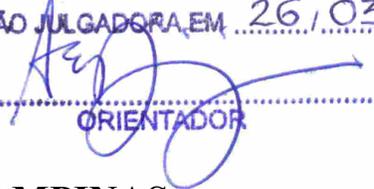


ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR José Manuel
Arroyo Osorio E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 26/03/2009


.....
ORIENTADOR

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

**Investigação sobre o uso da texturização a laser
na preparação da superfície a ser recoberta em
ferramentas de metal duro para fresamento**

Autor: José Manuel Arroyo Osorio
Orientador: Anselmo Eduardo Diniz

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

Investigação sobre o uso da texturização a laser na preparação da superfície a ser recoberta em ferramentas de metal duro para fresamento

Autor: José Manuel Arroyo Osorio
Orientador: Anselmo Eduardo Diniz

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Tese de doutorado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2009
S.P. – Brasil

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

Ar69i Arroyo Osorio, José Manuel
Investigação sobre o uso da texturização a laser na
preparação da superfície a ser recoberta em ferramentas
de metal duro para fresamento / José Manuel Arroyo
Osorio. --Campinas, SP: [s.n.], 2009.

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

1. Usinagem. 2. Ferramentas para cortar metais. 3.
Superfícies (Tecnologia). 4. Aderências. I. Diniz,
Anselmo Eduardo. II. Universidade Estadual de
Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III.
Título.

Título em Inglês: Research on the use of laser texturing for the surface
preparation of to be coated carbide milling tools

Palavras-chave em Inglês: Machining, Metal cutting tools, Surfaces
(Technology), Adhesions

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Alisson Rocha Machado, Olívio Novaski, Milton Sergio
Fernandes de Lima, Nivaldo Lemos Coppini

Data da defesa: 26/03/2009

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

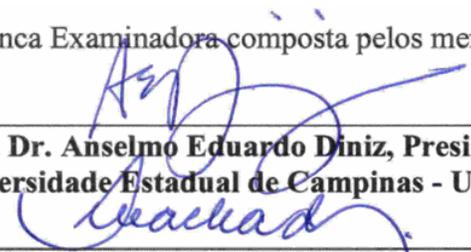
**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**

TESE DE DOUTORADO

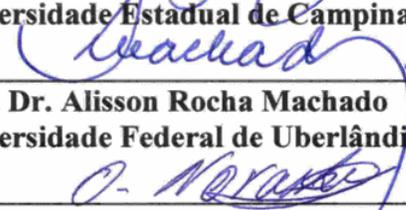
**Investigação sobre o uso da texturização a laser
na preparação da superfície a ser recoberta em
ferramentas de metal duro para fresamento**

Autor: José Manuel Arroyo Osorio
Orientador: Anselmo Eduardo Diniz

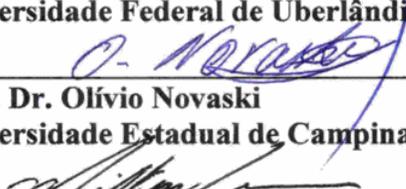
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Tese:



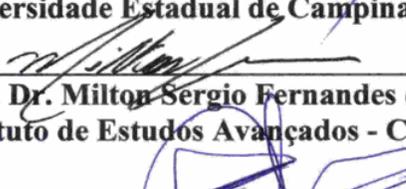
Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz, Presidente
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



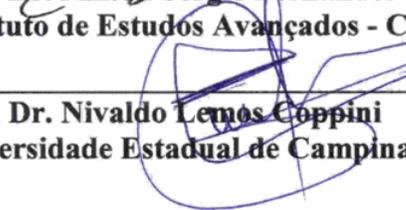
Prof. Dr. Alisson Rocha Machado
Universidade Federal de Uberlândia - UFU



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



Prof. Dr. Milton Sergio Fernandes de Lima
Instituto de Estudos Avançados - CTA-IEAv



Prof. Dr. Nivaldo Lemos Coppini
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP

Campinas, 26 de março de 2009

Agradecimentos

Agradeço, em primeiro lugar, à Universidade Nacional da Colômbia, pela comissão de estudos. Ao professor Dr. Anselmo Eduardo Diniz, meu orientador, minha gratidão pelas suas lições, sugestões, apoio constante e interesse durante toda a pesquisa. Agradeço ao professor Dr. Milton Lima, que me mostrou o caminho do processamento de materiais a laser, e, além disso, fez possível a utilização dos equipamentos da divisão de fotônica do CTA-IEAv.

Parabenizo à sociedade Brasileira pelo seu sistema público de ensino superior e pesquisa, e agradeço à excelente UNICAMP pela facilidade de acesso à pós-graduação aos alunos estrangeiros. Agradeço aos professores e funcionários do Departamento de Engenharia de Fabricação, especialmente à senhora Vera Lucia Pontes, secretária do Departamento, e à Claudenete Leal, profissional do microscópio eletrônico de varredura. Agradeço à colega Claudia Nunes, pela assessoria no uso do difratômetro de raios-X e ao Dr. Adilson de Oliveira, pela ajuda na compra de material bibliográfico.

Agradeço aos profissionais da divisão de fotônica do CTA-IEAv, Jaime Watanuki e Guilherme Simões, pela paciência no ajuste do laser. Agradeço à Sandvik Coromant do Brasil, especialmente à Flavia Silva e ao Aldeci Santos, pelas ferramentas, pelo recobrimento dos insertos experimentais e, mais importante ainda, pela gentil sanção de dúvidas. Agradeço também à Villares Metals, que doou generosamente o aço para os experimentos.

Sou muito grato aos professores da Banca: Anselmo Diniz, Milton Lima, Olívio Novaski, Nivaldo Lemos e Álisson Rocha por terem aceitado o trabalho de avaliar este trabalho, pelas pertinentes sugestões, pela gentil caçada de erratas, pelo esforço de chegar até o local da defesa,

pelo tempo pego das suas múltiplas responsabilidades e pelo encorajamento para continuar o nobre caminho acadêmico. Também agradeço às professoras Maria Helena Robert e Roseana Trevisan e ao professor Marcio Bacci, pela sua amável disposição para fazer parte da Banca examinadora.

Escusado será dizer, que sou grato aos colegas e amigos da UNICAMP pela ajuda e o convívio. Agradeço ao Armando Antonialli, ao Daniel Gabriel, ao Davi Benati, ao Davi Gabriel, ao Francisco Fraga, ao Luciano Lourençato, ao Marcelo Aguiar, ao Renato da Silva e ao Vanderlei Torres.

A Blanca Eugenia, que plantó firmemente los cimientos del ser humano que soy, a Mireya Arroyo, siempre dispuesta a ayudar, a Alvaro Arroyo y Argemiro Osorio, por la solidaridad y la confianza, a Marta Lucia, por el oasis, muchas, muchísimas GRACIAS.

José Manuel Arroyo

23 de Janeiro de 2009

“I shall be for ever grateful to my first teacher, Emma Goldberger, who taught me to read, to write, and the arithmetic rules. They are, I think, the only essentials a child has to be taught; and some children do not even need to be taught in order to learn these. Everything else is atmosphere, and learning through reading and thinking.”

Karl Popper in *Unended Quest: An Intellectual Autobiography*

“...it is hard to have a good idea if we have little knowledge of the subject, and impossible to have it if we have no knowledge. Good ideas are based on past experience and formerly acquired knowledge.”

George Pólya, *Mathematician*

Resumo

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

A usinagem é um dos processos de fabricação fundamentais da indústria contemporânea sendo o metal duro recoberto o material mais utilizado na fabricação das ferramentas de corte. A manufatura deste tipo de ferramentas inclui o processamento da superfície do substrato, previamente à deposição do recobrimento, com o objetivo de obter uma elevada resistência de aderência na interface substrato-recobrimento. O método mais difundido com este propósito é o jateamento do substrato com micropartículas de alumina que, embora amplamente utilizado e efetivo, gera poluição, risco à saúde do operador, consome muitos recursos de tempo e mão de obra e apresenta dificuldade no controle da rugosidade. Por outro lado a texturização a laser é uma tecnologia de engenharia de superfície baseada num laser pulsado que modifica a superfície do material através de fusão, evaporação, sublimação e subsequente solidificação. Nesta tese foi explorada a efetividade da texturização a laser como método alternativo ao jateamento na preparação pré-recobrimento da superfície do substrato. Este processo não apresenta poluição, permite o processamento seletivo de áreas específicas da ferramenta e, sendo automatizável, potencialmente utiliza menos recursos de tempo e mão de obra. As ferramentas selecionadas para experimentar foram duas classes de metal duro com recobrimento composto de $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ depositado pelo processo MT-CVD, e, na preparação pré-recobrimento da superfície dos substratos experimentais foi utilizado um laser CuHBr pulsado. De acordo com a

dinâmica do processo laser utilizado, é possível controlar a rugosidade do substrato e produzir uma grande diversidade de topografias e estruturas de superfície através da variação da intensidade e/ou da quantidade de pulsos do laser. Também foi verificado que o processamento com laser produz sempre transformações do WC, presente no substrato do metal duro, em novas fases não estequiométricas com menor teor de C. Por tentativa e erro, foram determinados dois conjuntos de parâmetros laser que produziram a melhor resistência de aderência avaliada através de ensaios de indentação: 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ e 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$. Em ensaios de corte, tipo fresamento de topo a seco de aço molde P20 com ferramentas toroidais, foi comparado o desempenho de arestas microjateadas (comerciais) contra arestas texturizadas a laser (experimentais) encontrando uma vida média igual para ambos os tipos de arestas. Na análise detalhada dos mecanismos de desgaste foram encontradas em todas as arestas evidências de difusão, *attrition*, abrasão, deformação, delaminação, trincas e um mecanismo secundário, chamado desgaste por microfusão do material da aresta. Não houve diferenças notáveis entre as arestas comerciais e as experimentais que fossem atribuíveis ao processo de preparação da superfície do substrato para a deposição do recobrimento.

Palavras chave:

Usinagem, ferramentas para cortar metais, superfícies (tecnologia), aderências.

Abstract

ARROYO, José Manuel, *Research on the use of laser texturing for the surface preparation of to be coated carbide milling tools*, Campinas,: Mechanical Engineering Faculty, State University of Campinas, 2009. 168 p. Thesis (PhD).

Machining is one of the fundamental manufacturing processes of contemporary industry and coated cemented carbide is the most used cutting tool material. Manufacturing of this kind of tools includes the substrate surface processing previously to coating deposition in order to achieve high adhesion resistance in the substrate-coating interface. The most spread out method with this intention is the substrate blasting with alumina micro-particles, which, although so widely used and effective, generates pollution, operator health risks, consumes considerable time and labor resources and presents roughness control difficulty. In the other hand, laser texturing is a surface engineering technology based on a pulsed laser which modifies the material surface through melting, evaporation, sublimation and subsequent solidification. This thesis aims to explore the laser texturing effectiveness as an alternative method for substrate surface pre-coating preparation. This process does not generate pollution, allows selective tool areas for processing and, being automated, it potentially requires less time and labor resources. The tools selected for the experiments were two kinds of coated cemented carbide with a composed TiCN+Al₂O₃+TiN MT-CVD coating and for the experimental substrate surface pre-coating preparation, a pulsed CuHBr laser was used. With the laser process dynamics used, it is possible to control the substrate roughness and to produce a great diversity of surface topographies and structures by adjusting the intensity and/or the amount of laser pulses. Also, it was verified that the laser processing always produces WC (present in the substrate) transformations in new non-stoichiometric phases with less C content. By trial and error method, two laser parameters sets

were determined which produced the best adhesion resistance as evaluated through indentation tests: 02 pulses, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ and 64 pulses, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$. In dry face milling cutting tests of mould P20 steel with toroidal tools, it was compared the performance of micro-blasted tools (commercial) against laser textured (experimental) ones finding an equal average life for both tool types. Detailed wear mechanisms analysis showed evidences in all the cutting edges of diffusion, attrition, abrasion, deformation, delamination, cracks and a secondary mechanism, called micro-melting wear of the material of the edge. There were no remarkable wear differences between the commercial edges and the experimental ones which could be attributable to the substrate surface pre-coating preparation process.

Key words:

Machining, metal cutting tools, surfaces (technology), adhesions.

Índice

Agradecimentos	iv
Resumo	vii
Abstract	ix
Índice	xi
Lista de figuras	xv
Lista de tabelas	xxiii
Glossário	xxiv
Capítulo 1 Introdução	1
1.1 Motivações	4
1.2 Proposta de tese	5
1.3 Organização da tese	6
Capítulo 2 Literatura relevante	7
2.1 Processamento de materiais a laser	7
2.1.1 A natureza do laser	7
2.1.2 Interação laser - matéria	10
2.1.3 Características temporais	11
2.1.4 Características espaciais	14
2.1.5 Magnitude energética	18
2.1.6 Comprimento de onda (frequência da radiação)	19
2.1.7 Parâmetros do processo	20
2.1.8 Aspectos do processamento a laser do metal duro WC-Co	22
2.2 Ferramentas de corte de metal duro com recobrimento	26

2.2.1 O processo de recobrimento por deposição química de vapor.....	34
2.2.2 Recobrimentos CVD multicamada.....	36
2.2.3 Tensões residuais nos sistemas de materiais recobertos	40
2.2.4 Mecanismos de desgaste e de falha nas ferramentas recobertas	47
2.3 O conceito de aderência	55
2.3.1 Energia de aderência	56
2.3.2 Tipos de interfaces	58
2.4 Testes de aderência.....	59
2.4.1 Testes de indentação.....	62
2.4.2 Teste de riscamento.....	64
2.4.3 Teste de impacto.....	65
2.4.4 Testes de usinagem.....	67
2.5 Modificação de superfície e resistência de aderência no metal duro	69
2.5.1 Tratamentos mecânicos.....	71
2.5.2 Tratamentos químicos	76
2.5.3 Métodos com intercamadas.....	77
2.5.4 Tratamentos com laser	82
Capítulo 3 Materiais e métodos experimentais	89
3.1 Material das ferramentas de corte	89
3.2 Equipamento e montagem para a texturização a laser	91
3.2.1 Limpeza das superfícies antes da texturização a laser	92
3.2.2 Parâmetros do processo de texturização a laser	93
3.3 Tratamento químico	94
3.4 Caracterização das superfícies texturizadas a laser.....	95
3.5 Recobrimento MT-CVD dos substratos.....	96
3.6 Avaliação preliminar da resistência de aderência	97
3.7 Materiais, equipamentos e procedimentos de usinagem.....	99
3.7.1 Material dos corpos de prova	99
3.7.2 Geometria das ferramentas de corte e da fixação.....	100
3.7.3 Parâmetros de corte	101
3.7.4 Máquina-ferramenta e montagem	104

3.7.5 Medição da evolução do desgaste	106
3.7.6 Análise das arestas desgastadas.....	106
3.7.7 Planejamento experimental	106
Capítulo 4 Resultados dos tratamentos de superfície	108
4.1 Mudanças morfológicas	110
4.2 Mudanças de rugosidade	114
4.3 Mudanças estruturais.....	115
4.4 Efeitos do tratamento químico (desconsiderado).....	119
4.5 Identificação dos parâmetros laser de melhor aderência.....	121
4.5.1 Morfologia da superfície dos substratos.....	125
4.5.2 Comparação com as ferramentas comerciais	125
Capítulo 5 Resultados dos ensaios de usinagem	127
5.1 Sequência dos experimentos	127
5.2 Condições do corte.....	128
5.3 Avarias e mecanismos de desgaste.....	129
5.3.1 Difusão	134
5.3.2 Attrition	136
5.3.3 Abrasão.....	137
5.3.4 Microfusão	139
5.3.5 Trincas.....	140
5.3.6 Deformação plástica.....	141
5.3.7 Delaminação.....	142
5.3.8 Lascamento.....	143
5.3.9 Síntese	144
5.4 Progressão do desgaste.....	145
5.5 Comparação da vida das arestas de corte.....	147
5.6 Correspondência entre os testes de indentação e os de usinagem.....	151
Capítulo 6 Conclusão	152
6.1 Comparação dos resultados da tese com os de outros pesquisadores	153

6.2 Autocrítica.....	155
6.3 Perspectivas.....	156
6.3.1 Modificações submicrométricas da superfície do substrato.....	156
6.3.2 Processos de superfície pós-recobrimento	157
6.3.3 Aspectos econômicos e ambientais.....	158
6.3.4 Estudos básicos do fenômeno de aderência e testes de aderência.....	158
Referências bibliográficas	159

Lista de figuras

Figura 1.1: Inseto de corte de metal duro com recobrimento TiCN+Al ₂ O ₃ +TiN [Cortesia Sandvik Coromant].	3
Figura 2.1: Princípio da cavidade óptica.	9
Figura 2.2: Quando um feixe laser incide no material alvo, parte da energia é refletida, parte é transmitida e parte dela é absorvida.	11
Figura 2.3: Modos transversais eletromagnéticos TEM _{lm} da cavidade estável. TEM ₀₀ é o modo fundamental, a simetria pode ser retangular (Hermite-Gauss) ou circular (Laguerre-Gauss), <i>l</i> e <i>m</i> representam o número de nodos nas direções vertical e horizontal. O laser pode operar-se em modo único ou multimodo. [Riva, 2007].	15
Figura 2.4: Distribuição de intensidade em feixes gaussianos [Lima, 2006; Riva, 2007].	16
Figura 2.5: Principais parâmetros espaciais do feixe laser focalizado [adaptado de Zhang , Yao e Cheng, 2006].	17
Figura 2.6: Parâmetros laser e propriedades do material relevantes na remoção de material a laser [Dumitru et al., 2005].	21
Figura 2.7: Temperaturas influentes no processamento a laser do metal duro WC-Co.	23
Figura 2.8: Dependência da taxa de ablação em relação à intensidade do laser [Li et al., 2001a].	24
Figura 2.9: Caracterização qualitativa de diferentes matérias de corte [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].	28
Figura 2.10: Propriedades tribologicamente relevantes nas diferentes regiões da superfície recoberta [Holmberg, Matthews e Ronkainen, 1998].	29

Figura 2.11: Fatores no desenvolvimento de ferramentas de corte recobertas [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].	30
Figura 2.12: Comparação da resistência à ruptura transversal entre ferramentas de metal duro, sem recobrimento e recobertas, medida pelo teste de flexão de três pontos em espécimes de metal duro 73WC-19(Ti,Ta,Nb)C-8Co de 5×5×19 mm. [Santhanam, Tierney e Hunt, 1990].	32
Figura 2.13: Valores típicos da espessura do recobrimento e da temperatura de processo (temperatura na superfície do substrato) dos principais métodos para deposição de recobrimentos tribológicos [Hogmark et al., 2001].	33
Figura 2.14: Comparação dos limites típicos da temperatura de trabalho e da temperatura de aplicação de recobrimentos por PVD e por CVD entre diferentes materiais do substrato [Hogmark et al., 2001].	33
Figura 2.15: Esquema do processo de deposição química de vapor (CVD) [Freund e Suresh, 2003].	34
Figura 2.16: Estruturas possíveis nos recobrimentos com fins tribológicos [Hogmark et al., 2001].	37
Figura 2.17: Dependência da dureza vs. a temperatura do TiC, da Al ₂ O ₃ , e do TiN. Também se mostra a variação da dureza nas ligas WC-Co [Santhanam, Tierney e Hunt, 1990].	38
Figura 2.18: Recobrimento múltiplo composto de TiC, Al ₂ O ₃ e de Ti(NC) em um inserto de corte de metal duro para usinagem de aço inoxidável austenítico. O recobrimento de Ti(CN) é formado de múltiplas camadas com relações carbono:nitrogênio diferentes. (Cortesia Seco Tools) [Hogmark et al., 2001].	39
Figura 2.19: A propagação de trincas é dificultada nos recobrimentos multicamada [Cselle e Barimani, 1995].	39
Figura 2.20: Diagrama esquemático que mostra os componentes da tensão de superfície f^{s}_{ij} agindo num elemento infinitesimal da superfície de um material. A tensão de superfície é interpretada como um tensor de segunda ordem cujos componentes se decompõem num sistema local de coordenadas retangulares localizado num plano tangente à superfície no ponto de interesse [Freund e Suresh, 2003].	41

Figura 2.21: Representação esquemática da variação na distribuição de tensões no recobrimento e no substrato [Hultman e Sundgren, 2001].....	43
Figura 2.22: Distribuição das tensões de superfície em ferramentas recobertas por PVD e por CVD [Klocke e Krieg, 1999].	43
Figura 2.23: No processo de resfriamento de sistemas multicamadas depositados por MT-CVD as diferenças nos coeficientes de dilatação térmica dos materiais envolvidos produzem o desenvolvimento de tensões e deformações residuais [cortesia Sandvik Coromant].....	44
Figura 2.24: Sequência de eventos que conduzem à tensão residual de tração (a), e à tensão residual de compressão (b) no recobrimento [Orhing, 1992].....	45
Figura 2.25: Tensão no recobrimento e na subsuperfície do substrato devido às forças de corte [Tönshoff e Seegers, 2001].	45
Figura 2.26: Esquema da distribuição típica deformação esforço que ocorre quando uma força externa age sobre o sistema recobrimento-substrato, por exemplo, durante um teste de flexão. A descontinuidade da tensão na interface recobrimento-substrato é causada pelas diferenças no módulo de Young do recobrimento e do material do substrato [Hultman e Sundgren, 2001].....	46
Figura 2.27: A duração de um componente pode ser prolongada pela aplicação de um recobrimento fino. A vida é limitada por uma profundidade hipotética de desgaste representada por w_c e a espessura do recobrimento por f_c . (A) denota a evolução do desgaste de um componente de referência sem recobrimento; (B) denota o caso do mesmo componente fornecido com um recobrimento e que experimentou desgaste gradual; e (C) se refere uma situação indesejada de falha prematura do recobrimento [Hogmark et al., 2001].	47
Figura 2.28: (a) Topografia de uma ferramenta de aço rápido recoberto em que o recobrimento de TiN fraturou. (b) Secção transversal revelando amolecimento térmico do substrato devido às condições severas de corte. [Hogmark et al., 2001].	48
Figura 2.29: Mecanismos de falha comuns de componentes com recobrimento. (a) Estado inicial. (b)–(e): Falhas prematuras devido a: destacamento do recobrimento (b), trincamento e lascamento (c), deformação do recobrimento e do substrato (d), deformação do recobrimento e do substrato com fratura do recobrimento (e). (f)	

Adesão do material de trabalho. (g) Desgaste gradual do recobrimento. (h) Desgaste gradual inicial seguido pelo destacamento prematuro do recobrimento; (ver [C] na Figura 2.27) (i) Destacamento do recobrimento seguido de desgaste acelerado do material do substrato [Hogmark et al., 2001].	49
Figura 2.30: Falhas nas ferramentas de corte [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].	50
Figura 2.31: Sistema tribo-mecânico do processo de usinagem [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].	51
Figura 2.32: Padrões típicos de desgaste da ferramenta: (a) no corte contínuo, mostrando o desgaste de cratera e o desgaste de flanco causado pela interação química em alta temperatura e pela abrasão; (b) no corte interrompido, mostrando trincas de fadiga térmicas e mecânicas além de lascamento da aresta de corte [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].	52
Figura 2.33: Mecanismos de falha no corte contínuo e no corte interrompido [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].	54
Figura 2.34: (a) A separação uniforme de uma interface mediante um esforço aplicado, σ , produzirá (b) um gráfico ideal de esforço-deslocamento (σ vs. δ) que permite avaliar o trabalho termodinâmico de aderência, 2γ , e a resistência teórica da interface, σ_{max} [Thouless, 1994].	57
Figura 2.35: Diferentes tipos de interfaces entre a camada e o substrato, (a) interface abrupta, (b) Interface composta, (c) Interface de difusão, e (d) interface mecânica [Orhing, 1992].	59
Figura 2.36: Esquema do método de indentação para medição da aderência do recobrimento [Bhushan e Gupta, 2001].	62
Figura 2.37: Teste de riscamento, (adaptado de CSM [2008]).	64
Figura 2.38: Montagem para a realização do teste de impacto perpendicular e inclinado [Bouzakis et al., 2007].	65
Figura 2.39: Zonas de falha no teste de aderência por impacto [Heinke et al., 1995].	66
Figura 2.40: Padrão de desgaste típico de uma ferramenta de metal duro [Childs et al., 2000; adaptado à norma ISO 3685:1993].	68

Figura 2.41: Topografia e tensão residual da superfície do metal duro quando tratado com três processos de superfície diferentes [Tönshoff e Mohlfeld, 1998], [Tönshoff et al., 1999].....	72
Figura 2.42: Superposição de cargas na subsuperfície do metal duro recoberto [Tönshoff e Seegers, 2001].	73
Figura 2.43: Efeitos do microjateado e do polido na estrutura superficial do metal duro e na aderência do recobrimento [Bouzakis et al., 2005].	74
Figura 2.44: Aspecto de inserto processado com bombardeio de partículas duras posteriormente ao processo de recobrimento [Giovanetti, 2008].	75
Figura 2.45: Temperatura de superfície no Co e no WC quando irradiados com um laser pulsado KrF ($\lambda = 248 \text{ nm}$, $\tau = 25 \text{ ns}$) calculada por Lee [1998a] através do programa SLIM.	82
Figura 2.46: Evolução da topografia da superfície do metal duro com o incremento da quantidade de pulsos laser proposta por Lee [1998a]. As linhas descontínuas indicam áreas com transformação de fases.	83
Figura 2.47: Esquema da microestrutura induzida pela irradiação laser no metal duro proposta por Lee [1998a].	83
Figura 3.1: Metalografia dos substratos das duas classes de metal duro ensaiadas.	91
Figura 3.2: Montagem geral do processo de texturização a laser.	92
Figura 3.3: Verificação experimental do diâmetro do feixe realizada aplicando um trem de pulsos do laser a $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ sobre uma lâmina de latão.	93
Figura 3.4: Superfície do metal duro e dinâmica do processo de texturização a laser utilizada.	94
Figura 3.5: Secção do recobrimento $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ depositado sobre metal duro [Cortesia Sandvik Coromant].	97
Figura 3.6: Princípio do teste de aderência por indentação VDI 3198 (Rockwell C) [Vidakis, Antoniadis e Bilalis, 2003].	98
Figura 3.7: EDX do aço VP20-ISO utilizado como material dos corpos de prova.....	100
Figura 3.8: Geometria dos insertos, da fresa e do mandril utilizados nos testes de usinagem. [Sandvik, 2006].	101

Figura 3.9: Diâmetro efetivo máximo de corte D_e e ângulo de posição κ_r no fresamento de faceamento com fresa toroidal [adaptado de Sandvik, 2006].	102
Figura 3.10: Espessura máxima do cavaco h_{ex} quando $[a_e > D_e/2]$ no fresamento de faceamento toroidal [Sandvik, 2005].	102
Figura 3.11: Montagem peça e operação de faceamento de topo utilizados nos testes de usinagem.	105
Figura 3.12: Área removida em cada passada de corte nos testes de usinagem.	105
Figura 4.1: Ciclo térmico básico gerado por um pulso laser. O seguinte pulso laser interagirá com parte ou com todo o material ressolidificado [Foltyn, 1994].	109
Figura 4.2: Superfícies do metal duro depois de texturizado a laser em testes preliminares, à esquerda com 64 pulsos, $137 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, à direita com 64 pulsos, $513 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$.	110
Figura 4.3: Efeito da variação da intensidade do laser na morfologia das superfícies tratadas usando uma quantidade fixa de pulsos $q_p = 32$.	111
Figura 4.4: Efeito da variação da quantidade de pulsos laser na morfologia das superfícies tratadas quando usada uma intensidade fixa no valor $I_0 = 273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$.	112
Figura 4.5: Detalhe MEV da superfície retificada original e de uma das texturizadas a laser.	114
Figura 4.6: Detalhes MEV, à esquerda a seção da superfície retificada original do substrato e à direita a seção da superfície texturizada a laser com 32 pulsos, $273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$.	114
Figura 4.7: Influência da intensidade e da quantidade de pulsos na rugosidade das superfícies de metal duro texturizadas a laser.	115
Figura 4.8: Mudanças de fase em função da intensidade do laser com 32 pulsos fixos, sendo: ①:Co, ②:WC, ③: β -WC _{1-x} , ④: α -W ₂ C, ⑤:W ₃ C, ⑥:W ₆ C _{2,54} .	116
Figura 4.9: Mudanças de fase em função do número de pulsos com uma intensidade constante do laser de $273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, onde: ①:Co, ②:WC, ③: β -WC _{1-x} , ④: α -W ₂ C, ⑤:W ₃ C.	117
Figura 4.10: Detalhe MEV e EDX comparativos entre as superfícies de metal duro retificado e atacado quimicamente.	119
Figura 4.11: Detalhe MEV do substrato texturizado com 32 pulsos, $273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ antes e depois do ataque químico.	120
Figura 4.12: Indentações Rockwell C sobre as superfícies da classe 4030 texturizadas a laser e recobertas. As letras indicam a ordem sequencial de fabricação de cada grupo.	122

Figura 4.13: Detalhe MEV do recobrimento depositado sobre substratos texturizados a laser, à esquerda com 32 pulsos, $308 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, à direita com 32 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$	123
Figura 4.14: Imagens no microscópio óptico e no MEV do substrato das arestas da classe 4030 tratadas com os parâmetros laser de melhor desempenho no teste de aderência Rockwell C.....	124
Figura 4.15: Indentações Rockwell C sobre as superfícies recobertas das classes 4030 e 4240 comerciais e com os dois tratamentos laser que mostraram a melhor resistência de aderência.....	126
Figura 5.1: Comprimento de trabalho da aresta.....	129
Figura 5.2: Vista geral de arestas da classe 4030 no final de vida depois dos ensaios com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$	130
Figura 5.3: Vista geral de arestas da classe 4030 no final de vida depois dos ensaios com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$	131
Figura 5.4: Vista geral de arestas da classe 4240 no final de vida depois dos ensaios com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$	132
Figura 5.5: Vista geral de arestas da classe 4240 no final de vida depois dos ensaios com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$	133
Figura 5.6: Detalhe da superfície de saída de uma aresta comercial 4030 no final de vida depois do ensaio com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ em que se vê uma textura lisa com riscos tênues na direção de fluxo do cavaco.....	135
Figura 5.7: Detalhe do substrato arrancado por attrition na superfície de saída da aresta comercial 4030 no final de vida depois do ensaio com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$	136
Figura 5.8: Detalhe do flanco desgastado da aresta comercial 4030 depois do corte com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ (esquerda) e depois de remover quimicamente o material de trabalho aderido (direita).....	137
Figura 5.9: Detalhe das marcas abrasivas na camada TiCN do flanco desgastado da aresta comercial 4030 depois do corte com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$	138
Figura 5.10: Detalhe de crateras atribuídas a microfusão na aresta experimental da classe 4030 texturizada com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ depois do corte com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$..	139

Figura 5.11: Detalhe da trinca na região de maior espessura média do cavaco da aresta 4240 texturizada com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ depois do corte com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. ..	140
Figura 5.12: Detalhe da deformação plástica na região de menor espessura do cavaco na aresta experimental da classe 4240 texturizada com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ depois do corte com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. ..	141
Figura 5.13: Detalhe da delaminação do recobrimento, fora da região de contato com o cavaco, possivelmente originada nas microtrincas produzidas pela deformação plástica do substrato na aresta da classe 4240 texturizada com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ depois do corte com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. ..	142
Figura 5.14: Detalhe microlascamentos na aresta da classe 4030 comercial depois do corte com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. ..	143
Figura 5.15: Secção de uma das arestas ensaiadas parcialmente desgastada.	145
Figura 5.16: Progressão do desgaste de flanco nas arestas comerciais (microjateadas) e nas experimentais (texturizadas a laser).	146
Figura 5.17: Comparação da vida das arestas classe 4030.	148
Figura 5.18: Comparação da vida das arestas classe 4240.	149
Figura 5.19: Comparação gráfica das equações básicas de Taylor das ferramentas ensaiadas.	150
Figura 6.1: Estruturas submicrométricas obtidas por Groenendijk e Meijer [2006] usando um laser pulsado em fs sobre substratos de aço AISI 304.	157
Figura 6.2: Poro obtido por ablação laser em metal duro com recobrimento [Dumitru et al., 2004].	157

Lista de tabelas

Tabela 2.1: Aplicações laser em processamento de materiais [Zhang e Yao, 2004].	19
Tabela 2.2: Propriedades térmicas do WC e do Co de interesse no processamento a laser [Lee, 1998; Santhanam, Tierney e Hunt, 1990; Dumitru et al., 2005].	23
Tabela 2.3: Condições de contato e propriedades desejáveis no material do substrato e do recobrimento nas ferramentas recobertas aplicadas na usinagem [Hogmark et al., 2001].	29
Tabela 2.4: CVD vs. PVD em ferramentas de corte [Pierson, 1999].	31
Tabela 2.5: Propriedades a 20°C de alguns materiais de recobrimento aplicados por CVD [Nouari e Ginting, 2006b; Orhing, 1992; Pierson, 1999].	36
Tabela 2.6: Métodos de ensaio da resistência de aderência relevantes para o metal duro com recobrimento.	61
Tabela 3.1: Resultados de vida t da aresta de corte nos testes preliminares.	104
Tabela 4.1: % de Co em peso da subsuperfície das amostras texturizadas a laser, de acordo com a análise EDX, (a composição nominal é 8,5% de Co).	119
Tabela 5.1: Sequência dos experimentos de usinagem completamente aleatória com duas réplicas.	128
Tabela 5.2: Exemplo de cálculo da comparação de médias entre as arestas da classe 4240 ensaiadas a $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e tratadas com: (A) 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, (B) 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ e (C) comerciais.	147

Glossário

3-D

Tridimensional.

Ablação

Remoção de material através de energia laser.

a-C

Amorphous carbon.

AISI

American Iron and Steel Institute.

Al₂O₃

Trióxido de dialumínio (alumina)

ArF laser

Argon fluoride laser.

ASTM

American Society for Testing and Materials.

Attrition

Fenômeno de desgaste no processo de usinagem em que o material da ferramenta de corte e arrancado pelo fluxo de material da peça e do cavaco aderidos nela.

CIA

Coating impact adhesion.

CO₂

Dióxido de carbono.

CO_x

Óxidos de carbono em geral.

CoroGrip®

Sistema hidráulico de fixação da haste da fresa desenvolvido pela Sandvik Coromant.

Cr₃C₂

Carboneto de cromo.

CSR

Contact stiffness ratio.

CTA

Comando-Geral de Tecnologia Aeroespacial do Brasil.

CuHBr

Tipo de laser de vapor de cobre que apresenta também a molécula de ácido bromídrico na descarga.

CVD

Chemical vapor deposition.

CW

Continuous wave.

EDX

Espectroscopia de energia dispersiva.

Excimer

Termo composto para *excited dimer*. Tipo de laser que utiliza tipicamente uma combinação de gás inerte (argônio, criptônio ou xenônio) e um gás reativo (flúor ou cloro).

FEM

Finite element modeling.

Fluência

Parâmetro que caracteriza a energia por unidade de área [$\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$] no processamento a laser de materiais.

HBr

Ácido bromídrico.

HCl

Ácido clorídrico.

HF

Ácido fluorídrico.

HF-CVD

Hot filament CVD.

HNO₃

Ácido nítrico.

HT-CVD

High temperature CVD.

HyBrID

Hydrogen Bromide in Discharge.

IEAv

Instituto de Estudos Avançados.

ImageJ

Software de processamento e análise de imagens, escrito em Java e de licença aberta.

ISO

International Organization for Standardization.

ISO-P20

Dependendo do contexto este termo pode representar um tipo de aço ou uma classe de metal duro.

JCPDS

Joint Committee for Powder Diffraction Studies.

JSME

The Japan Society of Mechanical Engineers.

K₃[Fe(CN)₆]

Ferricianeto de potássio ou hexacianoferrato de potássio.

K30

Classe ISO de metal duro.

K35

Classe ISO de metal duro.

KrF laser

Krypton fluoride laser.

Laser

Light amplification by stimulated emission of radiation.

LE-CVD

Laser-enhanced CVD.

LIQC

Laboratório de ciclo integrado de quartzo da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP.

LP-CVD

Low-pressure CVD.

LSC

Laser de sal de cobre.

LSP

Laser shock processing.

LVC

Laser de vapor de cobre.

M15

Classe ISO de metal duro.

M40

Classe ISO de metal duro.

Maser

Microwave amplification by stimulated emission of radiation.

MEV

Microscopia eletrônica de varredura.

MO-CVD

Metalorganic CVD.

MT-CVD

Moderate temperature CVD.

NaOH

Hidróxido de sódio.

NbC

Carboneto de nióbio.

Nd:YAG laser

Granada ítrio-alumínio, dopada com neodímio; Nd:Y3Al5O12. É um cristal utilizado como meio laser de estado sólido.

Oerlikon Balzers

Firma multinacional dedicada à deposição de recobrimentos por PVD.

P25

Classe ISO de metal duro.

P40

Classe ISO de metal duro.

PCD

Diamante policristalino.

PE-CVD

Plasma-enhanced CVD.

PVD

Physical vapor deposition.

Q-switched

Técnica pela qual um laser CW pode produzir um feixe de pulsado.

Sandvik Coromant

Multinacional sueca que fabrica ferramentas de corte.

Si₃N₄

Nitreto de silício.

SiC

Carboneto de silício.

SLIM

Simulation of Laser Interaction with Materials.

TaC

Carboneto de tântalo.

TEM

Transverse electromagnetic mode.

TiC

Carboneto de titânio.

TiCN

Carbonitreto de titânio.

TiN

Nitreto de titânio.

UNICAMP

Universidade estadual de Campinas.

USD

Dólar americano.

UV

Ultravioleta.

VDI

Verein Deutscher Ingenieure (Associação Alemã de Engenheiros)

VP20-ISO

Aço fabricado pela empresa Villares Metals equivalente ao aço ISO-P20.

WC

Carboneto de tungstênio.

Capítulo 1

Introdução

Esculpir os materiais, especialmente aqueles metálicos, mediante os diferentes processos de usinagem, é ainda neste começo do século XXI um processo de fabricação intensamente utilizado nos sistemas de produção de praticamente todos os tipos de bens de capital e de consumo. Tanto que em 2007 a produção total de máquinas ferramenta no Brasil atingiu o valor de USD \$1157,8 milhões, sendo 81% de equipamento para processos de usinagem e 19% para processos de conformação [Gardner, 2008]. Assim, melhorar o desempenho das operações de usinagem é um objetivo da maior relevância tecnológica e econômica.

No processo de usinagem, a ferramenta de corte é o componente mais solicitado, e o que geralmente impõe o limite de desempenho da operação. Múltiplos esforços tribológicos e cargas térmicas e mecânicas afetam as arestas de trabalho da ferramenta de corte de uma maneira contínua ou intermitente. Em consequência, além de boa resistência ao desgaste, os materiais para fabricar as arestas das ferramentas de corte devem possuir alta resistência mecânica e elevada estabilidade química e térmica [Diniz, Marcondes e Coppini, 2003].

O desenvolvimento de materiais cortantes é um processo de caráter evolutivo que pode assimilar-se à teoria da evolução biológica proposta por Charles Darwin. Neste preciso instante, milhões de pessoas estão utilizando todo tipo de ferramentas de corte em uma enorme variedade de ambientes [Trent e Wright, 2000]. Os materiais com as melhores características têm sobrevivido nesta “seleção natural” e continuam evoluindo através de pequenas mutações entre

uma geração e a seguinte. Mas neste caso a evolução não depende de combinações de genes e sim do esforço persistente de milhares de técnicos, inventores, tecnólogos, engenheiros e cientistas. Os operadores e supervisores no chão das fábricas fazem o papel da natureza na seleção natural, escolhendo as ferramentas mais aptas e deixando de lado aquelas que não acompanham as fortes exigências da manufatura contemporânea.

Os materiais usados para ferramentas de corte não abrasivas incluem aços rápidos, metais duros, aços ligados, aços carbono, ligas a base cobalto, cerâmicas e cermets assim como diamante e nitreto de boro. Vários destes materiais têm sido melhorados graças à tecnologia de recobrimento com camadas resistentes ao desgaste, o qual tem possibilitado a utilização das ferramentas com velocidades de corte cada vez maiores [Yuhara, 2000], produzindo um positivo efeito econômico nos sistemas de fabricação.

Os recobrimentos finos e duros foram introduzidos na década começando em 1960 para combater o desgaste por difusão no metal duro. Porém o maior desenvolvimento nesta área aconteceu na última década do século XX. Atualmente o metal duro recoberto é o material mais utilizado para ferramentas de corte, constituindo, por exemplo, cerca de 50% dos insertos utilizados durante 2002 no Japão [Takanashi et al., 2002]. Os processos relevantes no recobrimento de ferramentas de corte podem se classificar de forma geral em processos por deposição química de vapor (CVD, *chemical vapor deposition*) e processos por deposição física de vapor (PVD, *physical vapor deposition*). Cada um destes processos por sua vez tem vários subtipos com efeitos característicos na estrutura do recobrimento e nas propriedades tribológicas da ferramenta recoberta. Em 1969, a Sandvik Coromant, fabricante sueca de ferramentas de corte, introduziu comercialmente o primeiro recobrimento CVD de TiC com fins tribológicos para proteger ferramentas de metal duro e em 1978 foi aplicada pela primeira vez uma proteção PVD de TiN sobre ferramentas de aço rápido. [Hogmark et al., 2001].

O tipo de recobrimento depositado nas ferramentas de metal duro estudadas nesta tese consiste num sistema de camada tripla TiCN+Al₂O₃+TiN (Figura 1.1) aplicado por CVD em temperatura moderada, no qual o TiCN em contato com o substrato combina a resistência ao desgaste do TiC com a estabilidade química e anti-oxidação do TiN e, mais importante ainda, favorece a aderência da alumina (Al₂O₃) com o metal duro [Echigoya et al., 1994]. A alumina é

um composto altamente estável quimicamente e age como barreira térmica além de contribuir também na resistência à abrasão. O TiN na superfície oferece elevada dureza, uma barreira à difusão, estabilidade química e baixo coeficiente de atrito na usinagem de aços. Adicionalmente sua cor dourada característica permite um controle visual rápido do desgaste da aresta de corte. [Klocke e Krieg, 1999; Pierson, 1999; Hogmark et al., 2001; Sandvik, 2006].

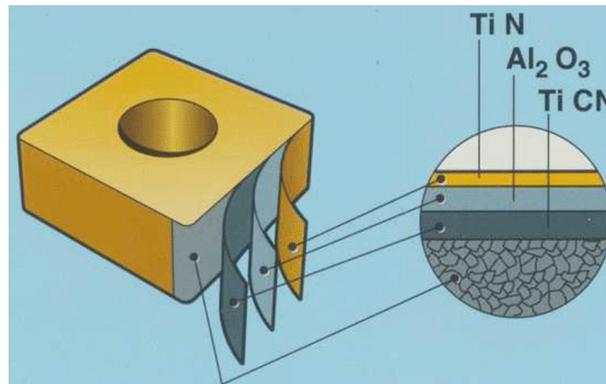


Figura 1.1: Inserto de corte de metal duro com recobrimento $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ [Cortesia Sandvik Coromant].

No processo de fabricação das ferramentas de corte de metal duro recoberto, deve tratar-se a superfície do substrato, previamente à deposição do recobrimento, com o objetivo de produzir uma elevada resistência de aderência na interface metal duro - recobrimento. Com este propósito podem empregar-se um ou vários dos seguintes métodos [Taher, 1999]:

- Bloquear o efeito nocivo do cobalto superficial do substrato mediante sua remoção seletiva.
- Aumentar a aderência básica através de tratamentos químicos.
- Incrementar o bloqueio mecânico mediante a otimização da rugosidade do substrato.
- Controlar a propagação de trincas com o melhoramento dos estados superficiais de tensão residual e incrementar a tenacidade da interface.

Na prática industrial o tratamento da superfície do substrato, prévio à deposição do recobrimento, é feito normalmente através de jateamento com micropartículas de alumina. Este

processo reduz a deformação plástica na camada subsuperficial do substrato e o nível de tensão residual na superfície resulta similar àquele gerado pelo processo de retificação, mas com um valor muito mais constante [Tönshoff e Mohlfeld, 1998; Bouzakis et al., 2005].

1.1 Motivações

Embora amplamente utilizado e efetivo, o processo regular de preparação da superfície do metal duro por jateamento com micropartículas duras [Tönshoff e Mohlfeld, 1998; Bouzakis et al., 2005] apresenta desvantagens de contaminação ambiental e de risco à saúde dos operadores [Verdier et al., 2003], produz uma superfície com rugosidade de difícil controle, precisa de bastante mão de obra e consome tempo apreciável [Semak e Dahotre, 1998]. Encontrar métodos alternativos para este processo é então muito interessante.

O processo de tratamento de superfície a laser apresenta vantagem frente ao microjateamento, pois é facilmente automatizável, permite o tratamento seletivo de superfícies planas e em 3-D [Neves, Diniz e Lima, 2005], o tempo de processo por peça é potencialmente mais curto e seu efeito ambiental e na salubridade da fábrica é menos prejudicial. Este processo tem sido amplamente pesquisado e reportado na literatura em aplicações diversas, entre outras: remoção de camadas deformadas em cilindros de motor, desoxidação e limpeza de superfícies em contato, endurecimento e nitretação superficial de aços, marcação e microestruturação de polímeros, furação de placas multicamada, polimento de cerâmicas, remoção sem dano de camadas de TiN aplicadas sobre aços e descascamento de tinturas. [Bergmann et al., 1995].

Lee [1998a], Cappelli et al. [1999] e Tiejun et al. [2002], em trabalhos independentes, reportaram sucesso no aumento da resistência de aderência do diamante depositado por CVD sobre superfícies de metal duro previamente tratado a laser. Tiejun et al. [2002] ainda fizeram testes de usinagem em torneamento para comparar as ferramentas com e sem preparação a laser, resultando numa velocidade de desgaste menor das ferramentas tratadas a laser. Mais recentemente, Neves, Diniz e Lima [2006] aplicaram a técnica de pré-processamento superficial com feixe laser da superfície do substrato de aço rápido de brocas que foram posteriormente recobertas por PVD com uma camada de TiN, obtendo uma notável melhoria na resistência ao desgaste das mencionadas ferramentas quando comparadas com as brocas sem tratamento a laser.

1.2 Proposta de tese

Na pesquisa proposta nesta tese pretende-se determinar se o processamento superficial do substrato de metal duro com irradiação laser antes do processo de recobrimento com TiCN+Al₂O₃+TiN por deposição química de vapor de temperatura moderada (MT-CVD), pode efetivamente melhorar a aderência do recobrimento sobre o substrato e se este processo produz resultados competitivos, do ponto de vista do desempenho da ferramenta, quando comparado com o processo de microjateamento de uso corrente na indústria.

Como já citado, a efetividade do processamento a laser do substrato para prepará-lo para o recobrimento foi demonstrada no caso de ferramentas de metal duro com recobrimento de diamante depositado por CVD e testadas no torneamento de alumínio com partículas duras de SiC [Tiejun et al., 2002]. Esta técnica de engenharia de superfície apresentou também bons resultados no caso do recobrimento de TiN depositado por PVD sobre substratos de aço rápido em brocas testadas na furação de aço inoxidável [Neves, Diniz e Lima, 2006]. Nesta tese se propõe pesquisar a efetividade do processamento a laser na preparação da superfície do substrato no caso da deposição por CVD do recobrimento composto TiCN+Al₂O₃+TiN sobre substratos de metal duro de ferramentas utilizadas em operações de fresamento. Este sistema de material de ferramenta foi escolhido por ser de uso intensivo na indústria.

Para atingir o objetivo do projeto, foram definidas três etapas:

1. Estudo da interação do laser de CuHBr com o metal duro, avaliando experimentalmente as mudanças estruturais e topográficas na superfície deste material quando tratado com este tipo de laser. Determinação da faixa de parâmetros de processamento adequada de acordo com as características da interação laser-material.
2. Estabelecimento dos parâmetros de processamento a laser do substrato de metal duro que produzam a melhor aderência do recobrimento aplicado, posteriormente, por deposição química de vapor.
3. Avaliação do desempenho na usinagem de ferramentas tratadas com os parâmetros laser determinados na etapa anterior versus ferramentas comerciais.

1.3 Organização da tese

Depois da introdução, no segundo capítulo é apresentada uma síntese da literatura relevante, cobrindo os seguintes temas: processamento a laser de materiais em geral e aspectos específicos do processamento a laser do metal duro; ferramentas de corte de metal duro recobertas com ênfase no processo CVD; o conceito de aderência nos sistemas com recobrimento, os testes de resistência de aderência mais utilizados no caso do metal duro recoberto e as técnicas de processamento pré-recobrimento da superfície do substrato para elevar a resistência de aderência.

No terceiro capítulo se apresentam os métodos experimentais e os materiais utilizados: o tipo de material dos substratos de metal duro, o equipamento e a montagem para o tratamento a laser, as técnicas utilizadas para caracterizar as superfícies tratadas a laser e para avaliar a aderência do recobrimento e, finalmente, os equipamentos, materiais e procedimentos utilizados nos ensaios de usinagem.

No capítulo quarto se apresentam os resultados dos tratamentos de superfície aplicados nos substratos de metal duro, considerando: as mudanças de morfologia e estrutura nas superfícies tratadas a laser em função dos parâmetros do processo e a experimentação para encontrar parâmetros que produzissem uma boa aderência do recobrimento.

O quinto capítulo cobre os resultados dos ensaios comparativos de usinagem entre ferramentas experimentais (texturizadas a laser) e as ferramentas comerciais (microjateadas), considerando a vida da ferramenta e os mecanismos de desgaste. Neste capítulo também é discutida a relação entre os resultados dos ensaios de indentação e usinagem realizados.

No encerramento do trabalho, no capítulo 6, além da apresentação das conclusões, são comparados os resultados obtidos com os dos trabalhos similares disponíveis na literatura, é esboçada uma autocrítica e são sugeridos alguns horizontes de pesquisa.

Capítulo 2

Literatura relevante

Os temas discutidos neste capítulo foram criteriosamente selecionados para obter uma visão ampla e apropriadamente contextualizada das tecnologias e conceitos envolvidos no assunto principal da tese. O processamento de materiais a laser foi abordado para facilitar a compreensão dos aspectos particulares do tratamento a laser do metal duro. Devido a que as ferramentas que serão estudadas têm um revestimento multicamada aplicado por deposição química de vapor, foi dedicado um item a este tipo de ferramentas, no qual foram apresentados também os tópicos de tensões residuais e de desgaste, por estarem diretamente relacionados com a resistência de aderência, à qual foi dedicado também um item inteiro. Finalmente foram apresentadas as principais metodologias de avaliação da resistência de aderência e as tecnologias de engenharia de superfícies para o melhoramento da resistência de aderência de revestimentos, com ênfase especial no que diz respeito ao estado da arte das técnicas baseadas em energia laser.

2.1 Processamento de materiais a laser

"Faça-se a Luz. E a Luz se fez." (Gênesis, Cap. 1, Ver. 3)

2.1.1 A natureza do laser

A menor partícula de luz é chamada fóton e é tão pequena que uma lâmpada normal emite bilhões de fótons num trilionésimo de segundo. A palavra laser vem do acrônimo de *light amplification by stimulated emission of radiation* (amplificação da luz por meio de emissão

estimulada de radiação). A. Einstein apresentou em 1917 a teoria da emissão estimulada. Em 1954, C. H. Townes descobriu o maser (*microwave amplification by stimulated emission of radiation*), que é uma fonte de microondas com princípios similares ao laser. A ideia de estender o princípio do maser ao espectro eletromagnético visível foi proposta por A. L. Schawlow e C. H. Townes em 1958. Finalmente em 1960 T. H. Maiman conseguiu operar o primeiro laser de rubi.

A radiação eletromagnética se propaga na velocidade da luz e sua energia pode ser trocada com a matéria em quantidades elementares discretas chamadas quantum ou fótons. A energia E de um fóton é proporcional à frequência ν da radiação eletromagnética associada segundo a relação da equação (2.1), onde $h = 6,62 \times 10^{-34}$ J·s, é a constante de Planck. Por exemplo, um fóton com comprimento de onda $\lambda = 510$ nm (luz verde) tem uma frequência de $5,9 \times 10^{14}$ s⁻¹ e uma energia de $3,9 \times 10^{-19}$ J [Sona, 1998].

$$E = h\nu \quad (2.1)$$

O fluxo de energia F por unidade de tempo (em W/m²) pode expressar-se como uma função do número de fótons por segundo e por unidade de superfície, como mostrado na equação (2.2) Onde n_f é o número de fótons por m³ se movimentado ao longo da direção de fluxo na velocidade da luz, $c \cong 3 \times 10^8$ m/s [Sona, 1998].

$$F = cn_f h\nu \quad (2.2)$$

O estado energético ou de excitação no átomo se dá em níveis discretos. Entre dois níveis energéticos consecutivos não são possíveis outros valores de energia. Para um material qualquer, considerem-se dois níveis de energia E_1 e E_2 (sendo $E_1 < E_2$) com N_1 átomos por unidade de volume no nível E_1 e N_2 átomos por unidade de volume no nível E_2 . As quantidades N_1 e N_2 serão referidas como a população dos dois níveis [Sona, 1998].

Os processos que ocorrem entre dois níveis de energia E_1 e E_2 de um átomo são de três tipos: emissão espontânea, emissão estimulada e absorção. Na emissão espontânea um átomo que tenha sido levado ao nível energético superior E_2 , depois de certo tempo desce espontaneamente

de nível energético e emite radiação na frequência de transição $\nu = (E_2 - E_1)/h$. Na emissão estimulada, quando o átomo no nível E_2 está em presença de um campo eletromagnético cujos fótons têm uma frequência igual ou muito próxima daquela de transição entre os dois níveis, ocorre um descaimento forçado para o nível energético inferior E_1 . Isto é acompanhado da emissão de um outro fóton na mesma frequência, direção e fase daqueles em que o átomo está imerso. Isto quer dizer que o átomo recebe um fóton e emite dois. A absorção ocorre quando um átomo no nível E_1 imerso num campo de fótons passa para o nível E_2 absorvendo um fóton [Sona, 1998].

Em condição de equilíbrio térmico, o átomo tende a ocupar o nível de energia mínimo, ou seja, para qualquer material em condições normais, N_1 é maior do que N_2 . Para produzir um incremento da quantidade de fótons pelos processos de absorção e emissão estimulada, é necessário que N_2 seja maior que N_1 . Isto pode conseguir-se através de um processo de bombeamento que eleve um grande número de átomos do nível fundamental E_1 , ao nível excitado E_2 , para obter a chamada inversão de população ($N_2 > N_1$) [Sona, 1998].

Os lasers são fontes de energia fotônica com propriedades únicas. Uma fonte laser (Figura 2.1) inclui: um meio ativo onde a luz possa ser amplificada por emissão estimulada de radiação, uma fonte de energia para manter a inversão da população (bombeamento), um meio para promover o ganho do laser (cavidade óptica) e um mecanismo para permitir que uma quantidade de energia deixe o meio para ser usada em aplicações (feixe).

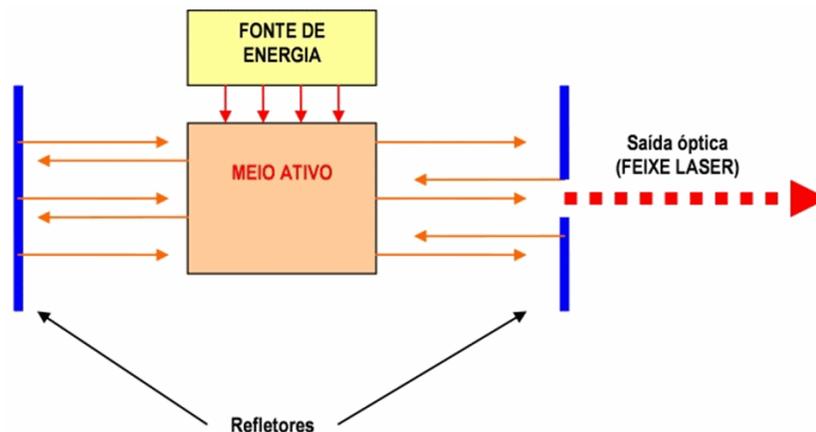


Figura 2.1: Princípio da cavidade óptica.

Adicionalmente, um laser necessita de sistemas de potência e controle e, frequentemente, de um sistema de refrigeração. Os meios ativos podem ser sólidos, gasosos ou líquidos, por exemplo, cristal de rubi dopado com safira, mistura de gases como no caso do hélio e neônio, ou dispositivos de estado sólido como diodos laser. Várias fontes de energia podem ser usadas para excitar o meio. Nos lasers industriais as mais comuns são: elétrica, óptica e química [Lima, 2006].

A emissão laser apresenta coerência temporal e coerência espacial. A coerência temporal refere-se ao fato da emissão laser ser uma onda sinusoidal contínua, sem saltos de fase, nem flutuações de amplitude, ao contrário da emissão de luz convencional, a qual consiste de trens de pulsos com duração limitada, ainda para fontes de luz monocromática. A coerência espacial refere-se ao fato de que os trens de pulsos da emissão laser têm uma diferença de fase constante, o que é impossível na emissão de luz convencional que acontece em todas as direções. A coerência espacial produz a alta luminosidade característica da emissão laser que se traduz numa elevada potência por unidade de superfície. Além disto, ela é monocromática (possui frequência muito bem definida) e colimada (propaga-se como um feixe com baixíssima divergência).

2.1.2 Interação laser - matéria

O processamento dos materiais a laser é uma área de importância industrial crescente cuja aplicação bem sucedida depende da escolha apropriada do sistema laser, assim como da adequada compreensão da física do processo [Zhang e Yao, 2004]. A interação do laser com os materiais é normalmente descrita considerando os seguintes fatores principais: a luz laser, o material, o meio ambiente e as propriedades físicas e químicas que governam os mecanismos da interação laser-matéria [Dumitru et al., 2005]. Quando um feixe laser incide no alvo, parte da energia é refletida, parte é transmitida e parte dela é absorvida (Figura 2.2). A energia absorvida pode aquecer ou dissociar os materiais do alvo [Zhang e Yao, 2004].

No processamento dos materiais a laser, o feixe laser focalizado, transfere parte da sua energia à peça. O processo de absorção ocorre na superfície e, conseqüentemente, a refletividade do material desempenha um papel importante na eficiência do acoplamento da energia laser com o material da peça. A energia absorvida localmente produz um incremento localizado da

temperatura, seguido por mudanças de fase, apresentando-se ejeção de material fundido e vaporização do mesmo. Os efeitos sobre o material dependem dos parâmetros do laser: fluência (energia por unidade de área), comprimento de onda, ajustes temporais e ângulo de incidência [Verdier et al, 2003]. Dependem também das propriedades térmicas e temperatura do material, além da sua condição superficial [Dumitru et al., 2005]. A absorção da radiação melhora com o aumento da temperatura devido à presença de mais elétrons livres [Zhang e Yao, 2004].

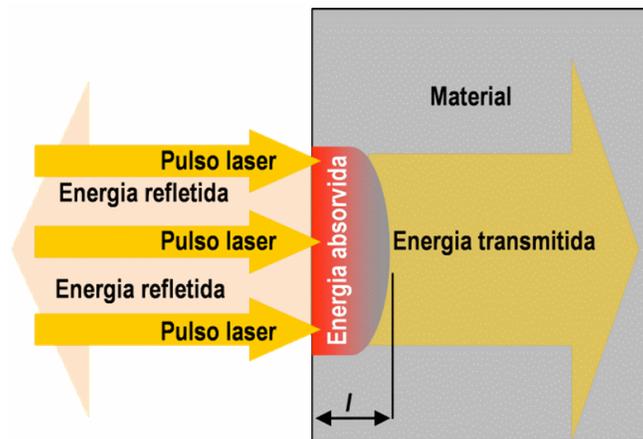


Figura 2.2: Quando um feixe laser incide no material alvo, parte da energia é refletida, parte é transmitida e parte dela é absorvida.

A interação do laser com o material pode ser muito complexa, envolvendo fusão, vaporização, formação de plasma com ondas de choque, condução térmica e dinâmica de fluidos. O modelamento ajuda na compreensão mais profunda da física do processo e muitos centros de pesquisa trabalham nele. Do ponto de vista da engenharia do processo, pode-se ter uma visão relativamente completa considerando a análise de quatro atributos: temporal, espacial, energético (intensidade) e frequência (comprimento de onda) [Zhang e Yao, 2004].

2.1.3 Características temporais

A energia laser pode ser contínua (CW: *continuous wave*) ou pulsada, e pode ser modulada ou sincronizada com o movimento. Os lasers CW cobrem uma ampla faixa de potência de vários W até dezenas de kW, mas sua potência pico geralmente é menor que a dos lasers pulsados. Podem-se modular os lasers CW para incrementar ou diminuir a potência, controlando assim a

saída de potência através do sincronismo de um obturador com o controle de movimento do sistema. A duração do pulso é da ordem de ms, sendo que a menor duração possível é normalmente maior que 1 μ s. Os lasers CW podem operar-se em modo pulsado comutando um obturador nas posições aberto/fechado. Nas aplicações com laser CW se deve entender sua capacidade de modulação de potência, controle de foco e sincronização energia-movimento [Zhang , Yao e Cheng, 2006].

Os lasers de tipo pulsado têm sido intensivamente desenvolvidos e na atualidade há muitas classes deles. O propósito principal de se ter energia laser pulsada no processamento de materiais é produzir elevada potência pico e reduzir a difusão térmica no processo. Por exemplo, nos lasers de tipo pulsado *Q-switched* de estado sólido, a atividade da cavidade é isolada propositalmente por algum tempo para conseguir níveis de inversão da população muito mais altos do que no modo contínuo. A energia acumulada é liberada num tempo muito curto, entre alguns ns e menos de 200 ns. Durações de pulso ainda menores podem ser alcançadas com outras técnicas. Os lasers com duração de pulso menor do que um ps são conhecidos como lasers de pulsos ultracurtos. Os lasers pulsados têm uma ampla faixa de energias por pulso, de alguns nJ até mais de 100 J. Estes pulsos podem repetir-se em certas frequências chamadas taxa de repetição. Nos lasers pulsados, os parâmetros básicos são: duração do pulso, energia do pulso e taxa de repetição. As potências média e pico podem ser calculadas com estes parâmetros básicos. De forma análoga aos lasers CW, o usuário deve entender as capacidades de modulação de potência, controle de foco e sincronização da energia pulsada com o movimento. A intensidade pico do laser é a energia do pulso dividida entre a duração do pulso e a área irradiada pelo pulso. Devido às curtas durações de pulso, com os lasers pulsados podem se obter intensidades pico bem maiores do que com os lasers CW [Zhang e Yao, 2004].

O tempo de interação do laser com o material é uma variável muito importante. Ao incidir na superfície do material, o feixe laser gera um intenso campo elétrico, localizado logo sob a superfície irradiada. Os elétrons de valência (número de elétrons que um átomo pode dar, receber ou compartilhar) são acelerados por este campo ganhando energia cinética. No seu movimento eles colidem com os átomos da estrutura cristalina transferindo-lhes energia e fazendo-os vibrar. A energia vibratória dos átomos nos cristais se manifesta macroscopicamente em aquecimento e mudanças de fase do material. Para que esta transferência energética ocorra necessita-se

aproximadamente de um ps em metais e pouco mais do que isso em cerâmicas. Este tempo mínimo de processo é conhecido como “tempo de termalização”, sendo fundamental na explicação dos efeitos sobre o material quando tratado com pulsos laser de durações diferentes [Dumitru et al., 2005].

A transferência de calor é descrita pela teoria de condução em que o fluxo de calor é proporcional ao gradiente de temperatura local. A aparente ausência de zonas afetadas pelos efeitos térmicos é usualmente explicada com o argumento de que não há suficiente tempo durante o pulso para ter-se condução de calor. A ionização do material evaporado produz plasma, cuja propagação é usualmente descrita pelas equações de continuidade, momento e conservação de energia. A rápida expansão do plasma e do pulso de pressão associado gera uma compressão uniaxial na direção da onda de choque, acompanhada de tensões temporais de tração na direção paralela à superfície [Verdier et al., 2003].

Na descrição dos fenômenos térmicos induzidos pela energia laser, a profundidade de penetração térmica l mostrada na Figura 2.2 e que se calcula com a equação (2.3), representa a distância exposta à transferência de calor durante um pulso do laser [Dumitru et al., 2005]. A profundidade de penetração térmica l depende da duração do pulso τ , da condutividade térmica k , da densidade de massa ρ e do calor específico c do material irradiado.

$$l = 2\sqrt{\frac{k}{\rho c} \tau} \quad (2.3)$$

Para pulsos com duração na ordem de fs, mais curtos do que o “tempo de termalização”, a transferência de energia ocorre, primeiramente, em condições instáveis e numa camada superficial na qual são gerados elétrons “quentes”, enquanto, os átomos da rede cristalina “fria” ainda não têm perturbações de energia. Nesta etapa ocorre remoção do material através de diferentes mecanismos não térmicos, por exemplo, elevados esforços locais induzidos ou explosões de Coulomb (pelas fortes colisões entre os elétrons do sólido, as moléculas são subitamente transformadas em componentes atômicos dispersos, que, então se separam violentamente sob a influência de sua mútua repulsão de Coulomb). Se ainda há energia nos elétrons quentes depois do pulso laser, esta será transferida à rede cristalina durante o tempo de

termalização. Quando a fluência incidente é elevada, uma grande parte da energia permanece nos elétrons quentes e é transferida à rede cristalina depois do pulso, prevalecendo desta forma o processo térmico [Dumitru et al., 2005].

2.1.4 Características espaciais

No processamento de materiais a laser, é importante a distribuição espacial da energia do feixe, que afeta, obviamente, o campo térmico do alvo. Na sua propagação, o feixe laser pode ter um ou vários modos transversais eletromagnéticos (TEM, *transverse electromagnetic mode*). Os TEMs são representados convencionalmente por TEM_{lmn} onde os índices l , m e n especificam o número de nós do campo eletromagnético nos respectivos eixos X, Y e Z. O índice n é geralmente descartado porque o número de nós longitudinais é relativamente grande se comparado com a quantidade de nós nos outros dois eixos. Assim a notação é abreviada como TEM_{lm} . O modo fundamental TEM_{00} é o mais empregado no processamento de materiais devido a sua intensidade mais elevada [Cheung, 2003]. Na Figura 2.3 são representados os diferentes modos transversais eletromagnéticos TEM_{lm} .

Os feixes cuja distribuição de intensidade pode representar-se como um produto de polinômios de Hermite são chamados feixes gaussianos. A intensidade laser é geralmente bem descrita considerando uma distribuição gaussiana do feixe. Para o modo TEM_{00} , define-se o raio do feixe r como sendo o raio para o qual a intensidade do feixe cai a $1/e^2$ do seu valor de pico [Riva, 2007]. O raio do feixe r determina um círculo dentro do qual 86,4% ou $(1-1/e^2)$ da energia total está contida.

Para um feixe gaussiano no modo TEM_{00} com raio de feixe r , irradiado sobre um material com absorção $A=I-R$, onde R é a refletividade e $P(t)$ é a potência em função do tempo, a distribuição espacial da intensidade laser absorvida na superfície do alvo é descrita pela equação (2.4). Sendo I_0 a intensidade temporal média do laser. A energia transmitida à profundidade z é descrita pela equação (2.5). Onde A é a fração da energia laser absorvida na superfície do material, $I_0(t)$ representa a distribuição temporal da intensidade laser, a é o coeficiente de absorção e SP é a distribuição espacial da intensidade laser.

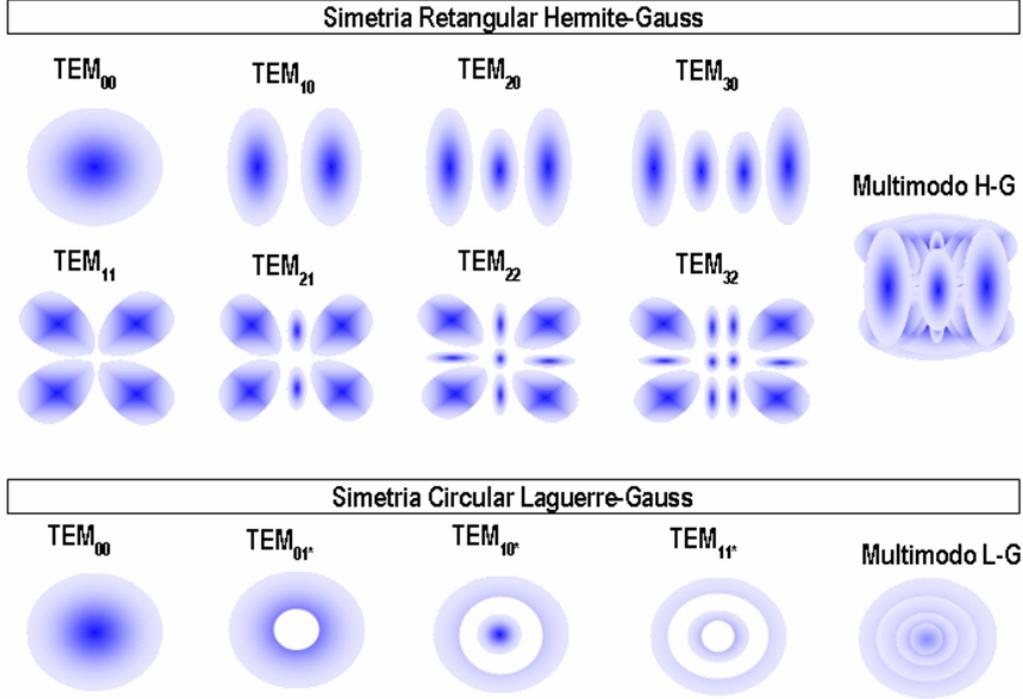


Figura 2.3: Modos transversais eletromagnéticos TEM_{lm} da cavidade estável. TEM_{00} é o modo fundamental, a simetria pode ser retangular (Hermite-Gauss) ou circular (Laguerre-Gauss), l e m representam o número de nodos nas direções vertical e horizontal. O laser pode operar-se em modo único ou multimodo. [Riva, 2007].

$$I(x, y, t) = (1 - R)I_o(t)e^{-\frac{x^2 + y^2}{r^2}} \quad (2.4)$$

$$I(x, y, z, t) = AI_o(t)e^{-az} SP(x, y) \quad (2.5)$$

Dependendo do modo TEM_{lm} , a distribuição da energia laser pode ter diferentes formas, como por exemplo, a de um chapéu de fundo plano, no qual a intensidade no centro é uniforme. Pode-se utilizar a óptica para mudar a forma e a distribuição espacial do feixe, por exemplo, pode-se transformar um feixe circular em quadrado e uniforme [Zhang e Yao, 2004]. Na Figura 2.4 vê-se a relação entre o modo TEM_{lm} de um feixe gaussiano e a distribuição de intensidade sobre o alvo num instante t .

Devido à difração, o diâmetro do feixe varia na sua propagação dentro e fora da cavidade. O menor tamanho no qual um feixe laser pode ser focalizado é o limite de difração λ/π , que corresponde ao mínimo diâmetro de um feixe gaussiano TEM_{00} . O parâmetro M^2 serve como

índice da qualidade do feixe e pode determinar-se experimentalmente medindo o diâmetro do feixe em diversas posições ao longo do eixo de propagação. Depois devem encontrar-se os coeficientes do polinômio de segundo grau que melhor se adapte aos pontos experimentais e, a partir destes coeficientes, é possível calcular M^2 , o raio e a posição da cintura do feixe [Giao et al., 2006].

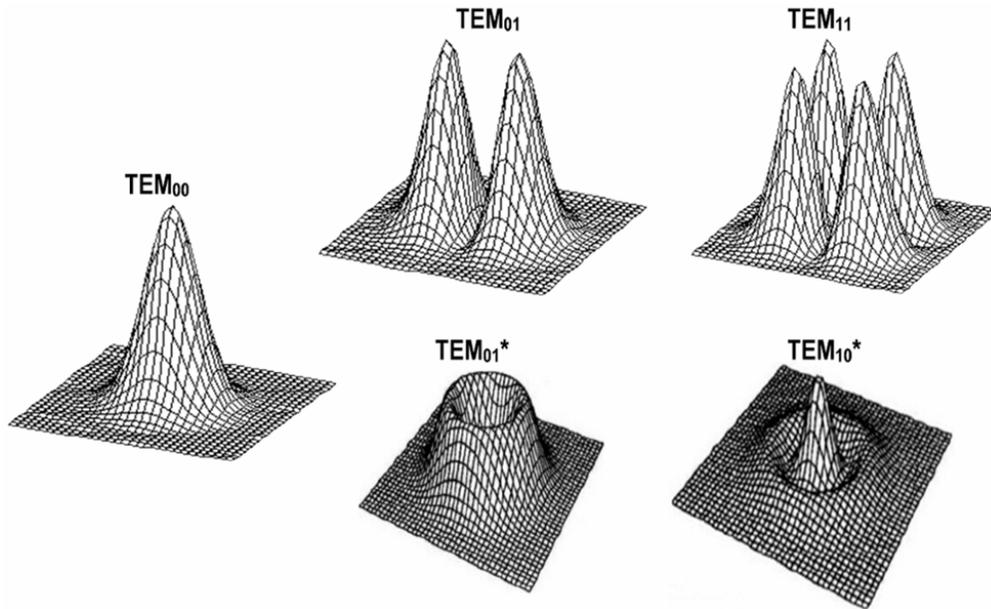


Figura 2.4: Distribuição de intensidade em feixes gaussianos [Lima, 2006; Riva, 2007].

Em função das suas características construtivas cada equipamento laser tem um valor M^2 característico. $M^2 = 1,0$ corresponde ao feixe TEM_{00} , $M^2 = 1,5$ corresponde a um feixe TEM_{10} e $M^2 \gg 1,0$ corresponde a um feixe multimodo. A divergência θ (ver Figura 2.5) do feixe é descrita pela equação (2.6), onde w_0 é o raio na cintura do feixe.

$$\theta = \frac{M^2 \lambda}{\pi w_0} \quad (2.6)$$

Frequentemente se precisa conhecer a variação do diâmetro do feixe entre a lente de enfoque e o alvo. O raio do feixe no foco define o tamanho do feixe e geralmente é difícil de medir diretamente, especialmente quando está abaixo de dezenas de μm ou quando a potência do laser é elevada. Uma solução grosseira para lasers de alta potência é medir o diâmetro de furos

queimados com o laser em lâminas de material apropriado. No caso de um feixe gaussiano, uma solução mais exata deve combinar medidas experimentais com os cálculos ópticos. A propagação de feixes gaussianos no ar satisfaz a equação (2.7), onde D_0 é o diâmetro na cintura do feixe, Z_0 é a posição da cintura do feixe e M^2 é o parâmetro de qualidade do feixe [Zhang e Yao, 2004].

$$D_n^2 = D_0^2 + \left(\frac{4M^2\lambda}{\pi} \right)^2 \frac{(Z_n - Z_0)^2}{D_0^2} \quad n = 1, 2, 3, \dots \quad (2.7)$$

Conhecendo (Z_n, D_n) , é possível determinar Z_0, D_0 e M^2 . Então pode calcular-se o tamanho do feixe em qualquer posição ao longo do eixo óptico. O número da focal ou $f_{number} = f/D$ define a facilidade para focar o feixe. Conhecendo M^2 , pode-se também calcular a divergência do feixe e a profundidade de foco (*DOF: depth of focus*), $DOF = 2(f_{number})D_{min}$, que se define como a distância sobre a qual o aumento no tamanho do feixe considerado desde o ponto focalizado é 5% [Zhang e Yao, 2004]. Na Figura 2.5 vê-se os principais parâmetros espaciais do feixe laser focalizado.

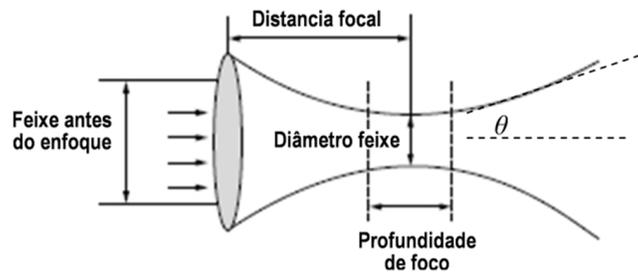


Figura 2.5: Principais parâmetros espaciais do feixe laser focalizado [adaptado de Zhang, Yao e Cheng, 2006].

O tratamento de materiais a laser é classificado como um processo de não contacto porque a intensidade mais elevada está no foco enquanto o sistema óptico do laser está distante do alvo. Geralmente não é conveniente mudar o foco durante o processamento e a pequena profundidade de foco típica, limita a usinagem com laser a materiais de espessura relativamente baixa (geralmente < 15 mm) [Zhang e Yao, 2004].

2.1.5 Magnitude energética

Os parâmetros principais da magnitude da energia laser são a potência [W], a energia do pulso [J], e a intensidade [$\text{W}\cdot\text{m}^{-2}$ ou geralmente $\text{W}\cdot\text{cm}^{-2}$]. A potência média do laser é relativamente baixa comparada com outras fontes de energia. Por exemplo, um laser de mais de 1 kW é considerado como de alta potência. Os lasers pulsados têm normalmente uma potência média menor de 100 W. A vantagem de pulsar a energia laser é que pode ter-se uma intensidade de energia local muito elevada que pode ser bem controlada em tempo, espaço e magnitude [Zhang e Yao, 2004].

Quanto maior a fluência ou intensidade laser, maior a entalpia, com aumento considerável da temperatura e energia suficiente para produzir mudanças de fase. Dependendo da fluência do feixe se pode produzir desde mudanças das propriedades superficiais (endurecimento superficial, revenido), remoção precisa do material (micropadrões, gravação) até substancial remoção de material (corte, furação) [Dumitru et al., 2005]. As aplicações em vários níveis de intensidade e tempos de interação são mostradas na Tabela 2.1.

Quando a interação entre o campo de energia laser e o alvo não é contínua, a intensidade de energia é geralmente o fator decisivo. Dependendo do tipo de laser, a energia do pulso pode variar desde 10^{-9} J até mais de 1 J, o diâmetro do feixe pode da ordem de μm até mais de 10 mm e a duração do pulso pode ser apenas de vários fs até mais de 1 s. Para lasers pulsados, a intensidade do laser é igual a $E_0/(\tau \cdot \pi r^2)$, onde E_0 é energia do pulso, τ é duração do pulso e r é o raio do feixe.

Para uma energia de pulso de 0.1 J, se a taxa de repetição puder variar na faixa de 1 Hz até 4 kHz, então a potência média estará na faixa entre 0,1 até 400 W. Vejamos o efeito da duração do pulso sobre a intensidade pico: com um raio de feixe de 0,5 mm, a intensidade pico de um pulso de 30 ns é $4,24 \times 10^8 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-2}$, a intensidade de um pulso de 30 μs é $4,24 \times 10^5 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-2}$, e a intensidade de um pulso de 30 ms é $4,24 \times 10^2 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-2}$. O laser pode ser controlado para se conseguir uma ampla faixa de intensidades e, dependendo da intensidade absorvida do laser, diferentes fenômenos físicos são envolvidos.

Tabela 2.1: Aplicações laser em processamento de materiais [Zhang e Yao, 2004].

Aplicação	Intensidade [W/cm²] e interação laser - material
Transformação de superfície, endurecimento, conformação a laser, usinagem assistida com laser, etc.	$<10^5 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-2}$, alvo aquecido abaixo da temperatura de fusão, podem ocorrer transformações de fase e endurecer o material, temperatura muito elevada pode amolecer o material. Duração de pulso $> 10^{-3}$ s, lasers CW.
Soldagem a laser, laser <i>cladding</i> , ferramental rápido, usinagem a laser.	Entre $10^6 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-2}$ e $10^8 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-2}$, fusão do material. É possível alguma vaporização e formação de plasma. Duração de pulso normalmente $> 10^{-3}$ s, lasers CW.
Usinagem a laser de alta intensidade, marcação, estruturação, perfurado e corte.	Entre $10^7 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-2}$ e $10^9 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-2}$, fusão do material e forte vaporização e formação de plasma e ondas de choque. Duração de pulso entre 10^{-9} e 10^{-6} s, para microusinagem são usados pulsos ainda mais curtos. Lasers CW ou pulsados.
Processamento por choque laser, limpeza superficial a laser.	Intensidade $>10^9 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-2}$, duração de pulso $< 10^{-7}$ s. A intensa vaporização superficial induz forte pressão de choque sobre a superfície.

2.1.6 Comprimento de onda (frequência da radiação)

O comprimento de onda λ é equivalente à frequência de oscilação eletromagnética e obedece a relação $c = \lambda \cdot \nu$. A frequência ν , característica da radiação laser, é importante porque os diferentes materiais respondem de maneira distinta, dependendo da frequência do campo energético. Por exemplo, a ablação (remoção de material com o laser) de polímeros com lasers visíveis e infravermelhos produz principalmente degradação foto-térmica, enquanto a ablação com lasers ultravioleta (UV) pode envolver dissociação foto-química direta das ligações químicas. Os lasers têm geralmente um espectro de comprimentos de onda λ muito estreita, enquanto outras fontes de energia podem ter distribuições espectrais muito mais amplas e complexas.

O tamanho mínimo do feixe é limitado pela difração e é proporcional ao comprimento de onda. Para feixes circulares o tamanho do feixe focalizado é $D_{\min} = 2.44 \cdot M^2 \cdot f \cdot \lambda / D$, onde f : distância focal, λ : comprimento de onda, D : diâmetro do feixe sem focar (antes do último

elemento óptico) e M^2 : parâmetro de qualidade do feixe. Assim, para aplicações de alta precisão, são preferidos lasers com comprimento de onda curto.

Os materiais mostram propriedades de absorção distintas sob irradiação com diferentes comprimentos de onda. Os metais geralmente têm baixa absorção no infravermelho, enquanto sua absorção aumenta com a diminuição do comprimento de onda. Os não-metais tais como as cerâmicas e os líquidos têm absorção forte no infravermelho, absorção escassa com comprimentos de onda visíveis e absorção incrementada no UV. No UV profundo (também conhecido como UV extremo), quase todo material tem absorção forte. Assim, materiais diferentes necessitam lasers com comprimentos de onda diferentes para ter elevada eficiência no acoplamento energético (absorção de energia).

A absorção depende também da temperatura, da pureza e da condição da superfície. Camadas finas de recobrimentos pretos podem ser usadas para aumentar o acoplamento da energia do laser de CO₂ em metais. Os defeitos ou as impurezas nos meios transparentes podem aumentar a absorção e assim criar um ponto térmico local e finalmente extinguir a condição transparente. Quando a intensidade do laser é suficientemente alta, pode ocorrer absorção multifóton em que o material reage não linearmente à irradiação e o feixe se comporta como se sua frequência fosse dobrada ou triplicada. Uma vez que a temperatura da superfície se eleva, a absorção tende a aumentar, o que forma uma realimentação positiva. Neste caso, quando a intensidade laser é muito elevada, a absorção pode ser considerada como sendo independente do comprimento de onda.

No processamento laser de materiais, muitos fatores são mais relativos do que absolutos, por exemplo, na relação entre a eficiência do acoplamento energético e o comprimento de onda. O processo é muito complexo e, embora seu modelamento esteja sendo ativamente pesquisado no mundo todo, não existe ainda um modelo completo para prever a interação laser-material.

2.1.7 Parâmetros do processo

Segundo Dumitru et al. [2005], o comportamento específico de absorção que exhibe cada material sob irradiação com diferentes comprimentos de onda depende da estrutura eletrônica do

material. Geralmente nas superfícies metálicas e cerâmicas, quanto menor o comprimento de onda, maior a absorção. Devido a que o diâmetro do feixe focalizado também é proporcional ao comprimento de onda, este último influi adicionalmente na precisão da remoção de material com o laser. Por exemplo, uma redução de três vezes no comprimento de onda, produz uma redução também de três vezes no diâmetro focalizado e um aumento de nove vezes na densidade de energia. As interdependências entre os parâmetros do material e do laser estão sintetizadas na Figura 2.6, em que os parâmetros independentes estão identificados com retângulos cinza, os parâmetros dependentes estão em branco e as setas representam as dependências casuais.

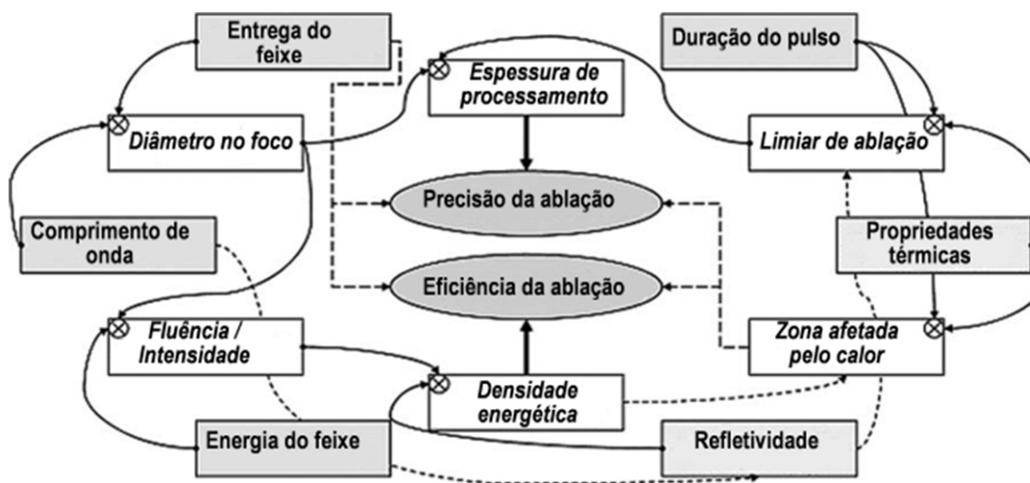


Figura 2.6: Parâmetros laser e propriedades do material relevantes na remoção de material a laser [Dumitru et al., 2005].

Por exemplo, o parâmetro primário do laser “comprimento de onda” é parte da cadeia: comprimento de onda → diâmetro no foco → espessura de processamento → precisão da ablação, mas também da cadeia: comprimento de onda → refletividade → densidade energética → eficiência da ablação. Os processos orientados à fundição da superfície com pulsos compridos (ms) produzem uma maior eficiência na remoção de material do que pulsos curtos e ultracurtos, e podem ser mais efetivos na ablação de volumes apreciáveis de material. Não obstante, no processamento de finas camadas superficiais com alta precisão na remoção de material, a escolha devem ser os pulsos curtos e ultracurtos [Dumitru et al., 2005].

Do ponto de vista do microprocessamento preciso, a ausência de zonas afetadas pelo calor e elevada repetibilidade são objetivos a serem alcançados. Além disso, do ponto de vista prático a

possibilidade de trabalhar ao ar (sem atmosfera de proteção) pode ser também uma vantagem, apesar dos processos de oxidação subsequentes. Se todos esses pontos são considerados, o maior interesse está nos regimes com baixas fluências e altas taxas de repetição do que nos procedimentos baseados em altas densidades de energia. Se a fluência do laser é baixa, a ionização das moléculas de ar na frente do alvo (ruptura do ar) pode ser evitada, também as perdas de energia pelo fluxo de calor e as zonas afetadas são minimizadas, permitindo o controle preciso da profundidade de ablação [Dumitru et al., 2002].

2.1.8 Aspectos do processamento a laser do metal duro WC-Co

No metal duro WC-Co, o coeficiente de absorção varia pouco com o comprimento de onda da irradiação laser, é 76-74% com $\lambda = 1064$ nm e 85% com $\lambda = 355$ nm. Em pulsos laser com duração de ns, a transferência de energia acontece no intervalo de duração do pulso em condições de equilíbrio térmico.

A remoção de material ocorre principalmente por fundição e vaporização, sendo determinantes as propriedades térmicas dos grãos de WC e da matriz de Co. Estas fases exibem condutividades térmicas comparáveis em temperatura ambiente (WC: $60\text{--}84 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$, Co: $69\text{--}75 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$), mas têm diferentes comportamentos de fusão, como contrastado na Figura 2.7. O ponto de fusão do Co puro é de $1495 \text{ }^\circ\text{C}$ e seu ponto de vaporização ($2927 \text{ }^\circ\text{C}$) está na vizinhança do ponto de fusão do WC ($2870 \text{ }^\circ\text{C}$). Mas o ponto de fusão das fases WC e Co embebidas começa na faixa entre 1250 e $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ devido à reação eutética. A temperatura eutética binária WC-Co está na casa dos $1310 \text{ }^\circ\text{C}$, enquanto a temperatura eutética ternária WC-Co é $1280 \text{ }^\circ\text{C}$. [Dumitru et al., 2005]. O ponto de vaporização do WC é $6000 \text{ }^\circ\text{C}$ [Tiejun et al., 2001a].

No processo com laser, a fase de Co se funde e se vaporiza primeiro e a ablação do material ocorre principalmente por remoção seletiva do material aglomerante. Os grãos de WC são removidos pelo líquido e/ou pelos vapores de Co ejetados. Com altas densidades de energia, pode-se alcançar a temperatura de fusão do WC produzindo o crescimento de grãos de WC maiores (uns poucos μm) durante a solidificação [Dumitru et al., 2005].

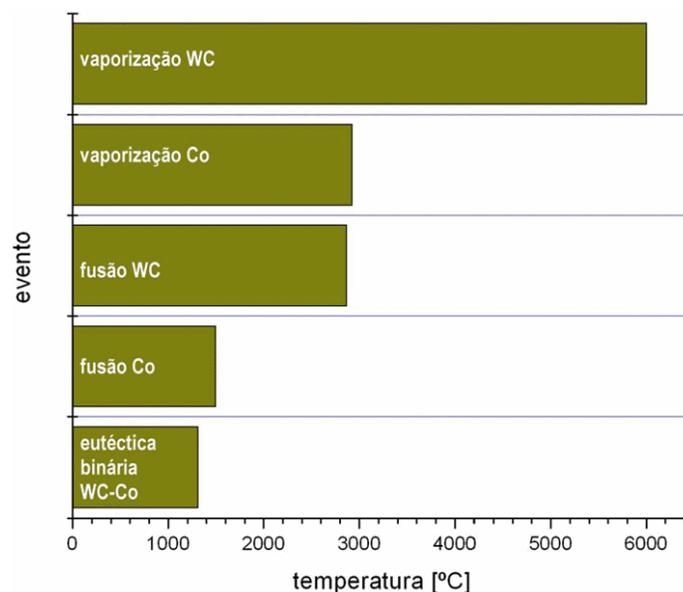


Figura 2.7: Temperaturas influentes no processamento a laser do metal duro WC-Co.

A Tabela 2.2 resume as propriedades térmicas do WC e do Co que podem ser usadas em modelos do processo. Mas, a pesquisa das propriedades dos materiais na literatura deve ser criteriosa, pois no processamento laser, as propriedades são altamente dependentes da temperatura, do comprimento de onda, da geometria e da intensidade [Zhang e Yao, 2004].

Tabela 2.2: Propriedades térmicas do WC e do Co de interesse no processamento a laser [Lee, 1998; Santhanam, Tierney e Hunt, 1990; Dumitru et al., 2005].

	WC	Co
Densidade [g·cm⁻³]	15,7	8,8
Temperatura de fusão [K]	3070-3140*	1768
Calor de fusão [J·g⁻¹]	192,4	259,6
Refletividade ($\lambda = 248$ nm)	0,51	0,41
Coefficiente de absorção da luz ($\lambda = 248$ nm) [cm⁻¹]	$1,4 \times 10^6$	$9,3 \times 10^5$
Condutividade térmica (a temp. ambiente) [W·m⁻¹·K⁻¹]	60–84	69–75
Calor específico (a temp. ambiente) [J·g⁻¹·K⁻¹]	0,210	0,440

*Fusão não congruente, temperatura de dissociação.

A profundidade de penetração térmica, l , para o WC e o Co, utilizando, por exemplo, uma fonte laser com $\tau = 100$ ns, l resulta $1,3 \mu\text{m}$ para os grãos de WC enquanto que para a matriz de Co é $1,4 \mu\text{m}$, calculados através da equação (2.3). Em outras palavras, as profundidades de penetração são comparáveis e somente a grande diferença entre os pontos de fusão do WC e do Co determina seu comportamento diferenciado na ablação laser em regime temporal de ns.

Tiejun et al. [2001a], pesquisaram o comportamento de uma liga de metal duro WC-Co submetida à ablação com 100 pulsos laser aplicados com um laser excimer XeCl (308 nm, 20 ns). Com uma área irradiada de $0,003 \text{ cm}^2$, foi observado que com uma intensidade de $80 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ se tinha o limiar de ablação (Figura 2.8).

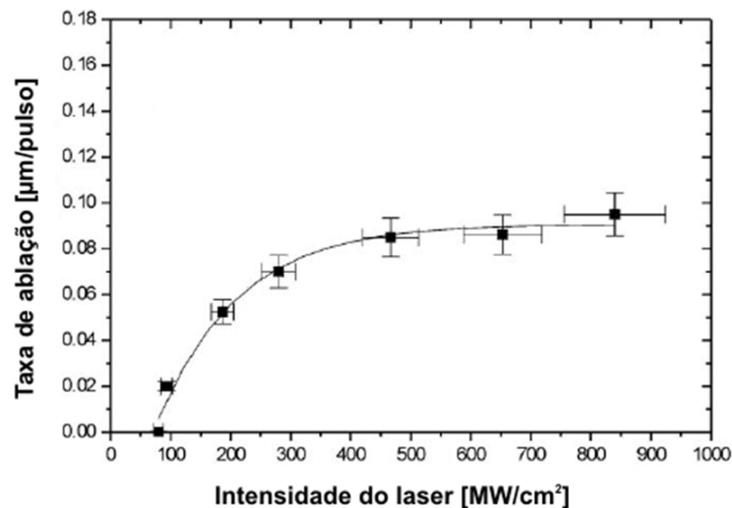


Figura 2.8: Dependência da taxa de ablação em relação à intensidade do laser [Li et al., 2001a].

Como mostrado na Figura 2.8 com baixas intensidades, a taxa de ablação aumenta quase linearmente com a intensidade até uns $200 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, então cresce lentamente até uma intensidade de $450 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ enquanto com intensidades maiores, a taxa de ablação se aproxima à saturação. Segundo os autores, este comportamento é devido provavelmente à blindagem por plasma e à atenuação do acoplamento energético produzida pelo vapor. A superfície obtida teve uma micromorfologia caracterizada por um padrão interligado de “picos e vales”.

Com o propósito de obter uma remoção seletiva do Co na superfície, Tiejun et al. [2001b] decidiram então utilizar uma intensidade de $125 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$. A análise da superfície por difração

de raios-X mostrou que o pico de Co diminuiu até ser quase imperceptível quando foram aplicados 300 pulsos laser à superfície. Logo depois o pico de Co voltou a aumentar até 700 pulsos, possivelmente devido à segregação do Co na vizinhança da subsuperfície do substrato (possivelmente devido à difusão como proposto por Kano e Inoue [2006]). Tiejun et al. [2001b] concluíram que, com o propósito de remover o cobalto superficial do metal duro e reter ao máximo possível o carboneto de tungstênio, deve-se aplicar o feixe laser com a intensidade (fluência) correta. Se a intensidade do laser for muito baixa, não se pode esperar a remoção do cobalto superficial porque não há suficiente elevação da temperatura induzida pela irradiação laser. Se for aplicada uma intensidade muito elevada, a temperatura superficial vai aumentar excessivamente e, assim, não somente o cobalto como também o carboneto de tungstênio serão ablacionados.

Dumitru et al. [2003, 2004] experimentaram a furação de uma liga de metal duro com um laser de pulsos curtos de Ti:safira (800 nm, 100 fs, 1 kHz) com fluência entre 2 e 10 J·cm⁻² e com 1 a 5×10³ pulsos. O diâmetro do feixe laser no foco foi 25 μm. Nos maiores valores de fluência houve poucos pontos isolados com modificações térmicas no volume de material ao redor do furo, ao contrário do que acontece com o regime em ns em que se apresenta uma zona modificada contínua. Mas desfavoravelmente, houve, especialmente na parede de entrada dos furos, a presença de uma camada de material redepositado. Similarmente ao reportado por Tiejun et al. [2001a], foi observado que a taxa de ablação é linear com a fluência até certo valor após o qual a profundidade de material ablacionado por pulso é constante (Figura 2.8). Os furos produzidos tiveram uma geometria quase cilíndrica e nos valores moderados de fluência (2 e 5 J·cm⁻²) em que não se formou plasma, foi demonstrada a possibilidade de um processamento preciso e reproduzível.

Kano e Inoue [2006] encontraram que no tratamento a laser da superfície de uma liga de metal duro, a fluência apropriada pode produzir uma redução na dureza de até 10% em uma fina camada da superfície sem dano aparente por ablação do laser. Este fenômeno foi atribuído pelos autores à difusão do Co na subsuperfície devido à energia térmica gerada pelos pulsos do laser. Foi utilizado um laser Nd:YAG (532 nm, 5 ns, 10 Hz) com um diâmetro de feixe de 2,5 mm que

foi dirigido sobre uma área fixa da superfície durante 10 s (100 pulsos no total). Quando utilizada uma fluência de $0,25 \text{ J}\cdot\text{cm}^{-2}$, não houve dano aparente da superfície por ablação.

Karatas et al. [2007] experimentaram a fusão com laser de CO_2 (10,6 μm , 100 e 200 Hz, 70 e 110 W) da superfície de uma liga de metal duro sob atmosfera com jato de proteção de nitrogênio que foi alimentado com pressão de 600 kPa coaxialmente ao feixe laser. O uso da atmosfera com proteção de nitrogênio originou a formação de uma fina camada de WN na superfície tratada. Também foi observada uma rede de trincas com comprimentos de até 0,5 mm que se estenderam dentro do substrato entre 60 e 80 μm abaixo e paralelamente à superfície. Segundo os autores, estas trincas foram o resultado do rápido aquecimento e resfriamento dos carbonetos. Além das trincas foram observados furos de sopro, particularmente nas áreas adjacentes às trincas, atribuídos à formação de gases CO_x devido à presença de oxigênio, embora se tivesse a proteção do jato de nitrogênio. A topografia de picos e vales resultante na superfície foi explicada como o resultado da diferença nos pontos de fusão dos materiais envolvidos, sendo que os picos são de WC pelo seu maior ponto de fusão e de evaporação.

2.2 Ferramentas de corte de metal duro com recobrimento

O metal duro pertence a uma classe de materiais duros, resistentes ao desgaste e refratários em que as partículas duras de carboneto são aglomeradas, ou cementadas, por meio de uma matriz metálica macia e dúctil. Estes materiais foram desenvolvidos originalmente na Alemanha no começo dos anos 1920s, em resposta às demandas para desenvolver um material alternativo para as matrizes de trefilação do filamento incandescente de tungstênio com suficiente resistência ao desgaste para substituir as caras matrizes de diamante então em uso.

O primeiro metal duro produzido foi o carboneto de tungstênio com matriz de cobalto. Depois de tentar também com ferro e níquel, o cobalto foi definido logo como sendo o melhor material aglomerante. Com o passar do tempo, o WC-Co básico foi modificado para produzir diversos tipos de metal duro, que são usados até nossos dias em uma ampla faixa de aplicações, incluindo o corte de metais, a mineração, a construção, a perfuração de rocha, a conformação de metais, em componentes estruturais e peças resistentes ao desgaste. Porém aproximadamente

50% do total da produção de metal duro é usada para aplicações de corte de metais [Santhanam, Tierney e Hunt, 1990].

Um dos desafios no projeto de ferramentas de corte de metal duro é a otimização do balanço entre a tenacidade associada às ligas WC-Co básicas e a resistência ao desgaste de cratera dos metais duros com elevados teores de carboneto de titânio. Este desafio conduziu ao desenvolvimento de ferramentas de metal duro recobertas, as quais constituem a maior parcela dos insertos vendidos para corte de metais. O sucesso do metal duro com recobrimento é baseado em sua comprovada habilidade para estender a vida da ferramenta no corte de aços e ferros fundidos por um fator de dois a três. Isto é devido à redução dos processos do desgaste, especialmente com velocidades de corte elevadas [Santhanam, Tierney e Hunt, 1990].

O objetivo de desenvolver um material de corte ideal opõe-se à contradição fundamental entre as propriedades de dureza, resistência a altas temperaturas e resistência ao desgaste de um lado e a tenacidade e resistência à flexão do outro lado, como mostrado qualitativamente na Figura 2.9. Os materiais de corte para exigências extremas, por exemplo, cortes interrompidos na usinagem de materiais de elevada resistência, não podem conseqüentemente ser feitos de um único material, mas podem ser fabricados como sistemas de materiais compostos com recobrimentos superficiais que podem melhorar as propriedades tribológicas das ferramentas de corte [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].

Os recobrimentos promovem uma menor transferência do material da superfície da ferramenta à peça, menor desgaste abrasivo e uma redução do mecanismo de difusão devido à propriedade que o recobrimento tem de formar uma barreira química e térmica. Sua pequena espessura proporciona um elevado grau de elasticidade, apropriado para absorver os impactos e as altas tensões na aresta de corte [Diniz, Marcondes e Coppini, 2003]. Na usinagem dos diferentes tipos de aço, as ferramentas de metal duro com recobrimentos como o TiN, TiCN e TiC têm um efeito benéfico na diminuição do atrito, estendendo a vida da ferramenta [Schintlmeister et al., 1984; Choy, 2003].

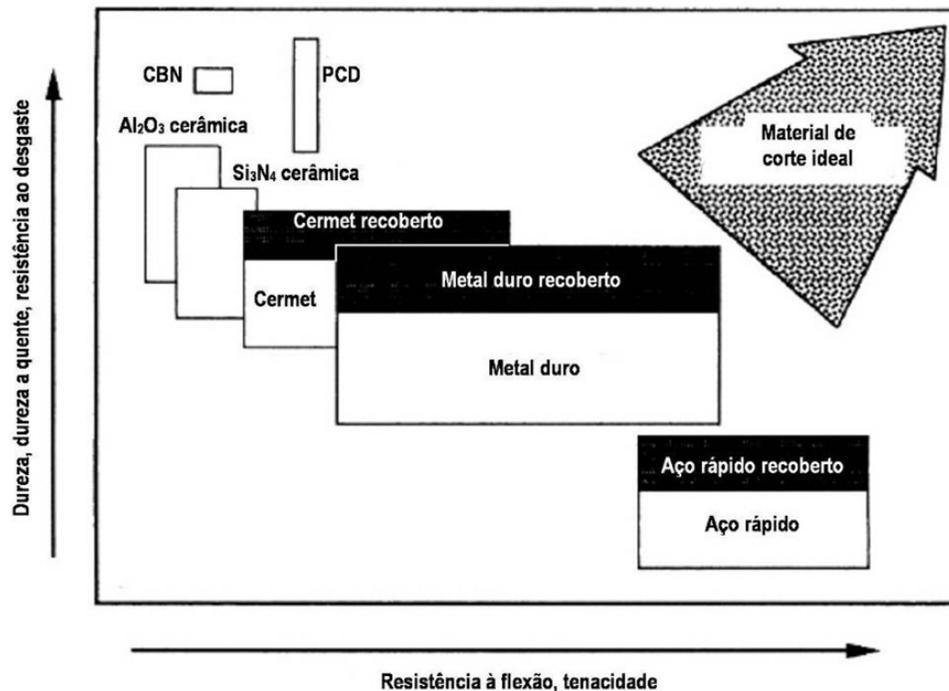


Figura 2.9: Caracterização qualitativa de diferentes matérias de corte [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].

Foi demonstrado experimentalmente que na usinagem de aços, as ferramentas de metal duro com recobrimento CVD apresentam melhores resultados do que as ferramentas de metal duro sem recobrimento [Haron, Ginting e Goh, 2001]. Como se vê na Figura 2.10, no desempenho tribológico da ferramenta devem ser consideradas as propriedades da superfície, do recobrimento, da interface recobrimento-substrato e do próprio substrato.

As propriedades da camada depositada como a dureza, a aderência com o substrato, a coesão e as tensões residuais influenciam o comportamento a fadiga e a resistência ao desgaste da ferramenta de corte. O sucesso dos recobrimentos duros aplicados sobre o substrato da ferramenta de corte resulta da combinação das propriedades físicas e mecânicas do recobrimento. Do ponto de vista funcional, a estabilidade química, a dureza a quente e a boa aderência ao substrato são essenciais. A espessura ótima do recobrimento, uma microestrutura fina e tensões residuais compressivas são essenciais no desempenho do recobrimento [Prengel, Pfouts e Santhanam, 1998].

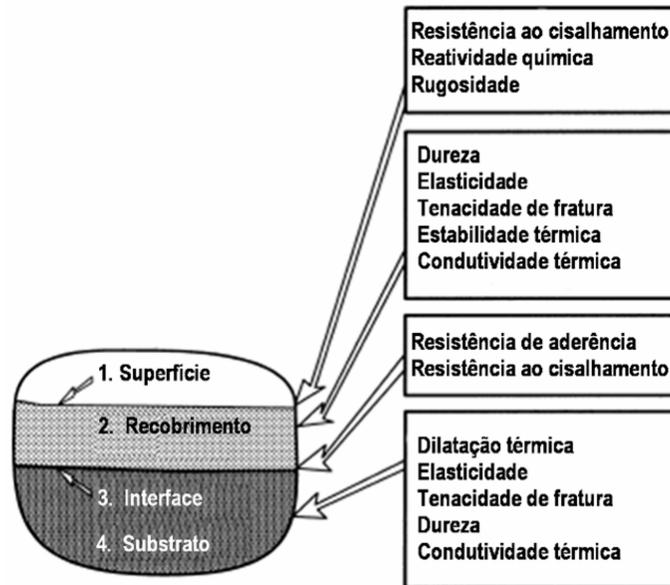


Figura 2.10: Propriedades tribologicamente relevantes nas diferentes regiões da superfície recoberta [Holmberg, Matthews e Ronkainen, 1998].

A Tabela 2.3 é um resumo das condições de aplicação das ferramentas de corte na usinagem e as propriedades desejáveis no substrato e no recobrimento de uma ferramenta de recoberta.

Tabela 2.3: Condições de contato e propriedades desejáveis no material do substrato e do recobrimento nas ferramentas recobertas aplicadas na usinagem [Hogmark et al., 2001].

Condições de aplicação	Propriedades desejáveis no material do substrato	Propriedades desejáveis no material do recobrimento
Carregamento mecânico estático e dinâmico (Corte interrompido) elevados, altas temperaturas de superfície (500-1400 °C), esforços cortantes elevados, material da peça quimicamente reativo e frequentemente com partículas abrasivas, muitas vezes com presença de fluidos de corte.	Altos níveis de dureza a quente, tenacidade de fratura, resistência ao desgaste e à fadiga. O material do substrato é requerido para trabalhar razoavelmente bem ainda se o recobrimento é removido localmente.	Elevada resistência química e térmica, dureza e tenacidade elevadas à temperatura de contato; aderência muito boa ao substrato e baixa solubilidade no material da peça.

As características de desempenho para uma ferramenta de corte em particular são determinadas pela combinação do material do substrato, o material do recobrimento e o processo

de recobrimento (Figura 2.11). Para cada aplicação, projetando parâmetros tais como a velocidade de corte, o avanço e o material de trabalho, um conjunto ótimo dos parâmetros tem que ser avaliado.

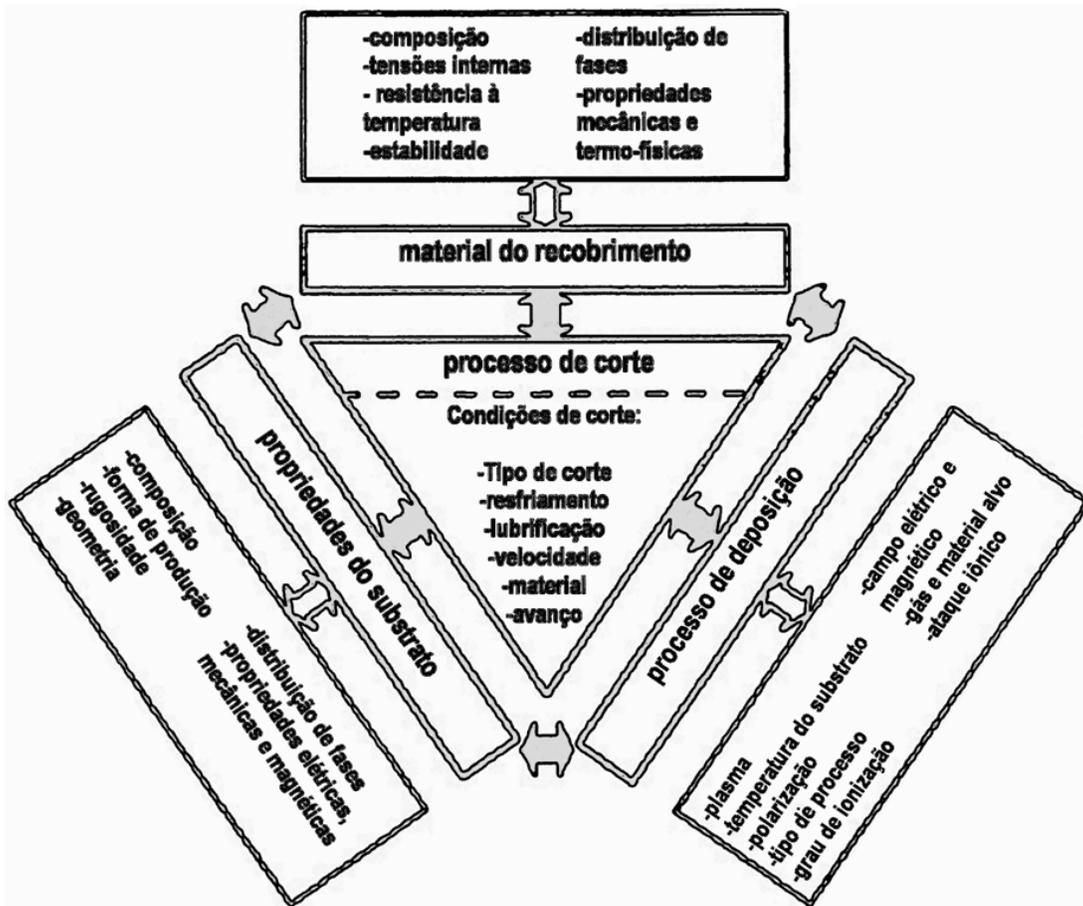


Figura 2.11: Fatores no desenvolvimento de ferramentas de corte recobertas [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].

Os métodos de recobrimento usados na manufatura de ferramentas de corte de metal duro recoberto podem amplamente ser divididos em dois tipos: a deposição física de vapor (PVD, *physical vapor deposition*) e a deposição química de vapor (CVD, *chemical vapor deposition*). O maior desenvolvimento em ferramentas de corte na década de 1960 foi a introdução do metal duro com recobrimento por volta de 1969. Os esforços iniciais envolveram ferramentas das classes usuais para corte de aço, as quais receberam uma camada de TiC aplicada por CVD. A espessura da camada foi de 5 μm . Estes recobrimentos reduzem a tendência à craterização do

metal duro na usinagem do aço carbono, permitindo maiores valores da temperatura no processo de corte [Shaw, 2004].

Dentre as técnicas de recobrimento, a melhor aderência é obtida com o processo CVD em que vapores como $TiCl_4$ e metano reagem na superfície muito quente ($1000\text{ }^\circ\text{C}$ ou mais) do substrato para produzir o recobrimento. A deposição por PVD de recobrimentos TiC em ferramentas de metal duro WC-Co foi introduzida no começo da década de 1980 e a de recobrimentos de TiN ao redor de 1985. Os dois tipos de recobrimento permitiram velocidades de corte maiores e tem sido aplicados ao fresamento, furação, rosqueamento e ranhuramento de aços de baixa liga, titânio, ligas de níquel e metais não ferrosos com o propósito de diminuir os esforços de fricção durante a usinagem. Combinações entre camadas CVD e PVD são também utilizadas, CVD para melhorar a aderência e PVD para permitir velocidades de corte maiores e menores forças de corte [Shaw, 2004]. Na Tabela 2.4 se mostra um comparativo geral entre os processos de deposição química e deposição física de vapor.

Tabela 2.4: CVD vs. PVD em ferramentas de corte [Pierson, 1999].

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

*MO-CVD: *metallo-organic CVD*

Na Figura 2.12 mostra-se o resultado de testes de flexão de três pontos aplicados a ferramentas de metal duro sem recobrimento e recobertas. Nestes ensaios foi demonstrado que os recobrimentos por CVD convencionais (com temperatura elevada) reduzem a resistência à ruptura transversal nas ferramentas de metal duro em 30%, por causa da formação da fase η ($\text{Co}_{3,2}\text{W}_{2,8}\text{C}$, $\text{Co}_2\text{W}_4\text{C}$ ou $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ [Upadhyaya, 1998]) na interface substrato-recobrimento e/ou de tensões residuais de tração dentro do recobrimento. Por outro lado, os recobrimentos depositados por PVD não produzem a fase η e, além disto, podem induzir tensões residuais compressivas, dependendo da técnica de deposição. Conseqüentemente, os recobrimentos depositados por PVD não degradam a resistência à ruptura transversal das ferramentas de metal duro [Santhanam, Tierney e Hunt, 1990].

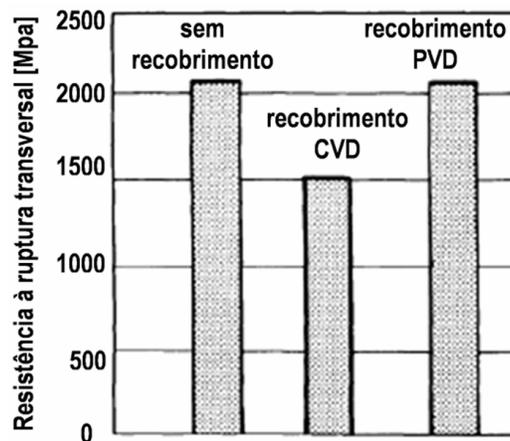


Figura 2.12: Comparação da resistência à ruptura transversal entre ferramentas de metal duro, sem recobrimento e recobertas, medida pelo teste de flexão de três pontos em espécimes de metal duro 73WC-19(Ti,Ta,Nb)C-8Co de 5×5×19 mm. [Santhanam, Tierney e Hunt, 1990].

Além dos processos CVD e PVD, há várias outras técnicas de deposição de recobrimentos em uso atualmente para aplicações tribológicas. Na Figura 2.13 se comparam várias destas técnicas e pode observar-se que a faixa de temperaturas de aplicação vai da temperatura ambiente até mais de 1000 °C. Em função da técnica utilizada, a espessura do recobrimento abrange uma faixa que vai de alguns μm até vários mm. O tipo de evaporação e as temperaturas de deposição distinguem geralmente os processos de recobrimento [Bunshah, 2001].

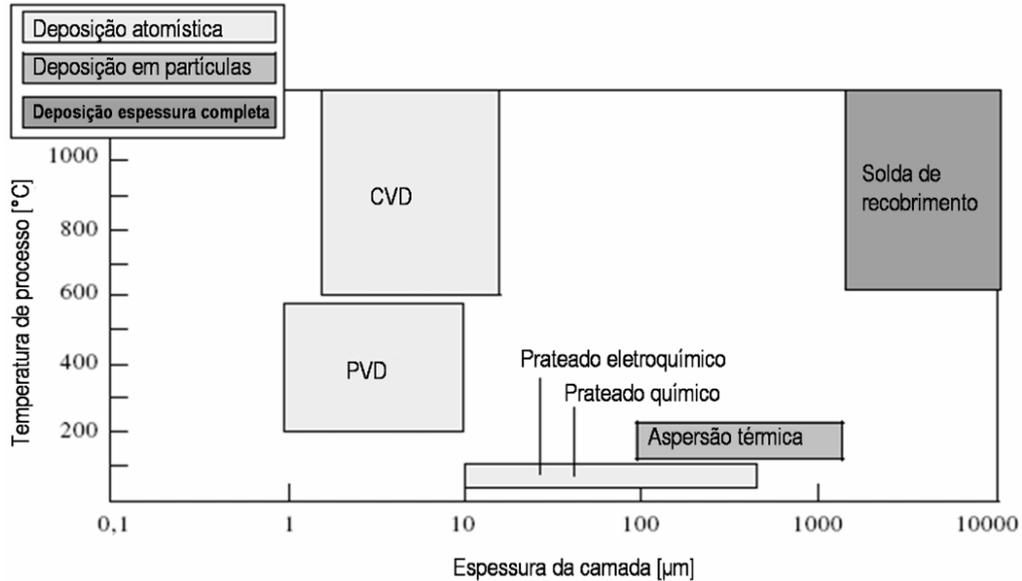


Figura 2.13: Valores típicos da espessura do recobrimento e da temperatura de processo (temperatura na superfície do substrato) dos principais métodos para deposição de revestimentos tribológicos [Hogmark et al., 2001].

A resistência térmica dos diferentes materiais de substrato obviamente determina o processo de recobrimento que se pode usar neles; na Figura 2.14 vê-se esta relação.

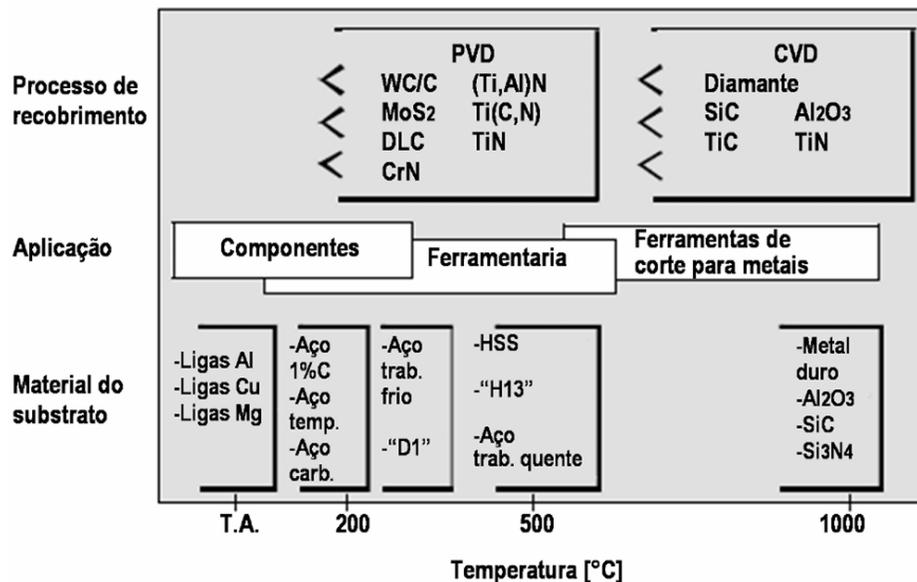


Figura 2.14: Comparação dos limites típicos da temperatura de trabalho e da temperatura de aplicação de revestimentos por PVD e por CVD entre diferentes materiais do substrato [Hogmark et al., 2001].

2.2.1 O processo de recobrimento por deposição química de vapor

Os processos de deposição química de vapor ou CVD são amplamente utilizados na indústria devido a sua versatilidade para depositar uma grande variedade de elementos e de compostos cobrindo um espectro que vai desde depósitos amorfos até filmes epitaxiais que têm um alto nível de perfeição e pureza. A Figura 2.15 é um esquema simples do processo CVD. Os reagentes químicos gasosos são transportados à câmara de reação e são ativados termicamente (CVD convencional) ou por outros meios não térmicos (CVD assistido por plasma ou CVD induzido por laser) na proximidade do substrato conseguindo assim que reajam para dar forma a um depósito sólido na superfície do substrato.



Figura 2.15: Esquema do processo de deposição química de vapor (CVD) [Freund e Suresh, 2003].

Por CVD é possível depositar filmes de espessura uniforme e de baixa porosidade mesmo em substratos com forma complicada. A microestrutura do recobrimento e o desempenho das ferramentas recobertas são determinados pelo tipo de processo de recobrimento e pelos parâmetros de processo empregados.

A característica principal do processo CVD convencional é a alta temperatura necessária no substrato para depositar o recobrimento. As altas temperaturas durante o processo de recobrimento afetam a tenacidade e a resistência transversal à ruptura dos substratos de metal duro (ver a Figura 2.12), devido à formação da fase frágil η . Como já mencionado, o processo CVD padrão, aproximadamente a 1100 °C pode reduzir a resistência em 30%. O problema pode ser aliviado usando o chamado processo com temperatura moderada MT-CVD (MT, *moderate temperature*) entre 700 e 900 °C. Uma vantagem adicional do processo com temperatura moderada é que os esforços diminuem e a tenacidade é significativamente melhorada devido à menor expansão térmica do material. Embora se considere que possa ocorrer diminuição da

resistência de aderência [Taher, 1999], o enriquecimento com Co nas superfícies da ferramenta foi identificado também como outro meio de melhorar a resistência transversal à ruptura de ferramentas de metal duro recobertas por CVD [Klocke e Krieg, 1999].

Os processos CVD convencionais de alta temperatura ou HT-CVD (HT, *high temperature*) ocorrem na faixa 900-1100°C, consideravelmente mais alta do que os 300-600 °C característicos dos processos PVD. No final da década de 1980 os fabricantes de ferramentas introduziram os recobrimentos CVD de TiCN com temperatura moderada. Os processos MT-CVD operam na faixa entre as temperaturas do HT-CVD e do PVD. Nestes processos, a temperatura de aplicação pode ser reduzida para a faixa 750-900 °C quando é usada a acetonitrila (CH₃CN) como fonte orgânica de C/N para depositar o recobrimento [Prengel, Pfouts e Santhanam, 1998]. Os recobrimentos MT-CVD de TiCN, usados em aplicações de torneamento e fresamento, são resistentes ao desgaste e têm uma relação estável de C/N. O TiN pode obter-se a temperatura moderada de 480-700 °C [Pierson, 1999].

A alumina (Al₂O₃) é obtida em temperatura moderada através do processo MO-CVD (*Metallo-organic* CVD) [Pierson, 1999]. Connelly, Pattanaik e Sarin [2005], identificaram sistemas alternos para formar alumina na faixa de temperatura entre 700 e 950 °C. Os resultados preliminares demonstraram que um recobrimento denso, uniforme e aderente de alumina pode ser depositado nas ferramentas de corte de metal duro recobertas com TiC ou TiCN em temperatura moderada de 870 °C.

Os recobrimentos MT-CVD proporcionaram uma melhoria na tenacidade do metal duro recoberto por CVD, especialmente para aplicações de corte interrompido como o fresamento. As temperaturas mais baixas ($\cong 850^\circ\text{C}$) e o ciclo de deposição mais rápido do processo MT-CVD, reduzem a tendência à formação da fase frágil η na interface recobrimento-substrato, melhorando deste modo o desempenho da ferramenta recoberta em aplicações de corte interrompido. A maior taxa de deposição característica do processo MT-CVD produz uma estrutura tipo coluna no recobrimento [Prengel, Pfouts e Santhanam, 1998].

O processo CVD de baixa pressão (LP-CVD, *Low-pressure CVD*), o processo CVD assistido por plasma (PE-CVD, *plasma-enhanced CVD*), o processo CVD assistido com laser (LE-CVD, *laser-enhanced CVD*) e o processo CVD metal-orgânico (MO-CVD, *metalorganic CVD*) são variações do processo CVD usadas para alcançar objetivos particulares [Freund e Suresh, 2003]. Uma redução adicional da temperatura de deposição, abaixo de 750° C, é possível no processo assistido com plasma PE-CVD. Neste processo o gás de reação é catalisado por uma descarga pulsada de baixa pressão, permitindo às reações químicas ocorrerem em temperaturas mais baixas [Prengel, Pfouts e Santhanam, 1998]. A Tabela 2.5 mostra as propriedades do TiN, do TiCN, do TiC e da Al₂O₃ depositados por CVD.

Tabela 2.5: Propriedades a 20°C de alguns materiais de revestimento aplicados por CVD [Nouari e Ginting, 2006b; Orhing, 1992; Pierson, 1999].

Propriedade	Material	TiN	TiCN	TiC	Al ₂ O ₃
Dureza 25°C [HV10]		2300	3000	3200	2085
Módulo de elasticidade [GPa]		600		448 - 451	370
Condutividade térmica 27°C [W·m ⁻¹ ·K]		19	31	28	46
Expansão térmica [10 ⁻⁶ ·K]		9,35	8,65	8,85	6,5
Ponto de fusão [°C]		2930	3070	3065	2054
Densidade [g·cm ⁻³]		5,22	4,18	4,94	3,96

2.2.2 Revestimentos CVD multicamada

Atualmente, são utilizadas basicamente três tipos de estruturas de revestimento: camada única, múltiplas camadas e revestimentos em gradiente funcional, embora as possibilidades tecnológicas no projeto de revestimentos sejam muito mais variadas, como se vê na Figura 2.16. A tecnologia de deposição química de vapor (CVD) avançou rapidamente dos primeiros revestimentos de camada única às versões multicamadas atuais que combinam TiC, TiN, TiCN e

Al_2O_3 . A escolha da sequência de camadas e a espessura total do recobrimento podem ser projetadas para satisfazer aplicações particulares de corte de metais. Em particular os recobrimentos de Al_2O_3 apresentam excelentes propriedades em altas temperaturas, incluindo resistência elevada ao desgaste por difusão, resistência superior ao desgaste por oxidação e dureza quente elevada, fazendo-os bem sucedidos na usinagem em altas velocidades de ferro fundido cinzento e aço [Pregel, Pfouts e Santhanam, 1998].

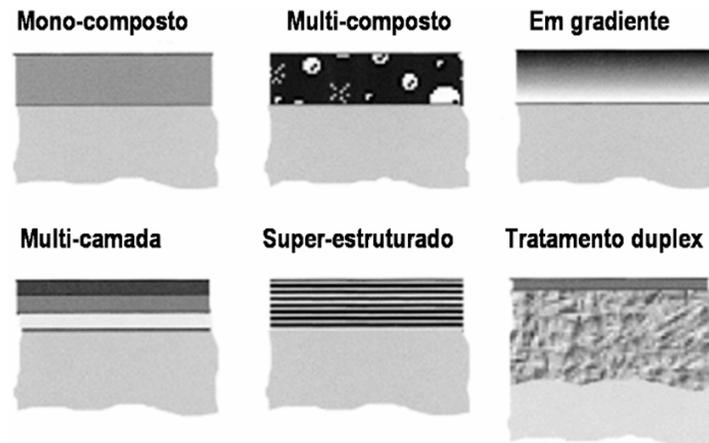


Figura 2.16: Estruturas possíveis nos recobrimentos com fins tribológicos [Hogmark et al., 2001]

Com a elevação da temperatura, o TiC perde dureza rapidamente, enquanto que a Al_2O_3 retém sua dureza em altas temperaturas. Em $1000\text{ }^{\circ}C$, que é a temperatura tipicamente atingida na superfície de saída da ferramenta durante a usinagem em altas velocidades, a Al_2O_3 tem a maior dureza, seguida pelo TiN e, em último lugar, pelo TiC (Figura 2.17). Para comparação, a dureza do substrato WC-Co é também mostrada. Os dados de dureza a quente indicam que o revestimento de TiC resulta eficaz no flanco da ferramenta, que raramente excede os $600\text{ }^{\circ}C$ durante a usinagem. Em velocidades mais baixas, o TiC também oferece proteção adequada da superfície de saída ao desgaste abrasivo. Por outro lado, a Al_2O_3 fornece a melhor resistência à abrasão em velocidades elevadas, como se conclui de sua alta dureza em temperaturas crescentes [Santhanam, Tierney e Hunt, 1990].

O processo CVD tem sido substancialmente melhorado para produzir revestimentos Al_2O_3 finos e uniformes, com estruturas cristalinas definidas. O revestimento de alumina pode ser depositado com as estruturas $\alpha-Al_2O_3$ ou $\kappa-Al_2O_3$, em camadas únicas ou múltiplas alternadas.

Com estes recobrimentos, a velocidade de corte pode se aproximar daquela alcançada com ferramentas de corte cerâmicas. Os recobrimentos CVD complexos, que combinam as propriedades de tenacidade melhorada dos recobrimentos MT-CVD de TiCN com as excelentes propriedades em alta temperatura dos recobrimentos Al_2O_3 têm evoluído bastante nos últimos anos. Estes recobrimentos, MT-CVD $\text{TiCN-Al}_2\text{O}_3$, estão sendo usados com sucesso em aplicações de torneamento e fresamento, tomando vantagem da possibilidade de depositar $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ e $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$ de maneira controlada [Prenzel, Pfouts e Santhanam, 1998].

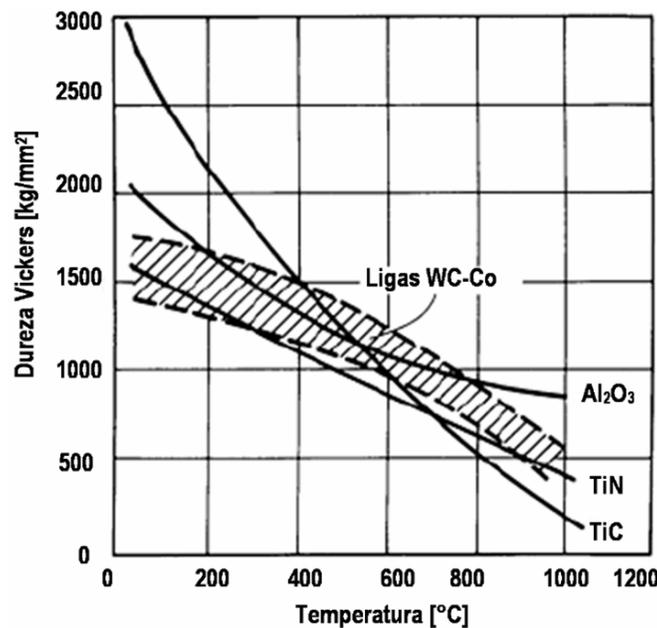


Figura 2.17: Dependência da dureza vs. a temperatura do TiC, da Al_2O_3 , e do TiN. Também se mostra a variação da dureza nas ligas WC-Co [Santhanam, Tierney e Hunt, 1990].

No estudo dos recobrimentos multicamadas, dois casos têm que se diferenciar: os recobrimentos multicamada clássicos e os recobrimentos feitos com grande quantidade de camadas de espessura nanométrica. Os recobrimentos multicamadas clássicos apresentam usualmente de 3 até 20 camadas diferentes com uma espessura total de 1 até 8 μm . Este tipo de recobrimentos multicamadas está disponível comercialmente desde o começo da década de 1970 e geralmente consiste de uma ou mais camadas de Al_2O_3 ou de TiAlN ($\cong 0.05\text{-}1 \mu\text{m}$ de espessura) entre camadas de TiN, TiC e TiCN. As camadas de Al_2O_3 ou de TiAlN são introduzidas para obter um melhor comportamento frente à oxidação em alta temperatura (camada superficial estável de Al_2O_3) se comparado com camadas únicas de TiN ou de TiC [Hauert e Patscheider,

2000]. A Figura 2.18 apresenta um exemplo de aplicação da estrutura multicamada em um recobrimento de ferramenta de corte. Os recobrimentos multicamadas, formados com materiais de propriedades mecânicas diferentes, podem mostrar um desempenho melhor dado que a propagação de trincas pode ser desviada ou parada nas interfaces ou no material mais dúctil (Figura 2.19). Isto é muito relevante no processo de fresamento que tem inerentemente cargas cíclicas sobre a aresta de corte [Cselle e Barimani, 1995].

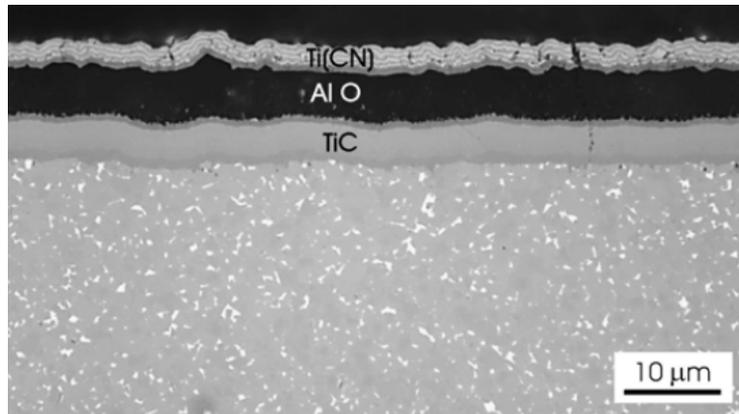


Figura 2.18: Recobrimento múltiplo composto de TiC, Al₂O₃ e de Ti(NC) em um inserto de corte de metal duro para usinagem de aço inoxidável austenítico. O recobrimento de Ti(CN) é formado de múltiplas camadas com relações carbono:nitrogênio diferentes. (Cortesia Seco Tools) [Hogmark et al., 2001].

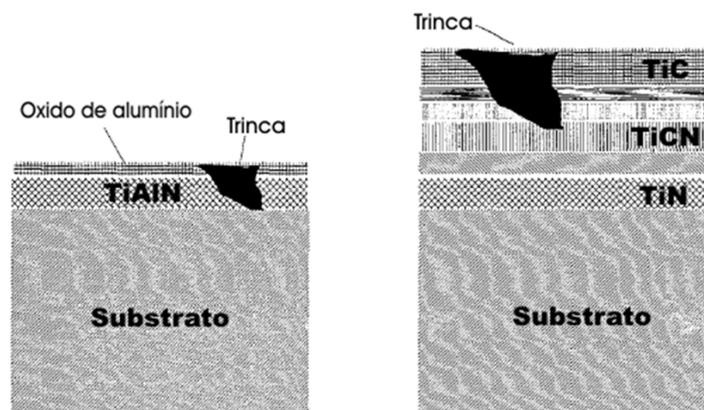


Figura 2.19: A propagação de trincas é dificultada nos recobrimentos multicamada [Cselle e Barimani, 1995].

Na usinagem em torneamento de aços foi demonstrado que ferramentas de metal duro com recobrimento CVD multicamadas de TiCN-Al₂O₃-TiN produziram melhores resultados e

crescimento mais estável do desgaste se comparadas com ferramentas de metal duro não recobertas [Che, Ginting e Goh, 2001]. Os recobrimentos multicamadas combinam as vantagens dos recobrimentos simples, com cada camada contribuindo numa função específica. O projeto dos sistemas multicamadas tem como requisitos básicos uma forte ligação metalúrgica (aderência) entre o substrato e o recobrimento e, simultaneamente, resistência a vários mecanismos de desgaste. O TiCN possui baixo atrito e boa resistência ao desgaste e provê uma boa base para a aderência do Al_2O_3 , que na sua vez possui excelente resistência térmica e à oxidação. Finalmente o TiN reduz o atrito e resiste bem ao desgaste abrasivo e à formação de aresta postiça de corte, além de permitir um controle visual do progresso do desgaste graças a sua cor ouro característica. O substrato na sua vez é projetado com uma resistência à fratura melhorada [Stephenson e Agapiou, 1997].

Desde o final dos anos 1980 têm sido depositados e analisados recobrimentos nanoescala de cristal único (epitaxial) com estrutura *superlattice* que permite alcançar uma maior dureza no recobrimento. Por exemplo, quando a espessura *superlattice* (ou espessura do pacote bi-camada) é ao redor de 5 nm, a dureza dos recobrimentos multicamadas nanoescala epitaxiais de TiN/VN e TiN/NbN excede os 50 Gpa. Este valor representa um incremento entre 100 e 200% em comparação à dureza dos materiais base. A razão para este aumento da dureza e o entravamento do movimento das deslocações através da interface criada quando os dois materiais têm uma grande diferença nas suas energias de deslocação. Devido a que a energia de deslocação é proporcional ao módulo de cisalhamento, o principal requisito para o aumento na dureza destes recobrimentos é uma diferença suficiente no módulo elástico dos materiais das duas camadas. Outra propriedade dos recobrimentos nanoescala é a sua superior resistência ao desgaste. Recobrimentos multicamadas com espessuras *superlattice* na faixa de nanômetros já estão disponíveis comercialmente, por exemplo, os recobrimentos WC/C da marca Balinit C [Hauert e Patscheider, 2000].

2.2.3 Tensões residuais nos sistemas de materiais recobertos

Tensões residuais são encontradas na superfície de praticamente todo material. Estas tensões resultam de tratamentos mecânicos, térmicos ou químicos, sozinhos ou combinados. Por

exemplo, na retificação e refrigeração de materiais bifásicos ou no ataque químico. Uma interpretação da tensão na superfície de um material é sugerida na Figura 2.20

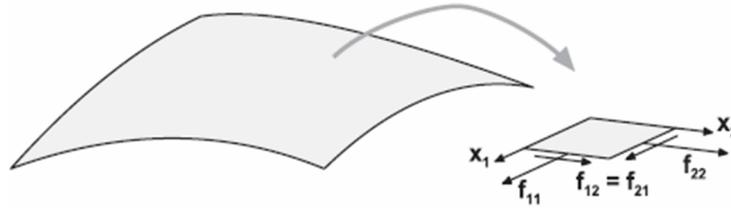


Figura 2.20: Diagrama esquemático que mostra os componentes da tensão de superfície f_{ij} agindo num elemento infinitesimal da superfície de um material. A tensão de superfície é interpretada como um tensor de segunda ordem cujos componentes se decompõem num sistema local de coordenadas retangulares localizado num plano tangente à superfície no ponto de interesse [Freund e Suresh, 2003].

A rugosidade da superfície é um parâmetro importante que influencia as tensões de contato, especialmente na interface recobrimento-substrato. Isto foi discutido pela primeira vez por Sainsot, Leroy e Villechaise [1990]. Estes autores concluíram que em recobrimentos duros com espessuras de menos de 15 μm sobre substratos macios, as máximas tensões de von Mises no recobrimento e no substrato estarão localizadas justamente na interface. Daí a importância de analisar as tensões na interface recobrimento-substrato e de compará-las com a resistência de aderência do recobrimento no projeto de componentes recobertos.

As tensões residuais nas zonas de superfície e subsuperfície das ferramentas recobertas determinam sua resistência aos esforços mecânicos, especialmente às cargas descontínuas. Keisuke et al. [2003] afirmam que os recobrimentos depositados por CVD sobre metal duro exibem tensões de tração, enquanto vários outros pesquisadores verificaram que os recobrimentos depositados por PVD apresentam tensões de compressão. As características compressivas da tensão residual nos recobrimentos depositados por PVD, em combinação com a espessura geralmente fina do recobrimento (2-5 μm), se traduzem em boa resistência, tenacidade de fratura e resistência à flexão da aresta de corte. Nos recobrimentos CVD- Al_2O_3 geralmente são induzidas tensões menores do que nos recobrimentos CVD-Ti(C,N) e CVD-TiN [Klocke e Krieg, 1999].

Inerentemente ao processo, nos recobrimentos depositados por CVD há tensões extrínsecas resultantes da contração térmica diferencial entre o recobrimento e o substrato que podem ser a tração ou a compressão [Perry, Sue e Martin, 1996]. Uma vantagem notável da evolução do

processo CVD ao processo MT-CVD, é a diminuição das tensões residuais de tração produzidas termicamente durante o processo de deposição. Os recobrimentos PVD aplicados por evaporação com arco catódico ou *magnetron sputtering* contêm altos níveis de tensões residuais compressivas que podem ter o efeito benéfico de aumentar a resistência ao desgaste e a tenacidade, mas podem por outro lado reduzir a resistência de aderência [Ahlgren e Blomqvist, 2005].

Eberhardt e Peri [1994] estudaram o fator de intensidade do esforço na ponta de uma trinca avançando através de uma superfície com recobrimento multicamadas e concluíram que as tensões residuais compressivas dificultam a propagação da trinca. O efeito das tensões residuais no recobrimento pode ser menor ou catastrófico. Esforços de tração que excedem o limite elástico causam trincas perpendiculares à direção do esforço. Em geral, uma quantidade moderada de tensão residual compressiva é considerada desejável, pois fecha trincas superficiais e melhora a resistência à fadiga. Entretanto, tensões residuais compressivas excessivas podem produzir uma falha de coesão ou uma falha de aderência [Perry, Sue e Martin, 1996].

As tensões residuais presentes nos recobrimentos depositados por CVD têm duas origens principais: a expansão térmica e o crescimento do recobrimento. As tensões causadas pela diferença de expansão térmica entre o recobrimento e o substrato são chamadas tensões extrínsecas (σ_{ext}) ou tensões térmicas, e podem ser de natureza trativa ou compressiva. No processo de crescimento do recobrimento se origina a segunda componente denominada tensão intrínseca (σ_{int}), sendo de natureza compressiva. De acordo com Oettel e Wiedemann, [1995], as tensões extrínsecas (σ_{ext}) ou tensões térmicas podem calcular-se usando a equação (2.8), onde σ_s e σ_c são os coeficientes de expansão térmica do substrato e do recobrimento respectivamente. T_d e T_{rt} são em sua ordem as temperaturas de deposição e ambiente. E é o módulo de elasticidade e ν é a relação de Poisson do material de recobrimento.

$$\sigma_{ext} = -(\sigma_s - \sigma_c)(T_d - T_{rt}) \frac{E}{1 - \nu} \quad (2.8)$$

No caso de um recobrimento com tensão residual elevada, a distribuição ideal desta tensão através do recobrimento e do substrato é mostrada na Figura 2.21.

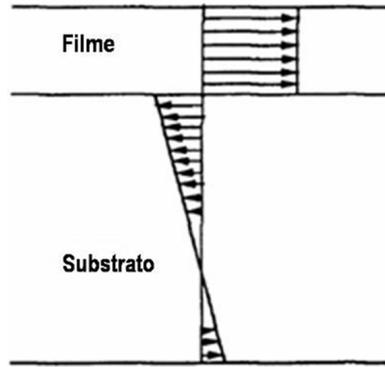


Figura 2.21: Representação esquemática da variação na distribuição de tensões no recobrimento e no substrato [Hultman e Sundgren, 2001].

A tensão no recobrimento deve ser balanceada por uma tensão de sinal contrário no substrato; desta forma, a tensão muda de sinal na superfície do substrato como mostrado na Figura 2.21 produzindo uma descontinuidade de tensão na interface recobrimento-substrato. De acordo com o anterior, as distribuições de tensão em substratos com recobrimentos por CVD e por PVD têm as formas gerais representadas na Figura 2.22. Contudo, devido a que a espessura do substrato na maioria dos casos é muito maior do que a espessura do recobrimento, as tensões no substrato são geralmente muito baixas. A descontinuidade na tensão residual que ocorre na interface recobrimento-substrato produzirá a delaminação do recobrimento quando a soma absoluta das tensões produzidas se tornarem maiores do que a resistência de aderência. Assim, para recobrimentos com elevadas tensões, a aderência tem que ser muito alta para que o recobrimento seja útil [Hultman e Sundgren, 2001].

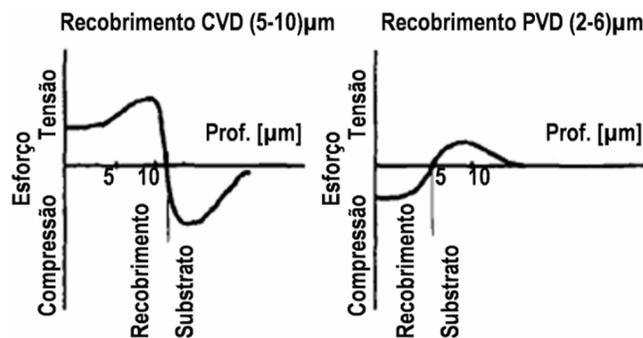


Figura 2.22: Distribuição das tensões de superfície em ferramentas recobertas por PVD e por CVD [Klocke e Krieg, 1999].

No processo de deposição dos recobrimentos MT-CVD com sistemas multicamadas, as diferentes camadas são depositadas com tensão residual zero, mas no processo de resfriamento as diferenças nos coeficientes de dilatação térmica dos materiais envolvidos produzem o desenvolvimento das tensões e deformações residuais (Figura 2.23) que originam microtrincas quando é excedida a resistência dos materiais de recobrimento. A superfície resultante apresenta então um reticulado de microtrincas e mantém ainda tensões residuais [Giovanetti, 2008].

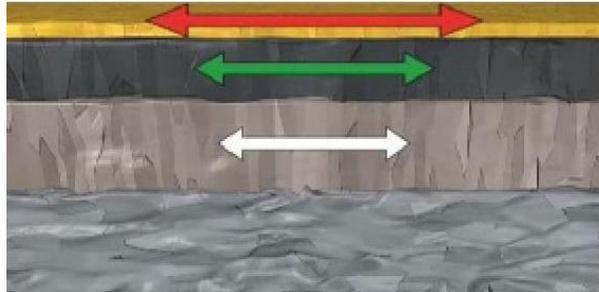


Figura 2.23: No processo de resfriamento de sistemas multicamadas depositados por MT-CVD as diferenças nos coeficientes de dilatação térmica dos materiais envolvidos produzem o desenvolvimento de tensões e deformações residuais [cortesia Sandvik Coromant].

Um modelo da geração de tensões internas durante a deposição do recobrimento se mostra na Figura 2.24. Na distribuição de tensão que prevalece, a manutenção do equilíbrio mecânico exige que a força (F) e momento de flexão (M) resultantes tenham um valor nulo na secção transversal da interface recobrimento-substrato como expressado nas equações de equilíbrio (2.9) e (2.10) onde A é a área da secção e y é a alavanca do momento de flexão.

$$F = \int \sigma \cdot dA = 0 \quad (2.9)$$

$$M = \int \sigma \cdot y \cdot dA = 0 \quad (2.10)$$

Deste modelo foi deduzida a fórmula de Stoney mostrada na equação (2.11), que permite avaliar as tensões residuais em lâminas delgadas de substratos com recobrimento em função da curvatura que apresentem.

$$\sigma_f = \frac{1}{6R} \frac{E_s d_s^2}{(1 - \nu_s) d_f} \quad (2.11)$$

Nesta equação σ_f : tensão no recobrimento, R : raio de curvatura da lâmina, E_s : módulo de Young do substrato, d_s : a espessura do substrato, d_f : espessura do recobrimento e ν_s : relação de Poisson do substrato [Orhing, 1992].

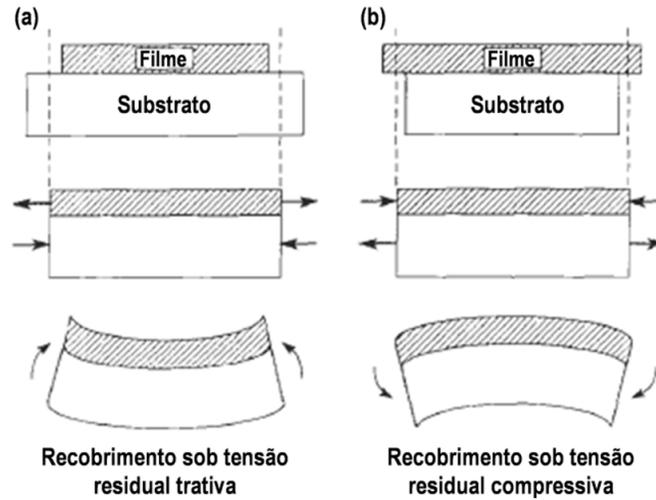


Figura 2.24: Sequência de eventos que conduzem à tensão residual de tração (a), e à tensão residual de compressão (b) no recobrimento [Orhing, 1992].

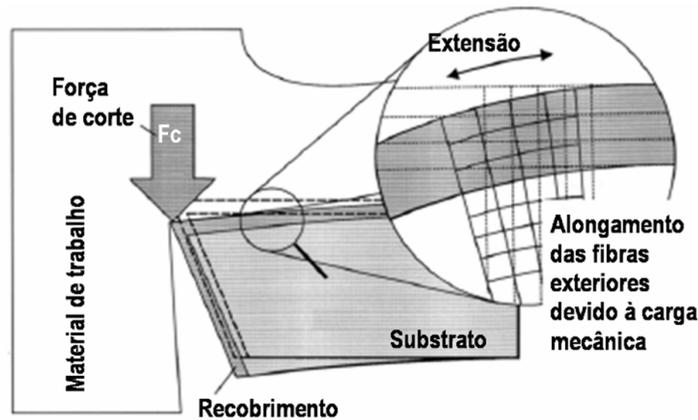


Figura 2.25: Tensão no recobrimento e na subsuperfície do substrato devido às forças de corte [Tönshoff e Seegers, 2001].

A tensão residual é uma variável de entrada do projeto do recobrimento para suportar os esforços impostos externamente quando a peça recoberta é usada numa aplicação particular e o

recobrimento tem de permanecer intacto e aderido ao substrato, por exemplo, na ferramenta de corte mostrada na Figura 2.25.

Como se mostra esquematicamente na Figura 2.26, nas aplicações com uma intensidade de carregamento elevada, a carga imposta resulta em uma descontinuidade adicional na tensão na interface recobrimento-substrato se os respectivos módulos elásticos são diferentes. Se a descontinuidade do esforço de serviço é do mesmo sinal que a descontinuidade da tensão residual discutida no parágrafo precedente, uma falha de aderência pode ocorrer durante o serviço da peça recoberta [Hultman e Sundgren, 2001].

Adicionalmente, as tensões térmicas induzidas durante o trabalho da peça podem afetar a integridade do recobrimento. McIntyre et al. [1990] mostraram que a falha durante a oxidação em alta temperatura de recobrimentos de $Ti_{0.5}Al_{0.5}N$ depositados em substratos de aço inoxidável ocorre pela formação de trincas na película. A tensão de tração causada pelo maior coeficiente de expansão térmica do substrato comparado com o do recobrimento foi suficiente para iniciar trincas no recobrimento quando o sistema foi aquecido em temperaturas acima de $800\text{ }^{\circ}C$. Entretanto, demonstrou-se, também neste caso, que um nível de tensão residual compressiva nas camadas depositadas, obtido pela aplicação de polarização negativa durante o crescimento da camada, melhorou a resistência ao trincamento do recobrimento e, conseqüentemente, suas propriedades protetoras frente à oxidação.



Figura 2.26: Esquema da distribuição típica deformação esforço que ocorre quando uma força externa age sobre o sistema recobrimento-substrato, por exemplo, durante um teste de flexão. A descontinuidade da tensão na interface recobrimento-substrato é causada pelas diferenças no módulo de Young do recobrimento e do material do substrato [Hultman e Sundgren, 2001].

2.2.4 Mecanismos de desgaste e de falha nas ferramentas recobertas

Um recobrimento pode apresentar ou falha prematura ou falha natural devido ao desgaste gradual. Se a resistência do recobrimento ao desgaste é elevada e o desgaste em serviço acontece gradualmente, pode-se experimentar uma prolongação considerável da vida em comparação com aquela da ferramenta sem recobrimento. De outro lado, se o recobrimento falha prematuramente devido à aderência pobre, ou ao trincamento e lascamento, a vida pode mesmo ser encurtada, porque os fragmentos retirados do recobrimento e incrustados na interface em contato podem agravar o desgaste do substrato (Figura 2.27). A espessura dos recobrimentos PVD e CVD é restringida pelas tensões residuais geradas durante o processo de deposição, dado que estas aumentam gradualmente na medida em que decorre o tempo de processo. Consequentemente, como se mostra na Figura 2.27, o recobrimento é frequentemente muito fino e menor quando comparado com a profundidade tolerável do desgaste.

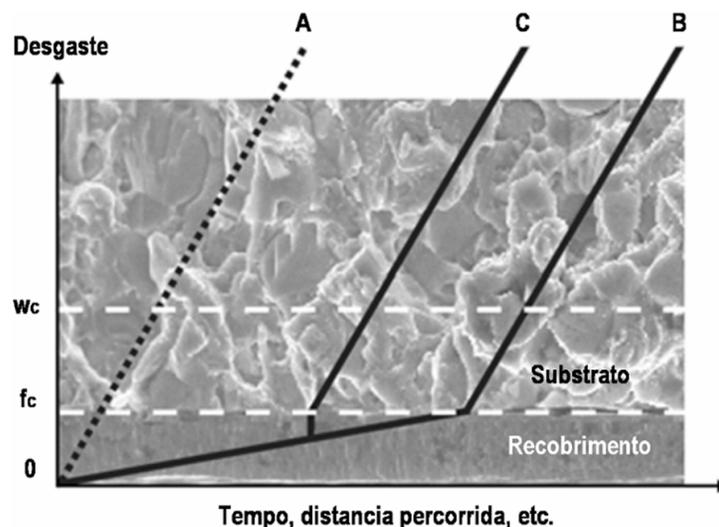


Figura 2.27: A duração de um componente pode ser prolongada pela aplicação de um recobrimento fino. A vida é limitada por uma profundidade hipotética de desgaste representada por w_c e a espessura do recobrimento por f_c . (A) denota a evolução do desgaste de um componente de referência sem recobrimento; (B) denota o caso do mesmo componente fornecido com um recobrimento e que experimentou desgaste gradual; e (C) se refere uma situação indesejada de falha prematura do recobrimento [Hogmark et al., 2001].

Nos recobrimentos finos em condições de desgaste gradual, a taxa de desgaste na maioria das aplicações é extremamente baixa; oxidação e outros tipos de degradação química têm frequentemente um papel significativo. A resistência dos recobrimentos contra o desgaste

abrasivo aumenta com a dureza do recobrimento, que deve ser mais elevada do que aquela do material da peça na temperatura de contato. Um módulo de Young elevado e alta dureza tanto do recobrimento quanto do substrato, combinado com a espessura ótima do recobrimento, são igualmente importantes para evitar o trincamento causado pela deformação do substrato (ver a Figura 2.28). A resistência à erosão sólida por partículas duras exige um recobrimento que combine dureza e tenacidade à fratura elevadas. A tenacidade é geralmente o parâmetro decisivo se a erosão conduz a um mecanismo de remoção de material principalmente mecânico. O desgaste adesivo dos materiais de recobrimento contemporâneos ocorre raramente, a menos que a sua resistência for enfraquecida pelo amolecimento térmico e/ou pelo ataque químico do material de trabalho ou do ambiente. A temperatura de contato elevada facilita a degradação e a dissolução químicas. Em alguns casos, a seleção do material de recobrimento tem que ser efetuada levando em consideração a reatividade com o material de trabalho ou com o ambiente. [Hogmark et al., 2001].

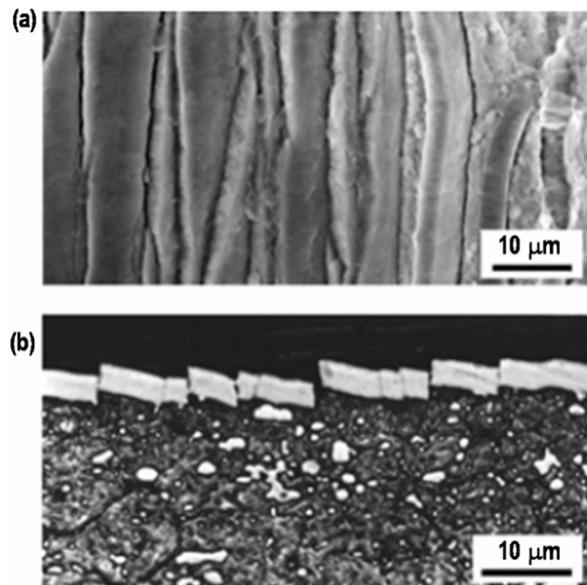


Figura 2.28: (a) Topografia de uma ferramenta de aço rápido recoberto em que o recobrimento de TiN fraturou. (b) Secção transversal revelando amolecimento térmico do substrato devido às condições severas de corte. [Hogmark et al., 2001].

Em contraste com a falha devida ao desgaste gradual do recobrimento, a falha prematura é muito difícil de prever tanto experimental como teoricamente. Ela se refere a uma situação em

que o potencial do recobrimento não é atingido (ver a Figura 2.27 e a Figura 2.28). Nesta situação, o recobrimento falha devido a uma ou a várias das seguintes razões [Hogmark et al., 2001]:

4. Destacamento do recobrimento
5. Deformação permanente do componente
6. Trinca e lascamento do recobrimento
7. Adesão de material de trabalho

Algumas aplicações supõem exigências mais elevadas na resistência de aderência do recobrimento, embora as demandas possam diferir substancialmente de uma aplicação para outra. O trincamento e/ou lascamento do recobrimento podem ser o resultado do carregamento mecânico e/ou térmico excessivos, contínuos ou intermitentes. O calor gerado por fricção pode amolecer o substrato, fazendo-o incapaz de suportar o recobrimento duro e frágil (Figura 2.28) [Hogmark et al., 2001]. Alguns dos mais importantes mecanismos de falha do recobrimento são sumariados na Figura 2.29.

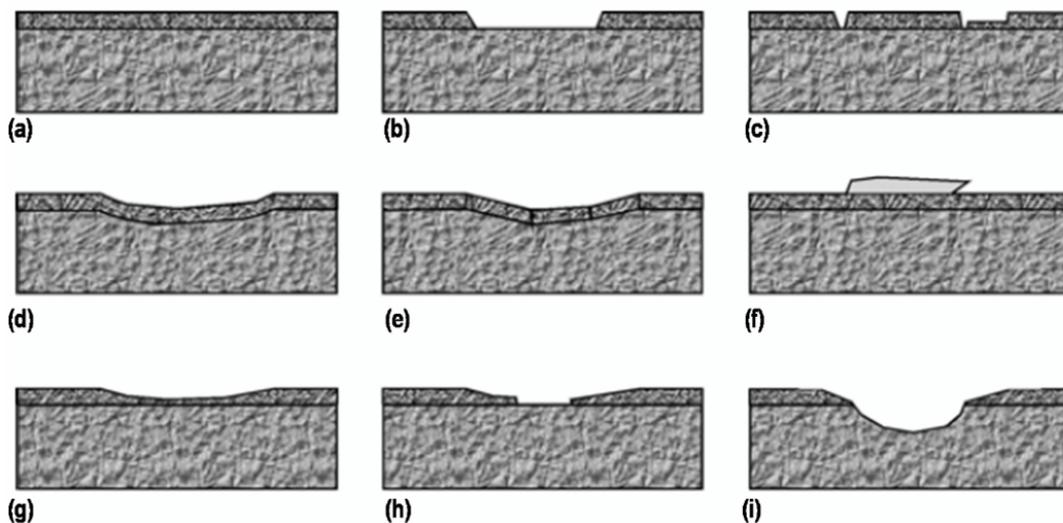


Figura 2.29: Mecanismos de falha comuns de componentes com recobrimento. (a) Estado inicial. (b)–(e): Falhas prematuras devido a: destacamento do recobrimento (b), trinca e lascamento (c), deformação do recobrimento e do substrato (d), deformação do recobrimento e do substrato com fratura do recobrimento (e). (f) Adesão do material de trabalho. (g) Desgaste gradual do recobrimento. (h) Desgaste gradual inicial seguido pelo destacamento prematuro do recobrimento; (ver [C] na Figura 2.27) (i) Destacamento do recobrimento seguido de desgaste acelerado do material do substrato [Hogmark et al., 2001].

Uma vez que o recobrimento fraturou, os fragmentos são arrancados fora, tipicamente pelo esforço cortante induzido pelo material da peça e, frequentemente, depois de que o recobrimento foi removido parcialmente, a taxa de destacamento aumenta devido à pressão de contato excessiva na borda delaminada. Os parâmetros críticos para resistir ao trincamento e ao lascamento incluem a espessura e a dureza do recobrimento, assim como a dureza do substrato [Hogmark et al., 2001].

A falha prematura de componentes com recobrimento envolve quase sempre o destacamento local ou extenso do recobrimento. Pretendendo-se analisar a causa da falha prematura de um componente recoberto e para sugerir meios de melhorá-lo, as seguintes questões devem ser consideradas [Hogmark et al., 2001]:

1. Condição do substrato: a dureza, a composição química, etc., do substrato são os desejados?
2. Preparação de superfície do substrato: o substrato é demasiado áspero? A retificação foi demasiado severa, gerando, por exemplo, martensita revenida, decarbonetação, ou amolecimento térmico? Há alguma impureza residual na interface?
3. Tipo de falha do recobrimento: A falha foi iniciada mecânica, térmica ou quimicamente?

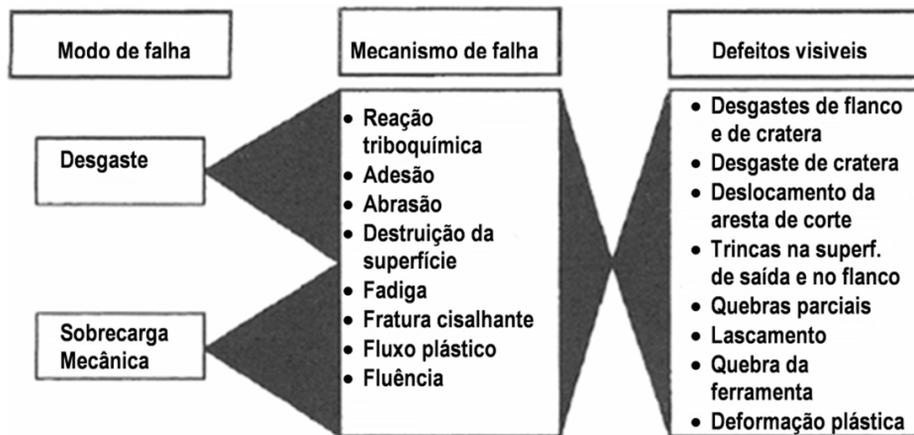


Figura 2.30: Falhas nas ferramentas de corte [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].

A fim de compreender as dependências entre as propriedades das ferramentas de corte recobertas e suas características de desempenho (Figura 2.30), devem considerar-se o desgaste e os mecanismos de falha que ocorrem na ferramenta de corte durante o serviço. Os esforços

tribológicos, térmicos e mecânicos devidos ao processo de usinagem conduzem ao desgaste e à sobrecarga mecânica das arestas de corte das ferramentas. Assim, padrões típicos de desgaste como desgaste de cratera, desgaste de flanco, lascamentos de várias dimensões, ou deformações plásticas podem ocorrer. Estes sinais de deterioração são, entretanto o resultado da interação complexa de vários fatores, mais do que devidos somente a um mecanismo individual de desgaste [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].

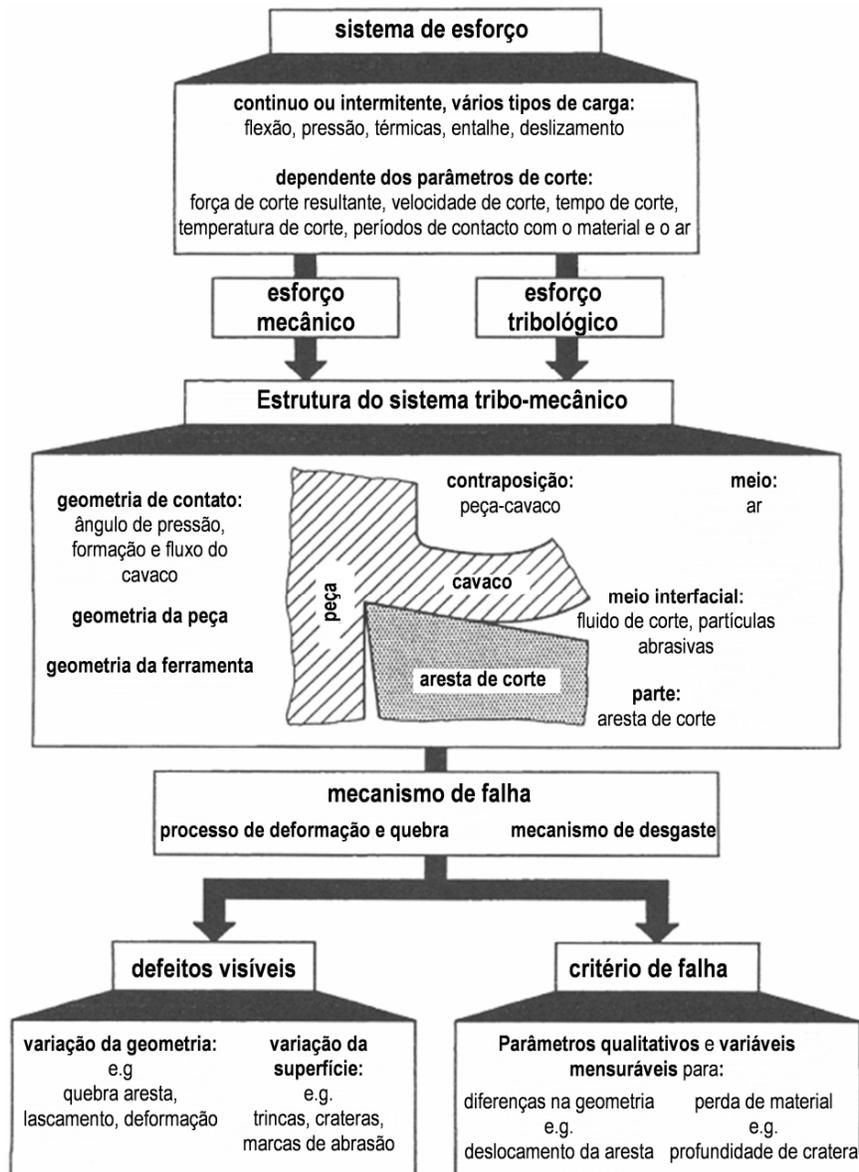


Figura 2.31: Sistema tribo-mecânico do processo de usinagem [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].

Todas as interações na aresta de corte e os parâmetros relevantes podem ser descritos por um sistema tribo-mecânico como o sugerido na Figura 2.31, que inclui não somente as cargas de desgaste nas áreas perto da superfície, mas também as cargas sobre o material do substrato. Isto é especialmente importante nos processos de usinagem interrompidos como o fresamento devido a que os esforços térmicos e mecânicos cíclicos podem conduzir rapidamente a trincas e fratura da aresta de corte.

Na Figura 2.32, as diferenças nos esforços que suportam as ferramentas de corte devido ao corte contínuo ou ao corte interrompido são caracterizadas pelos padrões de desgaste resultantes. Enquanto no corte contínuo os desgastes de cratera e de flanco são causados pela abrasão e pela tribo-oxidação o padrão de desgaste no corte interrompido é determinado por trincas de fadiga térmica e mecânica e por fraturas na aresta de corte [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].

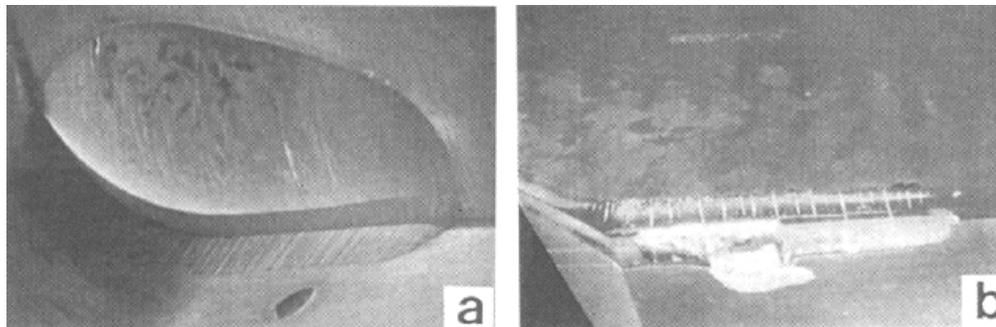


Figura 2.32: Padrões típicos de desgaste da ferramenta: (a) no corte contínuo, mostrando o desgaste de cratera e o desgaste de flanco causado pela interação química em alta temperatura e pela abrasão; (b) no corte interrompido, mostrando trincas de fadiga térmicas e mecânicas além de lascamento da aresta de corte [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].

Além da continuidade ou descontinuidade do processo de corte, as propriedades do material da peça e os parâmetros de corte têm um papel importante na intensidade dos esforços resultantes e, conseqüentemente, na presença de determinados mecanismos de falha. A adesão entre a ferramenta e a peça é determinada pelo tipo e pela similaridade de estruturas coesivas de ambos os materiais, enquanto a abrasão é determinada pela microestrutura e pela dureza das partes em contato. Peças de materiais macios e dúcteis tendem, geralmente, ao desgaste adesivo enquanto os materiais duros e frágeis promovem a abrasão.

A temperatura na região de formação do cavaco durante o processo de corte tem grande influência na gênese dos diferentes mecanismos de desgaste. Esta temperatura é um parâmetro indireto, que depende das propriedades dos materiais e dos parâmetros diretos do processo de usinagem. Dentre estes, a velocidade de corte pode ser considerada como o parâmetro mais influente, de modo que a existência de diferentes mecanismos de falha pode correlacionar-se diretamente com a velocidade de corte como se vê na Figura 2.33, tanto para o corte contínuo quanto para o corte interrompido.

Quando a velocidade de corte é baixa ou média, principalmente a adesão e a abrasão contribuem à falha da ferramenta. A adesão conduz às microssoldas e à formação de aresta postiça de corte, através da qual a aresta de corte é exposta localmente a esforços extremos por um tempo curto. Isto conduzirá rapidamente, especialmente no corte interrompido, a desprendimentos e ruptura da aresta. Além disso, pela interação com mecanismos abrasivos, pode ocorrer também desgaste na superfície de saída. Os mecanismos abrasivos e triboquímicos de desgaste tornam-se mais importantes com velocidades de corte crescentes no corte contínuo, mostrando sinais óbvios de desgaste de cratera. A formação de trincas devido aos ciclos de esforço por choque térmico conduz rapidamente no corte interrompido às falhas de lascamento e quebra da aresta de corte (Figura 2.33), que é a modalidade de falha dominante na usinagem de materiais de elevada resistência mecânica [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].

Das correlações descritas no sistema tribo-mecânico do processo de corte, podem ser derivadas as exigências para os recobrimentos da ferramenta. Com o objetivo de atingir um desempenho de corte melhorado ou uma maior vida da ferramenta, os recobrimentos são aplicados para impedir ou adiar o aparecimento dos mecanismos de falha tribológicos e mecânicos. Assim, os recobrimentos são aplicados com vários objetivos, entre outros: para aumentar a resistência à abrasão mecânica e tribo-química, para diminuir os picos de esforço induzidos pela adesão, para diminuir o atrito e para proteger o substrato dos gradientes térmicos através do efeito de barreira térmica do recobrimento.

Dois mecanismos de falha principais podem ser verificados em sistemas de metal duro recoberto [Tönshoff e Mohlfeld, 1998]: falhas de aderência (*flaking*) e falhas de coesão (*chipping*). Uma falha de aderência ocorre quando a resistência mecânica da interface entre o

substrato e o recobrimento é excedida. Quando a falha ocorre no substrato ou no recobrimento devido à presença de uma carga crítica tem-se uma falha de coesão. A parte mais débil num sistema recoberto é comumente a interface recobrimento-substrato. Em consequência para muitos destes sistemas, a delaminação interfacial é o principal mecanismo de falha. A delaminação e a fratura coesiva são incentivadas também pelas tensões residuais (ver item 2.2.3) [Wiklund, Gunnars e Hogmark, 1999].

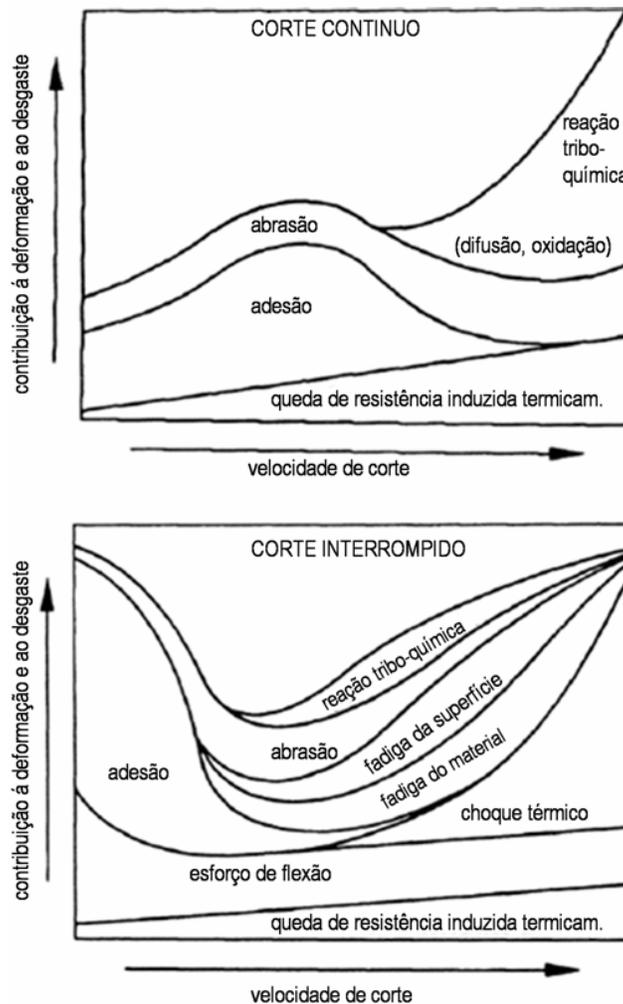


Figura 2.33: Mecanismos de falha no corte contínuo e no corte interrompido [Knotek, Löffler e Krämer, 2001].

No corte contínuo as ferramentas de metal duro WC-Co recobertas mostram um processo de desgaste de duas fases. Enquanto o recobrimento está intacto predomina o desgaste abrasivo devido às partículas duras na peça. A taxa de desgaste é menor que com ferramentas sem

recobrimento, pois o amolecimento térmico é menos pronunciado. Eventualmente o recobrimento falha seja por desgaste abrasivo excessivo ou por lascamento, que é particularmente comum em processos interrompidos como o fresamento. Devido às elevadas velocidades de corte em que são utilizadas as ferramentas recobertas, depois da falha no recobrimento se apresenta um rápido crescimento da cratera no substrato originada pela difusão e/ou desgaste triboquímico [Stephenson e Agapiou, 1997].

Uma das causas que conduzem à falha das ferramentas com recobrimentos depositados por CVD é a delaminação (*flaking*). Tal fenômeno é especialmente pronunciado na usinagem de materiais de corte difícil, por exemplo: titânio e suas ligas, superligas a base de níquel e cerâmicos. Durante a usinagem a seco o contato da ferramenta com o cavaco ocorre sob circunstâncias severas manifestadas na elevada pressão do contato, na fricção pronunciada e nas altas temperaturas atingidas. Dentro de tal ambiente e na presença de intenso fluxo térmico são iniciadas trincas que se propagam dentro da camada de recobrimento paralelamente à interface, o que causa a falha catastrófica. Até hoje, e apesar do efeito nocivo da delaminação no desempenho dos recobrimentos no processo de usinagem, a gênese mecanicista de tal ocorrência não é ainda compreendida [Nouari, Abdel-Aal e El Mansori, 2006a].

2.3 O conceito de aderência

Segundo a definição D907-70 da ASTM, a aderência é definida como “o estado em que duas superfícies são mantidas juntas pelas forças interfaciais que podem consistir em forças de valência (mecânica molecular) ou forças de bloqueio, ou ambas”. Estas forças de ligação podem ser forças de van der Waals, forças eletrostáticas ou de ligação química ao longo da interface recobrimento-substrato [Bull e Rickerby, 2001]. Embora tenham sido propostos vários métodos e teorias que definem o termo, ainda não existe uma definição geral aceitável do conceito de aderência entre o recobrimento e o substrato que leve em conta a complexidade dos efeitos da microestrutura do material, as cargas externas e os aspectos ambientais [Ollendorf e Schneider, 1999].

Uma distinção importante deve ser feita entre a anterior definição teórica de aderência (ASTM D907-70) ou “aderência básica” (*AB*) que é o valor atingível máximo possível, e a

aderência experimental ou “aderência prática” (AP), que depende de outros fatores tais como o tipo de teste, os níveis de tensão residual no recobrimento e a distribuição interfacial das falhas. Assim, $AB \gg AP$. Uma relação entre a aderência prática, medida experimentalmente, e a aderência básica foi proposta por Pulker, Perry e Berger [1981] (citados por Bull e Rickerby, [2001]) na equação (2.12), onde EI representa as tensões internas do recobrimento e EEM representa a magnitude específica do erro do método de medição. O valor da aderência básica não pode geralmente ser determinado porque a magnitude do erro de medida para cada técnica de medição não pode ser estimado.

$$AP = AB - EI \pm EEM \quad (2.12)$$

O termo “aderência básica” se refere aos aspectos físicos fundamentais do fenômeno de aderência, e é entendido como a soma de todas as interações interatômicas na interface entre o recobrimento e o substrato. A aderência básica pode quantificar-se como o trabalho necessário para separar completamente o recobrimento e o substrato ao longo da interface, considerando somente os efeitos da ligação entre os átomos dos dois materiais.

A “aderência prática” se refere aos fenômenos relacionados com a aderência além das interações interatômicas. Incluindo a complexa combinação das propriedades elásticas e a tenacidade de fratura do recobrimento e do substrato, a distribuição e tamanho das falhas, poros e outros defeitos estruturais, as condições de carga e o comportamento de fricção diante de partículas ou componentes impactando ou riscando [Mittal, 1978 citado por Taher, 1999]. Na engenharia de recobrimentos e superfícies, o estudo dirige-se à aderência prática que tem a ver com os testes relevantes para classificar a qualidade dos recobrimentos em termos de aplicações reais [Ollendorf e Schneider, 1999].

2.3.1 Energia de aderência

Segundo Thouless [1994], uma grandeza fundamental para caracterizar uma interface é a energia, 2γ , requerida para separar uma unidade de área das duas superfícies coladas. Esta grandeza é também conhecida como trabalho termodinâmico de aderência (W_A) e se define segundo a equação (2.13), na qual γ_1 e γ_2 são as energias de superfície de um par qualquer de

superfícies aderidas e γ_{12} é a energia da interface, W_A (+) denota atração enquanto W_A (-) implica repulsão (não aderência). O trabalho W_A é maior quando materiais com energia de superfície alta entram em contato, por exemplo, metais com pontos de fusão elevados; inversamente, W_A , é menor quando os materiais em contato têm baixa energia de superfície, por exemplo, os polímeros.

$$W_A = (\gamma_1 + \gamma_2) - \gamma_{12} \quad (2.13)$$

Geralmente, o valor de W_A aumenta nesta ordem: (a) materiais imiscíveis com tipos diferentes de ligação, por exemplo, metal-polímero, (b) formadores de soluções sólidas, e (c) materiais iguais. Os valores de aderência medidos diferem do W_A intrínseco, por causa das contribuições das interações químicas, efeitos da interdifusão atômica, tensões internas, impurezas interfaciais, contato imperfeito, etc. [Orhing, 1992]

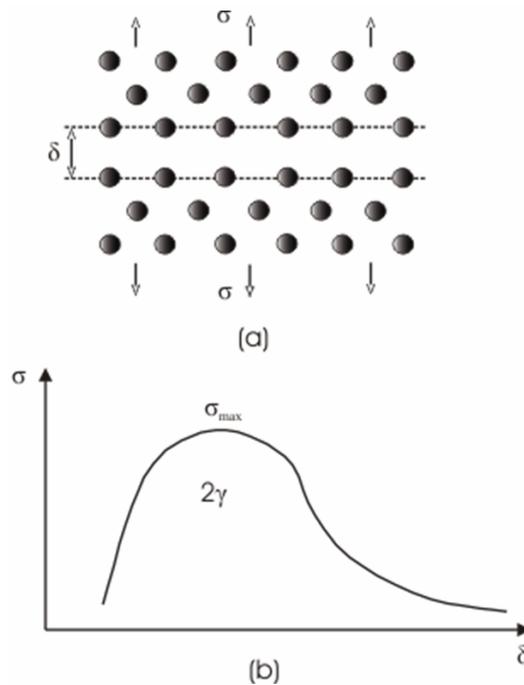


Figura 2.34: (a) A separação uniforme de uma interface mediante um esforço aplicado, σ , produzirá (b) um gráfico ideal de esforço-deslocamento (σ vs. δ) que permite avaliar o trabalho termodinâmico de aderência, 2γ , e a resistência teórica da interface, σ_{max} [Thouless, 1994].

A resistência teórica da interface é outra quantidade que caracteriza a aderência em toda a extensão da interface e é outra interpretação da aderência básica. Thouless [1994] descreveu a relação entre o trabalho termodinâmico de aderência como um esforço aplicado na interface de forma similar a um ensaio clássico de tensão (Figura 2.34).

Se uma carga é aplicada a um sistema de materiais aderidos e o deslocamento é monitorado, um gráfico similar à Figura 2.34 pode ser obtido, onde a área embaixo da curva representa o trabalho termodinâmico de aderência 2γ , e o esforço máximo σ_{max} representa a resistência teórica da interface. A resistência teórica não é alcançável fisicamente devido à presença de trincas que causam falhas em níveis de esforço bem menores que o máximo teórico.

2.3.2 Tipos de interfaces

Segundo Orhing [1992], o tipo de interface entre o recobrimento e o substrato é determinado pela morfologia do substrato, as interações químicas, as taxas de difusão e os processos de nucleação. De forma geral, as interfaces podem classificar-se em quatro tipos (ver a Figura 2.35):

1. Interface abrupta com transição aguda das propriedades dos materiais, devido à ausência de interação entre os átomos do recobrimento e o substrato e às baixas taxas de interdifusão. A aderência do recobrimento será baixa por causa da facilidade de fratura interfacial. Neste caso, o aumento da rugosidade da superfície do substrato tenderá a promover uma melhor aderência.
2. Interface composta na qual uma ou mais camadas de compostos dos materiais de recobrimento e/ou substrato e/ou gases ambientais são criadas por interação química e difusão entre os átomos do substrato e do recobrimento. A aderência é geralmente boa se a camada interfacial é fina, mas é pobre se camadas mais grossas são formadas.
3. Interface de difusão, na qual é criada uma mudança gradual de composição entre o recobrimento e o substrato devido à mútua solubilidade entre os dois. Usualmente a interdifusão produz boa aderência. No processo CVD sobre substratos de metal duro, a

difusão do Co e do W do substrato no recobrimento é decisiva na resistência de aderência entre o substrato e o recobrimento [Klocke e Krieg, 1999].

4. Interface mecânica, que é o resultado do bloqueio do material depositado pela superfície rugosa no substrato. A resistência de aderência depende principalmente das propriedades mecânicas do recobrimento e do substrato e da geometria interfacial. Um trajeto tortuoso da fratura induzido por uma superfície áspera e pela ancoragem mecânica produz adesão elevada.

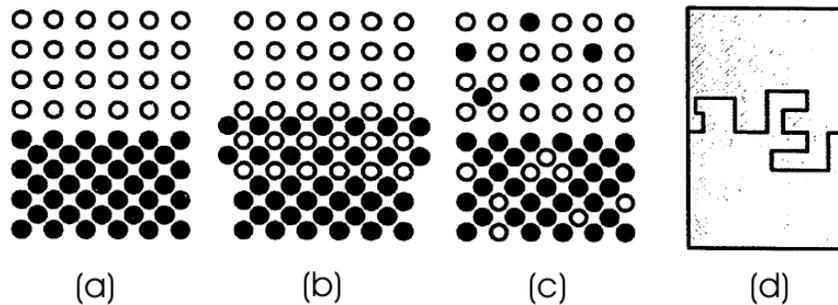


Figura 2.35: Diferentes tipos de interfaces entre a camada e o substrato, (a) interface abrupta, (b) Interface composta, (c) Interface de difusão, e (d) interface mecânica [Orhing, 1992].

2.4 Testes de aderência

Embora não exista ainda nenhuma maneira de medir diretamente as forças atômicas de ligação interfacial, numerosos testes caracterizam a resistência de aderência prática. Uma modalidade comum de falha dos componentes com recobrimento é a delaminação na interface recobrimento-substrato. A correspondente tenacidade interfacial de fratura é estimada usando diferentes testes de aderência que variam dos testes de indentação e de riscamento simples aos testes mais sofisticados baseados na fratura e/ou contato mecânicos.

Muitos dos testes qualitativos, tais como o ensaio de destacamento de fita, são cobertos nos padrões ASTM D3359-97, ASTM B571-97 e ASTM D4541-95e1, mas devem ser usados somente com finalidade comparativa, quando uma avaliação rápida da aderência é requerida [Orhing, 1992; Papini e Spelt, 2002].

O propósito de qualquer método para testar a aderência é aplicar cargas controladas capazes de produzir esforços críticos na interface para iniciar uma falha interfacial antes do que uma falha de coesão [Taher, 1999]. A maioria dos métodos existentes apresenta diferenças fundamentais entre si e na realidade somente são úteis para comparar qualitativamente a aderência “aparente”. De fato o uso da palavra “aparente” é necessário neste contexto pois o que é medido em cada caso não é a aderência como definida no item 2.3.

Desafortunadamente, as diferentes técnicas de medida da aderência mostram frequentemente resultados contraditórios. Ollendorf e Schneider [1999] avaliaram a resistência de aderência de recobrimentos de TiN depositados sobre aço recozido em função do tempo de *sputtering* usando os seguintes testes: (a) riscamento; (b) flexão de quatro pontos; (c) cavitação; (d) impacto; (e) laser-acústico; (f) microscopia de varredura acústica e (g) indentação Rockwell C. Os resultados destes sete métodos não forneceram dados consistentes, e alguns deles indicaram mesmo uma redução na aderência do recobrimento nas amostras em que se esperava a melhor qualidade do recobrimento (maior tempo de *pre-sputtering* se supõe que produz a resistência de aderência mais elevada). Adicionalmente, devido a que geralmente as condições do teste se afastam significativamente daquelas da aplicação específica, o resultado deve ser interpretado com cuidado [Hogmark et al., 2001].

Segundo indicado por Brown [1994], para que um ensaio de aderência particular seja considerado como fonte de dados confiáveis devem se considerar vários fatores, provendo respostas a múltiplas questões relacionadas com a resistência de aderência: (1) se a temperatura do ensaio é representativa daquela em que a ferramenta vai operar; (2) alguns testes de aderência aplicam esforços ou energia de forma variável na interface substrato-recobrimento. Assim o cálculo do esforço ou a densidade de energia no ponto de iniciação da falha terá um erro de magnitude desconhecida fazendo a medição inaceitável; (3) os espécimes para medição da resistência de aderência são realmente representativos das condições de uso do sistema substrato-recobrimento?; (4) as tensões residuais de magnitude desconhecida no recobrimento podem afetar a resistência de aderência e deveriam ser considerados explicitamente no ensaio.

Bull e Rickerby [2001] propuseram as seguintes características que deveria possuir um hipotético teste ideal de aderência:

1. Não destrutivo.
2. Facilmente adaptável ao teste rotineiro de formas complexas.
3. Simples de executar e de interpretar.
4. Propício para automatizar e padronizar.
5. Reproduzível.
6. Quantitativo.
7. Diretamente relacionado com a confiabilidade do recobrimento sob aplicações específicas.

Nenhum dos testes existentes atualmente tem todos estes atributos, e a maioria dos testes mais comuns são de natureza destrutiva. Devido à incompleta compreensão atual do fenômeno de aderência, é difícil prever quando será desenvolvido um teste não destrutivo, mas as questões anteriores representam valiosas sugestões para os engenheiros e cientistas que trabalham na proposta de procedimentos inovadores. Na Tabela 2.6, se apresentam os métodos de ensaio da resistência de aderência relevantes para o metal duro com recobrimento.

Tabela 2.6: Métodos de ensaio da resistência de aderência relevantes para o metal duro com recobrimento.

Método de teste [Referência]	Procedimento	Vantagens / desvantagens
Indentação [Vidakis, Antoniadis e Bilalis, 2003]	Indentações Rockwell ou Vickers são praticadas na amostra e a extensão da área danificada é comparada.	Fácil, rápido / <i>Qualitativo, mecanismo de falha incerto.</i>
Riscamento [Papini e Spelt, 2002] [Bull e Rickerby, 2001]	A superfície é riscada com um indentador de diamante sob carga incrementada continuamente e registro automático.	Fácil, rápido, muito usado para recobrimentos duros / <i>Qualitativo, depende do juízo do operador.</i>
Usinagem [Nouari e Ginting, 2006b]	Usinagem feita nas condições reais de uso da ferramenta de corte do ponto de vista de operação e material de trabalho.	É o teste mais relevante do ponto de vista das condições de serviço / <i>Qualitativo, custoso, categoriza desgaste mais do que aderência.</i>
Impacto perpendicular [Heinke et al., 1995]	O corpo de prova é submetido à ação de um número determinado de impactos cíclicos aplicados com um penetrador de forma esférica em condições pré-determinadas de força e frequência. Na variante inclinada é adicionado um esforço tangencial à superfície.	Resultados altamente consistentes com testes de usinagem / <i>Metodologia ainda experimental, o ensaio consome tempo.</i>
Impacto Inclinado [Bouzakis et al., 2007]		

A grande maioria da literatura reportada sobre a avaliação da resistência de aderência nos sistemas de metal duro recoberto se refere principalmente a testes de indentação, de riscamento e de usinagem. A aplicação do teste de riscamento e do teste de indentação tem sido muito difundida devido a sua aplicação simples e rápida. O teste de impacto inclinado é um método inovador e, supostamente, de alta confiabilidade, mas sua utilização é ainda experimental e custosa. Na Tabela 2.6, e nos itens seguintes, são apresentados os quatro métodos mencionados, que de acordo com a literatura verificada, são os mais relevantes na tecnologia de metal duro recoberto.

O leitor deve lembrar ainda que estes procedimentos não quantificam realmente a resistência de aderência e, mais do que isso, são meios para comparar a qualidade da aderência entre sistemas com o mesmo tipo de substrato-recobrimento mas com diferenças nos processos associados à deposição do recobrimento.

2.4.1 Testes de indentação

O teste de indentação (Figura 2.36) é equivalente ao teste de riscamento (item 2.4.2), mas sem a força de fricção (coeficiente de fricção $\mu = 0$).



Figura 2.36: Esquema do método de indentação para medição da aderência do recobrimento [Bhushan e Gupta, 2001].

Muitos pesquisadores [Huan et al., 1992; Saito et al., 1993; Nesladek et al., 1994; Fan et al., 1994; Xi-Ling e Zhao-Ping, 1994; Lin, Kuo e Chang, 1997; Zhang e Zhou, 1997; Tiejun et al., 2002; Takeuchi et al., 2004; Yao et al., 2008] utilizaram métodos de indentação para avaliar qualitativamente a resistência de aderência de recobrimentos de diamante sobre substratos de metal duro. Tönshoff e Mohlfeld, [1998] avaliaram com esta técnica e com o teste de riscamento a aderência do recobrimento PVD-(Ti,Al)N sobre metal duro com diferentes processos de

preparação da superfície do substrato encontrando correspondência entre os resultados de ambos testes. Bouzakis et al., [1999] determinaram através de indentação que o recobrimento TiAlN₂, comercialmente chamado TINALOX, apresenta melhor resistência de aderência sobre substrato de metal duro do que o TiAlN.

O teste mais frequentemente utilizando é a indentação baseada no teste de dureza Rockwell (norma ASTM E18) usando o indentador de diamante com ponta esfero-cônica de 120° e 0,2 mm de raio. O procedimento consiste em forçar o indentador em direção normal à superfície sob duas forças determinadas conhecidas como pré-carga e carga de teste. O critério de aderência usado com mais frequência é a comparação microscópica da área em que o recobrimento foi destacado entre as superfícies estudadas [Ollendorf e Schneider, 1999]. O teste de aderência por indentação baseado no método Rockwell C é de uso comum na indústria de recobrimentos. Este teste é conhecido também como método Daimler-Benz e é prescrito na norma alemã VDI 3198 (*Verein Deutscher Ingenieure, VDI guidelines 3198/1991*) como teste destrutivo de qualidade para componentes recobertos [Vidakis, Antoniadis e Bilalis, 2003]. O teste de indentação Rockwell C, sendo muito rápido e simples de executar, parece ser uma técnica efetiva e econômica no nível industrial. Este teste, na maioria dos casos é mais do que adequado na determinação das propriedades de aderência dos recobrimentos processados comercialmente (ver item 3.6) [Heinke et al., 1995].

Outro procedimento de indentação adaptado à análise da resistência de aderência que tem sido usado em alguns casos é baseado no teste de dureza Vickers (norma ASTM E92) que utiliza um indentador piramidal. Guseva et al., [1997] e Konyashin et al., [1997] usaram cargas entre 10 e 20 kgf que excedem de longe o padrão do teste de dureza Vickers fixado entre 0,001 e 1,0 kgf.

Vários autores têm sugerido métodos para obter dados quantitativos da resistência de aderência. Um critério frequentemente reportado consiste na comparação da aderência através do valor da carga na qual é iniciada a propagação da delaminação do recobrimento quando a carga é aplicada gradualmente [Fan, Gracio e Pereira, 1999]. A carga associada à falha fornece o valor qualitativo da aderência e é referida como carga crítica, que pode ser medida também mediante análise do primeiro sinal acústico relacionado com o início da falha. Jindal, Quinto, e Wolfe [1987] (citados por Bull e Rickerby, [2001]), propuseram um método quantitativo para avaliar a

tenacidade de fratura da interface substrato-recobrimento, no qual são feitas uma série de indentações até determinar a carga crítica e, posteriormente, com novas indentações é obtido o raio das trincas laterais resultantes em função das cargas gradualmente superiores à carga crítica. Marshall e Evans [1984] (citados por Bull e Rickerby, [2001]), chegaram à determinação de uma relação entre a carga aplicada e o raio de extensão das trincas, a qual teve uma elevada correlação com dados experimentais. Drory e Hutchinson [1996] fizeram uma análise mecânica e propuseram um método de cálculo da tenacidade da interface substrato-recobrimento baseado nas medidas de carga aplicada, raio da delaminação, espessura do recobrimento e propriedades dos materiais do substrato e do recobrimento utilizando indentações Rockwell C.

2.4.2 Teste de riscamento

O teste de riscamento (*Scratch test*) envolve simultaneamente forças normais e forças friccionais. No padrão JSME S010 a descrição deste teste é a seguinte [Miyashita et al., 2003]: um penetrador de diamante com 200 μm de raio de ponta é movimentado em contato sobre a superfície testada a uma velocidade de $10 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ e, simultaneamente, é aplicada uma carga normal que é incrementada numa taxa de $10 \text{ N}/\text{min}$, até um valor máximo que depende do sistema substrato-recobrimento estudado (ver a Figura 2.37).

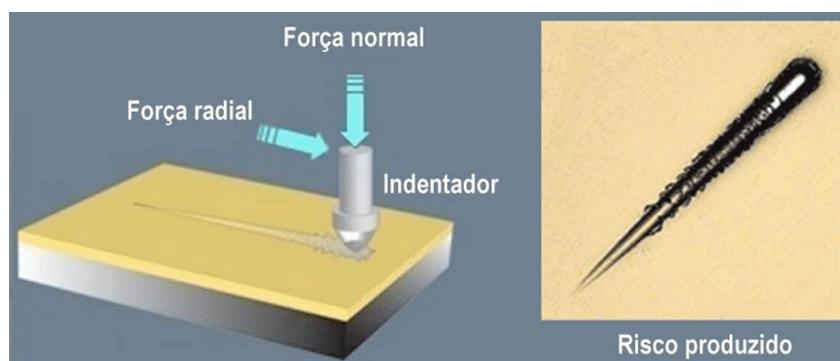


Figura 2.37: Teste de riscamento, (adaptado de CSM [2008]).

A trilha produzida é observada preferencialmente no microscópio eletrônico de varredura para analisar o dano induzido no recobrimento, a fim de se estimar a chamada carga crítica (F_c) na qual começa a remoção do recobrimento deixando para trás um sulco de substrato visível. O processo de riscamento pode ser acompanhado também através do registro dos sinais acústicos

emitidos, que são fracos enquanto o recobrimento ainda se mantém aderido, com um incremento apreciável no instante da falha do recobrimento. A força no instante do aumento abrupto do nível de emissão acústica causado pelo cisalhamento ou pela fratura na interface recobrimento-substrato tem sido interpretada como a carga crítica F_c de delaminação, tornando desnecessária a necessidade da examinação microscópica [Orhing, 1992]. A carga crítica somente é útil para fins comparativos. Entretanto, vários autores têm sugerido métodos para obter dados quantitativos da resistência de aderência. As tentativas iniciais se centraram no cálculo da força de cisalhamento da interface, ou no valor crítico da força de arraste exigida para remover o recobrimento. Tentativas posteriores, com níveis de sucesso modestos, utilizam critérios baseados na energia ou na mecânica da fratura para estimar a tenacidade de fratura interfacial [Papini e Spelt, 2002].

2.4.3 Teste de impacto

O teste de impacto para a avaliação do comportamento a fadiga e da qualidade de aderência de recobrimentos depositados sobre metal duro foi reportado pela primeira vez por Knotek et al. [1992]. Como se vê na Figura 2.38, o teste consiste em impactar com uma esfera, submetida a uma carga oscilante, a superfície do espécime em um regime de força e frequência determinadas. Por exemplo, Heinke et al. [1995] usaram uma esfera de metal duro de 6 mm de diâmetro, força de impacto de 900 N e 8 Hz de frequência. Durante o teste ocorre deformação plástica gradual do substrato, o qual conduz ao destacamento do material do recobrimento.

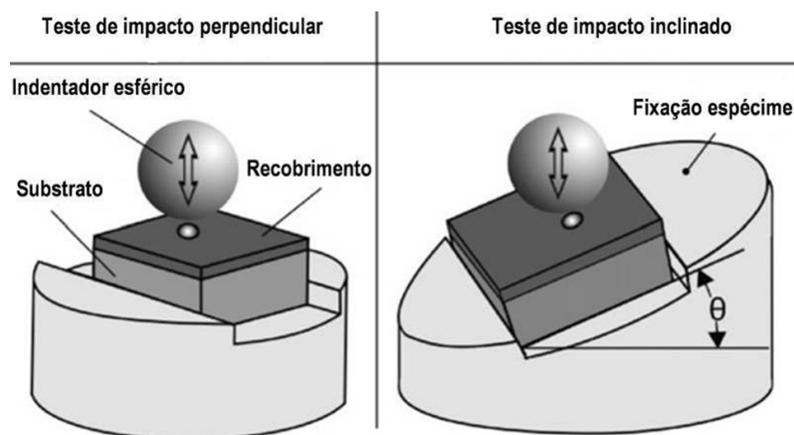


Figura 2.38: Montagem para a realização do teste de impacto perpendicular e inclinado [Bouzakis et al., 2007].

A falha produzida pode se dividir tipicamente nas três zonas mostradas na Figura 2.39. As informações para análise do teste incluem o número de ciclos de início da falha do recobrimento, o volume da cratera produzida na superfície analisada, o aspecto da falha ao redor da cratera e a relação entre a área danificada e a área da indentação depois de um número determinado de ciclos. Também é possível analisar a taxa de propagação das falhas através do recobrimento usando análise elástico-plástica auxiliada com o método dos elementos finitos (FEM, *finite element modeling*) [Bouzakis et al., 2004a].

Uma inovação do teste de impacto foi introduzida por Bouzakis et al., [2004b e 2007], no chamado teste de impacto inclinado que se vê também na Figura 2.38, no qual o efeito da resistência de aderência na falha do recobrimento é evidenciado ainda mais através da aplicação simultânea de cargas normais e tangenciais resultantes da inclinação da superfície sob teste. No método desenvolvido foram definidos dois parâmetros característicos: A aderência de impacto do recobrimento (CIA, *coating impact adhesion*) e a relação de rigidez de contato (CSR, *contact stiffness ratio*), para caracterizar a resistência de aderência do recobrimento. Estes parâmetros são determinados por cálculos FEM considerando as cargas medidas no recobrimento durante o teste de impacto inclinado.

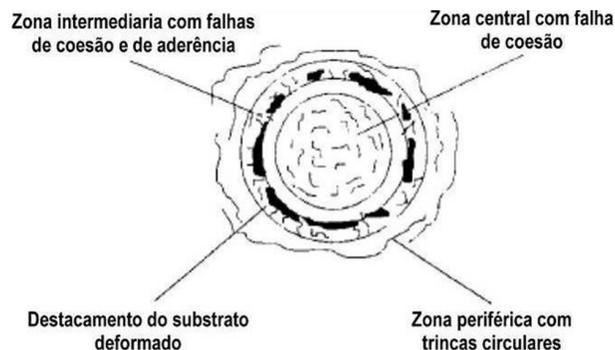


Figura 2.39: Zonas de falha no teste de aderência por impacto [Heinke et al., 1995].

De acordo com os experimentos de Bouzakis et al., [2005 e 2007], avaliando a resistência de aderência de recobrimentos PVD-TiAlN sobre substratos de metal duro com quatro tipos diferentes de preparação da superfície, os parâmetros CIA e CSR apresentaram resultados altamente consistentes com os testes de usinagem, enquanto os resultados dos testes de

riscamento, também aplicados, não permitiram detectar as diferenças de aderência entre as superfícies estudadas.

2.4.4 Testes de usinagem

O teste de aderência definitivo para ferramentas de corte recobertas é o exame do desempenho no corte utilizando experimentos de usinagem controlados. Quanto maior a resistência de aderência do recobrimento, maior a expectativa de vida da ferramenta porque o recobrimento protege o substrato por um período de tempo mais prolongado [Bouzakis et al., 2000]. Na comparação do desempenho entre diferentes ferramentas de corte, os testes de usinagem são reportados usando como critério de avaliação o desgaste do flanco da ferramenta na maioria dos casos. Os dados de desgaste são coletados sob condições previamente determinadas dos parâmetros de corte que incluem: a velocidade de corte (v_c), o avanço (f), a profundidade de corte (a_p), o tipo de fluido de corte, a máquina ferramenta, a montagem, a geometria e tipo de material da peça. Mas a grande diversidade de parâmetros e materiais das peças utilizados na realização dos testes torna difícil uma comparação dos dados reportados na literatura. Por exemplo, se as diferenças de velocidade de corte são grandes, diferentes mecanismos de desgaste vão ocorrer (ver a Figura 2.33) e as conclusões não serão comparáveis.

Através de testes de taxa de desgaste em operações de usinagem é possível a determinação da equação de Taylor de vida da ferramenta (t) na versão clássica, em função unicamente da velocidade de corte, ou na forma estendida mostrada na equação (2.14), levando em conta outros parâmetros importantes [Machado et al., 1999]. Sendo v_c a velocidade de corte, f o avanço, a_p a profundidade de corte, $VB_{B_{max}}$ o maior desgaste do flanco da ferramenta (Figura 2.40), t a vida da ferramenta e a, b, c, d e G constantes dependentes das condições particulares do processo.

$$t = G v_c^a f^b a_p^c VB_{B_{max}}^d \quad (2.14)$$

Quando a vida da ferramenta é limitada por mecanismos de dano térmico, $a > b > c$, isto é, a velocidade de corte tem uma influência maior na vida do que o avanço ou a profundidade de corte, refletindo a influência desta variável na temperatura de corte. Contudo, se a vida da

ferramenta está determinada por falhas de lascamento e fratura, b e c podem se tornar maiores [Childs et al., 2000].

No ano 1977 a Organização Internacional para Padronização (ISO) introduziu a norma 3685 [ISO 3685:1977], com o objetivo de unificar os procedimentos de teste de vida da ferramenta e parâmetros a medir em operações de torneamento. O padrão define a vida da ferramenta (t) como o tempo decorrente até que uma quantidade definida de desgaste ocorra no flanco ou na superfície de saída da ferramenta de corte (ver a Figura 2.40). Outras normas seguiram em 1989, cobrindo os procedimentos de teste de vida da ferramenta em fresamento de faceamento [ISO 8688-1:1989] e em fresamento de topo [ISO 8688-2:1989]. Em 1993 foi emitida uma versão revisada da norma 3685 [ISO 3685:1993]. O objetivo destes padrões é unificar os procedimentos de teste a fim de aumentar a confiabilidade e a comparabilidade dos resultados da análise ao estudar diferentes sistemas de usinagem, ferramentas de corte, materiais de trabalho, parâmetros de corte e fluidos de corte.

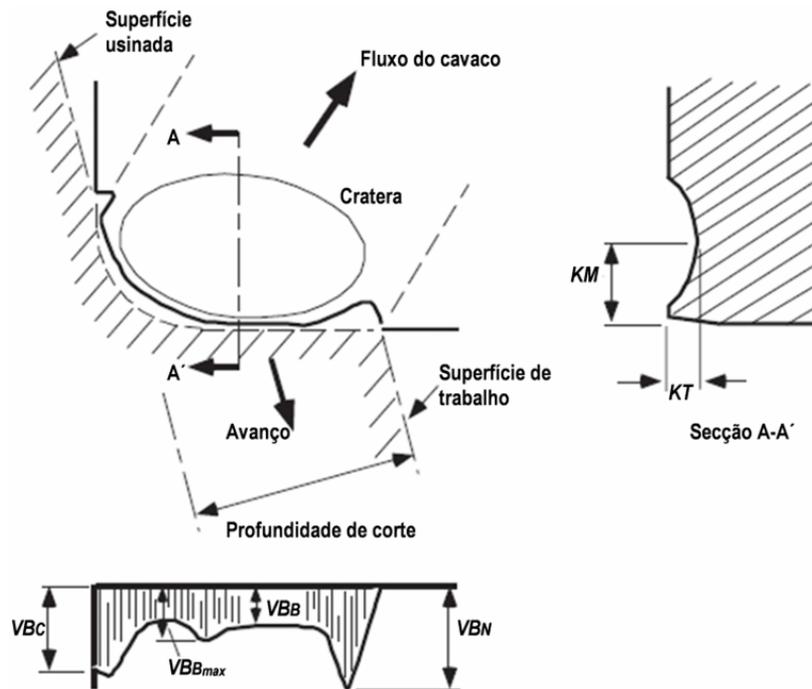


Figura 2.40: Padrão de desgaste típico de uma ferramenta de metal duro [Childs et al., 2000; adaptado à norma ISO 3685:1993].

É claro que a aplicação sistemática destas normas na indústria poderia gerar ganhos substanciais na economia de fabricação, mas na literatura sobre testes de usinagem o uso das normas ISO mencionadas não é frequente. Estas são algumas limitações que têm dificultado seu uso generalizado: (1) utilidade limitada, porque os padrões só estão relacionados com a determinação da vida da ferramenta em função da velocidade de corte (equação básica de Taylor), e não inclui a determinação da vida em função de todos os parâmetros de corte e da quantidade de desgaste; (2) a vida da ferramenta é uma variável estocástica e sua dispersão experimental pode ser considerável. Em alguns casos, esta propagação experimental foi levada em conta, mas não ocorreu o mesmo com a incerteza da medida; (3) o mesmo experimento executado em máquinas-ferramenta diferentes dá frequentemente resultados também diferentes; (4) o padrão muitas vezes não pode ser aplicado dada a enorme variedade de condições possíveis das ferramentas, peças de trabalho, parâmetros de corte, fluidos de corte, etc. [Chiffre e Belluco, 2000; Axinte, Belluco e Chiffre, 2001].

Embora a norma ISO 8688-2, para testes em fresamento de topo, especifique como critérios de fim de vida: desgaste uniforme de flanco $\geq 0,2$ mm ou desgaste não uniforme de flanco $\geq 0,8$ mm ou desgaste localizado de flanco $\geq 0,9$ mm; assim como lascamentos e/ou fratura excessiva da aresta de corte, muitos pesquisadores têm adotado como medida padrão da vida da ferramenta o tempo de corte necessário para alcançar um desgaste de flanco VB_B de 0,3 mm (ver Figura 2.40). No entanto, quando o lascamento gerado pela adesão ou pelo trincamento térmico é a causa principal do desgaste de flanco, o padrão de desgaste é geralmente irregular, ainda mais na usinagem de materiais de corte difícil. Nestas condições o desgaste médio de flanco não determina mais a vida. Recomenda-se então que se verifique o comprimento do desgaste no ponto médio da profundidade de corte e na posição de desgaste máximo, pois neste último ponto se encontra informação útil para deduzir os mecanismos de desgaste [Childs et al., 2000].

2.5 Modificação de superfície e resistência de aderência no metal duro

A aderência do recobrimento depositado em substratos de metal duro é a medida da força ou trabalho necessário para causar a remoção ou separação interfacial entre o recobrimento e o substrato de metal duro. Este trabalho pode ser intrinsecamente necessário para superar a força de

bloqueio mecânico interfacial e/ou a ligação química, iniciar trincas interfaciais, incrementar a energia elástica de deformação armazenada e elevar os esforços da interface ao valor crítico de falha, embora tal força ou trabalho possa não contribuir ao dano coesivo inicial do recobrimento [Taher, 1999].

Durante a fase líquida do processo de sinterização, o composto WC-Co é um sistema bifásico sólido-líquido em que os espaços entre grãos sólidos de WC são preenchidos com Co líquido. Quando existe heterogeneidade no teor do cobalto dentro do composto, o Co líquido tende a migrar das regiões de teor elevado para outras regiões com teor mais baixo [Fan e Fang, 2009]. Possivelmente este fenômeno produz também o excesso de Co observado frequentemente na superfície livre dos componentes de metal duro sinterizados.

Para melhorar a resistência da aderência do recobrimento sobre substratos de metal duro podem empregar-se um ou vários dos seguintes meios em função do tipo de recobrimento e do processo de deposição [Taher, 1999]:

- Bloquear o efeito nocivo do cobalto da superfície do substrato mediante sua remoção seletiva.
- Aumentar a aderência básica através de tratamentos químicos.
- Incrementar o bloqueio mecânico mediante a otimização da rugosidade do substrato.
- Controlar a propagação de trincas com o melhoramento dos estados superficiais de tensões e/ou incrementando a tenacidade da interface.

As tecnologias de engenharia de superfície para preparar o substrato de metal duro para a deposição do recobrimento podem agrupar-se em: tratamentos mecânicos de remoção e ou deformação do material da superfície da ferramenta, tratamentos de ataque químico para remover o cobalto e/ou otimizar a rugosidade e a aplicação de camadas de transição entre o substrato e o recobrimento. Estas técnicas têm sido utilizadas de forma isolada ou através de combinações entre elas além de tratamentos térmicos específicos.

2.5.1 Tratamentos mecânicos

No processo industrial de fabricação das ferramentas de metal duro, utiliza-se o processo de retificação com o objetivo de definir a geometria da ferramenta e, especialmente, a microgeometria da aresta de corte. Posteriormente à retificação, é comumente utilizado um processo de jateamento com micropartículas duras na preparação da superfície do substrato para receber o recobrimento. Este procedimento elimina os picos de rugosidade e remove o excesso de material aglomerante da superfície [Bouzakis et al., 2001].

O jateamento com micropartículas abrasivas ou a erosão com água em alta pressão são métodos para mudar a microtopografia, assim como a integridade superficial do substrato e, com isso, aumentar a resistência de aderência na interface recobrimento-substrato. Se o tamanho de grão do abrasivo for maior do que o tamanho dos carbonetos, são induzidas deformações plásticas severas na subsuperfície. Se o tamanho de grão do abrasivo for menor do que o tamanho de grão dos carbonetos, acrescenta-se o efeito abrasivo do microjateamento e reduz-se a deformação plástica das camadas subsuperficiais, conduzindo a um nível de tensões similar àquele no estado retificado, mas muito mais homogêneo. A erosão com jato de água mostra ainda maior efeito abrasivo se comparada com o microjateamento, e seu efeito benéfico na resistência de aderência é maior em baixas pressões de aplicação [Tönshoff e Mohlfeld, 1998; Klocke e Krieg, 1999]. Na Figura 2.41 compara-se a topografia e tensão residual da superfície de três brocas de metal duro tratadas respectivamente por retificação, retificação + jateamento com água e finalmente retificação + jateamento com micropartículas de alumina. Na comparação do desempenho na usinagem foi constatado que no caso das brocas tratadas com retificação + microjateamento apresentou-se uma menor velocidade de desgaste de flanco assim como um desgaste mais homogêneo.

Bouzakis et al. [2000], mediante ensaios de usinagem com ferramentas recobertas para fresamento tangencial determinaram que a diminuição do excesso de cobalto superficial do substrato de metal duro mediante o pré-tratamento com jateamento ou com ataque químico resulta em melhores propriedades de aderência. Segundo estes autores, o comportamento com respeito ao desgaste foi superior porque o recobrimento cobre o substrato por um período de tempo maior. As ferramentas sem nenhum pré-tratamento do substrato comportaram-se como

aquelas sem recobrimento e os melhores resultados foram obtidos com as ferramentas pré-tratadas por jateamento às maiores pressões do jato abrasivo.

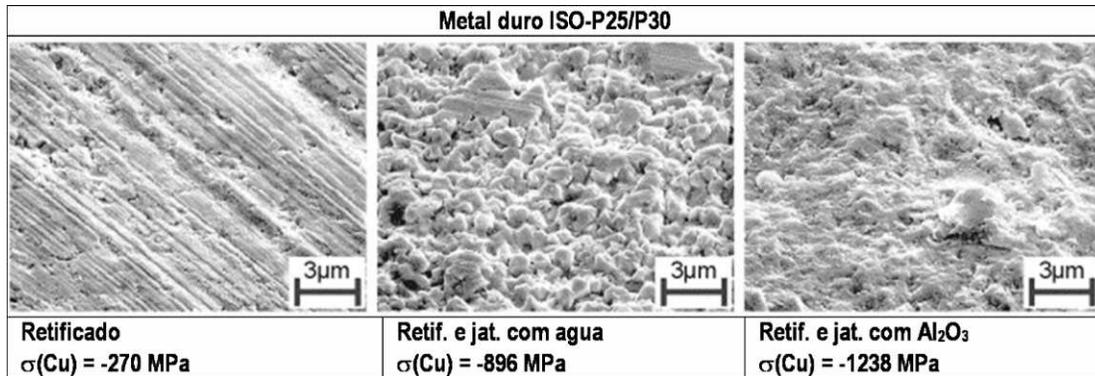


Figura 2.41: Topografia e tensão residual da superfície do metal duro quando tratado com três processos de superfície diferentes [Tönshoff e Mohlfeld, 1998], [Tönshoff et al., 1999].

Tönshoff e Seegers [2001] compararam o desempenho de ferramentas recobertas (PVD) com substrato retificado contra ferramentas recobertas com substrato retificado e jateado com água. Segundo estes autores, as três cargas principais que devem ser levadas em conta na análise do sistema recoberto são (ver a Figura 2.42): as tensões residuais no substrato antes da deposição, as cargas induzidas pelo recobrimento e os esforços de serviço durante a usinagem (ver também a Figura 2.25). A resistência à tensão do substrato é influenciada pelo processo de fabricação e pelas propriedades básicas do material. Na parte (d) da Figura 2.42, as cargas são sobrepostas e pode verificar-se que no caso do substrato somente retificado, a carga total supera sua resistência à tensão originando uma falha de coesão no substrato. Em contraste a carga total no caso do substrato jateado não atinge a resistência à tração do material e, conseqüentemente, não há presença de falha.

Bouzakis et al. [2005] avaliaram o efeito do pré-processamento por microjateamento de substratos de metal duro a serem recobertos por PVD. Os corpos de prova analisados tinham sido previamente retificados ou retificados e polidos. Nas pastilhas retificadas, a exposição dos carbonetos foi intensa sob a pressão de microjateamento de 0,5 MPa. Se a rugosidade R_t for maior que o raio médio dos carbonetos de tungstênio, o ancoramento destes na matriz de cobalto diminui e uma falha adesiva do recobrimento durante a usinagem é mais provável. Por outro lado, o microjateamento também a 0,5 Mpa das pastilhas polidas expôs os carbonetos sem prejudicar

sua retenção pelo cobalto. Neste caso, a rugosidade R_t obtida foi menor do que o raio médio dos carbonetos. O espaço médio entre picos sucessivos R_{sm} do perfil é diminuído pelo microjateamento, tanto nos substratos retificados como nos polidos, resultando num melhor interbloqueio mecânico entre o substrato e o recobrimento.

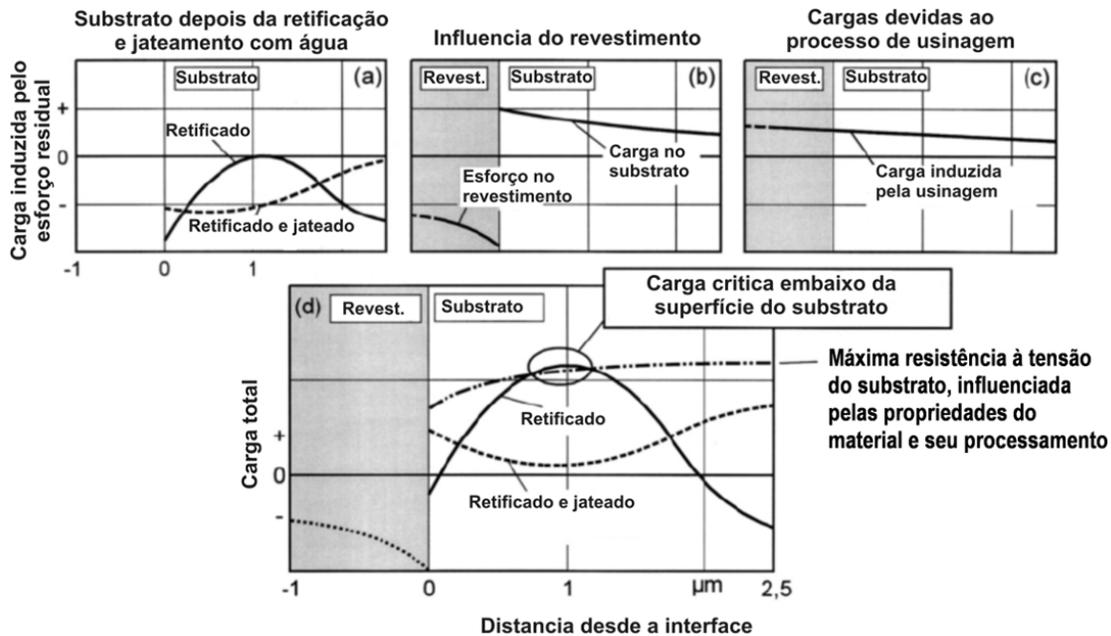


Figura 2.42: Superposição de cargas na subsuperfície do metal duro recoberto [Tönshoff e Seegers, 2001].

Segundo estes autores, o incremento na rugosidade R_t acontece pelo microjateamento da superfície retificada das pastilhas de metal duro onde os carbonetos individuais são revelados por meio da remoção do excesso de Co da superfície. Além disso, é induzida uma deformação nos carbonetos de WC principalmente pela deformação da matriz do cobalto. Desta maneira, pode assumir-se que, durante a deposição do recobrimento, a taxa de nucleação de junções transientes, como o TiAlCN, sobre as superfícies dos carbonetos de WC é incrementada devido à deformação na estrutura cristalina destes o que acelera o movimento dos átomos de C e W na interface camada-substrato. As junções transientes atuam como material de ligação e isto pode contribuir ao melhoramento da aderência entre os carbonetos de WC e o recobrimento.

Depois de polidos, os vértices dos carbonetos estão arredondados e a superfície livre de cobalto nos carbonetos é menor, prejudicando assim a aderência da camada. Adicionalmente, a

diminuição na rugosidade R_t e o aumento de R_{sm} produzem um menor interbloqueio mecânico, o que piora também a aderência do recobrimento. Através do microjateamento das superfícies polidas, os mecanismos de melhora da aderência mencionados são restabelecidos. Adicionalmente, menor rugosidade R_t é sinal de que os carbonetos WC estão mais bem embebidos na matriz de cobalto se comparados com os substratos somente retificados.

Uma vista geral dos efeitos dos procedimentos mecânicos descritos na aderência do recobrimento é mostrada na Figura 2.43 onde o metal duro retificado foi tomado como referência nas comparações feitas. Os resultados tanto do desgaste da ferramenta em testes de fresamento, quanto da avaliação da aderência do recobrimento pelo ensaio de impacto inclinado (item 2.4.3) foram em ordem decrescente de desempenho: substrato polido + microjateado, substrato retificado + microjateado, substrato retificado e finalmente substrato polido.

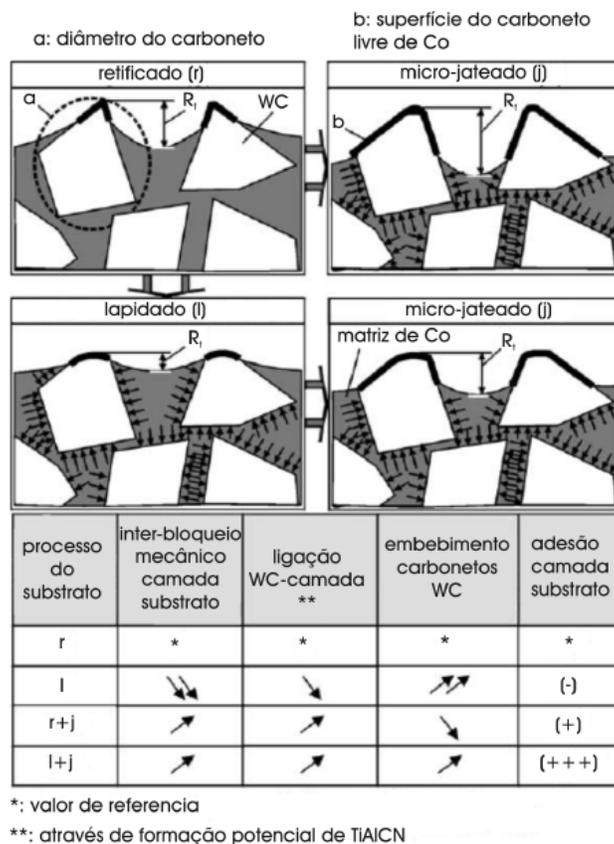


Figura 2.43: Efeitos do microjateado e do polido na estrutura superficial do metal duro e na aderência do recobrimento [Bouzakis et al., 2005].

Zhang e Zhou [1997] experimentaram a seguinte combinação de processos com o objetivo de melhorar a resistência de aderência do diamante depositado por CVD em substratos de metal duro: os substratos foram desengraxados em acetona e etanol e então enxugados em água deionizada; depois, os substratos foram separados em quatro grupos para submetê-los a jateamento com pó de alumina #120 ou #500 e pressões de 2,5 ou 3,0 kg/cm² durante 30 minutos; a seguir, os substratos receberam um banho ultrassônico de etanol, foram enxaguados em água deionizada, limpeza em ácido fluorídrico e, novamente, enxaguados em água deionizada. Este procedimento tinha os objetivos de suprimir o cobalto da superfície, otimizar a rugosidade e melhorar a nucleação do diamante. Segundo estes pesquisadores, uma superfície com microgeometria ideal convexa induz uma elevada densidade de nucleação e, conseqüentemente, maior resistência de aderência.

Atualmente na indústria de ferramentas de corte e com frequência cada vez maior está sendo utilizado um processo de bombardeamento com partículas duras sobre o recobrimento já depositado. Este procedimento tem os objetivos de reduzir as tensões residuais e diminuir simultaneamente a rugosidade da superfície do recobrimento. O novo processo foi reportado especificamente em sistemas de metal duro com recobrimento MT-CVD de TiCN+Al₂O₃+TiN e, como pode ser visto na Figura 2.44, é aplicado na superfície de saída dos insertos produzindo a remoção total do TiN e parcial da Al₂O₃ [Giovanetti, 2008].



Figura 2.44: Aspecto de inserto processado com bombardeio de partículas duras posteriormente ao processo de recobrimento [Giovanetti, 2008].

2.5.2 Tratamentos químicos

O uso de tratamentos químicos aplicados à superfície do substrato tem sido intensamente estudado de forma complementar aos tratamentos mecânicos descritos, especialmente na procura para aumentar a baixa resistência de aderência do diamante depositado por CVD sobre substratos de metal duro. Os mecanismos comuns que a maioria destes tratamentos utilizam são a remoção do aglomerante de Co da superfície através de ataque químico e/ou a otimização da rugosidade da superfície do metal duro atacando também os grãos de WC. Da extensa lista disponível, a seguir tem-se uma resumida descrição de alguns trabalhos para assinalar a grande diversidade de métodos experimentados até hoje.

Huan et al. [1992] usaram ataque com uma solução $\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}$ {1:1} durante três minutos, seguido de polimento com pasta de diamante por 10 minutos, tratamento térmico com plasma a 930 °C durante uma hora para descarbonetação e finalmente lixado com abrasivo de SiC granulação 600 em moinho de bolas. De acordo com os testes de indentação e usinagem, a resistência de aderência foi melhor nos substratos com menor teor de cobalto.

Mehlmann et al. [1993] usaram ataque com uma solução $\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}$ {1:1} e tratamento ultrassônico em suspensão de diamante com uma concentração de 25×10^{-3} g/ml durante vinte minutos. Estes pesquisadores não fizeram ensaios de aderência e focaram-se na taxa de nucleação do diamante em substratos com e sem ataque químico, determinando uma maior taxa nestes últimos.

Xi-Ling e Zhao-Ping [1994] compararam quatro procedimentos de preparação da superfície: A) superfície lapidada; B) superfície atacada com uma solução $\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}$ {1:3} por dez minutos; C) superfície lapidada e atacada; D) superfície descarbonetada em atmosfera de $\text{H}_2+1\%\text{O}_2$ a 860 °C durante trinta minutos. As amostras foram submetidas a ensaios de retificação, depois de depositar o diamante, e aquelas lapidadas exibiram baixa aderência enquanto aquelas com superfície mais rugosa tiveram um desempenho superior.

Endler et al. [1999] atacaram o cobalto da superfície com uma solução de $\text{HNO}_3\text{-HCl}$ (25% vol.) durante 1 min. Também experimentaram o ataque do carboneto de tungstênio com o agente

Murakami $\{K_3[Fe(CN)_6]:KOH:H_2O=1:1:10\}$ com tempos de ataque entre 1 e 5 minutos. Os melhores resultados do ponto de vista de vida das ferramentas para corte de madeira testadas foram obtidos com ferramentas submetidas ao ataque do WC durante 2,5 minutos.

Sahoo e Chattopadhyay [2002], utilizaram uma solução de $HNO_3:HCl:H_2O \{1:1:1\}$ durante 15 minutos com vibração ultrassônica e obtiveram boa remoção do cobalto da superfície junto com uma elevada rugosidade final e aderência melhorada.

Oles, Inspektor e Bauer [1996] exploraram uma inovadora alternativa para eliminar o cobalto da superfície por evaporação e simultaneamente aumentar a rugosidade aplicando um tratamento térmico em atmosfera inerte que produziu o crescimento dos grãos de carboneto de tungstênio na superfície com incremento da rugosidade ($R_a > 0.6 \mu m$) sem a formação de porosidade e com eliminação do cobalto por evaporação. Nos testes de usinagem o desempenho das ferramentas experimentais foi comparável ao das ferramentas com inserto soldado de diamante PCD.

2.5.3 Métodos com intercamadas

Com materiais de difícil aderência se depositados diretamente no substrato, a aplicação de intercamadas é outro mecanismo frequente para obter boa adesão. A maioria das pesquisas publicadas com substrato de metal duro se referem novamente ao diamante depositado por CVD. A seguir um resumo parcial dos trabalhos sobre esta estratégia de melhoramento da resistência de aderência.

Tsai et al. [1993] utilizaram duas abordagens: na primeira delas atacaram o cobalto para depois submeter o substrato à abrasão em pó de diamante ($0,1 - 0,25 \mu m$), embebendo partículas de diamante entre os grãos de WC e, assim, obter uma ancoragem maior do diamante depositado posteriormente, o qual continuava a crescer solidário com as partículas embebidas. Na segunda abordagem estes pesquisadores fizeram a deposição do diamante só até o ponto de formar cristais isolados, sem formar um recobrimento contínuo, seguido de um processo de galvanizado com Ni para preencher os vazios entre os cristais de diamante, continuando posteriormente o processo de deposição do diamante a partir do composto Ni-diamante. Os dois métodos superaram

efetivamente os problemas de delaminação devidos às tensões térmicas no crescimento do recobrimento.

Saito et al. [1993] usaram o processo PVD para depositar sobre a superfície do WC-Co metais dos grupos 4a ou 5a e, depois, fizeram tratamento térmico dos substratos em gás inerte; este processo produziu um incremento da rugosidade, assim como a migração do componente metálico à superfície do substrato obtendo-se uma melhor ancoragem da intercamada ao substrato. Nos testes de indentação observou-se uma melhoria da aderência do diamante depositado e nos testes de usinagem o desempenho foi similar ao dos insertos de diamante sinterizado.

Nesladek et al. [1994] seguiram o seguinte processo: 1) retificação usando rebolo de diamante; 2) ataque em uma solução de 10% de HNO_3 a 50 °C durante 30 segundos; 3) polimento com pasta de diamante com grãos entre 1 e 3 μm ; 4) deposição, a 200 °C, de um sistema multicamada para relaxamento de tensões, composto de Nb ou W (0,04 μm), Ag (2-25 μm) e uma camada superior de Nb ou W (0,04 μm); 5) Na última etapa da deposição do diamante, a temperatura foi elevada acima do nível de fusão da prata, com o objetivo de se obter uma boa aderência entre o diamante e a prata. O resultado dos testes de aderência usando indentação Rockwell C com carga de 200 N mostrou dano mínimo para intercamadas com menos de 6 μm .

Kubelka et al. [1994] limparam os substratos com acetona em ultrassom; depois introduziram os substratos em ampolas de quartzo junto com pós de boro e silício, as quais selaram ao vazio e, finalmente, trataram os conjuntos a 700 °C entre 4 e 24 horas. O objetivo deste procedimento era suprimir o Co através da sua transformação em compostos catalíticos junto aos vapores de boro e de silício. Os testes mostraram uma maior aderência em comparação com os substratos não tratados com o procedimento descrito.

Fan et al. [1994] trabalharam na supressão do cobalto, na redução das tensões interfaciais através de intercamadas e no incremento da nucleação por descarbonetação. O procedimento utilizado tinha sete passos: 1) limpeza das amostras em acetona e metanol; 2) polimento mecânico e ataque com ácido nítrico diluído por 1,5 minutos; 3) descarbonetação em atmosfera de H_2 entre 5 e 15 minutos; 4) imersão em suspensão de partículas de diamante com tamanho de

grão de 3 μm ; 5) deposição de uma camada descontínua de diamante; 6) deposição CVD de camadas entre 0,5 e 1,0 μm de TiN, TiC, WC, SiC e Si_3N_4 ; 7) deposição da camada final de diamante. A resistência de aderência foi avaliada por indentação e a resistência ao desgaste através de polimento em pasta de diamante encontrando um desempenho melhorado em ambos os quesitos.

Deuerler et al. [1996] tentaram 19 processos diferentes que incluíam ataque químico, deposição de intercadas, polimento mecânico e melhoramento da nucleação através de imersão ultrassônica em solução de pó de diamante. Os mecanismos de melhoramento da resistência de aderência envolvidos eram: a supressão do cobalto da superfície, a otimização da rugosidade e a geração de ligações químicas. Os testes de torneamento a seco de compósitos de metálicos altamente abrasivos, revelaram que dois dos dezenove pré-tratamentos experimentados melhoravam notavelmente a resistência de aderência do diamante depositado: o ataque com solução Murakami seguido de imersão ultrassônica em solução de isopropanol com pó de diamante ($\leq 1 \mu\text{m}$) ou a deposição de uma intercada de carbono amorfo (a-C).

Endler et al. [1996] testaram várias intercadas (Si_3N_4 , SiC, TiN e TiC) com o objetivo de suprimir a difusão do cobalto. O Si_3N_4 e o SiC foram depositados como intercada (6,8 – 9,8 μm) usando CVD assistido por plasma (PA-CVD) de filamento quente e filamento frio. O TiN e o TiC foram depositados como intercada (5,8 μm) usando CVD assistido por plasma (PA-CVD) de filamento quente usando descarga pulsada. Intercadas de a-C (carbono amorfo) contendo 70% de carbono sp^3 com uma espessura de 10 a 100 nm foram depositadas usando arco a laser. Com exceção das amostras com intercada de carbono amorfo, cada um dos espécimes foi adicionalmente submerso numa mistura de pó de diamante em n-hexano com ultrassom. Houve aderência insuficiente com a intercada de TiN de 5,6 μm ; baixa aderência com a intercada de a-C e aderência superior com as intercadas de SiC e de Si_3N_4 de 9,6 e 6,8 μm respectivamente, as quais atingiram uma carga crítica de 22 N no teste de aderência por riscamento.

Guseva et al. [1997] e Konyashin et al. [1997], aplicaram o seguinte tratamento: 1) Os substratos foram jateados e limpos em banho ultrassom com álcool; 2) foi depositada uma intercada por PVD (800 °C) formada de uma camada interna de TiCN e teores decrescentes de

C e N em direção à superfície; 3) a implantação por ablação laser de nanopartículas de diamante permitiu a deposição de uma aderente camada de TiC previamente à deposição do recobrimento CVD de diamante. A efetividade deste processo no aumento da resistência de aderência foi corroborada através de testes de indentação Vickers.

Lin, Kuo e Chang [1997 e 1998] aplicaram um processo para remover o cobalto da superfície, reduzir as tensões residuais através de multicamadas e aumentar a ligação química usando materiais compatíveis (Si e Ti). Os substratos foram polidos com pasta de diamante e atacados com uma solução HF:H₂O {1:1}, depois foram depositadas partículas de diamante cobrindo entre 20 e 95% da superfície do substrato, posteriormente foi depositado um recobrimento de Ti de 2800 nm por *DC sputtering* e um recobrimento de Si de 300 nm usando deposição *e-gun*. Finalmente um grupo dos espécimes foi tratado a 950 °C durante uma hora em atmosfera redutora (N₂ + 3%H₂) para transformar o Si amorfo em Si policristalino e para formar carbonetos de Ti e de Si. Nos testes de indentação foi medida simultaneamente a carga e a área trincada obtendo a razão entre elas de 354 kgf·mm⁻², 494 kgf·mm⁻² e 787 kgf·mm⁻² respectivamente para as amostras sem pré-tratamento, com pré-tratamento e com pré-tratamento mais tratamento térmico. Em conclusão, o tratamento térmico das intercamadas foi efetivo para aumentar a resistência de aderência do diamante depositado posteriormente.

Num caso único encontrado na literatura consultada, e em oposição à afirmação do efeito nocivo do cobalto na superfície do substrato do metal duro para a resistência de aderência do recobrimento, Hee-Kwon et al. [2005] estudaram a possibilidade de aumentar a resistência de aderência do TiN depositado sobre substratos de metal duro utilizando uma intercamada de cobalto. Os substratos foram limpos completamente em banho ultrassônico usando acetona e álcool por 20 min e antes da deposição, foi aplicada uma nova limpeza por bombardeio de íons. Depois foi pré-depositada uma intercamada de cobalto por PVD e posteriormente foi depositado o TiN com uma espessura de 2,5 µm usando a técnica *arc ion plating* (PVD-AIP). Finalmente foi aplicado recozimento das amostras numa faixa de temperatura entre 200 e 600 °C durante 2 horas em câmara de vácuo com atmosfera de Ar e N₂. Assim foram fabricadas amostras com intercamadas de 0,027 µm, 0,08 µm e 0,15 µm de espessura. No teste de indentação por riscamento as amostras com a intercamada de 0,027 µm exibiram quase três vezes maior resistência de aderência do que as amostras com as intercamadas de 0,08 µm e 0,15 µm. Também

foram aplicados testes de fresamento frontal em alta velocidade sobre aço D2, nos quais também foi avaliado o desempenho de ferramentas recobertas com TiN, mas, sem a intercamada de Co. De maior a menor desempenho nestes testes a classificação ficou: ferramenta com intercamada de 0,027 μm , ferramenta sem intercamada, ferramenta com intercamada de 0,08 μm e ferramenta com intercamada de 0,15 μm . Em conclusão a espessura de intercamada de cobalto crítica de 0,027 μm incrementou a resistência de aderência e ao desgaste das ferramentas de metal duro com recobrimento de TiN estudadas.

Huang et al. [2007] usaram um sistema intercamada de Cu/Ti tentando criar uma barreira à difusão do cobalto e desenvolver uma ligação química forte para aumentar a aderência da película de diamante. Os substratos foram polidos com lixa SiC de papel número 360 e depois atacados com solução de HNO_3 40% durante 10 minutos para remover o Co da superfície. A seguir foram enxaguados em acetona e secados para o depósito da intercamada; posteriormente os substratos foram recobertos por PVD (*magnetron sputtering*) com o Cu e o Ti sucessivamente. A seguir as amostras foram recozidas a 850 $^\circ\text{C}$ durante 30 minutos usando plasma de hidrogênio, então foram lavadas em acetona com pó do diamante e agitação ultrassônica durante 10 minutos para reduzir os conglomerados de partículas de Cu/Ti e melhorar sua nucleação e uniformidade. O depósito por CVD do recobrimento de diamante foi executado na mesma instalação que o tratamento térmico. A intercamada de Cu recupera a resistência e tenacidade da superfície substituindo os vazios deixados pelo Co removido e inibindo a difusão do Co à superfície do substrato. O Ti promove a nucleação do diamante e melhora a aderência da camada de diamante pela formação de TiC.

Cabral et al. [2008] fizeram testes de torneamento de grafite com ferramentas de metal duro recobertas com diamante e encontraram que as ferramentas com intercamada de SiC (neste caso com espessura $< 1 \mu\text{m}$) depositada por HF-CVD apresentaram uma menor velocidade de desgaste do que ferramentas somente pré-tratadas com o reagente Murakami e estas, por sua vez, tiveram melhor desempenho do que as ferramentas de diamante sinterizado comercial (PCD).

2.5.4 Tratamentos com laser

Lee, Fitz-Gerald e Singh [1998a, 1998b] pesquisaram e patentearam [Singh, 1996] um método que inclui a modificação com irradiação laser da morfologia superficial da superfície do substrato para melhorar a aderência do diamante depositado por CVD sobre metal duro. Segundo estes autores, a modificação morfológica da superfície resultou na formação de uma interface tridimensional com variações de propriedades térmicas e de composição diferenciais e com aderência melhorada. O substrato utilizado tinha WC com tamanho de grão de $1\ \mu\text{m}$ e 6% de Co e para o tratamento a laser foi usado um laser pulsado KrF ($\lambda = 248\ \text{nm}$, $\tau = 25\ \text{ns}$). Os espécimes foram tratados a laser ou estaticamente (com um feixe de seção retangular de $3,0 \times 1,7\ \text{mm}$) ou dinamicamente (com um feixe de seção linear de $30,0 \times 0,2\ \text{mm}$) instalados num suporte que permitia variar a velocidade. A variação de temperatura da superfície em função da fluência do laser foi estimada usando simulação com o programa SLIM (*Simulation of Laser Interaction with Materials*) [Singh, 1992]. Os resultados mostraram que com uma fluência de aproximadamente $2\ \text{J}\cdot\text{cm}^{-2}$, eram alcançadas as temperaturas de ebulição do Co ($2927\ ^\circ\text{C}$) e a de fusão do WC ($2870\ ^\circ\text{C}$) respectivamente (Figura 2.45).

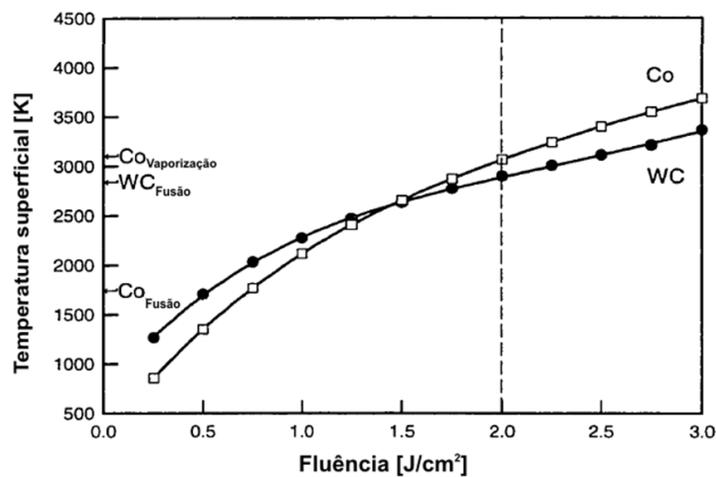


Figura 2.45: Temperatura de superfície no Co e no WC quando irradiados com um laser pulsado KrF ($\lambda = 248\ \text{nm}$, $\tau = 25\ \text{ns}$) calculada por Lee [1998a] através do programa SLIM.

Na medida em que aumentava a quantidade de pulsos laser aplicada, as superfícies fabricadas exibiam uma topografia de picos e vales cada vez mais acentuada. Devido, segundo os autores, à diferença na densidade de energia laser entre as regiões de picos e de vales causada

pela maior reflexão nos vales e também pelo fato de que os materiais removidos foram re-depositados principalmente nos picos, resultando nessa topografia periódica e rugosa (Figura 2.46).

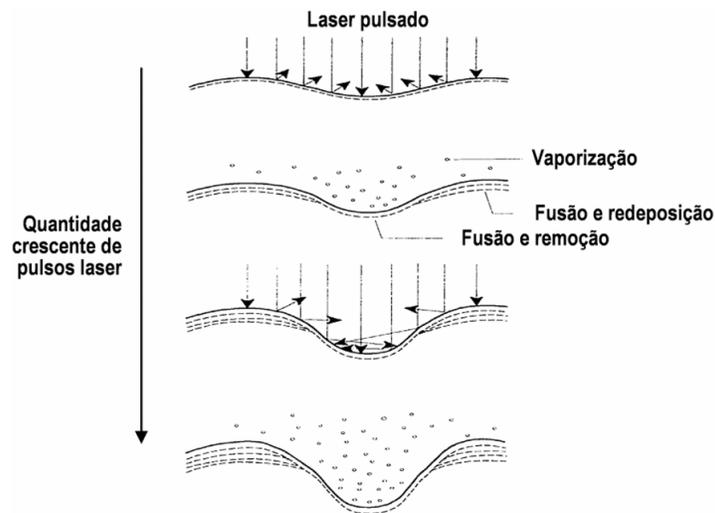


Figura 2.46: Evolução da topografia da superfície do metal duro com o incremento da quantidade de pulsos laser proposta por Lee [1998a]. As linhas descontínuas indicam áreas com transformação de fases.

Foi detectado Co segregado do interior do substrato à subsuperfície tratada a laser assim como fases de carboneto de tungstênio não estequiométricas, com baixo teor de carbono, devido possivelmente ao escape do carbono durante a irradiação laser. Finas camadas de óxidos de W e Co foram também formadas (Figura 2.47).

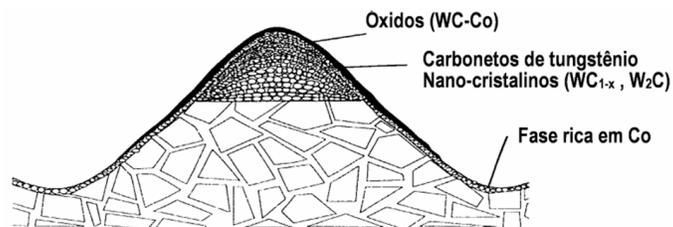


Figura 2.47: Esquema da microestrutura induzida pela irradiação laser no metal duro proposta por Lee [1998a].

A análise usando espectroscopia Raman sobre as camadas de diamante depositadas posteriormente por CVD revelou que as tensões interfaciais diminuíram com o aumento da

rugosidade da superfície processada a laser. O teste de indentação Rockwell C aplicado a 60, 100 e 150 kgf mostrou que a aderência melhorou também com o aumento da rugosidade.

No processo aplicado por Lee, Fitz-Gerald e Singh [1998a, 1998b] não foi utilizado somente processamento a laser. A superfície que mostrou o melhor desempenho nos testes de indentação tinha uma rugosidade $R_z = 3,5 \mu\text{m}$ e foi tratada na seguinte sequência de processos: (1) Modificação superficial estática (sem movimento de avanço do feixe) a laser com $2 \text{ J}\cdot\text{cm}^{-2}$ e 120 pulsos. (2) Ataque químico com o agente Murakami ($\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6:\text{NaOH}:\text{H}_2\text{O}=1:1:10$ em peso) durante 2 minutos para remover o WC não estequiométrico e prover rugosidade adicional; (3) ataque em ácido nítrico durante 60 minutos para remover qualquer grafite da interface. (4) Tratamento térmico na câmara de deposição de vapor a $960 \text{ }^\circ\text{C}$ em atmosfera de hidrogênio puro durante 10 horas. (5) Finalmente, os insertos de metal duro foram submetidos durante 1 hora a banho ultrassônico em suspensão de partículas de diamante para acrescentar a nucleação do diamante durante a deposição posterior por CVD.

Cappelli et al. [1999] reportaram resultados promissores, embora parciais, na remoção a laser do excesso de Co na superfície de substratos de metal duro que foram depois recobertos por CVD com diamante, obtendo-se uma camada com boa aderência e estrutura. Foi experimentado um processo unicamente com a aplicação da irradiação laser e um outro tratamento que além do processo laser incluía o ataque químico ($\text{HNO}_3:\text{HF}:\text{H}_2\text{O}$) prévio dos substratos para remover o excesso de Co e eliminar óxidos presentes. Também e com o propósito de comparar os efeitos de diferentes tipos de energia laser, foram usados um laser excimer ArF ($\lambda = 193 \text{ nm}$, $\tau = 30 \text{ ns}$) e um laser de CO_2 ($\lambda = 10,6 \text{ } \mu\text{m}$, $\tau = 80 \text{ ns}$). A irradiação foi aplicada em atmosfera livre, com um ângulo de incidência entre 15° e 20° , pois segundo os autores, a configuração ortogonal produzia tratamento irregular e dano na superfície causado pelo choque de onda e pela evaporação súbita do substrato. A relação atômica Co/W na camada superficial do substrato ($0,5\text{-}0,7 \mu\text{m}$) foi reduzida pelo tratamento com laser ArF de $\text{Co}/\text{W}=4/1$ para $\text{Co}/\text{W}=0.45/1$. O tratamento com laser de CO_2 resultou mais efetivo na remoção do Co (obteve-se $\text{Co}/\text{W}=0.37/1$), mas danificou mais os substratos, devido à maior intensidade do laser. Os autores afirmam que as camadas de diamante que cresceram nas estruturas tratadas a laser foram boas em estrutura e aderência, especialmente

as depositadas nos substratos com processo de ataque químico anterior à irradiação laser. Porém não reportaram parâmetros de processo ótimos nem realizaram nenhum teste de aderência.

Como mencionado no item 2.1.8, Tiejun et al. [2001b] afirmaram que é possível a remoção seletiva do Co superficial do metal duro WC-Co mediante a ablação laser com a quantidade apropriada de pulsos e fluência do feixe. Baseados no fato conhecido de que a remoção do Co melhora a aderência dos recobrimentos de diamante aplicados por CVD (ver item 2.5), na continuação do seu trabalho [Tiejun et al., 2002], estes autores pesquisaram a qualidade de camadas finas de diamante aplicadas por CVD sobre pastilhas de corte de metal duro WC-Co previamente tratadas a laser. O substrato utilizado foi metal duro de 94% WC, 6% Co com tamanho de grão de 3 μm . O laser utilizado era do tipo excimer XeCl ($\lambda = 308 \text{ nm}$, $\tau = 20 \text{ ns}$). A seção focal do feixe (retangular 2 \times 3 mm) foi obtida passando-o através de um atenuador óptico coaxial. A fluência do laser foi controlada em 2,5 $\text{J}\cdot\text{cm}^{-2}$ (intensidade $\cong 10^8 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-2}$) e o espécime permanecia estático para receber em direção normal uma quantidade controlada de pulsos laser. As provas foram conduzidas em atmosfera livre para permitir propositalmente a oxidação do Co. Depois do processo laser, os substratos foram submetidos a ataque químico com HCl durante ½ hora, com o propósito de remover o Co remanescente e os óxidos metálicos gerados pela irradiação laser.

Segundo os autores, na análise usando MEV, as camadas depositadas sobre os substratos tratados a laser exibiram uma qualidade ótima na estrutura do diamante formado. No teste de aderência por indentação Rockwell C, as camadas depositadas sobre substratos não tratados a laser mostraram uma grande área de trincas que, subsequentemente, produziram a completa delaminação da camada de diamante, enquanto os substratos com pré-processamento laser exibiram áreas de trincas muito menores. Com 300 pulsos laser foram obtidos os melhores resultados no teste de indentação Rockwell C. A resistência de aderência foi avaliada também através de testes de usinagem, nos quais pastilhas sem recobrimento, as recobertas sem pré-tratamento laser e as pré-tratadas aplicando 300 pulsos laser, foram testadas no torneamento a seco de uma liga de alumínio com 20% de abrasivo SiC, usando como critério de vida o desgaste de flanco $\cong 0,3 \text{ mm}$. A vida da ferramenta recoberta com pré-tratamento laser foi duas vezes maior do que a vida da ferramenta recoberta sem pré-tratamento laser e seis vezes maior do que a

vida da ferramenta não recoberta. Também foi observado que, contrariamente ao sucedido com as ferramentas sem pré-tratamento laser, nas ferramentas com pré-tratamento laser não ocorreu delaminação [Tiejun et al., 2002].

Adicionalmente, a análise Raman dos recobrimentos de diamante aplicados sobre substratos processados a laser mostrou que não há evidência de que as tensões residuais na camada depositada sejam modificadas significativamente pelo tratamento a laser do substrato de metal duro. Baseados neste fato, arguíram que o melhoramento do desempenho dos recobrimentos CVD de diamante aplicados sobre substratos de metal duro não é atribuível às modificações das tensões residuais na camada depositada. Também argumentaram que a interface apresenta uma topografia na qual existem trechos a 90° com as tensões principais na superfície do recobrimento, produzindo um relaxamento local das tensões na interface. Os autores atribuíram também o melhoramento da aderência ao interbloqueio mecânico produzido pela morfologia criada pelo processo com laser. As superfícies irradiadas com 300 pulsos tinham a maior profundidade dos vales, explicando assim seu melhor desempenho. Nestas superfícies a distância média entre vales vizinhos foi de 0,5 a 6,0 µm permitindo o crescimento de grãos de diamante com o tamanho suficiente para gerar um efetivo interbloqueio mecânico [Tiejun et al., 2002].

Kim [2001] utilizou o método conhecido com *laser shock processing* (LSP) no alívio das tensões residuais de tração das camadas de alumina (Al₂O₃) aplicadas por CVD sobre substratos de metal duro com uma camada de TiN pré-depositada como intercamada para melhorar a aderência da alumina. Se no recobrimento da ferramenta permanecem tensões de tração, aparecem trincas prematuras e delaminação, reduzindo a vida da ferramenta. Este autor utilizou pulsos laser de curta duração (\cong 25 ns) com alta densidade de energia, os quais induziram a propagação de ondas de tensão, numa profundidade de 1 mm aproximadamente, originadas na alta pressão do plasma formado no volume de interação na superfície. Ondas de impacto são geradas pela expansão térmica altamente localizada do plasma formado na interação do laser com o material, no processo, a superfície do material experimenta inicialmente deformação trativa devida à tensão de tração gerada na direção normal à onda de pressão. Depois da rápida interação, a área ao redor recupera-se elasticamente da mudança no volume, originando tensões residuais compressivas na zona de interação. O processo foi efetuado irradiando os espécimes

com um laser excimer KrF ($\lambda = 248 \text{ nm}$, $\tau = 25 \text{ ns}$), a fluência foi variada entre 0,6 e 2,3 $\text{J}\cdot\text{cm}^{-2}$ e o tamanho do feixe no foco foi $0,5 \times 1,3 \text{ cm}^2$. Uma camada fina ($\cong 100 \text{ }\mu\text{m}$) de tinta preta foi aplicada previamente nas superfícies para proteger o recobrimento de Al_2O_3 da ablação laser e durante a irradiação com o laser foram submergidas em água deionizada para confinar o plasma.

Segundo Kim [2001], a tensão residual diminuiu simultaneamente com o aumento do número de pulsos e com o incremento da densidade de energia. Em testes de desgaste em torneamento, foi encontrada uma redução do desgaste de cratera de aproximadamente 18% para as pastilhas tratadas com elevadas densidades de energia laser. Além da melhora na tensão residual, o LSP oferece outro importante benefício: durante o processo, ainda com a camada protetora, a alumina que entra em contato com o feixe laser sofre ablação moderada, produzindo uma superfície menos rugosa. Assim diminui o atrito entre a ferramenta e o material de trabalho, baixando conseqüentemente a velocidade do desgaste da ferramenta [Kim, 2001]. Este processo aparentemente produz efeitos similares ao processo mecânico reportado em [Giovanetti, 2008] que foi mencionado no final do item 2.5.1 e de uso crescente na indústria de ferramentas recobertas.

Embora o substrato utilizado não fosse de metal duro, é pertinente citar aqui também o trabalho de Neves, Diniz e Lima [2006], que aplicaram a técnica de texturização a laser sobre o substrato de brocas de aço rápido M2, que foram posteriormente recobertas com uma camada de $2 \text{ }\mu\text{m}$ de TiN pelo processo PVD. Neste trabalho foi utilizado um laser pulsado Nd:YAG com uma energia por pulso de 0,1-8,0 mJ, duração do pulso entre 100 e 600 ns, frequência na faixa de 1-50 kHz e intensidade entre 0,4 e 10 $\text{MW}\cdot\text{cm}^{-2}$. Os experimentos foram feitos em atmosfera livre e a trajetória do feixe sobre a superfície irradiada teve uma velocidade de 40 mm/s, numa sequência de linhas paralelas com um passo de 0,05 mm. Nos testes de furação de aço AISI 304, com uma velocidade de corte de $33 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, as brocas com processo laser mostraram vidas dez vezes maiores do que aquelas recobertas sem o pré-processo laser. O tratamento a laser produziu uma mudança na estrutura de fases do aço acompanhada de amolecimento da superfície, mas esta condição não é necessariamente desfavorável, devido ao complexo sistema resultante quando depositada a camada dura de TiN [Lima, Vieira e Morato, 2004]. Segundo os autores um outro efeito fundamental foi o melhoramento da aderência do recobrimento devido à modificação da

topografia superficial promovida pelo tratamento laser, pois, possivelmente, a complexa superfície resultante interrompe o fluxo das tensões cisalhantes na interface, melhorando a resistência à delaminação do recobrimento de TiN.

Capítulo 3

Materiais e métodos experimentais

O presente projeto foi dividido em três etapas principais: uma etapa inicial de identificação das características da interação do laser CuHBr pulsado com o metal duro, avaliando experimentalmente as mudanças estruturais e topográficas na superfície do metal duro quando tratado com diferentes intensidades e quantidade de pulsos laser. As superfícies fabricadas foram analisadas através de microscopia eletrônica de varredura, difração de raios-X e rugosímetro convencional. Na segunda etapa foram texturizados vários substratos com diferentes parâmetros do laser os quais foram posteriormente limpos em banho ultrassônico, recobertos e finalmente submetidos a testes qualitativos de aderência por indentação Rockwell C. Assim foram estabelecidos dois conjuntos de parâmetros de processamento laser que produziram a maior resistência de aderência. Na última etapa, foi preparado um grupo de insertos com os dois conjuntos de parâmetros laser de melhor desempenho nos testes de indentação. Estes insertos foram ensaiados na usinagem em fresamento de faceamento de topo de aço molde para comparar seu desempenho com insertos comerciais.

3.1 Material das ferramentas de corte

Foram usadas as classes Sandvik 4030, equivalente à ISO P25, M15 e K30 e a 4240, equivalente à ISO P40, M40 e K35. As duas classes têm um revestimento multicamada depositado por MT-CVD e composto de TiN na superfície, Al_2O_3 numa camada intermediária e TiCN sobre o substrato. A soma da espessura destas camadas é aproximadamente 5 μm na classe 4030 e aproximadamente 6 μm na classe 4240.

O tamanho dos carbonetos no substrato da classe 4240 esta na faixa 0,6-0,8 μm e sua composição nominal é 13,4% de Co, 86% de WC e 0,6% de Cr_3C_2 . Nesta composição o Cr_3C_2 é utilizado para obter o refino de grão do WC e para acrescentar a resistência à corrosão do metal duro [Upadhyaya, Sarathy e Wagner, 2001]. Esta classe é recomendada para o fresamento de aços quando se precisa de elevada tenacidade e/ou quando for importante a obtenção de altas taxas de remoção de material com ou sem refrigeração [Sandvik, 2005]. Adicionalmente, no processo de fabricação dos insertos desta classe é utilizado o processo de bombardeio com partículas duras na superfície de saída após a deposição do recobrimento [Giovanetti, 2008] que foi mencionado no final do item 2.5.1. Este procedimento retira o TiN da superfície de saída e remove parcialmente a camada de alumina obtendo uma baixa rugosidade.

O substrato da classe 4030 tem uma composição nominal de 8,5% de Co, 90% de WC e 1,5% de carbonetos TiC, TaC, e NbC com tamanho de grão entre 3,0 e 5,0 μm . As ligas de metal duro WC-Co contendo TiC, TaC, e NbC são conhecidas como classes complexas, multiclasse ou classes para corte de aços. O carboneto de tungstênio tem a tendência a difundir-se em contato com o cavaco do aço, mas a solução sólida de carboneto de tungstênio e de carboneto de titânio resiste bem a este tipo de ataque químico. Mas desvantajosamente, as soluções sólidas WC-TiC são mais frágeis e menos resistentes à abrasão do que o carboneto de tungstênio. A adição de TaC às ligas WC-TiC-Co supera parcialmente os efeitos deletérios do TiC na resistência à abrasão das ligas WC-Co. O carboneto do tântalo também adiciona resistência à craterização e melhora a resistência ao choque térmico. Esta última propriedade é particularmente útil nas aplicações que envolvem cortes interrompidos. O carboneto do tântalo é adicionado frequentemente como (Ta, Nb)C porque a similaridade química entre o TaC e o NbC faz custosa sua separação. Afortunadamente, o NbC tem um efeito similar ao TaC na maioria dos casos. As concentrações relativas de carboneto do tântalo e de carboneto do nióbio nestas ligas são dependentes da matéria prima usada, da composição desejada, das propriedades e da microestrutura [Santhanam, Tierney e Hunt, 1990]. A classe 4030 é recomendada para acabamento e desbaste de aços até 32 HRC com e sem aplicação de fluido de corte [Sandvik, 2005]. Na Figura 3.1 veem-se as metalografias dos substratos das classes 4030 e 4240.

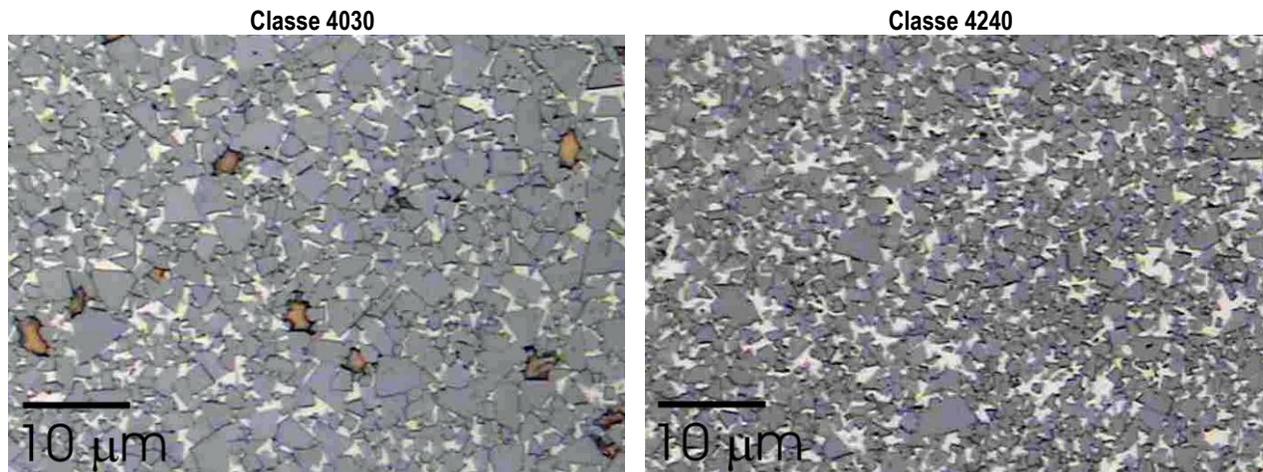


Figura 3.1: Metalografia dos substratos das duas classes de metal duro ensaiadas.

3.2 Equipamento e montagem para a texturização a laser

O laser de CuHBr utilizado neste trabalho foi construído na divisão de fotônica do Instituto de Estudos Avançados (IEAv) pertencente ao Comando-Geral de Tecnologia Aeroespacial (CTA) do Brasil [Riva et al., 1996 e 1997]. Este laser opera em regime pulsado, com altas taxas de repetição (10 a 20 kHz), emitindo pulsos curtos (30 ns) com altas potências de pico no visível verde e amarelo (510 nm e 578 nm). O laser de CuHBr pode ser usado na ablação de praticamente qualquer material que absorva nesta região do espectro. Devido à elevada frequência deste laser, podem ser obtidas altas taxas de evaporação, permitindo um amplo espectro de aplicações que abrangem a deposição de filmes finos, corte, furação, solda, sinterização, separação isotópica, etc.

A tecnologia do laser CuHBr é denominada também laser de cobre HyBrID (*Hydrogen Bromide In Discharge*), tanto por causa da presença da molécula de HBr na descarga, como pelo fato deste tipo de laser ser um híbrido entre o laser de vapor de cobre convencional (LVC) e o laser de sal de cobre (LSC). Comparado com o LVC, o laser CuHBr apresenta maior eficiência, menor temperatura de operação (600-800 °C contra $\cong 1500$ °C do LVC), maior estabilidade da descarga e maior qualidade do feixe que se traduz num perfil mais circular e alta potência pico [Coutance Naylor e Pique, 1995].

Na Figura 3.2 é mostrada a montagem simplificada do processo de texturização. O laser tinha um comprimento de onda $\lambda = 510$ nm (espectro visível verde), largura do pulso $\tau = 30$ ns, diâmetro focal do feixe aproximadamente $30 \mu\text{m}$ e frequência de pulsação = $13,8$ kHz. O deslocamento do feixe sobre a amostra foi controlado com uma unidade *scan head* programável, a potência média (\bar{P}) se ajustou mediante o diafragma íris de abertura variável manualmente e para medi-la foi utilizado um medidor marca OPHIR, modelo NOVA DISPLAY. De acordo com Giau et al. [2006], para as pequenas aberturas do íris utilizadas neste trabalho, o fator de qualidade (M^2) do feixe tem um valor de aproximadamente 3,5.

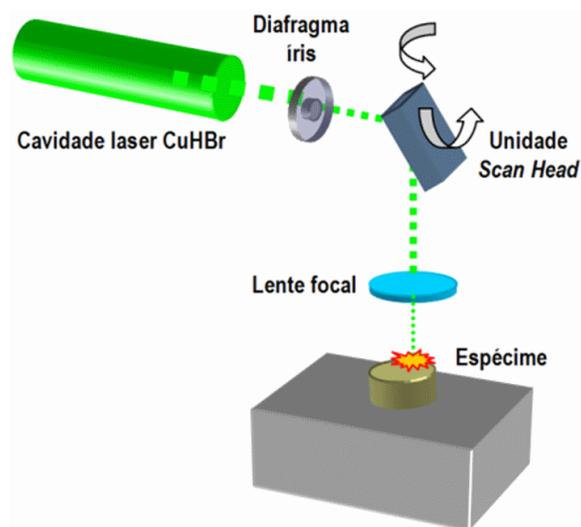


Figura 3.2: Montagem geral do processo de texturização a laser.

Na Figura 3.3 se mostra a verificação experimental do diâmetro do feixe realizada aplicando uma linha de pulsos do laser com intensidade $I_0 = 410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ sobre uma lâmina de latão.

3.2.1 Limpeza das superfícies antes da texturização a laser

Com o objetivo de eliminar impurezas da superfície dos substratos de metal duro que pudessem interferir no acoplamento da energia do laser com o material, os inserts recebidos foram submetidos à limpeza com solução detergente em banho ultrassônico por 2 minutos

seguido de enxágue posterior, também com ultrassom, por 3 minutos em etanol e subsequente secagem com ar quente.

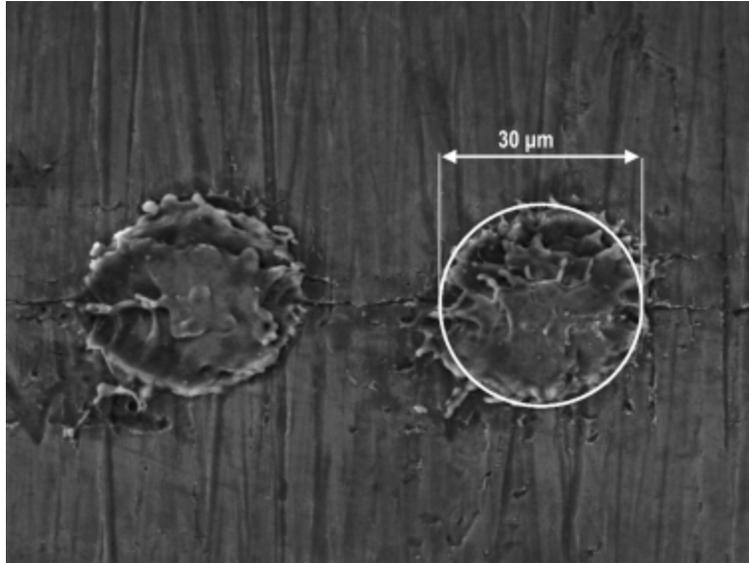


Figura 3.3: Verificação experimental do diâmetro do feixe realizada aplicando um trem de pulsos do laser a $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ sobre uma lâmina de latão.

3.2.2 Parâmetros do processo de texturização a laser

O processo de texturização a laser foi realizado em atmosfera livre. A dinâmica utilizada é explicada na Figura 3.4 onde a velocidade do feixe (v_f) foi calculada em função da quantidade de pulsos (q_p) que se procurava aplicar num mesmo ponto da amostra segundo a relação expressada na equação (3.1). O termo f_p corresponde à frequência de pulsação (ou taxa de repetição) do laser, D_0 representa o diâmetro focal do feixe e a multiplicação por 2 é devida a que o deslocamento transversal é igual à metade do diâmetro do feixe (Figura 3.4).

$$v_f = \frac{2f_p D_0}{q_p} \quad (3.1)$$

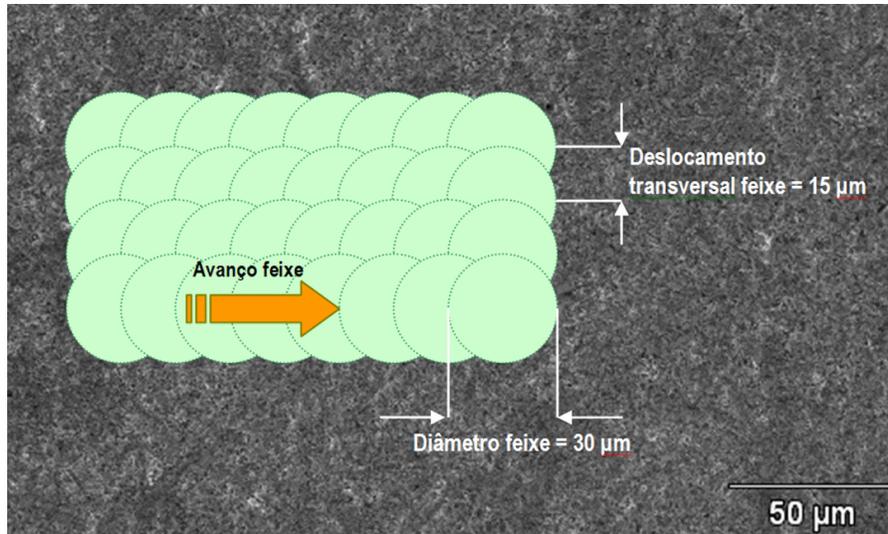


Figura 3.4: Superfície do metal duro e dinâmica do processo de texturização a laser utilizada.

A equação (3.2) mostra o cálculo da energia de cada pulso laser (E_0) como o quociente entre a potência média (\bar{P}) e a frequência de pulsação f_p . A equação (3.3) mostra o cálculo da intensidade média (I_0) no foco sendo τ a duração ou largura do pulso.

$$E_0 = \frac{\bar{P}}{f_p} \quad (3.2)$$

$$I_0 = \frac{4E_0}{\pi D_0^2 \tau} \quad (3.3)$$

3.3 Tratamento químico

No item 2.5.4 foram apresentadas as pesquisas de Lee, Fitz-Gerald e Singh [1998a, 1998b], Cappelli et al. [1999] e de Tiejun et al. [2002]. Estes três estudos são todos os antecedentes conhecidos do uso da técnica de modificação a laser da superfície do substrato de metal duro com o objetivo de melhorar a resistência de aderência do recobrimento. Nos três estudos foram utilizados tratamentos químicos complementares ao processamento a laser. No caso de Lee, Fitz-Gerald e Singh [1998a, 1998b] além do processo com laser foram executados vários outros

procedimentos entre eles o ataque químico que incluiu: (1) Ataque químico com o agente Murakami ($K_3Fe(CN)_6:NaOH:H_2O=1:1:10$ em peso) durante 2 minutos para remover o WC não estequiométrico e prover rugosidade adicional; (2) ataque em ácido nítrico durante 60 minutos para remover qualquer grafite da interface. Cappelli et al. [1999] reportaram os melhores resultados de aderência nos substratos pré-processados com ataque químico ($HNO_3:HF:H_2O$), prévio ao tratamento laser, para remover o excesso de Co e reduzir quaisquer óxidos presentes. Depois do processo a laser, Tiejun et al. [2002] submergiram os substratos em banho químico de HCl diluído durante ½ hora, também com o propósito de remover o Co remanescente e os óxidos metálicos gerados pela irradiação laser.

Examinando estes antecedentes e os apresentados no item 2.5.2, no presente trabalho foi decidido experimentar também um processo químico, posterior à texturização a laser, mais conservador do que qualquer um dos mencionados e que consistiu em: (1) banho ultrassônico por 5 minutos em ácido nítrico 35%, (2) banho ultrassônico por 0,5 minutos com reagente Murakami na versão $\{K_3[Fe(CN)_6]:KOH:H_2O=1:1:10\}$ em peso e (3) banho ultrassônico em etanol e, finalmente, em água corrente. O objetivo do banho em ácido nítrico era remover Co remanescente e possíveis óxidos. O propósito do processo com o reagente Murakami era remover possíveis fases não estequiométricas do WC e adicionar rugosidade às estruturas criadas a laser. Estes procedimentos foram realizados baseados nas afirmações de Lee, Fitz-Gerald e Singh [1998a, 1998b] de que as fases WC não estequiométricas são prejudiciais na aderência do diamante depositado por CVD. Mas é importante ressaltar aqui que no caso do sistema $TiCN+Al_2O_3+TiN$ em que o TiCN se deposita primeiro sobre o substrato de metal duro não foi encontrada nenhuma referência que corroborasse esta afirmação.

3.4 Caracterização das superfícies texturizadas a laser

Com o propósito de identificar as características da interação do laser CuHBr pulsado com o metal duro, foram avaliadas experimentalmente as mudanças estruturais e topográficas na superfície do metal duro quando tratado com diferentes intensidades e quantidade de pulsos laser. Foi utilizada microscopia eletrônica de varredura (MEV) para observar as mudanças morfológicas e espectroscopia de energia dispersiva (EDX) para verificar a composição dos

substratos de metal duro. A rugosidade foi medida com um rugosímetro convencional e na avaliação das mudanças estruturais foi empregada difração de raios-X [Cullity, 1978].

Para as análises MEV e EDX foi utilizado o microscópio marca JEOL_JXA_840A instalado no laboratório MEV do Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP. Lembra-se aqui que a análise EDX é de tipo qualitativo não sendo apropriada para estabelecer as porcentagens exatas dos elementos presentes num espécime.

A rugosidade das superfícies foi medida com um rugosímetro marca Mitutoyo SJ_201P com apalpador mecânico. Dado que o parâmetro de rugosidade R_{Z-ISO} representa os valores médios de altura entre os vales e os picos do perfil e que o processamento laser utilizado produz uma estrutura de sulcos paralelos na superfície, o parâmetro de rugosidade escolhido para as análises foi precisamente R_{Z-ISO} medido perpendicularmente à direção dos sulcos. Devido à limitação de área das superfícies estudadas, o comprimento da amostragem l_e foi 0,25 mm com o correspondente comprimento de avaliação l_m de 1,25 mm.

Na análise das mudanças estruturais dos substratos tratados a laser foi utilizado o difratômetro de raios-X marca Rigaku Dmax 2200 e localizado no laboratório de ciclo integrado de quartzo (LIQC) da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP. O tubo gerador foi operado a 40 kV e 20 mA, foi utilizada radiação $CuK\alpha$ de comprimento de onda $\lambda = 1.54184 \text{ \AA}$ e usou-se níquel como filtro. A faixa de medição 2θ foi de 30° até 120° , o passo de varredura se fixou em $0,05^\circ$, foi usado um tempo de integração por passo de um segundo e o modo de varredura θ - 2θ . Na análise dos difratogramas resultantes foram utilizados os cartões 15-0806, 42-0853, 35-0776, 31-1408, 25-1047, 20-1316, 32-1383, 35-0801 e 38-1364 do JCPDS (*Joint Committee for Powder Diffraction Studies*).

3.5 Recobrimento MT-CVD dos substratos

No processo de fabricação vigente na indústria, os substratos retificados seguem um tratamento de preparação da superfície prévio à deposição MT-CVD (itens 2.2.1 e 2.2.2) do recobrimento $TiCN+Al_2O_3+TiN$ (Figura 3.5). Este processo consiste no jateamento com micropartículas de Al_2O_3 seguido de banho com ultrassom (item 2.5.1). O objetivo deste

tratamento é aumentar a resistência de aderência do recobrimento através da remoção do excesso de Co na superfície e da promoção de uma textura superficial com rugosidade ótima. No presente estudo, os substratos experimentais não foram submetidos ao processo de microjateamento e depois da texturização a laser foram limpos primeiro em banho ultrassom com detergente, depois em banho ultrassom com álcool etílico. Posteriormente, foram submetidos à nova lavagem ultrassônica e à deposição do recobrimento. Os últimos dois procedimentos foram praticados nas amostras junto a lotes correntes de produção de insertos comerciais em instalações industriais e com parâmetros de processo confidenciais.

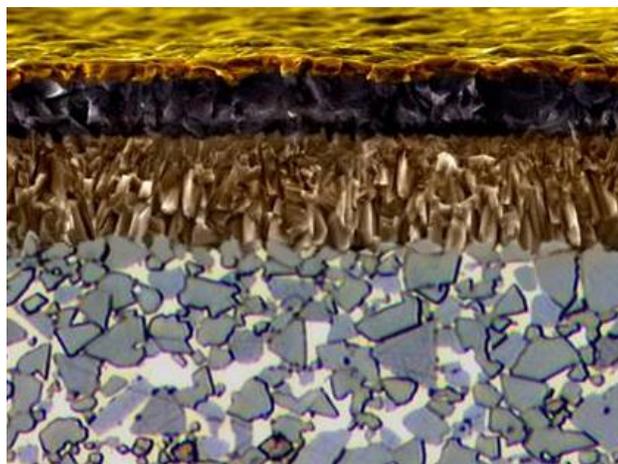


Figura 3.5: Secção do recobrimento $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ depositado sobre metal duro [Cortesia Sandvik Coromant].

3.6 Avaliação preliminar da resistência de aderência

No item 2.4 foram apresentadas as tecnologias mais importantes de avaliação da resistência de aderência em sistemas de materiais com recobrimento. Neste trabalho foi escolhida a avaliação preliminar da resistência de aderência do recobrimento através do teste de indentação Rockwell C, devido a que sua realização é simples, bastando dispor de um durômetro Rockwell C e a que este teste é de uso comum na indústria de recobrimentos, como constatado em visita à fábrica da Oerlikon Balzers em Jundiaí (SP) na data 20/03/2007.

O teste de indentação Rockwell C, conhecido também como método Daimler-Benz é prescrito na norma alemã VDI 3198 (*Verein Deutscher Ingenieure, VDI guidelines 3198/1991*)

como teste destrutivo de qualidade para componentes recobertos. O princípio deste método é mostrado na Figura 3.6. O indentador esfero-cônico de diamante penetra a superfície do componente recoberto, induzindo assim deformação plástica no substrato e fratura do recobrimento. Como estabelecido para outros testes de indentação, a espessura do espécime deve ser no mínimo dez vezes maior que a profundidade da indentação. O tipo e a extensão da zona de falha dão uma visão da resistência de aderência e da fragilidade do recobrimento. A geometria do contato, em combinação com a elevada carga transferida, induz esforços cisalhantes extremos na interface. Os recobrimentos com boa aderência suportam bem estes esforços sem apresentar delaminação ao redor da marca da indentação [Vidakis, Antoniadis e Bilalis, 2003].

Na norma VDI 3198 a resistência de aderência é classificada qualitativamente mediante a comparação da área delaminada resultante com seis desenhos padronizados entre o nível HF1 até HF6 (HF é a expressão curta em alemão de resistência de aderência), de acordo com o nível de trincamento e delaminação do recobrimento ao redor da marca da indentação (Figura 3.6). As quatro indentações assinaladas com “falhas aceitáveis” na Figura 3.6 são representativas da presença de fortes ligações entre o recobrimento e o substrato. De outro lado, as delaminações na vizinhança das indentações assinaladas como “falhas inaceitáveis” indicam uma pobre aderência interfacial. Trincas radiais e pouca delaminação são características de um recobrimento frágil, mas com forte aderência.

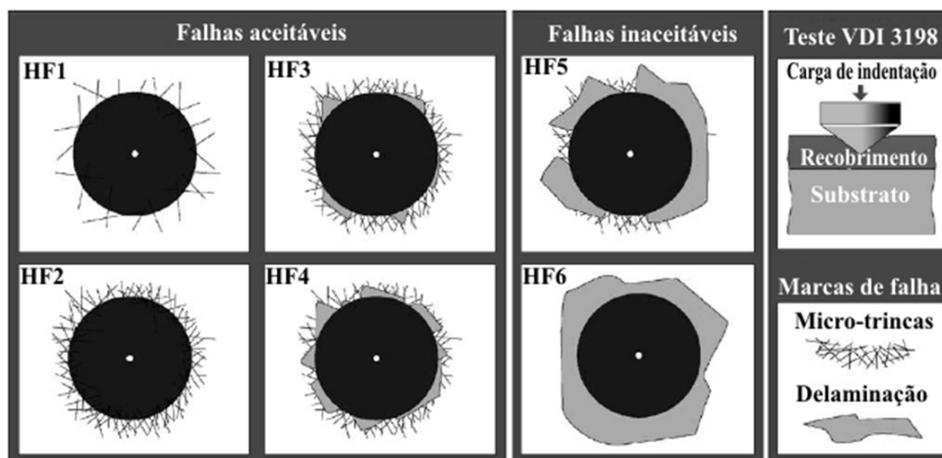


Figura 3.6: Princípio do teste de aderência por indentação VDI 3198 (Rockwell C) [Vidakis, Antoniadis e Bilalis, 2003].

Este teste não avalia pura e isoladamente a aderência do recobrimento, pois o resultado é influenciado pela dureza do substrato e pela espessura do recobrimento [Vidakis, Antoniadis e Bilalis, 2003]. Para obter resultados confiáveis recomenda-se uma dureza mínima do substrato de 54 HRC e uma espessura máxima do recobrimento de 5 μm [PVD, 2006]. No caso das ferramentas estudadas ambas as recomendações são satisfeitas. Para os testes foi empregado um durômetro marca Pantec (modelo RBS-M), no qual foi aplicado o teste padrão Rockwell C com indentador cônico de diamante de 120°, 0,2 mm de raio de ponta, 10 kgf de pré-carga e 150 kgf de carga. Em ensaios preliminares com cargas de 60 e 100 kgf os resultados não permitiam diferenciar bem a qualidade da aderência, enquanto com 150 kgf obtiveram-se resultados mais concisos.

3.7 Materiais, equipamentos e procedimentos de usinagem

Como discutido no item 2.4, enquanto outros tipos de testes de aderência somente mostram uma ideia geral do desempenho, o teste definitivo da resistência de aderência do recobrimento de um componente é a aplicação deste no serviço para o qual foi projetado, sendo que nesta situação as cargas térmicas e mecânicas são as que realmente deverão suportar-se. As ferramentas selecionadas para os testes definitivos de aderência por usinagem neste projeto foram do tipo fresa de topo toroidal recomendadas em operações de fresamento de desbaste leve e semi-acabamento. O material de trabalho escolhido foi o aço molde VP20-ISO que apresenta baixa usinabilidade do ponto de vista de desgaste da ferramenta. A operação selecionada foi fresamento de faceamento por ser uma das operações mais frequentes no fresamento de moldes.

3.7.1 Material dos corpos de prova

O material de trabalho utilizado foi o aço para molde VP20-ISO produzido pela Villares Metals e equivalente ao ISO-P20, com composição química média: 0.36% C, 1.60% Mn, 1.80% Cr, 0.20% Mo, 0.70% Ni e Fe completando o balanço até 100%. Uma verificação qualitativa, através de EDX, dos elementos químicos presentes no material de trabalho é mostrada na Figura 3.7. A dureza média dos corpos de prova utilizados foi 33 HRC, típica do estado pré-temperado em que é fornecido este aço. O ISO-P20 pré-temperado apresenta um índice de usinabilidade

relativamente baixo de 65 comparado com o índice 100 dos aços do grupo W caracterizados por possuir um teor médio de C de 1,00% [Kosa e Ronald, 1990].

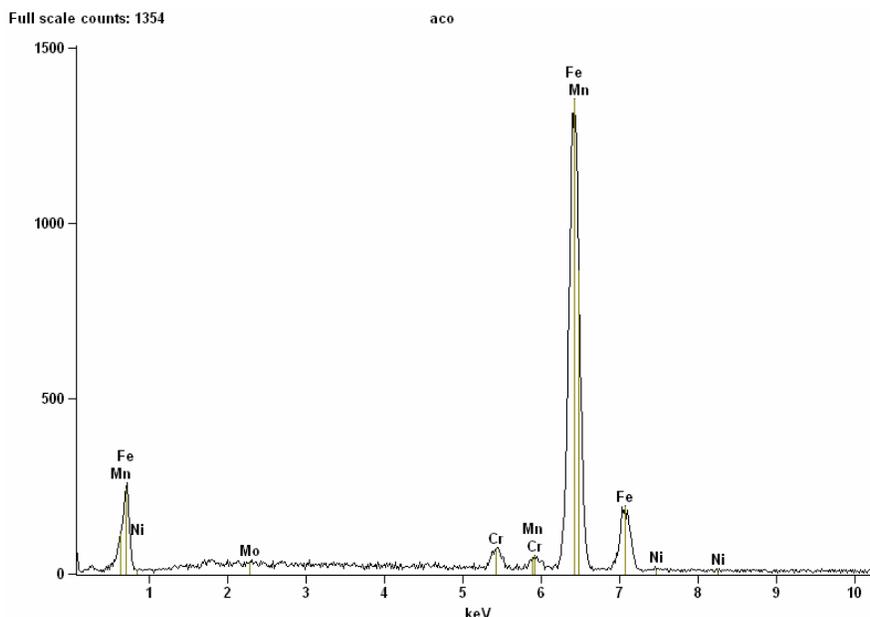


Figura 3.7: EDX do aço VP20-ISO utilizado como material dos corpos de prova.

Conhecidos também como aços molde de baixo carbono, os aços P20 contêm cromo como principal elemento de liga, o qual lhes confere elevadas endurecibilidade e tenacidade. Seu módulo de elasticidade está ao redor de 200 GPa, condutividade térmica de $29 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{°C}$ e densidade de $7,85 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$. O tratamento térmico usual destes aços consiste em austenização a 860 °C seguida de tempera em óleo e revenido a 540 °C . A microestrutura típica de um aço P20 temperado e revenido consiste de partículas esféricas de carbonetos embebidas numa matriz de martensita aliviada de tensões. O ponto de fusão do aço P20, para um conteúdo de carbono de aproximadamente 0.42%, estimado do diagrama de fases Fe-C, está na faixa entre 1490 e 1520 °C , embora, devido à presença dos outros elementos de liga, o ponto de fusão possa variar levemente [Farhat, 2003].

3.7.2 Geometria das ferramentas de corte e da fixação

Foram utilizados insertos Sandvik® para fresamento em desbaste médio (geometria aresta tipo -M) de código ISO RCKT_12_04_M0_PM, fresa R200_020A25_12M e mandril

hidromecânico 392.272HMD_40_25_094. O mandril utilizado é tecnologia CoroGrip® que oferece baixo batimento radial ($< 6\mu\text{m}$ com $3xD$) e alta força de fixação num suporte balanceado em G2,5, sendo especialmente recomendado ao usar brocas e fresas de topo de metal duro com velocidades de corte muito altas. A montagem/desmontagem da fresa no mandril deve realizar-se utilizando uma bomba hidráulica separada que é fornecida também pelo fabricante [Sandvik, 2008]. A ferramenta montada na fresa ficou com um balanço de 95 mm o que dá uma elevada relação de rigidez L/D de $95/25 = 3,8$. Na Figura 3.8 vê-se a geometria dos insertos, da fresa e do mandril.

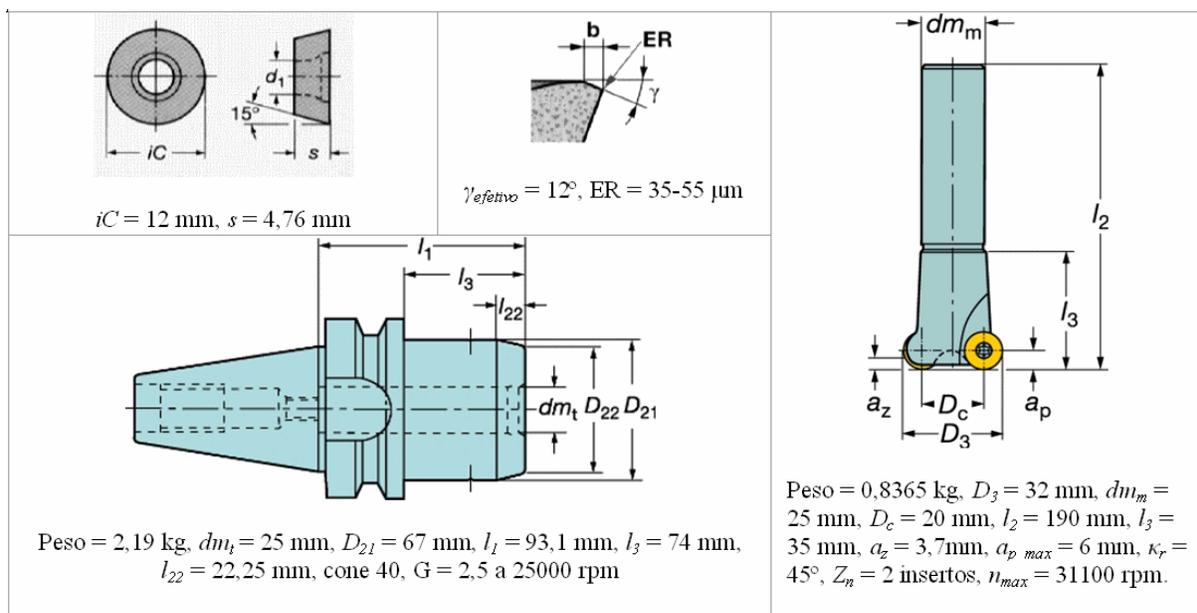


Figura 3.8: Geometria dos insertos, da fresa e do mandril utilizados nos testes de usinagem. [Sandvik, 2006].

3.7.3 Parâmetros de corte

As características geométricas do processo de fresamento tipo faceamento com fresa toroidal são mostradas na Figura 3.9. O diâmetro efetivo máximo de corte (D_e) depende da profundidade de corte (a_p), da distância entre o eixo da fresa e o centro do insertos ($D_c/2$) e do diâmetro dos insertos (iC) segundo a relação apresentada na equação (3.4). Para o cálculo da frequência de rotação n , deve considerar-se o diâmetro efetivo máximo de corte (D_e) e a velocidade de corte (v_c) como expressado na equação (3.5). Neste processo o ângulo de posição da aresta principal κ_r é definido segundo a convenção mostrada na Figura 3.9 [Sandvik, 2005].

Assim para calcular κ_r utiliza-se a equação (3.6). A espessura máxima do cavaco não deformado (h_{ex}) quando $[a_e > D_e/2]$ é mostrada na Figura 3.10 e o cálculo do avanço por dente (f_z) na mesma condição obedece a relação mostrada na equação (3.7).

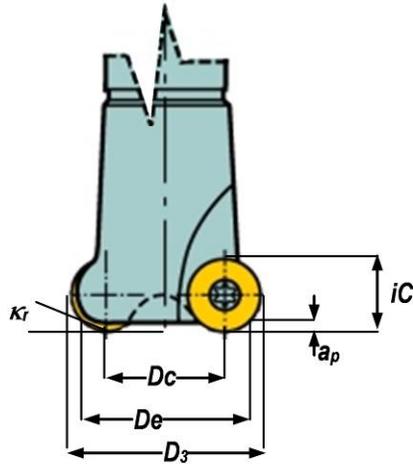


Figura 3.9: Diâmetro efetivo máximo de corte D_e e ângulo de posição κ_r no fresamento de faceamento com fresa toroidal [adaptado de Sandvik, 2006].

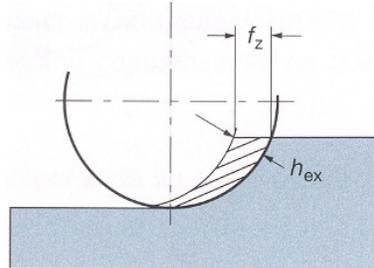


Figura 3.10: Espessura máxima do cavaco h_{ex} quando $[a_e > D_e/2]$ no fresamento de faceamento toroidal [Sandvik, 2005].

$$D_e = D_c + \sqrt{(iC)^2 - (iC - 2a_p)^2} \quad (3.4)$$

$$n = \frac{v_c}{\pi D_e} \quad (3.5)$$

$$\kappa_r = \text{tg}^{-1} \left[\frac{a_p}{0.5(D_e - D_c)} \right] \quad (3.6)$$

$$f_z = \frac{h_{ex}}{\text{sen}\kappa_r} \quad (3.7)$$

O fabricante das ferramentas as recomenda tanto para corte a seco como com fluido de corte. Neste caso foi escolhido utilizar corte a seco levando em conta que é uma tendência na indústria de usinagem contemporânea efetuar-se operações de fresamento sem fluido de corte. O tipo de fresamento selecionado foi assimétrico concordante, para evitar o atrito elevado na formação do cavaco quando a secção deste na entrada do dente na peça é nominalmente zero [Diniz, Marcondes e Coppini, 2003]. Devido a que as ferramentas são utilizadas em operações de desbaste leve e semi-acabamento, foi escolhida uma profundidade de corte axial $a_p = 1,00$ mm típica de operações deste tipo. Assim o diâmetro efetivo máximo de corte ficou no valor $D_e = 26,63$ mm. A profundidade de corte radial foi fixada em $a_e = 16,00$ mm que é aproximadamente $2/3$ do D_e . Assim se evita que os cavacos formados no início do corte sejam excessivamente finos (produzindo uma pressão específica de corte elevada) além de que o ângulo de entrada negativo diminui a susceptibilidade à quebra da aresta [Diniz, Marcondes e Coppini, 2003]. A espessura máxima do cavaco não deformado foi fixada no valor $h_{ex} = 0,1$ mm resultando num avanço por dente $f_z = 0,35$ mm.

Levando em conta que a velocidade de corte é o parâmetro de maior influência na vida t e nos mecanismos de desgaste da aresta de corte, foi decidido experimentar dois níveis desta variável. Com o propósito de selecionar os níveis de velocidade de corte, foram executados os testes preliminares cujos resultados aparecem na Tabela 3.1, o critério de fim de vida utilizado foi $VB_{B_{max}} \cong 0,3$ mm. À velocidade de corte $v_c = 165$ m·min⁻¹, recomendada pelo fabricante, a vida resultava excessiva do ponto de vista experimental com um elevado consumo de material de trabalho e de tempo de uso da máquina ferramenta enquanto à velocidade de corte $v_c = 325$ m·min⁻¹, a vida resultou demasiado curta do ponto de vista da prática industrial. Às velocidades de corte $v_c = 200, 250$ e 275 m·min⁻¹, a vida resultou razoável do ponto de vista experimental e interessante do ponto de vista da prática industrial. Finalmente com critério conservador e tendo

em vista a grande diferença na vida da aresta, evidenciando mecanismos de desgaste diferenciados, foram escolhidas as velocidades $v_c = 200$ e $250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ para os testes definitivos. Estes testes preliminares foram feitos somente uma vez com a classe 4030 comercial, mas devido a que os parâmetros sugeridos pelo fabricante são muito próximos entre as classes 4030 e 4240, foi decidido adotar os mesmos parâmetros no testes definitivos com ambas as classes.

Tabela 3.1: Resultados de vida t da aresta de corte nos testes preliminares.

v_c [m/min]	t [min]
165	>120,0
200	86,3
250	37,4
275	22,3
325	11,9

3.7.4 Máquina-ferramenta e montagem

Foi utilizado um centro de usinagem vertical marca Mori Seiki modelo SV-40 instalado no Laboratório de Usinagem do Departamento de Engenharia de Fabricação da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP. Esta máquina possui controle GE-Fanuc MSC-518, velocidade de rotação de 50 a 12000 r.p.m., 22 kW de potência no eixo-árvore, volume de trabalho XYZ = 600×430×460 mm, velocidade de movimento rápido de $32,3 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e capacidade de carga da mesa de 1016 kg. O cone de fixação de ferramentas é ISO 40, magazine com capacidade para 30 ferramentas, diâmetro máximo de ferramentas adjacentes de 125 mm e peso máximo do conjunto ferramenta de 8 kg.

Os corpos de prova eram blocos de aço VP20-ISO que foram previamente furados e esquadrejados para atingirem as dimensões 255×305×50 mm. Para os testes, cada bloco foi montado sobre um bloco suporte apoiado diretamente sobre a mesa da máquina utilizando quatro parafusos M17, garantindo assim uma fixação robusta de elevada rigidez. A Figura 3.11 mostra

uma fotografia da montagem da peça e a operação de faceamento utilizados nos testes. Cada vez que era usinada uma camada completa de material com profundidade axial de 1 mm, era necessário utilizar um corte auxiliar com uma fresa para usinagem de cantos a 90° com código R390_040C4_11M ($D = 40$ mm), para que no corte da seguinte camada se mantivesse a profundidade de 1 mm nos cantos da cavidade gerada.



Figura 3.11: Montagem peça e operação de faceamento de topo utilizados nos testes de usinagem.

Em cada passada era removida a área de 3129,60 mm² mostrada na Figura 3.12. Na dinâmica de corte utilizada, com uma interpolação circular no plano de corte à entrada e à saída da ferramenta, a profundidade de corte radial (a_e) variava gradualmente de 0 a 16 mm na entrada e vice-versa na saída, suavizando assim a entrada e a saída da fresa em cada ciclo de corte.

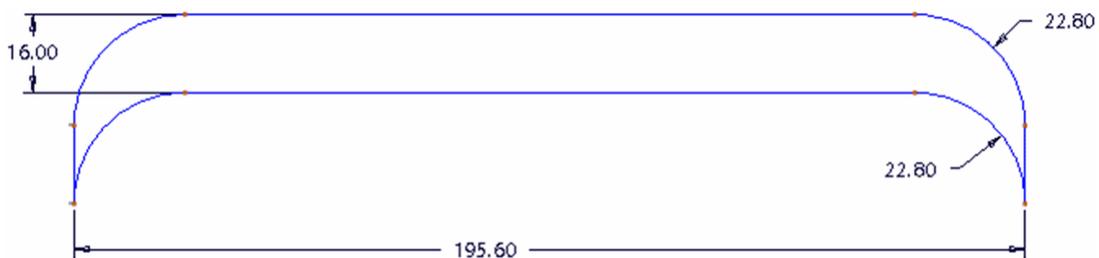


Figura 3.12: Área removida em cada passada de corte nos testes de usinagem.

O programa CNC escrito para os testes de usinagem foi parametrizado para que o desgaste da aresta pudesse ser medido depois dela ter cortado uma face completa da cavidade. Quando o desgaste atingia o valor $VB_{B_{max}} \geq 0,2$ mm, a medição era realizada depois do corte de cada secção individual como a mostrada na Figura 3.12 até alcançar o critério de fim de vida $VB_{B_{max}} \cong 0,3$ mm, desta forma se tinha um controle preciso do tempo de vida da aresta.

3.7.5 Medição da evolução do desgaste

Para evitar danos na fresa originados pelo desgaste excessivo e/ou pelo fim catastrófico da aresta de corte foi decidido usar o desgaste de flanco $VB_{B_{max}} \cong 0,3$ mm e/ou lascamento e/ou fratura excessivos como critérios de fim de vida da ferramenta. A evolução do desgaste da aresta de corte foi monitorada periodicamente durante a execução dos testes, desmontando o conjunto fresa da máquina para observar a aresta num microscópio óptico estereoscópico marca Leica equipado com câmara digital e computador com o software livre ImageJ de captura e análise de imagens.

3.7.6 Análise das arestas desgastadas

Com o objetivo de determinar os mecanismos de desgaste presentes, as arestas desgastadas foram submetidas à lavagem com ultrassom primeiro em água com detergente e depois em etanol para realizar posteriormente as análises MEV juntamente com as análises EDX (item 3.4).

3.7.7 Planejamento experimental

De acordo com os resultados de Hee-Kwon et al. [1995], a distribuição da população da vida das ferramentas de corte de metal duro com recobrimento no fresamento de topo de aço pode se considerar normal. Estes pesquisadores utilizaram o teste χ^2 e verificaram que as distribuições de desgaste do flanco da ferramenta para cada tempo de corte são consistentes com as distribuições normal e normal logarítmica. Assim, assumindo uma distribuição normal da vida da ferramenta quando usado como critério o desgaste de flanco, pode-se utilizar o teste-t para comparar as médias de duas populações.

Baseados no anterior e, com o propósito de estabelecer a influência do tipo de preparação pré-recobrimento da superfície do substrato (microjateado ou a laser) na vida da ferramenta e, conseqüentemente na aderência do recobrimento, foi planejado comparar através do teste-t as médias de vida entre as ferramentas comerciais e as experimentais tratadas a laser nas duas velocidades de corte selecionadas. Para o propósito foi utilizada uma seqüência de experimentos completamente aleatória com duas réplicas (item 5.1).

Capítulo 4

Resultados dos tratamentos de superfície

“God made solids, but surfaces were the work of the Devil.” (W. E. Pauli)

A texturização de superfícies com laser se baseia num laser pulsado que através da ablação do material gera a topografia ótima na superfície. Durante o processo um feixe laser de alta intensidade é precisamente focado na superfície e, assim, no volume de interação laser-material é absorvida rapidamente uma grande quantidade de energia que de maneira quase instantânea produz a fusão da área envolvida. A poça de material fundido será então deformada pelas tensões na superfície e solidificará instantaneamente por causa da elevada taxa de dissipação de calor quando o feixe pulsado estiver na fase *off* (ver a Figura 4.1) [Wang et al., 2007].

O efeito sobre a superfície depende entre outros fatores da geometria do processamento, do tamanho e da qualidade (M^2) do feixe, além do comprimento de onda e a duração do pulso. A interação do feixe com a superfície do material produz fusão, evaporação, sublimação e solidificação, resultando em mudanças da topografia superficial. Variando os parâmetros da interação, os quais determinam a natureza física do processo, podem se produzir diferentes geometrias na zona de interação [Semak e Dahotre, 1998].

Os lasers pulsados em nanossegundos são apropriados para processar camadas muito finas da superfície dos materiais. Pode-se gerar uma alta temperatura na região superficial por períodos de tempo muito curtos, sem afetar as propriedades do volume da peça. Os processos de absorção

energética e de solidificação ultrarrápidos induzidos pelos pulsos laser de alta intensidade, podem conduzir à formação de novos compostos e ligas metaestáveis [Foltyn, 1994].

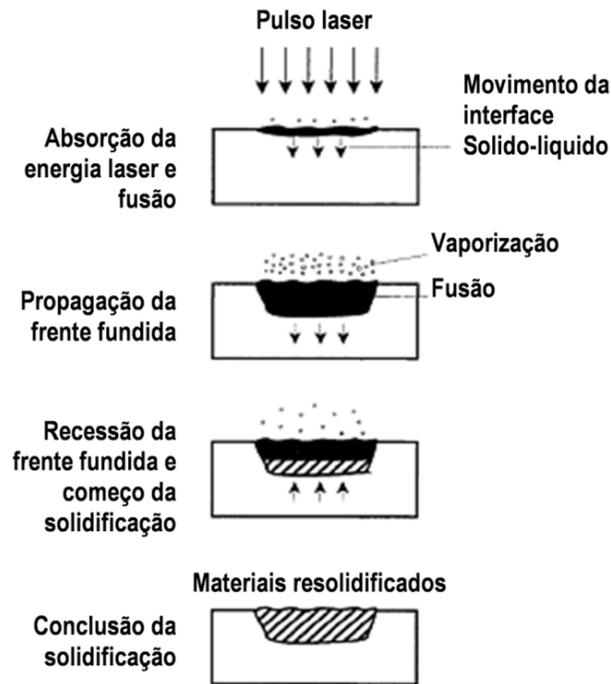


Figura 4.1: Ciclo térmico básico gerado por um pulso laser. O seguinte pulso laser interagirá com parte ou com todo o material resolidificado [Foltyn, 1994].

Neste trabalho foi estudada a interação do laser CuHBr pulsado ($\lambda = 510 \text{ nm}$, $\tau = 30 \text{ ns}$, $13,8 \text{ kHz}$) com a superfície retificada do metal duro da classe 4030, avaliando as modificações topográficas e estruturais induzidas pela variação tanto da intensidade, quanto do número de pulsos laser aplicados (explicado no item 3.2). A Figura 4.2 mostra duas superfícies texturizadas a laser nos ensaios preliminares. Pode observar-se que, dependendo da intensidade I_0 e da quantidade de pulsos q_p , a interação do laser com o material pode ir da modificação quase imperceptível da superfície, até a ablação violenta com vaporização instantânea de grandes volumes de material.

Na continuação do estudo, foi escolhido fixar o número de pulsos em $q_p = 32$ e avaliar o efeito da variação da intensidade do laser na topografia da superfície. Com esta quantidade de pulsos foi encontrado que o limiar de ablação estava ao redor de $I_0 = 137 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$. Assim foram texturizadas várias amostras mantendo constante a quantidade de pulsos em $q_p = 32$, com

intensidades $I_0 = 137, 239, 273, 308$ e $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$. Posteriormente, para avaliar o efeito da variação do número de pulsos na topografia da superfície produzida, a intensidade foi mantida constante no valor $I_0 = 273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ e foram texturizadas a laser várias amostras com quantidade de pulsos $q_p = 16, 32, 64, 128$ e 256 .

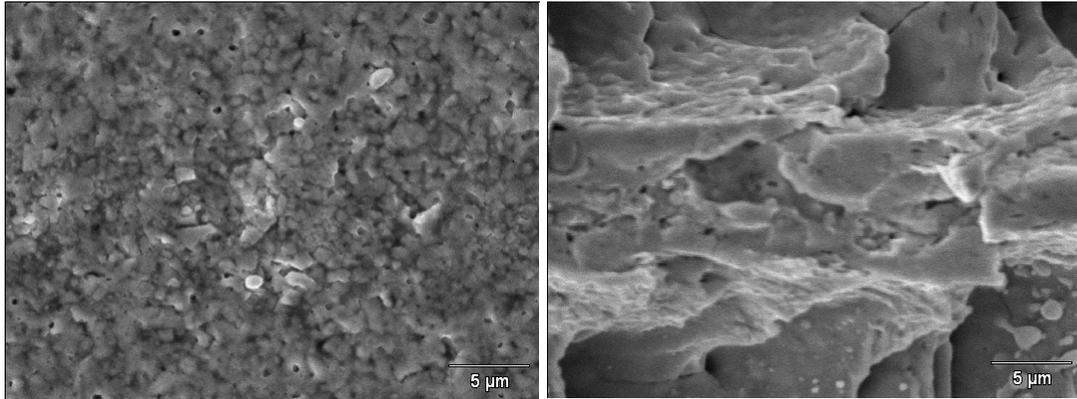


Figura 4.2: Superfícies do metal duro depois de texturizado a laser em testes preliminares, à esquerda com 64 pulsos, $137 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, à direita com 64 pulsos, $513 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$.

4.1 Mudanças morfológicas

A Figura 4.3 mostra as imagens MEV das superfícies tratadas usando uma quantidade fixa de pulsos $q_p = 32$ e variando a intensidade do laser. Na superfície original do metal duro retificado (Figura 4.3-A) pode ver-se a estrutura de pó sinterizado do material. Com $I_0 = 137 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ (Figura 4.3-B), a mudança superficial foi mínima com ablação de material quase imperceptível. Aparentemente houve fusão e evaporação do Co e fusão do WC. A superfície mostra uma fina camada ressolidificada, com alguns pequenos furos de sopro. Provavelmente esta camada foi formada por grãos de WC ressolidificados em grãos maiores. Com $I_0 = 239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ (Figura 4.3-C), se observa o aparecimento de uma estrutura uniforme de picos e vales superposta aos grãos de WC ressolidificados. Esta estrutura é consequência, provavelmente, da expansão dos vapores, assim como da diferença no limiar de ablação entre o Co e o WC. Foram observados muitos furos de sopro de $\cong 0.5 \mu\text{m}$, o que sugere saída de vapores e/ou gases da superfície. Com $I_0 = 273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ (Figura 4.3-D) a estrutura de picos e vales aparece mais acentuada e interligada e começa a evidenciar-se a direção de avanço do feixe laser. Com $I_0 = 308 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ (Figura 4.3-E) percebe-se que a energia mecânica dos pulsos foi notavelmente

maior, formando-se uma trilha na direção de avanço do feixe, na qual uma grande parcela de material fundido foi expulso para os lados formando uma topografia superficial de trilhas compostas de vales e cordilheiras paralelos. Lembre-se também que no caso do feixe laser gaussiano, a intensidade é maior no centro do feixe, o que poderia explicar uma ablação maior no trajeto do centro do feixe. Para a intensidade do laser $I_0 = 410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ (Figura 4.3-F), a morfologia da superfície irradiada apresenta um aspecto marcadamente irregular. Aparentemente, houve evaporação e sublimação instáveis de ambos o Co e o WC, com fluxo irregular de material fundido. A superfície mostra ablação violenta com um padrão de trilhas irregulares e gotículas de material ressolidificado.

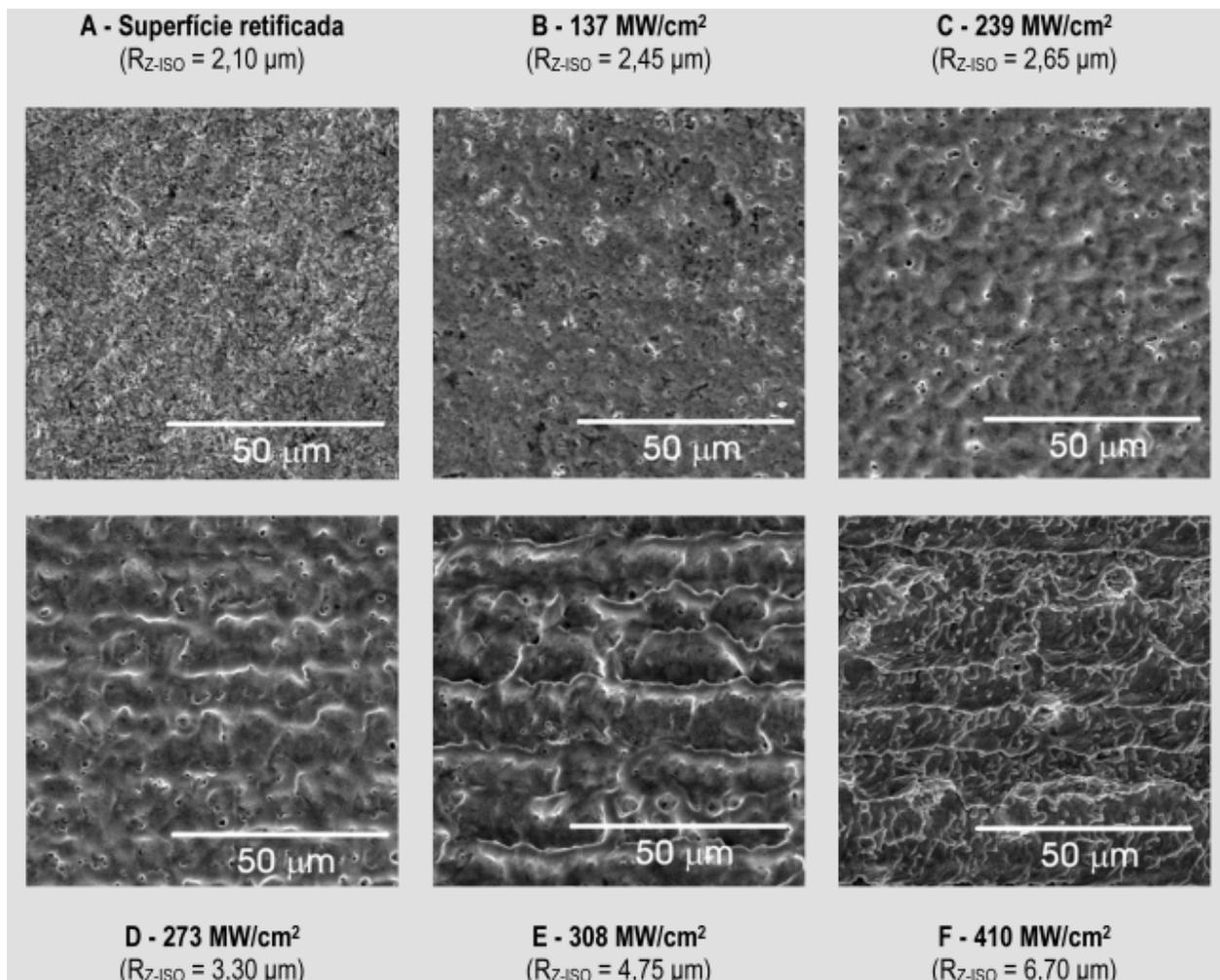


Figura 4.3: Efeito da variação da intensidade do laser na morfologia das superfícies tratadas usando uma quantidade fixa de pulsos $q_p = 32$.

A Figura 4.4 mostra as imagens MEV do efeito da quantidade de pulsos laser na morfologia superficial do metal duro mantendo a intensidade fixa no valor $I_0 = 273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$. Na Figura 4.4_A se mostra de novo a superfície original do metal duro retificado. Com 16 pulsos (Figura 4.4-B) evidenciou-se uma trilha na direção de avanço do feixe sobre a superfície, com numerosos furos de sopro e com bordas paralelas formadas pelas ondas de material fundido deslocado e ressolidificado aos lados. Quando aplicados 32 pulsos (Figura 4.4-C), apareceu uma estrutura interligada de picos e vales com furos de sopro na qual as bordas entre trilhas foram menos evidentes. Isto poderia ter acontecido devido a uma maior taxa de evaporação de material devido ao acúmulo de pulsos.

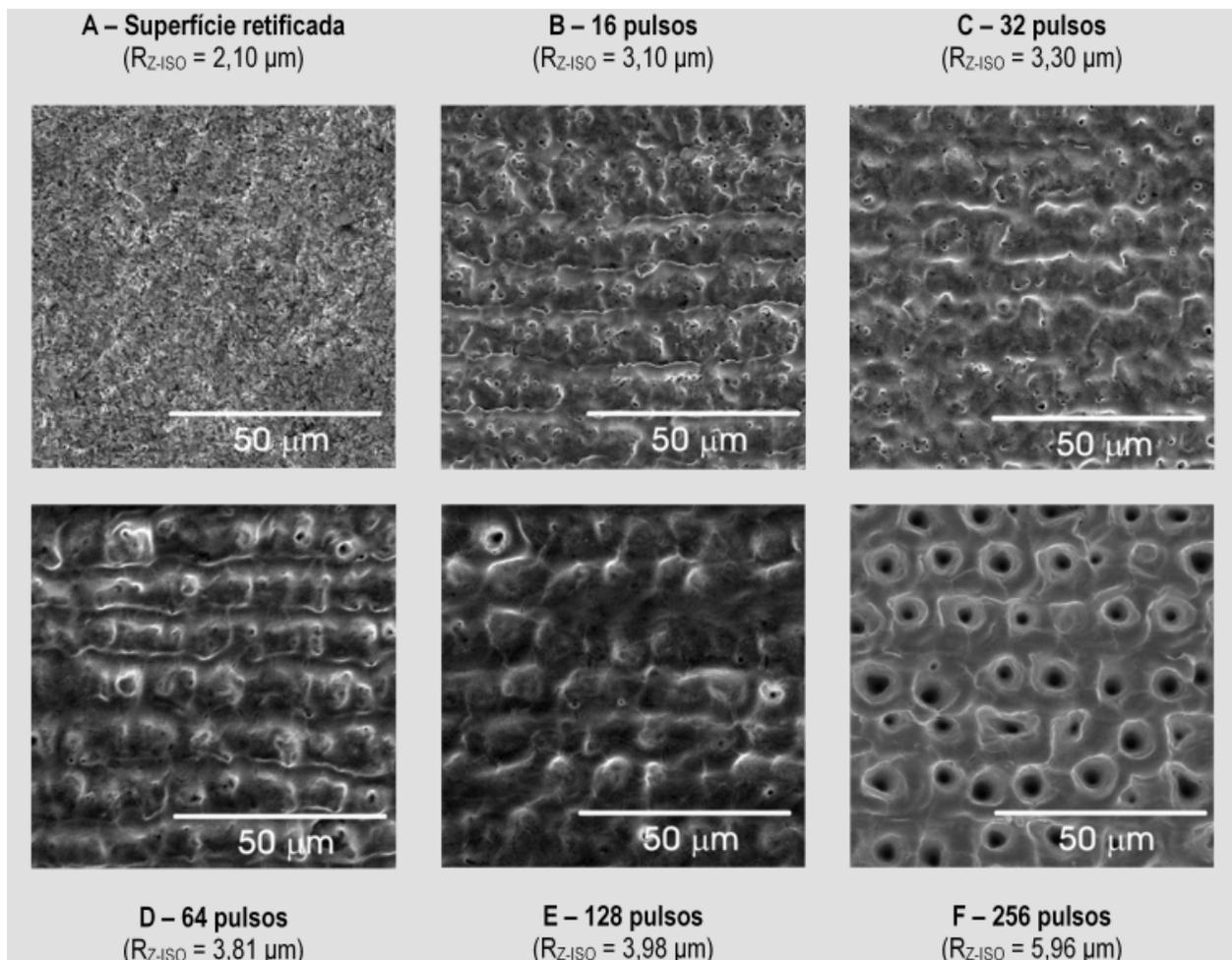


Figura 4.4: Efeito da variação da quantidade de pulsos laser na morfologia das superfícies tratadas quando usada uma intensidade fixa no valor $I_0 = 273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$.

Nas superfícies tratadas com 64 e 128 pulsos (Figura 4.4-D e Figura 4.4-E) acentuou-se ainda mais a estrutura de picos e vales interligados na direção de avanço do feixe e não houve a presença das bordas observadas previamente (Figura 4.4-B), nem se observou evidência de fluxo de material fundido. O mecanismo principal de ablação neste caso pareceu ser evaporação-sublimação. No substrato tratado com 256 pulsos (Figura 4.4-F) formou-se espontaneamente uma estrutura de fileiras de furos com diâmetro de $\cong 6 \mu\text{m}$ e periodicidade de $\cong 14 \mu\text{m}$. A grande quantidade de pulsos poderia 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 vulcânica.

De acordo com Yilbas et al. [2007], na texturização a laser da superfície do metal duro, a rápida fusão e evaporação da fase aglomerante de Co acelera o resfriamento do volume de material atingido, retardando a fusão e a evaporação dos grãos de WC. Além disto, o resfriamento rápido do WC fundido induz tensões térmicas que promovem a formação de trincas compridas no WC ressolidificado e, possivelmente, na interface entre a camada ressolidificada e o substrato abaixo dela. A Figura 4.5 mostra as imagens MEV da superfície retificada e da superfície texturizada a laser com $q_p = 32$ pulsos e $I_0 = 273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ com ampliação maior do que a mostrada na Figura 4.3. Nela observam-se os furos de sopro produzidos pela saída dos gases. Embora estes furos sejam um fator de alívio de tensões, observam-se também trincas propagadas em todas as direções, evidenciando sua ocorrência durante a solidificação da camada fundida.

No metal duro WC-Co, o coeficiente de absorção da energia laser varia pouco, sendo 76-74% quando o comprimento de onda é 1064 nm e 85% quando este é 355 nm [Dumitru et al., 2005]. Pode-se estimar para a radiação $\lambda = 510 \text{ nm}$ do laser de CuHBr usado neste trabalho um coeficiente de absorção de 83%. Com a duração do pulso utilizada ($\tau = 30 \text{ ns}$), a profundidade de penetração térmica, segundo a equação (2.3), que representa a distância exposta a transferência de calor durante um pulso do laser, é $l = 1,51 \mu\text{m}$ para o WC e $l = 1,53 \mu\text{m}$ no caso do Co. Na Figura 4.6, mostra-se a seção de um substrato sem tratamento laser e a fratura do substrato texturizado a laser com 32 pulsos, $273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$. Como pode se observar, a espessura do volume

de material re-fundido pelo processamento a laser é muito fina com profundidade menor a $1\ \mu\text{m}$. Da Figura 4.5 e da Figura 4.6 se pode estabelecer que os grãos de WC fundidos total ou parcialmente se resolidificam na forma de grãos de maior área, mas com espessura menor num processo similar ao proposto por Dumitru et al. [2005].

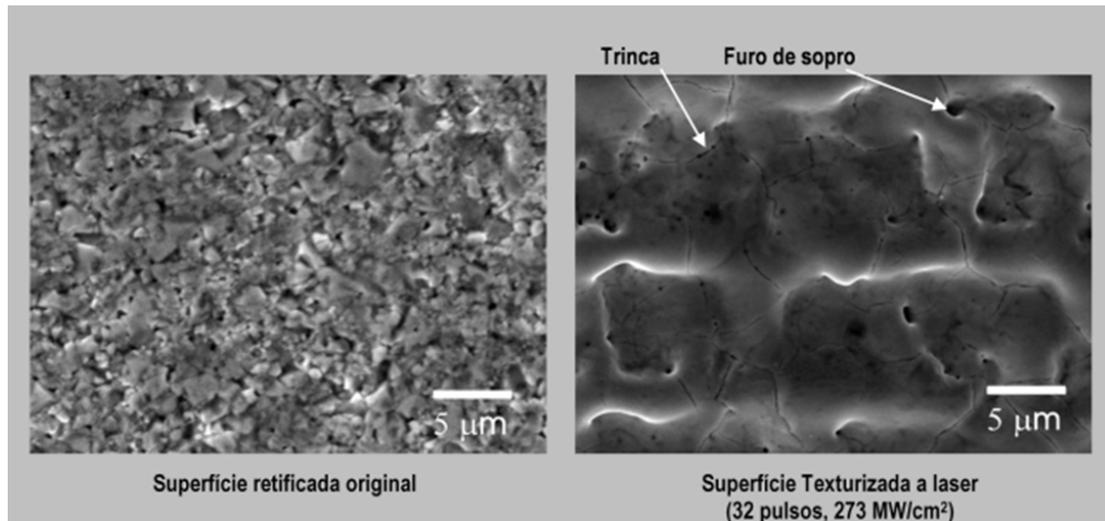


Figura 4.5: Detalhe MEV da superfície retificada original e de uma das texturizadas a laser.

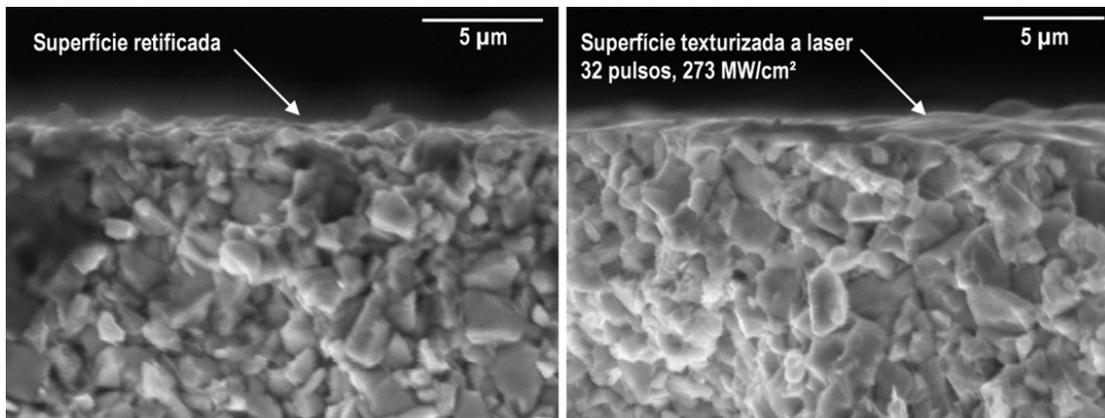


Figura 4.6: Detalhes MEV, à esquerda a seção da superfície retificada original do substrato e à direita a seção da superfície texturizada a laser com 32 pulsos, $273\ \text{MW}\cdot\text{cm}^{-2}$.

4.2 Mudanças de rugosidade

Os valores de rugosidade para cada superfície fabricada foram apresentados junto às imagens na Figura 4.3 e na Figura 4.4. A intensidade do laser, assim como a quantidade de pulsos têm uma influência direta na rugosidade das superfícies fabricadas como se vê na Figura 4.7. Na

parte (A) da figura vê-se a relação entre a intensidade do laser e a rugosidade nas superfícies de metal duro texturizadas a laser com 32 pulsos. A rugosidade superficial teve pouco incremento com as intensidades $I_0 = 137$ e $I_0 = 273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, enquanto que com valores maiores, houve um incremento pronunciado. A Figura 4.7-B mostra o efeito da quantidade de pulsos laser sobre a rugosidade obtida. Depois de um incremento significativo entre 0 e 32 pulsos, a taxa de incremento da rugosidade diminuiu entre 32 e 256 pulsos. Aparentemente, os pulsos iniciais definem a rugosidade, enquanto os pulsos subsequentes têm uma contribuição limitada.

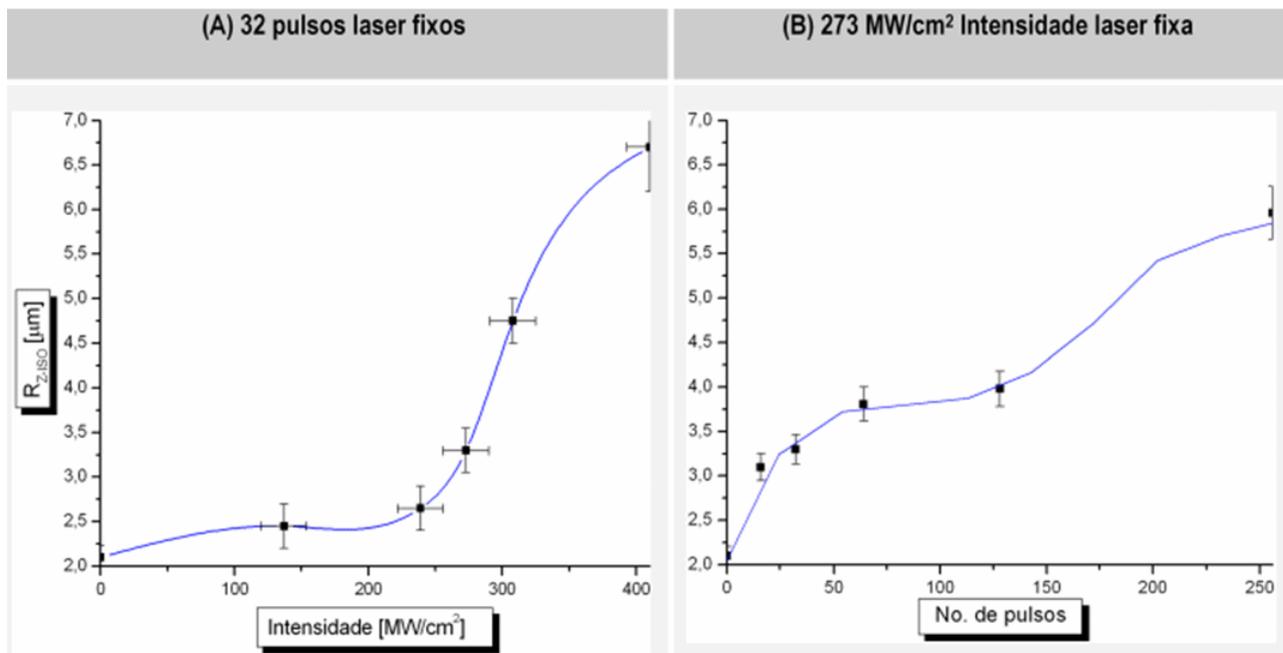


Figura 4.7: Influência da intensidade e da quantidade de pulsos na rugosidade das superfícies de metal duro texturizadas a laser.

4.3 Mudanças estruturais

Para estabelecer as mudanças estruturais nas camadas fundidas e resolidificadas geradas pelo tratamento de texturização a laser em função da intensidade e da quantidade de pulsos do laser, foram realizadas análises de difração de raios-X (item 3.4) sobre as superfícies fabricadas. A fase WC foi preponderante em todas as superfícies analisadas e em nenhum caso foram encontrados picos de Co. Com o incremento da intensidade ou da quantidade de pulsos do laser, os picos de WC foram ainda dominantes, mas com altura cada vez menor. Simultaneamente, houve o aparecimento de fases do WC com teor de carbono progressivamente reduzido e não

estequiométricas. Na Figura 4.8 e na Figura 4.9, são apresentados os difratogramas correspondentes.

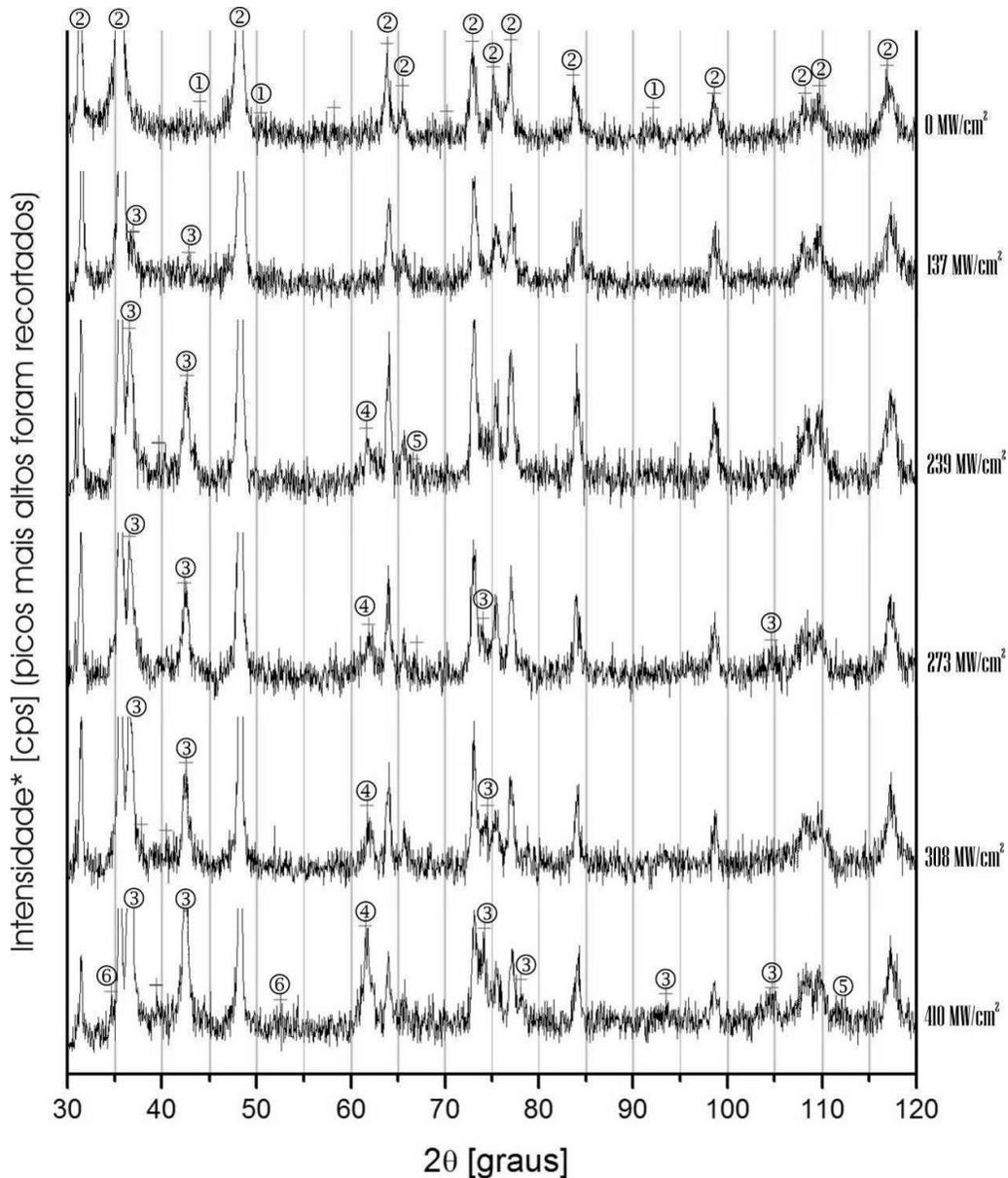


Figura 4.8: Mudanças de fase em função da intensidade do laser com 32 pulsos fixos, sendo: ①:Co, ②:WC, ③: β -WC_{1-x}, ④: α -W₂C, ⑤:W₃C, ⑥:W₆C_{2,54}.

A Figura 4.8 corresponde aos difratogramas das superfícies processadas com $q_p = 32$ pulsos e com intensidades $I_0 = 0, 137, 239, 273, 308$ e $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$. A superfície retificada original sem nenhum tratamento laser (identificada como $I_0 = 0 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$) apresentou os picos característicos do WC junto com picos débeis de Co. Devido a que a superfície foi retificada,

possivelmente apresentava a mesma estrutura do corpo do substrato sem o excesso de Co resultante do processo de sinterização. Na superfície tratada com $137 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ evidenciou-se a incipiente presença de $\beta\text{-WC}_{1-x}$. Com $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ houve um aumento na altura dos picos de $\beta\text{-WC}_{1-x}$ e apareceu um pico débil de $\alpha\text{-W}_2\text{C}$. Nas superfícies tratadas com intensidades ainda maiores a quantidade de picos de $\beta\text{-WC}_{1-x}$ e $\alpha\text{-W}_2\text{C}$ aumentou e apareceram evidências tênues de fases com ainda menor teor de carbono como o $\text{W}_6\text{C}_{2,54}$ e o W_3C .

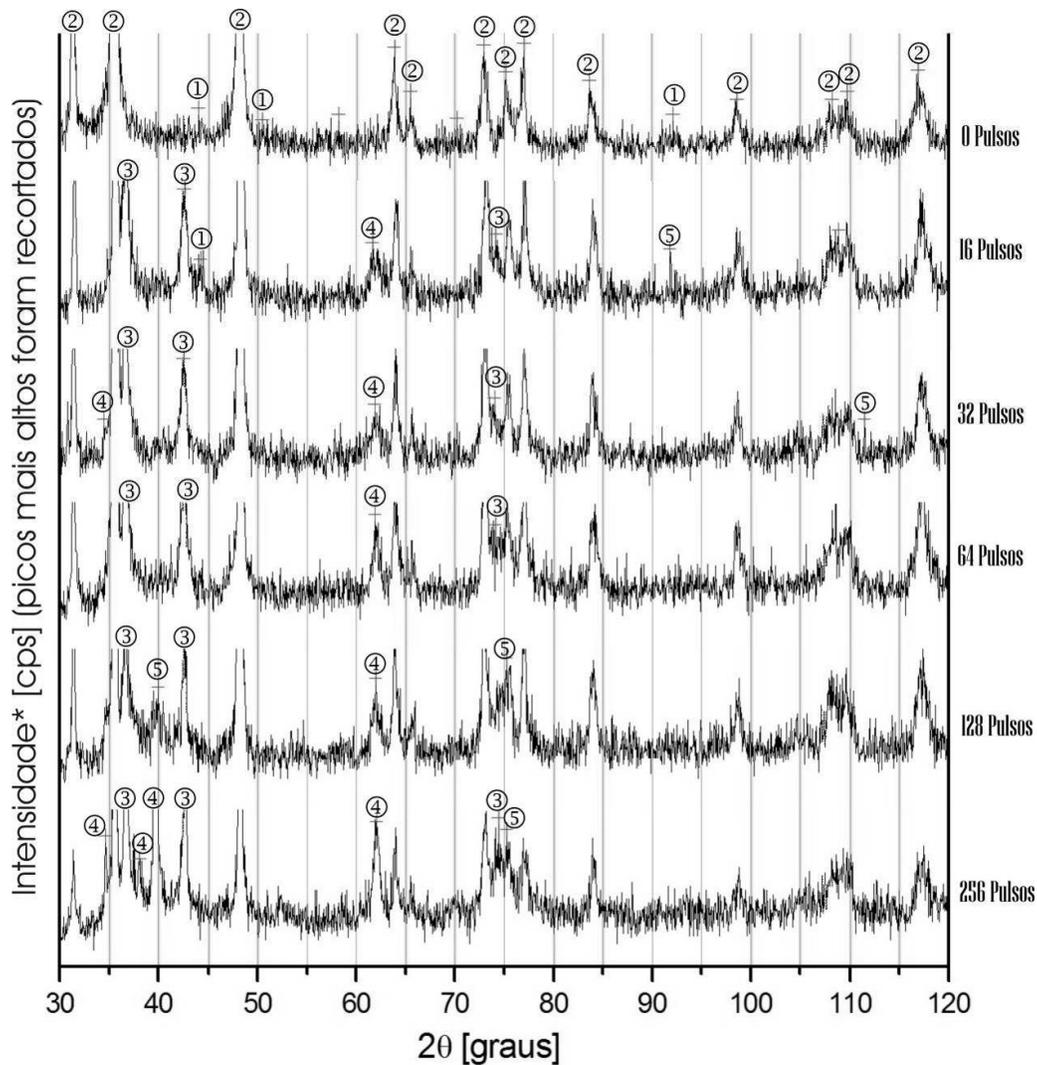


Figura 4.9: Mudanças de fase em função do número de pulsos com uma intensidade constante do laser de $273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, onde: ①:Co, ②:WC, ③: $\beta\text{-WC}_{1-x}$, ④: $\alpha\text{-W}_2\text{C}$, ⑤: W_3C .

Os difratogramas das superfícies processadas com intensidade $I_0 = 273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ e com $q_p = 0, 16, 32, 64, 128$ e 256 pulsos laser aparecem na Figura 4.9. De maneira similar às mudanças de fase produzidas pelo incremento da intensidade do laser, com o incremento da quantidade de

pulsos houve o aparecimento e posterior incremento na altura e na quantidade de picos das fases $\beta\text{-WC}_{1-x}$ e $\alpha\text{-W}_2\text{C}$ junto com t enes evidências das fases $\text{W}_6\text{C}_{2,54}$ e W_3C .

Devido às altas temperaturas atingidas e ao fato do processo ter sido realizado em atmosfera livre,   razoável pensar que a presença do oxig nio do ar favoreceu a forma o de gases CO_x , produzindo o escape do carbono da superfície e formando assim as fases pobres em carbono, segundo sugerido por Tiejun et al., [2001a]. Mas devido a que o W_2C   instável abaixo de 1300  C, uma outra hipótese se baseia na constata o de que as taxas de nuclea o e crescimento do W_2C poderiam ser significativamente maiores do que aquelas do WC, embora a forma o de WC seja termodinamicamente mais favorável. Assim, um grande número de precipitados de W_2C podem nuclear-se da fundi o durante o processo e se as taxas de resfriamento são elevadas, criam-se as condi oes para a existência da fase W_2C em temperatura inferior a 1300  C. [Romanus et al., 2000]. Adicionalmente, os picos identificados como sendo a fase não estequiométrica $\beta\text{-WC}_{1-x}$ poderiam corresponder também   fase frágil $\eta\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$. Porém de acordo com a análise de Uglov et al. [2005], a maior probabilidade   que sejam mesmo de $\beta\text{-WC}_{1-x}$.

Na determina o quantitativa exata da composi o química de um espécime, a análise EDX não   considerada a técnica mais apropriada, mas   possível inferir diferenças qualitativas de composi o entre espécimes testados sob as mesmas condi oes. Assim foram realizadas análises EDX em todas as superfícies tratadas a laser e os resultados do % de Co em peso estão mostrados na Tabela 4.1.

A análise por difrac o de raios-X permitiu estabelecer que na superfície das amostras estudadas não se tinha excesso de Co. Por outro lado, os resultados EDX mostrados indicam uma possível migra o de Co do interior do substrato para a subsuperfície; esta migra o aumentou proporcionalmente   quantidade de pulsos (q_p) e   intensidade (I_0). Isto possivelmente   devido ao elevado gradiente de temperatura gerado pelos pulsos do laser como sugerido no trabalho de Kano e Inoue [2006] citado no item 2.1.8.

Tabela 4.1: % de Co em peso da subsuperfície das amostras texturizadas a laser, de acordo com a análise EDX, (a composição nominal é 8,5% de Co).

$q_p/I_0[\text{MW}\cdot\text{cm}^{-2}]$	0	137	239	273	308	410
0	7,27					
16	8,02					
32	7,52	7,73	8,01	8,25	8,40	
64	8,04					
128	8,97					
256	8,71					

4.4 Efeitos do tratamento químico (desconsiderado)

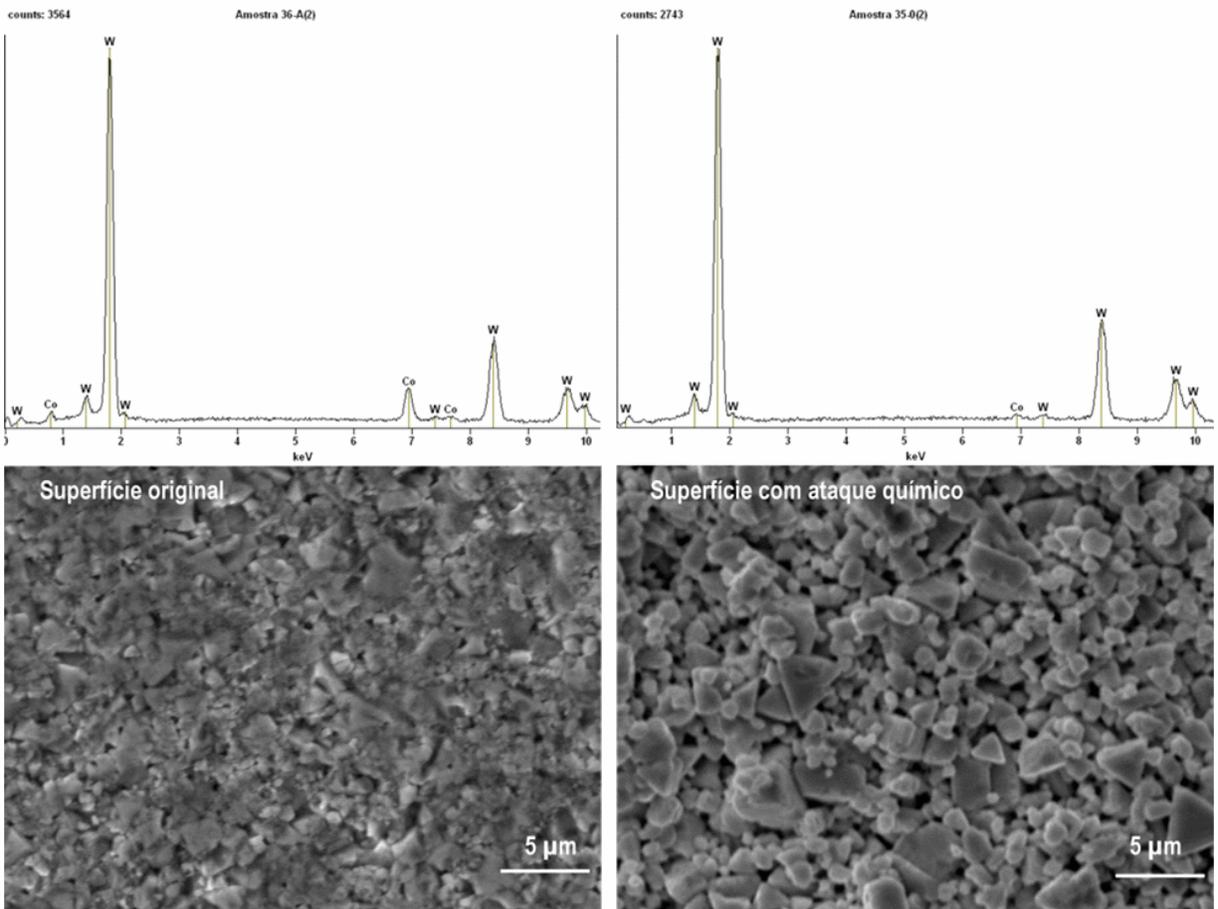


Figura 4.10: Detalhe MEV e EDX comparativos entre as superfícies de metal duro retificado e atacado quimicamente.

Na Figura 4.10 mostra-se o detalhe MEV e a análise EDX da superfície de metal duro retificado original e da mesma superfície como ficou depois de se realizar o tratamento químico mencionado no item 3.3.

Observa-se que, com o tratamento químico a estrutura da superfície do material foi debilitada severamente com grande quantidade de grãos de WC praticamente soltos. A análise com EDX evidenciou que a subsuperfície praticamente não tinha mais Co. Na Figura 4.11 se mostram as imagens do substrato texturizado a laser com 32 pulsos, $273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ antes e depois do ataque químico. Observa-se que a superfície do WC atacado parece ser mais áspera. Também houve em várias regiões dissolução total da camada de WC resolidificada a laser, exibindo a subsuperfície debilitada também pela dissolução do Co.

Estes resultados fizeram pensar num ataque mais leve com menos tempo de reação. Os objetivos seriam remover o Co superficial, mas, sem debilitar a estrutura do material e promover a dissolução de fases WC não estequiométricas. Além disso, pretendia-se gerar rugosidade nos novos grãos de WC formados pelo processo laser, mas com remoção moderada de material do carboneto que não produzisse exposições da subsuperfície como a mostrada na Figura 4.11, nem modificações maiores à topografia produzida com laser.

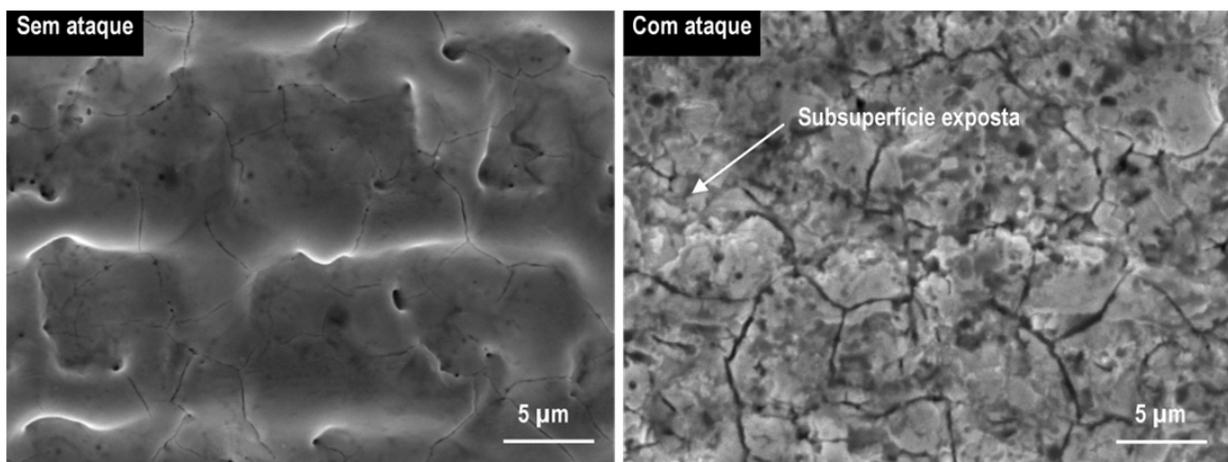


Figura 4.11: Detalhe MEV do substrato texturizado com 32 pulsos, $273 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ antes e depois do ataque químico.

A ideia nesta etapa de avanço da pesquisa era continuar trabalhando na comparação entre substratos microjateados, substratos tratados a laser e substratos tratados a laser e atacados

quimicamente. Devido a que o futuro processo de recobrimento deveria necessariamente efetuar-se em instalações industriais junto com os lotes da produção rotineira da fábrica, estes planos foram analisados conjuntamente com o fabricante. Embora os substratos com ataque químico fossem meticulosamente limpados com ultrassom, no processo de carga de lotes de produção não era recomendável introduzir materiais que potencialmente poderiam contaminar o forno de reação CVD e produzir a perda de uma grande quantidade de insertos. Assim, a ideia de se experimentar com substratos tratados a laser e posteriormente atacados quimicamente **foi abandonada** devido à impossibilidade de depositar o recobrimento nestes substratos.

4.5 Identificação dos parâmetros laser de melhor aderência

Não existe um modelo do processo de texturização de superfícies com laser e, conseqüentemente, na pesquisa industrial o método de ensaio e erro é amplamente utilizado para obter o resultado desejado [Semak e Dahotre, 1998]. Nesta etapa da pesquisa vários substratos foram texturizados a laser e, posteriormente, recobertos nas instalações do fabricante. Nestas superfícies foram realizados testes de aderência por indentaçãõ Rockwell C (item 3.6) identificando assim os parâmetros de processo laser que produzissem a melhor aderência.

Depois de estudar a interação do laser CuHBr com o metal duro e em vista da grande heterogeneidade das superfícies obtidas, foi decidido trabalhar na faixa de intensidade entre $I_0 = 137$ e $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, pois com intensidades inferiores a $137 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ praticamente não se tinha nenhum efeito sobre a superfície e com intensidades superiores a $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ tinha-se uma ablação demasiado violenta e irregular ainda com pouca quantidade de pulsos. Também foi decidido experimentar com a quantidade de pulsos na faixa entre $q_p = 2$ e 256 , pois, como se mostrou no item 4.2 dependendo da quantidade de pulsos e da intensidade podem se obter superfícies com rugosidade similar, mas com topografia completamente diferente.

Na Figura 4.12 vê-se as indentações praticadas sobre as superfícies fabricadas, cada uma das quais se podem identificar pela dupla (q_p, I_0) na descrição a seguir. No total foram fabricadas 21 superfícies em 4 grupos A, B, C e D sequencialmente. No grupo (A), que foi fabricado inicialmente para o estudo da interação do laser com o metal duro, foi percebido que na condição $(32, 239)$ obtiveram-se bons resultados. Então no grupo (B) fabricou-se, nesta mesma região, a

superfície (64, 239) a qual mostrou um destacamento mínimo do recobrimento. Também no grupo (B) e com o objetivo de explorar o que aconteceria com menor número de pulsos, fabricaram-se as superfícies (08, 273), (04, 273) e (02, 273), observando um resultado interessante nesta última.

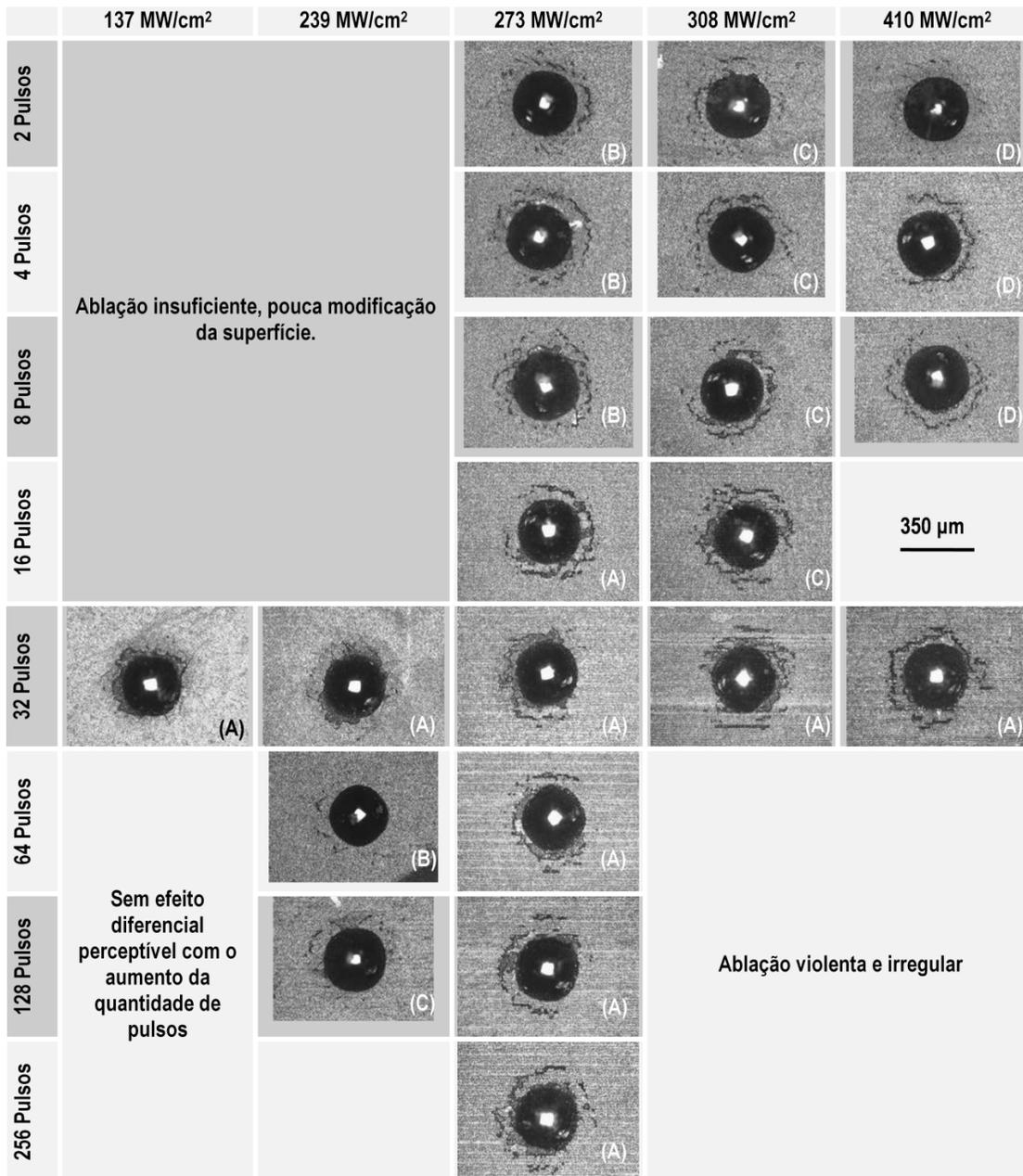


Figura 4.12: Indentações Rockwell C sobre as superfícies da classe 4030 texturizadas a laser e recobertas. As letras indicam a ordem sequencial de fabricação de cada grupo.

No grupo (C) foi fabricada a superfície (128, 239) continuando a exploração da região a $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, mas a indentação nesta superfície teve um aspecto inferior à da superfície (64, 239) fabricada no grupo (B). Também no grupo (C) e vendo o potencial com menor número de pulsos, foram fabricadas as superfícies (16, 308), (08, 308), (04, 308) e (02, 308) a maior intensidade. A superfície (02, 308) mostrou um resultado ainda melhor do que a superfície (02, 273) fabricada no grupo (B). Finalmente, e explorando uma intensidade ainda maior com poucos pulsos, foram fabricadas as superfícies (08, 410), (04, 410) e (02, 410) observando nesta última superfície uma aderência muito boa, comparável à de a superfície (64, 239). Assim na continuação da pesquisa foi decidido ensaiar na usinagem as superfícies (64, 239) e (02, 410) na comparação com as arestas comerciais.

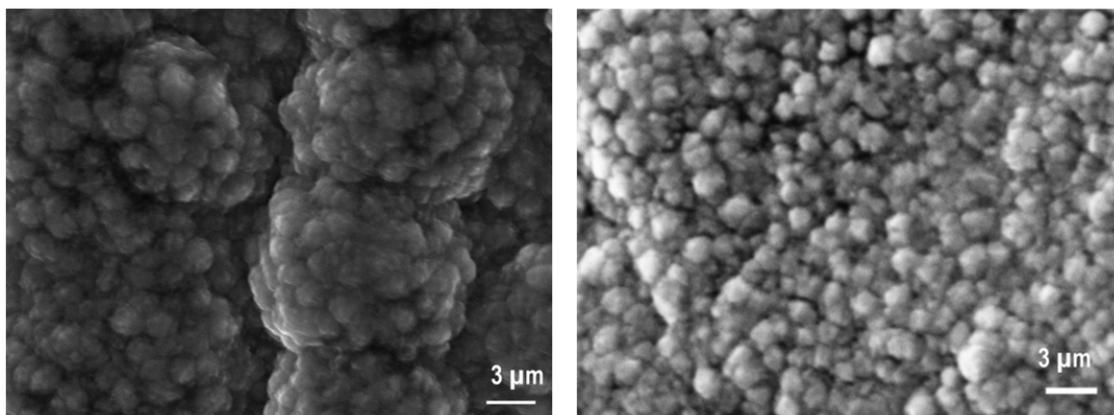


Figura 4.13: Detalhe MEV do recobrimento depositado sobre substratos texturizados a laser, à esquerda com 32 pulsos, $308 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, à direita com 32 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$.

A região com pouca quantidade de pulsos e intensidades baixas não foi explorada devido a que a ablação e a modificação da superfície foram praticamente inexistentes. Igualmente a região com alta intensidade e alta quantidade de pulsos foi descartada devido à ablação violenta resultando em superfícies altamente irregulares. As superfícies com maior rugosidade mostraram em geral menor resistência de aderência. Provavelmente isto se deve à perda de coesão no crescimento do recobrimento, como pode ver-se na Figura 4.13 onde se verificam detalhes do recobrimento depositado sobre o substrato tratado com 32 pulsos, $308 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ (à esquerda) que tinha rugosidade $R_{Z-ISO} = 4,75$ e o substrato tratado com 32 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ (à direita) que tinha uma rugosidade menor $R_{Z-ISO} = 2,53$. Na superfície mais rugosa se vê que o recobrimento não cresceu de forma contínua. Esta perda de coesão possivelmente origina o tipo de falha

observado em várias das superfícies na Figura 4.12 em que porções do recobrimento paralelas às trilhas produzidas pelo processo laser são destacadas do substrato durante o ensaio de indentação.

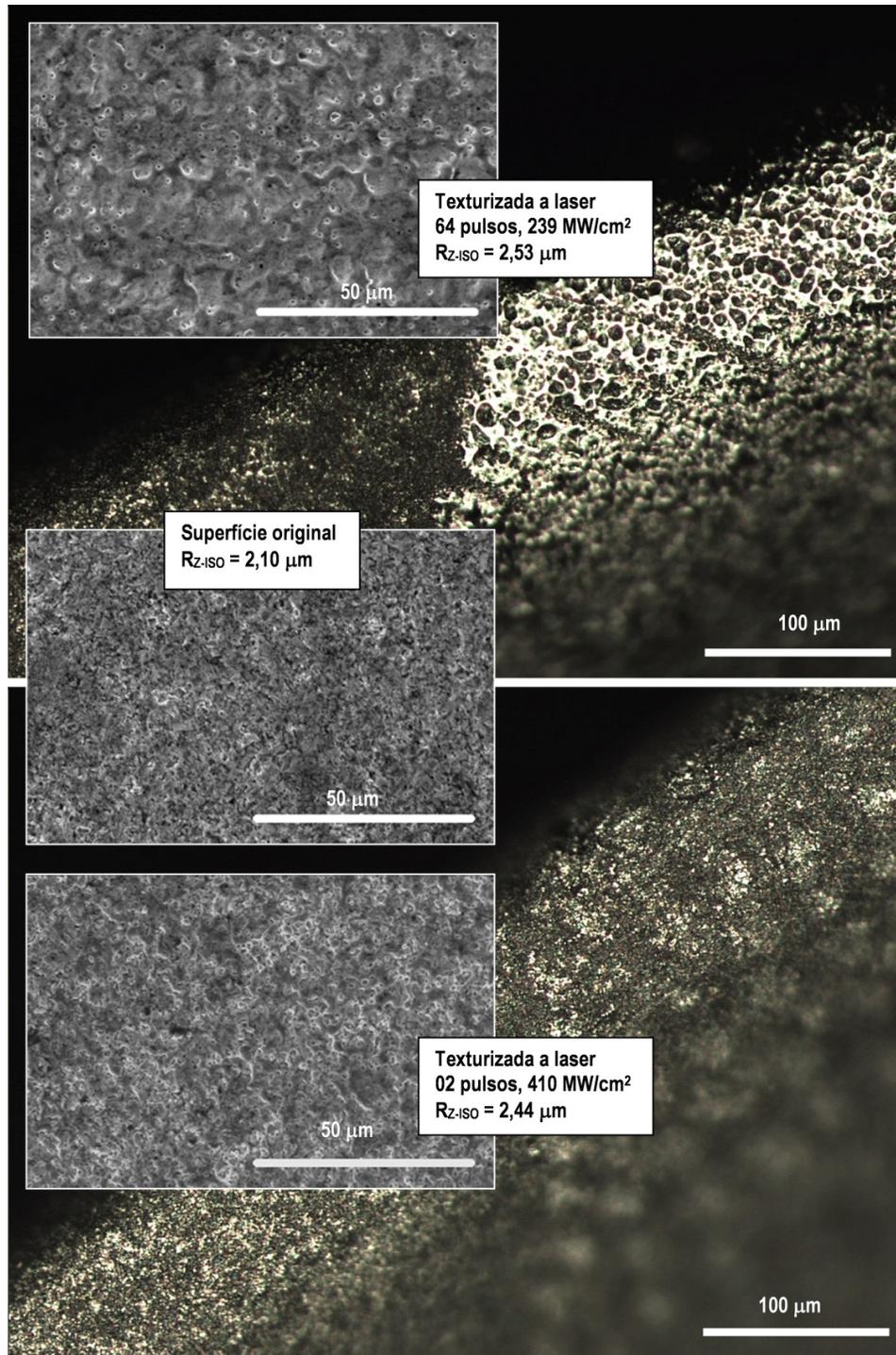


Figura 4.14: Imagens no microscópio óptico e no MEV do substrato das arestas da classe 4030 tratadas com os parâmetros laser de melhor desempenho no teste de aderência Rockwell C.

4.5.1 Morfologia da superfície dos substratos

Na Figura 4.14 se mostra a topografia da superfície dos dois substratos tratados a laser que mostraram o melhor desempenho no teste de aderência Rockwell C. Como pode ser visto, a topografia das superfícies é diferente e, se comparadas com a superfície retificada, a rugosidade não aumentou consideravelmente em nenhuma das duas superfícies tratadas a laser. No inserto tratado com 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, observa-se uma matriz uniforme de vales e cristas entrelaçadas criada pelo material fundido e re-solidificado. No caso da superfície tratada com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ observa-se uma modificação mais leve, na qual o volume de material fundido foi notavelmente menor com fusão e sublimação parcial dos grãos superficiais. De acordo com Subramanian et al. [1996] e Bouzakis et al. [2005] há uma rugosidade ótima na qual é obtida a máxima resistência de aderência do recobrimento, dependendo dos tratamentos aplicados à superfície do substrato. No caso do tratamento de texturização a laser aplicado neste trabalho, é possível obter superfícies com valores de rugosidade similares, mas com topografias marcadamente diferentes, não sendo razoável estabelecer uma relação direta entre a rugosidade e a resistência de aderência. Isto explica porque algumas superfícies estudadas não tiveram o mesmo desempenho nos testes de aderência por indentação embora sua rugosidade fosse similar.

4.5.2 Comparação com as ferramentas comerciais

Usando os mesmos dois grupos de parâmetros laser que apresentaram a melhor resistência de aderência na classe 4030, foram tratados a laser e recobertos dois conjuntos de substratos da classe 4240. Estes substratos mostraram também um bom desempenho no teste de aderência por indentação Rockwell C quando comparados com as ferramentas comerciais, tratadas por microjateamento, como se vê na Figura 4.15, onde são mostrados os resultados das indentações sobre os substratos recobertos das classes 4030 e 4240 tratadas a laser (experimentais) e microjateados (comerciais). As superfícies tratadas a laser mostraram uma elevada resistência de aderência que se pode classificar entre o nível HF1 e HF2, de acordo com o sistema VDI 3198 apresentado no item 3.6. As indentações sobre as superfícies microjateadas (comerciais) se localizam no nível HF2. Pode-se então concluir que os substratos das duas classes 4030 e 4240

preparados nas duas condições laser selecionadas apresentaram um desempenho levemente superior que as superfícies das ferramentas comerciais no teste de aderência por indentação.

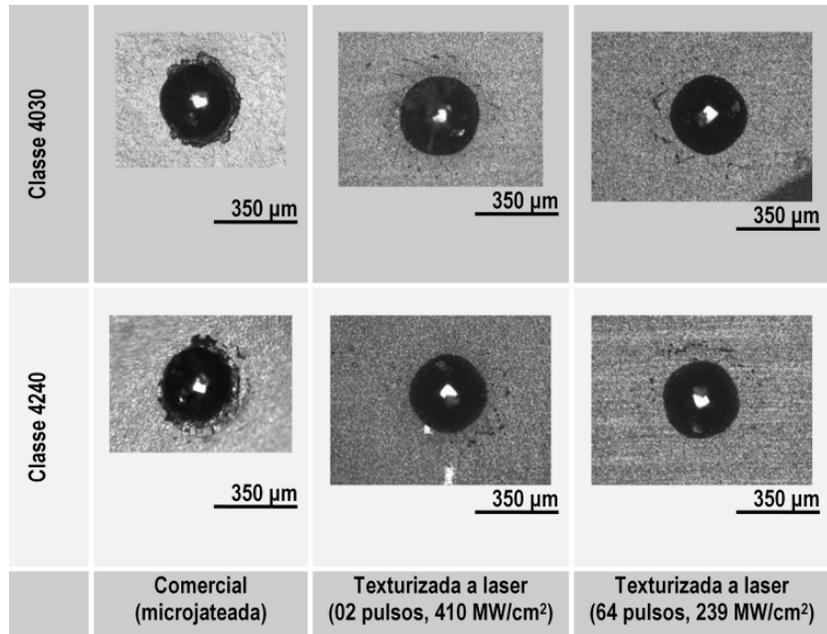


Figura 4.15: Indentações Rockwell C sobre as superfícies recobertas das classes 4030 e 4240 comerciais e com os dois tratamentos laser que mostraram a melhor resistência de aderência.

Capítulo 5

Resultados dos ensaios de usinagem

“Na usinagem, nada melhora tudo.” (A. E. Diniz, na sala de aula)

Os ensaios de usinagem foram executados como teste definitivo para comparar a resistência de aderência dos recobrimentos sobre os substratos das ferramentas. Para a execução dos ensaios de usinagem tanto com a classe 4030, quanto com a classe 4240, foram texturizados a laser dois grupos de insertos. Um grupo foi preparado usando 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ e outro usando 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, a texturização foi feita tanto na superfície de saída quanto na superfície de folga do inserto. Estes conjuntos de parâmetros laser apresentaram o melhor desempenho no teste de aderência Rockwell C, como assinalado no item 4.5.

5.1 Sequência dos experimentos

Como explicado no item 3.7, nos testes de usinagem foi utilizado o processo de fresamento de topo tipo faceamento com corte assimétrico concordante e sem fluido de corte. Foi empregada uma fresa toroidal com profundidade de corte axial $a_p = 1,00 \text{ mm}$, profundidade de corte radial $a_e = 16,00 \text{ mm}$, avanço por dente $f_z = 0,35 \text{ mm}$ e diâmetro efetivo $D_e = 26,63 \text{ mm}$. A velocidade de corte foi fixada em dois níveis com características de desgaste aparentemente diferenciadas: $v_{c1} = 200$ e $v_{c2} = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ (vide Tabela 3.1). Assim tínhamos: 2 (classes) \times 3 (condições de preparação de superfície) \times 2 (velocidades de corte) = 12 ensaios, os quais foram efetuados três vezes (2 réplicas) com as sequências aleatórias geradas em Random [2007] mostradas na Tabela 5.1.

Tabela 5.1: Sequência dos experimentos de usinagem completamente aleatória com duas réplicas.

v_c [m·min ⁻¹]	Classe 4030			Classe 4240		
	Microjateada (comercial)	64 pulsos 239 MW·cm ⁻²	02 pulsos 410 MW·cm ⁻²	Microjateada (comercial)	64 pulsos 239 MW·cm ⁻²	02 pulsos 410 MW·cm ⁻²
200	6	2	8	5	3	7
250	1	11	4	9	12	10
Sequência 1						
200	8	10	5	6	7	9
250	4	12	1	11	3	2
Sequência 2						
200	2	12	3	10	11	8
250	6	4	7	9	5	1
Sequência 3						

5.2 Condições do corte

Em cada ciclo de corte no comprimento entre os pontos T1 e T2 da aresta (Figura 5.1), apresentavam-se ciclos de esforço térmicos e mecânicos que mudavam dinamicamente de posição, de direção e de intensidade. O ponto T2 cortava uma espessura do cavaco que variava entre o valor máximo e o valor nominal zero em cada ciclo de corte. Além disto, este ponto se localizava no diâmetro efetivo D_e , experimentando assim a máxima velocidade linear da aresta. Além do impacto inicial com o material de trabalho em cada giro da fresa, ali as cargas mecânicas e térmicas devidas à formação do cavaco eram muito elevadas. De outro lado, no ponto T1 a espessura do cavaco é nominalmente muito próxima de zero durante todo o ciclo de corte, produzindo atrito com a superfície usinada, dificuldade na formação do cavaco e elevados esforços compressivos na direção radial da pastilha. Na medida em que a ferramenta girava e penetrava na peça em cada ciclo de corte, a espessura do cavaco diminuía progressivamente em todo o comprimento da aresta em contato com a peça até chegar nominalmente ao valor zero. Consequentemente a pressão específica de corte aumentava também progressivamente elevando os esforços sobre todo o comprimento da aresta.

Mesmo levando-se em consideração que a usinagem foi realizada sem fluido de corte, ocorria um ciclo térmico com aquecimento e resfriamento da aresta em cada rotação da fresa, por transferência de calor com o ar do ambiente. Na medida em que aumentava o desgaste das ferramentas, a geração local de calor por atrito era maior, produzindo faíscas e cavacos

incandescentes pouco antes do final da vida, ou seja, quando o desgaste máximo de flanco estava perto de atingir o valor de vida $VB_{B_{max}} \cong 0,3$ mm.

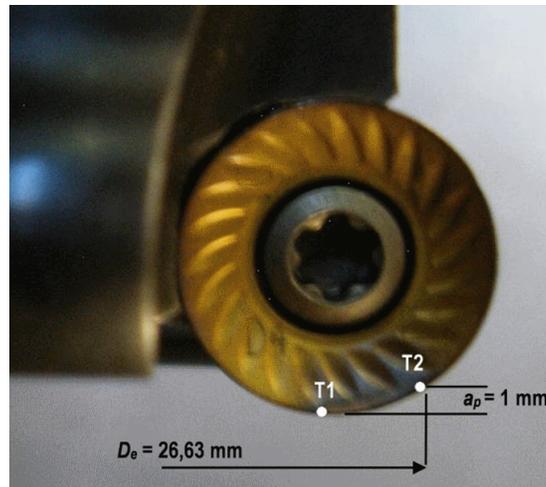


Figura 5.1: Comprimento de trabalho da aresta.

5.3 Avarias e mecanismos de desgaste

Da Figura 5.2 até a Figura 5.5 são apresentadas imagens MEV de arestas ensaiadas em cada condição de corte. Estas imagens foram obtidas em cada caso através da montagem de 6 imagens individuais de trechos das arestas. Em cada figura aparece toda a região desgastada da ferramenta e se indica a variação da espessura média do cavaco nos dois pontos extremos da aresta desgastada. No ponto assinalado nas figuras como a_c [0.0 » 0.0 mm], que corresponde ao ponto T1 da Figura 5.1, o cavaco mantém uma espessura nominal zero durante todo o ciclo de corte. O ponto indicado como a_c [0.0 » 0.1 mm] corresponde ao ponto T2 da Figura 5.1, em que a espessura começa com um valor intermediário, chega ao máximo de 0,1 mm e termina o ciclo de corte com valor nominal zero. No final do corte a secção do cavaco se transforma num arco fino com espessura nominal zero em todo o comprimento. Os mecanismos de desgaste assinalados nas figuras com setas e legendas de cor amarela foram identificados pelo exame das imagens MEV e pelo resultado da análise EDX nos pontos selecionados das superfícies desgastadas, os quais são mostrados com setas e legendas de cor turquesa. As superfícies de saída e de flanco da cada aresta foram identificadas como “Saída” e “Flanco” respectivamente. Também é assinalada em cada caso a região de desgaste $VB_{B_{max}} \cong 0,3$ mm, que determinou o fim de vida da ferramenta.

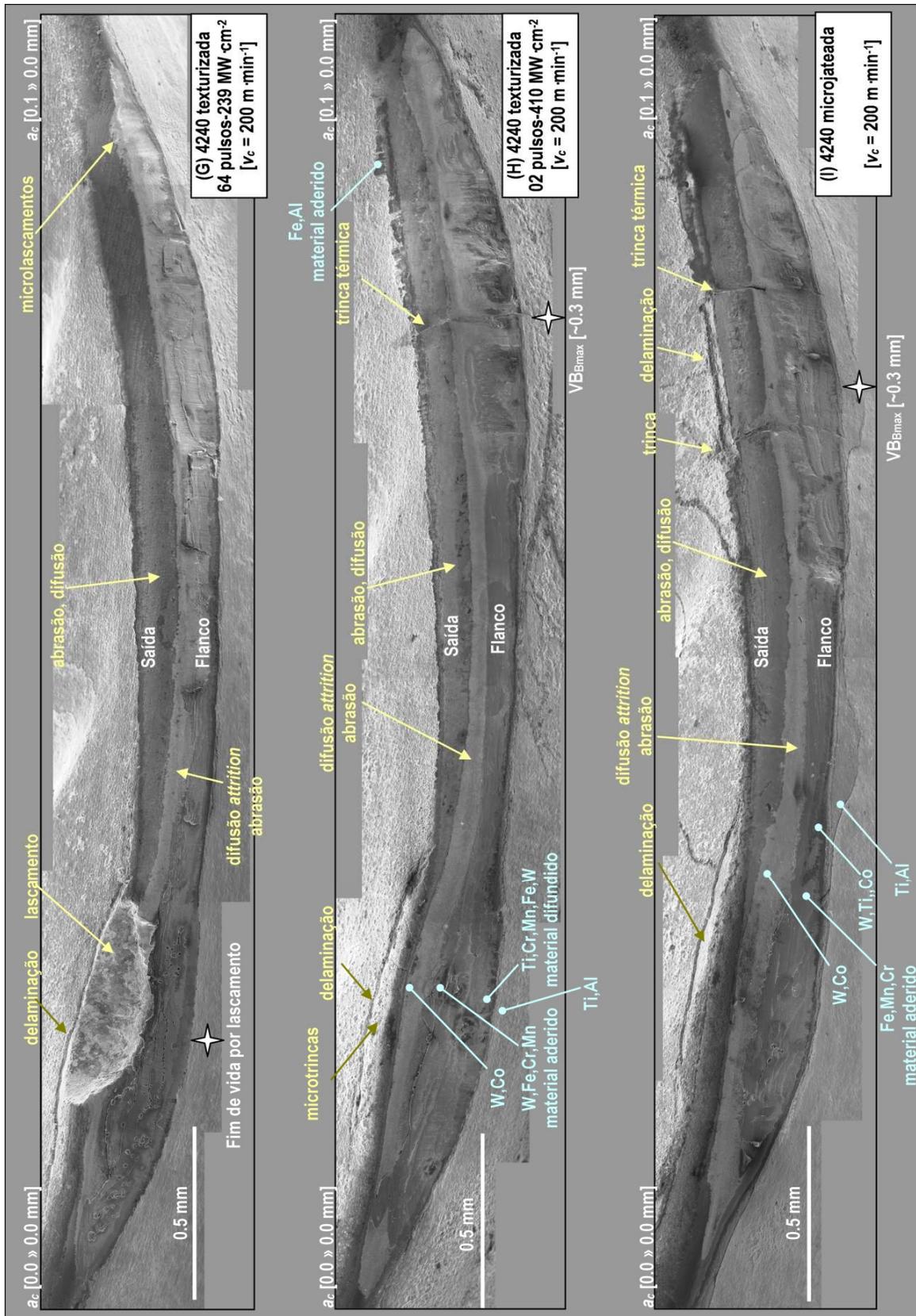


Figura 5.4: Vista geral de arestas da classe 4240 no final de vida depois dos ensaios com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

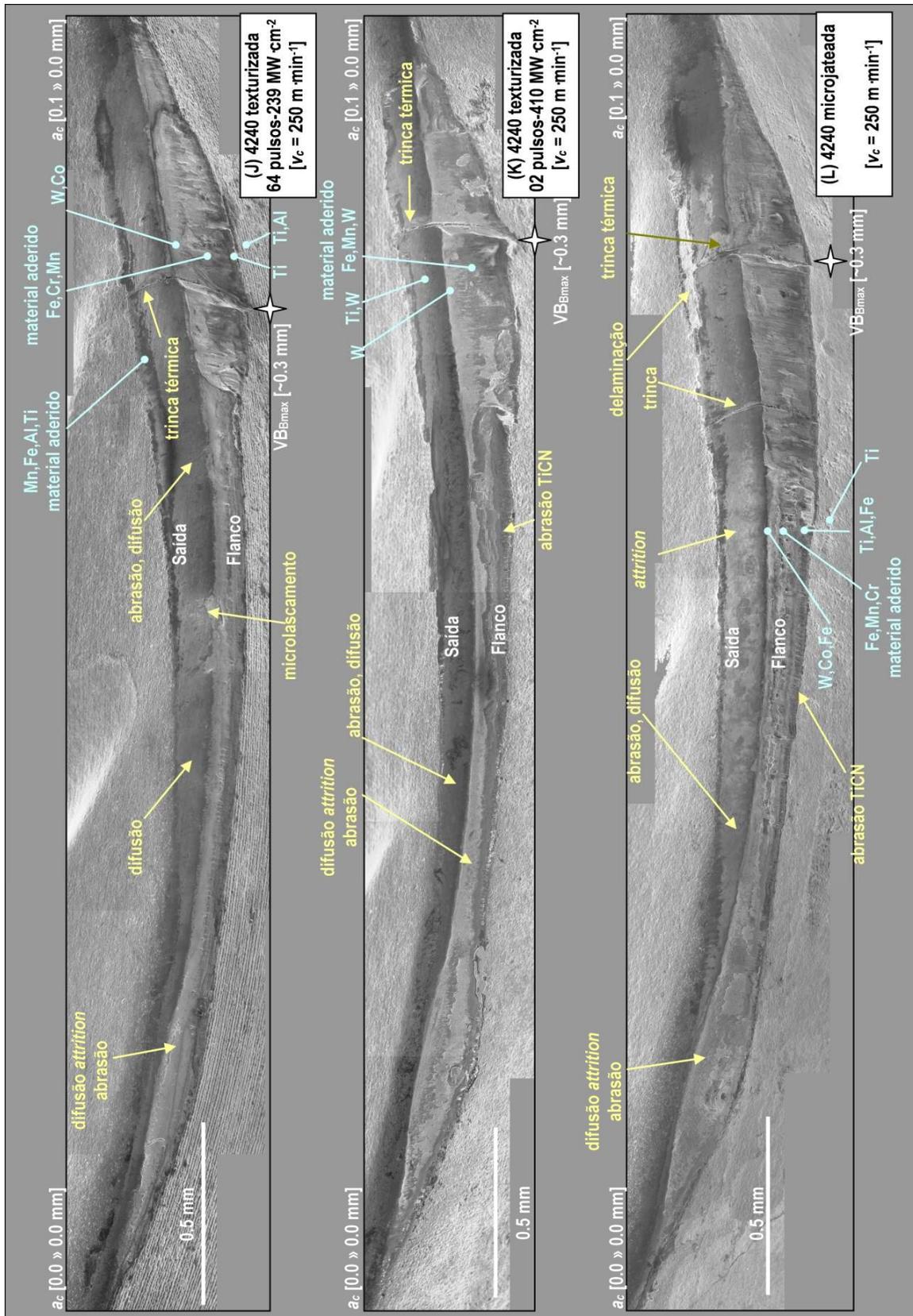


Figura 5.5: Vista geral de arestas da classe 4240 no final de vida depois dos ensaios com v_c = 250 m·min⁻¹.

5.3.1 Difusão

Grzesik e van Luttervelt [2005] determinaram experimentalmente, através de termocuplas, e pelo método das diferenças finitas a distribuição de temperatura na subsuperfície da ferramenta e a temperatura na interface cavaco-ferramenta de ferramentas de metal duro da classe ISO-P20 sem recobrimento e com recobrimento CVD-TiC+Al₂O₃+TiN na usinagem em corte contínuo de aço carbono AISI 1045 e aço inoxidável AISI 316 nas condições de corte $v_c = 145 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, $f = 0,16 \text{ mm}$ e $a_p = 2 \text{ mm}$. As temperaturas médias na interface, calculadas e verificadas experimentalmente, foram 709 °C (P20, AISI 1045), 894 °C (P20, AISI 316), 616 °C (CVD-TiC+Al₂O₃+TiN, AISI 1045) e 717 °C (CVD-TiC+Al₂O₃+TiN, AISI 316). No presente trabalho tinha-se corte interrompido e neste caso as temperaturas são inferiores ao corte contínuo, mas foram usadas velocidades de corte maiores, assim pode estimar-se uma temperatura na interface cavaco-ferramenta na faixa daquelas obtidas nos experimentos destes autores.

O desgaste difusivo ocorre pela difusão atômica de elementos ao longo da interface cavaco-ferramenta de acordo com a equação (5.1) onde M : difusão de massa através da interface cavaco-ferramenta, c_0 : concentração inicial do elemento, D_f : coeficiente de difusão, Q : energia de ativação, h : comprimento da interface ferramenta-cavaco, b : espessura de corte, t : tempo durante o qual acontece o fenômeno de difusão, T : temperatura média na superfície de saída da aresta e R : constante universal dos gases. De acordo com esta relação, a difusão do material da aresta de corte é altamente dependente da temperatura na região de corte [Farhat, 2003].

$$M = 2c_0bh \left(\frac{D_f t}{\pi} \right)^{1/2} \exp\left(-\frac{Q}{2RT} \right) \quad (5.1)$$

Embora o contato seja intermitente, possivelmente a temperatura e pressão de contato elevadas na interface cavaco-ferramenta proporcionam condições favoráveis para que ocorra difusão. A ação do calor dissolve os materiais da ferramenta e os materiais dissolvidos se difundem na direção do gradiente de temperatura mais elevado ou na interface cavaco-ferramenta. Trent e Wright [2000] sugeriram que a difusão na superfície de saída pode ser

atribuída ao perfil de velocidade do fluxo do cavaco, relativamente menor sobre a superfície de saída e crescentemente maior à medida que se percorre a espessura do cavaco.

Nas superfícies de saída desgastadas e marcadas com “difusão” das arestas da Figura 5.2 até a Figura 5.5 e no detalhe mostrado na Figura 5.6, vê-se uma textura lisa com tênues riscos na direção do fluxo do cavaco. De acordo com Machado e Silva [2004], superfícies de desgaste lisas são características do desgaste por difusão.

Dadas as condições de temperatura e pressão elevadas, embora o contato com o material da peça seja cíclico, é possível que nestas superfícies tenham se apresentado conjuntamente os fenômenos de difusão e abrasão, com uma maior relevância deste último em virtude da baixa solubilidade limite do TiN, da Al_2O_3 e do TiCN no ferro. A análise EDX na superfície de saída desgastada não mostrou a presença de material da peça, com exceção do que se vê na região de maior espessura de corte (canto direito da Figura 5.2-C). Aparentemente nesta região, houve aderência de material do cavaco sobre a ferramenta (Mn, Fe) como se infere do EDX efetuado nesta região.

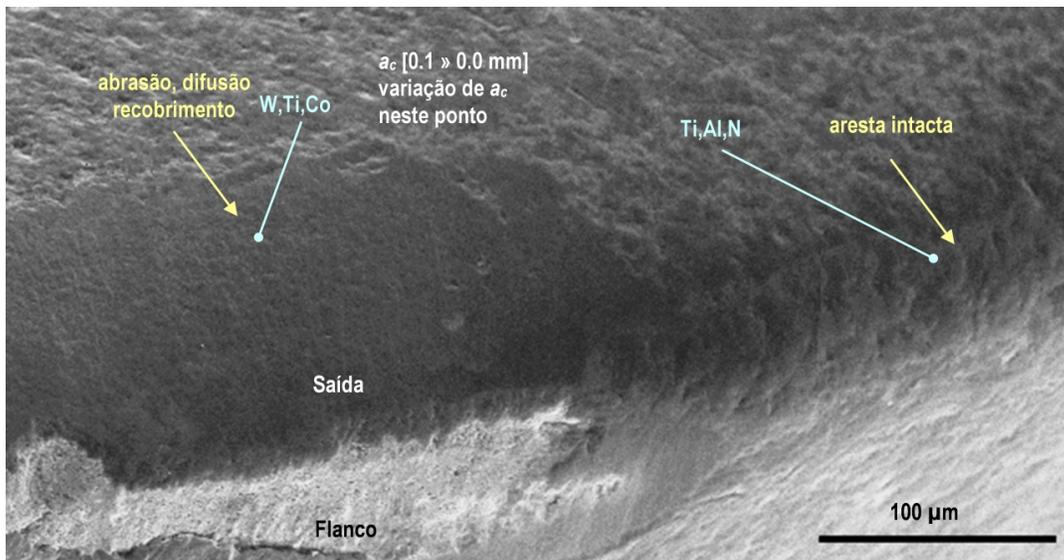


Figura 5.6: Detalhe da superfície de saída de uma aresta comercial 4030 no final de vida depois do ensaio com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ em que se vê uma textura lisa com riscos tênues na direção de fluxo do cavaco.

Provavelmente, quando o substrato fica exposto na superfície de flanco, a dissolução-difusão do Co e do WC no material da peça seja um fenômeno preponderante produzindo o debilitamento do ancoramento dos grãos de WC. Isto pode inferir-se ao observar a parte superior da superfície de flanco mostrada à direita da Figura 5.8 onde pode apreciar-se uma superfície relativamente suave com vazias deixadas por grãos de carboneto removidos.

5.3.2 Attrition

De acordo com König, Fritsch, e Kammermeier [1991] a adesão acontece após desgaste e/ou delaminação do recobrimento. Como se observa da Figura 5.2 até a Figura 5.5 houve material da peça (Fe, Cr, Mn) aderido massivamente no flanco de todas as arestas e, em quantidades menores nas superfícies de saída, especialmente na faixa próxima ao término do contato cavaco-ferramenta, como revelado pelo EDX mostrado na Figura 5.2-C e na Figura 5.7.

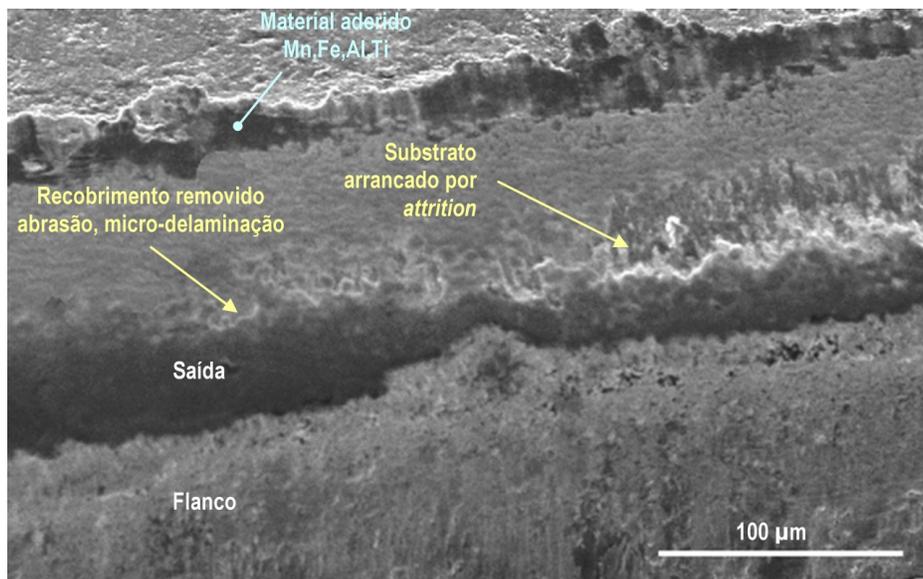


Figura 5.7: Detalhe do substrato arrancado por attrition na superfície de saída da aresta comercial 4030 no final de vida depois do ensaio com $v_c = 200 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

As regiões assinaladas como “*attrition*” nas superfícies de saída das arestas da Figura 5.2 até a Figura 5.5 apresentam texturas como a do detalhe mostrado na Figura 5.7. É visível a superfície áspera e irregular resultante da remoção de grãos do substrato pelo cavaco e/ou superfícies aderentes característica do fenômeno de *attrition*. Possivelmente, uma vez exposto o substrato depois do desgaste do recobrimento por difusão-abrasão e delaminação, a fase

aglomerante de Co do substrato foi também dissolvida e difundida no cavaco pelo calor gerado no processo, o qual produziu enfraquecimento progressivo da fixação dos carbonetos da ferramenta, originando finalmente sua remoção por *attrition*. Este fenômeno foi evidente na superfície de saída das arestas da classe 4030 ensaiadas com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ não sendo observado na $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ nem na classe 4240.

O desgaste irregular observado é devido à adesão intermitente durante o corte interrompido, isto produz adesão e separação periódicas do material do trabalho na superfície da aresta. Quando o contato entre a peça e a ferramenta é interrompido, microfragmentos de material da ferramenta são arrancados e removidos pelo cavaco. Na superfície de folga das arestas da Figura 5.2 até a Figura 5.5 houve também a presença do fenômeno de *attrition*. Na Figura 5.8 se mostra um detalhe da superfície de folga da aresta mostrada na Figura 5.2-C depois de se ter removido o material de trabalho com ácido sulfúrico 50% durante 15 segundos e lavagem posterior com ultrassom em água corrente. A superfície revelada mostrou o substrato abaixo do material aderido com uma estrutura áspera, característica deste mecanismo de desgaste.

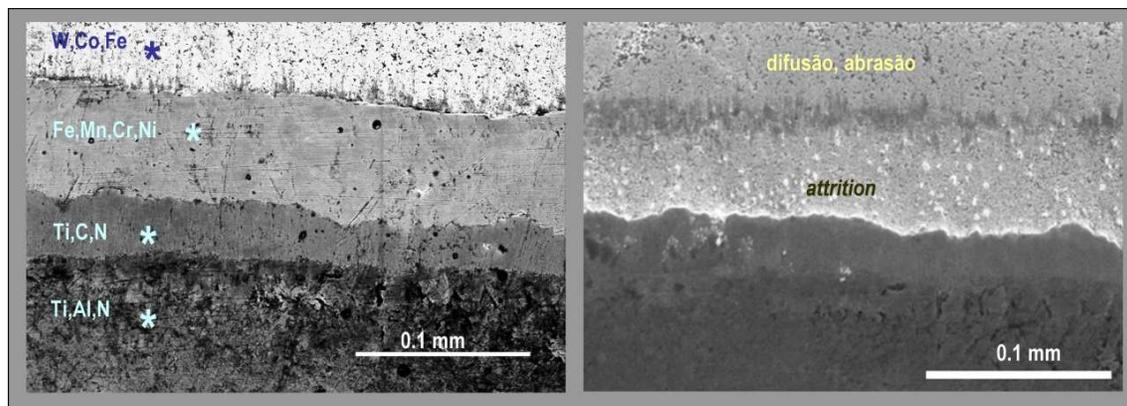


Figura 5.8: Detalhe do flanco desgastado da aresta comercial 4030 depois do corte com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ (esquerda) e depois de remover quimicamente o material de trabalho aderido (direita).

5.3.3 Abrasão

Dada a elevada resistência à difusão no ferro das três camadas de recobrimento, a abrasão é provavelmente seu mecanismo principal de desgaste. Nas regiões da camada de TiCN identificadas pela análise EDX e marcadas como “abrasão TiCN” uma das quais é detalhada na Figura 5.9, observam-se riscos na direção de corte.

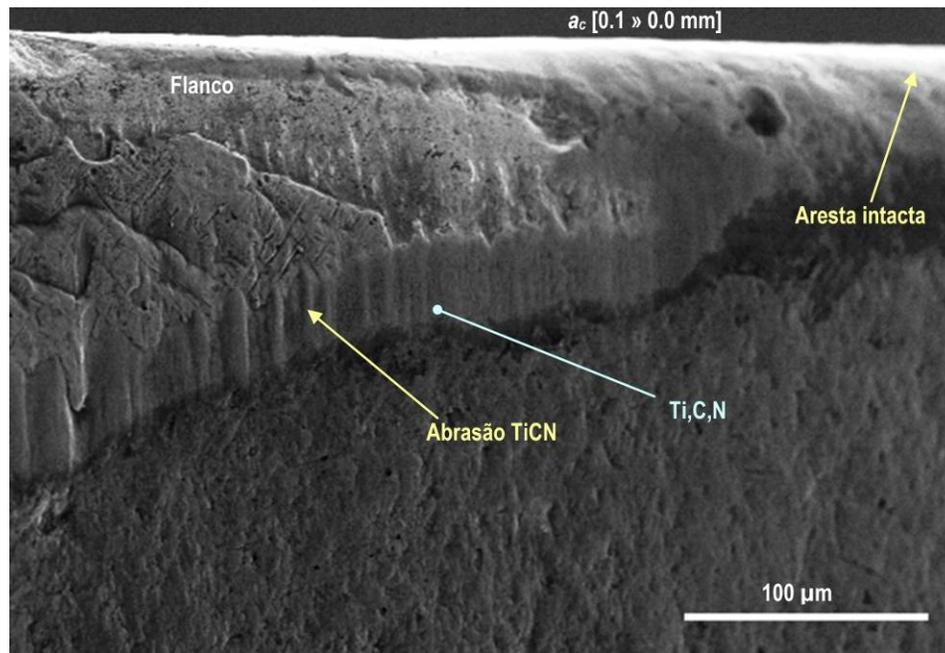


Figura 5.9: Detalhe das marcas abrasivas na camada TiCN do flanco desgastado da aresta comercial 4030 depois do corte com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

A microestrutura típica do aço P20, temperado e revenido, apresenta partículas esferoidais de carbonetos embebidas numa matriz de martensita aliviada de tensões. Possivelmente os principais agentes responsáveis pela abrasão, neste caso, são os carbonetos da nova superfície gerada pela usinagem em cada ciclo de corte. Na mesma Figura 5.9, logo acima dos riscos abrasivos citados, vê-se uma região de aspecto áspero e já sem material de recobrimento, típica do desgaste por *attrition*.

Também, nas superfícies de saída assinaladas com “abrasão-difusão” das arestas da Figura 5.2 até a Figura 5.5 e no detalhe mostrado na Figura 5.6 vê-se que a região desgastada da aresta apresenta uma textura lisa com tênues riscos na direção do fluxo do cavaco evidenciando a ação conjunta abrasão-difusão. Nas regiões desgastadas do flanco das ferramentas com o substrato visível (W e Co na análise EDX), assinaladas como “abrasão” da Figura 5.2 até a Figura 5.5, é provável que tenha ocorrido uma combinação de difusão, *attrition* e abrasão agindo sobre o material do substrato.

5.3.4 Microfusão

Na região da aresta em contato com a menor espessura do cavaco das arestas da classe 4030 ensaiadas nas duas velocidades de corte se apresentaram as microcrateras assinaladas como “microfusão” na Figura 5.2 e na Figura 5.3. Estas superfícies apresentam um aspecto liso com linhas de fluxo não usuais quando se tem a lascamento ou material arrancado irregularmente por *attrition*. No detalhe mostrado na Figura 5.10 observa-se que o aspecto parece ser de material fundido expulso sob pressão da área da cratera e o exame EDX mostra a presença de Fe com material do substrato (W e Co). Adicionalmente, a presença de cavacos incandescentes e faíscas no final da vida de todas as ferramentas testadas indicam que houve fusão do material de trabalho devido ao aumento da temperatura originado pelo maior atrito com a ferramenta desgastada.

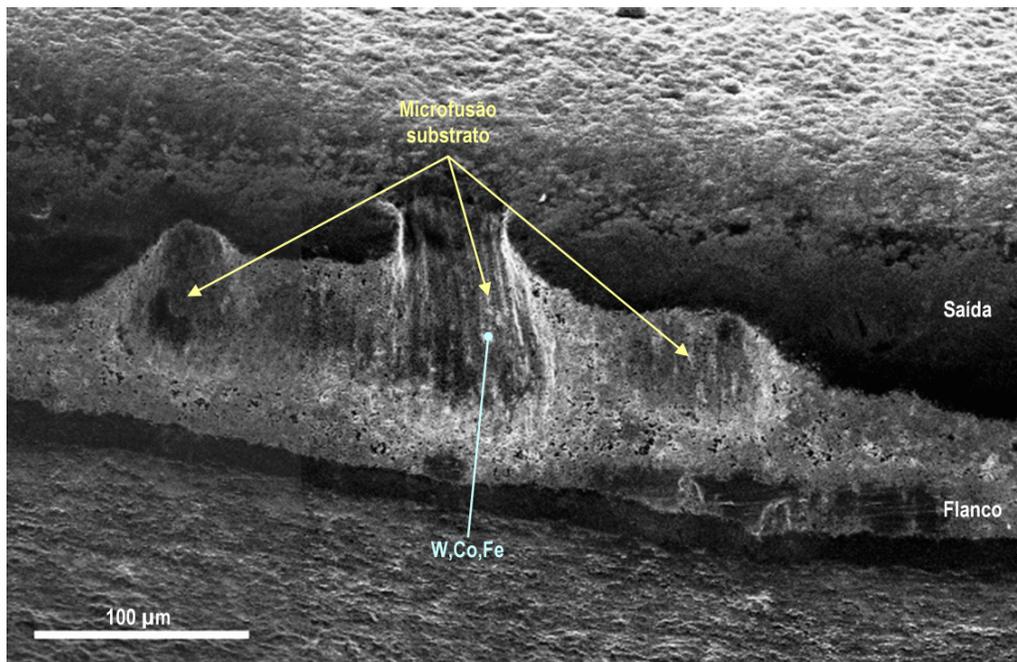


Figura 5.10: Detalhe de crateras atribuídas a microfusão na aresta experimental da classe 4030 texturizada com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ depois do corte com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

Considerando que o ponto de fusão do Co ($1493 \text{ }^\circ\text{C}$) do substrato é muito próximo do ponto de fusão do aço ($1490\text{--}1520 \text{ }^\circ\text{C}$), é possível que o Co tenha sofrido fusão localizada. Além disto, a temperatura eutética ternária do WC-Co é $1280 \text{ }^\circ\text{C}$, sendo então possível uma transformação de fase com fusão do WC. Este fenômeno se apresentou preferencialmente na região de menor espessura média do cavaco, na qual a pressão e o atrito sobre a superfície de

folga da aresta de corte são maiores. Este tipo de estrutura de desgaste não foi observado em nenhuma das arestas da classe 4240 devido, possivelmente, a sua maior tenacidade absorvendo toda a energia através de deformação plástica (item 5.3.6).

Este mecanismo de desgaste foi mencionado por Farhat [2003], mas no presente estudo é uma hipótese além do escopo principal deste trabalho e para verificar-la seriam necessários estudos mais específicos, por exemplo, MEV de maior resolução nas regiões das crateras para determinar a eventual presença de camadas de Fe fundido. Outra possibilidade de formação deste tipo de cratera é o microlascamento e posterior alisamento da superfície do local pela difusão e a abrasão com o material da peça.

5.3.5 Trincas

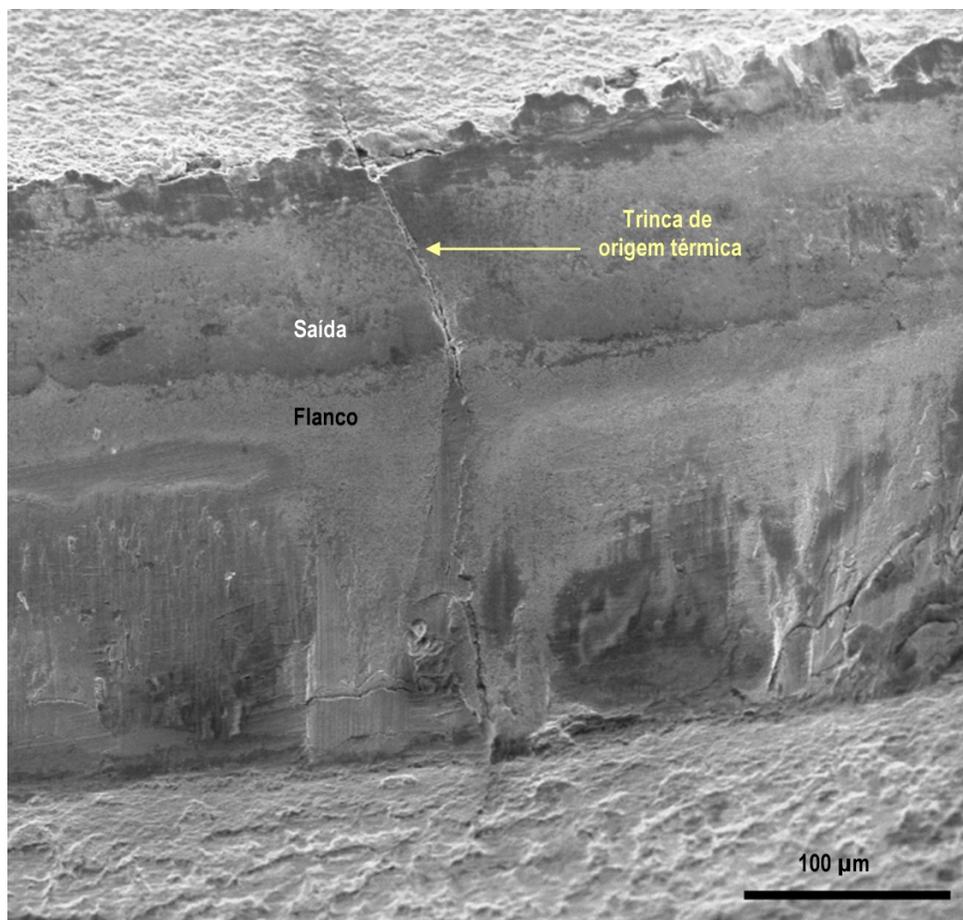


Figura 5.11: Detalhe da trinca na região de maior espessura média do cavaco da aresta 4240 texturizada com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ depois do corte com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

Em todas as arestas das duas classes ensaiadas com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e em aproximadamente a metade das ensaiadas com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ocorreu uma trinca, geralmente solitária, na região de maior espessura média do cavaco como as assinaladas da Figura 5.2 até a Figura 5.5. A orientação destas trincas, perpendicular à aresta de corte como se vê no detalhe da Figura 5.11, é típica da origem térmica [Diniz, Marcondes, e Coppini, 2003]. Além disto, os ciclos de esforço ultrapassando a resistência do substrato no instante do impacto da aresta com a peça podem ter tido também influência na gênese e, especialmente, na propagação da trinca. Nas arestas que apresentaram trinca, o maior desgaste de flanco ocorreu precisamente no local da trinca. Possivelmente, a infiltração de material do cavaco dentro da trinca aumentou a taxa de erosão por *attrition* das partículas de carboneto do substrato nas bordas e dentro da trinca, fazendo com que a velocidade de desgaste aumentasse localmente.

5.3.6 Deformação plástica

Foi evidente a deformação plástica nas arestas de natureza mais tenaz da classe 4240, enquanto nas arestas da classe 4030 de natureza mais dura e frágil esta avaria não foi evidente. A deformação se apresentou especialmente na região da aresta em contato com a menor espessura média do cavaco que suportava a maior pressão elástica do material de trabalho. Este tipo de deformação possivelmente originou um tipo de abaulamento da aresta e da superfície de saída da ferramenta nestes pontos, originando trincas no recobrimento e, conseqüentemente, os eventos marcados como “delaminação” na superfície de saída fora da região de contato com o cavaco nas arestas da Figura 5.2 até a Figura 5.5. A Figura 5.12 mostra a imagem do flanco de uma das arestas da classe 4240 com deformação plástica evidente.

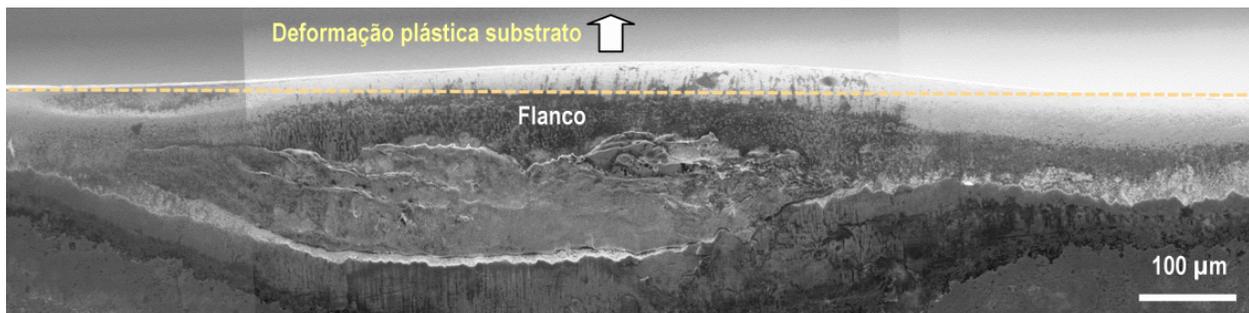


Figura 5.12: Detalhe da deformação plástica na região de menor espessura do cavaco na aresta experimental da classe 4240 texturizada com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ depois do corte com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

5.3.7 Delaminação

A classe 4240 apresenta maior tenacidade sendo deformável plasticamente num nível menor de esforço o que a faz mais susceptível à geração de trincas e à delaminação do recobrimento como se vê na Figura 5.13.

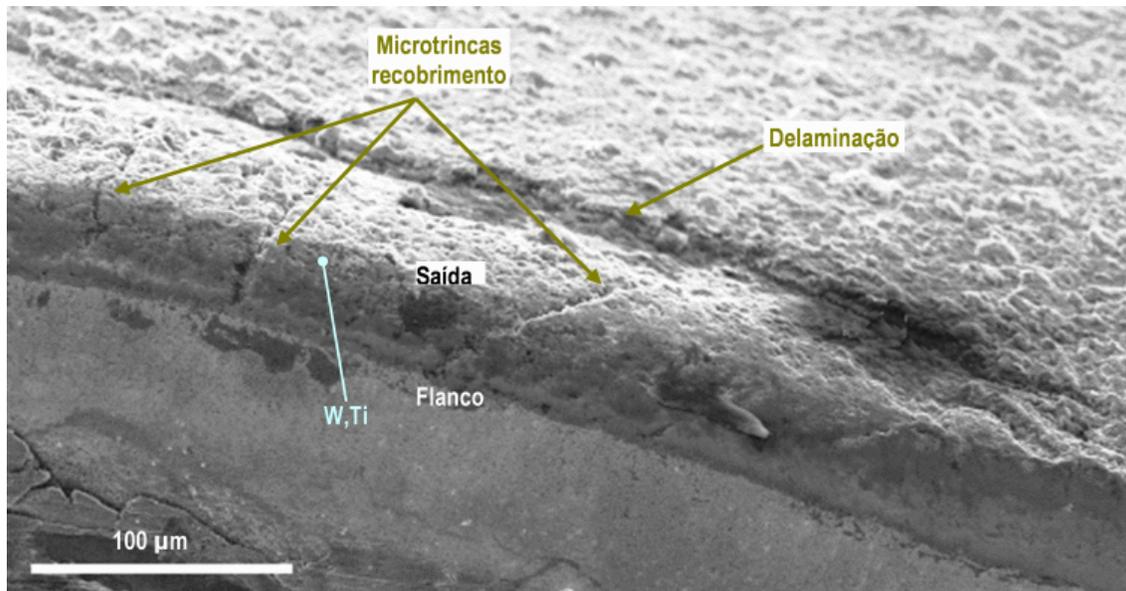


Figura 5.13: Detalhe da delaminação do recobrimento, fora da região de contato com o cavaco, possivelmente originada nas microtrincas produzidas pela deformação plástica do substrato na aresta da classe 4240 texturizada com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ depois do corte com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

Na superfície de folga é possível que tenham se apresentado microdelaminações localizadas nos primeiros segundos do corte, como descrito por Jawaid, Sharif, e Koksai [2000] e por Cho e Komvopoulos [1997], também é possível que o desgaste progressivo por abrasão do recobrimento termine com uma falha de delaminação prematura como mostrado no item h da Figura 2.29. Depois de estabelecido o contato direto entre o material de trabalho e o substrato vão ocorrer os outros fenômenos de desgaste: difusão, *attrition* e abrasão.

Apresentaram-se algumas delaminações na superfície de saída fora da região de contato com o cavaco, sem comprometer as superfícies de trabalho da aresta, originadas possivelmente pela deformação plástica do substrato especialmente na região de menor espessura do cavaco submetida a maiores esforços provenientes da maior dificuldade de formação do cavaco. Na classe 4030 foi observado somente um caso deste tipo de delaminação na aresta da Figura 5.2-A,

texturizada com 64 pulsos-239 MW·cm⁻² e ensaiada com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, enquanto na classe 4240 houve delaminações em todas as arestas analisadas (experimentais e comerciais) e testadas à $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ (Figura 5.4 G, H e I) e na aresta comercial testada à $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ (Figura 5.5-L). Aparentemente sob condições similares, tanto as ferramentas comerciais quanto as experimentais texturizadas a laser apresentaram resistência similar à delaminação e às falhas de coesão do substrato perto da superfície recoberta.

5.3.8 Lascamento

Os casos de microlascamento detectados tinham o aspecto mostrado na Figura 5.14, ocorrendo principalmente nas bordas da região da aresta em contato com a maior espessura do cavaco especialmente nas arestas da classe 4030 testadas com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

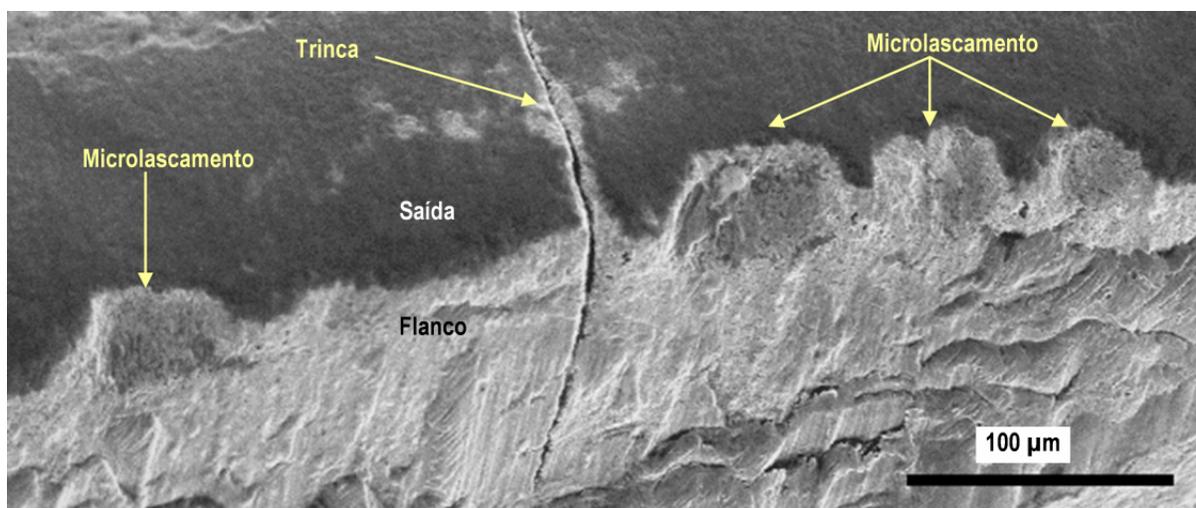


Figura 5.14: Detalhe microlascamentos na aresta da classe 4030 comercial depois do corte com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

A migração por difusão do Co da aresta ao material da peça/cavaco produz enfraquecimento da estrutura do material da ferramenta que, combinada com o impacto intermitente do processo de fresamento, origina trincas. Estas trincas mecânicas paralelas à superfície combinadas com trincas térmicas perpendiculares à aresta podem resultar finalmente na remoção do material envolvido por lascamento e fratura. Nas arestas observadas no MEV verificaram-se vários casos de microlascamento e um caso isolado de lascamento apreciável na

aresta da classe 4240 texturizada com 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ e testada com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ (Figura 5.4-G).

5.3.9 Síntese

Do ponto de vista das avarias e mecanismos de desgaste, não foram detectadas diferenças importantes entre as arestas comerciais e as experimentais preparadas a laser. Nas duas velocidades ensaiadas, o perfil do desgaste de flanco não foi homogêneo, sempre com uma região de desgaste preferencial na região de maior espessura média do cavaco e eventualmente na região de menor espessura especificamente no caso das arestas da classe 4240 ensaiadas com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

Apresentaram-se vários casos de microlascamento especialmente nas arestas da classe 4030 testadas com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, mas em nenhum caso houve quebra catastrófica da aresta de corte e somente numa das arestas da classe 4240 se apresentou um lascamento importante (Figura 5.4-G). Em todas as arestas observadas houve remoção do material do recobrimento na superfície de saída principalmente por abrasão e aparentemente também por difusão, mas na maioria dos casos sem desgastar completamente o recobrimento (ver item 5.3.1). O fenômeno de *attrition* foi detectado na superfície de saída das arestas da classe 4030 ensaiadas com $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e aparentemente na superfície de folga em todas as demais arestas (ver item 5.3.2). Evidências de abrasão foram encontradas no recobrimento em todas as arestas sendo possível também que tenha estado presente no substrato exposto (ver item 5.3.3).

Um fenômeno atribuído à microfusão localizada do material da aresta se apresentou nas arestas da classe 4030 (ver item 5.3.4), e quase em todas as arestas ocorreu uma trinca de origem térmica geralmente solitária na região de maior espessura média do cavaco (ver item 5.3.5). Houve deformação plástica acentuada na classe 4240 e pouca na classe 4030 (ver item 5.3.6) e tanto as ferramentas comerciais quanto as experimentais texturizadas a laser apresentaram resistência similar à delaminação e às falhas de coesão do substrato perto da superfície recoberta (ver itens 5.3.7 e 5.3.8). Os resultados apresentados mostram que o método com laser produz similar efeito ao do microjateamento.

5.4 Progressão do desgaste

O desgaste de flanco $VB_{B_{max}} \cong 0,3$ mm e/ou lascamento e/ou fratura excessivos foram os critérios de fim de vida da ferramenta. Na Figura 5.15 pode ver-se a seção de uma das arestas ensaiadas parcialmente desgastada.

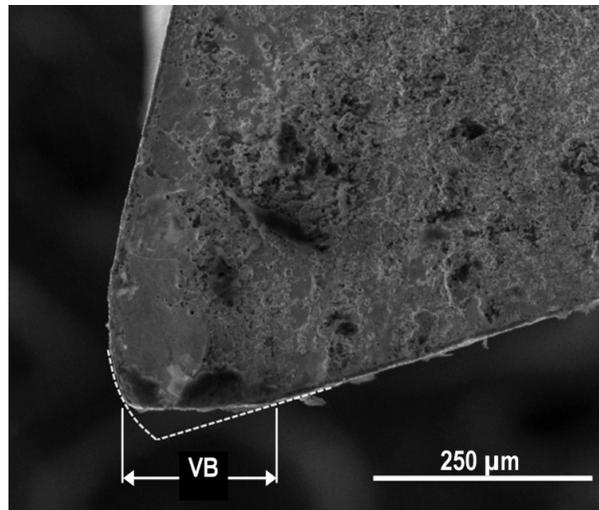


Figura 5.15: Secção de uma das arestas ensaiadas parcialmente desgastada.

Na evolução do desgaste de flanco das ferramentas de corte, geralmente, são observadas três regiões características, uma primeira região com desgaste acelerado, uma região com desgaste linear mais ou menos estável e uma terceira região em que o desgaste torna-se acelerado novamente. Na Figura 5.16 vê-se a evolução do desgaste de flanco vs. o tempo de corte nas arestas da classe 4030 e nas da classe 4240, tanto microjateadas, quanto texturizadas a laser nas duas velocidades de corte experimentadas. Pode observar-se que as três regiões de desgaste foram bem definidas nas arestas tratadas com 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$.

Na velocidade de corte de $200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ as duas classes mostraram uma alta velocidade de desgaste inicial, seguido de uma zona com progressão lenta e uma faixa final com maior velocidade de desgaste, devido principalmente ao aumento da temperatura produzido pelo desgaste cada vez maior. Com a maior velocidade de corte $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, tanto na classe 4030 quanto na classe 4240, a taxa de desgaste foi maior e a região de desgaste mais ou menos estável

diminuiu fortemente evidenciando o efeito do aumento da temperatura em cada ciclo de corte. Nas duas velocidades testadas $v_c = 200$ e $250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, a vida na classe 4240 foi aproximadamente a metade daquela observada na classe 4030. Para todas as ferramentas ensaiadas, com a velocidade de corte $v_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ o volume de material usinado foi quase o dobro do que com a velocidade de corte $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. Na velocidade de corte de $250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ a classe 4030 apresentou uma curta duração do desgaste estável e a classe 4240 praticamente não teve desgaste estável, exibindo um desgaste acelerado durante praticamente toda a vida das ferramentas.

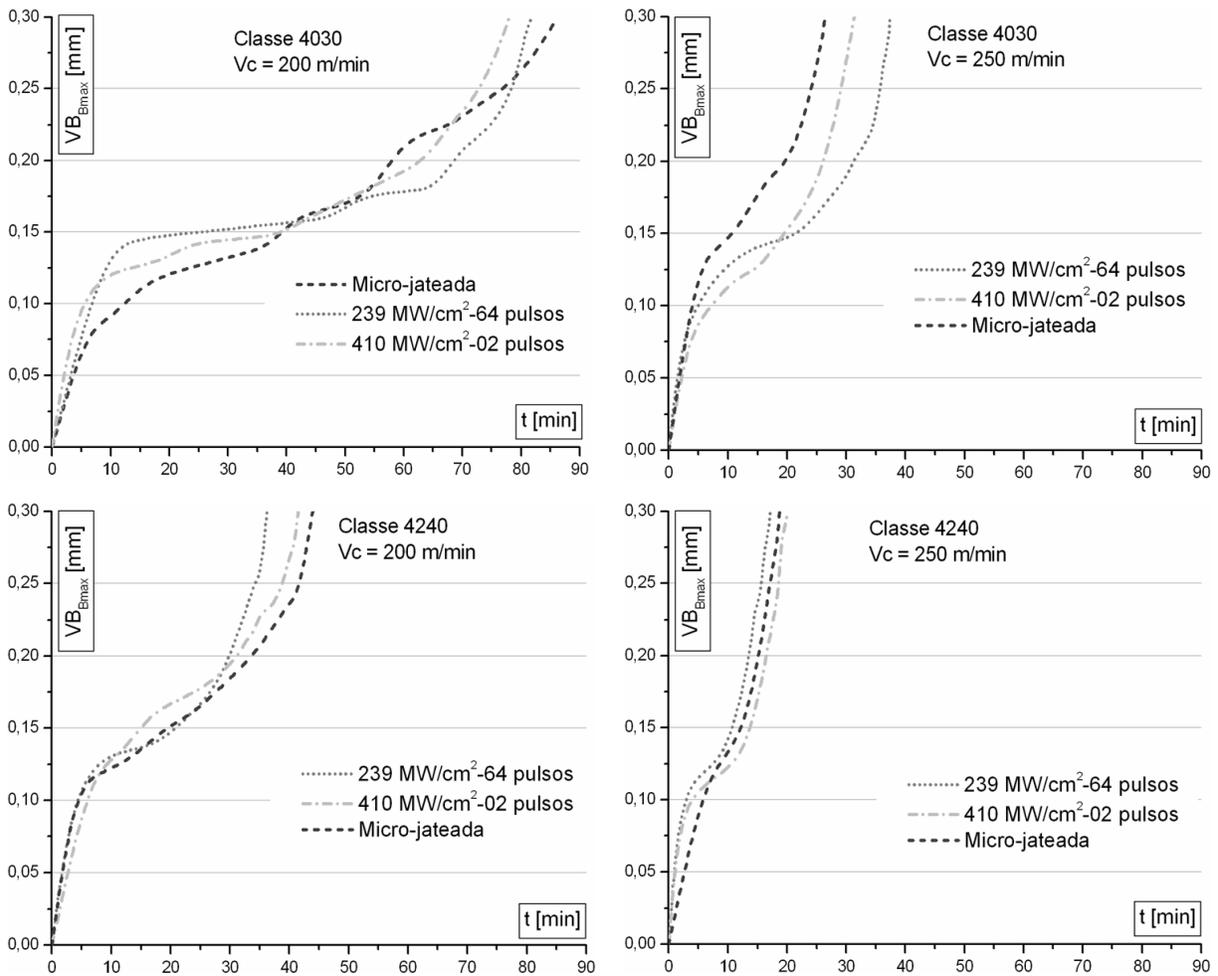


Figura 5.16: Progressão do desgaste de flanco nas arestas comerciais (microjateadas) e nas experimentais (texturizadas a laser).

Em geral, nas curvas de desgaste das duas condições de corte ensaiadas não se constata diferenças significativas imputáveis ao processo de preparação das superfícies para o

recobrimento, seja através de microjateamento ou através da texturização a laser. Exeto na classe 4030 com $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ em que há diferenças de mais de 10 minutos na vida das arestas.

5.5 Comparação da vida das arestas de corte

Tabela 5.2: Exemplo de cálculo da comparação de médias entre as arestas da classe 4240 ensaiadas a $v_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e tratadas com: (A) 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, (B) 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ e (C) comerciais.

Teste de normalidade			
As populações se supõem normais [Kwon et al., 2005]			
Teste de Hartley de homogeneidade de variâncias			
Hipóteses	Ho	$\sigma_1^2 = \sigma_2^2$	
	Ha	$\sigma_1^2 \neq \sigma_2^2$	
Nível de significância	$\alpha = 0,05$		
Ftab	F(2;2;0,05) = 19		
Estadística do teste			
	S ² A250	S ² B250	S ² C250
	3,317699	1,938915	4,765757358
Fcalc = S ² max/S ² min	1,436465	2,457951	
Como 1,43 < 19 não se rejeita Ho			
Como 2,45 < 19 não se rejeita Ho			
Teste t de comparação de médias			
Hipóteses	Ho	$\mu_1 = \mu_2$	
	Ha	$\mu_1 \neq \mu_2$	
Nível de significância	$\alpha = 0,05$		
±ttab	±t(4;0,05) = 2,78		
nA250	3	nC250	3
x̄A250	16,22046442	x̄C250	19,86565
S ² A250	3,317698668	S ² C250	4,765757
sc	2,010404937	Estadística do teste	
tcalc	-2,220659673		
Como -2,78 < -2,22 < 2,78 não se rejeita Ho			
nB250	3	nC250	3
x̄B250	20,9894869	x̄C250	19,86565
S ² B250	1,938915031	S ² C250	4,765757
sc	1,83093861	Estadística do teste	
tcalc	0,751751397		
Como -2,78 < 0,75 < 2,78 não se rejeita Ho			
nA250	3	nB250	3
x̄A250	16,22046442	x̄B250	20,98949
S ² A250	3,317698668	S ² B250	1,938915
sc	1,621205369	Estadística do teste	
tcalc	-3,602773553		
Como -3,60 < -2,78 se rejeita Ho (ou seja x̄B250 > x̄A250)			

A distribuição da vida das ferramentas de metal duro com recobrimento no processo de fresamento de aço pode considerar-se normal de acordo com o trabalho de Hee-Kwon et al.

[2005]. No presente trabalho, partindo do suposto de que a vida da ferramenta tem distribuição normal, foi empregado o teste t [Rodrigues e Iemma, 2005] para comparar, com uma confiança de 95%, as médias de vida das ferramentas. Na Tabela 5.2 mostra-se o exemplo de cálculo no caso das arestas da classe 4240.

Os resultados com a classe 4030 se mostram na Figura 5.17. Nesta classe, a comparação de médias mostrou que tanto para a velocidade de corte de $200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, quanto para a de $250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, as ferramentas comerciais tiveram a mesma vida média que as ferramentas tratadas a laser tanto com 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, quanto com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$. A comparação entre os dois grupos de ferramentas tratadas a laser também forneceu como resultado igualdade de médias. De acordo com isto, na classe 4030 pode afirmar-se que o tipo de preparação da superfície do substrato não influenciou a vida da ferramenta, nem quando foi usada uma velocidade de corte de $200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, nem quando foi utilizada a velocidade de $250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

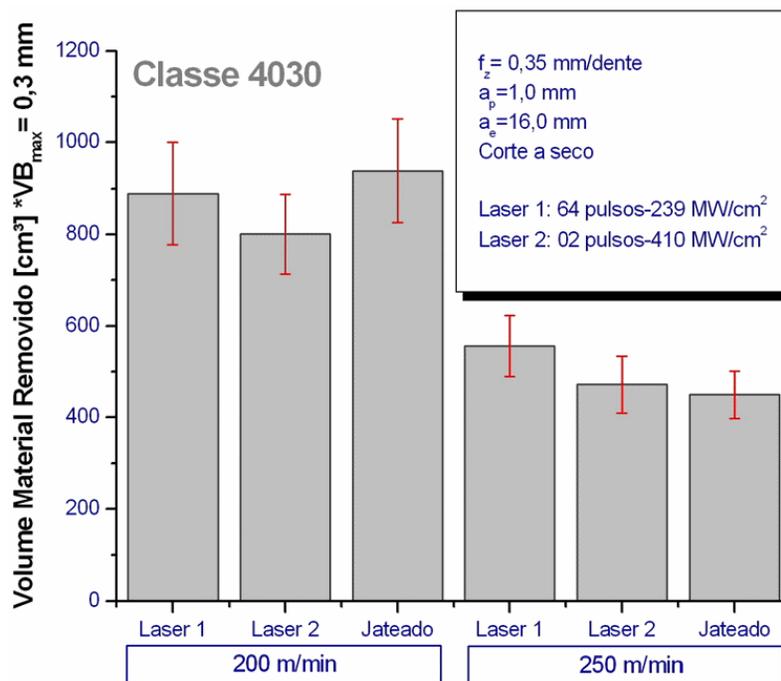


Figura 5.17: Comparação da vida das arestas classe 4030.

Estes resultados mostram que no caso da classe 4030 a técnica de pré-tratamento a laser da superfície do substrato pode ser usada sem detrimento da vida da ferramenta e, por tanto, sem fazer o processo de usinagem menos produtivo. Em consequência, o tratamento a laser da

superfície do substrato é uma alternativa ao tratamento convencional por microjateamento do ponto de vista da qualidade das ferramentas fabricadas e a escolha dependeria então dos custos ambientais, econômicos e sociais de cada processo.

Os resultados com a classe 4240 são apresentados na Figura 5.18. A comparação de médias de vida mostrou que à velocidade de corte de $200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ as ferramentas comerciais tiveram uma vida maior que as ferramentas tratadas a laser com 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, enquanto as ferramentas tratadas com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ tiveram vida igual que as comerciais. Comparando as ferramentas tratadas a laser, aquelas tratadas com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ exibiram uma vida maior do que as tratadas com 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$. Na velocidade de corte de $250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, a vida média das ferramentas preparadas com os dois conjuntos de parâmetros laser foi igual à vida média das ferramentas comerciais, enquanto que a vida média das ferramentas tratadas a laser com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ foi maior que a das tratadas com 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$.

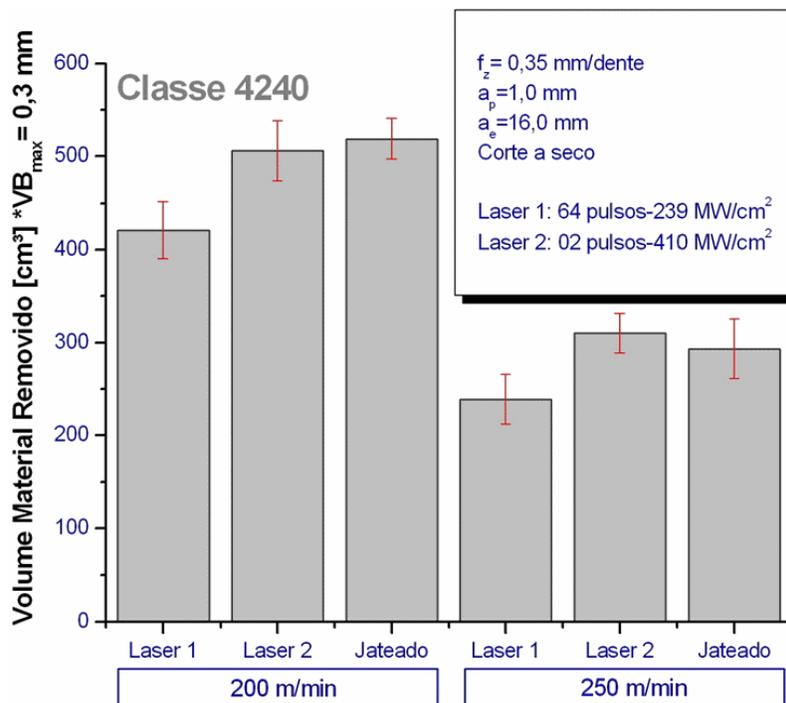


Figura 5.18: Comparação da vida das arestas classe 4240.

Estes resultados mostram que no caso da classe 4240, o processamento da superfície do substrato com os parâmetros laser 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ não é adequado, pois o rendimento da

ferramenta diminuiu. Já no caso do processamento laser com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, o desempenho da ferramenta é comprável com as comerciais, sendo então uma alternativa de processo viável do ponto de vista de qualidade da ferramenta produzida. Neste ponto é importante lembrar que para a classe 4240 não foi feito o estudo de aderência por ensaio e erro através dos testes de indentação e que as arestas foram tratadas com os parâmetros ótimos determinados para a classe 4030.

Outra comparação possível é através da expressão de Taylor (ver item 2.4.4) na sua versão básica mostrada na equação (5.2), cujos coeficientes podem obter-se dos dados experimentais aplicando uma regressão à equação linear que resulta da aplicação do logaritmo natural à equação (5.2). Os gráficos das funções resultantes para as diferentes ferramentas ensaiadas estão mostrados na Figura 5.19. Aparentemente, no caso da classe 4030 a texturização a laser com 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ produziu os melhores resultados, enquanto na classe 4240 a texturização com 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ foi ao menos tão boa quanto a preparação do substrato por microjateamento. Na classe 4030 o tratamento com laser, aparentemente, produz melhores resultados que o microjateamento em $v_c > 220 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

$$t = Gv_c^a \quad (5.2)$$

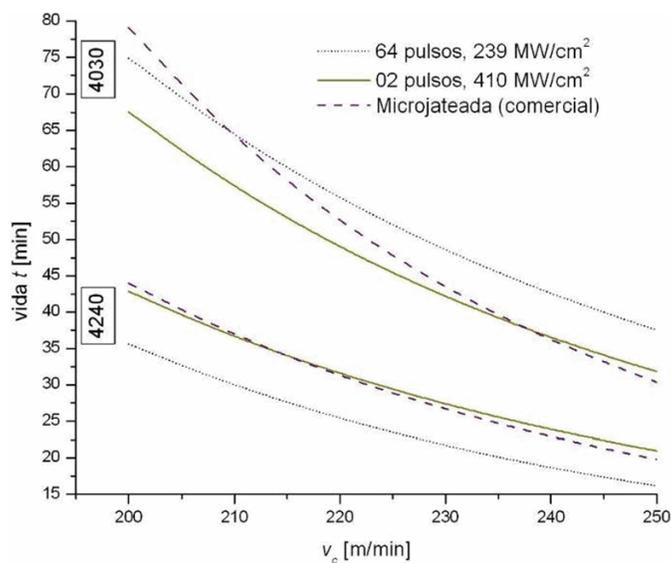


Figura 5.19: Comparação gráfica das equações básicas de Taylor das ferramentas ensaiadas.

5.6 Correspondência entre os testes de indentação e os de usinagem

As diferentes técnicas de medida da aderência mostram frequentemente resultados contraditórios (ver item 2.4) e somente o uso do componente na aplicação específica é o procedimento que tem a última palavra sobre seu verdadeiro desempenho. No presente estudo o método Rockwell C foi útil para avaliar em primeira instância a resistência de aderência e permitiu identificar dois conjuntos de parâmetros de processamento a laser com bom potencial. De acordo com os resultados dos testes de aderência por indentação (item 4.5.2), as ferramentas experimentais das duas classes 4030 e 4240, tratadas a laser, mostraram uma resistência de aderência até levemente superior do que as ferramentas comerciais, mas nos testes de usinagem o desempenho foi muito próximo. Na comparação estatística da média de vida entre as ferramentas experimentais tratadas a laser e as comerciais houve igualdade, exceto nas arestas da classe 4240 tratadas com 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, que apresentaram um desempenho inferior ao das ferramentas comerciais.

No processo de usinagem, embora a resistência de aderência na interface recobrimento-substrato seja um parâmetro crítico, o desempenho tribológico global das ferramentas de corte recobertas depende também da topografia e da rugosidade do recobrimento (vide a Figura 2.10). Um recobrimento com uma superfície suave facilita a evacuação do cavaco, e, assim reduz as forças no início da vida da ferramenta. As diferenças de morfologia e de rugosidade da superfície da aresta originam condições de deslizamento e de atrito diferentes com o material da peça, que se traduzem em temperatura, pressão e tensões cisalhantes também diferentes. Assim uma aresta com baixo atrito cavaco-recobrimento e com resistência de aderência recobrimento-substrato não muito elevada pode ter, no processo de usinagem, um desempenho similar ao de uma aresta que tenha maior resistência de aderência, mas atrito com o material da peça também maior.

Capítulo 6

Conclusão

Com base nos resultados apresentados, pode-se concluir sobre a engenharia de superfície, através de texturização a laser, utilizada neste trabalho para o tratamento pré-recobrimento de substratos de metal duro que:

- É 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 resistência de aderência 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.
- O método para encontrar morfologias aperfeiçoadas, isto é, intensidade e quantidade de pulsos do laser ótimos, é pela experimentação extensiva. Entre todos os conjuntos de parâmetros de texturização a laser ensaiados neste trabalho, dois deles produziram uma resistência de aderência entre o recobrimento e o substrato da mesma qualidade que a das ferramentas comerciais quando avaliada com o teste de indentação Rockwell C.
- Na usinagem, a vida das ferramentas de fresamento tratadas com um dos dois conjuntos ótimos de parâmetros laser foi estatisticamente igual à das arestas comerciais microjateadas. Isto significa que a texturização a laser pode efetivamente ser considerada como um processo alternativo ao microjateamento na engenharia de

superfície pré-recobrimento do metal duro, pelo menos para as duas velocidades de corte e os outros parâmetros de usinagem utilizados neste trabalho.

- Na usinagem, todas as ferramentas apresentaram um padrão de desgaste similar, e não foi detectada em nenhum caso uma queda na resistência de aderência que comprometesse de forma direta o rendimento da ferramenta.
- Na usinagem, diversos mecanismos de desgaste ocorreram nas superfícies de saída e folga, tanto nas ferramentas comerciais, quanto nas ferramentas texturizadas (difusão, *attrition*, abrasão, deformação, delaminação e trincas). Um mecanismo secundário de desgaste foi detectado, chamado desgaste por microfusão do material da aresta.

6.1 Comparação dos resultados da tese com os de outros pesquisadores

O tipo de laser e o tipo de processamento laser utilizados neste trabalho foram diferentes aos de qualquer uma das referências [Lee, Fitz-Gerald e Singh, 1998a e 1998b; Cappelli et al., 1999; Tiejun et al., 2002]. Estes autores em geral utilizaram radiação com um feixe de grande área focal (p. e. Tiejun et al. [2002] usaram um feixe de $3000 \times 10^{-6} \text{ cm}^2$) que se mantinha estático e controlaram a quantidade de pulsos laser aplicados à superfície. No presente trabalho para obter os níveis de intensidade necessários foi utilizado um feixe com área focal reduzida ($7,1 \times 10^{-6} \text{ cm}^2$) que percorria a superfície segundo a dinâmica mostrada na Figura 3.4. Assim, a quantidade de pulsos aplicada num ponto específico do material depende do deslocamento transversal e da velocidade de avanço do feixe. Esta diferença básica no processamento fez com que fossem produzidas superfícies com características topográficas diferentes às destes trabalhos de referência.

Com o incremento da quantidade de pulsos laser Tiejun et al., [2001a] encontraram a sequência de transformação $\text{WC} \rightarrow \beta\text{-WC}_{(1-x)} \rightarrow \text{W}_2\text{C} \rightarrow \text{W}_3\text{C} \rightarrow \text{W}$, no presente trabalho foi verificada uma sequência similar com o incremento da quantidade de pulsos e também com o aumento da intensidade, mas sem detectar W completamente descarbonetado. Tiejun et al., [2001b] também reportaram a existência de uma quantidade de pulsos ótima para obter a remoção seletiva do Co da superfície. No presente estudo e de acordo com os resultados da

difração de raios-X sempre houve pouca presença de Co na superfície original retificada e em todas as superfícies tratadas a laser. Mas na análise EDX, que não é considerada uma técnica de análise de superfície devido a que os raios-X são gerados até uma profundidade de aproximadamente 2 μm [Uksaf, 2008], foi detectado na subsuperfície um leve incremento do teor de Co com o aumento da quantidade de pulsos e/ou da intensidade do laser de forma similar ao reportado no trabalho de Kano e Inoue [2006].

A deposição CVD de diamante sobre substrato de metal duro tem representado por muito tempo um desafio tecnológico devido à pobre aderência entre o diamante e o metal duro WC-Co. Todos os antecedentes do uso da técnica de processamento a laser para melhorar a resistência de aderência de recobrimentos depositados sobre metal duro se referem a este problema [Lee, Fitzgerald e Singh, 1998a e 1998b; Cappelli et al., 1999; Tiejun et al., 2002]. No sistema de recobrimento MT-CVD de $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ sobre substratos de metal duro das ferramentas estudadas neste trabalho não há intrinsecamente um problema de aderência, mas há alguns inconvenientes do processo de preparação da superfície por jateamento com micropartículas de alumina que podem potencialmente superar-se através da mudança de processo para a texturização com laser (tratado no item 1.1).

Nos três estudos referidos foi utilizado, além da texturização com laser, algum outro tipo de processo químico na preparação da superfície para o recobrimento. No presente estudo houve a intenção de experimentar também com esta variante de processo (ver itens 3.3 e 4.4), mas por restrições próprias do desenvolvimento da pesquisa em instalações industriais, não foi possível depositar o recobrimento nos substratos tratados quimicamente. Assim, finalmente foi avaliado somente o efeito do processo de texturização a laser sem processos complementares. Segundo Lee, Fitzgerald e Singh [1998a e 1998b] as fases do WC não estequiométricas têm efeito negativo na aderência do diamante depositado no metal duro. No presente estudo não foi encontrada relação entre as fases de WC de menor teor de C não estequiométricas e a resistência de aderência na interface metal duro - TiCN do recobrimento MT-CVD de $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$.

Dentre os trabalhos prévios, somente Tiejun et al. [2002] reportaram ensaios de usinagem na pesquisa. Estes autores executaram testes de torneamento com resultados favoráveis às arestas preparadas a laser, mas as comparações foram feitas contra ferramentas recobertas sem

preparação de superfície alguma. No presente trabalho, o processo de usinagem de fresamento utilizado apresenta maiores exigências sobre a ferramenta do que o processo de torneamento, além de que as comparações foram feitas contra ferramentas comerciais submetidas a um consolidado e efetivo processo de preparação de superfície para a deposição do recobrimento.

No caso do trabalho de Neves, Diniz e Lima [2005 e 2006], em que brocas de aço rápido texturizadas a laser e com recobrimento PVD de TiN alcançaram na usinagem um desempenho muito superior ao de brocas com o recobrimento depositado no substrato sem texturização a laser, tinha-se um problema de aderência evidente, como revelado nos ensaios de indentação mostrados por estes autores no seu trabalho. No presente estudo, não houve resultados tão contundentes do ponto de vista do rendimento da aresta de corte, e os parâmetros laser escolhidos produziram resultados equiparáveis, mas não superiores quando cotejados com o processo de microjateamento corrente das ferramentas comerciais. De outro lado, as comparações entre os dois trabalhos resultam difíceis devido a que o substrato, o recobrimento, o processo de recobrimento e o processo de usinagem são diferentes em cada caso.

6.2 Autocrítica

O teste de aderência por indentação utilizado nesta pesquisa tem sido extensamente utilizado na literatura como teste comparativo da resistência de aderência em diversos sistemas substrato-recobrimento e também é extensamente utilizado na indústria de recobrimentos como teste de controle de qualidade. Mas, possivelmente, de acordo com Bouzakis et al., [2004b e 2007] se tivéssemos utilizado o teste de impacto, mais sofisticado, houvéssemos detectado mais precisamente os parâmetros de texturização a laser de maior resistência de aderência e também, possivelmente, teríamos resultados mais consistentes com os testes de usinagem.

Uma das limitações da tecnologia de modificação de superfícies com laser é a falta de modelos completos do processo, fazendo necessária muita experimentação até alcançar o resultado desejado. Nesta pesquisa, ao extrapolar os melhores parâmetros laser da classe 4030 à classe 4240 se tiveram resultados aceitáveis no caso de 02 pulsos, $410 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$, mas de acordo com os resultados dos testes de usinagem, no caso de 64 pulsos, $239 \text{ MW}\cdot\text{cm}^{-2}$ estes não parecem ser parâmetros ótimos para a classe 4240.

As ferramentas comerciais e as experimentais tratadas a laser não foram recobertas nos mesmos lotes de produção, fazendo com que a variabilidade do processo de recobrimento não fosse bloqueada. Mas, devido a que neste caso o recobrimento é aplicado num processo industrial consolidado, acredita-se que esta variabilidade seja suficientemente baixa para não distorcer os resultados.

O principal mecanismo de teste disponível foram os ensaios de usinagem, mas algumas análises adicionais nas superfícies recobertas, como microdureza ou tensões residuais, utilizando técnicas como a espectroscopia Raman ou o laser acústico, tivessem dado mais elementos de juízo para avaliar integralmente o efeito da tecnologia de texturização a laser na qualidade do recobrimento depositado.

O autor investiu uma considerável quantidade de tempo em visitas à fábrica das ferramentas de corte para perguntar detalhes do processo e resolver dúvidas. Mais do que isso, teria sido mais eficiente no começo do projeto passar um período razoável na planta para vivenciar e seguir passo a passo o processo de fabricação das ferramentas sob estudo.

6.3 Perspectivas

6.3.1 Modificações submicrométricas da superfície do substrato

O tipo de laser utilizado neste trabalho ($\lambda = 510 \text{ nm}$, $\tau = 30 \text{ ns}$, $13,8 \text{ kHz}$) produz ablação dos materiais metálicos através de mecanismos térmicos criando estruturas na escala micrométrica. O uso de lasers de pulsos ultracurtos (da ordem de ps ou fs) e de alta intensidade (da ordem de GW) apresenta uma interação muito diferente com o material, permitindo processos de ablação não térmicos e modificações na escala submicrométrica com resultados potencialmente positivos na aderência e na diminuição da rugosidade do recobrimento depositado.

No trabalho de Bouzakis et al. [2005] a preparação da superfície do metal duro por polimento fino com posterior microjateamento foi bem sucedida no melhoramento da aderência do recobrimento e do desempenho na usinagem das ferramentas de corte. Em um processo

similar poderia substituir-se o microjateamento por irradiação laser de pulsos ultracurtos para produzir estruturas do tipo ondas submicrométricas como as obtidas por Groenendijk e Meijer [2006] usando um laser pulsado em fs sobre substratos de aço AISI 304 (Figura 6.1).

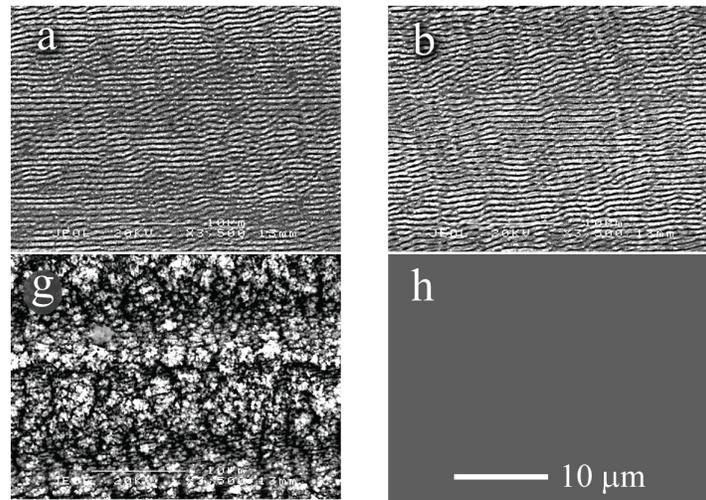


Figura 6.1: Estruturas submicrométricas obtidas por Groenendijk e Meijer [2006] usando um laser pulsado em fs sobre substratos de aço AISI 304.

6.3.2 Processos de superfície pós-recobrimento

Processos de tipo mecânico sobre o recobrimento já depositado estão atualmente em uso na indústria de ferramentas de metal duro recoberto como reportado por Giovanetti [2008]. O processamento a laser pode usar-se também sobre o recobrimento já depositado para melhorar o desempenho. Kim [2001] já utilizou o método conhecido com *laser shock processing* (LSP) no alívio das tensões residuais de tração características das camadas de alumina (Al_2O_3) aplicadas por CVD sobre substratos de metal duro.

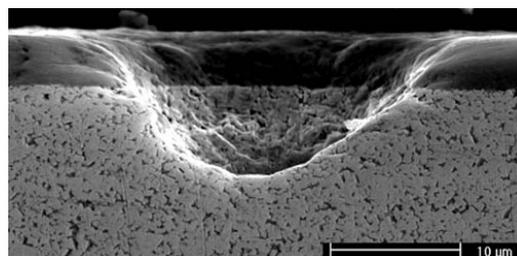


Figura 6.2: Poro obtido por ablação laser em metal duro com recobrimento [Dumitru et al., 2004].

Opções adicionais incluem o uso de processamento a laser para polir a superfície do recobrimento ou a usinagem a laser de matrizes de microfuros (Figura 6.2) sobre as superfícies de trabalho da ferramenta de corte para servirem como repositórios de lubrificantes sólidos ou líquidos como pesquisado por Lei, Devarajan e Chang [2008].

6.3.3 Aspectos econômicos e ambientais

O presente estudo mostrou que a preparação da superfície do metal duro através da texturização a laser é um processo ao menos tão efetivo quanto o processo corrente de microjateamento para obter a resistência de aderência necessária entre o substrato e o recobrimento depositado por MT-CVD. Se bem o processo a laser apresenta vantagem do ponto de vista da automatização e limpeza, para viabilizar seu uso industrial, é necessário também um detalhado estudo comparativo dos custos e do impacto ambiental entre os dois processos.

6.3.4 Estudos básicos do fenômeno de aderência e testes de aderência

Uma área de pesquisa fundamental no desenvolvimento de processos de recobrimento é a ampliação do conhecimento básico do fenômeno de aderência. Assim como o aperfeiçoamento dos ensaios de aderência existentes e/ou o desenvolvimento de novas técnicas de ensaio, com resultados quantificáveis, precisos, rápidos e confiáveis (ver item 2.4).

Referências bibliográficas

- AHLGREN, M.; BLOMQUIST, H. Influence of bias variation on residual stress and texture in TiAlN PVD coatings. *Surface and Coatings Technology*. n. 200, p. 157-160, 2005.
- AXINTE, D. A.; BELLUCO, W.; CHIFFRE, L. DE. Reliable tool life measurements in turning - an application to cutting fluid efficiency evaluation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. v. 41, p. 1003-1014, 2001.
- BERGMANN, H. et al. Laser-surface processing of metals and ceramics for industrial applications. *Applied Surface Science*. n. 86, p. 259 – 265, 1995.
- BHUSHAN, B.; GUPTA, B. K. Macro- and Micromechanical and Tribological Properties, In: Bunshah, R. F. (ed.) *Handbook of Hard Coatings: Deposition Technologies, Properties and Applications*, Noyes Publications, 2001, p. 229-369.
- BOUZAKIS, K. et al. Quantification of properties modification and cutting performance of (Ti_{1-x}Al_x)N coatings at elevated temperatures. *Surface and Coatings Technology*. v. 120-121, p. 34-43, 1999.
- BOUZAKIS, K. et al. Increasing of cutting performance of PVD coated cemented carbide inserts in chipboard milling through improvement of the film adhesion, considering the coating cutting loads. *Surface and Coatings Technology*. v. 133-134, p. 548-554, 2000.
- BOUZAKIS et al. Improvement of PVD coated inserts cutting performance, through appropriate mechanical treatments of substrate and coating surface. *Surface & Coatings Technology*. v. 146-147, p. 443-450, 2001.
- BOUZAKIS, K. et al. Thin hard coatings fracture propagation during the impact test. *Thin Solid Films*. v. 460, p. 181-189, 2004a.
- BOUZAKIS, K. et al. The inclined impact test, an efficient method to characterize coatings' cohesion and adhesion properties. *Thin Solid Films*. v. 469-470, p. 254-262, 2004b.
- BOUZAKIS, K. et al. Effect on PVD coated cemented carbide inserts cutting performance of micro-blasting and lapping of their substrates. *Surface and Coatings Technology*. v. 200, p. 128-132, 2005.
- BOUZAKIS, K. et al., The inclined impact test: A novel method for the quantification of the adhesion properties of PVD films. *Wear*, v. 262, p. 1471-1478, 2007.

- BROWN, S. D. Adherence* failure and measurement: some troubling questions. *Journal of Adhesion Science and Technology*. v. 8, p. 687-711, 1994.
- BULL, S. J.; RICKERBY, D. S. Characterization of Hard Coatings, In: Bunshah, R. F. (ed.) *Handbook of Hard Coatings: Deposition Technologies, Properties and Applications*, Noyes Publications, 2001, p. 181-228.
- BUNSHAH R. F. Vapor Deposition Technologies. In: Bunshah, R. F. (ed.) *Handbook of Hard Coatings: Deposition Technologies, Properties and Applications*, Noyes Publications, 2001, p. 370-410.
- CABRAL, G. et al. A study of diamond film deposition on WC-Co inserts for graphite machining: Effectiveness of SiC interlayers prepared by HFCVD. *Diamond and Related Materials*. v. 17, p. 1008-1014, 2008.
- CAPPELLI, E. et. al. WC-Co cutting tool surface modifications induced by pulsed laser treatment. *Applied Surface Science*. n. 138, p. 376 – 382, 1999.
- CHE HARON, C. H.; GINTING, A.; GOH, J. H. Wear of coated and uncoated carbides in turning tool steel. *Journal of Materials Processing Technology*. n. 116, p. 49-54, 2001.
- CHEUNG, Noé. *Simulação numérica de tratamento superficial por refusão a laser: Interação radiação laser-matéria e solidificação*. Campinas, 2003. 240 p. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.
- CHIFFRE, L. DE; BELLUCO, W. Comparison of Methods for Cutting Fluid Performance Testing. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*. v. 49, p. 57-60, 2000.
- CHILDS, T. et al. *Metal Machining, Theory and Applications*. 1. ed. London: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2000, v. 1. 416 p.
- CHO, S. S.; KOMVOPOULOS, K. Wear Mechanisms of Multi-Layer Coated Cemented Carbide Cutting Tools. *Journal of Tribology*. v. 119, p. 8, 1997.
- CHOY, K. Chemical vapour deposition of coatings. *Progress in Materials Science*. vol. 48, p. 57-170, 2003
- CONNELLY, R.; PATTANAIK, A.; SARIN, V. Development of moderate temperature CVD Al₂O₃ coatings. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. v. 23, p. 317-321, 2005.
- COUTANCE, P.; NAYLOR, G.; PIQUE, J. P. Copper 'HyBrID' laser of high-beam quality using an axial unstable cavity. *IEEE Journal of Quantum Electronics*, n. 31, p. 1747-1752, 1995.
- CSELLE, T.; BARIMANI, A. Today's applications and future developments of coatings for drills and rotating cutting tools. *Surface and Coatings Technology. International Conference on Metallurgical Coatings and Thin Films*. n. 76-77 p. 712-718, 1995.
- CSM Instruments SA. *World's leader for Advanced Mechanical Surface Testing*. Disponível em <<http://www.csm-instruments.com/new/contenus/e/shtml/home.shtml>>. Acesso em 29 julho de 2008.
- CULLITY, B. D.; *Elements of X-ray diffraction*. Addison-Wesley-Reading, Massachusetts, 1978, 555 p.

- DEUERLER, F. et al. Pretreatment of substrate surface for improved adhesion of diamond films on hard metal cutting tools. *Diamond and Related Materials*, v. 5, p. 1478-1489, 1996.
- DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. *Tecnologia da Usinagem dos Materiais*. 4. ed. São Paulo: Artliber, 2003, v. 1, 248 p.
- DRORY M. D.; HUTCHINSON, J. W. Measurement of the Adhesion of a Brittle Film on a Ductile Substrate by Indentation. *Proceedings: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, v. 452, n. 1953, p. 2319-2341, 1996.
- DUMITRU, G. et al. Femtosecond ablation of ultrahard materials. *Applied Physics A: Materials Science and Processing*. n. 74, p. 729 – 739, 2002.
- DUMITRU, G. et al. Metallographical analysis of steel and hard metal substrates after deep-drilling with femtosecond laser pulses. *Applied Surface Science, Physics and Chemistry of Advanced Laser Materials Processing*. n. 208-209, p. 181-188, 2003.
- DUMITRU, G. et al. Femtosecond laser ablation of cemented carbides: properties and tribological applications. *Applied Physics A: Materials Science & Processing*. v. 79, p. 629-632, 2004.
- DUMITRU, G. et al. Laser processing of hardmetals: Physical basics and applications. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. n. 23, p. 278-286, 2005.
- EBERHARDT, A. W.; PERI, S. Surface cracks in layered Hertzian contact with friction. *Tribology Transactions*, v. 38(2), p. 299-304, 1994.
- ECHIGOYA, J. et al. Crystal structure and scratch testing of κ -Al₂O₃ on WC-Co substrates with a TiC interlayer. *Surface and Coatings Technology*, v. 67, p. 111-117, 1994.
- ENDLER, I et al. Interlayers for diamond deposition on tool materials. *Diamond and Related Materials*, v. 5, p. 299-303, 1996.
- ENDLER, I. et al. Preparation and wear behaviour of woodworking tools coated with superhard layers. *Diamond and Related Materials*. v. 8, p. 834-839, 1999.
- FAN, W. et al. Diamond-ceramic composite tool coatings. *Journal of Materials Research*, v. 9, p. 2850-2867, 1994.
- FAN, Q.H.; GRACIO, J.; PEREIRA, E. Comparison of the adhesion of diamond coatings using indentation tests and micro-Raman spectroscopy. *Journal of Applied Physics*. n. 86, p. 5509-5514, 1999.
- FAN, P.; FANG, Z. Z. Numerical simulation of kinetics of the cobalt gradient change in WC-Co during liquid phase sintering. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. v. 27, p. 37-42, 2009.
- FARHAT, Z. N. Wear mechanism of CBN cutting tool during high-speed machining of mold steel. *Materials Science and Engineering A*. v. 361, p. 100-110, 2003.
- FOLTYN, S. R., Surface modification of materials by cumulative laser irradiation In: D. B. Chrisey (ed.), G. K. Hubler (ed.) *Pulsed Laser Deposition of Thin Films*. Wiley, New York, 1994, p. 89

- FREUND, L. B.; SURESH, S., *Thin Film Materials: Stress, Defect Formation, and Surface Evolution*. Cambridge: Cambridge University Press, 2003. 768 p.
- GARDNER Publications, Inc. 2008 World Machine Tool Output & Consumption Survey – Producers. Disponível em <<http://www.gardnerweb.com/consump/produce.html>>. Acesso em 16 maio. 2008.
- GIAO, M. A. P. et. al. High beam quality in a HyBRID copper laser operating with an unstable resonator made of a concave mirror and a plano-convex BK7 lens. *Optics and Laser Technology*. n. 38, p. 523-527, 2006.
- GIOVANETTI, A. Produtividade - Novas alternativas para a usinagem de aços. *O Mundo da Usinagem*. Sandvik Coromant do Brasil. 7ª Edição, p. 30-37, 2008. Disponível em <<http://www.omundodausinagem.com.br/edicoes/2008/7/30-37.pdf>>.
- GROENENDIJK, M; MEIJER, J. Surface Microstructures obtained by Femtosecond Laser Pulses. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*. v. 55, p. 183-186, 2006.
- GRZESIK, W.; VAN LUTTERVELT, C. Analytical Models Based on Composite Layer for Computation of Tool-Chip Interface Temperatures in Machining Steels with Multilayer Coated Cutting Tools. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, v. 54, p. 91-94, 2005.
- GUSEVA, M. et al. High quality diamond films on WC-Co surfaces. *Diamond and Related Materials*, v. 6, p. 89-94, 1997.
- HARON, C. H. C.; GINTING, A.; GOH, J. H. Wear of coated and uncoated carbides in turning tool steel. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 116, p. 49-54, 2001.
- HAUERT, R.; PATSCHEIDER, J. From alloying to nanocomposites - Improved performance of hard coatings. *Advanced Engineering Materials*. n. 2, p. 247-259, 2000.
- HEE KWON, D. et al. A comparative study on cutting performance of TiN-coated tungsten carbide cutting tool with a cobalt interlayer. *Surface & Coatings Technology*. vol. 200, p. 1933-1938, 2005
- HEINKE, W. et. al. Evaluation of PVD nitride coatings, using impact, scratch and Rockwell-C adhesion tests. *Thin Solid Films, 22nd International Conference on Metallurgical Coatings and Thin Films*. n. 270, p. 431-438, 1995.
- HOGMARK, S. et al. Mechanical and tribological requirements and evaluation of coating composites. In: Bharat Bhushan (Ed.). *Modern Tribology Handbook: Vol. 1-Principles of Tribology, Vol. 2-Materials, Coating, and Industrial Applications*. CRC Press, 2001, v. 2. 1760 p.
- HOLMBERG, K; MATTHEWS, A.; RONKAINEN, H. Coatings tribology - contact mechanisms and surface design. *Tribology International*, v. 31, p. 107-120, 1998.
- HUAN, T. H. et al. Tribological behaviours of the diamond-coated cemented carbide tools with various cobalt contents. *Diamond & Related Materials*, v. 1, p. 594-599, 1992.
- HUANG, Y. et al. Effects of Cu and Cu/Ti interlayer on adhesion of diamond film. *Surface and Coatings Technology*. v. 202, p. 180-184, 2007.

- HULTMAN, L.; SUNDGREN, J. E. Structure/Property Relationships For Hard Coatings. In: Bunshah, R. F. (ed.) *Handbook of Hard Coatings: Deposition Technologies, Properties and Applications*, Noyes Publications, 2001, p. 108-180.
- JAWAID, A; SHARIF, S; KOKSAL, S. Evaluation of wear mechanisms of coated carbide tools when face milling titanium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 99, p. 266-274, 2000.
- JINDAL; P. C.; QUINTO, D. T.; WOLFE, G. J. Adhesion measurements of chemically vapor deposited and physically vapor deposited hard coatings on WC-Co substrates. *Thin Solid Films*, v. 154, p. 361-375, 1987.
- KANO, S.; INOUE, T. Surface softening and hardening of WC-Co using pulsed laser irradiation. *Surface and Coatings Technology*. v. 201, p. 223-229, 2006.
- KARATAS, C. et al. Laser treatment of cemented carbide cutting tool. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 183, p. 234-240, 2007.
- KEISUKE, T et al. X-Ray Study on Residual Stress and Strength of TiC Thin Films Coated by CVD Method. *Journal of the Society of Materials Science, Japan*. v. 52, p. 738-743, 2003.
- KIM, Won-Sik. *A new methodology for predictive tool wear*, 2001. 156 p. Doctoral Dissertation (Department of Materials Science and Mechanics) – Michigan State University.
- KLOCKE, F.; KRIEG, T. Coated Tools for Metal Cutting - Features and Applications. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*. vol. 48, p. 515-525, 1999.
- KNOTEK, O. et al. A new technique for testing the impact load of thin films: the coating impact test. *Surface and Coatings Technology*. v. 54-55, p. 102-107, 1992.
- KNOTEK, O.; LÖFFLER, F.; KRÄMER, G. Applications to Cutting Tools. In: Bunshah, R. F. (ed.) *Handbook of Hard Coatings: Deposition Technologies, Properties and Applications*, Noyes Publications, 2001, p. 370-410.
- KÖNIG, W; FRITSCH, R; KAMMERMEIER, D. Physically vapor deposited coatings on tools: performance and wear phenomena. *Surface and Coatings Technology*. v. 49, p. 316-324, 1991.
- KONYASHIN, I. et al. Diamond films deposited on WC-Co substrates by use of barrier interlayers and nano-grained diamond seeds. *Thin Solid Films*, v. 300, p. 18-24, 1997.
- KOSA, T, RONALD, P. Machining of Specific Metals and Alloys - Machining of Tool Steels. In: *Metals Handbook, 10 ed.*, v. 16 – *Machining processes*, Materials Park, ASM International, 1990. p. 708-732.
- KUBELKA, S. et al. Influences of WC-Co hard metal substrate pre-treatments with boron and silicon on low pressure diamond deposition. *Diamond and Related Materials*, v. 3, p. 1360-1369, 1994.
- LEE, Dong-Gu. *Adhesion improvement of chemically vapor deposited diamond thin films on cemented carbides via laser surface modification*, 1998a. 208 p. Doctoral Dissertation, University of Florida.
- LEE, D.; FITZ-GERALD, J.; SINGH, R. Novel method for adherent diamond coatings on cemented carbide substrates. *Surface and Coatings Technology*, v. 100-101, p. 187-191, 1998b.

- LEI, S.; DEVARAJAN, S.; CHANG, Z. A study of micropool lubricated cutting tool in machining of mild steel. *Journal of Materials Processing Technology*. In Press Corrected Proof, Dec. 2008
- LIMA, M.; VIEIRA JR., N.; MORATO, S. Laser cleaning and texturizing on high-speed steel tools for enhanced PVD process. *High Performance Structures and Materials*. n. 6, p. 339-348, 2004.
- LIMA, M. S. F. de. *Apostila do curso: MT-289 Processamento laser de materiais*, Programa de Pós-Graduação, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, Divisão de Engenharia Aeronáutica e Mecânica. São Jose dos Campos, S.P. 2006.
- LIN, C. R.; KUO, C. T.; CHANG, R. M. Application of heat treatment and dispersive strengthening concept in interlayer deposition to enhance diamond film adherence. *Thin Solid Films*, v. 308-309, p. 273-278, 1997.
- LIN, C.; KUO, C.; CHANG, R. Improvement in adhesion of diamond films on cemented WC substrate with Ti-Si interlayers. *Diamond and Related Materials*, v. 7, p. 1628-1632, 1998.
- MACHADO, A. R. et al. An optimisation procedure to determine the coefficients of the extended Taylor's equation in machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. v. 39, p. 17-31, 1999.
- MACHADO, Á. R.; SILVA, M. B. *Usinagem dos Metais* (Apostila). Uberlândia - MG: EDUFU, 2004. v. 1, 265 p.
- MARSHALL, D.; EVANS, A. Measurement of adherence of residually stressed thin films by indentation. I. Mechanics of interface delamination. *Journal of Applied Physics*, v. 56, p. 2632-2638, 1984.
- MCINTYRE, D et al. Oxidation of metastable single-phase polycrystalline $Ti_{0.5}Al_{0.5}N$ films: Kinetics and mechanisms. *Journal of Applied Physics*, v. 67, n. 3, p. 1542-1553, 1990.
- MEHLMANN, A. et al. Nucleation and growth of diamond on cemented carbides by hot-filament chemical vapor deposition. *Diamond and Related Materials*, v. 2, p. 317-322, 1993.
- MITTAL, K. L. Adhesion Measurement: Recent Progress, Unsolved Problems, and Prospects. In: Mittal, K. L. (ed.), *Adhesion Measurement of Thin Films, Thick Films, And Bulk Coatings*, ASTM STP640-EB, 1978, p. 5-17.
- MIYASHITA, Y. et. al. An Evaluation of the Adhesive Strength of the Interface between a Coating and Substrate. *JSME International Journal Series A*. n. 46, 2003.
- NESLADEK, M. et al. Improved adhesion of CVD diamond films to steel and WC-Co substrates. *Diamond and Related Materials*. v. 3, p. 98-104, 1994.
- NEVES, D.; DINIZ, A.E.; de LIMA M.S.F. Eficiência da texturização laser na aderência de revestimentos de brocas. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 3, 2005, Joinville. 1 disco compacto.
- NEVES, D.; DINIZ, A.E.; de LIMA, M.S.F. Efficiency of the laser texturing on the adhesion of the coated twist drills. *Journal of Materials Processing Technology*. n. 171, p. 139-145, 2006.
- NOUARI, M.; ABDEL-AAL, H. A.; EL MANSORI, M. E. Analysis of coating delamination under extreme contact loading. *Tribology Letters*. v. 23, p. 39-45, 2006a.

- NOUARI, M.; GINTING, A. Wear characteristics and performance of multi-layer CVD-coated alloyed carbide tool in dry end milling of titanium alloy. *Surface and Coatings Technology*, v. 200, p. 5663-5676, 2006b.
- OETTEL, H.; WIEDEMANN, R. Residual stresses in PVD hard coatings. *Surface and Coatings Technology*. n. 76-77, p. 265-273, 1995.
- OLES, E. INSPEKTOR, A. BAUER, E. C. The new diamond-coated carbide cutting tools. *Diamond and Related Materials*, v. 5, p. 617-624, 1996.
- OLLENDORF, H.; SCHNEIDER, D. A comparative study of adhesion test methods for hard coatings. *Surface and Coatings Technology*. n. 113, p. 86-102, 1999.
- ORHING, M. *Materials Science of thin Films*. Academic Press, 1992, 742 p.
- PAPINI, M.; SPELT, J. K. Chapter 9, The Mechanics of Coatings, In: D. Dillard and A.V. Pocius (eds.). *Adhesion Science and Engineering*, v. I, Elsevier Applied Science, 2002, p. 303-350.
- PERRY, A. J.; SUE, J. A.; MARTIN, P. J. Practical measurement of the residual stress in coatings. *Surface and Coatings Technology, First Australian-USA Workshop on Critical Issues in High Performance Wear Resistant Films*. n. 81, p. 17-28, 1996.
- PIERSON, H. O. *Handbook of Chemical Vapor Deposition: Principles, Technology, and Applications*. 2 ed. Norwich, New York, U.S.A.: Noyes Publications / William Andrew Publishing, LLC, 1999. v. 1 506p.
- PRENGEL, H.; PFOUTS, W.; SANTHANAM, A. State of the art in hard coatings for carbide cutting tools. *Surface and Coatings Technology*. n. 102, p. 183-190, 1998.
- PULKER, H. K.; PERRY, A. J.; BERGER, R. Adhesión. *Surface Technology*, v. 14, p. 25-39, 1981.
- PVD. *Technology, testing equipment, Rockwell adhesion tester*. Disponível em <<http://www.pvd-coatings.co.uk>>. Acesso em 10 julho de 2006.
- RANDOM. *Random.org - Sequence Generator*. Disponível em <<http://www.random.org/sequences>>. Acesso em 06 novembro de 2007.
- RIVA, R. et al. The Cu-HBr laser: a new laser technology for AVLIS purposes. In: Schwab, C; Rodrigues N. A. S.; Wood H. G. (ed.). *Proceedings of the fifth workshop on separation phenomena in liquids and gases*, Foz do Iguaçu, 1996, p. 241-53.
- RIVA, R. et al. Recent Progress on Copper Laser Development and Applications at IEAv. *Revista de Física Aplicada e Instrumentação*, v. 12, n. 4, p. 119-125, 1997.
- RIVA, R. *Apostila do curso: Princípios de Óptica, Laser e Processamento de Materiais com Laser*, Divisão de Fotônica - IEAv, Laboratório Dédalo, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São Jose dos Campos, S.P. 2007.
- RODRIGUES, M. I.; IEMMA, A. F. *Planejamento de Experimentos e Otimização de Processos*. 1. ed. Campinas: Casa do Pão Editora, 2005, v. 1, 326 p.

- ROMANUS, H. et al. Preparation of single phase tungsten carbide by annealing of sputtered tungsten-carbon layers. *Thin Solid Films*. v. 359, p. 146-149, 2000.
- 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.
- SAINOT, P.; LEROY, J. M.; VILLECHAISE, B. Effect of surface coatings in a rough normally loaded contact. In: Dowson, D. et al. (ed.) *Mechanics of Coatings* (Elsevier Tribology Series, Vol. 17), Elsevier, Amsterdam, 1990, p. 151–156.
- SAITO, Y. et al. Adhesion strength of diamond film on cemented carbide insert. *Diamond and Related Materials*. v. 2, p. 1391-1395. 1993.
- SANDVIK Coromant, Manual técnico de usinagem C-2900:3 POR/01, 2005.
- SANDVIK Coromant, Catalogo principal C-2900:4 POR/01, 2006.
- SANDVIK Coromant, CoroGrip and HydroGrip. Disponível em <http://www.youtube.com/watch?v=vQeUPvJloHw>. Acesso em 15 outubro de 2008.
- SANTHANAM, A. T.; TIERNEY, P.; HUNT, J. L. Cemented Carbides. In: *Metals Handbook, 10 ed.*, v. 2 - *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, Materials Park, ASM International, 1990. p. 950-977.
- SCHINTLMEISTER, W. et al. Cutting tool materials coated by chemical vapour deposition. *Wear*, vol. 100, p. 153-169, 1984
- SEMAK, V. V.; DAHOTRE N. B. Laser Surface Texturing. In: Narendra B. Dahotre (Ed.). *Lasers in Surface Engineering*. ASM International, Materials Park, Ohio, 1998, p. 1-33.
- SHAW, M. C. *Metal Cutting Principles*. 2. ed. Oxford University Press, 2004, 672 p.
- SINGH, R. K.; VIATELLA, J. Personal computer-based simulation of laser interactions with materials, *JOM*, vol. 44, n. 3, p. 20-23. 1992.
- SINGH, R. *Method of applying a laser beam creating micro-scale surface structures prior to deposition of film for increased adhesion*. US Patent 5558789. 24 Sep. 1996.
- SONA, A. Lasers for Surface Engineering: Fundamentals and Types. In: Narendra B. Dahotre (Ed.). *Lasers in Surface Engineering*. ASM International, Materials Park, Ohio, 1998, p. 1-33.
- STEPHENSON, D.; A., AGAPIOU, J. S. *Metal cutting theory and practice*. New York: Basel M. Dekker, 1997, 898 p.
- SUBRAMANIAN, C. et al. On the design of coating systems: Metallurgical and other considerations. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 56, p. 385-397, 1996.
- TAHER, Mahmoud Abdelfattah. *An investigation of the mechanical and physical issues of the adhesion of chemically vapor deposited (CVD) diamond coatings on cemented carbide cutting tool inserts*, 1999. 271 p. Doctoral Dissertation, University of Arkansas.

- TAKANASHI, N. et al. Development of the "ACE COAT ACZ330" PVD-Coated Insert for Steel Milling. *Sei Technical Review*. n. 54, p. 47-53, 2002.
- TAKEUCHI, S. et al. Adhesion strength of multi-layered diamond films on WC-Co alloy substrate. *Thin Solid Films*. v. 469-470, p. 190-193, 2004.
- THOULESS, M. D. Fracture mechanics for thin-film adhesion. *IBM Journal of Research Development*. n. 38, p. 367-377, 1994.
- TIEJUN, L. et al. Modified surface morphology in surface ablation of cobalt-cemented tungsten carbide with pulsed UV laser radiation. *Applied Surface Science*, n. 172, p. 331-344, 2001a.
- TIEJUN, L. et al. Ablation of cobalt with pulsed UV laser radiation. *Applied Surface Science*, n. 172, p. 356-365, 2001b
- TIEJUN, L. et al. Improved adhesion of diamond coating on cobalt-cemented tungsten carbide hardmetal by using pulsed-UV-laser substrate surface pretreatment. *Applied Surface Science*. n. 193, p. 102-119, 2002.
- TÖNSHOFF, H.; MOHLFELD, A. Surface treatment of cutting tool substrates. *International Journal of Machine Tools and Manufacture, International Conference on Metrology and Properties of Engineering Surfaces*, n. 38, p. 469-476, 1998.
- TÖNSHOFF, H. et al. Influence of subsurface properties on the adhesion strength of sputtered hard coatings. *Surface and Coatings Technology*. v. 116-119, p. 524-529, 1999.
- TÖNSHOFF, H.; SEEGER, H. X-Ray diffraction characterization of pre-treated cemented carbides for optimizing adhesion strength of sputtered hard coatings. *Surface and Coatings Technology*. n. 142-144, p. 1100-1104, 2001.
- TRENT E. M.; WRIGHT P. K. *Metal Cutting*. 4th edition. Boston: Butterworth-Heinemann, 2000, 446p.
- TSAI, C. et al., Diamond-metal composite coatings on cemented-carbide tools. *Diamond and Related Materials*, v. 2, p. 617-620, 1993.
- UGLOV, V. et al. Modification of WC hard alloy by compressive plasma flow. *Surface and Coatings Technology*. v. 200, p. 245-249, 2005.
- UKSAF. An Introduction to EDX (Energy Dispersive X-ray Analysis) and EPMA (Electron Probe Micro Analysis). Surface science techniques. Disponível em <<http://www.uksaf.org/tech/edx.html>>. Acesso em 8 dez. 2008.
- UPADHYAYA, G., S. *Cemented Tungsten Carbides: Production, Properties, and Testing*. William Andrew Publishing/Noyes, 1998, 436 p.
- UPADHYAYA, A.; SARATHY, D.; WAGNER, G. Advances in alloy design aspects of cemented carbides. *Materials & Design*, v. 22, p. 511-517, 2001.
- VERDIER, M. et al. On the topographic and energetic surface modifications induced by laser treatment of metallic substrates before plasma spraying. *Applied Surface Science*. n. 205, p. 3-21, 2003.

- VIDAKIS, N.; ANTONIADIS, A.; BILALIS, N. The VDI 3198 indentation test evaluation of a reliable qualitative control for layered compounds. *Journal of Materials Processing Technology, Proceedings of the International Conference on the Advanced Materials Processing Technology, 2001*. n. 143-144, p. 481-485, 2003.
- WANG, Y. et al. Investigation into LST and its Novel Application in Mould. *Advanced Materials Research*. v. 24-25, p. 189-194, 2007.
- WIKLUND, U.; GUNNARS, J.; HOGMARK, S. Influence of residual stresses on fracture and delamination of thin hard coatings. *Wear*. n. 232, p. 262-269, 1999.
- XI-LING, P.; ZHAO-PING, G. Morphologies and adhesion strength of diamond films deposited on WC6%Co cemented carbides with different surface characteristics. *Thin Solid Films*, v. 239, p. 47-50, 1994.
- YAO, C. et al. Effect of boron concentration on adhesion and cutting performance of diamond-coated cemented carbide tools. *Key Engineering Materials*. v. 375-376, p. 138-142, 2008.
- YILBAS, B. et al. Cemented carbide cutting tool: Laser processing and thermal stress analysis. *Applied Surface Science*. vol. 253, p. 5544-5552, 2007.
- YUHARA D. A. Aplicação de revestimentos PVD em ferramentas de corte, Brasimet Com. Ind. S.A. 9 p., 2000. Disponível em <<http://www.brasimet.com.br>>. Acesso em 4 oct. 2007.
- ZHANG, B.; ZHOU, L. Effect of sandblasting on adhesion strength of diamond coatings. *Thin Solid Films*, v. 307, p. 21-28, 1997.
- ZHANG, W.; YAO, Y. L. Laser Materials Processing. In: Geng, H. (ed.). *Manufacturing Engineering Handbook*, McGraw-Hill, 2004, p. 34.1-34.22.
- ZHANG, W.; YAO, Y. L.; CHENG, J. *Combined research and curriculum development: nontraditional manufacturing*. Disponível em <<http://www.columbia.edu/cu/mechanical/mrl/ntm/index.html>>. Acesso em 10 de Outubro de 2006.