



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO DE RECOBRIMENTOS
EM FERRAMENTAS DE METAL DURO NO
TORNEAMENTO DO AÇO ABNT 4340 TEMPERADO POR
MEIO DE SINAIS DE EMISSÃO ACÚSTICA

LUÍS HENRIQUE ANDRADE MAIA

Belo Horizonte, 29 de abril de 2015.

LUÍS HENRIQUE ANDRADE MAIA

**AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO DE RECOBRIMENTOS EM
FERRAMENTAS DE METAL DURO NO TORNEAMENTO DO
AÇO ABNT 4340 TEMPERADO POR MEIO DE SINAIS DE
EMISSÃO ACÚSTICA**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Mendes Abrão

Universidade Federal de Minas Gerais

Coorientador: Prof. Dr. Wander Luiz Vasconcelos

Universidade Federal de Minas Gerais

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2015



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Av. Antônio Carlos, 6627 – Pampulha – 31.270-901 – Belo Horizonte – MG

Tel.: +55 31 3409-5145 – Fax.: +55 31 3409-3526

www.demec.ufmg.br – e-mail: cpgmec@demec.ufmg.br

**AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO DE RECOBRIMENTOS EM
FERRAMENTAS DE METAL DURO NO TORNEAMENTO DO
AÇO ABNT 4340 TEMPERADO POR MEIO DE SINAIS DE
EMISSÃO ACÚSTICA**

LUÍS HENRIQUE ANDRADE MAIA

Tese defendida e aprovada em 29 de abril de 2015, pela Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de “Doutor em Engenharia Mecânica”, na área de concentração de “Processos de Fabricação”.

Prof. Dr. Alexandre Mendes Abrão – UFMG -Orientador

Prof. Dr. Wander Luiz Vasconcelos – UFMG - Coorientador

Prof. Dr. Antônio Augusto Torres Maia – UFMG – Examinador

Prof. Dr. Jânes Landre Júnior – PUC Minas - Examinador

Prof. Dr. Sandro Cardoso Santos – CEFET MG - Examinador

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, certamente Ele me iluminou diversas vezes ao longo desta etapa. Aos meus pais, Orlando e Sônia, pelo amor, apoio irrestrito, presença, princípios e, principalmente pelos ensinamentos de que não há uma melhor maneira de crescer senão por trabalho, educação e aprendizado. E a minha queridíssima irmã Patrícia, pelo estímulo, amor, carinho, amizade e principalmente pela paciência, pois sei que também não foi fácil para ela este tempo.

À Juliana por entender e apoiar esta reta final com tanta paciência e amor.

Agradeço o meu orientador e amigo Prof. Dr. Alexandre Abrão, por acreditar em mim, me alertar sobre a importância e a seriedade de uma pesquisa, me motivar nesta trajetória e me fazer amadurecer tanto como pessoa quanto como profissional.

Ao também amigo e coorientador, Prof. Dr. Wander Vasconcelos por aceitar fazer parte desse meu crescimento e não medir esforços para desenvolver a caracterização das ferramentas.

Ao Dr. Eduardo Santos e Marcus por me ajudarem imensamente na caracterização do material e desenvolvimento da tese. Um agradecimento especial a todos do Laboratório de Materiais Cerâmicas da UFMG por me receberem tão bem e pelas amizades feitas nele. Ao Prof. Thiago Moreira pela imensa amizade desenvolvida nestes quatro anos nos corredores da Escola de Engenharia da UFMG.

À PUC Minas que concretizou um sonho liberando laboratórios e equipamentos para a execução dos experimentos.

À empresa Iscar Tools por doar as ferramentas e insertos usados neste estudo, à Balzer Oerlikon por recobrir parte dos insertos usados, à Vibracon Engenharia pela concessão do uso da câmera térmica e sensores de emissão acústica e à Combustol por fazer os tratamentos térmicos nos corpos de provas.

Aos professores e amigos Dr. Lúcio Patrício, Carlos Santos e Athos Obvioslo pelos conselhos e ajuda, em especial ao amigo Dr. Jânes Landre que mais uma vez acreditou em mim e me deu inúmeros conselhos, ensinamentos e oportunidades.

Aos técnicos Ítalo, Thiago, Pedro e Klaus pela ajuda nos estudos. Aos meus alunos pela paciência e ajuda neste trabalho, em especial a Ivan Silva e André pela ajuda com os testes e a ânsia de aprendizado que me fez lembrar o verdadeiro intuito deste trabalho.

Ao professor e também amigo Paulo Martins pela grandiosa ajuda na aquisição de material utilizado neste trabalho, certamente sem ele o trabalho seguiria outro rumo.

Ao professor e também amigo Dr. Wisley Sales pelos grandiosos conselhos e ajuda dispensada.

Aos amigos Eduardo, Fábio Cardoso, Sávio, Heitor, Hudson, William, Wendel, Alexandre Mendonça e Alexandre Silva pela presença e momentos de descontração e força, em especial ao sempre amigo Fábio Foschetti, por tentar reaver parte de meu estudo perdido no furto e pelos momentos de corrida, mesmo sabendo que eu não lhe acompanharia.

Meus sinceros agradecimentos.

*"Se você não tentar fazer algo além do que já domina,
você nunca irá crescer."*

Ralph Emerson

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	8
LISTA DE TABELAS	14
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	15
LISTA DE SÍMBOLOS DE COMPOSTOS QUÍMICOS	17
NOMENCLATURA	19
1 INTRODUÇÃO	24
2 OBJETIVOS	28
2.1 Objetivo Geral	28
2.2 Objetivos Específicos.....	28
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	29
3.1 Torneamento Duro.....	29
3.2 Materiais de Ferramenta para Torneamento Duro.....	35
3.2.1 Nitreto Cúbico de Boro Policristalino (PcBN).....	36
3.2.2 Cerâmicas	38
3.2.3 Cermet	41
3.2.4 Metal Duro	41
3.3 Recobrimentos.....	49
3.3.1 Deposição química de vapor (CVD).....	51
3.3.2 Deposição física de vapor (PVD)	56
3.3.3 Métodos de avaliação de desempenho de conjugados.....	61
3.3.3.1 Dureza.....	61
3.3.3.2 Adesão	63
3.3.3.3 Tensão residual	68
3.3.4 O recobrimento AlCrN.....	69
3.3.5 Recobrimentos nanoestruturados.....	72
3.4 Desgaste de Ferramentas.....	79
3.4.1 Desgaste abrasivo	81
3.4.2 Desgaste adesivo.....	87

3.4.3	Desgaste corrosivo.....	92
3.4.4	Desgaste por fadiga superficial.....	96
3.5	Emissão Acústica.....	101
3.5.1	Emissão acústica no desgaste.....	106
3.5.2	Emissão acústica em fenômenos metalúrgicos.....	110
3.5.3	Emissão acústica na usinagem.....	113
3.6	Processamento de Sinais.....	117
3.6.1	Análise espectral de sinais periódicos.....	119
3.6.2	Análise espectral de sinais aleatórios.....	120
3.6.2.1	Autocorrelação e autocovariância.....	121
3.6.2.2	Densidade espectral.....	124
3.6.2.3	Representação de sinais aleatórios.....	127
3.6.3	Modulação em amplitude (AM).....	130
3.6.3.1	Modulação em amplitude com faixa lateral dupla com portadora suprimida.....	133
3.7	Considerações Parciais.....	135
4	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	137
4.1	Equipamentos utilizados.....	139
4.2	Materiais.....	140
4.3	Métodos.....	141
4.3.1	Ensaio de microdureza.....	142
4.3.2	Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difratometria de raios X.....	142
4.3.3	Espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR) e microscopia de força atômica (AFM).....	143
4.3.4	Ensaio de tração.....	143
4.3.5	Ensaio de torneamento e análise de desgaste de ferramenta.....	144
4.3.6	Processamento dos sinais de emissão acústica.....	145
4.3.7	Termografia.....	147
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	148
5.1	Caracterização das ferramentas.....	148
5.1.1	Microdureza.....	148
5.1.2	Microscopia de força atômica.....	152

5.1.3	Microscopia eletrônica de varredura com EDS.....	155
5.1.4	Difração de raios X.....	158
5.1.5	Espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier	160
5.2	Sinais de emissão acústica no ensaio de tração.....	161
5.3	Sinais de emissão acústica no torneamento do aço ABNT 4340 endurecido	163
5.3.1	Sinais de emissão acústica analisados pela técnica STFT	164
5.3.2	Sinais de emissão acústica analisados pela técnica PSD	177
5.4	Relação entre a vida de ferramenta e a força da PSD dos sinais de EA	198
5.5	Avaliação da evolução do desgaste de ferramenta com a PSD do sinal de EA	213
6	CONCLUSÕES	228
	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	231
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	232

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1 – Interação entre a ferramenta e a peça na usinagem dura.....	33
FIGURA 3.2 – Variação da dureza em relação à temperatura.....	36
FIGURA 3.3 – Diagrama de fase do nitreto de boro.....	37
FIGURA 3.4 – Microestruturas das ferramentas cerâmicas.....	40
FIGURA 3.5 – Microestruturas típicas das classes de metal duro.....	43
FIGURA 3.6 – Relação entre dureza medida e a carga de indentação.....	44
FIGURA 3.7 – Influência do tamanho de grão sobre a dureza e resistência a flexão do metal duro.....	45
FIGURA 3.8 – Influência do teor de cobalto e do tamanho de grão de WC sobre a resistência à fratura do metal duro.....	45
FIGURA 3.9 – Aplicação de material de ferramenta em função da dureza do material da peça.....	47
FIGURA 3.10 – Efeitos ocasionados na ferramenta durante o processo de corte.....	50
FIGURA 3.11 – Zonas de reações no processo de deposição por CVD.....	53
FIGURA 3.12 – Etapas de formação do filme.....	57
FIGURA 3.13 – Propriedades do recobrimento, interface e substrato inerentes ao desempenho do conjugado.....	61
FIGURA 3.14 – Falhas de ligação entre o substrato e o recobrimento.....	63
FIGURA 3.15 – Mecanismos de falhas de adesão do recobrimento.....	64
FIGURA 3.16 – Técnica de ultrassom para a determinação de adesão.....	66
FIGURA 3.17 – Uso de emissão acústica para detecção de destacamento de recobrimento.....	67
FIGURA 3.18 – Fases e ligantes em recobrimentos nanoestruturados.....	75
FIGURA 3.19 – Relação entre espessura de recobrimento e trinca superficial e delaminação.....	77
FIGURA 3.20 – Microestrutura de recobrimento.....	78
FIGURA 3.21 – Mecanismo do desgaste abrasivo: (a) por dois corpos e (b) por três corpos.....	82
FIGURA 3.22 – Micrografia de superfície submetida a desgaste abrasivo: (a) por dois corpos e (b) por três corpos.....	83
FIGURA 3.23 – Taxa de desgaste do cobre submetido a abrasão a dois corpos contra SiC em função do tamanho da partícula abrasiva e da velocidade de deslizamento.....	84

FIGURA 3.24 – Ferramenta de corte evidenciando desgaste abrasivo.	84
FIGURA 3.25 – Mecanismo de formação do desgaste corrosivo.	93
FIGURA 3.26 – Mecanismo de formação do desgaste de fadiga.....	96
FIGURA 3.27 – Processo de desgaste por fadiga.....	97
FIGURA 3.28 – Mecanismos de desgaste das ferramentas de corte em função da temperatura.	100
FIGURA 3.29 – Representação do “hits” no sinal de EA.....	104
FIGURA 3.30 – Mapa de correlação de espectro de frequência de EA por fenômenos.	109
FIGURA 3.31 – Tensão e energia de emissão acústica contra deformação em aço com fase martensítica.	111
FIGURA 3.32 – Hits de EA em relação à deformação de formação de macla em ligas de magnésio.....	112
FIGURA 3.33 – Tipos de sinal.	118
FIGURA 3.34 – Construção do sinal modulado em amplitude.....	131
FIGURA 3.35 – Construção do sinal modulado espectro-temporal.	131
FIGURA 3.36 – Variações dos sinais de amplitude modulada.	133
FIGURA 4.1 – Fluxograma da metodologia experimental.	137
FIGURA 4.2 – Sistema de emissão acústica instalado na máquina de ensaio universal.	144
FIGURA 4.3 – Sistema de emissão acústica instalado no torno.	145
FIGURA 4.4 – Etapas de desenvolvimento dos sinais de emissão acústica.	147
FIGURA 5.1 – Ensaio de microdureza demonstrando a área de indentação no recobrimento.....	149
FIGURA 5.2 – Microdureza dos insertos e seus recobrimentos.	149
FIGURA 5.3 – Imagem em microscopia ótica da região de dacapação do recobrimento AlCrN no ensaio de microdureza com uma carga de 19,61 N por 20 segundos.....	150
FIGURA 5.4 – Imagem em MEV e EDS da região de destacamento do recobrimento AlCrN no ensaio de microdureza com uma carga de 19,61 N por 20 segundos.....	150
FIGURA 5.5 – Imagem em microscopia ótica da região de dacapação do recobrimento AlCrN nanoestruturado no ensaio de microdureza com uma carga de 19,61 N por 20 segundos.	151
FIGURA 5.6 – Imagem em MEV e EDS da região de dacapação do recobrimento AlCrN nanoestruturado no ensaio de microdureza com uma carga de 19,61 N por 20 segundos.	151
FIGURA 5.7 – Superfícies projetadas em AFM das ferramentas de metal duro.	154

FIGURA 5.8 – Micrografia e composição química da ferramenta de metal duro sem recobrimento.....	155
FIGURA 5.9 – Micrografia e composição química da ferramenta recoberta com AlCrN. ...	156
FIGURA 5.10 – Micrografia e composição química da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado.....	156
FIGURA 5.11 – Micrografias da interface entre a superfície de saída e a de folga das ferramentas.	157
FIGURA 5.12 – Sinais de difração de raios X das ferramentas de corte.....	159
FIGURA 5.13 – Sinais de espectroscopia no infravermelho FTIR das ferramentas de corte.....	160
FIGURA 5.14 – Sinal de EA decorrente da deformação elástica do aço ABNT 4340.	161
FIGURA 5.15 – Sinal de EA decorrente da deformação plástica do aço ABNT 4340.	162
FIGURA 5.16 – Sinal de EA decorrente da fratura do aço ABNT 4340.....	163
FIGURA 5.17 – Representação de um sinal de EA por meio de STFT.	167
FIGURA 5.18 – STFTs dos sinais de EA durante o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 150m/min, avanço de 0,10mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25mm.	168
FIGURA 5.19 – Imagem MEV da superfície de folga da ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado após a usinagem com velocidade de corte de 200 m/min, e avanço de 0,10 mm/rev, profundidade de usinagem de 0,25 mm.	171
FIGURA 5.20 – Micrografia dos recobrimentos das ferramentas virgens.	172
FIGURA 5.21 – Micrografia das ferramentas no torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25mm.	172
FIGURA 5.22 – Imagem termográfica durante o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm com ferramenta de metal duro sem recobrimento: a) o início do emaranhamento do cavaco na peça e b) o cavaco já emaranhado na peça.	173
FIGURA 5.23 – STFTs dos sinal de EA decorrentes do torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.	175
FIGURA 5.24 – Micrografias eletrônicas de varredura das ferramentas recobertas após o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	177

FIGURA 5.25 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.	180
FIGURA 5.26 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.	183
FIGURA 5.27 – Curva de desgaste de flanco usual.	184
FIGURA 5.28 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	186
FIGURA 5.29 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.	188
FIGURA 5.30 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.	191
FIGURA 5.31 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	193
FIGURA 5.32 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.	196
FIGURA 5.31 – Micrografias utilizando MEV demonstrando a superfície de folga das ferramentas de corte juntamente com suas EDS no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.	197
FIGURA 5.34 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	200
FIGURA 5.35 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.	201
FIGURA 5.36 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.	203

Figura 5.37 – Termografias da usinagem no torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm com ferramenta recoberta com AlCrN.....	204
FIGURA 5.38 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	205
FIGURA 5.39 – Superfícies de folga das ferramentas após o torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	206
FIGURA 5.40 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	208
FIGURA 5.41 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	209
FIGURA 5.42 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	211
FIGURA 5.43 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	212
FIGURA 5.44 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	215
FIGURA 5.45 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta sem recobrimento para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.....	216
FIGURA 5.46 – Micrografias MEV da ferramenta sem recobrimento evidenciando o desgaste no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	216
FIGURA 5.47 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta recoberta com AlCrN para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.....	217

FIGURA 5.48 – Micrografias MEV da ferramenta recoberta com AlCrN evidenciando o desgaste no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	218
FIGURA 5.49 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	219
FIGURA 5.50 – Micrografias MEV da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado evidenciando o desgaste no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	220
FIGURA 5.51 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	221
FIGURA 5.52 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta sem recobrimento para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	222
FIGURA 5.53 – Micrografias MEV da ferramenta sem recobrimento evidenciando o desgaste no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	223
FIGURA 5.54 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta recoberta com AlCrN para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	224
FIGURA 5.55 – Micrografias MEV da ferramenta recoberta com AlCrN evidenciando o desgaste no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	225
FIGURA 5.56 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	226
FIGURA 5.57 – Micrografias MEV da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado evidenciando o desgaste no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.	227

LISTA DE TABELAS

TABELA 3.1 – Classificação das ferramentas cerâmicas.....	39
TABELA 3.2 – Orientações cristalinas e dureza do carbeta de tungstênio.	43
TABELA 3.3 – Propriedades das ferramentas de corte usadas na usinagem de aços endurecidos.....	48
TABELA 3.4 – Propriedades e materiais depositados com as técnicas CVD e PVD.	51
TABELA 3.5 – Principais materiais e propriedades dos recobrimentos CVD.	55
TABELA 3.6 – Principais materiais e propriedades dos recobrimentos depositados por PVD.....	60
TABELA 3.7 – Características dos sinais de emissão acústica para alguns defeitos metalúrgicos.	105
TABELA 4.1 – Composição química do aço ABNT 4340.....	140
TABELA 4.2 – Características das ferramentas de corte usadas nos experimentos.	141
TABELA 5.1 – Medidas de qualidade superficial das ferramentas de corte.	152
TABELA 5.2 – Principais fenômenos excitadores de sinais de EA e suas frequências.....	165

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	Instituto Americano do Ferro e do Aço (<i>American Iron and Steel Institute</i>)
AM	Modulação em Amplitude (<i>Amplitude Modulation</i>)
AM-DSB	Modulação de Amplitude de Faixa Lateral Dupla (<i>Amplitude Modulation with Double Side-Band</i>)
AM-DSB-SC	Modulação em Amplitude de Faixa Lateral Dupla com Portadora Suprimida (<i>Amplitude Modulation with Double Side-Band with suppressed carrier</i>)
AM-SSB	Modulação em Amplitude de Faixa Lateral Simples (<i>Amplitude Modulation with Single Side-Band</i>).
AM-SSB-SC	Modulação em Amplitude de Faixa Lateral Simples com Portadora Suprimida (<i>Amplitude Modulation with Single Side-Band with suppressed carrier</i>)
APC	Aresta Postiça de Corte
ASM	Associação Americana de Metais (<i>American Society for Metals</i>)
ASTM	Sociedade Americana para Testes e Materiais (<i>American Society for Testing and Materials</i>)
CFC	Cúbico de Face Centrada
CVD	Deposição Química de Vapor (<i>Chemical Vapour Deposition</i>)
DIN	Instituto Alemão de Normalização (<i>Deutsches Institut für Normung</i>)
DLC	Carbono como Diamante (<i>Diamond Like Carbon</i>)
EA	Emissão Acústica
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva (<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>)
EDX	Espectroscopia de Raios X por Dispersão em Energia (<i>Energy-Dispersive X-Ray Spectroscopy</i>)
FM	Modulação em Frequência (<i>Frequency Modulation</i>)
FTIR	Espectroscopia no Infravermelho por Transformada de Fourier (<i>Fourier</i>

	<i>Transform Infrared Spectroscopy)</i>
HB	Dureza Brinell
HRC	Dureza Rockwell – escala C
HSS	Aço rápido (<i>High Speed Steel</i>)
HT-CVD	Deposição Química de Vapor em Alta Temperatura (<i>High Temperature Chemical Vapour Deposition</i>)
HV	Dureza Vickers
ISO	Organização Internacional de Padronização (<i>International Organization for Standardization</i>)
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MT-CVD	Deposição Química de Vapor em Média Temperatura (<i>Medium Temperature Chemical Vapour Deposition</i>)
NASA	Agência Nacional Aeronáutica e Espacial dos Estados Unidos (<i>National Aeronautics and Space Administration</i>)
PA-CVD	Deposição Química de Vapor Ativada por Plasma (<i>Plasma Activated – Chemical Vapour Deposition</i>)
PM	Modulação de Fase (<i>Phase Modulation</i>)
PSD	Densidade da Força Espectral (<i>Power Spectral Density</i>)
PVD	Deposição Física de Vapor (<i>Physical Vapour Deposition</i>)
RBS	Espectroscopia de Retroespalhamento de Rutherford (<i>Rutherford Backscattering Spectroscopy</i>)
RMS	Raiz Média Quadrática (<i>Root Mean Square</i>)
SAE	Sociedade de Engenheiros da Mobilidade (<i>Society of Automotive Engineers</i>)
STFT	Transformada de Fourier de Tempo Curto (<i>Short-time Fourier Transform</i>)

LISTA DE SÍMBOLOS DE COMPOSTOS QUÍMICOS

Al	<i>Alumínio</i>
Al₂O₃	<i>Óxido de alumínio</i>
AlCrN	<i>Nitreto de cromo e alumínio</i>
AlN	<i>Nitreto de alumínio</i>
C	<i>Carbono</i>
cBN	<i>Nitreto cúbico de boro</i>
Co	<i>Cobalto</i>
Cr₃C₂	<i>Carbeto de cromo</i>
Cr₃O	<i>Óxido de cromo</i>
CrN	<i>Nitreto de cromo</i>
CrTiAlN	<i>Nitreto de cromo titânio e alumínio</i>
Cu	<i>Cobre</i>
FeO	<i>Wustita</i>
hBN	<i>Nitreto de boro hexagonal</i>
HCl	<i>Ácido clorídrico</i>
HfC	<i>Carbeto de Háfnio</i>
HfN	<i>Nitreto de Háfnio</i>
HfO₂	<i>Óxido de Háfnio</i>
MoS₂	<i>Sulfeto de molibdênio</i>
Mn	<i>Manganês</i>
Nb	<i>Nióbio</i>
NbC	<i>Carbeto de nióbio</i>
Ni-Cu	<i>Niquel-cobre</i>
O	<i>Oxigênio</i>

PcBN	<i>Nitreto cúbico de boro policristalino</i>
Si	<i>Silício</i>
Si₃N₄	<i>Nitreto de silício</i>
SiAlON	<i>Nitreto de alumínio e silício</i>
SiC	<i>Carbeto de silício</i>
TaC	<i>Carbeto de tântalo</i>
(Ti,Al)N	<i>Nitreto de titânio e alumínio</i>
TiC	<i>Carbeto de titânio</i>
TiCN	<i>Carbonitreto de titânio</i>
TiN	<i>Nitreto de titânio</i>
TiSiN	<i>Nitreto de titânio e silício</i>
V	<i>Vanádio</i>
VC	<i>carbeto de vanádio</i>
W	<i>Tungstênio</i>
WC	<i>Carbeto de Tungstênio</i>
WC-(Ti,Ta,Ni)C-Co	<i>Carbeto de Tungstênio e cobalto com titânio, tântalo e níquel</i>
WC-Co	<i>Carbeto de tungstênio e cobalto</i>
WC-TiC-Co	<i>Carbeto de Tungstênio, carbeto de titânio e cobalto</i>
X₁₅₅CrVMo12-1	<i>Aço AISI D2</i>
Y₂O₃	<i>Óxido de ítrio</i>
ZnSe	<i>Seleneto de zinco</i>
ZrN	<i>Nitreto de zircônio</i>
ZrO₂	<i>Óxido de zirconio</i>

NOMENCLATURA

Letras latinas

a_p	Profundidade de usinagem	mm
E_{ac}	Energia de emissão acústica	Joule
f	Avanço	mm/rev
K_{1C}	Resistência à fratura	MPa m ^{1/2}
R_a	desvio aritmético médio	μm
R_t	Altura total do perfil	μm
R_z	Altura máxima do perfil	μm
VB_B	Desgaste de flanco médio	mm
VB_{BMAX}	Desgaste de flanco máximo	mm
VB_c	Desgaste de flanco no raio de ponta	mm
v_c	Velocidade de corte	m/min

Letras gregas

α	Coefficiente de expansão térmica	10^{-6} K^{-1}
α_o	Ângulo de folga	[°]
β_o	Ângulo de cunha	[°]
γ_o	Ângulo de saída	[°]
ϵ_r	Ângulo de ponta da ferramenta	[°]
λ	Condutividade térmica	W/m K
λ_s	Ângulo de inclinação	[°]
ρ	Densidade	g/cm ³
σ_{bB}	Resistência ao dobramento	N/mm ²
σ_{dB}	Resistência à compressão	N/mm ²
χ'_r	Ângulo de posição secundária	[°]
χ_r	Ângulo de posição	[°]

RESUMO

O domínio dos processos de fabricação é de fundamental importância para a economia de países industrializados onde a competição dita os parâmetros de mercado. O uso de materiais mais baratos e resistentes e a diminuição de tempo de fabricação são alvos de constantes estudos na engenharia contemporânea. Dentro deste escopo, propõe-se o estudo dos sinais de emissão acústica (EA) como identificadores de mecanismos de desgastes em insertos de metal duro recobertos empregados na operação de torneamento do aço ABNT 4340 endurecido (46 ± 1 HRC). Para tanto, foi feita a caracterização das ferramentas para avaliar a composição e fases do substrato e dos recobrimentos. Também foram feitos ensaios de tração para definir como o sinal de emissão acústica se comporta em relação à deformação elástica, plástica e à fratura. Em seguida, foram realizados testes de torneamento usando ferramentas de metal duro sem e com recobrimentos a base de AlCrN comum e nanoestruturado e então avaliados os sinais de EA e o desempenho das ferramentas durante a operação. Os testes de torneamento à seco foram feitos usando os seguintes parâmetros de corte: velocidades de corte (v_c) de 150 m/min, 200 m/min e 250m/min; avanços (f) de 0,10 mm/rev, 0,15mm/rev e 0,20 mm/rev e profundidades de usinagem (a_p) de 0,25mm e 0,75mm. Por fim foi realizada a caracterização das ferramentas e a análise dos sinais de EA por meio das técnicas de transformada de Fourier de tempo curto (STFT) e densidade da força espectral (PSD) e correlacionada com os mecanismos de desgaste e desempenho da ferramenta. Os resultados demonstraram que os sinais de emissão acústica são sensíveis ao desgaste de ferramenta, principalmente em baixas e médias condições de corte. As falhas de recobrimento também foram identificadas com o uso da técnica denotando a diminuição da vida das ferramentas e uma variação nas amplitudes dos sinais.

Palavras-chave: *Torneamento duro, Aço ABNT 4340, Emissão Acústica, AlCrN, Recobrimentos nanoestruturados.*

ABSTRACT

The field of manufacturing processes is of utmost importance to the economy of industrialized countries where competition dictates market parameters. The use of cheaper and more resistant materials and the decrease in manufacturing time are targets of constant studies in contemporary engineering. Within this scenario, the principal aim of this work is to study the behavior an acoustic emission (AE) signals used to identify tool wear mechanisms in coated tungsten carbide employed in turning of hardened AISI 4340 steel (46 ± 1 HRc). Therefore, it's described the characteristics of the tools to assess the composition and phases of the substrate and coatings. Additionally, tensile tests were conducted to determine how the acoustic emission signal behaves in relation to the elastic and plastic deformation and fracture. Turning tests were conducted using cemented carbide tools with and without the common AlCrN coatings of nanostructured base and then evaluated AE signals and the performance of the tools during operation. The dried at turning tests were performed using the following cutting parameters: Cutting speeds (v_c) of 150 m/min 200 m/min and 250m/min; feed rates (f) of 0.10 mm/rev, 0.15 mm/rev and 0.20 mm/rev and depths of cut (a_p) of 0.25 mm and 0.75 mm. Finally the techniques knows as short time Fourier transform (STFT) and the spectral power density (PSD) were used to characterize the tools and the analysis of AE signals and correlated to the wear mechanisms and tool performance. The results showed that the acoustic emission signals are sensitive to tool wear, especially at low and moderate cutting conditions. Coating failures were also identified using the technique, showing a decrease in life of tools and a variation in the amplitudes of the signals.

Keywords: Hard turning, AISI 4340 steel, Acoustic Emission, AlCrN, Nanostructured Coatings.

1 INTRODUÇÃO

Na engenharia contemporânea, grandes evoluções e descobertas foram feitas em diversos ramos. A área de projeto ficou mais competitiva com ferramentas virtuais que facilitaram a vida dos especialistas. Hoje é gasto muito menos tempo de uma concepção a um produto final graças a estas ferramentas. Ferramentas de modelagem tridimensional, de análises e simulações e a prototipagem rápida impulsionaram e fizeram com que o tempo de projeto encurtasse bastante. No outro extremo, com mais produtos chegando ao mercado, o consumidor ficou mais exigente e já não tolera produtos com qualidade e desempenho inferiores. Neste âmbito, a engenharia de processos é, sem dúvida, o gargalo da cadeia. Não se pode questionar que houve uma grande evolução de maquinário e até mesmo nos processos propriamente ditos, não obstante, ela é ainda a limitante dos três pilares de uma indústria (projeto, processo e produto) e, portanto, alvo de inúmeros investimentos e pesquisas.

Mesmo em uma indústria moderna, sempre há a possibilidade de redução de custo em algum processo, tamanho é o desconhecimento de algumas técnicas. Pode-se citar que muito contribuem para isso os inúmeros parâmetros envolvidos nos processos, além do relativo desconhecimento das respostas dos materiais sob determinadas situações. Sob esta ótica, a usinagem se destaca como um dos processos mais importantes e usados na fabricação de bens de consumo duráveis. Nunca se usinou tantos materiais diferentes com parâmetros de qualidade tão rigorosos. O maquinário e os materiais de ferramentas hoje disponíveis permitem a usinagem de uma gama muito maior de materiais, embora diversos fenômenos ainda não sejam bem conhecidos. A própria vida da ferramenta é uma incógnita na usinagem, ou seja, o exato momento de troca da ferramenta é, ainda hoje, de difícil determinação mesmo com toda a tecnologia disponível. Mapear a temperatura de usinagem também é um desafio.

Até o começo do século XX, a usinagem era feita apenas utilizando como ferramenta o aço carbono com 1% de C e 0,2% Mn, o que limitava por completo o processo. A introdução de alguns elementos de liga e a inserção de tratamentos térmicos feita por Taylor e White e que depois culminou com invenção do aço rápido (HSS – do inglês High Speed Steel) fez com que houvesse a primeira grande revolução na usinagem. Com esse material, pode-se usinar mais rápido e materiais mais resistentes, o que até então não se fazia.

Na década de 1920, Schroter conseguiu produzir em laboratório o carbetto de tungstênio (WC) que, juntamente com o cobalto (Co) é à base do metal duro. Os grãos de carbetto de tungstênio e matriz de cobalto são sinterizados com adição de compostos que resulta nas propriedades características do metal duro. O metal duro é uma transição de carbetto metálico duro ligado a uma matriz de cobalto, sendo este metal mais dúctil. O metal duro é hoje o material de ferramenta mais usado na usinagem em todo o mundo e certamente revolucionou a usinagem por possibilitar o corte de novos materiais. Aliando boa dureza e tenacidade a uma excelente relação custo/benefício, esse material é capaz de usinar uma ampla gama de materiais em diversas operações e condições de corte.

Atualmente, o desenvolvimento da usinagem com ferramentas de metal duro se concentra na evolução dos recobrimentos. Recobrimentos de novos materiais, novas técnicas de deposição, novas estruturas e fases aumentam a expectativa ao uso do metal duro como material de ferramenta. A deposição de recobrimentos por meio das diversas técnicas (deposição física de vapor, deposição química de vapor, sol-gel, entre outras) fez com que o metal duro ganhasse propriedades superiores. Com isso mais materiais passaram a ser usinados a um custo relativamente baixo.

A ideia de um recobrimento de fina camada originou-se no Swiss Watch Research Institute usando a técnica de deposição por deposição química de vapor (CVD – do inglês *Chemical Vapour Deposition*). O intuito era aumentar a vida de componentes de relógios. Na década de 1960 o primeiro recobrimento de carbetto de titânio (TiC) foi aplicado a uma ferramenta de metal duro. No final daquela década, foi colocada no mercado a primeira ferramenta de metal duro revestida. No processo CVD, a deposição dos recobrimentos ocorre por meio de reações químicas promovidas a temperaturas de 900° C a 1100° C. Estas altas temperaturas podem gerar transformações de fase na ferramenta o que fez com que se criassem variantes dessa técnica para resolver este problema.

A técnica de deposição física de vapor (PVD – do inglês *Physical Vapour Deposition*) surgiu na década de 1970 utilizando nitreto de titânio (TiN) como recobrimento em um substrato de aço rápido. Resumidamente, na técnica de PVD ocorre ou o bombardeamento com íons do material a ser depositado ou a evaporação deste que então é reagido com um gás que forma um composto que deposita na ferramenta.

A evolução dos recobrimentos fez com que muitos materiais antes não usinados com determinadas ferramentas passassem a ser cortados com eficiência. Esta tecnologia gerou

redução de custos, uma vez que o recobrimento promove vida mais longa para a ferramenta de corte ou redução do tempo de corte. Uma aplicação importante de recobrimentos é em insertos para a usinagem de materiais endurecidos. A fabricação de peças endurecidas segue a lógica convencional, na qual primeiro se usina a peça no estado recozido, depois se faz o tratamento térmico para se atingir a dureza e a resistência mecânicas desejadas e logo após executa-se a operação de retificação para que se consiga as tolerâncias e acabamentos necessários. Uma alternativa a isso é o torneamento duro, no qual a peça sofre o tratamento térmico antes da usinagem, e nesta, além da forma obtêm-se o acabamento e a tolerância desejados. A usinagem de aços endurecidos é também motivo de muito estudo. Qualquer diminuição de operações no chão de fábrica tem impacto instantâneo no custo final da peça e do equipamento e isso é de suma importância no âmbito capitalista uma vez que a eliminação de operações gera economia de tempo e potencializa os lucros. No entanto, cuidados com a ferramenta e o maquinário são necessários, uma vez que a força de corte aumenta em comparação com a usinagem do mesmo material com dureza mais baixa. Insertos chanfrados e com materiais de maior dureza são escolhas essenciais para o sucesso destas operações.

Fenômenos físicos inerentes ao corte dos metais, como a deformação plástica e o próprio encruamento, além do processo de formação do cavaco, levam ao desgaste da ferramenta, que evolui na forma de vários mecanismos. Assim, o exato momento de troca da ferramenta ainda hoje é uma incógnita para a indústria metal-mecânica e alvo de diversos estudos na comunidade científica. Alguns desses estudos levam em consideração técnicas de monitoramento contínuo indireto.

O monitoramento de processos de fabricação é uma realidade já há algum tempo. Existem alguns processos fabris em que a corrente do motor é monitorada e ações são tomadas quando ela ultrapassa certo limiar, mas na usinagem, devido ao grande número de variáveis que alteram o par tribológico ferramenta-peça, o monitoramento simples não é uma aposta vantajosa.

O monitoramento indireto leva em conta parâmetros que não estão diretamente ligados ao processo e os correlaciona com parâmetros que se quer monitorar. Esse tipo de monitoramento é muito usado em processos de fabricação devido à dificuldade de se monitorar parâmetros diretamente envolvidos no processo. A emissão acústica é uma possibilidade em se tratando de monitoramento indireto. O uso de emissão acústica já é bastante difundido, principalmente em monitoramento de equipamentos estáticos e em vasos

pressurizados. Denomina-se emissão acústica a energia liberada por qualquer corpo quando este é retirado da sua forma inicial. Deste modo, tem-se a corrosão, a conformação, o desgaste, o cisalhamento e as solicitações trativas e compressivas como mecanismos geradores de emissão acústica em um corpo. A aplicação da técnica na usinagem ainda esbarra em vários mecanismos e fenômenos envolvidos no corte que ainda não são bem entendidos. As frequências nas quais acontecem fenômenos como movimento de deslocamentos, coalescência de vazios, formação de maclas não são bem conhecidas. Além disso, há ainda a contribuição da temperatura e dos processos de desgaste e atrito no par ferramenta-peça.

2 OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho se dividem em objetivos gerais e objetivos específicos, os quais são detalhados a seguir.

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho é estudar o comportamento dos sinais de emissão acústica durante a operação de torneamento do aço baixa liga ABNT 4340 temperado e revenido (dureza média de 46 ± 1 HRc) com a variação de recobrimentos da ferramenta e dos parâmetros de corte.

2.2 Objetivos Específicos

Como objetivos específicos, este trabalho propõe-se a:

- caracterizar de modo a identificar a dureza, espessura, rugosidade e adesividade dos recobrimentos e o substrato das ferramentas de modo a identificar as diferenças entre os recobrimentos;
- separar as frequências excitadoras de sinal de emissão acústica inerentes às deformações do aço ABNT 4340 das frequências do processo de corte do mesmo material;
- identificar os mecanismos de desgaste por meio da técnica de emissão acústica;
- detectar e quantificar o desgaste de ferramenta (VB_{BMAX}) por meio da técnica de emissão acústica;
- avaliar o desempenho das ferramentas sob diversos parâmetros de corte e frente aos recobrimentos empregados.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo tem o intuito de fornecer embasamento para o melhor entendimento do trabalho realizado. Ele está organizado da seguinte forma: inicialmente será discutido o torneamento duro, seguido pelos materiais de ferramenta de corte usados no torneamento duro, recobrimento de nitreto de cromo-alumínio, técnicas de deposição de recobrimentos, avaliação de qualidade dos mesmos, além dos mecanismos de desgastes de ferramenta e qualidade da superfície usinada, finalizando com emissão acústica nos fenômenos referente ao corte estudado e processamento dos sinais de emissão acústica.

3.1 Torneamento Duro

Embora este conceito não seja consensual, normalmente considera-se torneamento duro o corte de material cuja dureza seja igual ou superior a 45 HRc. Segundo Astakhov (2006), peças de aços ligas endurecidos, aços ferramentas, superligas, ferros fundidos nitretados, peças produzidas por metalurgia do pó, aços recobertos com cromo endurecido e aços cementados podem ser usinados usando a técnica de usinagem dura.

O avanço das máquinas-ferramentas, o desenvolvimento de novos materiais para ferramentas de corte, juntamente com recobrimentos contribuiu em muito para o desenvolvimento e difusão da técnica. O desenvolvimento de máquinas-ferramentas e a tecnologia dos processos focada no torneamento duro e na rapidez do processo dá a este processo grande relevância na indústria (NESLUŠAN et al., 2012). Na verdade, o torneamento pode substituir a retificação em algumas operações. A alta flexibilidade e a capacidade de desenvolver geometrias complexas de forma rápida são aspectos que põem a usinagem dura em vantagem em relação à retificação convencional.

Algumas vantagens inerentes ao processo de torneamento duro em relação ao de retificação são enumeradas por Erdel (2003):

- o torneamento duro é uma operação muito mais rápida devido ao fato que necessita de apenas um *setup*;
- tornos oferecem maior flexibilidade de produção;
- operações de desbaste e acabamento podem ser realizadas apenas configurando os parâmetros de corte;
- múltiplas operações de torneamento são mais fáceis de automatizar por meio de mudanças de ferramentas em tornos com comando numérico;
- o torneamento duro a seco elimina os custos associados à aquisição e descarte do fluido de corte.

Por outro lado, o torneamento duro apresenta as seguintes desvantagens frente à retificação (ASTAKHOV, 2006):

- o custo do ferramental por peça produzida é mais alto que na retificação;
- o torneamento com ferramenta desgastada pode gerar a formação de camada branca na peça devido ao aquecimento superficial que também leva a perda de dimensional;
- em alguns casos, o tamanho da peça ou a geometria não permite o torneamento duro. Segundo Erdel (2003), uma relação de até 4:1 entre comprimento e diâmetro é ideal para o torneamento duro usando contraponto;
- em geral, o uso de máquina ferramenta com alta rigidez é essencial para uma operação de qualidade. O grau de rigidez do equipamento dita a qualidade dimensional do torneamento duro. Para a tolerância dimensional se tornar mais estreita e o acabamento superficial diminuir, é necessário maior rigidez da máquina. Além disso, a máquina ferramenta deve integrar um grande número de recursos para aumentar a rigidez e o amortecimento do equipamento. Isso inclui o uso de bases reforçadas com polímeros compósitos, eixos árvore com selamento direto e eliminação de peças de acoplamento.

Bartarya e Choudhury (2012) afirmam que o sucesso do torneamento duro depende da satisfação de alguns requisitos em relação à máquina-ferramenta, ferramenta de corte, condições de refrigeração, entre outras, o que faz com que este tipo de usinagem tenha uma aplicação restrita. Por se tratar de uma operação envolvendo materiais mais resistentes, as forças de usinagem são altas, portanto o uso de um material para a ferramenta com baixo coeficiente de atrito é importante. Ferramentas de nitreto cúbico de boro (PcBN) são

largamente empregados, assim como cerâmicas a base de óxido de alumínio. O uso de ferramentas de metal duro recobertas e com microgrãos também é promissor.

Diversos autores (MEYER et al., 2012; SAHOO e SAHOO 2012; HAKIM et al., 2011) afirmam que a primeira escolha como ferramenta de corte para o torneamento duro é o PcBN seguido das cerâmicas a base de óxido de alumínio por aliarem diversas propriedades que são necessárias ao corte, como alta dureza e baixa afinidade química com o material da peça.

Nakayama et al. (1998) afirmam que a usinagem dura não apresenta necessariamente forças de corte altas se comparadas com o corte de metais comuns. A formação de cavacos serrilhados devido à baixa ductilidade e a redução do contato entre a ferramenta e o cavaco reduzem as forças, apesar da alta resistência dos materiais duros.

Em geral, a geometria da ferramenta é crítica no torneamento duro porque se necessita de uma ferramenta com alta resistência de aresta de modo a suportar as grandes tensões incidentes sobre a ferramenta. Desta maneira, a maioria das ferramentas designadas para a usinagem dura é produzida com ângulo de cunha de 90° e chanfro (às vezes duplo chanfro) na aresta de corte. Chanfros com ângulo de 20° e largura de 0,1mm são tipicamente selecionados. Sahoo e Sahoo (2012) realizaram ensaios de torneamento do aço AISI 4340 (47 HRc) com ferramenta de metal duro sem revestimento e com revestimentos multicamadas (TiN, TiCN, Al₂O₃ e TiN) e (TiN, TiCN, Al₂O₃ e ZrCN) e observaram que o revestimento tem grande influência sobre o desempenho da ferramenta. A ferramenta com melhor desempenho foi a ferramenta revestida com (TiN, TiCN, Al₂O₃ e TiN) devido ao menor coeficiente de atrito e elevada estabilidade sob altas temperaturas.

Rech (2006) conduziu experimentos para caracterizar a interação tribológica de revestimentos TiN, (Ti, Al)N e (Ti, Al)N + MoS₂ depositados em substrato de metal duro na usinagem com aços baixa liga. Foi observado que o baixo coeficiente de atrito do TiN é um importante parâmetro que leva a uma melhor resistência ao desgaste em comparação com o revestimento (Ti, Al)N.

Testes de torneamento do aço AISI 4340 endurecido (48 HRc) com ferramenta de metal duro triplamente recoberta (TiN + TiCN + Al₂O₃) por CVD realizadas por Suresh et al. (2012) mostraram que o avanço é o parâmetro mais influente tanto do ponto de vista físico

quanto estatístico na força de corte e no desempenho da operação, seguido pela profundidade de usinagem e por último pela velocidade de corte.

Suresh et al. (2012) relataram que existe uma relação entre a força de corte e a dureza do material. É relatado que para peças com dureza de 30 a 50 HRc, cavacos contínuos são formados e as componentes da força de corte são reduzidas. Entretanto, quando a dureza ultrapassa o patamar de 50 HRc, cavacos segmentados são formados e a força de corte tem um aumento repentino. Luo et al. (1999) estudaram o torneamento do aço AISI 4340 com dureza entre 29 a 57 HRc usando ferramentas de alumina mista e cermet e observaram que um aumento de 48% na dureza eleva as forças de corte de 30 a 80%.

Segundo Neslušán et al. (2012), a aplicação do torneamento duro como processo de acabamento requer a geração de uma superfície usinada apenas por deformação plástica para que haja menor indução de tensões residuais na peça, uma vez que a deformação elástica induz o recalque e o retorno elástico, produzindo um pior acabamento da peça. A adequada compreensão do mecanismo de remoção do material que ocorre durante a usinagem dura é essencial para avaliação do processo.

O torneamento duro influencia significativamente a superfície e a integridade subsuperficial da peça. Isto é de especial interesse porque as peças endurecidas são muitas vezes sujeitas a carregamentos cíclicos em serviço. A integridade da superfície pode ser caracterizada em relação à superfície, a valores geométricos e as propriedades físicas. As falhas na integridade superficial da superfície usinada são causadas pelas altas tensões e temperatura durante o processo de corte bem como a tensão elevada e os gradientes de temperatura que estão sujeitas a zona exterior à camada sub superficial devido à alta deformação plástica e tensão térmica (GUO e SAHNI, 2004; TONSHÖFF et al., 1998; CHOU e SONG, 2004). A superfície e a subsuperfície da peça são afetadas pelas condições de contato da ferramenta, tais como a microgeometria e o estado de desgaste da ferramenta. Quando o desgaste de flanco da ferramenta aumenta, a carga térmica e mecânica da subsuperfície da peça também cresce. Sendo assim, se o desgaste de flanco ultrapassa certo valor, pode-se criar uma zona termicamente afetada na peça, onde há a ultrapassagem da temperatura de austenitização do aço. Esta zona é chamada de “camada branca” (MEYER et al., 2012). Na FIG. 3.1 é mostrada essa influência do desgaste de ferramenta na peça.

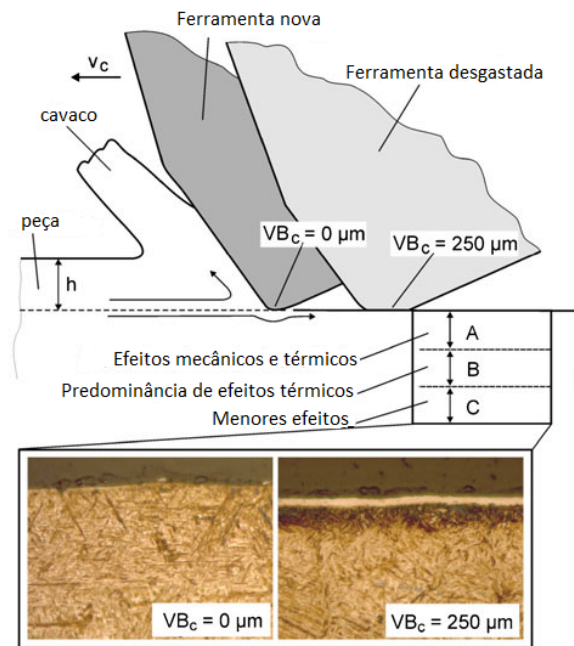


FIGURA 3.1 – Interação entre a ferramenta e a peça na usinagem dura.

FONTE: MEYER et al. 2012 – adaptado.

Matsumoto et al. (1999) afirmam que o torneamento duro produz tensões residuais compressivas nas camadas mais distantes da superfície. O efeito dos parâmetros de corte foi investigado e os resultados indicaram que a geometria da ferramenta de corte é o principal fator responsável pelo perfil de tensões residuais. A variação do ângulo de chanfro de 15° para 30° assim como o arredondamento da ponta da ferramenta em $0,02$ mm geraram maiores tensões residuais na peça.

Existem alguns outros fatores que também necessitam ser considerados para a formação da camada branca durante o torneamento duro. São estes a taxa de deformação e velocidade de refrigeração (BOSHEH e MATIVENGA, 2006). A pressão de corte específica tem um efeito significativo sobre a temperatura de transformação de fase. Como a austenita tem maior densidade do que a ferrita, a pressão reduz a temperatura de transformação de fase. A alta taxa de deformação faz com que a geração de calor reduza a tensão necessária para deformação.

O efeito do endurecimento e da formação da camada branca no torneamento do aço H13 com ferramentas de metal duro sem recobrimento e recobertas com CrTiAlN e CrTiAlN/MoS₂ foi estudado por Aramcharoen e Mativenga (2008). O estudo demonstrou que tanto a temperatura da peça quanto a da ferramenta foram menores na usinagem com insertos

recobertos devido ao baixo coeficiente de atrito entre a ferramenta e peça. Também notaram que a usinagem com ferramentas recobertas provocou efeito de endurecimento mais homogêneo que as sem recobrimento. Além disso, altas velocidades de corte produziram uma camada branca insignificante.

Guo et al. (2010) mostraram que o torneamento duro com ferramenta nova gerou um perfil de tensão residual caracterizado por tensões compressivas sendo baixa na superfície e altas nas camadas subsuperficiais. Em comparação com uma superfície usinada com uma ferramenta em fim de vida que gerou altas tensões trativas na região da camada branca e que se tornaram altamente compressivas nas camadas mais distantes da superfície alteradas pela mudança de fase. A diferença entre as tensões superficiais levam a uma menor resistência a fadiga (6 a 7 vezes). Segundo os autores, a diferença significativa entre camada branca e a subsuperfície faz com que a superfície de trabalho da peça tenha menor capacidade de compensar cargas externas o que facilita a iniciação e propagação de trincas na subsuperfície.

O uso de fluido de corte não é uma unanimidade entre os pesquisadores do torneamento duro. Alguns defendem o corte a seco enquanto outros defendem o uso do fluido para reduzir a espessura da camada branca formada na peça. Para alguns autores, a elevada temperatura de corte na usinagem dura faz com que o fluido evapore instantaneamente, diminuindo a vida da ferramenta e piorando o acabamento da superfície. No corte contínuo, a alta temperatura alcançada no corte a seco serve para reduzir a resistência ao cisalhamento do material da peça. Portanto, o uso de fluido em usinagem dura não é usual, embora a sua ausência também provoque a diminuição da vida da ferramenta (exceto nas ferramentas de PcBN) e piore o acabamento superficial (DAVIM, 2009).

Uma comparação entre o desempenho dos fluidos de corte no torneamento de aço AISI 4340 endurecido (49 HRc) com ferramentas de alumina mista foi realizada por Ávila e Abrão (2001). Os resultados indicaram que em operação de acabamento com velocidades de corte mais elevadas ($v_c = 300$ e 400 m/min), a utilização de fluidos de corte resultou em menor dispersão na rugosidade da superfície usinada. Em geral, a emulsão promoveu melhor acabamento da superfície em comparação com o fluido de corte sintético ocasionalmente superado pela usinagem a seco.

Segundo Astakhov (2006), um processo de torneamento duro bem acertado gera um desvio aritmético médio (R_a) também conhecido como rugosidade média entre $0,4$ e $0,8\mu\text{m}$, erro de circularidade de 2 a $5\mu\text{m}$ e tolerância no diâmetro de ± 3 a $\pm 7\mu\text{m}$. As mesmas

características podem ser alcançadas na mesma máquina ferramenta de forma menos agressiva sem a peça estar tratada, maximizando o uso da máquina. Contudo, o uso de ferramentas inadequadas e a incerteza de que a máquina-ferramenta possui rigidez necessária para suportar as altas cargas dinâmicas impostas pela operação e que podem chegar a duas vezes as cargas impostas em um torneamento convencional, fazem com que não se use a total potencialidade da técnica.

3.2 Materiais de Ferramenta para Torneamento Duro

O torneamento duro requer uma ferramenta de elevada dureza e alta estabilidade química, principalmente a altas temperaturas. Dentre os materiais de ferramentas de corte disponíveis comercialmente, enumeram-se alguns como os mais propícios para o torneamento duro. A primeira escolha do material da ferramenta leva em consideração a dureza do mesmo. Sendo assim, a representação em dureza decrescente demonstra quais são as principais escolhas para a ferramenta na operação de torneamento duro. Desta forma, será primeiro apresentado o nitreto cúbico de boro policristalino, as cerâmicas seguida do cermet e finalizando com o metal duro, material para ferramenta que é usado neste estudo.

A escolha do material para ferramenta a ser empregado no torneamento duro depende primordialmente de sua dureza a alta temperatura, uma vez que ao executar o corte, a temperatura aumenta, fazendo com que a ferramenta perca sua dureza. A FIG. 3.2 demonstra a variação da dureza dos principais materiais de ferramenta de corte em função da temperatura. Nela, pode-se notar que o diamante sintético apresenta uma dureza de 4400 HV à temperatura ambiente e com aproximadamente 500 K alcança uma dureza de aproximadamente 4000 HV caindo até atingir 3000 HV a 750 K. O metal duro apresenta uma dureza de 1200 HV à temperatura ambiente, atingindo 1000 HV a temperatura de 500 K.

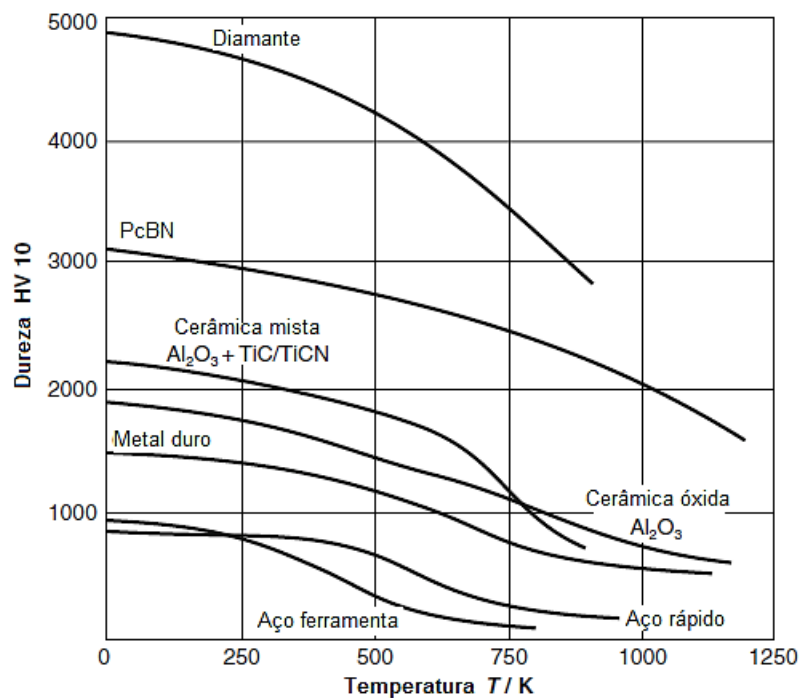


FIGURA 3.2 – Variação da dureza em relação à temperatura.

FONTE: KLOCKE, 2011 – adaptado.

3.2.1 Nitreto Cúbico de Boro Policristalino (PcBN)

O nitreto cúbico de boro (*cBN*) é um composto que não é encontrado na natureza. Ele é obtido a partir do nitreto hexagonal de boro (*hBN*). Segundo Klocke (2011), o nitreto hexagonal de boro é obtido pela síntese de halogenetos de boro com amônia. Ao ser submetido à alta pressão (50 a 90 kbar) e temperatura (1800 a 2200 K) sob influência catalítica de nitretos alcalinos e alcalinos terrosos, ele assume sua forma alotrópica que é o *cBN*. Observa-se na FIG. 3.3 o diagrama de fase do nitreto de boro onde demonstra a mudança alotrópica do mesmo através da variação de temperatura e pressão.

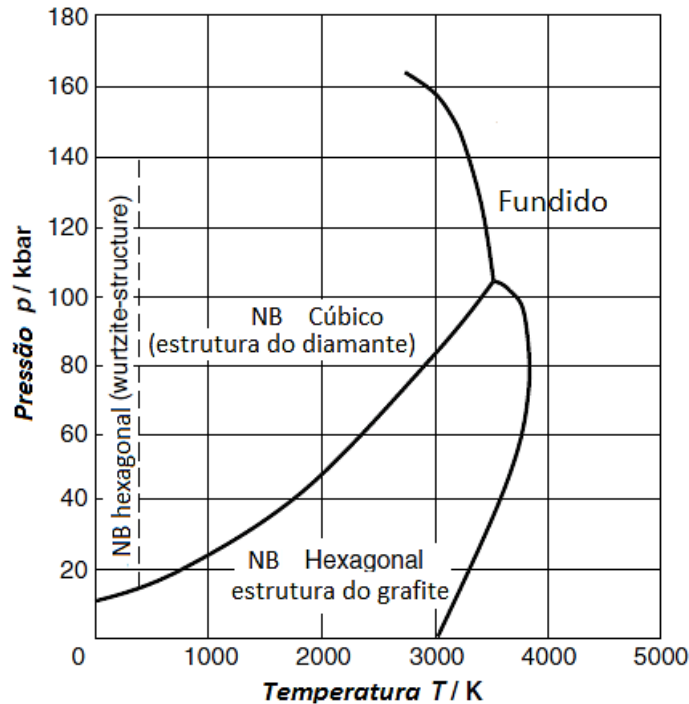


FIGURA 3.3 – Diagrama de fase do nitreto de boro.

FONTE: KLOCKE, 2011 – adaptado.

Além da dureza elevada, outra grande vantagem do cBN é sua resistência química, principalmente contra a corrosão. Sua estabilidade química permanece praticamente inalterada até atingir temperaturas próximas a 2000 °C (KLOCKE, 2011).

O nitreto cúbico de boro policristalino (*PcBN*) é obtido pela sinterização individual dos cristais de cBN ou de ligação com materiais aglutinantes, tais como ligantes de cerâmica. O *PcBN* sinterizado consiste em cristais anisotrópicos orientados aleatoriamente em uma matriz isotrópica. O composto resultante pode ter uma fase ligante cerâmica ou uma fase ligante metálica, que são obtidas a partir dos catalisadores ou solventes (HUANG et al., 2006).

O *PcBN* é o segundo material em dureza e resistência abrasiva, sendo superado apenas pelo diamante. É produzido à elevada temperatura e pressão e também têm uma vantagem representada sobre ferramentas de diamante, isto é, a baixíssima afinidade química com o ferro. Como material para ferramenta de corte, o *PcBN* de alta concentração tem as seguintes propriedades físicas (SUMITOMO, 2007): densidade de 3,48 g/cm³, módulo de Young de 71×10³ kg/mm²; dureza de 4500 HV; condutividade térmica de 13 W/cm °C a temperatura ambiente e coeficiente de expansão térmica de 4,7 × 10⁻⁶/°C de 20 °C a 800 °C.

Basicamente existem duas categorias de ferramentas de PcBN. Uma delas tem cerca de 90% em volume de grãos de cBN com aglutinantes metálicos (por exemplo, cobalto), e é denominada ferramenta de alto teor de cBN. A outra tem de 50 a 70% em volume de grãos de cBN com ligantes de cerâmica (por exemplo, nitreto de Ti e/ou carbetto de titânio TiC), e é referida como ferramenta de baixo teor de cBN. Em geral, ferramentas com alto teor de cBN são indicadas para operações de desbaste, ao passo que ferramentas com baixo teor de cBN são recomendadas para operações de acabamento.

3.2.2 Cerâmicas

As cerâmicas são materiais de alta dureza (acima de 1600HV), refratários e muitas vezes inertes (TRENT e WRIGHT, 2000) devido à natureza de suas ligações (iônicas e covalentes). Segundo Davim (2011), a maioria das cerâmicas mantém suas propriedades mecânicas a uma temperatura acima de 1500°C. Apesar destas características, as cerâmicas são muito frágeis, o que restringe seu uso a operações de torneamento de acabamento.

Segundo Davim (2011), os materiais cerâmicos são produzidos a partir de pós cerâmicos com pressão superior a 25 MPa, para posteriormente serem sinterizados a cerca de 1700 °C. Ferramentas de cerâmica são baseadas principalmente em óxido de alumínio ou alumina (Al_2O_3) e nitreto de silício (Si_3N_4). Uma classificação bem aceita leva em conta estes dois principais componentes (TAB. 3.1).

TABELA 3.1
Classificação das ferramentas cerâmicas.

Cerâmicas a base de alumina			Cerâmicas não óxidas
Cerâmicas a base de alumina	Cerâmicas mistas	Cerâmicas com reforços de <i>Whiskers</i>	Cerâmicas a base de nitreto de silício
Al_2O_3 pura	$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$	$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiC-}$ <i>whisker</i>	$\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$
$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2$	$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2$ +TiC		$\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ + materiais duros $\alpha\text{-Sialon}$ $(\alpha + \beta)\text{-Sialon}$

FONTE: KLOCKE, 2011 – adaptado.

Ferramentas a base de alumina podem conter adições de titânio, magnésio, zircônio, cromo ou óxidos distribuídos homogeneamente na matriz de alumina para melhorar a tenacidade como mostra a subdivisão das ferramentas a base de alumina da FIG. 3.4.

Segundo Klocke (2011), as ferramentas cerâmicas a base de alumina (óxidas) normalmente contem zircônia (ZrO_2). Ao adicionar ZrO_2 à matriz de alumina, eleva-se a tenacidade do produto devido a criação de partículas de segunda fase na matriz (LIKE et al., 2007). Por ter menor volume, a zircônia induz a diminuição dos grãos de alumina gerando aumento da resistência à fratura da ferramenta, uma vez que quanto menor o tamanho de grão, maior a resistência à formação e propagação de trincas.

A adição de carbetos metálicos (TiC/TiCN) à matriz de alumina dá origem à cerâmica mista (KLOCKE, 2011). Segundo Like et al. (2007), a adição dos carbetos (5 a 40%) aumenta a dureza, tenacidade e resistência a choques da ferramenta cerâmica. Os materiais endurecidos formam fases finamente distribuídas na matriz que limitam o crescimento dos grãos de alumina. Desta maneira, as cerâmicas mistas têm uma estrutura formada por grãos bem refinados que aumentam sua tenacidade, sua resistência ao desgaste e sua condutividade térmica em relação às cerâmicas puras a base de alumina (KLOCKE, 2011).

A adição de fibras curtas de carbeto de silício (SiC) orientadas aleatoriamente na matriz de alumina dá origem às ferramentas cerâmicas com reforço de *whiskers*. A vantagem do reforço de *whisker* advém do aumento da tenacidade da alumina como material de

ferramenta de corte. Segundo Klocke (2011), há uma melhora da tenacidade pela inclusão de *whiskers* nas cerâmicas óxidas. Comparadas às cerâmicas mistas, as ferramentas com reforço de *whiskers* tem um ganho de mais de 60% na resistência à fratura e uma melhor distribuição de calor, o que favorece seu uso em processos de corte com aplicação de fluido de corte.

Schneider e Richter (1999) estudaram a aplicação de cerâmicas como ferramentas de corte e afirmaram que a estrutura em forma de glóbulos das ferramentas a base de alumina e zircônia são refinadas pela adição dos carbeto metálicos (TiC/TiCN) e *whiskers* (SiC), o que aumenta a sua tenacidade (FIG. 3.4).

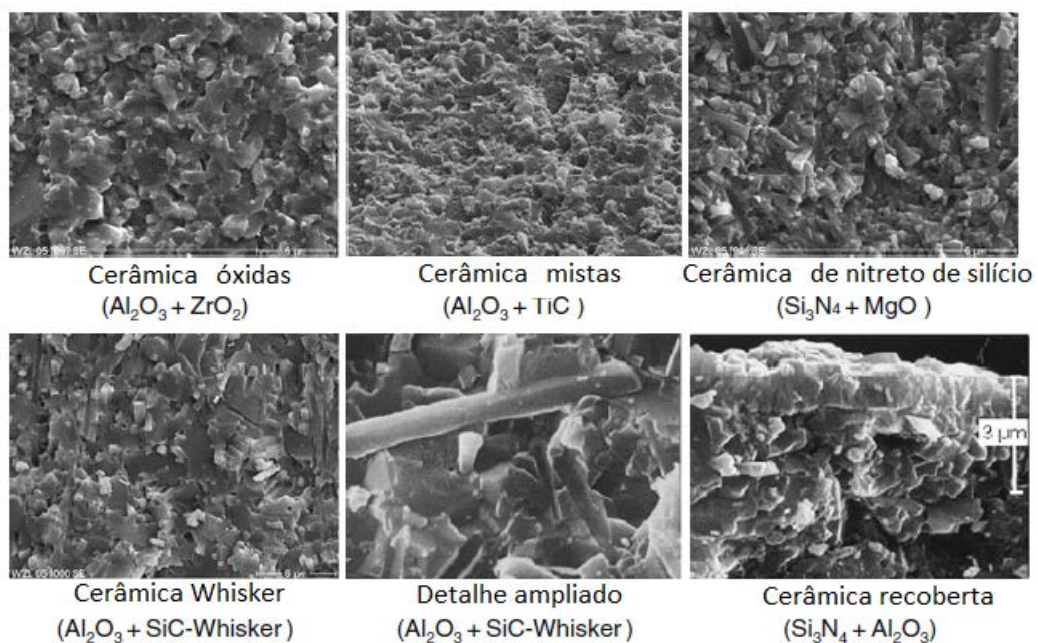


FIGURA 3.4 – Microestruturas das ferramentas cerâmicas.

FONTE: SCHNEIDER E RICHTER (1999) – adaptado.

A principal característica das ferramentas cerâmicas a base de nitreto de silício é sua maior tenacidade e resistência a choques térmicos em relação as cerâmicas a base de alumina pura (KLOCKE, 2011). O ganho de tenacidade destas cerâmicas em relação às cerâmicas óxidas e mistas advêm da forma agulhiforme dos grãos hexagonais de β -Si₃N₄ (em oposição aos grãos globulares do Al₂O₃). O crescimento não direcional dos grãos agulhiformes cria uma microestrutura mecanicamente interligada que provê a ferramenta com excelente melhora de resistência dando característica próxima ao metal duro classe K.

3.2.3 Cermet

A formulação básica do cermet é composta por carbeto de titânio e nitreto de titânio tendo níquel e cobalto como aglomerante. Machado et al. (2009) afirmam que a maior dureza do cermet em relação ao metal duro é garantida pela maior dureza do TiC em relação ao WC. Os grãos do TiN e TiC variam de 0,5 a 2 μm e conferem resistência mecânica à ferramenta (EDWARDS, 1993).

O cermet apresenta menor densidade se comparado ao metal duro. As principais diferenças entre eles são a menor condutividade térmica e maior coeficiente expansão térmica do cermet (KLOCKE, 2011). Isso resulta em uma maior sensibilidade da ferramenta a variações de temperaturas.

As propriedades físicas do cermet variam de acordo com o fabricante, mas em geral ele tem uma dureza de 3200 HV, temperatura de oxidação de 1100 °C, condutividade térmica de 0,052 cal/cm s °C, dilatação térmica de $7,2 \cdot 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ (MACHADO et al., 2009).

Sobre o ponto de vista tribológico, os cermet têm baixa tendência à difusão e adesão e também uma alta resistência ao desgaste e a oxidação a altas temperaturas e por isso são indicados para uso sob altas velocidades de corte.

3.2.4 Metal Duro

O metal duro é um material composto por carbetos de metais de transição (4B a 6B da tabela periódica) em uma matriz de material ligante de níquel e/ou cobalto (KLOCKE, 2011). Os carbetos de titânio e tântalo são mais estáveis que o carbeto de tungstênio e têm maior resistência a decomposição na presença de ferro γ (austenita). A temperatura da superfície do cavaco em contato com a ferramenta pode atingir temperaturas maiores que a temperatura de transformação alotrópica do aço e isso faz com que, devido a alta afinidade do WC com a austenita, haja a perda de carbono de WC na superfície da ferramenta. Isso resulta no desenvolvimento do desgaste de cratera (SHAW, 2005).

A adição do carbeto de titânio vem exatamente prover esta deficiência do carbeto de tungstênio. Segundo Shaw (2005), a adição de TiC reduz drasticamente o desgaste de cratera na ferramenta de metal duro. Apesar disso, o TiC é responsável pelo aumento da resistência mecânica e da resistência ao desgaste abrasivo. O carbeto de tântalo provê resistência ao desgaste abrasivo e aumenta a resistência ao impacto graças a redução do tamanho de grão que a adição desse carbeto gera no metal duro. Por outro lado, sua adição torna o custo da ferramenta mais elevado por ser um material mais nobre do que o TiC.

A possível união dos carbetos de tântalo e titânio gera dois tipos de metal duro: um propício para a usinagem de ferros fundidos, metais não-ferrosos, não-metais abrasivos como a fibra de vidro e grafite que consiste em cristais de WC com 3 a 12% de cobalto como ligante (classe ISO K) e outro recomendado para usinar materiais ferrosos e que tem parte de WC substituído por TiC, TaC ou NbC com o intuito de prever o desgaste abrasivo mas com perda progressiva de resistência mecânica, ao desgaste e à corrosão.

Não apenas a adição de carbetos e cobalto são determinantes para a diferenciação de classes de ferramentas de metal duro, mas também as fases do material são cruciais para isso. Smith (2008) afirma que todo metal duro é constituído de fase α e β onde a fase α é rica em WC e a fase β rica em WC-Co. A classe K, composta apenas das duas fases é subdividida levando em consideração o tamanho de grão. A adição de cobalto faz com que os grãos cresçam e altere o índice dentro da classe K (FIG. 3.4). A presença da fase γ , além das fases já ditas α e β , constituem o metal duro de classe P. A variação da fase γ , rica em carbetos (titânio, tântalo e nióbio), além da concentração de ligante, distinguem o índice da classe P (FIG.3.5).

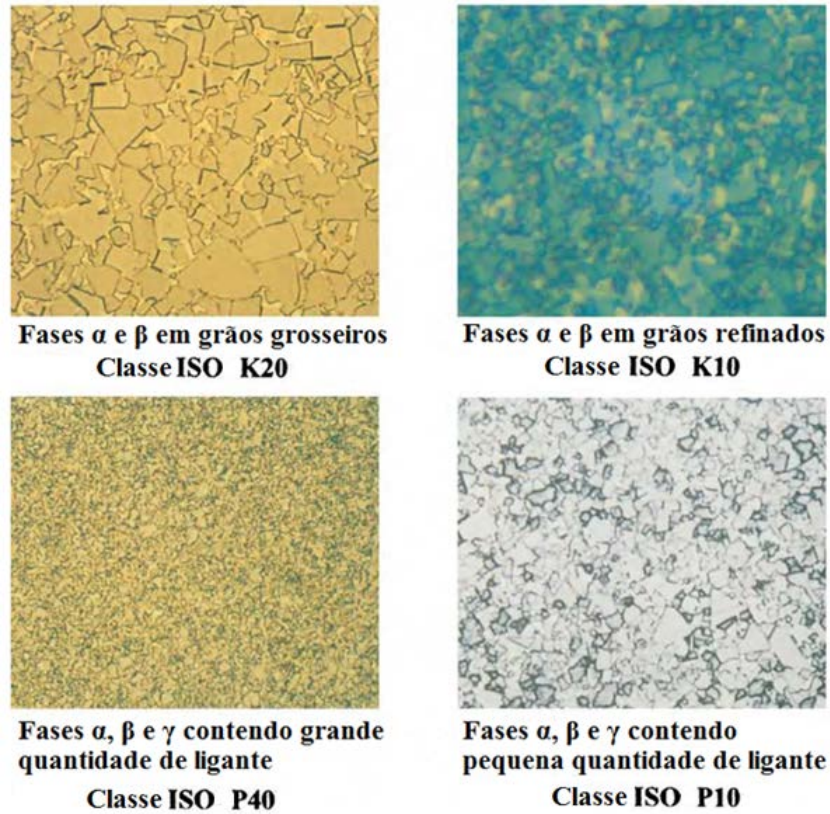


FIGURA 3.5 – Microestruturas típicas das classes de metal duro.
 FONTE: SANDVIK COROMANT, 2005 - adaptado.

A estrutura hexagonal e altamente anisotrópica do carbeto de tungstênio (Lee e Gurland, 1978) faz com que a orientação do cristal de WC influa diretamente em sua dureza, conforme representado na TAB. 3.2.

TABELA 3.2
 Orientações cristalinas e dureza do carbeto de tungstênio.

Orientação cristalina	Dureza (HV1)
(0001)	2100
(1100)	1080
(1101)	1060

FONTE: RIEDEL (2000)

A grande variação encontrada nos valores de dureza do WC relatada por diversos autores se deve a um erro comum da medição de dureza no metal duro que contem grãos

aleatoriamente orientados (RIEDEL, 2000). Além disso, o tamanho dos grãos exige o uso de baixa carga de indentação nos testes de microdureza para que não haja erros de medição.

Sigl e Exner (1989) registraram a microdureza do carbeto de tungstênio de uma amostra orientada em (0001), vide FIG. 3.6. Observa-se que a microdureza cai com o aumento da carga por causa da grande diferença de dureza entre fases, sendo assim, dependendo da magnitude da carga, o ensaio de microdureza acaba rompendo a fase dura e atingindo a fase de menor dureza diminuindo o valor da leitura.

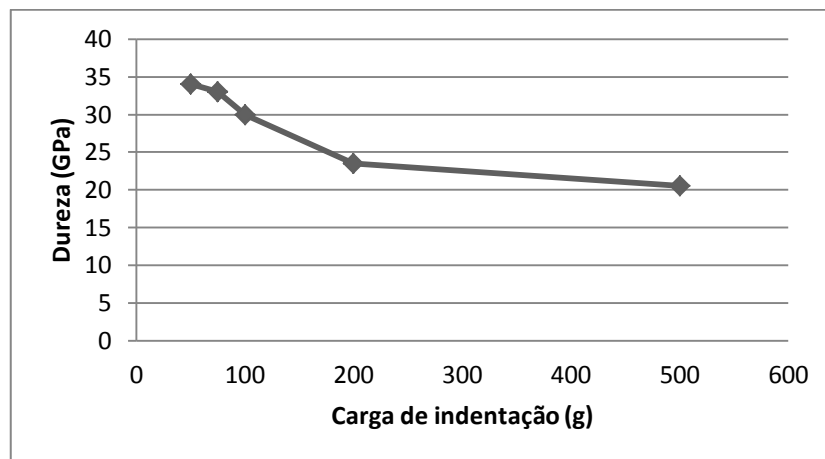


FIGURA 3.6 – Relação entre dureza medida e a carga de indentação.

FONTE: Sigl e Exner (1989).

O cobalto usado como ligante em ferramentas de metal duro não é o cobalto puro e sim uma solução sólida de carbono e tungstênio no cobalto. Quando o WC-Co é resfriado da temperatura de sinterização para a temperatura ambiente há a transformação de parte do cobalto de estrutura cúbico de face centrada (CFC) para a hexagonal compacta gerando uma estrutura lamelar hexagonal junto a um material predominantemente cúbico (SIGL e EXNER, 1989). A dureza do cobalto varia de 120HV a 240HV dependendo do método de preparação da amostra (BATTERIDGE, 1982). No entanto a solução de carbono e tungstênio em cobalto pode ser até mais que duas vezes mais duro que o cobalto puro dependendo da composição.

Os dois principais fatores que afetam a dureza do WC-Co são o teor de cobalto e o tamanho dos grãos de carbeto de tungstênio. Sabe-se que a dureza do metal duro diminui com o aumento do teor de cobalto em todos os tamanhos de grãos de carbeto e diminui com o aumento do tamanho de grão em todos os teores de cobalto (EXNER e GURLAND, 1970). Como resultado, através da seleção de combinações adequadas de cobalto, tamanho de grãos e de carbeto, a dureza de metal duro pode variar desde abaixo de 800 HV a mais de 2000 HV. A

combinação mais apropriada é determinada pelas propriedades que, além de dureza, são necessárias para uma aplicação específica. Grãos com tamanho da ordem de 100 nm promovem um aumento de dureza para valores acima de 2000 HV conforme relatam Carroll (1997) e Klocke (2011). Além da dureza, a resistência à flexão e a fratura são dependentes do tamanho do grão e da quantidade de cobalto. Na FIG. 3.7 é detalhada a dureza e a resistência a flexão em relação ao tamanho de grão do metal duro e a FIG. 3.8, a resistência a fratura em relação à quantidade de cobalto e o tamanho de grãos.

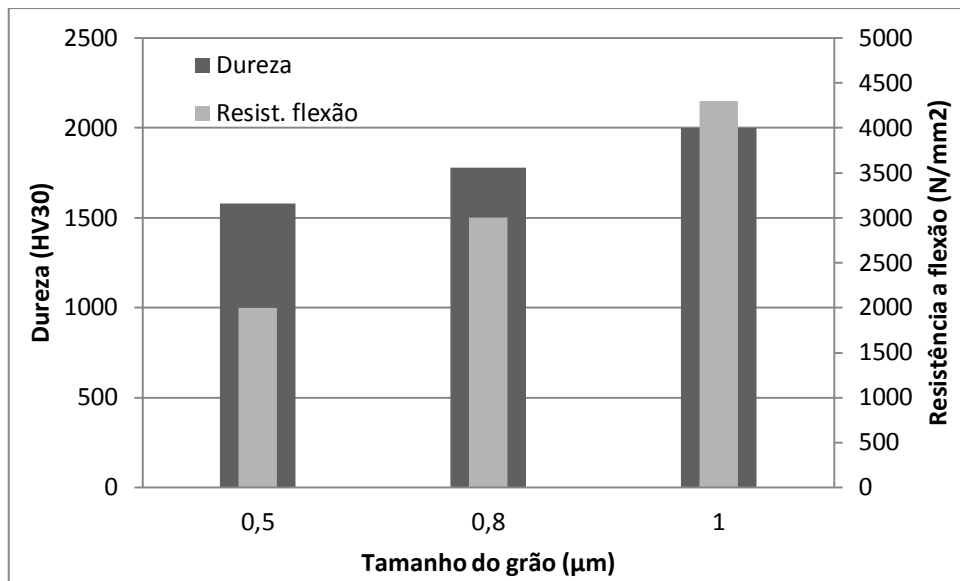


FIGURA 3.7 – Influência do tamanho de grão sobre a dureza e resistência a flexão do metal duro.

FONTE: KLOCKE (2011) – adaptado.

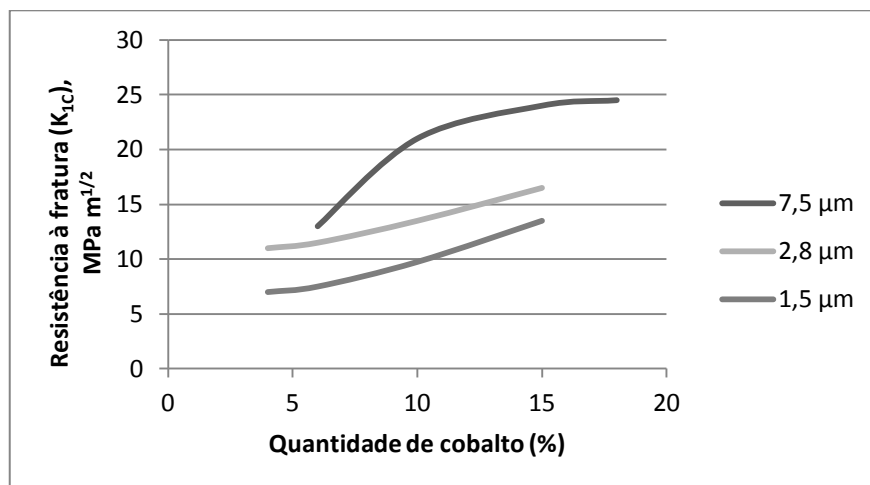


FIGURA 3.8 – Influência do teor de cobalto e do tamanho de grão de WC sobre a resistência à fratura do metal duro.

FONTE: ASM METALS HANDBOOK (1989) – adaptado.

O metal duro pode ser dividido em dois grupos, um contendo apenas carbeto de tungstênio e cobalto (WC-Co) classificado pela DIN ISO 513 como classe K e outro contendo outros carbetos, como o de titânio, nióbio e tântalo (WC-(Ti, Ta, Ni) C-Co) que lhe dá propriedades adicionais que são classificados como a classe P e M (KLOCKE, 2011).

O metal duro da classe K consiste quase que exclusivamente em carbetos singulares de tungstênio em uma fase ligante de cobalto. Também pode conter até 0,8% de massa de carbeto de vanádio (VC) e ou carbeto de cromo (Cr_3C_2) acompanhado de até 2% de massa de carbeto de tântalo e nióbio como aditivos dopantes para controlar e estabilizar o tamanho de grão (KLOCKE, 2011). A alta resistência à abrasão é uma característica do metal duro da classe K, porém a forte tendência à difusão do carbeto de tungstênio restringe o uso deste metal duro na usinagem de aços que produzam cavacos longos (KLOCKE, 2011), sendo normalmente recomendados para o corte de ferro fundido, metais não ferrosos e não-metais.

O metal duro da classe P possui, além do carbeto de tungstênio, carbetos de titânio, tântalo, nióbio e zircônio. Tem melhores propriedades sob altas temperaturas, tais como dureza, tenacidade e resistência a oxidação, sendo indicado para usinagem de materiais ferrosos que produzam cavacos longos.

Há ainda as classes N, S e H que são variações de constituintes das outras classes. Não há menções sobre a composição dessas classes nas referências consultadas. Sabe-se que a classe N é indicada para o corte de metais não ferrosos como o alumínio e materiais não metálicos. A classe S é indicada para o corte de superligas e titânio e a classe H para o corte de materiais endurecidos.

A princípio, o metal duro não é a primeira escolha para o torneamento duro. A alta temperatura alcançada na interface ferramenta-peça provoca a redução drástica da resistência ao cisalhamento da ferramenta, o que resulta em seu desgaste prematuro. A FIG. 3.9 detalha a aplicabilidade das ferramentas de corte à usinagem de aços endurecidos, demonstrando a faixa de dureza utilizável para cada ferramenta. A TAB. 3.3 resume as principais propriedades das ferramentas e contribui para o entendimento da aplicabilidade das ferramentas demonstradas na FIG. 3.9.

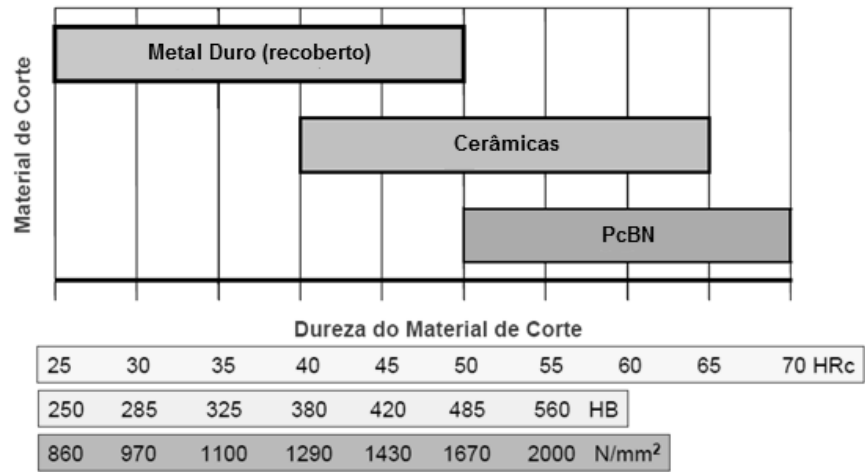


FIGURA 3.9 – Aplicação de material de ferramenta em função da dureza do material da peça.

FONTE: SANDVIK, 2009 – adaptado.

TABELA 3.3

Propriedades das ferramentas de corte usadas na usinagem de aços endurecidos.

Propriedades			Cerâmicas Whisker Al ₂ O ₃ + 15% ZrO ₂ +20% SiC- Whisker		Cerâmica mista Al ₂ O ₃	Cerâmica Si ₃ N ₄ +10% Y ₂ O ₃	Metal duro WC +Co classe K	PcBN			
			+3,5% ZrO2	+15% ZrO2	+10% ZrO2 +5% TiC	+30% Ti(C, N)		Baixa concentração	Alta concentração		
Densidade	ρ	g/cm ³	4,0	4,2	3,7	4,1	4,3	3,3	14,9	4,28	3,12
Dureza Vickers	-	-	1730	1750	1900	1730	1930	1750	1620	4000	4000
Resistência ao dobramento	σ_{bB}	N/mm ²	700	800	900	650	620	800	2000	-	-
Resistência à compressão	σ_{dB}	N/mm ²	5000	4700	-	4800	4800	-	5400	3550	3800
Modulo de Young	E	10 ³ N/mm ²	380	410	390	390	400	-	630	587	680
Resistência à fratura	K_{IC}	N m ^{1/2} /mm ²	4,5	5,1	8,0	4,2	4,5	7,0	9,8	3,7	6,3
Condutividade térmica	λ	W/m K	16,4	15	32	14,7	20	-	80	44	100
Expansão térmica	α	10 ⁻⁶ K ⁻¹	8	8	-	8	8	3,4	5,5	4,7	4,9

A aplicação de recobrimentos ao substrato de metal duro é uma alternativa para usinagem de materiais endurecidos. As propriedades de alta dureza, inércia química a altas temperaturas, diminuição do coeficiente de atrito e baixa condução térmica proporcionadas pelos recobrimentos, geralmente de base cerâmica, qualifica o metal duro como uma ferramenta capaz de usinar materiais endurecidos. A tecnologia de recobrimentos composta por recobrimentos ternários e a evolução de recobrimentos nanoestruturados melhoram estas propriedades e faz com que o recobrimento não necessite mais ser multicamada para aliar propriedades, principalmente as de adesividade ao substrato.

3.3 Recobrimentos

O intuito do recobrimento em ferramentas de corte é oferecer melhor proteção contra cargas mecânicas e térmicas, diminuir o atrito e a interação entre cavaco-ferramenta, além de aumentar a resistência ao desgaste da ferramenta em uma ampla faixa de temperaturas de corte (KLOCKE e KRIEG, 1999). Segundo Klocke (2011), a função primária do recobrimento é inibir o contato entre a peça e o substrato reduzindo assim o desgaste de ferramenta, que pode ser causado por adesão, abrasão, difusão e fenômenos de oxidação. Por sua vez, o substrato age com o efetivo suporte ao recobrimento e propicia ao conjugado (recobrimento e substrato) uma tenacidade capaz de evitar ou retardar a formação de trincas, deformação e desintegração do substrato (FIG. 3.10).

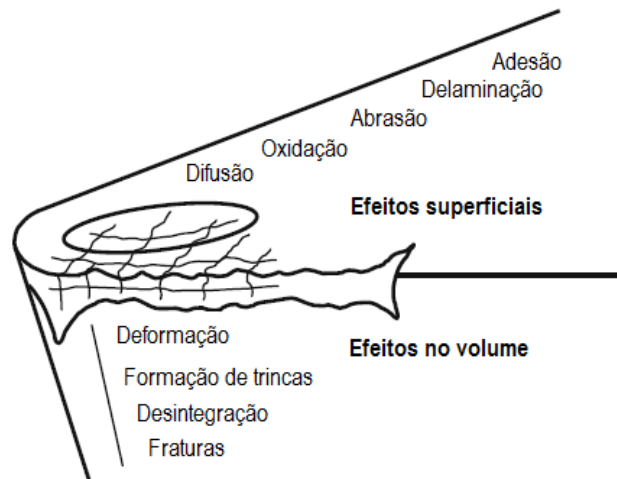


FIGURA 3.10 – Efeitos ocasionados na ferramenta durante o processo de corte.

FONTE: KLOCKE (2011) – adaptado.

Segundo König et al. (1992), o recobrimento deve atender a dois requisitos para a sua efetiva aplicação:

- capacidade de reduzir os mecanismos de desgaste impostos pelo processo;
- manutenção das propriedades internas do substrato, principalmente a tenacidade.

A eficácia do recobrimento advém da técnica de deposição e de sua espessura, o que lhe garante eficiência mecânica e tribológica. Diversas são as técnicas de deposição de recobrimentos, entretanto as principais são: deposição química de vapor (do inglês *Chemical Vapour Deposition - CVD*) e suas variáveis, deposição física de vapor (do inglês *Physical Vapour Deposition - PVD*) e suas variáveis, galvanização iônica, jateamento e sol-gel. Todas estas técnicas tem aplicabilidade e reúnem propriedades que dependem da aplicação do componente recoberto.

Em usinagem, os processos de deposição de recobrimentos mais comuns em ferramentas são o CVD e PVD, devido ao fato de conseguirem propriedades resultantes satisfatórias e serem mais fáceis de serem inseridos em uma escala produtiva. As variações do CVD são o HT-CVD (deposição química de vapor em alta temperatura do inglês *High Temperature – Chemical Vapour Deposition*), MT-CVD (deposição química de vapor em média temperatura (do inglês *Medium Temperature – Chemical Vapour Deposition*) e PA-CVD (deposição química de vapor ativada por plasma (do inglês *Plasma Activated –*

Chemical Vapour Deposition)). A técnica CVD e suas variáveis produzem filmes a partir de altas pressões e temperaturas, o que requer uma maior espessura de filme e impõe cargas residuais trativas em comparação com técnica PVD. A TAB. 3.4 compara as técnicas e demonstra os principais materiais que são recobertos com cada uma delas.

TABELA 3.4
Propriedades e materiais depositados com as técnicas CVD e PVD.

Método de deposição	PA-CVD	MT-CVD	HT-CVD	PVD
Pressão de deposição (Pa)	80-700	900-6000	900-10000	0,1-0,9
Temperatura de deposição (°C)	450-650	700-900	900-1100	500-580
Espessura típica do filme (µm)	12-20	6-13	6-20	3-6
Tensões residuais predominantes	Trativas e compressivas			Compressivas
	(Ti,Zr)(C,N)	(Ti,Zr)(C,N)	Al ₂ O ₃ /ZrO ₂ /TiO _x	TiN
Principais materiais depositados	TiN	(Ti,Hf)(C,N)	TiC	Ti(C,N)
	Ti(C,N)	Hf(C,N)	TiN	(Ti,Al)N
	Al ₂ O ₃	Zr(C,N)	Ti(C,N)	(Ti,Al)(O,N)
		Ti(C,N)	Al ₂ O ₃	MoS ₂
				WC/C
				AlCrN
				Al ₂ O ₃

Fonte: KLOCKE (2011) – adaptado.

3.3.1 Deposição química de vapor (CVD)

A deposição química de vapor (CVD) compreende uma gama de processos no qual vapores de compostos em ambiente de quase vácuo (10^{-3} a 10^{-5} Pa) reagem, ou em substrato aquecido ou próximo a ele, formando um filme sólido e produtos voláteis (MARTIN, 2010). Variando as condições de operação, tais como a temperatura do substrato, composição da mistura dos gases reagentes e pressão do fluxo de gás é possível produzir recobrimentos com uma alta variação de propriedades físicas, químicas e tribológicas.

Os processos CVD são amplamente usados na indústria devido à sua versatilidade. Eles são capazes de produzir recobrimentos com uma grande variedade de elementos e compostos por uma série de camadas epitaxiais tendo um alto grau de perfeição e pureza. Além disso, eles aliam homogeneidade de propriedades e espessura com uma baixa porosidade, mesmo em superfícies complexas.

A forma pela qual uma película é formada sobre uma superfície por meio do método CVD é ainda uma questão controversa e várias teorias têm sido propostas para descrever os fenômenos (PIERSON, 1999). A teoria mais difundida é a termodinâmica, que propõe que um núcleo sólido é formado a partir do vapor supersaturado como resultado da diferença entre a energia livre da superfície e a energia livre da massa do núcleo aspergido (KERN e BAN, 1987).

Durante o processo de deposição, Martin (2010) descreve cinco zonas de reações importantes relacionadas ao fluxo e à temperatura do gás (FIG. 3.11). Segundo o autor, as propriedades do recobrimento dependem das interações que ocorrem nestas zonas de reação. O fluido interage entre a superfície recobrimento/substrato gerando uma camada limite estagnada na adjacência entre o vapor e a superfície. Durante a deposição, os reagentes gasosos e os produtos gasosos são transportados através desta camada limite. Na zona de interação 1 e na corrente de gás principal, a nucleação de reações homogêneas indesejáveis resultam em recobrimentos não-aderentes e escamosos. Reações heterogêneas ocorrem na interface vapor/recobrimento (zona 2). Estas reações determinam a taxa de deposição e as propriedades do recobrimento. As altas temperaturas usadas durante o processo de CVD acarretam várias alterações de estado sólido (transformações de fase, precipitação, recristalização, crescimento de grãos) que ocorrem nas zonas 3, 4 e 5. Na zona 4, conhecida como zona de difusão, é possível formar várias fases intermediárias. As reações nesta zona são importantes para a adesão do recobrimento no substrato.

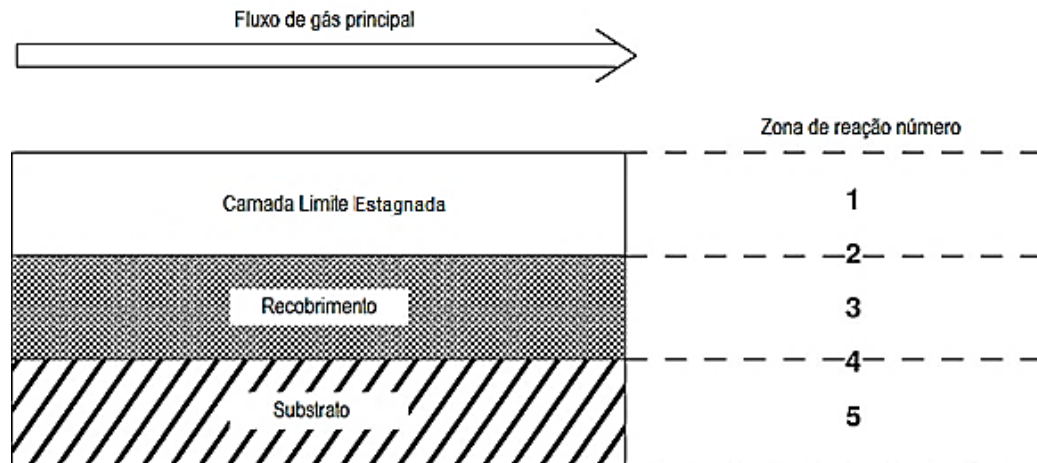


FIGURA 3.11 – Zonas de reações no processo de deposição por CVD.

FONTE: MARTIN (2010) – adaptado.

A morfologia e a microestrutura da superfície recoberta por CVD são controladas por vários fatores, tais como o substrato, temperatura, supersaturação, taxa de deposição, impurezas, gradiente de temperatura e fluxo de gás que estão inter-relacionados (Martin, 2010). Van den Brekel e Jansen (1978) desenvolveram e aplicaram uma teoria de estabilidade para o crescimento de uma fase única no processo CVD. Se uma perturbação arbitrária na interface vapor-sólido diminui com o aumento do tempo, a interface é considerada estável. Ainda assim, pelo fato do tempo de relaxação nos filmes ser bem maior que o tempo de deposição, as camadas macias podem crescer gerando processos instáveis.

De acordo com Van den Brekel e Jansen (1978), o crescimento da instabilidade do processo na interface recobrimento-vapor é similar ao crescimento dendrítico na fundição sob um gradiente negativo de temperatura. Irregularidades aleatórias na superfície são produzidas durante a formação do recobrimento e apresentam maior taxa de crescimento concentradas em regiões de alta supersaturação. No processo CVD, as irregularidades de superfície têm um melhor acesso ao gás de reação, o que resulta em uma maior supersaturação e, portanto, uma velocidade de deposição mais elevada.

Segundo Blocher (1974), o crescimento epitaxial nos processos CVD ocorre sob altas temperaturas e baixa supersaturação. A redução da temperatura e o aumento da supersaturação resultam na formação de *whiskers* e outros corpúsculos. Sob alta supersaturação, a nucleação é obtida no vapor e o sólido é formado antes do contato com a superfície resultando na formação de pó.

Kern e Ban (1987) afirmam que a natureza do recobrimento e da velocidade de nucleação no início da deposição são afetados, entre outros fatores, pela natureza do substrato. Um exemplo específico é que a epitaxia da estrutura do substrato controla a estrutura do recobrimento. Epitaxia pode ser definida como o crescimento de uma película cristalina sobre um substrato cristalino, com o substrato atuando como um cristal semente (PEARCE, 1983). Quando tanto o substrato como o recobrimento são do mesmo material ou quando suas estruturas cristalinas (interstícios) são idênticas ou praticamente idênticas, o fenômeno é conhecido como homoepitaxia. Quando os parâmetros de rede são diferentes, é denominado heteroepitaxia.

O crescimento epitaxial não pode ocorrer se essas diferenças estruturais forem muito grandes. Geralmente, as películas epitaxiais têm propriedades superiores e, sempre que possível, o crescimento epitaxial devem ser promovidos (PIERSON, 1999). Os principais materiais depositados através da técnica de CVD e suas principais propriedades são resumidos na TAB. 3.5. Nela é possível observar que o carbeto de titânio (TiC) apresenta a maior dureza (3100 HV) e apresenta um coeficiente de expansão térmica de $7,7 * 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ e densidade ($0,93 \text{ g/cm}^3$) que limita sua aplicação. Por outro lado, o nitreto de titânio (TiN) tem uma densidade de $5,44 \text{ g/cm}^3$, coeficiente de expansão térmica de $9,4 * 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ e dureza de 2300 HV, sendo o principal recobrimento CVD no momento.

TABELA 3.5
Principais materiais e propriedades dos recobrimentos CVD.

	WC-6Co	TiC	TiN	ZrC	ZrN	HfC	HfN	α -Al ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂
Arranjo cristalino	-	CFC	CFC	CFC	CFC	CFC	CFC	romboédrico	monoclínico	monoclínico
Densidade (g/cm³)	14.9	0.93	5.44	6.46	7.35	12.30	13.94	3.99	5.7	9.7
Microdureza HV0,05	1580 HV30	3100	2300	2800	1700	2600	1850	2300	1200	1100
Módulo de Young (10³ N/mm²)	590	451	570	348	495	352	530	380	200	-
Ponto de fusão (°C)	-	3070	2950	3420	2980	3700	3380	2050	2700	-
Coefficiente de expansão térmica (10⁻⁶.K⁻¹)	5.5	7.7	9.4	6.7	7.3	6.6	6.9	8.0	7.7	5.6
Condutividade térmica (W cm⁻¹ K⁻¹)	80	33	29	38	21	29	22	6 (a 1000 °C)	0.6 (a 1000 °C)	< 0.1
Cor	Cinza	Cinza metálico	Dourado amarelo	Cinza metálico	Amarelo claro	Cinza metálico	Verde amarelo	Incolor	Branco	Cinza branco

FONTE: KLOCKE (2011) – adaptado.

3.3.2 Deposição física de vapor (PVD)

A técnica de deposição física de vapor (PVD) foi inicialmente desenvolvida pela Agência Nacional Aeronáutica e Espacial do Estados Unidos (NASA) na década de 1980 com o propósito de lubrificação sólida. O processo de deposição física de vapor (PVD) é um processo atômico no qual o material é vaporizado a partir de uma fonte sólida ou líquida e transformado em átomos ou moléculas que são transportados na forma de vapor em um ambiente de vácuo ou gasoso sob baixa pressão (plasma) até o substrato, onde se condensa (MATOXX, 2010).

Klocke (2010) afirma que o primeiro benefício oferecido pela deposição PVD foi a possibilidade de recobrir ferramentas de aço rápido. Hoje, este método é largamente aplicado a ferramentas de corte de metal duro, cermet e PcBN.

König (1990) e Knotek et al. (1987) relatam que as diferenças fundamentais entre o processo PVD e o processo clássico HT-CVT podem ser resumidas em:

- a temperatura de deposição do processo PVD varia de 160° a 600°C, que é considerada uma temperatura relativamente baixa e por isso, menores tensões no material do substrato. Além disso, permite o recobrimento de substratos com maior coeficiente de dilatação térmica;
- o processo PVD promove tensões residuais compressivas que limitam a espessura do recobrimento entre 3 e 6 µm. Tensões compressivas reduzem a formação e propagação de trincas oriundas de choques mecânicos e térmicos;
- peças que serão recobertas pelo processo PVD requerem um grande cuidado no pré-tratamento da superfície e controle do processo para que haja a completa adesão do recobrimento. Recobrimentos produzidos por CVD tem melhor adesão devido aos efeitos da evaporação e difusão causadas pelas maiores temperaturas;
- por causa do efeito de sombreamento, uma camada de espessura consistente pode somente ser depositada pelo processo PVD por um mecanismo que rotaciona as peças a serem recobertas. Contornos internos, como furos, somente são recobertos se possuírem uma razão entre

profundidade e diâmetro igual a um, tendo em vista que a espessura da camada diminui com o aumento da profundidade;

- além dos sistemas de recobrimentos estáveis como o TiN e Ti(C,N), fases multicomponentes metaestáveis também podem ser depositadas em condições de não equilíbrio pelo processo PVD, como é o caso da deposição de TiAlN.

Processos de deposição física de vapor podem ser usados para a deposição de filmes de elementos puros e ligas bem como compostos usados para processos de deposição reativos. Em processos de deposição reativos, compostos são formados pela reação do material depositado com o gás da atmosfera enclausurada (nitrogênio quando no recobrimento de nitreto de titânio TiN). Deposição quase reativa é a deposição de compostos de materiais de uma fonte onde há a perda da espécie mais volátil ou o menos reativo durante o transporte e o processo de condensação (KLOCKE, 2011).

De acordo com Martin (2010), as três etapas para a formação de filme em qualquer ciclo de deposição inicia-se com a síntese do material a ser formado, podendo haver a transição entre a fase condensada (sólido e líquido) para a fase vapor ou na deposição de compostos, seguida da reação entre os componentes do compostos, que são introduzidos na forma de gás ou vapor na fonte. Após isso, há o transporte de vapor para o substrato e a posterior condensação dos vapores responsáveis pela nucleação e crescimento do filme junto ao substrato (FIG. 3.12).

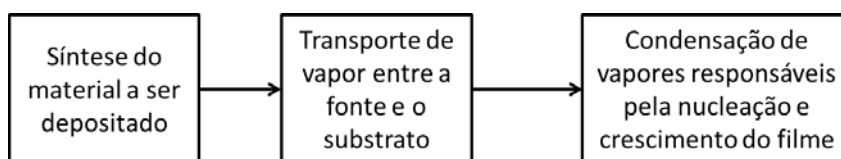


FIGURA 3.12 – Etapas de formação do filme.

Nos processos CVD, estas três etapas acontecem simultaneamente no substrato e não podem ser controladas de forma independente. Já no processo PVD, as etapas de síntese e condensação podem ser controladas de forma independente e, portanto, há um maior grau de flexibilidade para se controlar tanto a estrutura e as propriedades do recobrimento como a taxa de deposição.

Os processos PVD são separados em três métodos conhecidos como processos de evaporação, processo de arco e processo *sputtering*.

No processo de evaporação, o material do recobrimento é evaporado em um cadinho com um canhão de elétrons em alto vácuo a uma pressão de 10^6 a 10^9 Pa. Os átomos no vapor se encontram separados não havendo reações entre eles até alcançar o substrato. Como o substrato está a uma temperatura menor que o vapor, as partículas se condensam no substrato seguindo o princípio do vapor d'água, formando uma fina camada cristalina colunar (MÖHWALD e BUßMANN, 1996).

O método PVD por arco (do inglês *arc-PVD*) é uma variação do processo por evaporação. Nele cria-se um arco em alto vácuo onde o material de deposição, no caso um eletrodo, é vaporizado e ionizado. O arco pode ser criado e mantido de forma aleatória ou de forma controlada na fonte de vaporização por meio de um catodo. A grande vantagem deste método é o alto grau de ionização (até 90%), o que torna possível produzir recobrimentos de alta qualidade com maior espessura e boas propriedades adesivas (MATOXX, 2010).

As condições do arco consistem de alta corrente e baixa tensão de passagem de corrente elétrica através de um gás ou vapor do material do eletrodo. A tensão do arco deve ter valor próximo do potencial de ionização do gás ou vapor, que é normalmente maior que 25 V. O bombardeamento de íons no catodo e de elétrons no anodo aquece os eletrodos. A maior parte do material expulso é evaporada termicamente, mas alguns átomos são expulsos como gotículas fundidas ou partículas sólidas a partir do catodo. A grande porcentagem dos átomos vaporizados é ionizada no processo de vaporização do arco por causa da alta densidade de elétrons. O arco pode ser estabelecido entre os eletrodos estreitamente espaçados em vácuo (arco de vácuo) vaporizando o material do eletrodo, ou entre os eletrodos em um ambiente gasoso de alta ou baixa pressão (arco gasoso) (MATOXX, 2010).

No método de evaporação iônica (*sputtering*), um gás inerte (geralmente argônio) é ionizado em plasma de baixa pressão por uma alta descarga elétrica. Os íons de gás inerte positivamente carregados são impelidos para o alvo que tem carga contrária, expulsando grupos de átomos que passam para o estado de vapor e depositam no substrato (RASS et al., 1996). Este método é muito empregado, uma vez que o material evaporado não é termicamente afetado. Quase todas as substâncias e compostos de diversos materiais (inclusive os que tenham ponto de fusão completamente diferente) podem ser evaporado por este método, uma vez que o material é evaporado por uma fonte de impulso.

No caso de compostos como nitretos, carbetos e óxidos, um gás reagente é adicionado ao gás do processo fazendo com que haja a formação do composto no substrato. De acordo com Matoxx (2010), a criação da fase não metálica nos carbetos e nitretos é obtida dessa forma.

Assim como o método por arco, o *sputtering* também é capaz de depositar recobrimentos metaestáveis. A técnica permite a rápida condensação da fase em estado gasoso e pode criar um tipo de material completamente novo, que é muitas vezes superior aos sistemas instáveis (LEYENDECKER et al., 2004).

Os recobrimentos produzidos através da técnica de PVD possuem como principal característica menor espessura em relação ao recobrimento CVD, o que garante em ferramentas de corte a minimização do problema de arredondamento do raio da aresta de corte. Klocke (2011) listou os principais recobrimentos produzidos por PVD e demonstrando suas principais propriedades (TAB. 3.6).

TABELA 3.6

Principais materiais e propriedades dos recobrimentos depositados por PVD.

	TiN	TiCN	TiC	TiAlN	CrN	Al₂O₃
Processo de produção	PVD/CVD	PVD/CVD	PVD	PVD	PVD	CVD/PVD
Espessura do recobrimento (µm)	1 a 5	1 a 5	1 a 5	1 a 5	1 a 10	1 a 5
Microdureza (HV 0,05)	2300	3000	3100	3000	1900	2100 HV 0.1
Temperatura de oxidação (°C)	> 450	> 350	> 350	> 700	> 600	-
Barreira de efeito térmico	+++	++	+	++++	+	+++++
Resistência a abrasão	++	+++	+++	+++	++	++
Resistência a desgaste por adesão (em relação ao aço)	++	++	+	++	++	+++
Resistência ao desgaste por difusão (em relação ao aço)	++	+	+	+++	++	+++
Proteção do substrato à corrosão	+	+	+	+	++	+

FONTE: KLOCKE (2011) – adaptado

3.3.3 Métodos de avaliação de desempenho de conjugados

Conhecer as propriedades do par revestimento-substrato é de fundamental importância para que se possa obter o melhor desempenho do conjugado. Bull e Rickerby (2000) tentaram resumir as propriedades cruciais para determinação do desempenho do revestimento, interface e substrato (FIG. 3.13). Na superfície, as propriedades triviais são: a rugosidade do revestimento, resistência a corrosão/oxidação e erosão, coeficiente de atrito, porosidade, dureza e propriedades eletro-eletrônicas.

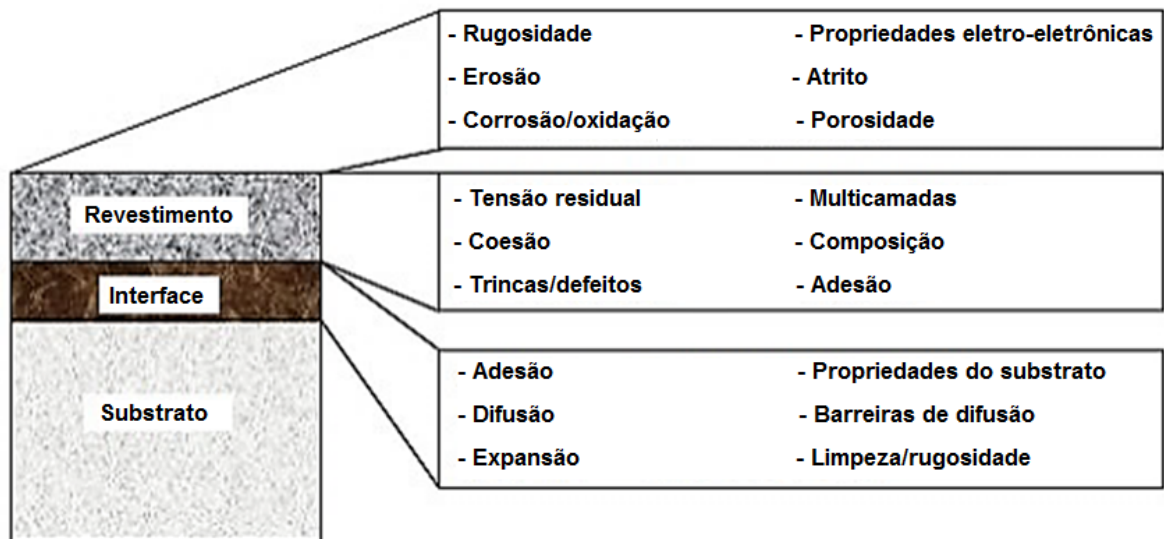


FIGURA 3.13 – Propriedades do revestimento, interface e substrato inerentes ao desempenho do conjugado.

FONTE: BULL e RICKERBY (2000) – adaptado.

3.3.3.1 Dureza

O objetivo primário da deposição de revestimento em um substrato é aumentar a resistência ao desgaste da ferramenta. Sendo assim, o aumento da dureza é crucial para melhorar a resistência mecânica da superfície. Bull e Rickerby (2000) afirmam que para se obter uma medida de dureza do revestimento não influenciada pelo substrato é necessário uma espessura de filme no mínimo dez vezes maior que a profundidade máxima de penetração do penetrador no material. Baixas cargas são então necessárias para que a profundidade de indentação seja apenas uma pequena fração da espessura total do filme. Bunshah (2001)

afirma que baixas cargas e, conseqüentemente, pequenas endentações, podem dar origem a valores de dureza mais elevados mesmo para materiais de pequenas espessuras. Esse efeito, conhecido como o efeito do tamanho de endentação, tem grande relevância principalmente para materiais cerâmicos.

Medições de dureza são realizadas por ensaios tradicionais de penetração, nos quais as medidas as impressões impostas pelo penetrador na superfície do material. Rezende (2009) afirma que o uso do ensaio de dureza tradicional não se aplica a medições de recobrimento devido a sua pequena espessura, mas com o desenvolvimento de instrumentos capazes de medir continuamente o carregamento/descarregamento e a profundidade de penetração durante o ensaio, consegue-se fazer medidas em escala nanométrica, válidas para uso em recobrimentos. O autor ainda afirma que os ensaios de penetração instrumentada tornaram-se uma importante ferramenta para caracterização de propriedades, tanto relativas à dureza superficial quanto relacionadas ao módulo de elasticidade e tenacidade à fratura, dando uma ampla visão das propriedades do recobrimento. Os equipamentos usados nesses ensaios possuem sensores que monitoram a profundidade de penetração à medida que a carga é aplicada. Por meio de cálculos matemáticos faz-se a relação entre a profundidade e a área deformada e esta com a dureza. Estas relações são variáveis de acordo com o tipo de penetrador utilizado. Desta forma, neste método de medição, a dureza não depende da carga e sua grande vantagem é, portanto, não requerer a visualização da impressão, possibilitando a medida de propriedades de impressões muito pequenas. Contudo, Bunshah (2001) afirma que apesar dos ensaios de penetração instrumentada auxiliar na medição de dureza em filmes finos, muitas vezes sua microestrutura interfere na deformação plástica e com isso geram um resultado errôneo de dureza. O autor relata que grande parte dos filmes tem pequeno tamanho de grão e orientação anisotrópica, o que acarreta em alterações de medidas do recobrimento. Além disso, outras características estruturais como densidade de defeitos, textura, precipitados e camadas de deposição devem ser levados em conta na determinação da dureza. Alguns recobrimentos têm sua dureza alterada com a direção de orientação dos grãos, o que gera uma medida errônea caso isso não seja levado em consideração. Cerâmicas de arranjos não cúbicos apresentam essa característica acentuada, como no caso do WC, onde a dureza chega a dobrar seu valor devido à orientação (BUNSHAH, 2001).

3.3.3.2 Adesão

O pior entrave para o uso de um recobrimento é sua adesão ao substrato. Sabe-se que a adesão física não tem força suficiente para manter o recobrimento fixo ao substrato, portanto, o ideal é a adesão química que garanta que o recobrimento não se desprenderá sob atuação de esforços mecânicos e térmicos.

Segundo a teoria da adesão, o contato entre o substrato e o recobrimento depende, primeiramente, de como se dá a afinidade entre os dois materiais (substrato e recobrimento). De nada adiantaria um recobrimento com excelentes propriedades térmicas, químicas e mecânicas se ele não aderisse ao seu substrato. Adesão é a propriedade em que se unem duas superfícies de substâncias iguais ou diferentes quando entram em contato e se mantêm juntas por forças interatômicas (ZORLL apud TRACTON, 2007).

Zorll (apud Tracton, 2007) explica que um recobrimento aplicado a um substrato pode apresentar, por diversos motivos, falhas de coesão (no recobrimento) e falhas de adesão (na interface recobrimento-substrato), representadas na FIG. 3.14. Uma aproximação teórica levando em conta os aspectos energéticos da interface e os efeitos da elasticidade entre o recobrimento e o substrato é capaz de prever onde as falhas irão ocorrer (ZORLL apud TRACTON, 2007).

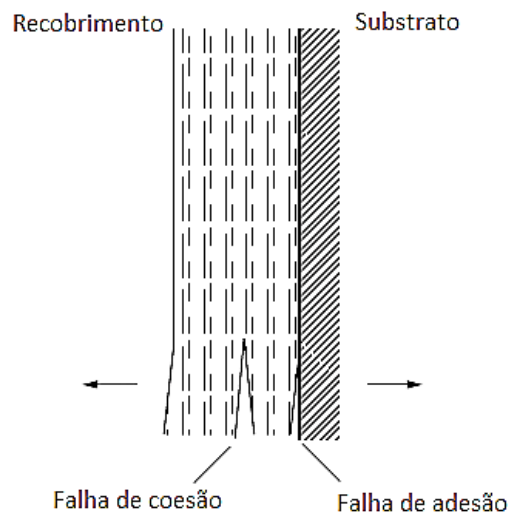


FIGURA 3.14 – Falhas de ligação entre o substrato e o recobrimento.

FONTE: ZORLL (apud Tracton, 2007) – adaptado.

Ainda segundo Zorll (apud TRACTOR, 2007), o surgimento de falha de coesão no recobrimento é indicativo de que há uma excelente adesão entre o recobrimento e o substrato e que deve então haver melhorias na resistência do recobrimento para que vise a eliminação deste tipo de falha.

As ligações químicas da interface recobrimento-substrato podem ser solicitadas sobre diversos aspectos externos que podem estar atuando isoladamente ou em conjunto e assim fazer com que a adesão do recobrimento venha a falhar (FIG. 3.15). Consequentemente, tensões mecânicas podem afetar não somente o recobrimento, mas também a interface recobrimento-substrato. Dentre estas tensões mecânicas, as mais comuns são as tensões trativas que atuam perpendicularmente à interface e as tensões de cisalhamento que aparecem ao longo do plano de contato da interface. Há também, principalmente nos recobrimentos de ferramentas, a sujeição a altas temperaturas ou a elevados gradientes térmicos que fazem com que, caso haja alguma variação brusca entre os coeficientes de dilatação térmica dos materiais, uma tensão concentrada na interface provoque o destacamento do recobrimento. Ainda pode haver a absorção de material do ambiente para uma região localizada, o que faz com que o recobrimento perca aderência por falta de força das ligações químicas.

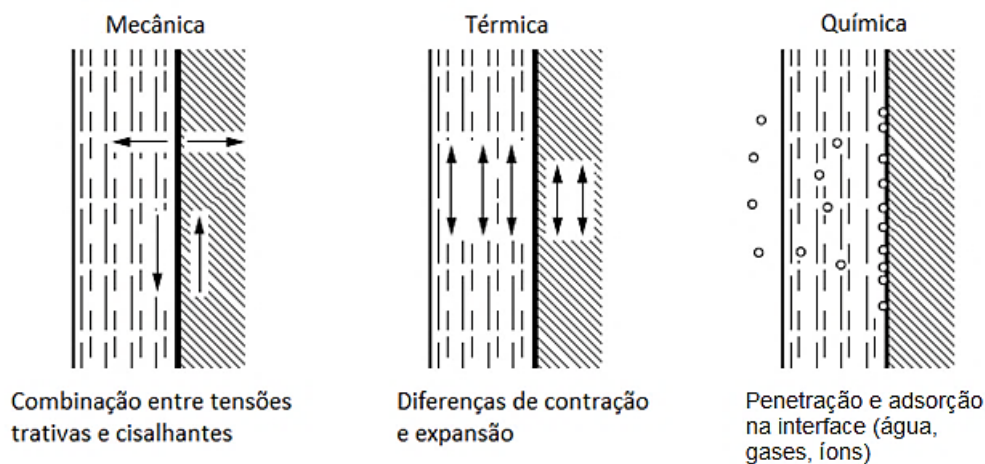


FIGURA 3.15 – Mecanismos de falhas de adesão do recobrimento.

FONTE: ZORLL (apud TRACTON, 2007) – adaptado.

Existem algumas técnicas de verificação de adesão de recobrimentos. Segundo Tracton (2007), há várias possibilidades para a caracterização dos resultados obtidos no teste de aderência. Caso seja necessário avaliar a resistência de ligação na interface, a quantidade a ser medida é, obviamente, a máxima tensão mecânica que pode ser atingida na interface. Esta

é a força de adesão expressa como força por unidade de área e especificada como tensão de tração ou cisalhamento.

A energia que deve ser fornecida para quebrar as ligações na interface também pode ser útil. É expressa como o trabalho de aderência e é normalmente equivalente ao produto de aderência e força e a distância entre as superfícies separadas do recobrimento e do substrato imediatamente após o desprendimento. Assim, a quantidade tem as dimensões de força por unidade de comprimento e isto é exatamente o valor obtido com alguns outros métodos de ensaio, como por exemplo, o teste de destacamento.

Os testes de adesão geralmente usam de forças trativas ou cisalhantes junto a um dinamômetro para verificar a força das ligações do recobrimento (coesão) e da interface (adesão).

O teste de riscamento é uma técnica de verificação de adesão onde o recobrimento no substrato é posto em cima de um disco (daí o nome) e um pino com uma ponteira padronizada é aplicada nele com uma carga definida. Talvez seja o mais utilizado pela facilidade. O teste de corte por faca (do inglês *knife-cutting*) é um método no qual uma ferramenta fina em forma de cunha é empurrada ao longo da interface recobrimento-substrato, separando-os enquanto a força é medida. Embora pareça ser um método de ensaio simples, o processo de desprendimento é, de fato, complicado, já que leva em conta tanto tensões de tração quanto de cisalhamento, as quais, finalmente, causam o desprendimento do filme.

O método de indentação consiste em um penetrador agulhiforme que é pressionado perpendicularmente contra a superfície do recobrimento depositado sobre um substrato praticamente indeformável. Desta forma, a maior parte da deformação ocorrerá no interior do filme, mas também irá haver um efeito de desprendimento na interface (ENGEL e ROSHON, 1979).

Um método de ensaio não destrutivo bastante utilizado para identificar qualquer irregularidade em qualquer material é a técnica de ultrassom. Nela os ecos gerados pelo sinal são analisados no domínio do tempo e determinam qualquer irregularidade na peça (ADAMS et al., 1987). A técnica de ultrassom pode ser muito bem aplicada para o monitoramento da adesão do recobrimento ao substrato. De acordo com a FIG. 3.16, uma onda de ultrassom será parcialmente refletida e transmitida em cada interface do corpo de prova, incluindo o substrato. Este pulso parcialmente transmitido na interface é recebido com maior ou menor

intensidade na superfície livre. A qualidade de ligação é expressa na amplitude pulsos. Com uma ligação intacta na interface, a amplitude do pulso refletido será bastante baixa, em contraste com a amplitude do pulso transmitida que se desloca através do substrato e reflete na sua superfície livre, que é recebida posteriormente no sensor.

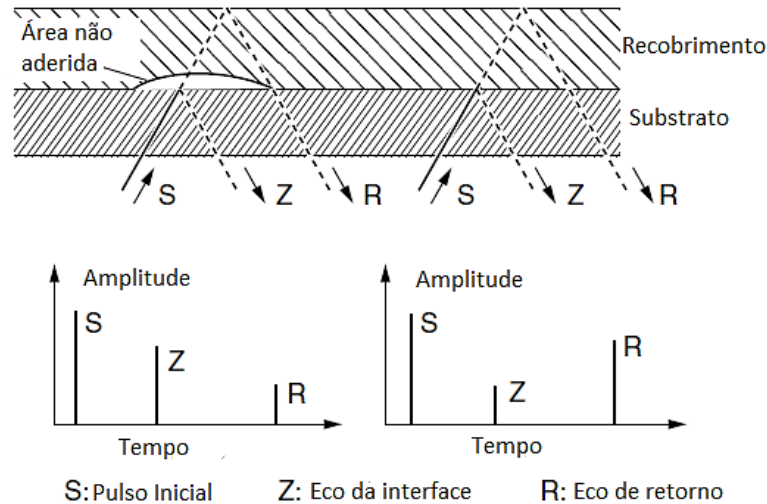


FIGURA 3.16 – Técnica de ultrassom para a determinação de adesão.

FONTE: TRACTON (apud Tracton, 2009) – adaptado.

Se o defeito for detectado na interface, a amplitude do pulso ultrassônico refletido na interface vai aumentar consideravelmente, devido à baixa impedância acústica agora prevalecente no corpo de prova. Assim, a onda que continua propagando no material tem uma menor energia disponível para transmitir e a sua amplitude irá conseqüentemente diminuir. A região sujeita à inspeção ultrassônica é limitada a um tamanho relativamente pequeno (MEYER e ROSE, 1976).

Uma técnica promissora e que será melhor detalhada mais a frente neste trabalho, capaz de detectar o desprendimento do recobrimento do substrato é a emissão acústica (EA). A técnica usa de transdutores acústicos muito sensíveis que detectam efeitos de descolamento dentro do material originalmente uniforme e coerente através de pulsos de ruptura específica (a maior parte ultrassônica) que acompanham este descolamento (Moslé e Wellenkoetter, 1979).

O método também pode ser aplicado, com ligeiras modificações (FIG. 3.17), para examinar a extensão dos fenômenos de descolamento que ocorrem num par recobrimento-substrato, se o ensaio estiver sujeito a uma tração gradual, normal a apenas uma dimensão

(MIELKE, 1988). Os sinais acústicos obtidos estão relacionados com eventos de fraturas individuais no sistema. Neste caso, o processo de separação do revestimento será identificado.

No entanto, qualquer evento dentro do filme (por exemplo, o desprendimento de fase) pode gerar sinais acústicos, embora com um nível mais baixo de intensidade. Esta possibilidade, juntamente com o conhecimento de que pode haver uma grande variedade de formas e distribuição do espectro de impulso acústico, elucidada a situação presente com este teste. Então, para se obter sucesso com o uso da técnica deve-se identificar e detectar os principais geradores de sinais e isolar somente o que se quer observar. Desta forma, são necessários testes preliminares e interpretação dos resultados para se ter real informação do monitoramento.

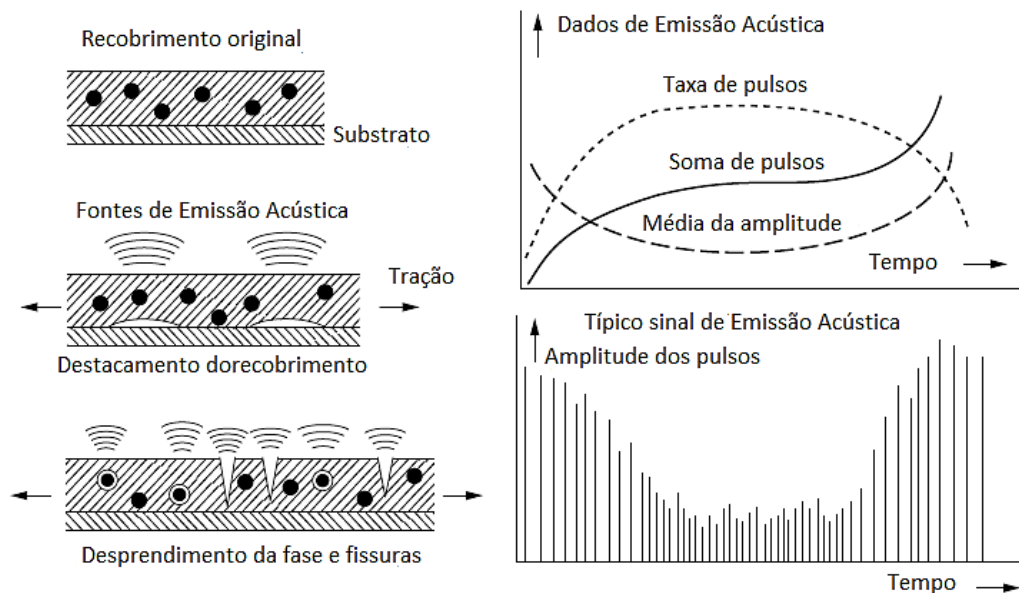


FIGURA 3.17 – Uso de emissão acústica para detecção de destacamento de revestimento.

FONTE: TRACTON (apud Tracton, 2009) – adaptado.

Sause et al. (2009) quantificaram as falhas de revestimentos metálicos em substratos de fibra de carbono reforçado por meio de ensaios de dobramento e conseguiram estabelecer uma relação entre o sinal de emissão acústica captado e a delaminação do Ni-Cu e trincas de Ni, além das trincas do cobre foi possível estabelecer um padrão de sinal para cada um dos mecanismos.

3.3.3.3 Tensão residual

Outra propriedade inerente ao processo de deposição de recobrimento é a tensão residual. Segundo Rezende (2010), as tensões residuais têm importante papel no desenvolvimento do recobrimento, uma vez que estão associadas à máxima espessura do filme sem que haja delaminação e problemas de adesão.

As tensões residuais são resultantes de tensões térmicas geradas a partir da diferença entre os coeficientes de expansão térmica tanto do substrato e recobrimento, quanto das fases presentes no recobrimento. Além disso, há a presença de tensões intrínsecas que, segundo Massereau e Machet (1995), são geradas devido à existência de defeitos na estrutura cristalina e à morfologia do material depositado.

As principais técnicas para se medir tensões residuais são a difração de raios X, a técnica de furo cego e deflexão de nêutrons. A técnica de furo cego não se aplica ao caso de recobrimentos uma vez que a espessura dos recobrimentos é bem fina (1 a 10 μm). Com isso, o uso da difração de raios X e difração de nêutrons são empregadas pois além de medir as tensões residuais, existe a possibilidade de se avaliar características importantes do recobrimento.

A espessura do filme tem grande influência sobre as tensões residuais em recobrimentos. Lugscheider et al. (2003) estudaram o efeito da espessura do recobrimento de AlCrN depositado por PVD em ferramentas de metal duro e aço rápido sobre as tensões residuais e o efeito da adição de carbono como dopante no desempenho tribológico das ferramentas. Para tanto eles variaram a espessura do recobrimento de 2,7 μm a 17 μm e os avaliaram através de ensaios de adesão por impacto a baixa carga, sendo que em algumas espessuras houve a delaminação. Os autores observaram que existe uma proporcionalidade entre a espessura do filme e as tensões residuais, com tensões compressivas máximas registradas em espessuras que variaram de 8 a 10 μm , região onde não houve problemas de delaminação.

Segundo Rezende (2010), a presença de tensões compressivas auxilia na resistência ao desgaste causado por esforços cíclicos, característicos de processos de conformação metálica semissólida (forjamento e fundição). Porém, a partir de determinada

espessura, surgem problemas de adesão. Deste modo, há uma espessura ótima associada a tensões compressivas máximas e sem problemas de delaminação.

Bourhis et al. (2009) estudaram as propriedades mecânicas dos recobrimentos CrN, AlCrN e AlCrN/TiSiN depositados em metal duro e aço ferramenta D2 e notaram que existia a presença de tensões residuais levemente trativas no CrN até fortemente compressivas nos recobrimentos de AlCrN e AlCrN/TiSiN. Também foi observado que apesar do tamanho dos grãos de todos os recobrimentos ser basicamente o mesmo (10-15nm), a microdeformação apresentada por eles foi diferente e sofreu forte influência das fases presentes em cada filme.

Cunha e Andritschky (1999) investigaram os efeitos das tensões residuais de recobrimento de CrN em substratos de aço inoxidável AISI 316 e sua relação com defeitos internos e corrosão. Foram controladas as rugosidades do substrato e do filme para que estes não se tornassem mais uma variável do processo. A espessura do recobrimento foi mantida a 0,5mm e nesta condição foi notado que ele se encontrava sob altas tensões compressivas (-1 a -5GPa). A presença de CrN nestas condições reduziu a taxa de corrosão do aço inoxidável.

Técnicas numéricas também são aplicadas para se avaliar o estado de tensões em conjugados recobrimento-substrato. Bennanni e Takadoum (1999) utilizaram o método de elementos finitos para verificar a variação das tensões internas em relação ao aumento da espessura do filme, do coeficiente de atrito e da alteração do módulo de elasticidade. Os resultados mostraram que todos os componentes de tensões internas aumentaram com a elevação do coeficiente de atrito ou da diferença entre os módulos de elasticidade do substrato e do recobrimento.

3.3.4 O recobrimento AlCrN

A aplicação de recobrimentos ternários em ferramentas de corte de metal duro permite sua utilização sob condições adversas. Um menor coeficiente de atrito e a manutenção da resistência mecânica sob altas temperaturas são as principais propriedades que fazem com que as ferramentas de metal duro recobertas com AlCrN possam ser utilizadas no torneamento duro.

Os filmes a base de titânio foram os principais recobrimentos usados para aumentar a resistência mecânica e ao desgaste de ferramentas. Muito desse pioneirismo vem do fato da deposição desses filmes ser de certa forma fácil, visto que o primeiro filme depositado foi o TiC.

Entretanto, a instabilidade química a alta temperatura desses recobrimentos fizeram com que alguns artifícios fossem usados para aumentar a resistência mecânica e química. Um deles e o mais comum de se encontrar em ferramentas de metal duro recobertas é o uso de múltiplas camadas de diferentes recobrimentos. Isso assegura diversas propriedades ao recobrimento. Além disso, com as severas solicitações hoje impostas às ferramentas de corte, os recobrimentos à base de titânio não conseguem mais suprir estas necessidades, mesmo possuindo múltiplas camadas. Como solicitações, pode-se citar velocidades de corte mais altas, peças mais complexas e materiais endurecidos. Todas estas solicitações afetam diretamente a ferramenta e ela precisa ser capaz de absorvê-las.

Recobrimentos de nitreto de cromo têm proporcionado significativas inovações para muitas aplicações industriais (corte, forjamento a frio e semifrio, matrizes e moldes e peças deslizantes) devido ao seu baixo coeficiente de atrito e excelente resistência à corrosão, superiores ao TiN (PULUGURTHA et al., 2007). Nos últimos anos diversos estudos investigaram o comportamento estrutural, mecânico e tribológico dos recobrimentos a base de CrN. A necessidade de ferramentas de corte mais resistentes ao desgaste tem levado a exploração de recobrimentos de CrN pela adição de elementos ternários tais como Al, Si, V, Nb ou Cu. Filmes ternários de Cr-Al-N são de interesse devido à formação de cromo e óxido de alumínio, que suprem a adicional difusão de oxigênio para o material base.

Fuentes et al. (2005) estudaram as propriedades mecânicas e tribológicas de recobrimentos de CrN depositados por três métodos distintos (*electron beam*, *sputtering* e arco catódico) em dois diferentes tipos de substratos (aço rápido e metal duro). Os resultados demonstraram um bom desempenho do aço rápido, principalmente em termos de melhorias das propriedades mecânicas das ferramentas. Comparada com a ferramenta sem recobrimento, a dureza aumentou e o coeficiente de atrito diminuiu, chegando a menos de 50% do valor original. Foi observada uma estrutura cristalina preferencialmente cúbica para os processos de deposição por *electron beam* e *sputtering*, enquanto para o processo de arco catódico houve somente presença da fase cúbica.

Segundo Rezende (2010) a adição de átomos de alumínio aos filmes de CrN aconteceu na tentativa de se aumentar a resistência à oxidação e a dureza a quente. Isto explica o fato de que, na atualidade, recobrimentos processados por PVD para produzir o filme $(Cr_{1-x},Al_x)N$, são os mais indicados para aplicações tais como ferramentas para usinagem a alta velocidade e matrizes para forjamento a quente.

Aihua et al. (2012) estudaram o desgaste, o atrito e a oxidação de recobrimentos a base de N sobre o substrato de metal de duro. Para tanto foi utilizado o teste de esfera sobre disco (do inglês *ball on disc*) com esfera de SiC a uma velocidade de 120 m/min. Eles observaram que os coeficientes de atrito de todos os recobrimentos foram semelhantes, sendo que o AlCrN foi o segundo menor, perdendo apenas para o AlTiN. Ainda assim, o AlCrN mostrou ter propriedades antidesgaste superiores a todos os outros recobrimentos. Quanto ao desgaste, o AlCrN apresentou piores resultados em comparação com os recobrimentos a base de titânio, o que foi explicado pela formação de óxidos no AlCrN.

Shah e Jayaganthan (2011) investigaram a influência da quantidade de alumínio nas propriedades mecânicas e de desgaste do AlCrN depositado sobre substratos de aço inoxidável AISI 304. Eles notaram que o tamanho de grão diminuiu com o aumento da porcentagem de alumínio até 4,92%. Desta porcentagem até 7,15% os grãos aumentaram. Quanto à rugosidade, não houve alteração em relação à quantidade de alumínio. A microdureza foi aumentada com a adição de mais alumínio além de melhorar a resistência ao desgaste.

Pulugurtha et al. (2007) estudaram a influência do nitrogênio e do alumínio do recobrimento AlCrN nas propriedades mecânicas e de resistência ao desgaste do mesmo. Os autores demonstraram que o fluxo de aspersão do nitrogênio durante a deposição influenciou na fase, microestrutura e composição, dureza, coeficiente de atrito e resistência ao desgaste do recobrimento, sendo 40 sccm (centímetro cúbico por minuto padrão) a melhor condição encontrada nos testes. Foi observado também que a resistência ao desgaste era dependente da concentração de alumínio, sendo a condição de 12% de alumínio gerou os melhores resultados com médias de 0,45 de coeficiente de atrito.

Foi estudado o desempenho do recobrimento AlCrN depositado em aço ferramenta imposto a trabalho a quente em relação ao desgaste abrasivo (BIROL e ISLER, 2011). Os autores demonstraram que o recobrimento obteve melhor desempenho em relação ao aço sem recobrimento apresentando uma perda de volume de $0,0011 \text{ mm}^3$ contra $0,0772$

mm³ no corpo de prova sem recobrimento submetido ao teste de desgaste abrasivo por 6 horas em temperatura de 750 °C. Eles também visualizaram corrosão juntamente com desgaste abrasivo acentuado a uma temperatura de 750°C no aço sem recobrimento e também relataram que a formação do óxido (Fe₃O₄) promoveu a delaminação do recobrimento e prejudicou sua resistência à abrasão a altas temperaturas.

Mo et al. (2007) compararam o comportamento tribológico dos recobrimentos AlCrN e TiAlN e relataram que o AlCrN registrou menores coeficiente de atrito e taxas de desgaste e comprovaram que o AlCrN apresentou melhores características tribológicas, principalmente em relação ao desgaste de três corpos. O AlCrN apresentou melhores características antioxidantes e estabilidade térmica. Além disso, os óxidos formados pelo AlCrN durante a reação triboquímica apresentaram características antidesgaste e menor coeficiente de atrito.

Heinrichs et al. (2012) estudaram a influência dos recobrimentos em ferramentas sobre a rugosidade da superfície sujeitas a deslizamento contínuo e intermitentes e concluíram que os deslizamentos contínuo e intermitente promovem o mesmo tipo de transferência de material. Também foi observado o aparecimento de fraturas no TiN, fato que não ocorreu no AlCrN e que foi explicado pela ausência de amolecimento térmico e a presença de uma pequena variação de coeficiente de atrito, o que fez com que o AlCrN tivesse maior resistência a trincas.

3.3.5 Recobrimentos nanoestruturados

No início deste século, a evolução das técnicas de recobrimento atingiu a escala nanométrica. Com esta tecnologia, houve um aprimoramento das propriedades mecânicas (dureza, adesão e resistência ao cisalhamento) dos recobrimentos, o que fez com que houvesse um aumento da abrangência do uso do mesmo em diversas áreas.

Recobrimentos nanoestruturados (nanocompósitos, nanocristalinos e multicamadas) exibem excelentes propriedades mecânicas, físicas e químicas e se prestam a uma enorme gama de novas aplicações em que envolvem tecnologia avançada. As excelentes

propriedades são devidas à interface e aos efeitos associados com as peculiaridades dos recobrimentos nanoestruturados onde a fração de volume da fase interfacial é muito alta e o tamanho do cristalite não excede a dimensão de 100nm. (OVID'KO, 2006).

Em geral o efeito da interface é um fator determinante, uma vez que grande parte dos átomos de um recobrimento nanoestruturado está localizada na interface (nos grãos e nos contornos de interfaces) onde o comportamento é diferente do resto do volume. Este efeito ocorre em nanoescala devido ao fato que vários processos em sólidos estarem associados com o comprimento de escala que fica em torno de alguns nanômetros.

Segundo Ovid'ko (2006), de especial importância tanto para os fundamentos quanto para a aplicação são as propriedades mecânicas dos recobrimentos nanoestruturados. Estas propriedades são fortemente influenciadas pela interface e pelos efeitos de nanoescala e são essencialmente diferentes dos recobrimentos convencionais com estrutura policristalina grosseira e/ou estrutura compósita em microescala.

Como principal particularidade, os recobrimentos nanocristalinos exibem alta dureza e características tribológicas melhoradas, fato que é altamente desejável em várias aplicações. A dureza e a alta resistência ao desgaste dos recobrimentos nanoestruturados estão relacionadas ao fato da interface atuar como obstáculo para o movimento das deslocções, que é o mecanismo de deformação predominante em recobrimentos normais. Além disso, a morfologia da distribuição de forças nos cristais nanoestruturados demonstra maior dificuldade de formação de deslocções na estrutura.

O comportamento de deformação de materiais nanocristalinos puros e recobrimentos em particular, está exposto no chamado efeito anormal de Hall-Petch que se manifesta tanto como sua saturação ou como a diminuição do limite de elasticidade de um material com redução no tamanho do grão em uma faixa de grãos muito pequenos. A maioria dos modelos teóricos relaciona a dependência Hall-Petch anormal com a competição entre os mecanismos de deformação de materiais brutos e recobrimentos nanocristalinos (KOCH, 2003; KUMAR et al., 2003; CHENG et al., 2003). Portanto, o deslocamento convencional é dominante em materiais cristalinos que possuem uma faixa de tamanho de grão maior que o tamanho crítico (cerca de 10-30 nm), dependendo do material e dos parâmetros estruturais.

Com o efeito do reforço dos contornos de grãos, o limite de elasticidade aparente e as características mecânicas associadas destes materiais crescem com diminuição de

tamanho de grão. Os mecanismos de deformação associados com o papel ativo dos contornos de grãos são dominantes em materiais nanocristalinos e recobrimentos com tamanho de grãos muito pequenos. Estes mecanismos de deformações fornecem ou saturação ou a uma diminuição do limite de elasticidade (ou força) com a diminuição do tamanho de grão. Portanto, uma estratégia possível para alcançar características de resistência máxima dos recobrimentos nanocristalinos é fabricar recobrimentos com o tamanho de grão médio próximo ao diâmetro crítico. No entanto, a ação dos mecanismos de deformação associada com o papel ativo do contorno de grão em materiais nanocristalinos não é bem compreendida, mas é objeto de discussões controversas (MASUMURA et al., 1998; FEDOROV et al., 2002; OVID'KO, 2006). Assim, há um potencial para se aperfeiçoar a resistência e outras características mecânicas relacionadas a materiais de recobrimento nanocristalinos por meio de uma adequada descrição teórica dos contornos de grãos reativos a mecanismos de deformação e o uso deste conhecimento na fabricação e processamento de recobrimentos nanocristalinos com a estrutura e propriedades mecânicas desejadas. Isso motiva grande interesse em modelos teóricos de mecanismos plásticos de fluxo e sua interação em sólidos nanocristalinos.

Recobrimentos monofásicos nanocristalinos são em grande parte constituídos por nanogrãos equiaxiais agregados de mesma fase. Os nanogrãos vizinhos são caracterizados por diferentes orientações da rede cristalina e divididos pelos contornos de grão. Os contornos de grãos são nanométricos e têm a mesma composição química (FIG. 3.18a). Em termos de classificação de nanocompósito, as nanocamadas são recobrimentos nanocristalinos compostos (FIG. 3.18b) definidas como agregados de forma que os nanogrãos sejam equiaxiais da mesma fase, divididos por camadas de grãos (fronteiras intergranular) cuja composição química é diferente dos nanogrãos. Tais camadas intergranulares (contornos de grão) são tratadas como camadas de segunda fase e muitas vezes são amorfas. Já os recobrimentos de nanocompósitos (FIG. 3.18c) são agregados de nanogrãos equiaxiais de duas ou mais fases. Os nanogrãos vizinhos de mesma fase são divididos por contornos de grãos. Nanogrãos vizinhos de fases diferentes são divididos por contornos interfásicos.

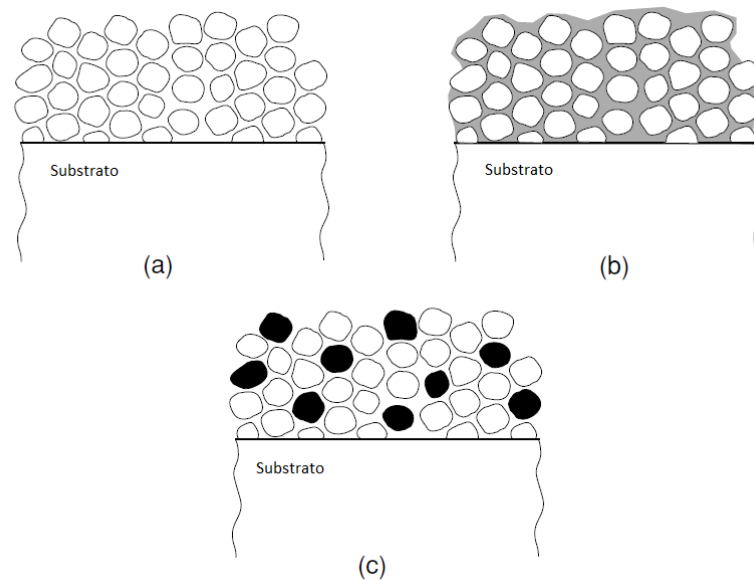


FIGURA 3.18 – Fases e ligantes em revestimentos nanoestruturados.

FONTE: Ovid'ko (2006).

Revestimentos nanocristalinos apresentam excelentes características mecânicas que são definitivamente relacionadas com a ação dos mecanismos de deformação específica nestes revestimentos. Isso faz com que o interesse em compreender os mecanismos específicos de deformação associados à estrutura nanocristalina. Nota-se que a maior parte das teorias de representações dos mecanismos de deformação na matéria nanocristalina é essencialmente desenvolvida para explicar o excelente comportamento mecânico dos materiais nanocristalinos. No entanto, os mecanismos de deformação intrínsecos que operam em revestimentos e volumes nanocristalinos são muito semelhantes ou até mesmo iguais. A diferença de fatores externos, como condições de carga mecânica, geometria da amostra e os efeitos de substrato entre os materiais do volume e do revestimento leva à diferenças nas suas características mecânicas macroscópica, mas dificilmente influenciam os mecanismos de deformação interna causada pela nanoestrutura tanto no revestimento quanto no substrato. Neste contexto, a discussão dos mecanismos de deformação plástica atuando em revestimentos nanocristalinos se baseia principalmente em modelos teóricos que descrevem o fluxo plástico e fratura em materiais nanocristalinos.

Segundo Ovid'ko (2006), o movimento das deslocações convencionais segue a clássica dependência de Hall-Petch entre o limite de elasticidade e o tamanho de grão. Li e Chou (1970) relatam o importante papel dos contornos de grãos como barreiras aos movimentos das deslocações e que isto é considerado em vários modelos. Em um tipo de

modelo tem-se que os contornos de grãos atuam como barreiras concentradoras de energia para as deslocações que causam tensões que ativam deslocações nos grãos vizinhos e isso inicia o deslizamento de grão para grão. No outro e mais difundido, os contornos de grãos são barreiras que limitam o movimento das deslocações, contudo elas aumentam a deformação que concentra dureza, resultando na relação de Hall-Petch.

Com o refinamento dos grãos, a movimentação das deslocações na rede mostra algumas características peculiares devido aos efeitos da própria interface e da nanoescala. De acordo com o modelo proposto por Pande e Masumura (1993), o modelo de movimentação de Hall-Petch é também dominante nos sólidos nanocristalinos com a única exceção que a análise precisa levar em conta o tamanho dos grãos que agora são nanométricos e o número de deslocações em um grão que não pode ser grande. Além disso, como os grãos tem tamanhos menores este mecanismo deve cessar quando há apenas duas deslocações.

A caracterização microscópica de um recobrimento nanoestruturado é de fundamental necessidade para a avaliação das reais propriedades mecânicas que podem ser atribuídas a esta estrutura. O uso de difratometria de raios X, microscopia eletrônica de varredura, espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR – do inglês, *Fourier Transform Infrared Spectroscopy*) são técnicas que ajudam a entender a estrutura cristalina e seus aspectos morfológicos no recobrimento.

De Hosson et al. (2006) afirmam que para compreender a relação entre propriedades e estruturas de componentes revestidos e, em última análise, ser capaz de prever seu comportamento tribológico, é imperativo reunir o máximo de informações sobre a morfologia, composição da fase e microestrutura quanto possível. Porém existem razões pelas quais se tornam difíceis as correlações diretas entre a estrutura microscópica do recobrimento e as propriedades do material. Uma é o fato que os defeitos (deslocações, disclinações e interfaces nos materiais) são altamente não-lineares e em não-equilíbrio. Segundo De Hosson et al. (2006), os defeitos que determinam muitas propriedades físicas estão em não equilíbrio termodinâmico e seu comportamento é não linear. O problema é que não há bases matemática e física para analisar os efeitos destas não-linearidades e não-equilíbrio. O uso da microscopia, apesar de ser uma análise pontual, ajuda a contornar os problemas de correlação.

O aumento da espessura da camada do recobrimento impõe maior tensão compressiva depois do resfriamento da deposição, o que reduz o risco de propagação de trincas em fratura de um filme coesivo (BUNSHAH, 2001). Isso tende a aumentar a vida da

ferramenta de corte com filmes de maior espessura. Qin et al. (2009) afirmaram que o aumento da espessura do recobrimento aumentou a vida da ferramenta, onde uma espessura de recobrimento de 4 μm obteve uma vida de 2 minutos com um desgaste de flanco máximo de 0,6 mm. A usinagem com espessura de 17 μm obteve um desempenho de 10 minutos e com 29 μm uma vida de 17 minutos demonstrando que o aumento da espessura do recobrimento, aumenta a vida da ferramenta. Apesar disso, os autores ainda afirmam que há uma espessura máxima onde os recobrimentos não sofram trincas superficiais. A carga crítica necessária para haver a formação de trinca superficial é máxima na espessura de 20 μm sendo que após isso ela sofre decréscimo. A carga necessária para promover a delaminação do recobrimento por sua vez cresce com o aumento da espessura do recobrimento (FIG. 3.19).

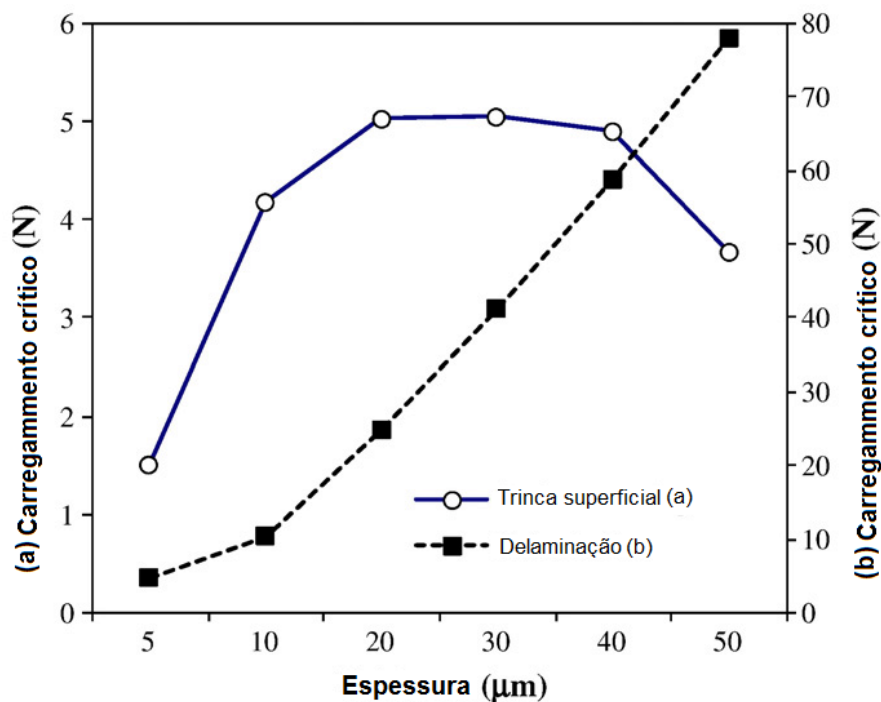


FIGURA 3.19 – Relação entre espessura de recobrimento e trinca superficial e delaminação.

FONTE: Qin et al. (2009) - adaptado.

O tamanho do grão cresce com o aumento da espessura do recobrimento. O aumento colunar cresce de forma coniforme e leva a um aumento do tamanho do grão comparando os próximos ao substrato (vista a da FIG. 3.20) com os grãos próximos a superfície (vista b da FIG. 3.20). A estrutura grosseira da superfície faz com que diminua as propriedades mecânicas do recobrimento (BOUZAKIS et al., 2003).

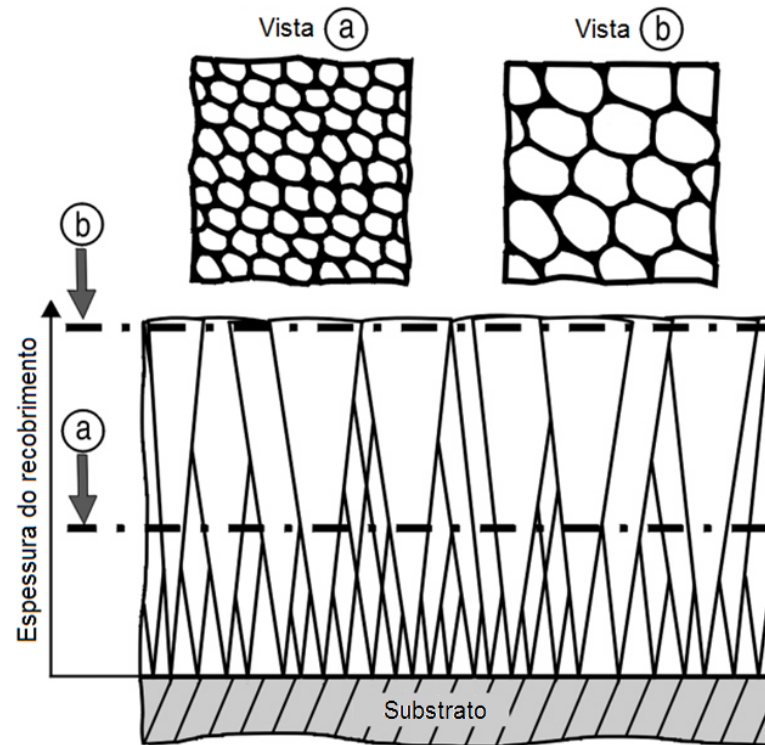


FIGURA 3.20 – Microestrutura de revestimento .

FONTE: Bouzakis et al. (2003) - adaptado.

Além da espessura e tamanho de grão, a estequiometria da composição do revestimento tem forte influência nas propriedades dos mesmos. Hörling et al. (2005) demonstraram que há uma tendência ao aumento da dureza com o aumento do número de elementos ligados na estrutura. Paseuth et al, (2014) estudaram a influência da razão estequiométrica do revestimento TiCN no desempenho de ferramentas de metal duro. Eles demonstraram que a adesão diminui com o aumento da razão estequiométrica e que a dureza aumenta com o aumento da razão estequiométrica. Os autores ainda demonstraram que a estrutura do revestimento alterou com a variação da razão estequiométrica e que isso é o principal fator para a alteração de propriedades mecânicas dos revestimentos testados.

A aplicação de filmes nanoestruturados aumenta o desempenho de ferramentas, pois potencializa as propriedades dos revestimentos comuns. O estudo do desempenho desses filmes é recente e eles nem sempre demonstram bons resultados aos revestimentos nanoestruturados.

Liew et al. (2013) estudaram o comportamento tribológico dos revestimentos AlCrN, TiN e TiAlN monocamadas e o confrontaram com TiAlN/AlCrN, AlN/TiN

nanomulticamadas por meio de testes de riscamento. Eles avaliaram a variação do coeficiente de atrito em relação à alteração da velocidade, do meio (ar e vácuo) e da distância percorrida e demonstraram que o melhor desempenho foi obtido por ferramentas nanomulticamadas em ambiente de vácuo sob alta velocidade (100 m/min) devido a não formação de óxidos que aumentam o coeficiente de atrito (o recobrimento de AlN/TiN nanomulticamadas obteve uma média de coeficiente de atrito de 0,15). Em condições ambientes os recobrimentos de TiN e AlN/TiN apresentaram desempenho semelhantes com coeficiente de atrito médio de 0,35 e 0,38, respectivamente.

Liew (2010) estudou o desempenho de ferramentas de metal duro recobertas com TiAlN monocamada e TiAlN/AlCrN nanomulticamada durante o fresamento de aço inoxidável da série 420 modificado com velocidades de corte de 50 m/min, profundidade de usinagem de 0,2 mm e avanço de 0,4 mm/aresta. O autor concluiu que a alta dureza do recobrimento TiAlN/AlCrN nanomulticamada, além da formação do óxido cromo duro foram os responsáveis pelo melhor desempenho da ferramenta tendo maior resistência a abrasão e a delaminação que o recobrimento TiAlN.

A aplicação de recobrimentos nanoestruturados se torna uma possibilidade para a usinagem sob condições severas, tais como o torneamento duro usando ferramentas de integridade inferior, como é o caso do metal duro visto que alia qualidades de maior controle de grão e maior uniformidade de propriedades mecânicas que auxilia no corte promovendo um menor desgaste e assim, uma maior vida da ferramenta.

3.4 Desgaste de Ferramentas

O desgaste da ferramenta em operações de usinagem é um dos problemas mais críticos e mais estudados pelos pesquisadores da área. Estimativas de tempo de troca de ferramenta são feitas por empresas do mundo inteiro e a exata hora de troca da mesma é alvo de diversas pesquisas na comunidade científica. Rezende (2010) afirma que várias são as definições de desgaste e que existem pelo menos três abordagens diferentes para se classificar o desgaste: a primeira leva em conta o exame da superfície desgastada, a segunda considera os mecanismos físicos que provocam o desgaste, tais como a adesão, abrasão e delaminação e

a terceira abordagem leva em consideração as condições que cercam o desgaste, descrevendo suas consequências.

Rabinowicz (1995) classifica o desgaste em quatro tipos: desgaste abrasivo, desgaste adesivo, desgaste por corrosão e desgaste por fadiga superficial (*fretting*) os quais serão discutidos a seguir. O autor ainda cita outros tipos de desgaste como sendo variações dos quatro principais citados. São eles: erosão, erosão a baixa velocidade, erosão a alta velocidade, erosão por cavitação e erosão causada por gás.

A vida da ferramenta é um aspecto muito importante, pois seu desgaste leva à formação da camada branca. Além disso, a vida da ferramenta deve ser cuidadosamente observada. Os critérios utilizados na vida da ferramenta do torneamento duro são geralmente baseados em danos de superfície pré-determinados como a rugosidade alterada e camada branca (DENKENA e KÖHLER, 2010). Ao longo dos anos muitos pesquisadores têm contribuído para a melhor compreensão dos modos de desgaste da ferramenta e para a determinação da vida da ferramenta no torneamento duro.

Durante o torneamento dos aços AISI 1045 e AISI 5140 temperados e revenidos com insertos de metal duro recobertos com TiN, sob baixas velocidades, adesão e microlascamentos foram os mecanismos de desgaste predominantes, enquanto sob altas velocidades a difusão e de fissuração por fadiga térmica se tornaram graves (BUDAK et al., 1996). Ao aumentar a velocidade de corte, a temperatura na interface da ferramenta-peça é elevada. Assim, o mecanismo de desgaste torna-se químico envolvendo difusão e instabilidade química, o que frequentemente acelera o enfraquecimento da aresta de corte, resultando em falha prematura da ferramenta (lascamento). Devido a isto, insertos de metal duro tem uma aplicação limitada no torneamento duro.

Desgaste de flanco, desgaste de entalhe e falha catastrófica são os principais modos de falha da ferramenta observados por NOORDIN et al. (2007) no torneamento de aço inoxidável martensítico com ferramentas de metal duro recobertas com TiCN e TiCN/Al₂O₃/TiCN/TiN e cermet recoberta com TiN/TiCN/TiN durante o torneamento duro de aço AISI 4340 (63 HRC) com ferramenta de cerâmica mista de Al₂O₃ + TiCN verificou-se que com aumento da velocidade de corte diminuiu-se a taxa de desgaste da ferramenta (ASLAN et al., 2007). Isto pode ser atribuído à redução na resistência ao escoamento do material usinado devido à temperatura elevada de corte que resulta em forças menores e, portanto, menor desgaste.

A substituição de ferramenta pode ser necessária dependendo do nível de tensões residuais e camada branca na superfície da peça e/ou devido à qualidade da superfície deteriorada. Três mecanismos foram identificados por Bosheh e Mativenga (2006) como sendo associados ou responsáveis com a formação da camada branca. Estes mecanismos são:

- O mecanismo de fluxo plástico que produz uma estrutura homogênea ou uma estrutura com finos grãos;
- O mecanismo de aquecimento e arrefecimento rápido, resultando em produto de transformação de fase.
- O mecanismo de reação de superfície com o meio tais como nitretação, cementação e precipitação de óxido.

3.4.1 Desgaste abrasivo

O desgaste por abrasão ocorre quando uma superfície dura e rugosa desliza em relação a uma superfície de menor dureza. Nesta há a formação de uma série de sulcos provocados pela superfície dura que caracteriza este tipo de desgaste (RABINOWICZ, 1995). Este desgaste é comum em metais, nos quais alta ductilidade e tenacidade do material fazem com que sejam produzidos sulcos devido ao arraste de partículas duras. Muitos metais e cerâmicas apresentam evidências de fluxo plástico, comum ao desgaste abrasivo. Em materiais frágeis (com baixa resistência à fratura), o desgaste ocorre por fratura frágil. Nestes casos, a zona desgastada consiste em trincas significativas (BHARAT, 2013).

A variação do desgaste por abrasão advém da introdução do terceiro corpo. Ele é resultado ou do desprendimento de parte do corpo da superfície dura ou inserção de uma partícula dura em um par tribológico. Neste último, a partícula dura adere à superfície dura criando os sulcos característicos (FIG. 3.21).

No desgaste abrasivo, material é removido ou deslocado da superfície por partículas ou irregularidades duras presentes na superfície do contracorpo deslizante. O material mais macio é então forçado no sentido oposto do deslizamento, deslizando ao longo da superfície. As partículas duras podem estar livres para se movimentar entre as superfícies

ou podem estar fixas nas protuberâncias na superfície do contracorpo. As partículas livres podem ser provenientes tanto do ambiente externo (contaminação) quanto do interno (partículas endurecidas previamente arrancadas da superfície de um dos materiais, como, por exemplo, provenientes de oxidação de um dos corpos). Um terceiro processo ainda pode ser identificado e ocorre quando partículas sólidas duras presentes em gases ou líquidos direcionados contra a superfície do material causam danos ao mesmo (HUTCHINGS, 1992). Este terceiro tipo é chamado de erosão e ocorre normalmente com velocidade dos fluidos (gás ou líquido) variando de 5 a 500 m/s.

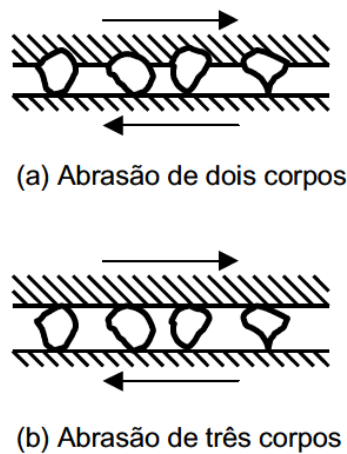


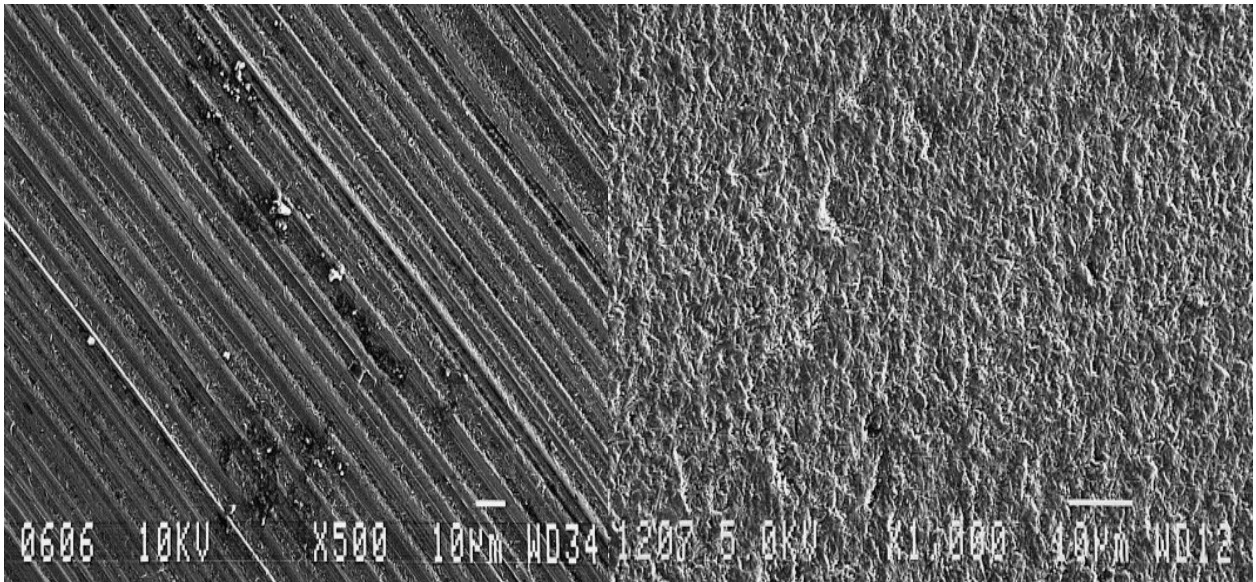
FIGURA 3.21 – Mecanismo do desgaste abrasivo: (a) por dois corpos e (b) por três corpos.

FONTE: HUTCHINGS (1992) – adaptado.

A configuração mecânica atuante no sistema distingue duas condições básicas de desgaste abrasivo. A primeira é denominada “por deslizamento”, quando uma das superfícies tem partículas duras protuberantes (figura 3.19a) e deslizam sobre a outra. A segunda é denominada “por rolamento”, quando as partículas estão livres para rolar e deslizar entre as duas superfícies, como na FIG. 3.19b (HUTCHINGS, 1992). O desgaste é normalmente menor nesse último caso. Eventualmente, um processo “por rolamento” pode se transformar em um “por deslizamento”, se a partícula dura penetrar e ficar engastada numa das superfícies (usualmente a mais mole). Neste último caso, a maior taxa de desgaste geralmente ocorre na superfície de maior dureza.

Trezona et al. (1999) estudaram a transição entre o desgaste abrasivo a dois corpos e a três corpos e sua influência nas superfícies. Os autores detalharam que o mecanismo de desgaste abrasivo a dois corpos que é responsável pela formação dos sulcos (FIG. 3.22a) é

o mecanismo prevalecente em superfícies com pouco abrasivos e altas cargas, mas com o decorrer do contato, os abrasivos quebram e forma o desgaste abrasivo por três corpos, o que gera uma superfície com aspecto rugoso (FIG. 3.22b). Eles ainda afirmaram que superfície submetida a desgaste abrasivo sofre a ação dos dois mecanismos o que torna difícil a influência de cada um isoladamente.



a) Desgaste abrasivo por dois corpos

b) Desgaste abrasivo por três corpos

FIGURA 3.22 – Micrografia de superfície submetida a desgaste abrasivo: (a) por dois corpos e (b) por três corpos.

FONTE: TREZONA et al. (1999) – adaptado.

Bharat (2013) afirma que a resistência ao desgaste abrasivo é determinada pela dureza do material. O autor alega que o desgaste é inversamente proporcional à dureza e diretamente proporcional à carga normal e à distância de arraste em metais puros. O aumento da dureza superficial ocorrida por deformação plástica do material submetido ao desgaste abrasivo não faz com que ele altere sua resistência à abrasão.

A taxa de desgaste varia em função da velocidade de aderência e arrastamento e do tamanho da partícula do abrasivo ou da rugosidade da superfície abrasiva. Misra e Finnie (1981) estudaram a taxa de desgaste do cobre submetido ao desgaste abrasivo em folhas lixas de SiC, alterando a granulometria do abrasivo e a velocidade de deslizamento. Os autores notaram que a taxa de desgaste diminuiu com o aumento da velocidade de deslizamento. Essa diminuição é gerada pelo aumento da taxa de deformação que faz com que a tensão de escoamento do material também cresça. Sob altas velocidades de deslizamento, a elevação de

temperatura na interface devido ao aquecimento por atrito resulta no decréscimo da tensão de escoamento do material que sofre abrasão, o que contrapõe ao efeito do aumento da taxa de deformação. Os autores também notaram que a taxa de desgaste cresceu com o aumento da granulometria do abrasivo até o tamanho de grão de 100 μm . Após isso, a taxa de desgaste não é tão influenciada pelo tamanho da partícula, conforme demonstra a FIG. 3.23.

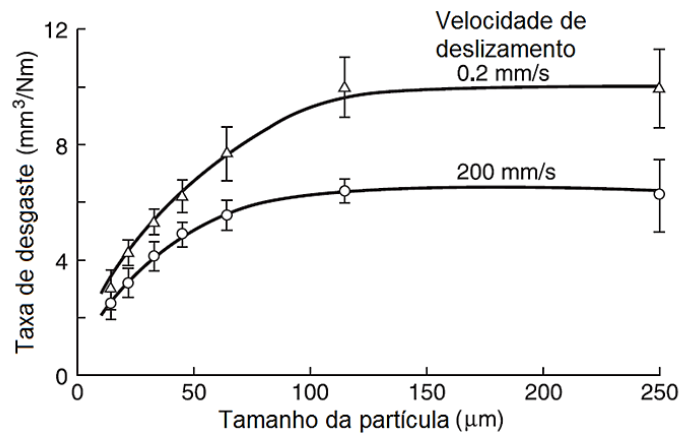


FIGURA 3.23 – Taxa de desgaste do cobre submetido a abrasão a dois corpos contra SiC em função do tamanho da partícula abrasiva e da velocidade de deslizamento.

FONTE: MISRA e FINNIE (1981) – adaptado.

A FIG. 3.24 ilustra um exemplo de mecanismo de desgaste predominantemente abrasivo em uma ferramenta de corte. Nele há o desprendimento de micropartículas de recobrimento ou mesmo de oxidação e faz com que gere sulcos na ferramenta.

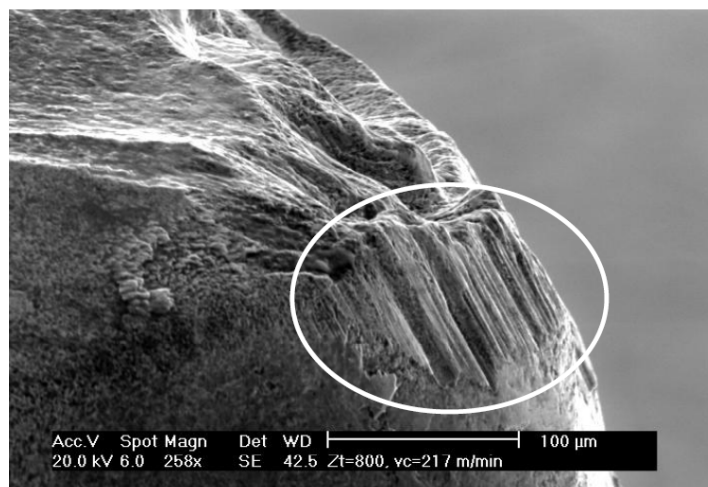


FIGURA 3.24 – Ferramenta de corte evidenciando desgaste abrasivo.

FONTE: SALES (2007).

Lin et al. (2008), avaliaram o desgaste de ferramentas PcBN no torneamento de aço endurecido em função da velocidade de corte e determinaram três condições: quando a temperatura de corte é relativamente baixa (ou seja, sob baixa velocidade de corte), as forças de corte são elevadas, porque o grau de amolecimento do material de trabalho não é significativo. Assim, a superfície de folga da ferramenta é riscada por partículas de carbeto duras do material da peça e o ligante de PcBN é removido. Neste caso, abrasão é o principal mecanismo de desgaste. Quando o amolecimento do material de trabalho torna-se significativo, isto é, quando a velocidade de corte é aumentada, as forças de corte são reduzidas e a abrasão deixa de ser o mecanismo predominante, (difusão e oxidação são mais pronunciadas) e uma camada de óxido com baixo ponto de fusão é gerado. A camada protetiva resultante da difusão do ligante do material da ferramenta no aço começa a formar na interface cavaco ferramenta. Esta interface cria uma barreira que impede a difusão e a taxa de desgaste diminui. Por fim, quando a temperatura de corte é muito elevada, a camada de aderência é desgastada devido a uma elevada força de atrito. Além disso, a ligação entre as partículas de PcBN da ferramenta de corte é enfraquecida devido a difusão do material da peça e materiais de ferramenta fazendo com que as partículas de PcBN sejam arrancados da face da ferramenta gerando o enfraquecimento da cunha e o aumento do desgaste de flanco.

Lim et al. (1999) estudaram o desgaste de ferramentas de metal duro recoberta com TiC no torneamento de aço AISI 1045 e apresentaram alguns mapas de desgastes. Os autores afirmaram que o desgaste abrasivo foi predominante na superfície de folga da ferramenta sob baixas velocidades de corte, sendo que houve uma zona ótima onde as ferramentas sofreram uma menor taxa de desgaste (vida mais longa). Esta zona é compreendida entre as velocidades de corte de 100 m/min a 250 m/min para um avanço de 0,15 mm/rev a 0,30 mm/rev.

Penalva et al. (2002) estudaram a influência do desgaste em ferramentas de cBN no torneamento de aço AISI 52100 com dureza de 60 HRc. Para a realização dos testes eles fixaram o avanço em 0,1 mm/rev e a profundidade de usinagem em 0,1 mm e variaram a velocidade de corte em 180 m/min e 200 m/min, além da geometria da ferramenta com ângulos de $\epsilon=90^\circ$; $\chi_r=45^\circ$; $\chi_r=45^\circ$ na primeira e $\epsilon=80^\circ$; $\chi_r=45^\circ$; $\chi_r=5^\circ$ na segunda. A rugosidade de todos os testes aumentou com o crescimento do desgaste da ferramenta demonstrando que a rugosidade é altamente sensível ao desgaste. Os autores ainda afirmaram

que o principal mecanismo de desgaste da ferramenta é a abrasão e que a presença de material depositado contribuiu para a piora do acabamento, sendo que a melhor superfície foi conseguida com velocidade de 200 m/min e a ferramenta com ângulos $\epsilon=90^\circ$; $\chi_r=45^\circ$; $\chi_r'=45^\circ$.

More et al. (2006) estudaram o desempenho de insertos de metal duro recobertos com cBN-TiN no torneamento do aço AISI 4340 (53 HRC) em comparação com insertos de PcBN. Para tanto eles variaram velocidade de corte e o avanço da ferramenta e fixaram a profundidade de usinagem do experimento. Os autores mostraram que o principal mecanismo de desgaste das ferramentas é a abrasão e que a ferramenta de PcBN teve desempenho superior à ferramenta de metal duro recoberta com cBN-TiN (vida e acabamento). Eles ainda demonstraram através da ANOVA que as melhores condições de corte da ferramenta de metal duro recoberta com cBN-TiN foi: velocidade de corte de 100 a 125 m/min e avanço de 0,15 a 0,20 mm/rev.

Ventura et al. (2013) estudaram a influência da preparação da superfície de folga de ferramentas de PcBN no torneamento do aço 16MnCrS5 (60 ± 2 HRC). Para tanto, os autores criaram chanfros com diferentes angulações entre a superfície de folga e a de saída e geometria assimétrica e analisaram o desgaste das mesmas. Eles apontaram que o desgaste abrasivo estava presente em todas as ferramentas testadas e que a geometria assimétrica aumentou a vida da ferramenta, mas com maior força de corte.

Suresh et al. (2012) estudaram a influência dos parâmetros de corte no desgaste de ferramenta, força de corte e no acabamento superficial da peça no torneamento do aço AISI 4340 (48 HRC) com ferramenta de metal duro recoberta com (TiN/TiCN/ Al_2O_3). Os autores variaram a velocidade de corte, avanço e profundidade de usinagem e concluíram que o principal mecanismo de desgaste da ferramenta é o desgaste abrasivo, principalmente localizado na superfície de saída da mesma (desgaste de cratera). Eles também demonstraram que o principal parâmetro responsável pelo desgaste de ferramenta é a velocidade de corte, influenciando em 75,75% do mesmo.

Arsecularatne et al. (2006) estudaram a vida da ferramenta de PcBN no torneamento do aço AISI D2 (62 HRC). Nos testes, os autores variaram velocidade de corte, avanço e profundidade de usinagem e analisaram a influência deles no desgaste. Eles mostraram que o mecanismo prevalecente no desgaste da ferramenta é a abrasão representada por sulcos e que a melhor vida de ferramenta foi alcançada com velocidade de corte de 70

m/min e avanço de 0,14 mm/rev. Eles também relataram a presença de desgaste adesivo, mas em pequena magnitude.

Chou e Song (2004) estudaram a influência do raio de ponta de ferramenta de cerâmica mista ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$) no acabamento do aço AISI 52100 ($61 \pm 1 \text{ HRc}$). Eles apontaram que a variação do raio de ponta tem influência direta na rugosidade da superfície usinada e no desgaste de flanco das ferramentas, sendo que o aumento do raio melhora o acabamento, mas aumenta o desgaste de flanco. Eles ainda afirmaram que o principal mecanismo de desgaste nas ferramentas com raio de ponta elevado (2,4 mm) é a abrasão.

A aplicação de recobrimentos em ferramentas de duas fases, como as de metal duro, dificulta o desprendimento da fase dura e preserva a ferramenta de desgaste abrasivo. Também preserva a aresta de corte do desgaste abrasivo causado pela dureza da peça sob baixas velocidades de corte, quando a temperatura da operação não é tão alta. Deste modo, aumentar ainda mais a dureza da ferramenta (recobrimento) é recomendável já que com isso aumenta-se a resistência ao processo de riscamento por partículas duras. A diminuição do coeficiente de atrito obtida pelo recobrimento das ferramentas faz com que auxilie ainda mais para a diminuição desse mecanismo.

3.4.2 Desgaste adesivo

O desgaste adesivo ocorre em função da aderência do material da peça sobre a ferramenta. Se duas superfícies metálicas são postas em contato sob cargas moderadas ou altas forma-se entre elas um extrato metálico que provoca aderência (RABINOWICZ, 1995). A resistência deste extrato é elevada a tal ponto que, na tentativa de separar as superfícies, ocorre ruptura em um dos metais e não na superfície de contato. Assim, partículas da superfície de um metal migram para a superfície do outro. Se houver alguma vibração nestas superfícies de tal maneira que o contato se torne irregular, mais ainda esta remoção de partículas é estimulada.

Buckley (1981) afirma que após a aplicação de uma força de separação em um par metal-metal sujeito a adesão, a fratura ocorre no local em que as forças de coesão são mais

fracas. Ele ainda distingue a coesão da adesão dizendo que a coesão representa a associação das forças atômicas no material, ou seja, as forças que unem um átomo ao outro e que a adesão é a ligação de superfície que unem dois materiais em estado sólido diferentes (ou mesmo idênticos) em contato.

Rabinowicz (1995) relata que a tendência das superfícies em contato em se aderirem advém de forças atrativas que existem entre os átomos da superfície de ambos os materiais. Quando duas superfícies são forçadas a um contato íntimo e então separadas por movimento relativo, normal ou tangencial, forças atrativas agem sobre estas superfícies fazendo com que haja a remoção ou arrancamento de parte de uma das superfícies.

Basu e Kalin (2011) relatam que a adesão interfacial pode se dar por ligações iônicas, covalentes, metálicas, de hidrogênio e ou de van der Waals. O destacamento de parte da superfície ocorre se as ligações da junção são mais fortes que as ligações no volume. Assim, uma superfície perde material, resultando em crateras irregulares, enquanto que a outra superfície ganha algum material que é então chamado de filme de transferência. Ainda segundo estes autores, a sequência de desgaste da superfície submetida à adesão pode ser explicada da seguinte forma: o contato carregado de uma simples aspereza em um par de superfícies em atrito faz com que haja formação, crescimento e falha das junções impostas a forças adesivas que leva a transferência de material para a superfície contrária e o posterior destacamento do material transferido como partículas de desgaste perdidas.

Para que o haja a formação de partículas de desgaste, a interface original de contato entre os materiais deve ser responsável por ter a menor área de seção transversal e, portanto, em vista do grande número de vacâncias e deslocações presentes na interface, uma menor resistência, o que propicia a quebra durante o cisalhamento. Este mecanismo ocorre em somente 5% dos pares tribológicos de acordo com Rabinowicz (1995). Um fator potencializador é o não paralelismo entre as superfícies. Isto pode ocorrer através de uma superfície rugosa ou que se torna rugosa após o deslizamento. Isso gera a transferência de material de uma superfície para outra por adesão.

Segundo Archard (1953), o cisalhamento da superfície imposta à adesão ocorrerá na interface ou na região mais fraca de um dos corpos em deslizamento relativo. Em geral, a resistência à adesão interfacial é maior que a resistência à quebra das regiões adjacentes.

Kayaba e Kato (1981) explicam este mecanismo como sendo um fluxo plástico promovido na ponta de uma rugosidade e que resulta no desprendimento de partículas de desgaste. De acordo com esta teoria, o cisalhamento plástico de sucessivas camadas baseado em linhas de deslizamento ocorre em conjunto com uma trinca cisalhante que é responsável pelo destacamento do fragmento.

A adesão é mais intensa no contato de materiais quimicamente similares. Nestes, há uma grande solubilidade mútua na qual os átomos dos dois corpos podem facilmente interagir. Metais, especialmente aqueles que não tenham a presença de óxidos, apresentam forte desgaste adesivo (BASU e KALIN, 2011). Além disso, materiais que tendem a ter uma grande plasticidade, agregam material na área de contato ao sofrer o deslizamento e assim aumentam a área de superfície, local onde serão formadas as ligações necessárias para a quebra durante o deslizamento irão formar. Este fenômeno, chamado de crescimento de junção, ocorre principalmente em materiais rígidos que podem deformar plasticamente. Bharat (2013) afirma que o crescimento de junção ocorre pelo cisalhamento plástico de sucessivas deposições de contatos tribológicos, que fazem com que a energia para o destacamento do material seja menor que a energia de ligação das múltiplas deposições aderidas, promovendo assim a retirada do material aderido.

O fenômeno da adesão está presente na formação da aresta postiça de corte (APC), mas o desgaste por adesão pode ocorrer mesmo sem a ocorrência da APC (DINIZ et al., 2000). Pode ser descrito como um processo cíclico de adesão e remoção de material da peça na superfície da ferramenta que gera perdas sucessivas de fragmentos da superfície que são transportados pelo material removido (TRENT e WRIGHT, 2000).

O mecanismo de desgaste adesivo geralmente ocorre a baixas velocidades de corte, quando o fluxo de material sobre a superfície de saída da ferramenta se torna irregular. Sob estas condições, fragmentos microscópicos são arrancados da superfície da ferramenta e arrastados junto ao fluxo de material adjacente à interface por adesão. O decorrer do deslizamento gera mais fragmentos que aderem a superfície da ferramenta ou a outro fragmento que se torna uma grande partícula de material retirado. A presença de partículas soltas gera alterações químicas, uma vez que aumentam a tendência a formação de óxidos devido ao aumento da área e fazem com que ela se desprenda rapidamente. Outro mecanismo explicado por Bharat (2013) envolve a energia residual elástica das partículas aderidas. Ao serem comprimidas, os fragmentos são fortemente tensionados e somente tensões elásticas

permanecem neles. Se a tensão residual for maior que a tensão de adesão, o material se desprende gerando uma superfície porosa.

Em um par tribológico de materiais de diferentes durezas, ambos os materiais sofrerão desgaste, sendo que o desgaste mais acentuado será observado no material de menor dureza. Bharat (2013) explica que por causa de fissuras, defeitos e a própria geometria, o material de maior dureza apresenta regiões de baixa resistência. Se as regiões de baixa resistência do material duro coincidir com região de alta resistência do material macio, há a formação de fragmentos gerados pelo material mais duro que gerarão desgaste adesivo. Este mecanismo é comum na usinagem de materiais endurecidos.

Girot et al. (2011) estudaram o desgaste adesivo em brocas de metal duro sem recobrimento e recobertas com DLC (carbono como diamante, do inglês – *Diamond Like Carbon*) na furação de liga de alumínio aeronáutica. Os resultados mostraram que as ferramentas apresentam desgaste adesivo em baixas velocidades de corte ($v_c < 70$ m/min) devido a baixa temperatura na interface (155 °C a 180 °C) e alta pressão (acima de 800 MPa), fazendo com que haja a formação de aresta postiça de corte na ferramenta. A forte adesão do recobrimento de DLC ao substrato da ferramenta, o baixo coeficiente de atrito do diamante com o alumínio e a baixa reatividade da superfície do recobrimento foram os aspectos necessários para o melhor desempenho das ferramentas recobertas.

Chonghai et al. (2010) afirmaram que o mecanismo de desgaste adesivo é o predominante quando estudaram o comportamento de ferramentas cerâmicas ($Al_2O_3/(W,Ti)C$) com adição de ítrio na usinagem em altas velocidades de corte de aço médio carbono endurecido a 45 HRc e ferro fundido HT20-40 com dureza de 200 HB. Os autores demonstraram que a adição do ítrio auxilia na redução do desgaste abrasivo, mas a presença do desgaste adesivo gerado pela alta temperatura na interface foi mantida.

Schramm et al. (2004) estudaram as propriedades tribológicas e as características do torneamento do aço SAE 4140 e do ferro fundido nodular (SGI-50-DIN 0.7050) usando ferramentas de metal duro com três recobrimentos (TiAlN, CrN e CrAlN) variando os parâmetros de corte. Os autores concluíram que o recobrimento CrAlN tem o maior coeficiente de atrito no aço e intermediário no ferro fundido nodular. Os testes de riscamento apontaram que a menor adesão é encontrada no recobrimento CrN seguida do CrAlN. Os testes experimentais apontaram que esses recobrimentos foram os que obtiveram melhores

acabamentos por causa do baixo índice de desgaste adesivo que tais recobrimentos proporcionaram.

Poulachon et al. (2004) estudaram os mecanismos de desgaste em ferramenta de PcBN torneando aços X155CrMoV12 (AISI D2), X38CrMoV5 (AISI H11), 35NiCrMo16 e 100Cr6 (AISI 52100), com dureza de 54 HRc. Para realização dos experimentos, os autores variaram a velocidade de corte e o avanço. Os resultados apontaram que apesar de terem a mesma dureza, a usinagem dos diferentes aços geraram diferentes mecanismos de desgastes na ferramenta, que é explicado pelo fato da formação de carbeto que propiciam o desgaste abrasivo. Eles também afirmaram a presença de desgaste adesivo nas ferramentas que tornaram os aços X38CrMoV5 e X155CrMoV12, o que demonstra que o vanádio propicia esse mecanismo.

Barry e Byrne (2001) investigaram os mecanismos de desgaste da ferramenta de PcBN/TiC no torneamento do aço AISI 4340 (52 HRc). Para tanto eles testaram três lotes de aços com pequenas variações de composição e avaliaram o desgaste das ferramentas das mesmas. Os autores analisaram as ferramentas por meio de EDS e constataram que os mecanismos preponderantes na ferramenta foram desgaste adesivo e desgaste químico (oxidação), além do desgaste abrasivo.

Huang e Dawson (2005) estudaram o desgaste de cratera na ferramenta de PcBN torneando aço AISI 52100 (62 HRc). Para tanto, os autores desenvolveram modelos matemáticos que representassem os desgastes abrasivo, adesivo e difusivo e os validaram em testes experimentais. Eles concluíram que com os parâmetros avaliados o mecanismo de desgaste predominante é o adesivo seguido pelo abrasivo. Eles ainda afirmaram que o modelo desenvolvido por eles responde bem aos resultados dos testes experimentais.

Poulachon et al. (2001) estudaram os mecanismos de desgaste de ferramenta de PcBN no torneamento do aço AISI 52100 com dureza de 38 a 60 HRc. Os autores variaram velocidade de corte, profundidade de usinagem e o avanço e demonstraram que o desgaste na superfície de folga é o primeiro a surgir e só depois surge o desgaste na superfície de saída da ferramenta. Eles ainda afirmaram que o principal mecanismo de desgaste na ferramenta foi a abrasão, mas em análises através de EDS foi visualizado óxido de ferro (FeO) aderido a superfície de saída da ferramenta, demonstrando que há também desgaste adesivo na mesma.

Xiong et al. (2013) estudaram a vida e os mecanismos de desgaste da ferramenta de metal duro WC-TiC-Co com grãos ultrafinos no torneamento de aço AISI H13 endurecido (50 HRc) e relataram que tanto a ferramenta convencional quanto a ferramenta com grãos ultrafino tiveram como principais áreas de desgaste, as superfícies de folga e de saída, o que não é surpresa. Além disso, eles relataram que as ferramentas sofreram primeiramente desgaste abrasivo e com isso houve um aumento da temperatura da interface ferramenta-peça que gerou o desgaste adesivo em ambas as regiões (superfícies de folga e de saída).

A geração de alta temperatura de interface cavaco-ferramenta conseguida através da usinagem de materiais endurecidos faz com que haja o aumento do desgaste adesivo. A imposição de uma superfície com menor coeficiente de atrito e menor reatividade como é o caso do recobrimento de ferramenta faz com que haja a diminuição desse desgaste.

3.4.3 Desgaste corrosivo

As reações químicas que são iniciadas e ocorrem na zona de contato de dois corpos em movimento alteram o comportamento do par, o que pode gerar uma aceleração do desgaste como um todo. Estas reações muitas vezes não são esperadas sob condições estáticas à mesma temperatura, mas devido às condições dinâmicas do movimento, reações triboquímicas ocorrem e geram o desgaste corrosivo.

O desgaste corrosivo ou triboquímico resulta da remoção dos produtos de reações formados localmente pelo contato entre as superfícies (BASU e KALI, 2011). O mecanismo do desgaste corrosivo é retratado na FIG. 3.25. Para que o desgaste ocorra, é preciso um ambiente propício (FIG. 3.25a) onde possa haver reação entre a superfície e o meio formando óxido (FIG. 3.25b). O movimento relativo entre as superfícies faz com que haja o desprendimento do óxido (FIG. 3.25c), que gera uma reação em cadeia onde os particulados de óxidos junto com o movimento relativo retirem mais óxidos efetuando o desgaste (FIG. 3.25d).

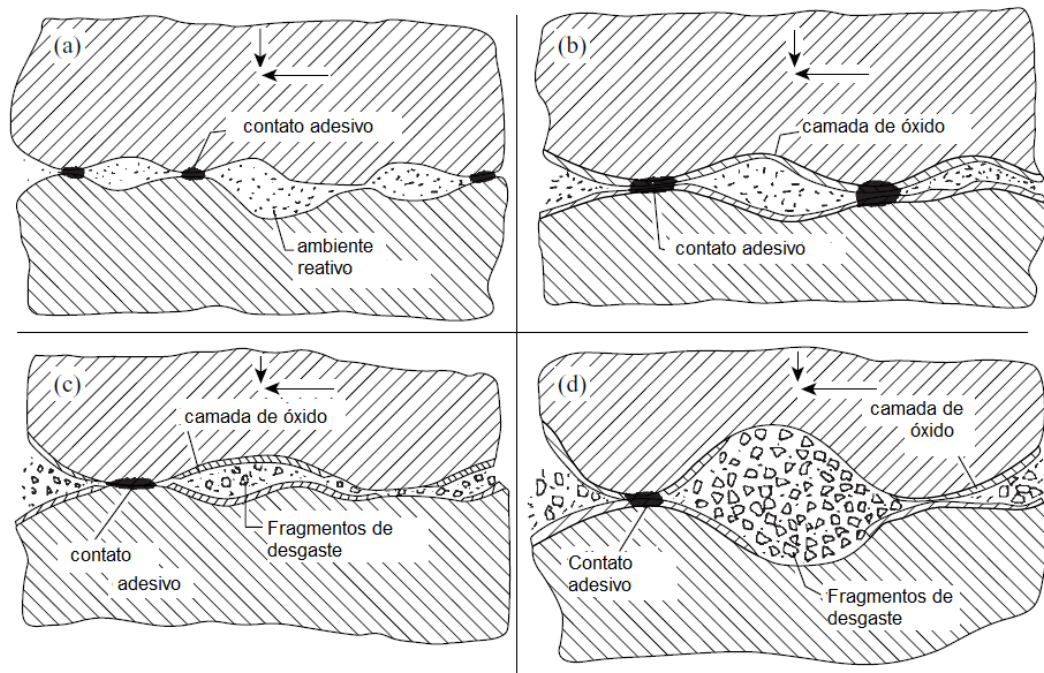


FIGURA 3.25 – Mecanismo de formação do desgaste corrosivo.

Fonte: BASU e KALIN (2011) – adaptado.

O desgaste por oxidação ocorre quando o movimento entre as partes acontece em um ambiente propício a isso. Sem o movimento relativo, a oxidação provocada por mecanismos químicos deveria se concentrar na superfície naturalmente protegida do material, não evoluindo para o interior. Com o movimento entre dois materiais, a camada protetora é retirada ou diminuída constantemente, propiciando a propagação da oxidação (REZENDE, 2009).

Mo et al. (2007) compararam o desempenho tribológico de recobrimentos TiAlN e AlCrN em substratos de metal duro submetidos a ensaios de pino sobre disco, caloteste e a posterior caracterização. Os autores encontraram menor coeficiente de atrito no recobrimento de AlCrN (0,75 após 300 m de teste do AlCrN frente a 0,85 após 350 m de teste) e maior resistência a oxidação, formando óxidos protetivos (Cr_3O e Al_2O_3) que são estáveis a alta temperatura. Segundo eles, a formação do óxido é propícia em ambiente rico em oxigênio e do aumento da superfície de contato gerado pela abrasão do material. O desgaste gerado por oxidação se forma especialmente nas extremidades do contato cavaco ferramenta devido ao acesso do ar nesta região. Assim, a oxidação é muitas vezes a responsável pelo desgaste de entalhe. O cobalto e tungstênio formam óxidos que são porosos e facilmente removidos pela

ação de atrito do cavaco gerando assim o desgaste, sendo este acelerado pelo aumento da temperatura local (DINIZ et al., 2000).

Hakim et al. (2011) estudaram o desgaste das ferramentas de PcBN sem recobrimento e recoberta com TiN, cerâmica mista ($Al_2O_3 + TiC$) e metal duro recoberto com TiN e com ($TiC/TiCN/Al_2O_3$) no torneamento do aço AISI T15 HSS (540 ± 5 HV). Para tanto, os autores mantiveram a profundidade de usinagem e o avanço e variaram a velocidade de corte de modo que tivessem uma condição de baixa velocidade e duas de alta velocidade de corte. Os resultados demonstraram que a ferramenta de PcBN sem recobrimento foi a que obteve o maior tempo de corte em baixa velocidade de corte e que a ferramenta cerâmica obteve o melhor desempenho em alta velocidade de corte. Os autores demonstraram que o desgaste abrasivo prevalece nas ferramentas de PcBN e que na ferramenta cerâmica há formação de óxidos, tanto de ferro, quanto de alumínio e de titânio que demonstra a atuação de desgaste corrosivo na mesma.

Bellosi et al. (2003) desenvolveram e caracterizaram ferramentas cermet com base de Ti(C, N) e compararam o desempenho das mesmas com ferramentas comerciais na usinagem (fresamento e torneamento) variando as condições de corte (velocidade de corte, avanço e profundidade de usinagem). Os autores afirmaram que depois da abrasão e do desgaste por fadiga, o principal mecanismo de desgaste ocorrido nas ferramentas foi o desgaste corrosivo, onde foi avaliado através da técnica de EDS. Segundo eles, a oxidação induziu a formação de compostos fundidos e voláteis que alteraram a superfície e provocou o crescimento de microtrincas ocasionando a falha das ferramentas desenvolvidas.

Zhu et al. (2013) estudaram as características do desgaste de ferramentas na usinagem de superligas a base de níquel. Para tanto, os autores enumeraram que as principais ferramentas usadas na usinagem do Inconel compreendem o metal duro sem recobrimento e com recobrimento, a cerâmica e o PcBN. Por se tratar de uma liga de alta dureza, que chega a ultrapassar 60 HRC, os mecanismos de desgaste são bem evidentes e que o desgaste corrosivo se mostrou presente devido a altas temperaturas de usinagem, principalmente em ferramentas cerâmicas SiAlON onde viu-se através de EDS a associação de oxigênio com titânio e alumínio.

Aslantas et al. (2012) avaliaram os mecanismos de desgaste e a vida de ferramentas cerâmicas ($Al_2O_3/TiCN$) sem recobrimento e recobertas com TiN no torneamento do aço AISI 52100 (63 HRC). Para tanto foi variado a velocidade de corte e o

avanço e mantido constante a profundidade de usinagem . Os autores afirmaram que o desgaste prevalente nas ferramentas foi o desgaste de cratera e que analisando tal desgaste foi encontrado por meio de análise de espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDX), principalmente nas ferramentas sem recobrimento, uma quantidade considerável de oxigênio proveniente da formação de óxido o que indicou, segundo eles, a formação de desgaste corrosivo nas ferramentas. Eles ainda demonstraram que a aplicação do recobrimento aumentou a resistência ao desgaste das ferramentas aumentando a vida das mesmas.

Uhlmann et al. (2013) estudaram a influência dos recobrimentos AlTiN/a-Si₃N₄ e AlCrN/a-Si₃N₄ nanocompósitos em ferramentas de PcBN no torneamento do aço AISI H13 (57 ± 2 HRC). Os autores investigaram a resistência a oxidação e abrasão das ferramentas que, segundo eles, são os principais mecanismos de desgaste na usinagem de materiais endurecidos. Os resultados encontrados demonstraram que o uso de recobrimento aumenta a resistência à formação de óxidos na superfície em altas temperaturas aumentando a vida da ferramenta. Por meio de simulações numéricas, eles também concluíram que o uso dos recobrimentos atenua a temperatura da aresta de corte e garante uma melhor vida da ferramenta, sendo que as melhores características antioxidação e atenuadora de temperatura foi encontrada na ferramenta recoberta com AlCrN/a-Si₃N₄.

Banakh et al. (2003) estudaram a resistência dos recobrimentos Cr_{1-x}Al_xN (com x variando de 0 a 0,63) à corrosão sob altas temperaturas. Para tanto, os recobrimentos foram aquecidos expostos ao ar atmosférico a temperatura acima de 1173 K por 15 minutos e analisados através de difração de raios X, espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR – do inglês, *Fourier Transform Infrared Spectroscopy*) e espectroscopia de retroespalhamento de Rutherford (RBS – do inglês, *Rutherford Backscattering Spectroscopy*). Os autores demonstraram que a substituição dos átomos de cromo por alumínio conduziu a dois comportamentos: filmes com baixo teor de alumínio (x até 0,2) tinham fraca resistência a oxidação e já apresentavam formação de óxidos em temperaturas de 773 K; filmes com alto teor de alumínio (x acima de 0,4) apresentaram uma alta resistência a oxidação, mesmo a alta temperatura, uma vez que a formação da camada de óxido superficial formada protegia o substrato contra o oxigênio difusional.

A adição de recobrimento de alta estabilidade química como é o caso do AlCrN faz com que forme uma camada de óxido de alumínio protetiva na superfície que iniba a

propagação da oxidação para o interior do recobrimento, preservando assim a cunha para o corte.

3.4.4 Desgaste por fadiga superficial

Outro mecanismo capaz de gerar partículas de desgaste ou perda de material de superfícies sólidas em contato é associado ao processo de fadiga quando estas estão submetidos a carregamentos cíclicos. Sobre estas condições, a geração de trincas, tanto na superfície quanto na subsuperfície, leva a formação de partículas de desgaste e a perda de material da superfície (BUCKLEY, 1981). O processo de carregamento cíclico oriundo de uma solitação alternada pode ser aproximado a um deslizamento cíclico. O mecanismo de deslizamento cíclico é o catalisador do desgaste por fadiga que se caracteriza por formação de partículas de desgaste (FIG. 3.26).

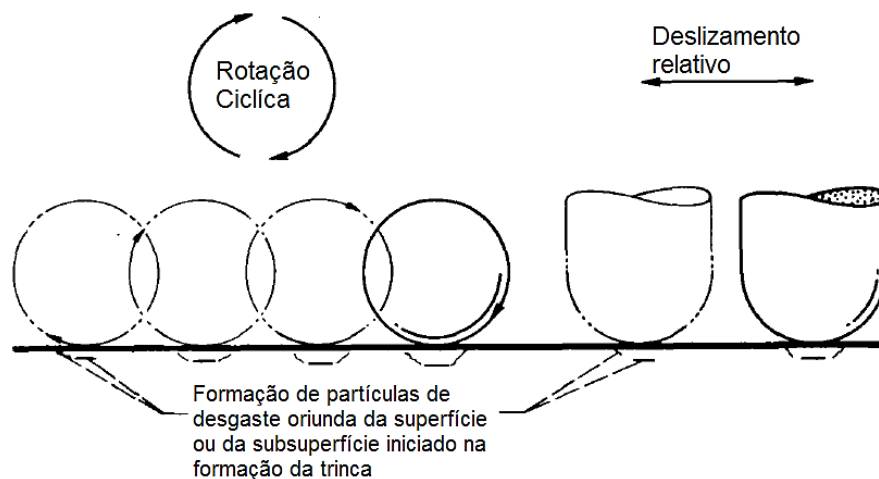


FIGURA 3.26 – Mecanismo de formação do desgaste de fadiga.

Fonte: BUCKLEY (1981) – adaptado.

A fadiga de superfície pode ser dividida em fadiga de baixo ciclo (caracterizada por um alto carregamento em um pequeno período de tempo) e a de alto ciclo, mais comum e causada por um baixo carregamento submetido a um longo ciclo repetido das regiões da

superfície e da subsuperfície. O processo de fadiga tem como consequência final a formação de trincas que levam ao desgaste do material e a perda da funcionalidade da superfície.

Suh (1973) explica em sua teoria de desgaste por delaminação, que um material submetido a um ciclo de tensão repetitiva começa a sofrer um processo de deformação plástica que se inicia na região da subsuperfície no local de máxima tensão cisalhante. Essa deformação plástica aparece em forma de concentração de deslocação e crescem a cada repetição do ciclo originando as trincas. Essas trincas crescem paralelamente a superfície até precipitarem.

De acordo com Basu e Kalin (2011), as deslocações começam a crescer em locais sujeitos a baixas cargas devido ao cisalhamento e não às tensões normais. Quando a deformação plástica é iniciada (FIG. 3.27a) devido à concentração de deslocações, que ocorre predominantemente em locais de acúmulo de tensão, como vazios e impurezas, há o crescimento dessas através de novos ciclos de tensão. A deformação então se concentra (FIG. 3.27b) e as trincas se propagam paralelamente à superfície (FIG. 3.27c) até que alcancem um tamanho crítico que faz com que elas atinjam a superfície (FIG. 3.27d), gerando partículas finas de desgaste logo após a passagem do elemento gerador do carregamento cíclico. A delaminação do material através da formação destes fragmentos de desgaste produz na superfície os pites que são bem conhecidos no processo de microfissuração de engrenagens e rolamentos.

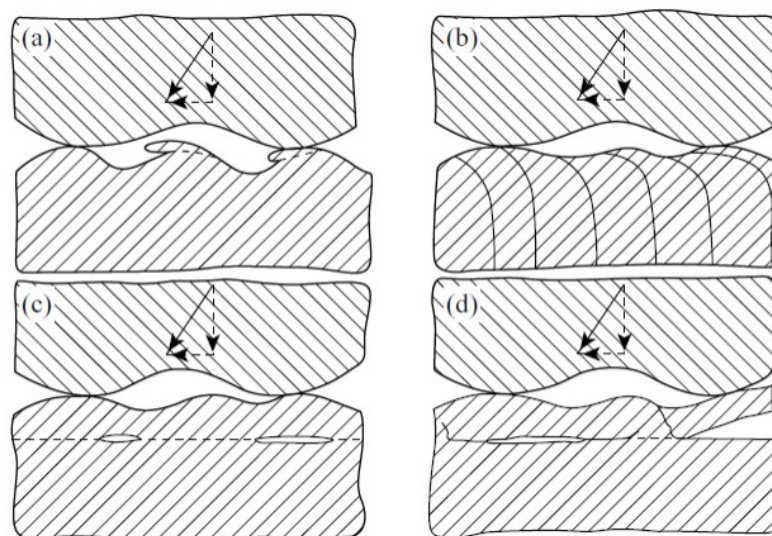


FIGURA 3.27 – Processo de desgaste por fadiga.

Fonte: BASU E KALIN (2011).

É importante salientar que este mecanismo só age se a superfície não estiver danificada, uma vez que o dano se torna concentrador de deslocções e assim suprime o crescimento de trincas, o que não desenvolve o estado de delaminação (Basu e Kalin, 2011). Ainda segundo eles, este processo é comum em superfícies lubrificadas, uma vez que em superfícies secas outros mecanismos de desgaste como a adesão, abrasão e reações triboquímicas suprimem este desgaste.

Com base na teoria de deslocções Czichos (1978) afirma que os pontos de iniciação de trinca são:

- aglomerações de deslocções na banda de aderência e arrastamento do contorno de grão;
- coalescência de movimento de duas deslocções formando trinca ao longo do plano de clivagem;
- trinca formada em um contorno inclinado.

De acordo com Rabinowicz (1995), o processo de desgaste por fadiga se caracteriza por partículas removidas com dimensões maiores que as usuais de outros desgastes. Segundo ele, as dimensões tendem a ser próxima a área de contato sobre tensão aplicada.

Sergejev et al. (2011) estudaram o desempenho dos recobrimentos AlCrN e TiCN depositados em aço S390 com a rugosidade da superfície recoberta, variando de 0,16 μm e 0,57 μm para o TiCN e de 0,15 μm e 0,41 μm para o AlCrN. Foram feitos testes de indentação e de fadiga. Os autores afirmaram que a variável mais influente no desgaste por fadiga foi rugosidade da superfície recoberta, de forma que as superfícies com menor rugosidade tiveram maior resistência à fadiga. Segundo eles, a área de contato entre a esfera e o corpo de prova recoberto é maior nas superfícies com menor rugosidade e assim a pressão de contato máxima obtida é menor (tensão de contato Hertziana) e mais uniforme aumentando a resistência à fadiga. Eles também afirmaram que o recobrimento de AlCrN obteve pior desempenho, o que foi explicado pela menor espessura (1,4 μm) em relação ao recobrimento TiCN (3 μm).

Fox-Rabinovich et al. (2010) estudaram as propriedades e a microestrutura, além do desempenho tribológico do recobrimento nanomulticamada $\text{Ti}_{0,2}\text{Al}_{0,55}\text{Cr}_{0,2}\text{Si}_{0,03}\text{Y}_{0,02}\text{N}/\text{Ti}_{0,25}\text{Al}_{0,65}\text{Cr}_{0,1}\text{N}$ em ferramentas de metal duro. Os autores

afirmaram que o recobrimento apresentou melhor desempenho nos testes de fadiga de alto e baixo ciclo comparado com os resultados da literatura do recobrimento nanomonocamada de $\text{Ti}_{0,2}\text{Al}_{0,55}\text{Cr}_{0,2}\text{Si}_{0,03}\text{Y}_{0,02}\text{N}$. As nanomulticamadas de durezas e orientações cristalinas similares do recobrimento $\text{Ti}_{0,2}\text{Al}_{0,55}\text{Cr}_{0,2}\text{Si}_{0,03}\text{Y}_{0,02}\text{N}/\text{Ti}_{0,25}\text{Al}_{0,65}\text{Cr}_{0,1}\text{N}$ evitaram o acúmulo de deformação e a falha do recobrimento. Os autores afirmaram que as microtrincas na fase inicial do teste e a sua propagação gradual foram uma forma de dissipação de energia apresentada pelo recobrimento nanomulticamada durante o ciclo de carga para dissipar a energia, uma vez que a alta dureza do recobrimento reduz a tenacidade. Além disso, os autores testaram o desempenho do recobrimento nanomulticamada no fresamento de aço H13 (dureza de 54 ± 1 HRc) sob altas velocidades de corte (500 m/min a 700 m/min), onde obtiveram um comprimento de usinagem praticamente duas vezes maior (280 m) que o relatado pela literatura utilizando o nanomonocamada (170 m), o que demonstrou uma melhor resistência ao desgaste do recobrimento nanomulticamada.

O desempenho de recobrimentos nanoestruturados e com maior espessura em ferramentas de metal duro é melhor na usinagem de aços endurecidos e oferece melhor resistência ao desgaste por fadiga, uma vez que a melhor distribuição de grãos gera um melhor acabamento superficial do recobrimento e melhora a resistência ao desgaste por fadiga.

Trent e Wright (2000) enumeram, além dos desgastes demonstrados neste estudo, o desgaste difusivo e o desgaste por aderência ou arrastamento. Os autores relatam que o desgaste difusivo é um dos mecanismos responsáveis pela formação do desgaste de cratera da ferramenta. Segundo Santos e Sales (2007), o desgaste difusivo envolve a transferência de átomos de um material para outro e é fortemente dependente da temperatura e solubilidade dos elementos envolvidos na zona de contato. Em usinagem, as velocidades relativas entre ferramenta e peça ou entre cavaco e ferramenta são altas e o tempo de contato entre estes materiais é muito pequeno. A saturação desta zona de aderência funcionará como uma barreira à difusão. Entretanto esta zona não é estável e se renova periodicamente, garantindo assim o fluxo difusivo. Este mecanismo de desgaste poderá atuar tanto na superfície de saída como na superfície de folga, e a taxa de desgaste irá aumentar com aumento da velocidade de corte e avanço.

O desgaste por aderência ou arrastamento ocorre, geralmente, a baixas velocidades de corte, onde o fluxo de material sobre a superfície de saída torna-se irregular. A

aresta postiça de corte pode aparecer e o contato com a ferramenta torna-se menos contínuo. Sob estas condições, fragmentos microscópicos são arrancados da superfície da ferramenta e arrastados junto com o fluxo de material (SANTOS E SALES, 2007).

König e Klocke (1997) afirmam que os mecanismos de desgaste prevalentes nas ferramentas são o desgaste abrasivo e o desgaste adesivo. Com o aumento da temperatura de corte ocasionado pela alteração dos parâmetros de corte, há o surgimento de outros mecanismos e a adesão passa a não ser mais um desgaste prevalente (FIG. 3.28).

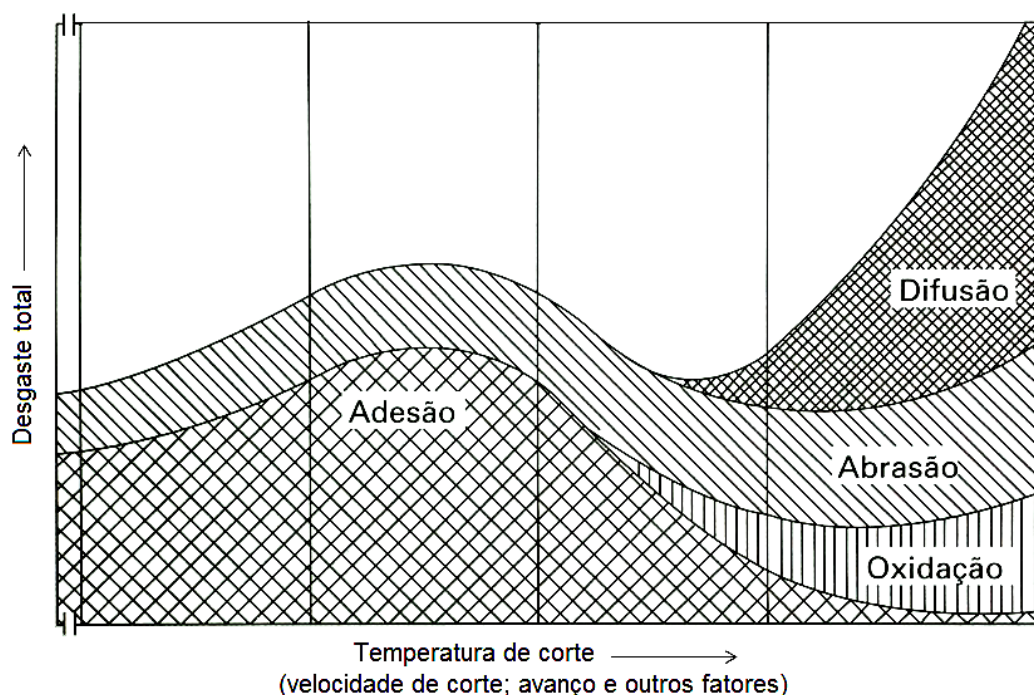


FIGURA 3.28 – Mecanismos de desgaste das ferramentas de corte em função da temperatura.

Fonte: VIEREGGE (1970), (apud KÖNIG e KLOCKE, 1997) – adaptado.

Os mecanismos de desgaste interferem diretamente na vida da ferramenta e na qualidade da superfície usinada. O uso de recobrimento em ferramentas atua na minimização destes mecanismos aumentando assim a vida da ferramenta de corte. Em condições de corte severa, como no caso do torneamento duro, a ferramenta, mesmo recoberta, está sujeita a maior atuação desses mecanismos e o uso de técnicas de monitoramento como a emissão acústica é fundamental para um desempenho das ferramentas no corte.

3.5 Emissão Acústica

A emissão acústica (EA) é definida como a energia elástica liberada espontaneamente durante uma mudança local, dinâmica e irreversível da microestrutura do material. Vários fenômenos naturais como terremotos, avalanches, deslizamento de terras e propagação de trincas no gelo são acompanhado de emissão acústica. Segundo Li (2002), emissão acústica é uma onda de som ou, mais propriamente, uma onda de tensão que viaja através do material como resultado de alguma repentina liberação de tensões de energia.

A emissão acústica se caracteriza por uma onda vibracional de alta frequência produzida na rede cristalina do material devido a rearranjos na sua estrutura interna. A maioria dos materiais quando excitado de alguma forma produz ondas de emissão acústica e a sua captura só depende da sensibilidade do sistema de aquisição (BARANOV et al., 2007).

Quando ocorre uma deformação no material (modificado por corte, atrito, trincas entre outros) ocorre um desarranjo da estrutura do material que tende a rearranjá-la. Esse rearranjo gera ondas vibracionais que deslocam a velocidade do som, daí o nome de emissão acústica. Estes sinais são captados por meio de sensores piezelétricos que convertem sinais mecânicos em sinais elétricos.

Geralmente o monitoramento de um processo qualquer gera sinais discretos que, individualmente, oferecem pouca informação. A aparente continuidade do processo é o resultado de uma série de eventos unitários isolados. Um evento unitário em um sólido conduz a sua deformação, que por ser muito pequena, é incapaz de ser registrada. Contudo, um grande número de eventos unitários forma uma sequência de eventos que pode causar um fenômeno macroscópico que muda significativamente o estado de energia do sólido. Quando alguma energia é liberada, parte é emitida como onda elástica. O aparecimento dessas ondas é a emissão acústica.

Os primeiros estudos de emissão acústica começaram nos EUA em 1930, quando Obert e Duvall tentaram prever erupções vulcânicas com detecção de efeitos microssísmicos na faixa do subaudível. Esse trabalho usou cristais piezelétricos como sensores com um ganho de 80-100 dB, como agora é comum, só que limitando a frequência na faixa de 150 a 10000 Hz (DUKES e CULPAN, 1984).

Em 1950, Kaiser publicou o primeiro trabalho sobre emissão acústica em metais. Foram aplicados carregamentos em diversos metais e os sinais de emissão acústica foram monitorados. Ele assumiu que a emissão acústica foi proveniente de tensão induzida relativa ao movimento de contorno de grão. Embora tal movimento possa vir a dar origem a um sinal de emissão acústica, estudos posteriores em monocristais provaram que estes eram fontes de vastas energias que dão origem ao sinal de emissão acústica (DUKES e CULPAN, 1984). No entanto, a grande contribuição de Kaiser foi o fato de ter observado que os sinais de emissão acústica devido a um carregamento eram irreversíveis. Para que houvesse mais geração de emissão acústica o corpo deveria ser carregado com uma carga maior que a primeira leitura, fato que hoje é conhecido como efeito Kaiser (DUKES E CULPAN, 1984).

Após o trabalho de Kaiser, Schofield (DUKES E CULPAN, 1984) estudou diversas ligas policristalinas e também monocristais com o intuito de conhecer as fontes de emissão acústica. Foi ele quem diferenciou os sinais contínuos e transientes (ou de picos) na emissão acústica. Os sinais contínuos eram associados com a dinâmica de deslocamentos, embora o termo contínuo possa ser um equívoco e possa estar associado a um grande número de eventos discretos em um curto período de tempo. Schofield associou os sinais transientes ou de pico com falhas de empilhamento dos planos e com a maclação. Acontece que além desses a nucleação e a propagação de trincas também estão associadas a este tipo de sinal.

Na metalurgia, o primeiro fenômeno estudado foi o “grito” devido à formação de maclação em uma fina chapa de estanho devido à deformação plástica. Transformações de martensita também são acompanhadas de um ruído característico (GROSSE e OHTSU, 2008).

Iniciação e crescimento de trincas, abertura e fechamento delas, coalescência de vazios, maclação, movimentos de discordâncias, mudanças de fase, todas são fontes de emissão acústica em aços (LÉDECZI et al., 2009). A maioria das fontes de emissão acústica é relativa ao dano. A detecção e o monitoramento dessas fontes são comumente usados para prever falhas (MILLER, 2006).

As grandes vantagens da técnica de monitoração por emissão acústica são: faixa de frequências produzida pela excitação acima de 10 kHz, que excede diversos ruídos oriundos de interferências e a flexibilidade da técnica que pode ser aplicada em diversas áreas e equipamentos.

A aplicação da técnica em máquinas ferramentas mostra bons resultados no monitoramento de vida de ferramenta. Maia (2009) desenvolveu um estudo comparando resultados vibracionais e de emissão acústica com a qualidade de superfície e vida de ferramenta do fresamento. Resultados satisfatórios foram obtidos empregando ambas as técnicas. Entretanto, uma das dificuldades encontradas na análise de sinais de emissão acústica é a determinação do exato tempo de chegada do sinal em meio a uma grande quantidade de ruído. Maia (2009) usou a técnica de STFT e um filtro supressor para extrair o sinal do ruído e determinar as frequências excitadas no tempo. Jiao et al. (2004) usaram a transformada *wavelet* e filtro Butterworth para determinar o tempo de entrada do sinal de emissão acústica no sensor. Eles decomuseram as diferentes frequências e determinaram o tempo de entrada de cada componente. A energia transmitida por cada uma dessas frequências componentes foi determinada para cada evento de EA no lugar dos tradicionais parâmetros de emissão acústica. Por intermédio dessa decomposição, diferentes modos de falhas atuantes no corpo de prova foram associados com os níveis de energia e as faixas de frequências vistas na forma de onda de emissão acústica. Este método de determinação de energia contida em diferentes bandas de frequência demonstrou ser superior ao tradicional método em que os parâmetros de emissão acústica (*hits* e média quadrática - *RMS*) são usados para determinar a ocorrência de fenômenos metalúrgicos.

A energia liberada pelo evento de dano é um importante parâmetro para diagnóstico e prognóstico. Essa energia é tradicionalmente determinada baseada em três aproximações. A primeira e mais antiga, usa um contador de “*ring-down*” em que a energia do evento fonte é determinada baseada em um período de tempo ajustável em que a forma de onda atravessa um determinado limiar (*threshold*) e estes cruzamentos são chamados “*hits*” correspondendo a um respectivo evento de dano. A FIG. 3.29 ilustra esse mecanismo de definição de “*hits*”.

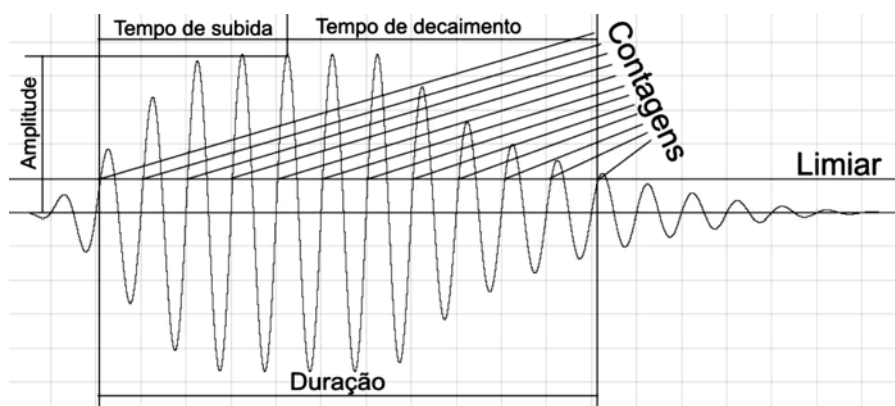


FIGURA 3.29 – Representação do “hits” no sinal de EA.

FONTE: AGUIAR (2004).

Na segunda, a forma de onda é primeiro retificada e o nível de tensão retificado é elevado ao quadrado e passa então por um filtro de baixa frequência. A área abaixo dessa forma de onda filtrada é usada como uma medida de energia para o sensor de emissão acústica. A terceira é uma variação do primeiro método. Nela, múltiplos limiares são usados e o cruzamento de cada um destes limiares é determinado. A média dessas contagens é usada para determinar a energia desprendida pelo evento dano (RAJENDRA, 2011).

Uma metodologia capaz de monitorar todo espectro e determinar o real instante de produção do evento seria sem dúvida ideal para o monitoramento dos sinais de emissão acústica nos mais diversos processos. Entretanto devido ao tamanho da banda do espectro e a limitação em obter e processar estes dados, isso se torna caro e praticamente impossível de se implantar.

Os sinais de emissão acústica excitam uma ampla faixa de frequência, porém ainda não existe um consenso sobre qual é o tamanho dessa banda. O tamanho mais aceitável abrange de 20kHz a 1,2MHz, sendo que Maia (2009) em seu estudo constatou um excitação com grandes amplitudes já na faixa de 10kHz.

As fontes geradoras de sinais de emissão acústica nos metais podem ser divididas basicamente em três (BARANOV et al., 1998; BARANOV et al., 1999; COLLACOTT, 1985 apud BARANOV et al., 2007). A primeira são mecanismos que induzem deformação plástica e estão relacionadas a processos de movimento de deslocações (aniquilação de deslocações e geração de deslocações pelo mecanismo de Frank-Read); deslizamento de contorno de grão e maclação. A segunda remete a mecanismos relacionados a transformações de fase de primeira

e segunda ordem: transformações polimórficas que incluem transformações martensíticas, formação de partículas de segunda fase em decomposição de soluções sólidas supersaturadas, transição de fase em magnetos e supercondutores, fenômenos magnéticos e mecânicos devido a mudanças de contornos e reorientação de domínio magnético com variação do campo magnético externo. A terceira leva em conta mecanismos relativos ao dano tais como origem e acumulação de microdefeitos; origem e crescimento de trincas; danos corrosivos incluindo trincas corrosivas.

O fato da EA ter uma larga banda de espectro em parte é explicado pela origem dos sinais. Baranov et al. (2007) relatam que fenômenos metalúrgicos (TAB. 3.3) excitam cada um uma faixa de frequência por um determinado tempo quando se pode classificar o tipo de fenômeno através disso.

TABELA 3.7
Características dos sinais de emissão acústica para alguns defeitos metalúrgicos.

Tipo de fonte de EA	Amplitude ou energia do pulso de EA (Pa ou J)	Duração do sinal (μs)	Largura do espectro do sinal (kHz)
Deslocação de Frank-Read	$(10^{-8}$ a $10^{-7})$ *(módulo de cisalhamento)	5 a $5 \cdot 10^4$	10^3
Aniquilação de deslocação (10^{-8} a 10^{-6} m de comprimento)	4 (10^{-18} a 10^{-16})	$5 \cdot 10^{-5}$	10^2
Formação de microtrinca	10^{-12} a 10^{-10}	10^{-3} a 10^{-2}	500
Desaparecimento de macla (10^{-9} m³ em tamanho)	10^{-3} a 10^{-2}	10^4	-
Deformação plástica de um material com volume característico de 10^{-4} m	10^{-4}	10^3	0,5
Energia de ruído térmico em uma banda de frequência	$4,2 \cdot 10^{-21}$ (J/Hz)	-	<100

FONTE: BARANOV et al. (2007) – adaptado.

3.5.1 Emissão acústica no desgaste

Algumas características do sinal de emissão acústica são sensíveis ao modo de desgaste. Por exemplo, alta intensidade dos sinais é típica de desgaste abrasivo em comparação com o desgaste adesivo e desgaste por fadiga (BARANOV et al., 2007).

A premissa básica da emissão acústica no atrito de um par tribológico é que quando duas superfícies estão em contato existem macro e microprocessos de reconstrução das estruturas solicitadas, tais como deformação plástica, falha (formação e desenvolvimento de microtrincas e trincas), transformações de fase, formação e destruição de ligações adesivas, corrosão, oxidação, entre outras. Todos estes processos físico-mecânicos e químico-mecânicos são fontes de emissão acústica. A peculiaridade do sinal de emissão acústica envolvida nos processos tribológicos é a necessidade de se entender como a interação elástica da rugosidade das superfícies é convertida em sinais de emissão acústica (SARYCHEV e SHCHAVELIN, 1991).

Baranov et al. (2007) observaram que no atrito em regime permanente, o material danificado pela fadiga produz um sinal contínuo com pequena amplitude enquanto que material danificado pela adesão gera uma quantidade considerável de picos. Quando o desgaste abrasivo torna dominante a amplitude dos sinais cresce aproximadamente de duas a três vezes. O que diferencia os sinais de emissão acústica provenientes do atrito dos sinais provenientes de deformações plásticas é a presença de fontes adicionais de sinais (ZHARIN, 1996). Estas fontes são provenientes da dinâmica do processo da deformação plástica.

O registro de emissão acústica no atrito é caracterizado por ocorrências simultâneas de sinais contínuos e discretos em uma ampla faixa dinâmica de variação da amplitude do sinal resultante de ruídos acústicos, elétricos e eletromagnéticos (BARANOV, 2007).

Dois fontes principais de ruído são distinguíveis nos sinais de emissão acústica que acompanham o atrito. Elas são resultantes de outros pares de atrito que não são contemplados no estudo inicial e as vibrações de partes móveis dos próprios instrumentos de testes.

Em um par de superfícies em contato submetido a um deslocamento no qual haja atrito, sinais de emissão acústica oscilam de maneira sutil. O perfil tribológico do par se altera devido ao aquecimento, a formação de óxidos e a mudança de estado de tensão.

A ampla faixa de frequência dos sinais de emissão acústica (10kHz a 1,6MHz), faz com que análises simplificadas apontem e determinem eventos. Isso mascara uma série de fenômenos e leva a falsas conclusões sobre o sinal. O perfeito conhecimento da faixa de frequência em que se ocorre o evento e das condições de contorno levam a resultados precisos e a conclusões satisfatórias.

Em máquinas e mecanismos, o ruído de EA resultante da vibração e impacto das peças da máquina em eixos rotativos desbalanceados tem um espectro na faixa de 20 a 40kHz (BARANOV et. al, 2007). Ao se aplicar filtros capazes de atenuar os ruídos, a distância capaz de capturar ondas provenientes dos eventos também será atenuada. Segundo Baranov et al. (2007), uma frequência da ordem de 2 a 5MHz é capaz de capturar um evento de atrito inferior a alguns decímetros em um objeto de aço analisado.

O estado de tensão-deformação das camadas superficiais muda quando as microrugosidades de duas superfícies tocam-se devido ao atrito. Elas mudam suas deformações do nível elástico para o plástico. A não uniformidade de distribuição de tensão sobre pontos de real contato diminui com o aumento do atrito e as tensões se tornam uniforme com o passar da rolagem (GORYACHEVA e DOBYCHIN, 1982). Filmes finos são formados em superfícies em atrito e são resistentes a efeitos químicos e físicos. Repetidos carregamentos mudam a estrutura de deslocamentos nas camadas superficiais e dependendo de fatores externos e das propriedades do material alteram suas características deixando mais duros ou macios e até mesmo frágeis (POLTZER e MAISSNER, 1984). Estes processos diminuem a taxa de desgaste do material. Estes mecanismos influem diretamente nos sinais de emissão acústica. Os sinais de EA no começo do contato entre duas superfícies em atrito têm grande amplitude e destacam por uma grande quantidade de eventos característicos do contato entre as microrugosidades de ambas as superfícies. A deformação elástica gera uma grande quantidade de eventos, o que caracteriza o primeiro contato entre as duas superfícies. Após isso, se tem a deformação plástica que gera uma menor quantidade de eventos. A eminência da fratura gera uma grande quantidade de eventos nos sinais de EA (SVIRIDENOK et al., 1982).

A fratura dos picos mais altos faz com que haja uma estabilidade das tensões ao longo da superfície e ela seja uniformizada. Isso faz com que os sinais de emissão acústica tenham menor número de eventos associados. Com o decorrer do processo, a geração de calor auxilia na formação de óxidos, o que também é um gerador adicional de eventos de EA (FILATOV, 1982).

O par tribológico formado por duas superfícies em deslizamento altera a rugosidade das superfícies e as propriedades físico-mecânicas das camadas superficiais durante o período inicial de contato sob condições externas constantes. Como resultado, o mecanismo de atrito e conseqüentemente a taxa de desgaste diminuem e tornam-se estáveis com o tempo. Por esta razão todos os métodos de determinação das características tribológicas que envolvem a técnica EA são baseadas no registro de um instante, quando alguma característica de emissão acústica fica invariável no tempo.

Valores da característica selecionada são medidos em intervalos de tempo iguais. O conjunto de dados obtidos é uma amostra de valores aleatórios que podem ser analisada por métodos comuns de matemática estatística. A presença da tendência indica que a execução é contínua. A verificação de tendência é um método bem desenvolvido em processos e não considera os sinais detalhadamente.

A aplicação de uma camada lubrificante auxilia na diminuição da amplitude dos sinais de emissão acústica. Isto acontece devido ao fato da camada lubrificante criar uma película que faz com que haja menor interação entre as microrugosidades do par tribológico.

Alterações na condição de atrito modificam completamente o sinal de emissão acústica (BARANOV et al., 2007). Alterações na carga e na velocidade de deslizamento do par tribológico fazem com que se altere o contato entre as superfícies e isso faz com que mais ou menos energia seja desprendida em forma de emissão acústica. Estas alterações de carga e velocidade tem influência direta na temperatura. A temperatura por si só é um atenuador de sinais de emissão acústica. Maia (2009) notou reduções nos sinais RMS de EA devido ao aumento da temperatura de usinagem.

Tönshoff et al. (2000) observaram que o aumento da temperatura faz com que haja o “afrouxamento” do arranjo cristalino e que isso repercutiu diretamente nos sinais de EA, reduzindo-os.

Hase et al. (2012) estudaram as características dos sinais de emissão acústica e os correlacionaram com mecanismos de desgaste. O resultado é mostrado na FIG. 3.30 na forma de um gráfico com as bandas de frequência e as amplitudes de tensão dos sinais de EA de vários estudos envolvendo fenômenos de materiais. Nele pode-se observar que o desgaste abrasivo abrange uma grande banda de frequência (200 kHz a 1 MHz), mas os picos são bem caracterizados e podem servir de base para identificar qual mecanismo prevalece no experimento. A propagação de trincas atua na faixa de 100 kHz a 700 kHz e, portanto sobrepõem à excitação gerada por desgaste abrasivo. A aderência e arrastamento excita uma banda estreita (25 kHz a 110 kHz) e se sobrepõe ao desgaste adesivo e a interações de partículas. Os outros mecanismos apresentam picos bem característicos e promovem uma banda de excitação bem menor que o desgaste abrasivo.

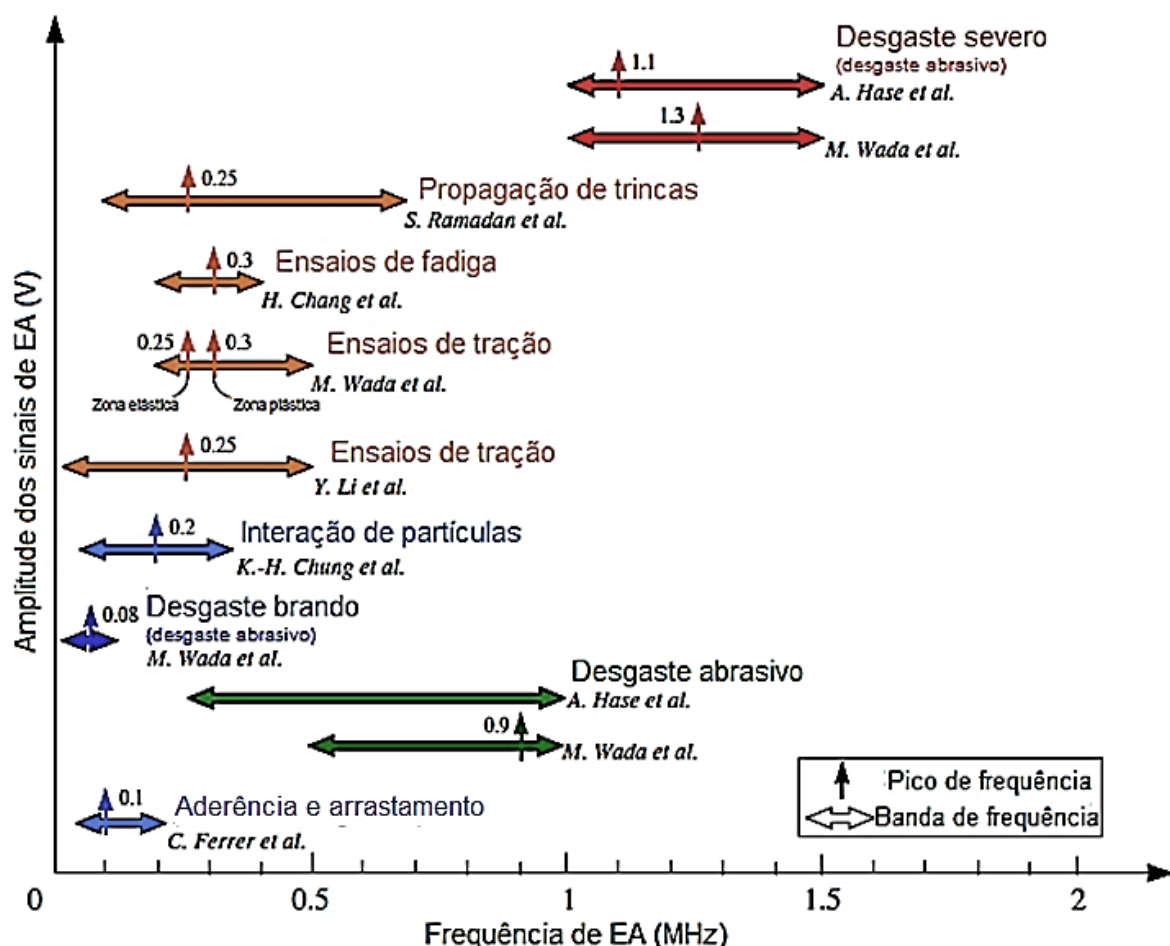


FIGURA 3.30 – Mapa de correlação de espectro de frequência de EA por fenômenos.

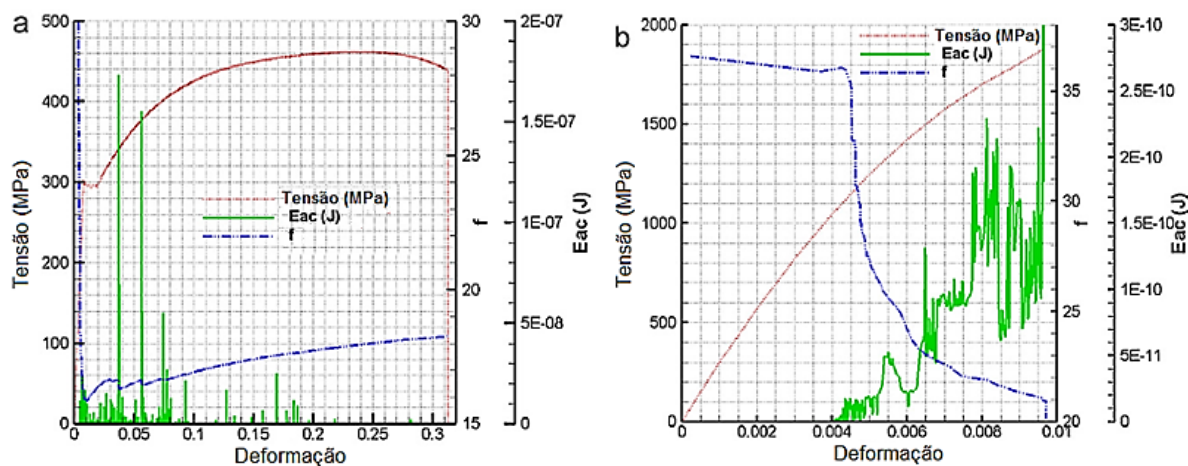
Fonte: HASE et al. (2012) – adaptado.

Vários fatores afetam os componentes de frequência, mas a distribuição do espectro de frequência de EA depende do modo de deformação e fratura. Cada mecanismo de desgaste (desgaste adesivo e desgaste abrasivo) produz o seu próprio espectro de frequência de EA, o qual não depende da natureza dos materiais e sim somente da natureza do fenômeno (HASE et al., 2012).

3.5.2 Emissão acústica em fenômenos metalúrgicos

Sabe-se que a transformação de fase também é uma importante fonte de EA. A energia desprendida na mudança de fase é muito bem captada por sensores de emissão acústica, mas para que ocorra a transformação de fase deve haver ou o aumento de temperatura e/ou de pressão mesmo que localizada. Se a pressão é um amplificador de sinais de EA, a temperatura não o é, como já descrito. Então, cuidados devem ser tomados para que não se meça a variação de um dos agentes promotores (temperatura e pressão) em lugar da própria transformação de fase.

A presença de mais de uma fase no material também contribui para a alteração do sinal de emissão acústica. Fallahi et al. (2012) afirmam que a proporção de martensita contida na estrutura do aço influi diretamente no sinal de emissão acústica. Ainda segundo estes autores, a fase martensita aplicada a um ensaio de tração responde com uma grande quantidade de *hits* no final do ensaio, ou seja, quando da formação de trincas no material, enquanto que a fase ferrita responde com uma grande quantidade de *hits* na fase de deformação elástica e no início da deformação plástica (FIG. 3.31).



a) início do teste de tração.

b) final do ensaio de tração.

FIGURA 3.31 – Tensão e energia de emissão acústica contra deformação em aço com fase martensítica.

FONTE: Fallahi et al. (2012) – adaptado.

Kuba e Van Aken (2012) investigaram o movimento de deformação plástica na fundição de partículas incrustadas de índio em matrizes de alumínio e notaram que a quantidade de índio influencia diretamente no sinal de emissão acústica à medida que se aquece a liga. Quanto maior a quantidade de índio na liga de alumínio, maior a sensibilidade à temperatura e a amplitude dos *hits*. Eles também demonstraram que os movimentos de deslocação são referentes à deformação plástica de acomodação das partículas, o que faz com que haja um crescimento do sinal de EA.

Bohemen et al. (2003) estudaram a influência da formação da martensita sobre o sinal de emissão acústica em três aços baixa liga. Os autores alteraram o tempo de resfriamento e o teor de carbono das ligas e demonstraram que a mudança da transformação martensítica com o teor de carbono é atribuída à quantidade de deslocações criadas no entorno da austenita. Eles também notaram que uma maior porcentagem de carbono aumenta a densidade de deslocações e assim na fragilidade que influencia no sinal de emissão acústica denotando em uma maior amplitude dos sinais ou da quantidade de *hits*. Além disso, eles notaram que a densidade de deslocações é um excitador de emissão acústica que influi diretamente na amplitude dos sinais e na quantidade de *hits*.

Satheeshkumar e Lakshminarayanan (2011) estudaram a relação entre a deformação da liga de magnésio fundida ZE41A e o sinal de emissão acústica e verificaram que os *hits* de emissão acústica são proporcionais à densidade de deslocações e também às

barreiras aos seus movimentos. Assim, com o aumento da deformação há a diminuição dos sinais de EA devido ao aumento das barreiras de movimento de deslocções.

A formação de maclas é oriunda de um mecanismo de deformação plástica que ocorre devido ao espelhamento de um plano cristalino específico. Este fenômeno é muito comum em ligas de latão e em aços baixa liga. Satheeshkumar e Lakshminarayanan (2011) estudaram os processos de deformação da liga de magnésio fundida ZE41A por meio de sinais de EA e notaram que os fenômenos de formação de maclas diminuíram com o aumento de temperatura. Eles atribuíram o fenômeno ao fato que contração interdendrítica aumenta com o aumento da temperatura e isso provoca uma diminuição de *hits*.

Li e Enoki (2012) avaliaram a formação de maclas em magnésio puro com tamanho de grão de 35, 150 e 300 μm trabalhando sob taxas de deformação de $1,67 \times 10^{-3}$, $1,67 \times 10^{-4}$ e $1,67 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Para tanto eles submeteram os corpos de prova à extrusão a quente e monitoraram a deformação juntamente com o sinal de emissão acústica. Os resultados indicaram que o sinal de emissão acústica é influenciado pelo tamanho de grão, de forma que os corpos de prova com tamanho de grão de 300 μm foram os que apresentaram maior sinal RMS de EA, seguidos dos de 150 μm e dos de 35 μm . Eles também observaram que o sinal RMS também cresceu com o aumento da taxa de deformação. Além disso, os sinais de emissão acústica foram muito mais sensíveis ao tamanho do grão do que à taxa de deformação para a formação de maclas (FIG. 3.32).

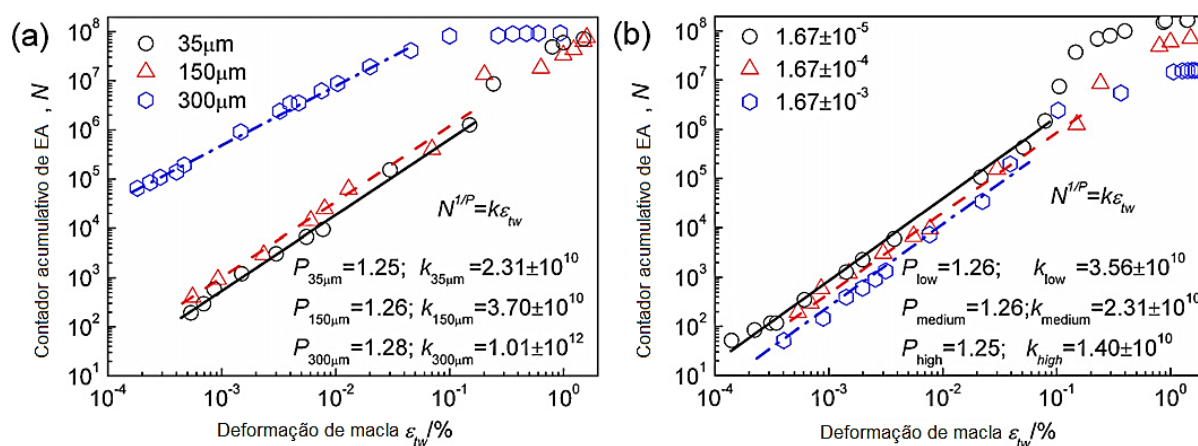


FIGURA 3.32 – Hits de EA em relação à deformação de formação de macla em ligas de magnésio.

FONTE: Li e Enoki (2012) – adaptado.

A deformação e a energia de EA dependem da tensão em ensaios de tração. A influência dos entalhes é inversamente proporcional à intensidade do sinal de EA (HAN et al., 2011). Isso pode ser explicado, em grande parte pela grande movimentação e concentração de deslocamentos na parte dianteira do entalhe causada pelas bandas de Luders. Segundo Han et al. (2011), pode-se assumir que as bandas de Luders são iniciadas a partir da ponta do entalhe e em seguida vão se expandindo para a zona menos deformada. No entanto, devido a tensões insuficientes nesta área, as deslocamentos “presas” não podem “escapar” das atmosferas de Cottrell. Este resultado leva a um aumento da macrotensão e acarretam uma série de movimentos de deslocamentos quando as deslocamentos aprisionadas são ativadas.

3.5.3 Emissão acústica na usinagem

No processo de usinagem existem vários mecanismos excitadores de emissão acústica, uma vez que durante o corte há cisalhamento, deformação, aumento de temperatura, movimento de deslocamentos, atrito e eventualmente transformação de fase. Vários desses mecanismos estão relacionados com desgaste ou com fenômenos metalúrgicos já mencionados.

Sales et al. (2012) afirmam que a emissão acústica na usinagem depende de mecanismos de discordâncias básicas, como movimentos de discordâncias, deslizamentos de grãos, maclação e coalescência de vazios. Ainda segundo os autores, a liberação de sinais de emissão acústica sob tais circunstâncias pode ser atribuída ao tamanho de grão, densidade de deslocamento e a distribuição de partículas de segunda fase em materiais cristalinos durante o processo de deformação.

O mecanismo de cisalhamento presente na usinagem pode alterar as fases do material, principalmente quando se trata de usinagem dura. A formação da camada branca é eminente neste processo e só é observada após a peça ser usinada. Guo e Ammala (2005) estudaram a correlação entre o sinal de emissão acústica e a formação de camada branca durante o torneamento do aço AISI 52100 com dureza de 62 HRc e concluíram que o sinal de EA pode ser empregado como indicativo da presença da mesma.

Os principais objetivos do monitoramento dos sinais de EA na usinagem são a determinação do desgaste da ferramenta e o acabamento da peça usinada. Diversos autores vêm tentando fazer isso usando de ferramentas estatísticas e análises simples de sinais no domínio da frequência. Os sinais de emissão acústica são bem sensíveis ao desgaste de ferramenta, uma vez que vários mecanismos agem simultaneamente. Souto (2007) estudou a influência do sinal de EA no fresamento frontal de aço microligado perlítico com ferramenta de metal duro recoberta com TiN e conseguiu correlacionar a tensão RMS do sinal de EA com o desgaste da ferramenta em frequências determinadas por meio da aplicação de filtros.

Silva (2010) estudou a influência do desgaste de fresa de topo com insertos de metal duro recobertos com TiN nos sinais de EA e força de corte. O autor demonstrou que o sinal de EA responde bem ao desgaste da ferramenta. O autor também desenvolveu uma arquitetura de redes neurais artificiais para estabelecer as condições da ferramenta com base nas entradas de dados dos sinais de força de corte e EA alcançando resultados bem fidedignos com a realidade dos testes.

Dornfeld (1988) e (1992) estudou os sinais de emissão acústica em operações de usinagem. O autor destacou que a técnica demonstra uma boa correlação com o desgaste de flanco da ferramenta em todas as principais aplicações (fresamento, furação e torneamento). A característica da operação de torneamento torna o método mais eficaz, uma vez que o contato contínuo da ferramenta colabora para uma melhor correlação entre o desgaste e o sinal de EA.

Pigari (1995) estudou o desgaste de ferramenta de metal duro recoberta por TiN e TiC no torneamento de aço baixa liga e o comparou com os sinais de EA. O autor relata que a tensão RMS do sinal é fortemente influenciada pelo desgaste da ferramenta, sendo que em condições de acabamento os sinais aumentam o valor da tensão em função do aumento do desgaste e, em condições de desbaste, a tensão elétrica sofre um decaimento em função do aumento do desgaste.

Rubio et al. (2006) fizeram uma revisão das principais técnicas e aplicações dos sinais de emissão acústica na usinagem. Os autores citaram as principais técnicas usadas no processamento do sinal no domínio do tempo usando ferramentas estatísticas como tensão RMS, assimetria (*Skewness*) e achatamento (*Kurtosis*) que são chamados por eles de método de distribuição de amplitude. Eles também abordaram as técnicas de processamento de sinais no domínio da frequência e citaram as técnicas de transformada de Fourier, transformada de

Gabor e transformada *Wavelet* contínua. Os autores ainda citaram as aplicações de cada uma das técnicas na usinagem demonstrando que a representação dos sinais de EA por meio de *wavelets* obtém boas respostas no monitoramento de desgaste de flanco e quebra da ferramenta, assim como os sinais demonstrados por meio da tensão RMS e achatamento são indicados para a detecção de falhas catastróficas nas ferramentas.

Chiou e Liang (2000) estudaram o sinal de EA no desgaste de ferramenta de aço rápido durante o torneamento de alumínio 6061-T6 submetido às vibrações autoexcitadas (*chatters*). Os autores avaliaram a tensão RMS do sinal de EA e notaram um comportamento senoidal na presença de vibrações autoexcitadas. O aumento do desgaste de flanco da ferramenta associado com o fenômeno denotou um crescimento da amplitude da senóide, o qual foi separado e comprovou a relação entre o desgaste de ferramenta e o aumento do sinal de EA.

Bhaskaran et al. (2012) estudaram os sinais de emissão acústica (tensão RMS) no torneamento do aço AISI D3 endurecido usando ferramenta de PcBN, e variaram a velocidade de corte e mantendo constantes a profundidade de usinagem e o avanço. Os autores compararam o desgaste de flanco médio da ferramenta com a rugosidade (R_a , R_t e R_z) e com os dados estatísticos encontrados nos sinais de emissão acústica. Eles atribuíram forte correlação entre o achatamento e assimetria dos sinais com o desgaste de flanco médio da ferramenta. Estes dados sofreram forte variação quando a ferramenta atingiu um desgaste próximo ao fim de vida ($VB_B = 0,3$ mm) para todas as velocidades analisadas. Além disso, eles observaram que todos os parâmetros de rugosidades aumentaram com a elevação do desgaste de flanco da ferramenta.

Dolinsek e Kopac (1999) analisaram as frequências dos sinais de emissão acústica no desgaste de ferramentas de metal duro e cermet e concluíram que as frequências excitadas se alteram com a evolução do desgaste de ferramenta. Contudo, eles não estudaram as causas destas alterações atribuindo apenas ao fator de amortecimento vibracional presente no cermet o motivo para a melhor distribuição das frequências nos sinais.

Marinescu e Axinte (2008) estudaram a efetividade dos sinais de emissão acústica na detecção de defeitos na ferramenta de metal duro duplamente recoberto (TiAlN + TiN) na operação de fresamento de Inconel 718. Os autores compararam os sinais de EA com os sinais de forças de corte e demonstraram que a EA tem uma sensibilidade muito maior ao desgaste que os sinais de força. Eles adotaram a técnica de STFT para analisar o sinal de EA e filtrar

apenas a faixa de frequência de maior amplitude (70 kHz a 115 kHz). Com isso, foi possível detectar uma forte relação entre a quebra da ferramenta e o crescimento da amplitude nessa faixa de frequência. Os autores também demonstraram que há uma correlação entre a força de corte e um contador de energia do sinal de EA com a integridade da superfície usinada. Eles demonstraram que uma baixa força de corte junto com um baixo contador de AE é característico de uma superfície usinada sem defeitos enquanto que uma alta força de corte associado a um alto contador de AE são encontrados em superfícies com defeitos metalúrgicos.

Jemielniak e Arrazola (2008) estudaram a influência da força de corte no microfresamento de aço ferramenta X155CrVMo12-1 (50 HRC) com ferramenta de metal duro e observaram que o sinal de emissão acústica tem forte correlação com o desgaste da ferramenta, ao passo que os sinais de força de corte foram afetados pela alta rotação da ferramenta e entraram na faixa de ressonância do sensor de força não obtendo resultados satisfatórios.

Guo e Ammula (2005) estudaram a aplicação de emissão acústica no monitoramento da formação de camada branca no torneamento duro do aço AISI 52100 com 62 HRC usando ferramenta de PcBN. Os autores avaliaram a tensão RMS, a frequência e a contagem de energia (*hits*) do sinal de EA e concluíram que todos estes parâmetros são sensíveis à presença da camada branca. Eles também demonstraram que a formação da camada branca gera excitação de alta frequência do sinal de EA (acima de 60 kHz) e que estas frequências tem forte correlação com o acabamento da superfície usinada.

Teti et al. (2010) estudaram os avanços conseguidos no monitoramento da usinagem. Os autores demonstraram que os sinais de EA são capazes de detectar atrito na superfície de saída da ferramenta e no contato ferramenta/peça, além da imposição de tensões residuais, deformação plástica e mudança de fase devido ao aumento da temperatura na peça e ainda a quebra e o choque do cavaco com a ferramenta e/ou com a peça. Eles ainda apontaram que o futuro do monitoramento dos processos de usinagem está na aplicação simultânea de várias técnicas e o uso de inteligência artificial (lógica difusa e redes neurais) que possa atribuir o devido valor a cada um dos sinais e detectar falhas e fim de vida da ferramenta.

Min et al. (2011) estudaram a aplicação de EA para configurar a ferramenta com as coordenadas e o comprimento de medida em usinagem de alta precisão. Os autores afirmaram que a aplicação de emissão acústica se mostrou mais barato e preciso que os atuais

sensores utilizados devido a natureza do sinal ser muito mais sensível ao toque na peça, gerando menor dano que os outros sensores.

Praticamente todos os estudos feitos sobre monitoramento de sinais de EA na usinagem não se preocupam com os mecanismos excitadores, mas somente com a condição fim (desgaste de flanco da ferramenta e/ou qualidade superficial da peça) o que leva a condições de baixa correlação com o evento, principalmente em monitoramento de condições de corte severas, tais como no caso da usinagem dura com ferramentas de metal duro.

3.6 Processamento de Sinais

O processamento de sinais auxilia na análise, modelagem e síntese de sistemas nas mais diferentes áreas tecnológicas se atendo a desenvolver um sistema de detecção, identificação e utilização de padrões e estruturas em um processo de sinal (VASEGHI, 2006). As técnicas de processamento de sinais são bastante empregadas nas áreas de telefonia celular, imagem, reconhecimento de voz e imagem, sonar, exploração geofísica, em suma, qualquer sistema onde haja a preocupação com a comunicação ou o processamento e a recuperação da informação.

Métodos de processamento de sinais evoluíram com o objetivo de melhorar a utilização da informação e assim conseguir melhor desempenho. Em geral, sua exigência computacional aumenta, muitas vezes de forma exponencial, com a complexidade algorítmica. No entanto, o custo tem sido compensado e se tornado mais acessível pela tendência consistente nos últimos anos de um contínuo aumento do desempenho, juntamente com uma redução simultânea dos custos de *hardware*.

Vaseghi (2006) define o sinal como a variação de uma quantidade pela qual uma informação é transmitida em relação ao estado, as características, a composição, a trajetória, a evolução, o curso da ação ou a intenção da fonte da informação. A informação contida em um sinal pode ser usada como tomada de decisões, tanto por homens, quanto por máquinas em vários âmbitos de aplicações.

Existem basicamente três tipos de sinais (FIG. 3.33): os sinais periódicos, nos quais se repetem componentes harmônicas ao longo do tempo (FIG. 3.33a); os sinais aleatórios, onde as componentes harmônicas, apesar de presentes, variam dinamicamente ao longo do tempo (FIG. 3.33b), e os sinais transientes, que apresentam constituintes senoidais que variam dinamicamente ao longo de um curto período de tempo (FIG. 3.33c).

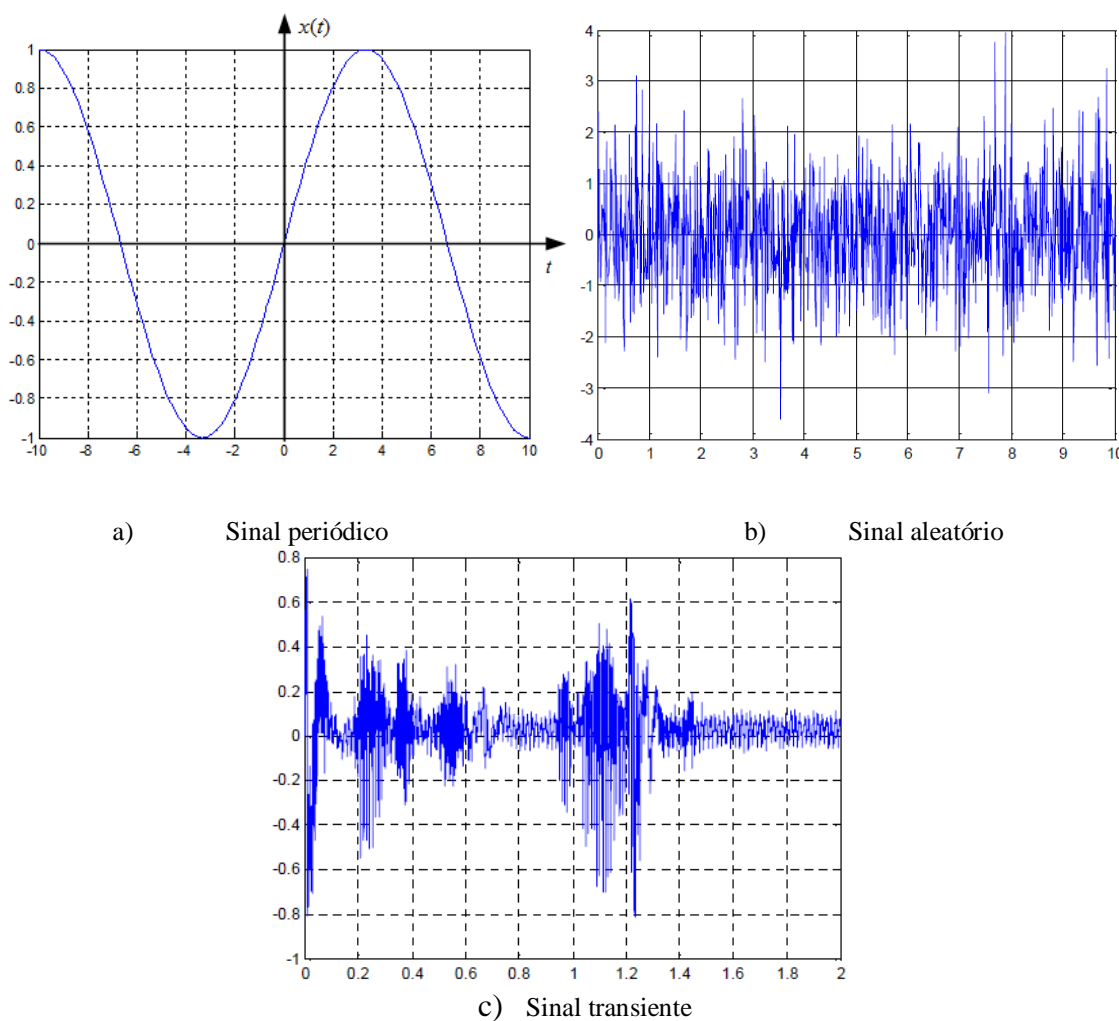


FIGURA 3.33 – Tipos de sinal.

No domínio do tempo, a representação de sinais digitais descreve a amplitude do sinal versus o instante de tempo de amostragem ou o número da amostra. Entretanto, há certas aplicações nas quais o sinal no domínio do tempo precisa ser transformado para o domínio da frequência para que possa ser tratado.

A representação do sinal digital em termos de suas componentes de frequência no domínio das frequências, isto é, o espectro do sinal, ainda apresenta limitações e precisa ser melhor desenvolvida (BRANDT, 2010). As técnicas mais comuns levam em consideração que

o sinal é invariável no tempo e informações são perdidas quando se faz a transformação para o domínio da frequência.

3.6.1 Análise espectral de sinais periódicos

No século XIX, Jean Fourier, descobriu que todos os sinais periódicos podem ser divididos em uma (potencialmente infinita) soma de senoidais, onde cada senóide tem a sua amplitude e fase individual. Um sinal periódico, portanto, tem a propriedade de conter apenas frequências discretas que são regidas pelo período (T_p) de repetição do sinal. Brandt (2010) afirma que a teoria matemática da série de Fourier propõe que cada sinal periódico $x_p(t)$ pode ser representado como:

$$x_p(t) = \frac{a_0}{2} + \sum_{k=1}^{\infty} a_k \cos\left(\frac{2\pi k}{T_p} t\right) + \sum_{k=1}^{\infty} b_k \sin\left(\frac{2\pi k}{T_p} t\right) \quad (3.1)$$

onde os coeficientes a_k e b_k podem ser calculados por:

$$a_k = \frac{2}{T_p} \int_{t_1}^{t_1+T_p} x_p(t) \cos\left(\frac{2\pi k}{T_p} t\right) dt \text{ para } k=0, 1, 2, \dots \quad (3.2)$$

$$b_k = \frac{2}{T_p} \int_{t_1}^{t_1+T_p} x_p(t) \sin\left(\frac{2\pi k}{T_p} t\right) dt \text{ para } k=0, 1, 2, \dots \quad (3.3)$$

com a integração ocorrendo em um período arbitrário $x_p(t)$.

Para simplificar a equação (3.1) pode-se empregar uma relação trigonométrica e reescrevê-la apenas em função do seno de cada frequência, aplicando apenas o ângulo de fase φ_k , para cada senóide, que torna a expressão:

$$x_p(t) = \frac{a_0}{2} + \sum_{k=1}^{\infty} a'_k \cos\left(\frac{2\pi k}{T_p} t + \varphi_k\right) \quad (3.4)$$

onde a_0 é o mesmo da equação (3.1). Comparando as equações (3.1) e (3.4) nota-se que os coeficientes a'_k e φ_k podem ser obtidos pelos a_k e b_k na equação (3.1):

$$a'_k = \sqrt{a_k^2 + b_k^2} \quad (3.5)$$

$$\varphi_k = \arctan\left(\frac{b_k}{a_k}\right) \quad (3.6)$$

Para descrever um sinal periódico são utilizados ou um espectro linear ou um espectro de potência. Estes dois estimadores de espectro estão intimamente relacionados com o maior espectro estimado para sinais periódicos, que é o espectro de amplitude, o qual consiste de uma especificação dos coeficientes de amplitude e de ângulo de fase de acordo com a equação (3.4).

Apesar do cálculo para a estimativa de espectros em sinais periódicos ser relativamente simples, muitas vezes não se pode apenas calcular o espectro, uma vez que devido ao ruído sobreposto, aumenta-se sua média, gerando um falso espectro (BRANDT, 2010). Para amenizar esta dificuldade, o espectro de potência é geralmente disponível em *softwares* de análise de vibrações e ruídos. O espectro de potência é, no entanto, sempre uma resultante intermediária no processo de dimensionar os sinais e, em alguns sistemas é o único espectro disponível para sinais periódicos. Este espectro geralmente consiste no valor de tensão RMS para cada senoide do sinal periódico e é obtido elevando ao quadrado os coeficientes a'_k na equação (3.4) e dividindo por dois.

A aplicação da técnica de análise espectral de sinais periódicos é bem utilizada na análise de sinais vibracionais gerados por excitadores cíclicos como motores e bombas rotativas.

3.6.2 Análise espectral de sinais aleatórios

Ao contrário dos sinais periódicos, os sinais aleatórios apresentam espectros contínuos, isto é, contêm todas as frequências e não apenas as frequências distintas. Por isso não se pode exibir o valor ou amplitude de tensão RMS de cada frequência, mas deve-se descrever o sinal com um tipo de densidade do espectro, conforme descrito a seguir.

3.6.2.1 Autocorrelação e autocovariância

O desenvolvimento da técnica de densidade da força espectral leva em consideração a função de autocorrelação. Brown e Hwang (1997) definem a autocorrelação de um processo aleatório como sendo:

$$R_x(t_1, t_2) = E[X(t_1), X(t_2)] \quad (3.7)$$

onde t_1 e t_2 são tempos de amostragem arbitrários. A função demonstra que o processo correlaciona ele mesmo em dois diferentes tempos de amostragem. Se o processo for estacionário, as funções de probabilidade de densidade são invariantes com o tempo e a função de autocorrelação dependem somente da diferença de tempo ($t_2 - t_1$). Com isso, há a redução da função R_x para somente a variável de diferença de tempo denominada de τ , o que torna a equação (3.8) em:

$$R_x(\tau) = E[X(t), X(t + \tau)] \quad (3.8)$$

onde t_1 é denotado somente por t e t_2 é $(t + \tau)$. A função do conjunto de médias do produto de $X(t_1)$ e $X(t_2)$ pode ser formalmente escrito como:

$$R_x(t_1, t_2) = E[X_1 X_2] = \int_{-\infty}^{+\infty} \int_{-\infty}^{+\infty} x_1 x_2 f_{x_1} f_{x_2}(x_1, x_2) dx_1 dx_2 \quad (3.9)$$

onde $X_1 = X(t_1)$ e $X_2 = X(t_2)$. Contudo, a solução da equação (3.9) não é a forma mais simples de determinar R_x uma vez que a função de junção de densidade $f_{x_1} f_{x_2}(x_1, x_2)$ precisa ser bem conhecida para validação da integral.

De acordo com Brown e Hwang (1997), a propriedades gerais das funções de autocorrelação são as seguintes:

- $R_x(0)$ é a média quadrática do processo $X(t)$;
- $R_x(\tau)$ é também uma função de τ . Ela é resultado de suposição de um estado estacionário. Em um estado não estacionário, a função $R_x(\tau)$ é a simetria em relação aos dois argumentos t_1 e t_2 . Na equação 3.9, não existe diferença em que ordem multiplicar $X(t_1)$ e $X(t_2)$. Assim, $R_x(t_1, t_2) = R_x(t_2, t_1)$;

- $|R_x(\tau)| \leq R_x(0)$ para todo τ . Assumindo que $X(t)$ é estacionário e que os valores das médias quadráticas de $X(t)$ são os mesmos de $X(t + \tau)$ e ainda que a magnitude do coeficiente de correlação relacionado com as duas variáveis aleatórias é sempre menor que 1, tem-se que $R_x(\tau)$ nunca pode ser maior em magnitude que $R_x(0)$;
- se $X(t)$ contiver componente periódico, $R_x(t)$ também irá conter os mesmos componentes. Isso pode ser verificado escrevendo $X(t)$ como a soma de periódicos e não periódicos componentes e aplicando-os a definição dada pela equação (3.8). $R_x(\tau)$ não irá conter informações de fase das componentes senoidais. A componente harmônica sempre aparecerá em uma função de autocorrelação como uma função cosseno independente da fase;
- se $X(t)$ não conter nenhum componente periódico, $R_x(\tau)$ tende a zero quando $\tau \rightarrow \infty$. Isso é somente um meio matemático para provar que $X(t + \tau)$ se torna completamente não correlato com $X(t)$ para um grande τ se não existe qualquer periodicidade no processo. Se há uma constante no processo, como $R_x(\infty) = 0$ implica em uma média igual a zero para o processo;
- a transformada de Fourier de $R_x(\tau)$ é real, simétrica e não negativa. As propriedades de realidade e simetria são encontradas através das propriedades de $R_x(\tau)$;

Uma variação aceita da função de autocorrelação é a função de autocovariância. Vaseghi (2006) demonstra que a função autocovariância $c_{xx}(m_1, m_2)$ de um processo aleatório $X(m)$ é a medida da dispersão do processo sobre o valor médio definido como:

$$\begin{aligned} c_{xx}(m_1, m_2) &= E\{[x(m_1) - \mu_x(m_1)][x(m_2) - \mu_x(m_2)]\} = \\ &= R_{xx}(m_1, m_2) - \mu_x(m_1)\mu_x(m_2) \end{aligned} \quad (3.10)$$

onde $\mu_x(m)$ é a média de $X(m)$. É importante salientar que sinais cuja média seja zero, a autocorrelação e a autocovariância são idênticas.

As técnicas de autocorrelação e autocovariância são bastante usadas em sinais aleatórios para estimar a contribuição de ruídos nos sinais e eliminá-los. Moslehi (1986) estudou o ruído gerado pela flutuação de fase do laser de interferômetros óticos de dois feixes. O autor elaborou uma função de autocovariância e de densidade de força espectral dos ruídos que demonstrou ser válida para toda fase de polarização ótica e qualquer tempo coerente de fonte. Os resultados demonstraram ser possível a utilização da força espectral do ruído conseguida através de uma função de autocovariância na estimativa de ruídos de outros interferômetros que usam o mesmo princípio.

Gupta e Vierkant (2014) estudaram a aplicação de funções de autocorrelação na análise de rugosidade em imagem de microscopia de força atômica em recobrimentos de diamante com diferentes concentrações de boro como dopante. Os autores usaram a técnica de autocorrelação através da análise do sinal gerado pelo perfil de rugosidade da superfície para fazer uma estimativa da concentração de boro na superfície. Os sinais de autocorrelação demonstraram a presença de boro mesmo em superfícies que apresentavam topografias semelhantes. Os autores ainda notaram que os sinais de autocorrelação demonstraram o perfil de rugosidade da superfície.

Vilhelm et al. (2008) estudaram a aplicação de análise de autocorrelação para interpretar os sinais de emissão acústica em rochas de arenito e migmatito submetidas a carregamentos compressivos cíclicos com um crescimento de carga de 5%. Os corpos de prova foram confeccionados em forma cilíndrica e foram distribuídos quatro sensores ao longo do comprimento do mesmo de maneira helicoidal. Os autores demonstraram que o aumento dos sinais de autocorrelação são oriundos do aumento das fontes de emissão acústica captadas por cada sensor e a sua relação com o aumento dos outros sensores em efeito cascata. Este efeito é relacionado com a redistribuição de tensões ao longo do corpo de prova durante o processo de fratura. Os autores ainda apontaram a possibilidade do uso da autocorrelação como um sinal de alerta de falha em componentes rochosos.

3.6.2.2 Densidade espectral

A técnica de densidade de espectro mais popularizada é a densidade da força espectral (PSD, do inglês *Power Spectral Density*). Brandt (2010) afirma que a derivação teórica da PSD envolve a função de autocorrelação ou autocovariância.

Brown e Hwang (1997) dizem que os termos força e espectro vêm da relação de $S_{xx}(f)$ com o conceito de espectro usual para um sinal determinístico. Mas para atender este conceito, certos procedimentos devem ser feitos. Se o processo $X(t)$ é estacionário no tempo, ele se torna inexpressível no infinito e não é absolutamente integrável. Assim, a definição da integral para a transformada de Fourier não converge. Se considerar a transformada de Fourier do processo, deve-se forçar sua versão truncada, onde haja exclusão do zero em um determinado tempo.

Tomando $\mathcal{F}\{X_T\}$, que denota a transformada de Fourier de $X_T(t)$ onde exista $\mathcal{F}\{X_T(t)\}$ para todo o $X_T(t)$, pode-se fazer a seguinte projeção:

$$E \left[\frac{1}{T} |\mathcal{F}\{X_T(t)\}|^2 \right] \quad (3.11)$$

Para qualquer amostragem representativa de $X_T(t)$, a quantidade dentro do colchete na Eq. (3.11) é conhecida como periodograma do sinal em particular. A média de um conjunto de periodogramas para um grande período T é a função de densidade de força espectral.

A projeção do periodograma de um sinal abrangendo um intervalo de tempo de $[0, T]$ pode ser demonstrado como se segue:

$$\begin{aligned} E \left[\frac{1}{T} |\mathcal{F}\{X_T(t)\}|^2 \right] &= E \left[\frac{1}{T} \int_0^T X(t) e^{-j\omega t} dt \int_0^T X(s) e^{-j\omega s} ds \right] = \\ &= \frac{1}{T} \int_0^T \int_0^T E[X(t)X(s)] e^{-j\omega(t-s)} dt ds \end{aligned} \quad (3.12)$$

Por causa da faixa de integração ser idêntica ao período, pode-se substituir T em $X(t)$. Se assumir que $X(t)$ é estacionário, $E[X(t)X(s)]$, se torna $R_x(t-s)$ e a Eq. (3.11) se torna:

$$E \left[\frac{1}{T} |\mathcal{F}\{X_T(t)\}|^2 \right] = \frac{1}{T} \int_0^T \int_0^T R_x(t-s) e^{-j\omega(t-s)} ds dt \quad (3.13)$$

Substituindo $(t - s)$ por τ , a equação (x.12) se torna:

$$\frac{1}{T} \int_0^T \int_0^T R_x(t-s) e^{-j\omega(t-s)} ds dt = \frac{1}{T} \int_0^T \int_t^{t-T} R_x(\tau) e^{-j\omega\tau} d\tau dt \quad (3.14)$$

Tomando como base a Eq. 3.13 e readequando o intervalo de integração tem-se:

$$\begin{aligned} E \left[\frac{1}{T} |\mathcal{F}\{X_T(t)\}|^2 \right] &= \\ &= \frac{1}{T} \int_{-T}^0 \int_0^{\tau+T} R_x\tau e^{-j\omega\tau} dt d\tau + \frac{1}{T} \int_0^T \int_\tau^T R_x(\tau) e^{-j\omega\tau} dt d\tau \end{aligned} \quad (3.15)$$

Integrando em relação a t tem-se:

$$E \left[\frac{1}{T} |\mathcal{F}\{X_T(t)\}|^2 \right] = \frac{1}{T} \int_{-T}^0 (\tau + T) R_x(\tau) e^{-j\omega\tau} d\tau + \frac{1}{T} \int_0^T (T - \tau) R_x(\tau) e^{-j\omega\tau} d\tau \quad (3.16)$$

Simplificando a Eq. x.15, chega-se a:

$$E \left[\frac{1}{T} |\mathcal{F}\{X_T(t)\}|^2 \right] = \frac{1}{T} \int_{-T}^T (1 - \frac{|\tau|}{T}) R_x(\tau) e^{-j\omega\tau} d\tau \quad (3.17)$$

O fator $(1 - \frac{|\tau|}{T})$ que multiplica $R_x(\tau)$ pode ser aproximado como sendo igual a um quando o período T se torna elevado. Isso é verdade se $R_x(\tau)$ se aproxima de zero quando τ se torna elevado, o que acontece se $X(t)$ não contiver componentes periódicos. Assim, para um T elevado, tem-se a seguinte relação:

$$E \left[\frac{1}{T} |\mathcal{F}\{X_T(t)\}|^2 \right] \Rightarrow \int_{-\infty}^{\infty} R_x(\tau) e^{-j\omega\tau} d\tau \text{ quando } T \rightarrow \infty \quad (3.18)$$

Brandt (2010) afirma que a densidade de força espectral ou a densidade autoespectral, $S_{xx}(f)$ é a transformada de Fourier da função de periodograma, ou:

$$S_{xx}(f) = \mathcal{F}[R_{xx}(\tau)] = \int_{-\infty}^{\infty} R_{xx}(\tau) e^{-j\omega\tau} d\tau \quad (3.19)$$

A equação do periodograma estabelece que metade dos sinais esteja com frequências negativas e a outra metade positiva no domínio da frequência. Contudo, há um consenso que a interpretação dos dados se restrinja à metade positiva que denota que:

$$G_{xx}(f) = 2S_{xx}(f) \text{ para } f > 0 \quad (3.20)$$

$$G_{xx}(0) = S_{xx}(0) \quad (3.21)$$

As densidades espectrais que apresentam frequências iguais a zero são desconsideradas e tratadas separadamente por outra formulação.

Vaseghi (2006) afirma que a área abaixo da curva de densidade de força espectral de um sinal aleatório representa a média da força do sinal. Além disso, ele diz ser completamente inviável a representação das frequências excitadas por outra técnica a não ser a PSD.

Dolecek (2013) enumerou as propriedades da PSD, considerando apenas o processo real e de grande sensibilidade estacionária:

- A densidade de força é sempre uma função real;
- A PSD é uma função em relação a uma frequência radiana ω ;
- PSD é sempre uma função positiva;
- A média da força do processo aleatório pode ser obtida pela área abaixo da PSD.

Wozniak et al. (2011) estudaram os sinais de emissão acústica na formação da bainita de veio médio do aço 100CrMnSi6-4. Para tanto, os autores elevaram a temperatura dos corpos de prova a 950 °C (temperatura de austenitização) por trinta minutos e seguido de resfriamento até a faixa de temperatura de 100 °C a 180 °C por 1240 s para que houvesse a formação da bainita. Os sinais de EA foram adquiridos por 240 s em temperaturas de 100°C, 130°C, 160°C e 180°C. Os autores usaram as técnicas de PSD e transformada de Fourier em tempo curto (STFT – do inglês *Short-time Fourier Transform*) descrita a seguir para analisar os sinais de EA e aplicaram a PSD nos sinais de EA demonstrando que as maiores amplitudes de frequências dos sinais de transformação isotérmica do aço estão na faixa de 250 kHz a 350 kHz. Os autores também afirmaram que as maiores amplitudes e concentrações de eventos de EA foram conseguidos na temperatura de 160°C, que é justamente a temperatura de austêmpera do aço estudado.

Krejcar e Frischer (2011) estudaram os sinais vibracionais gerados por um gerador de impulso usando a técnica de PSD para a substituição de análise real para alimentação de dados de algoritmo de redes neurais. Para os experimentos foram feitas excitações em um corpo de prova de aço onde foram produzidos os sinais de impulsos vibracionais. Os sinais foram tratados pela técnica de envelope e filtrados por um filtro passa-

faixa. Após isso, foram gerados os sinais pela técnica de PSD e alimentado ao programa. Foram realizados testes com técnicas regressão que mostraram a eficácia da técnica para alimentar os algoritmos de redes neurais sem a necessidade de execução de uma série de experimentos, gerando agilidade e economia.

3.6.2.3 Representação de sinais aleatórios

Poularikas (2000) diz que as representações do sinal em uma relação de tempo e frequência são transformações que descrevem como o conteúdo espectral do sinal muda com o tempo. Muitas delas transformam um sinal unidimensional $x(t)$ em um sinal bidimensional $T_x(t, f)$, que descreve uma superfície sobre um plano constituído pelo tempo e frequência, demonstrando a variação das frequências ao longo do tempo com suas relativas amplitudes (geralmente demonstradas pela PSD).

Wavelets, transformada de Fourier de tempo curto (STFT – do inglês, *Short-time Fourier Transform*), Distribuição de Wigner e função de ambiguidade de Woodward, são alguns exemplos de representações no tempo-frequência.

A representação mais simples e usual é a STFT, que é uma função linear do sinal $x(t)$. Denotada como sendo:

$$STFT_x(t, f; \Gamma) = \int x(\tau) \gamma^*(\tau - t) e^{-j2\pi f \tau} d\tau = \quad (3.23)$$

$$= e^{-j2\pi t f} \int X(f') \Gamma^*(f' - f) e^{-j2\pi t f'} df' \quad (3.22)$$

A Eq. 3.22 demonstra que a STFT pode ser interpretada como sendo a transformada de Fourier de segmento do dado $x(\tau) \gamma^*(\tau - t)$ em uma janela. A janela de análise $\gamma(t)$ é real de modo que a STFT seja equivalente à transformada de Fourier de um segmento de sinal centrado no tempo de saída t . Já a Eq. 3.23, explana que a STFT pode também ser uma forma filtrada do sinal. Se a janela de análise é uma função passa-baixa, então a avaliação da STFT é equivalente a enviar um sinal através de um filtro passa-faixa $\Gamma^*(f' - f)$ centrado na frequência de saída f . Dessa forma, a STFT pode ser explicada como

sendo as frequências contidas no sinal próximas ao tempo de saída t ou a flutuação temporal do espectro de frequência próxima à frequência de saída f (POULARIKAS, 2000).

Existem técnicas que usam a STFT como base para a determinação de frequências características ao longo do tempo de amostragem. O espectrograma é basicamente o quadrado da STFT e foi originalmente usada para analisar frequências locais em um espectro vocal. Devido à sua versatilidade, esta técnica é hoje, muito utilizada na análise de sinais aleatórios de naturezas diversas.

O equacionamento básico do espectrograma denota que:

$$SPEC_x(t, f; \Gamma) = |STFT_x(t, f; \Gamma)|^2 \quad (3.24)$$

$$= \left| \int x(\tau) \gamma^*(\tau - t) e^{-j2\pi f \tau} d\tau \right|^2 \quad (3.25)$$

$$= \left| \int X(f') \Gamma^*(f' - f) e^{-j2\pi t f'} df' \right|^2 \quad (3.26)$$

A grande limitação do espectrograma e, analogamente também da STFT, está justamente no fato delas não conseguirem ser ajustadas para representar simultaneamente bem o domínio do tempo e da frequência. Sempre deve-se privilegiar uma. No caso dos sinais de EA, a alteração de frequência é mais importante que saber o exato momento em que isso ocorreu, portanto privilegia-se a demonstração do domínio da frequência.

Mostafapour et al. (2014) aplicaram a técnica de *wavelets* e o espectro de tempo e frequência cruzados para determinar a fonte de emissão acústica com frequência e velocidades variadas de ondas em placa através de um arranjo de quatro sensores de EA. Para tanto, os autores aplicaram a técnica de quebra do grafite na chapa em pontos aleatórios para a geração do sinal de emissão acústica que foi decomposta através da wavelet na faixa de 125 kHz a 250 kHz, gerando então os espectros de tempo e frequência cruzados. Os sinais são cruzados e o tempo de atraso é calculado quando o espectro atinge a máxima amplitude, onde a velocidade da onda é calculada através da frequência máxima que é extraída desse valor máximo. A velocidade da onda determina o tempo de retardo entre os sensores demonstrando a posição do evento. Os autores concluíram que a aplicação dessa técnica apresenta maior precisão que o método de correlação vigente na maioria dos *softwares* de monitoramento de sinais de EA.

Wuang et al. (2008) utilizaram a técnica de *wavelet* para o uso de detecção da atenuação de sinais de emissão acústica para detecção de falhas em aletas de turbina Francis. Os autores empregaram a técnica de quebra do grafite para gerar os sinais de EA em diferentes posições da aleta da turbina e separaram as frequências utilizando a técnica *wavelet*. A atenuação foi medida através do cálculo da geometria e da imposição dos sensores em diferentes posições da aleta. Os autores conseguiram uma diferença de atenuação entre a técnica e a atenuação real de apenas 4%, encorajando o uso da técnica de *wavelet* para o monitoramento de eventos em turbinas.

Lu et al. (2011) estudaram a eficácia da STFT, *wavelet* e Hilbert-Huang para a análise de sinais de EA em ensaio de compressão de fibra de carbono. Para tal, os autores impuseram ao corpo de prova de dimensões 100 mm×20 mm×2,5 mm, uma velocidade de compressão. Os autores afirmaram que a STFT e a *wavelet* não se ajustaram tão bem à variação de excitação do tempo e frequência (problema conhecido como enjanelamento) e portanto a transformada de Hilbert-Huang foi mais eficaz no monitoramento do ensaio. Eles ainda concluíram que a fratura da fibra de carbono gerou excitação na frequência de 275 kHz enquanto que as trincas na matriz geraram excitações na faixa de frequência de 175 kHz a 200 kHz.

Marinescu e Axinte (2009) usaram a técnica de STFT para detecção de falhas em peças usinadas no fresamento com múltiplas arestas cortantes simultaneamente. Para os testes, os autores fresaram Inconel 718 com fresa de cinco insertos de metal duro recobertas com TiAlN + TiN. Os testes foram feitos variando a penetração de trabalho para que o número de arestas cortantes em contato com a peça variasse e alterando também a profundidade de usinagem para que gerasse praticamente as mesmas amplitudes de sinal. Os sinais de EA demonstrados pela STFT foram extremamente sensíveis à variação de excitação gerada pelo número de arestas cortantes. Os autores também geraram uma superfície defeituosa através da imposição de um inserto com desgaste acentuado na ferramenta e analisaram as STFTs da operação e concluíram que a técnica usada no monitoramento do fresamento foi capaz de identificar falhas em peças usinadas.

3.6.3 Modulação em amplitude (AM)

As técnicas de modulação são usadas primordialmente para a transmissão de dados por grandes distâncias. Nelas, uma onda portadora é responsável por transmitir os sinais e depois é eliminada. As principais técnicas de modulação são a modulação em amplitude (AM, do inglês *Amplitude Modulation*), a modulação em frequência (FM, do inglês *Frequency Modulation*) e a modulação de fase (PM, do inglês *Phase Modulation*).

A modulação em amplitude AM é uma técnica que apresenta bastante eficácia na detecção de defeitos em rolamentos por meio de sinais vibracionais. Nela, o quadrado do sinal AM da vibração é somado com o quadrado do sinal bruto da mesma e então usado para monitorar a falha de pista dos rolamentos com alta precisão. O intuito do uso da mesma técnica nos sinais de EA esbarra na natureza dos sinais que são muito susceptíveis a ruídos e condições do meio, como temperatura por exemplo.

O sinal da onda portadora é variado pelo sinal modulado, onde o sinal de informação é o sinal modulado e o sinal portador é um sinal de alta frequência que está sendo modulado, conforme representado na FIG. 3.34. O sinal modulado (FIG. 3.34a) é somado ao sinal da onda portadora (FIG. 3.34c). O sinal da onda portadora gera um sinal de onda de faixa baixa (FIG. 3.34b) e um sinal de onda de faixa alta (FIG. 3.34d) que são responsáveis por transladar a informação contida no sinal modulado e são somados juntamente com os demais gerando a onda AM (FIG. 3.34e). Basicamente, AM é um sistema de modulação em que o valor instantâneo da amplitude portadora varia de acordo com a amplitude do sinal modulado.

Tomando como base sinais cossenoidais para demonstrar a onda modulada e a onda portadora, o sinal AM no domínio da frequência terá basicamente três frequências: a frequência portadora (f_c), a frequência de faixa baixa que é composta por $(f_c - f_m)$ sendo f_m , a frequência modulada e a frequência de faixa alta que é composta por $(f_c + f_m)$, conforme ilustra a FIG. 3.35 (FRENZEL, 2008).

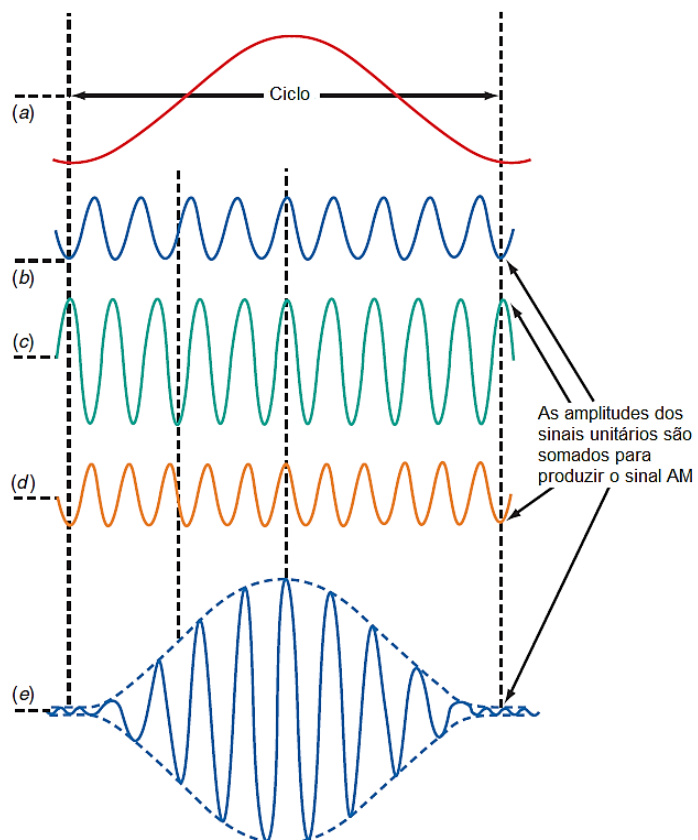


FIGURA 3.34 – Construção do sinal modulado em amplitude.

FONTE: FRENZEL (2008) – adaptado.

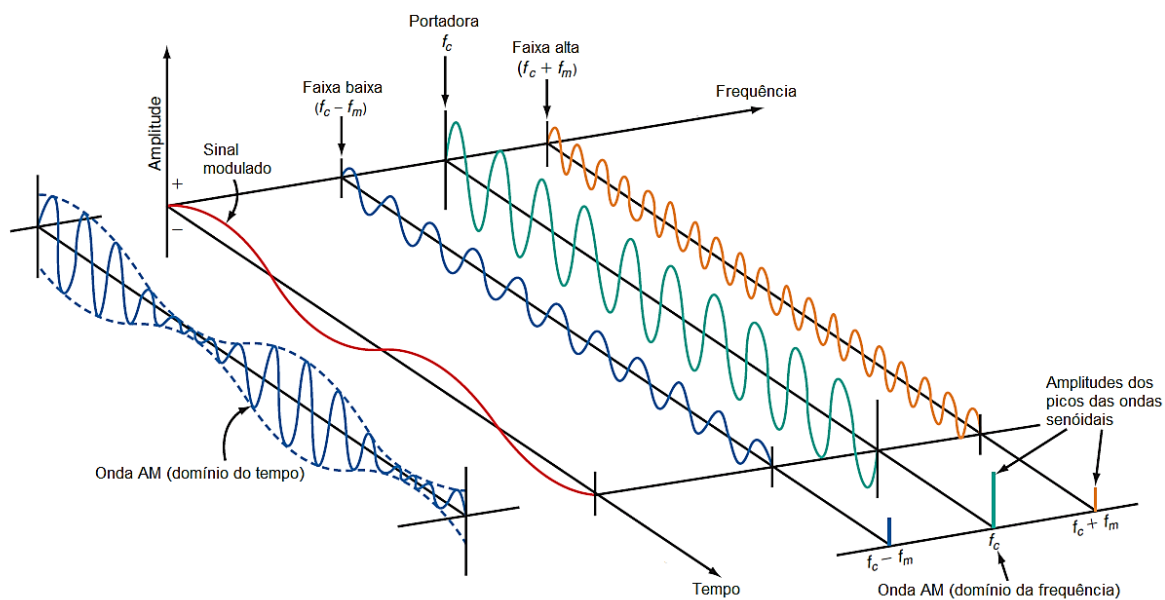


FIGURA 3.35 – Construção do sinal modulado espectro-temporal.

FONTE: FRENZEL (2008) – adaptado.

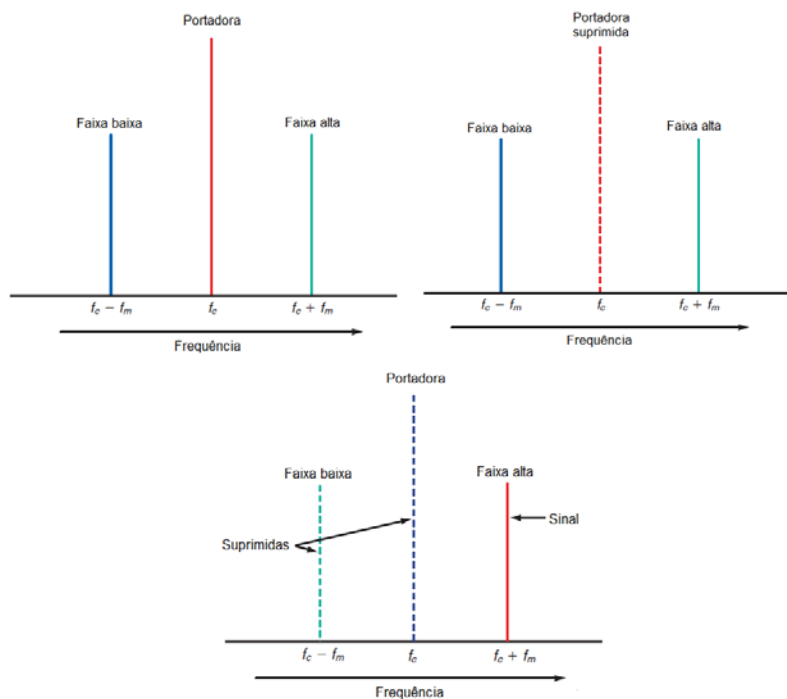
Existem vários tipos de modulação em amplitude. Os principais métodos são:

- faixa lateral dupla (AM-DSB – do inglês, *Amplitude Modulation with Double Side-Band*);
- faixa lateral simples (AM-SSB – do inglês, *Amplitude Modulation with Single Side-Band*).

Os sistemas anteriores ainda podem ser subdivididos em relação à existência ou não da portadora no sinal modulado.

- faixa lateral dupla com portadora suprimida (AM-DSB-SC – do inglês, *AM-DSB with suppressed carrier*);
- faixa lateral simples com portadora suprimida (AM-SSB-SC – do inglês, *AM-SSB with suppressed carrier*).

Os métodos de faixa lateral levam em consideração a translação do sinal modulado, onde no sinal AM-DSB existe a presença da frequência da onda portadora mais as faixas de bandas (baixa e alta), conforme mostrado na FIG. 3.36a. O sinal AM-DSB-SC suprime a frequência da portadora e apresenta apenas as faixas de bandas no espectro (FIG. 3.36b) e o sinal AM-SSB-SC suprime uma faixa lateral e a portadora. Na FIG. 3.36c houve a supressão do sinal da faixa baixa e da portadora.



a) Sinal AM-DSB

b) Sinal AM-DSB-SC

c) Sinal AM-SSB-SC

FIGURA 3.36 – Variações dos sinais de amplitude modulada.

FONTE: FRENZEL (2008) – adaptado.

A aplicação da modulação em amplitude com faixa lateral dupla com portadora suprimida é a usada no monitoramento de falhas em rolamentos (SKF, 2009), portanto o detalhamento dela será feito para embasar o estudo realizado no presente trabalho.

3.6.3.1 Modulação em amplitude com faixa lateral dupla com portadora suprimida

A modulação AM-DSB-SC foi apresentada como uma alternativa à economia de potência utilizada pela portadora no sistema AM-DSB, que é no mínimo 67% da potência total do sinal modulado. Esta técnica desloca o espectro do sinal a ser transmitido multiplicando-o por um sinal cossenoidal com frequência igual à translação desejada.

Frenzel (2008) afirma que a obtenção desse sinal se baseia na propriedade trigonométrica de que um produto entre duas cossenóides gera outro par de cossenóides. Tomando como base que $v_m(t)$ é o sinal modulado e $v_c(t) = \cos(\omega_c t)$ a portadora tem-se como sinal AM-DSB-SC:

$$\phi_{DSB-SC}(t) = v_m(t) \cdot \cos(\omega_c t) \quad (3.27)$$

A análise espectral da AM-DSB-SC é então definida como sendo:

$$F\{\Phi_{DSB-SC}(t)\} = F\{v_m(t) \cdot \cos(\omega_c t)\} = \frac{1}{2\pi} F(\omega) * [\pi\delta(\omega - \omega_c) + \pi\delta(\omega + \omega_c)] \quad (3.28)$$

e portanto a AM-DSB-SC no domínio da frequência é:

$$\Phi_{DSB-SC}(t) = \frac{1}{2} F(\omega - \omega_c) + \frac{1}{2} F(\omega + \omega_c) \quad (3.29)$$

Stack et al. (2004) estudaram a aplicação de um detector de AM para diagnóstico de falha em mancais de rolamentos de máquinas. Os autores descreveram que a falha dos rolamentos tende a agir como uma portadora e a produzir uma modulação na frequência de ressonância da máquina. Os autores elaboraram um detector de modulação por meio de *software* que necessitava como dados de entrada a vibração da máquina em análise e as frequências críticas do rolamento em análise. A técnica foi usada para a detecção de falhas em fase inicial e obteve bons resultados, permitindo monitorar diversas falhas tanto na pista interna quanto na externa.

Sheen (2007) estudou a aplicação de AM nos sinais vibracionais para a detecção de falhas em rolamentos por meio da técnica de envelope dos sinais. Para tanto, o autor desenvolveu um filtro passa-banda no qual a frequência ressonante do rolamento foi selecionada. Esse sinal foi submetido há uma modulação em amplitude aplicando a técnica de AM-DSB-SC e logo após submeteu-o junto com o sinal bruto à técnica dos mínimos quadrados (raiz do somatório dos quadrados dos sinais). Foram simulados defeitos nos rolamentos por meio de eletroerosão das pistas interna e externa e das esferas e então monitorado os sinais vibracionais do mesmo e comparados com os sinais dos rolamentos sem defeitos. O autor concluiu que a técnica de envelope desenvolvida demonstrou eficiência na detecção dos defeitos impostos no rolamento. Ele ainda afirmou que a técnica é de grande valia para a avaliação de rolamentos *in loco*.

A aplicação da técnica de AM juntamente com mínimos quadrados já se mostra eficiente na detecção de falhas em rolamentos. A dinâmica cíclica do defeito faz com que a técnica seja bem eficiente para monitoramento das falhas através de vibrações. O uso em sinais de EA requer a amenização de ruídos e sinais transientes que não acusam a efetiva degradação do fenômeno monitorado, no caso do estudo do desgaste. Para tanto a aplicação de técnica de projeção do sinal, como é o caso da autocorrelação e autocovariância, torna possível tal controle.

3.7 Considerações Parciais

O torneamento duro requer ferramentas de maior dureza para que se obtenha sucesso da operação sem um desgaste acelerado, uma vez que o aumento do contato ferramenta-peça gera aumento de temperatura e isso propicia a formação de camada branca, fato que pode ser observado através da rugosidade da superfície usinada e controlado através do desgaste da ferramenta de corte. O aumento de tensões residuais também ocorre devido ao acentuado desgaste da ferramenta. Atenuar ou prever o desgaste é uma premissa para o torneamento de peças endurecidas. Uma escolha acertada da ferramenta é essencial para tal. A primeira escolha é certamente o PcBN, mas seu alto preço inviabiliza sua adoção em certos casos.

Um material com boa relação custo benefício é o metal duro. Ele alia boas propriedades mecânicas a um preço relativamente baixo, principalmente se comparado com o PcBN. A aplicação dele na usinagem de aço endurecidos esbarra na baixa resistência mecânica a alta temperatura que fragiliza e acelera o desgaste da ferramenta.

A aplicação de recobrimentos com elementos ternários, como no caso do AlCrN, e o desenvolvimento do nanoestruturamento do recobrimento faz com que a ferramenta de metal duro seja capaz de usinar aços endurecidos em condição limítrofe, sendo necessário o monitoramento do desgaste da ferramenta para tanto. Vários mecanismos de desgaste estão presentes na ferramenta submetida ao torneamento duro, principalmente os mecanismos de abrasão e adesão seguido por fadiga em fim de vida das mesmas. Portanto a aplicação de um sistema de monitoramento mais rápido e eficiente é necessária para a determinação do desgaste da ferramenta que é conseguido através dos sinais de emissão acústica.

A emissão acústica é muito sensível à detecção de fenômenos metalúrgicos e de desgaste, e sua ampla banda de frequência e sensibilidade é por vezes benéfica, uma vez que com um único sistema de monitoramento é capaz de detectar uma vasta gama de fenômenos; e por vezes maléfica, pois a não separação da origem do fenômeno pode gerar baixa correlação com o fenômeno monitorado em particular. No monitoramento dos processos de usinagem são várias as fontes de sinais de EA. A aplicação da técnica na usinagem requer um correto processamento dos sinais para que se tenha informações de mecanismos de desgaste e de fenômenos metalúrgicos ocorridos no sistema monitorado.

A aplicação de técnicas de análise de sinais vibracionais (FFT e análise temporal) além de análise estatística não retrata bem os sinais de EA devido à sua natureza e características. A determinação de um espectro confiável leva em consideração a natureza do sinal, que no caso da EA se aproxima a do som. A informação espectro temporal é que faz com que se entenda a aleatoriedade e os mecanismos de desgastes envolvidos nos sinais. Portanto a aplicação de técnicas como a STFT demonstra esta aleatoriedade e a real contribuição dos mecanismos em um determinado instante.

A determinação de fim de vida da ferramenta é menos complexa que a determinação de todos os mecanismos de desgaste. A representação das frequências excitadas por PSD é a melhor forma de representar rapidamente um sinal aleatório. Ainda assim, há a influência do aumento da temperatura que atenua a energia do sinal, além da sobreposição com outros fenômenos metalúrgicos que aumentam uma certa banda do espectro e gera interpretações equivocadas sobre a evolução do desgaste de ferramentas usando sinais de EA.

A área abaixo da curva de densidade de força espectral de um sinal aleatório representa a média da força do sinal. As técnicas de autocorrelação e autocovariância são bastante usadas em sinais aleatórios para estimar a contribuição de ruídos nos sinais e eliminá-los.

Portanto com a revisão bibliográfica conclui-se que um processamento correto dos sinais de EA junto com aplicação de técnica de avaliação de falhas (envelope) pode-se monitorar o torneamento duro usando ferramentas em condições limítrofes para a detecção de falhas e assim estudar o desempenho de recobrimentos a estas condições de corte.

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo serão descritos todos os equipamentos e materiais utilizados para a realização dos experimentos, assim como sua preparação e também os parâmetros e as condições de corte avaliados.

Para o melhor entendimento do estudo realizado, na FIG. 4.1 é apresentado o fluxograma com as etapas do procedimento experimental empregado para a realização do trabalho.

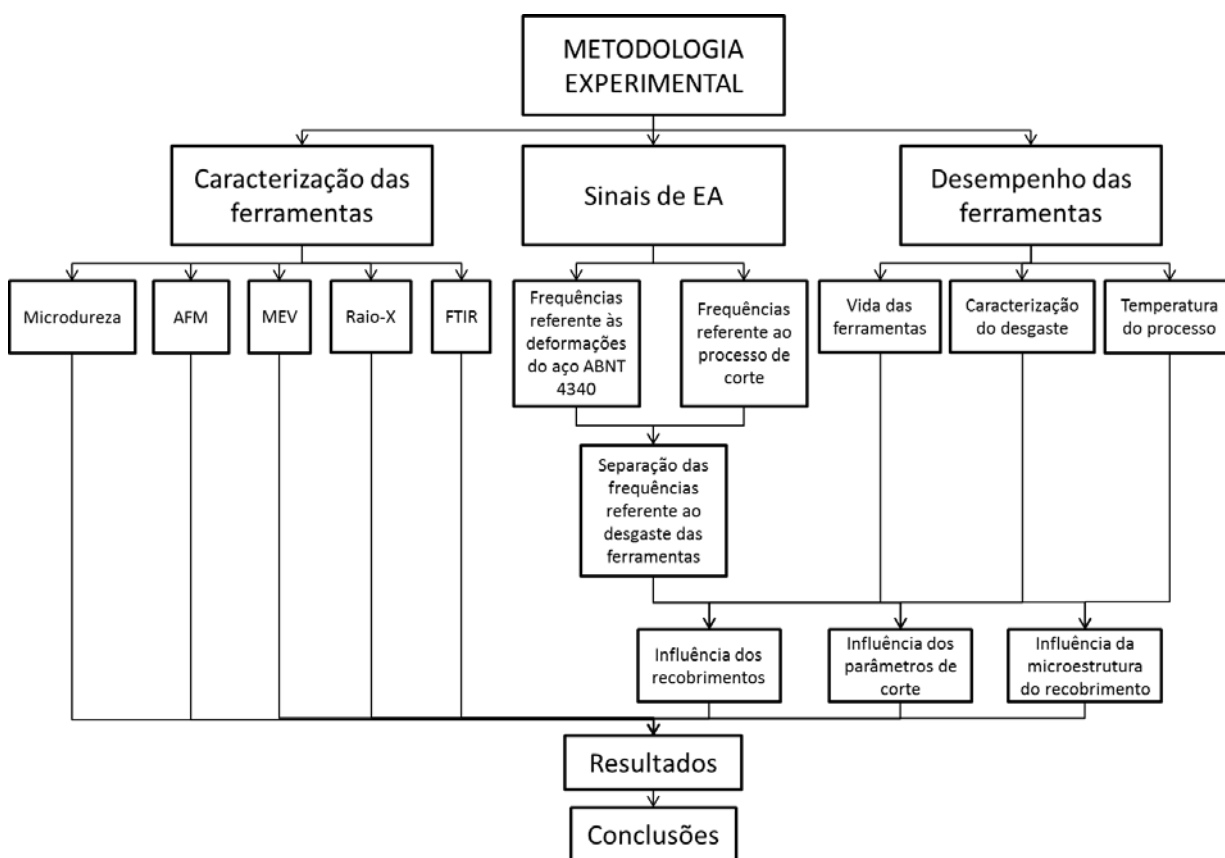


FIGURA 4.1 – Fluxograma da metodologia experimental.

Inicialmente foi feita a caracterização das ferramentas de corte. A técnica de microdureza Vickers foi utilizada para medição de dureza dos recobrimentos e do substrato. A microscopia de força atômica (AFM) foi utilizada para avaliar a qualidade superficial das ferramentas de corte e determinar a sua rugosidade. Utilizou-se também a técnica de

espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR) e difração de raios X para caracterizar a composição química dos recobrimentos. Os recobrimentos foram avaliados utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV) com a técnica de espectroscopia dispersiva de energia (EDS) para determinação da composição química dos recobrimentos e para a avaliação de desgaste após a usinagem das ferramentas.

Os sinais de emissão acústica (EA) foram inicialmente coletados por meio de ensaios de tração do aço ABNT 4340 usado nos ensaios de usinagem. O intuito foi caracterizar os sinais provenientes dos fenômenos envolvidos na deformação e fratura do aço, determinando assim o comportamento do seu espectro.

Testes de torneamento do aço ABNT 4340 também foram feitos para caracterizar os sinais da usinagem e compará-los com os sinais provenientes dos ensaios de tração. Nos testes de torneamento foram usados insertos de metal duro sem recobrimento e com recobrimentos de AlCrN (Nitreto de Cromo e Alumínio) comum e nanoestruturado.

Os espectros de ambos os ensaios (ensaio de tração e o torneamento) foram comparados e as principais frequências de ambos os sinais foram separadas. As frequências da deformação e fratura do aço foram usadas para a criação de filtro que auxiliasse na eliminação dos sinais provenientes do corte do material na usinagem, permanecendo assim apenas os sinais provenientes da ferramenta. Os dados de emissão acústica foram tratados por um *software* desenvolvido especialmente para este trabalho e confrontados com os resultados dos demais parâmetros avaliados. Após isso, foram realizados ensaios de torneamento e os sinais de emissão acústica foram coletados. Após cada passe foi verificado o desgaste de flanco da ferramenta (analisado por meio de um microscópio ferramenteiro).

Durante os ensaios de torneamento também foram coletados dados de temperatura do processo através de uma câmera termográfica para avaliação da influência da temperatura nos sinais de EA.

4.1 Equipamentos utilizados

As medições de microdureza das ferramentas foram feitas usando um microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2 com carga máxima de 19,62 N.

As análises de acabamento superficial das ferramentas foram feitas com o microscópio de força atômica (AFM) modelo MFP-3D-SA da marca ASYLUM RESEARCH.

As imagens de caracterização do recobrimento foram feitas utilizando um microscópio eletrônico de varredura com capacidade de análise de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) modelo Explorer da marca Asper e o microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM - 6360LV também com capacidade de análise de espectroscopia de energia dispersiva (EDS).

A caracterização do recobrimento foi feita usando um difrator de raios X modelo PANalytical PW1710 da marca Philips e um equipamento de espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR) modelo Spectrum Frontier da marca Perkin-Elmer.

A determinação das curvas de deformação do aço ABNT 4340 foram feitas por meio de ensaios de tração em uma máquina universal EMIC modelo DL 20000MF cuja capacidade de carga máxima é 200 kN. A máquina é do tipo monofuso com acionamento eletromecânico por motor de velocidade variável e fuso de esfera permitindo abranger velocidades de 0,01 mm/min a 50 mm/min. A medição da força foi feita por meio de células de carga segundo a norma NM ISO7500-1. A medição de deslocamento foi feita por meio de sensor óptico com resolução de 0,01 mm com curso máximo de 220 mm. A instrumentação já é embutida no próprio gabinete da máquina, projetada para trabalhar em conjunto com microcomputador.

Os ensaios de torneamento foram feitos em um torno comandado numericamente modelo Centur 30D da marca ROMI com potência de 7,5 kW e faixa de velocidade de 4 a 4000 rpm, diâmetro máximo admitido de 200 mm e comprimento máximo da peça de 1000 mm. O comando numérico da máquina é MACH 9.

Para aquisição dos dados de emissão acústica foi usado um transdutor piezoeletrico da marca Physical Acoustics modelo R15i juntamente com um condicionador de sinais da mesma marca modelo Spartan 2000. Os sinais condicionados foram adquiridos por uma placa

National Instruments modelo PCI-6251, cuja taxa de aquisição máxima é de 1,2MS/s, instalada em um computador AMD Fusion A8 Quad-Core 2.9 GHz com cache de 4 Mb, com placa de vídeo Vision Radeon HD6550D e 8Gb de memória RAM DDR3 1333 e 1Tb de disco rígido adquirido para estes experimentos.

Para o monitoramento de vida da ferramenta foi utilizado um microscópio ferramenteiro ótico com ampliação de quinze vezes da marca Mitutoyo modelo TM 15 com cabeçote micrométrico com resolução de 1 μ m.

A temperatura do processo foi medida com uma câmera termográfica modelo T400 da marca FLIR com faixa de medição de -20 °C a 1200°C que possui como distância mínima de captura de imagem de 400 mm, sensibilidade de imagem térmica de 0,05 °C e resolução de infravermelho de 320 x 240.

4.2 Materiais

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram confeccionados em aço baixa liga ABNT 4340 submetidos aos tratamentos térmicos de tempera e revenimento para que atingissem dureza média de 46 \pm 1 HRc. As dimensões dos corpos de prova seguiu a norma ABNT NBR ISO 6892-1(2013), e tem como principais dimensões 215 mm de comprimento e 20,25 mm de largura.

Os corpos de prova usados no torneamento possuíam diâmetro de 75 mm e um comprimento de 300 mm e foram confeccionados em aço ABNT 4340 temperado e revenido com uma dureza de 46 \pm 1 HRc. A TAB. 4.1 apresenta a composição química do aço utilizado, obtida por meio do laboratório de materiais da FIAT Automóveis SA.

TABELA 4.1

Composição química do aço ABNT 4340.

Elemento	C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	V	Cu
(% peso)	0,3	0,001	0,01	0,2	0,6	0,8	1,8	0,2	---	---	---

As ferramentas de corte (insertos intercambiáveis) foram montadas em um suporte ISCAR código ISO DSBNR2525M12. Foram utilizados insertos de metal duro ISCAR da classe ISO K10-20 com geometria ISO SNMA120408 sem quebra-cavaco. Embora esta classe seja indicada para o torneamento de ferro fundido, a escolha se deu pelo fato de ser mais fácil o recobrimento em superfícies planas que em curvas. Parte destes insertos foi encaminhada à empresa Oerlikon Balzers Brasil (Jundiaí, SP), onde receberam recobrimentos. Uma parte recebeu uma monocamada de AlCrN aplicada por PVD e outra recebeu uma monocamada de AlCrN nanoestruturado aplicado também por PVD, ambas com espessura de 3 μm . Outra parte destes insertos permaneceu sem recobrimento de modo a ser usada como controle dos experimentos.

TABELA 4.2

Características das ferramentas de corte usadas nos experimentos.

Denominação	Classe ISO	Geometria ISO	Recobrimento
A	K10-20	SNMA120408	-
B	K10-20	SNMA120408	PVD (AlCrN)
C	K10-20	SNMA120408	PVD (AlCrN nanoestruturado)

4.3 Métodos

Os testes foram separados em etapas de modo a facilitar o entendimento da metodologia adotada. Os ensaios de caracterização de ferramentas usando microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia de energia dispersiva, além da espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier foram feitos do Laboratório de Materiais Cerâmicos da UFMG. A microscopia eletrônica de varredura dos ensaios replicados e a microscopia de força atômica foram feitas no Centro de Microscopia da UFMG. Os ensaios de difração de raios X foram feitos no Laboratório de Raios X da UFMG. Os ensaios de microdureza e de tração foram feitos no Laboratório de Materiais da PUC Minas e os ensaios de usinagem foram feitos no Laboratório de Processos de Fabricação da PUC Minas.

4.3.1 Ensaio de microdureza

Ensaio de indentação dos recobrimentos foram realizados com um penetrador Vickers segundo a norma ASTM E384 (2010) e comparados com o teste de indentação do inserto sem recobrimento. Além de avaliar a dureza dos recobrimentos e do substrato, avaliou-se também a resistência do recobrimento à propagação de trincas e falhas de adesão.

4.3.2 Microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difratometria de raios X

Os insertos com vida de ferramenta mais longa foram previamente atacados com solução aquosa com 36% de ácido clorídrico (HCl) em volume por 12 horas de modo a retirar o metal aderido à ferramenta. Após isso, as ferramentas foram analisadas e fotografadas no microscópio eletrônico de varredura.

Alguns insertos recobertos foram cortados por eletroerosão em sua seção transversal, embutidos e retificados para avaliar a interface entre o substrato e o recobrimento. Devido à dureza da amostra, a técnica de eletroerosão foi usada para realizar o corte, uma vez que o uso de disco de diamante estava fraturando as amostras. As análises feitas utilizando MEV nestas amostras não apresentaram resultados satisfatórios, uma vez que não foi possível a visualização da interface mesmo utilizando a técnica de elétrons retroespalhados. A análise utilizando EDS demonstrou que toda a estrutura apresentavam grande quantidade de tungstênio, carbono e alumínio, o que leva a crer que os recobrimentos foram fundidos. Portanto esses resultados foram suprimidos, já que não houve nenhum ganho de informação com eles.

Os insertos novos foram analisados usando a técnica de difratometria de raios X de baixa angulação. Os parâmetros ajustados no equipamento foram: radiação de Cu K α com 40 kV, 30 Å e passe de 0,06°.

4.3.3 Espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR) e microscopia de força atômica (AFM)

A composição dos recobrimentos e sua variação com o substrato foram avaliadas utilizando espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR) com acessório de reflectância total de seleneto de zinco (ZnSe) e condições de medições de 128 varreduras com resolução de 4 cm^{-1} .

A qualidade da superfície dos insertos foram medidas e avaliadas utilizando microscopia de força atômica (AFM) com uma área de varredura de $10\text{ }\mu\text{m}$ por $10\text{ }\mu\text{m}$, gerando uma superfície tridimensional de análise.

4.3.4 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados com uma velocidade de deslocamento da garra de 2 mm/s . Esta velocidade foi selecionada na expectativa que eventos isolados gerados por fenômenos provenientes da excitação do aço pudessem ser detectados. Os ensaios foram monitorados utilizando o sensor de emissão acústica (EA) fixado com acoplamento magnético e meio condutor vaselina no comprimento útil do corpo de prova (FIG. 4.2). Os dados de EA foram adquiridos do início da deformação elástica até a ruptura dos corpos de prova em tempo contínuo.

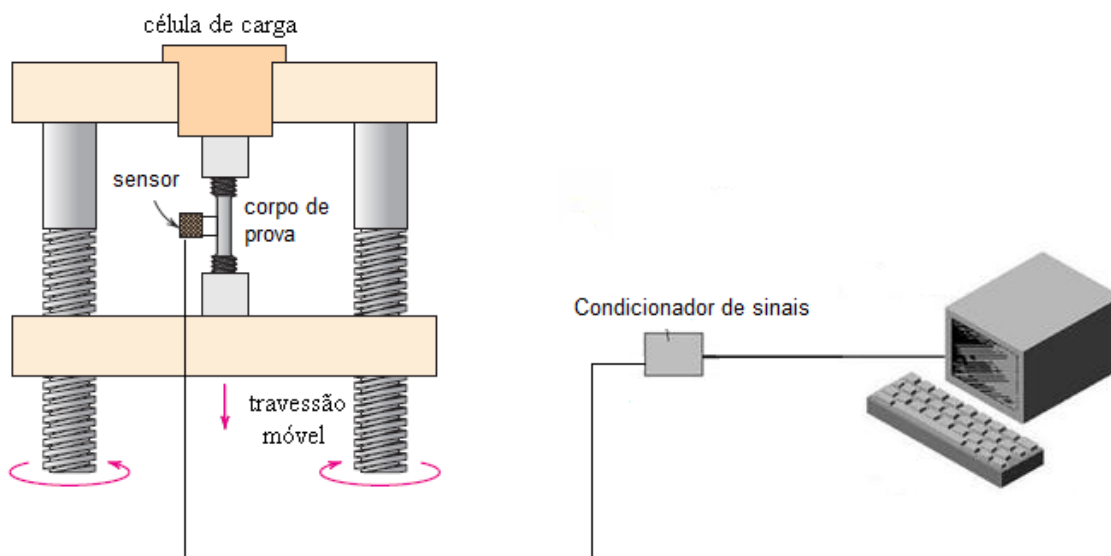


FIGURA 4.2 – Sistema de emissão acústica instalado na máquina de ensaio universal.

4.3.5 Ensaio de torneamento e análise de desgaste de ferramenta

Os testes de torneamento foram feitos usando as seguintes condições de corte: velocidade de corte (v_c) de 150 m/min, 200 m/min e 250 m/min; avanço (f) de 0,10 mm/rev, 0,15 mm/rev e 0,20 mm/rev; profundidade de usinagem (a_p) de 0,25 mm e 0,75 mm, todas em condição a seco e sem uso de quebra cavacos. Estes parâmetros foram selecionados por representar condições tipicamente empregadas para ferramentas de metal duro.

Assim como nos ensaios de tração, os testes de torneamento foram monitorados utilizando o equipamento de emissão acústica com o sensor fixado junto ao porta-inserto conforme ilustrado na FIG. 4.3.

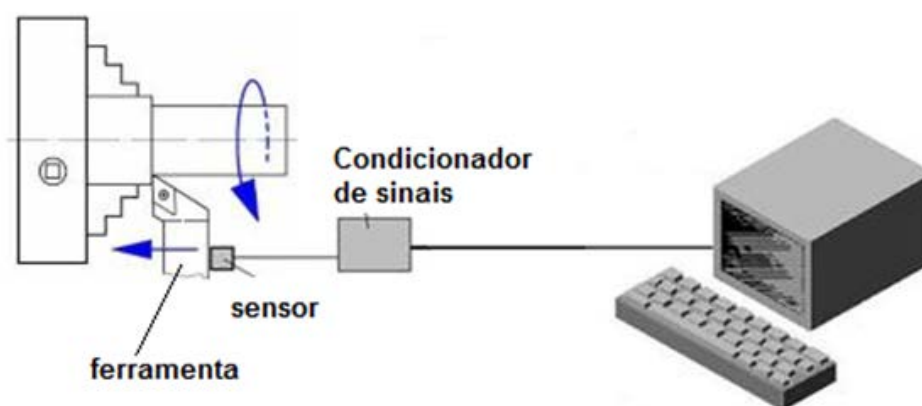


FIGURA 4.3 – Sistema de emissão acústica instalado no torno.

A usinagem foi feita utilizando os três tipos de insertos (recobertos com AlCrN, AlCrN nanoestruturado e sem recobrimento) e seguindo o planejamento de experimento fatorial completo. Cada teste foi feito em duas etapas, ou seja, com um comprimento de corte de 150 mm por vez, de modo a haver a retirada do cavaco que por ventura emaranhasse na peça ou na ferramenta onde os sinais foram adquiridos em dois instantes: o primeiro após a entrada da ferramenta na peça já com retirada de material da peça e o segundo após executar os primeiros 150 mm de comprimento de corte e haver a retirada do cavaco emaranhado e o restabelecimento do corte por completo. O desgaste da ferramenta foi medido a cada passe seguindo a norma ISO 3685 (1998) até o desgaste de flanco máximo das ferramentas atingisse 0,6 mm.

4.3.6 Processamento dos sinais de emissão acústica

Os sinais de emissão acústica foram coletados por meio do sensor piezelétrico através de um software de aquisição elaborado propriamente para este fim em plataforma Labview. A aquisição se deu com uma taxa de 400 kHz (devido à aquisição contínua que gera uma grande quantidade de dados) e aplicando um filtro passa alta do tipo Butterworth ativo de 10kHz. A aplicação desse filtro se deve ao fato de abaixo dessa frequência não há sinal gerado

por qualquer mecanismo excitador. Os sinais do ensaio de tração foram coletados de forma contínua em todo o período de deformação do corpo de prova e usados para determinar a faixa de frequência excitada pelo aço nos sinais de EA no torneamento.

Nos testes de torneamento, os sinais de EA foram coletados por 2 segundos por meio de um software elaborado para esse fim em plataforma Labview em duas etapas, uma no início do passe e outra no meio do passe com uma taxa de 1,2 MHz (limitação máxima da placa de aquisição de dados e do sensor R15i) e um filtro passa-alta do tipo Butterworth ativo de 10 kHz. Seguindo o teorema de Nyquist, a coleta empregada com esta taxa permite visualizar bem as frequências até 600 kHz.

Os sinais provenientes dos ensaios de torneamento passaram por um filtro corta faixa Butterworth ativo de 144 kHz a 156 kHz que é a faixa de excitação da deformação do aço ABNT 4340 temperado. Estes sinais foram então visualizados utilizando a técnica de transformada de Fourier de tempo curto (STFT) para a detecção de mecanismos de desgaste ocorridos na ferramenta (FIG. 4.4). A técnica de STFT demonstra a variação repentina do espectro dos sinais ao longo do tempo adquirido, sendo possível visualizar os mecanismos de desgaste provocados nas ferramentas e as possíveis avarias por meio da variação da frequência excitada nos sinais.

Na FIG. 4.4 é demonstrada toda a técnica efetuada no tratamento dos sinais de EA. Os mesmos sinais foram submetidos à técnica de modulação em amplitude com a aplicação de uma onda portadora na frequência de 200 kHz. Este sinal modulado foi elevado ao quadrado (B) e somado com o quadrado do sinal filtrado (A) e então extraída a raiz quadrada. Esta foi então submetida à análise de autocovariância para que se retirasse a contribuição dos sinais transientes e então analisados pela técnica de densidade da força espectral (PSD). A técnica de PSD demonstra o espectro de frequência médio dos sinais adquiridos, sendo possível determinar a real contribuição dos mecanismos no desgaste das ferramentas. Por fim, foi feita a média da PSD que é a área da curva do sinal PSD, que fornece a energia do sinal. Essa energia foi usada para quantificar o sinal de EA e avaliá-los com o desgaste de flanco máximo (VB_{MAX}).

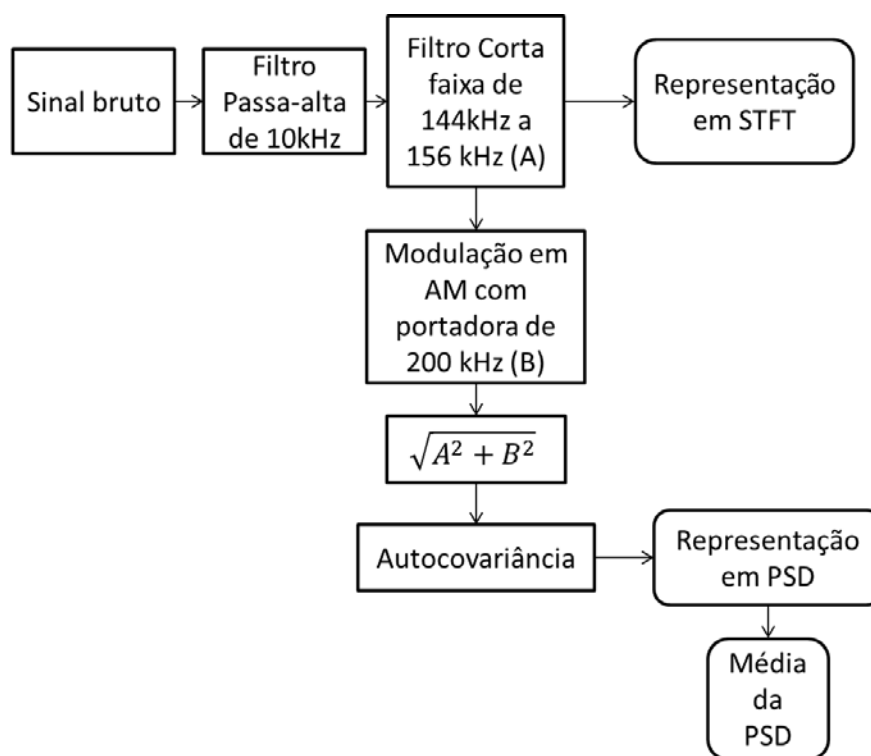


FIGURA 4.4 – Etapas de desenvolvimento dos sinais de emissão acústica.

4.3.7 Termografia

A temperatura do cavaco foi coletada filmando o torneamento a uma distância de 1 m da região de corte. Como não foi realizada a calibração da emissividade, esses dados serviram para avaliar, expresso de forma qualitativa, a influência da temperatura nos sinais de EA e também no desgaste da ferramenta.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados encontrados e os discute a partir da metodologia desenvolvida e explicada no capítulo anterior. Primeiro serão mostrados os resultados do ensaio de microdureza dos recobrimentos e caracterização das ferramentas. Após isso, são analisados os sinais de EA no ensaio de tração do aço ABNT 4340, finalizando com os sinais de EA encontrados nos testes de torneamento e estes são analisados utilizando as técnicas de STFT e PSD e esta última será confrontada com os resultados de desgaste. Além disso, serão analisados os desgastes das ferramentas utilizadas na usinagem.

5.1 Caracterização das ferramentas

As ferramentas usadas neste estudo foram caracterizadas através de análise de microdureza, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva (EDS – *Energy Dispersive Spectroscopy*), difração de raios X e espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR – *Fourier Transform Infrared Reflection*).

5.1.1 Microdureza

Apesar do uso do microdurômetro para a medição da dureza dos recobrimentos não ser o mais indicado por causa da sua fina espessura (3 μm) e a literatura recomendar que o recobrimento seja dez vezes mais espesso que a profundidade de penetração, o que exigiria um valor de carga bem baixo, o teste é válido para uma avaliação qualitativa e uma comparação com os resultados encontrados no mercado.

Os valores de dureza foram avaliados em três pontos distintos dos inserts, sempre na superfície de saída e aplicando uma carga de 0,1 HV por 20 segundos conforme exemplificado na FIG. 5.1. A FIG. 5.2 mostra a dureza média dos materiais avaliados. Nela pode-se ver que o recobrimento AlCrN nanoestruturado tem uma dureza média de 3202 HV, enquanto que o recobrimento AlCrN apresenta uma dureza de 3123 HV e o substrato de metal duro (WC + Co) possui 1587 HV, o que é compatível com o registrado por Klocke (2011) e Oerlikon (2012). Além disso, há uma pequena dispersão dos resultados.

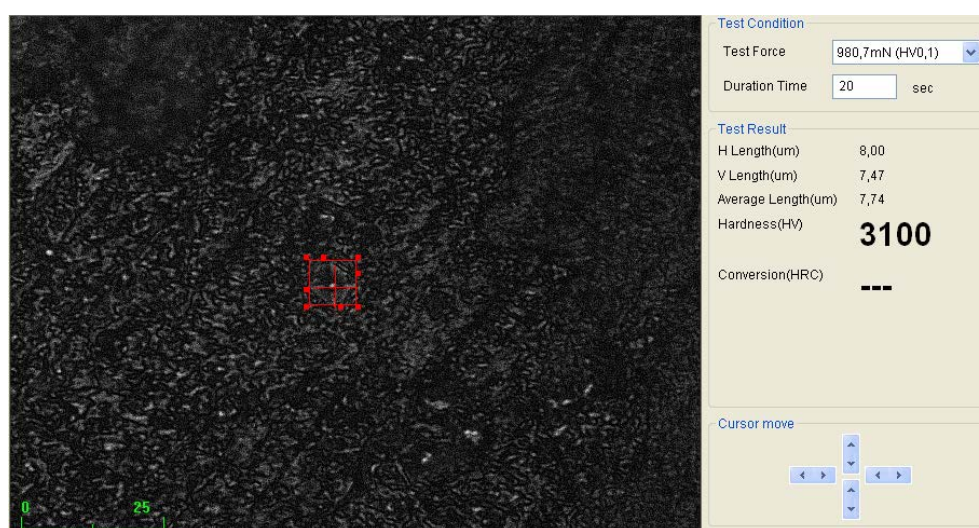


FIGURA 5.1 – Ensaio de microdureza demonstrando a área de indentação no recobrimento.

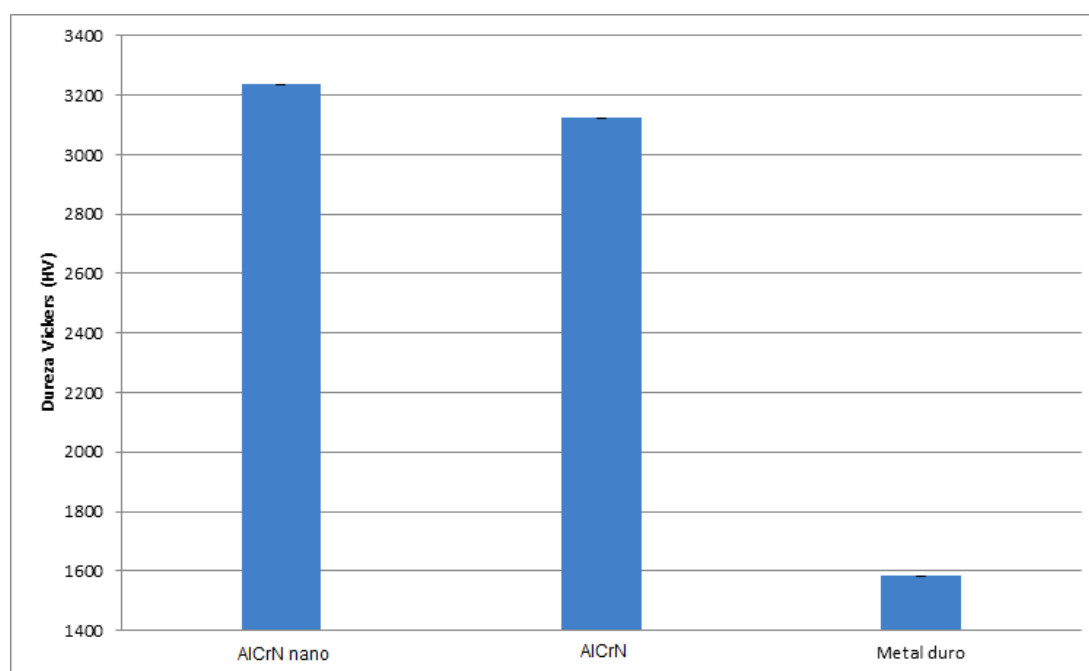


FIGURA 5.2 – Microdureza dos inserts e seus recobrimentos.

Além de avaliar a dureza dos recobrimentos e do substrato, os ensaios de microdureza foram usados para estimar a adesão do recobrimento ao substrato por meio da variação da carga.

Observada ao microscópio óptico, a indentação feita no inserto recoberto com AlCrN com uma carga de 19,61 N aplicada por 20 segundos (FIG. 5.3) apresenta destacamento do recobrimento na periferia da indentação (círculo em amarelo). Na FIG. 5.4 há a indicação do aparecimento de grande quantidade de tungstênio e elementos residuais de alumínio, cromo, nitrogênio, carbono, cobalto e oxigênio por meio do EDS feita na mesma região da indentação, denotando o desprendimento do recobrimento.

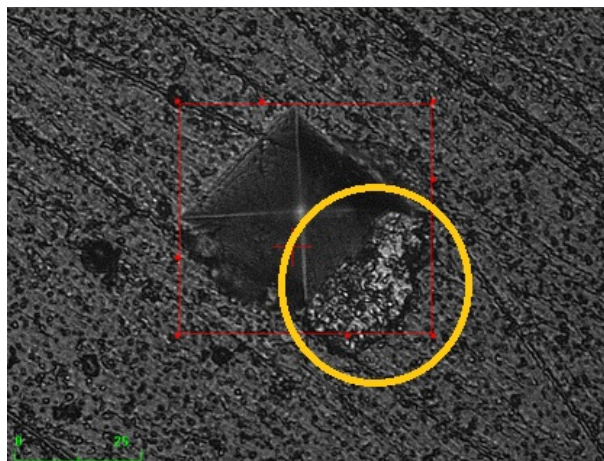


FIGURA 5.3 – Imagem em microscopia ótica da região de decação do recobrimento AlCrN no ensaio de microdureza com uma carga de 19,61 N por 20 segundos.

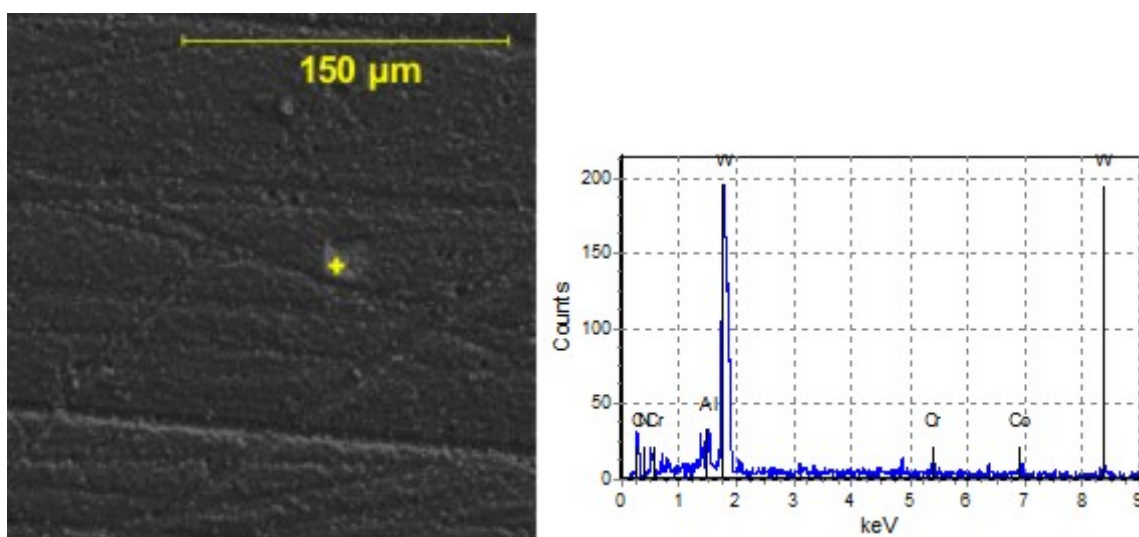


FIGURA 5.4 – Imagem em MEV e EDS da região de destacamento do recobrimento AlCrN no ensaio de microdureza com uma carga de 19,61 N por 20 segundos.

O mesmo procedimento foi aplicado à ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.5). Nota-se que não há destacamento do recobrimento. Sobretudo, foi analisada a mesma indentação no MEV por meio do recurso de EDS (espectroscopia de energia dispersiva) de modo a comprovar tal fato. O gráfico de EDS da FIG. 5.6 indica somente a presença dos elementos do recobrimento AlCrN, ou seja, alumínio, cromo e nitrogênio.

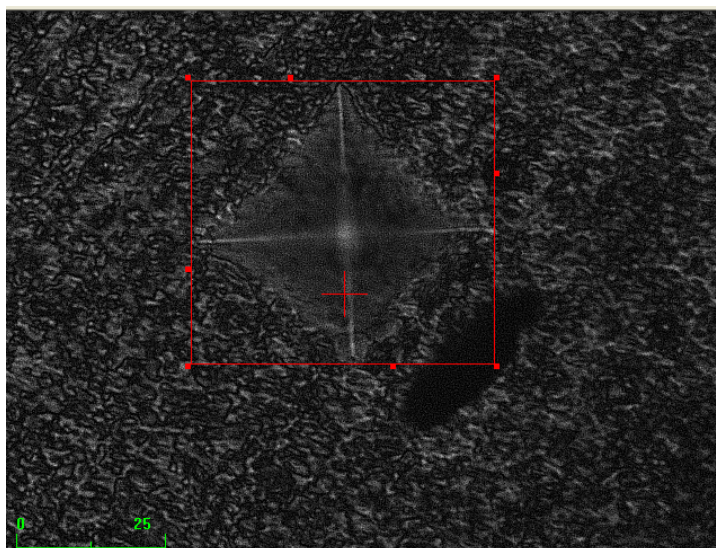


FIGURA 5.5 – Imagem em microscopia ótica da região de dactapção do recobrimento AlCrN nanoestruturado no ensaio de microdureza com uma carga de 19,61 N por 20 segundos.

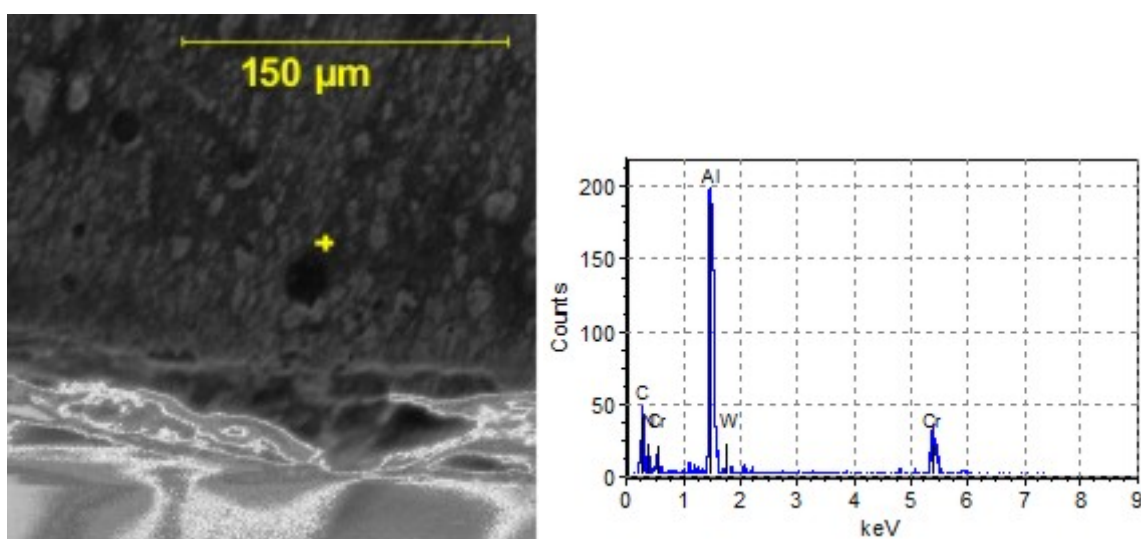


FIGURA 5.6 – Imagem em MEV e EDS da região de dactapção do recobrimento AlCrN nanoestruturado no ensaio de microdureza com uma carga de 19,61 N por 20 segundos.

5.1.2 Microscopia de força atômica

Foram feitas três análises em regiões distintas das ferramentas de modo a avaliar a característica da superfície de cada ferramenta conforme demonstra a TAB. 5.1. A superfície da ferramenta sem recobrimento foi a que obteve melhor acabamento superficial, apresentando um desvio aritmético médio do perfil avaliado (R_a) de 0,036 μm e um desvio médio quadrático do perfil avaliado (R_q) de 0,048 μm . Todos os substratos foram retificados e, após a deposição dos filmes do recobrimento as ferramentas não passaram por nova retífica, até porque a espessura do filme não permitia isso. O fato da superfície da ferramenta sem recobrimento ser a que apresenta melhor qualidade superficial advém dela ser a única superfície que se manteve retificada.

TABELA 5.1

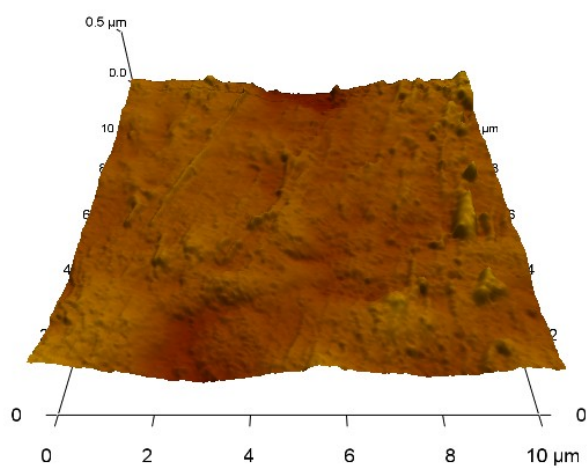
Medidas de qualidade superficial das ferramentas de corte.

	Sem recobrimento		AlCrN		AlCrN nanoestruturado	
	R_a (μm)	R_q (μm)	R_a (μm)	R_q (μm)	R_a (μm)	R_q (μm)
1ª medida	0,032	0,042	0,057	0,062	0,043	0,078
2ª medida	0,034	0,044	0,055	0,06	0,044	0,086
3ª medida	0,042	0,058	0,062	0,064	0,042	0,08
Média	0,036	0,048	0,058	0,061	0,043	0,081

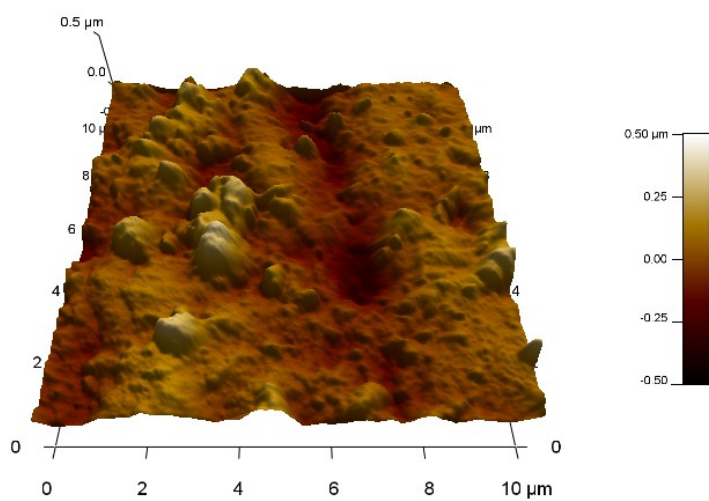
Nas ferramentas recobertas, a menor rugosidade foi encontrada na superfície da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado. A superfície da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado apresentou um desvio aritmético médio do perfil avaliado (R_a) de 0,043 μm frente à 0,058 μm da ferramenta recoberta com AlCrN. A ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado também obteve melhor resultado em desvio médio quadrático do perfil avaliado (R_q) onde atingiu 0,061 μm enquanto a superfície da ferramenta recoberta com AlCrN apresentou 0,081 μm .

As projeções das superfícies avaliadas pelo AFM demonstram que a superfície da ferramenta sem recobrimento (FIG. 5.7a) é mais homogênea, sem grandes picos e vales profundos, graças a retificação efetuada nela. A ferramenta recoberta com AlCrN (FIG. 5.7b) já apresenta uma superfície com maior quantidade de picos protuberantes se comparada com a superfície da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.7c). A menor

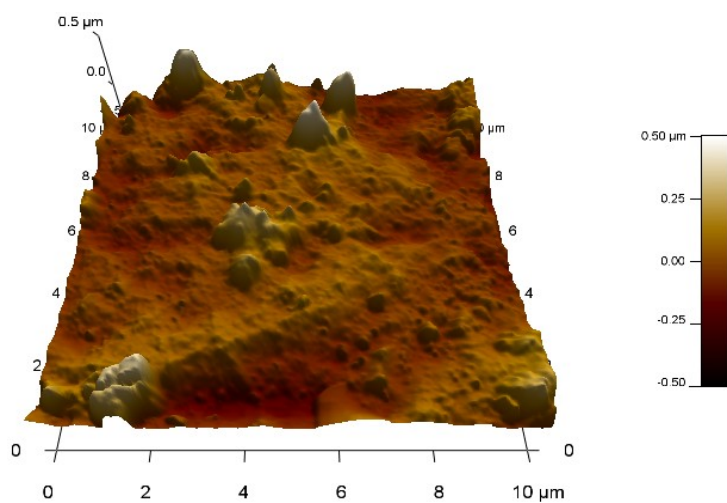
quantidade de picos inerentes na superfície da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado leva a crer que a estrutura do recobrimento auxiliou no melhor acabamento superficial da ferramenta. O recobrimento nanoestruturado controla melhor a partícula e gera uma superfície recoberta mais uniforme conforme pode ser visto.



a) Ferramenta sem revestimento



b) Ferramenta recoberta com AlCrN



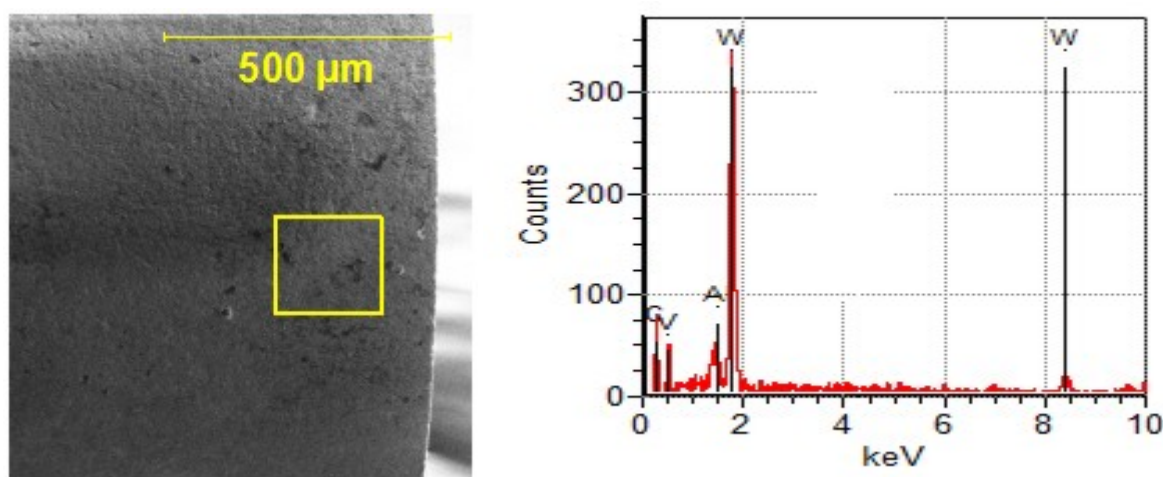
c) Ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado

FIGURA 5.7 – Superfícies projetadas em AFM das ferramentas de metal duro.

5.1.3 Microscopia eletrônica de varredura com EDS

Os recobrimentos e os substratos das ferramentas novas foram analisados com o recurso de EDS da microscopia eletrônica de varredura para verificar a composição das superfícies dos recobrimentos em comparação com a superfície do substrato de metal duro.

A FIG. 5.8a ilustra a micrografia do substrato de metal duro sem recobrimento na superfície de folga juntamente com a análise EDS (FIG. 5.8b) da região em destaque. Nesta é possível notar a presença de tungstênio (W), carbono (C) e vanádio (V), conforme esperado.

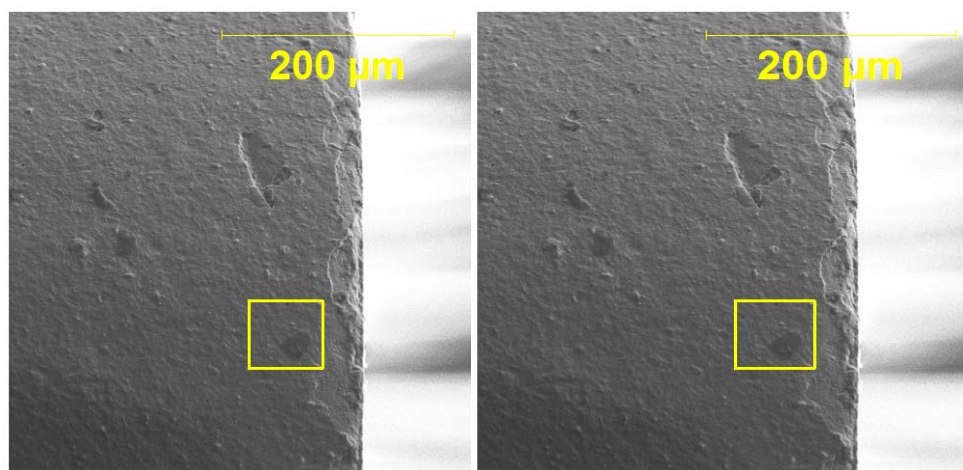


a) Micrografia da ferramenta com detalhe da região de análise de EDS.

b) Composição química da superfície analisada por EDS.

FIGURA 5.8 – Micrografia e composição química da ferramenta de metal duro sem recobrimento.

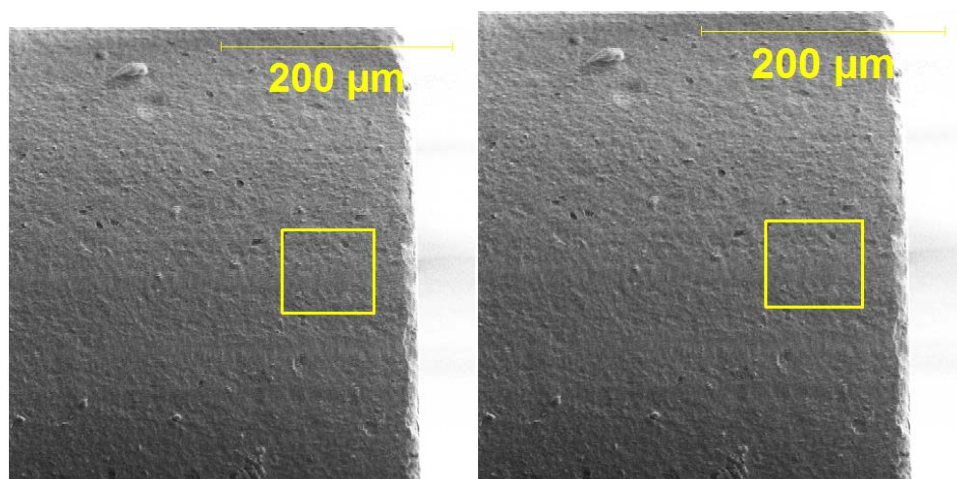
Na FIG. 5.9a é mostrada a micrografia da superfície de folga da ferramenta de metal duro recoberta com AlCrN. É possível observar que a cunha cortante tem falhas de adesão de recobrimento indicando uma aresta de corte com aspecto lascado. A análise EDS (FIG. 5.9b) apresenta a composição característica do filme com maior quantidade do elemento alumínio (Al), seguido do cromo (Cr) que está presente em três fases devido à energia diferente no espectro, além da presença de nitrogênio (N) e oxigênio (O) que provavelmente surgiu pela oxidação da superfície do recobrimento em contato com a atmosfera. Nota-se pelo EDS que não há a presença de elementos do substrato na região avaliada.



- a) Micrografia da ferramenta com detalhe da região de análise de EDS.
- b) Composição química da superfície analisada por EDS.

FIGURA 5.9 – Micrografia e composição química da ferramenta recoberta com AlCrN.

Na FIG. 5.10a é apresentada a micrografia da superfície de folga da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado. Nota-se visualmente que a cunha tem melhor preenchimento e adesão, além de um acabamento mais homogêneo que o recobrimento AlCrN (FIG. 5.9a). A análise EDS (FIG. 5.10b) demonstra os mesmos elementos presentes no recobrimento AlCrN (FIG. 5.10b) inclusive com praticamente a mesma quantidade, o que denota que o recobrimento nanoestruturado auxilia no acabamento da superfície da ferramenta.



- a) Micrografia da ferramenta com detalhe da região de análise de EDS.
- b) Composição química da superfície analisada por EDS.

FIGURA 5.10 – Micrografia e composição química da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado.

Ao impor uma maior magnitude de aproximação nas amostras (ampliação de 3500 vezes) podem-se perceber os grãos de WC + Co (FIG. 5.11a) e uma interface entre as superfícies relativamente boa na ferramenta sem recobrimento. Na ferramenta recoberta com AlCrN (FIG. 5.11b), a interface apresentou uma superfície mais grosseira e com maior rugosidade se comparada com a ferramenta sem recobrimento. Já a ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.11c) apresentou uma interface mais suave, comparada com a ferramenta recoberta com AlCrN (FIG. 5.11b). Além disso, as imagens de MEV corroboram com os dados encontrados e analisados na seção anterior de AFM e demonstram um melhor acabamento superficial na ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado em relação à ferramenta recoberta com AlCrN. A ferramenta sem recobrimento apresentou visualmente uma superfície mais lisa nas imagens em MEV assim como a rugosidade e a topografia conseguida no AFM graças a retificação que sofreu na etapa final de fabricação.

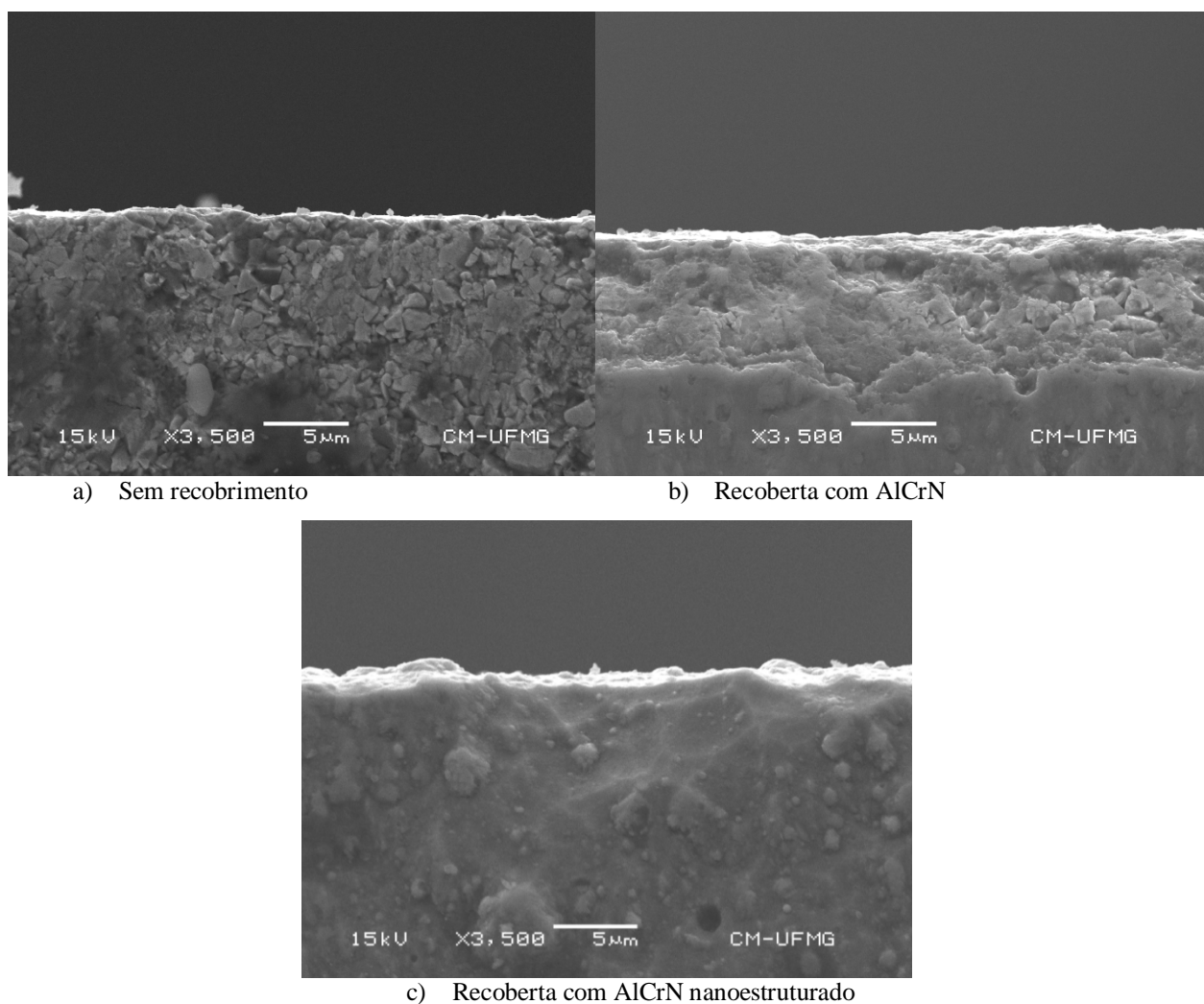
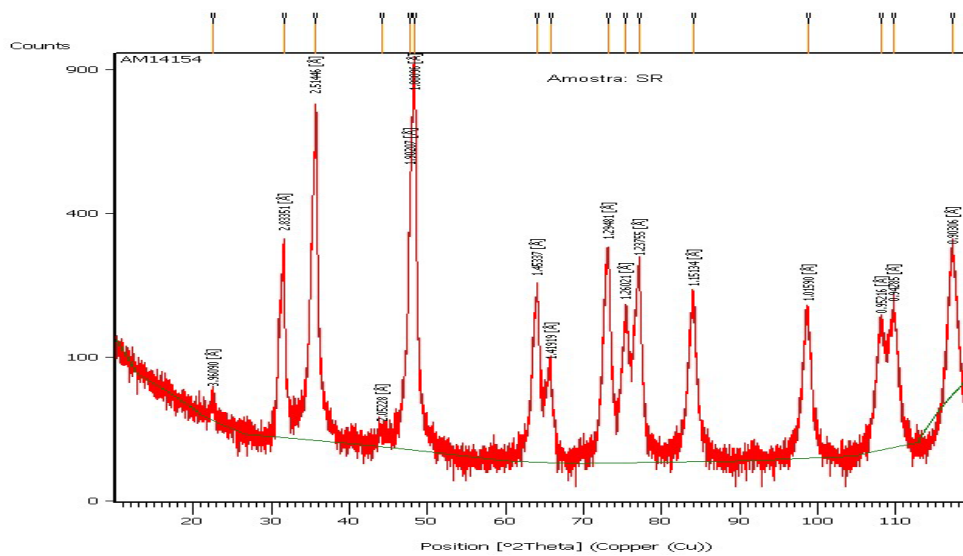


FIGURA 5.11 – Micrografias da interface entre a superfície de saída e a de folga das ferramentas.

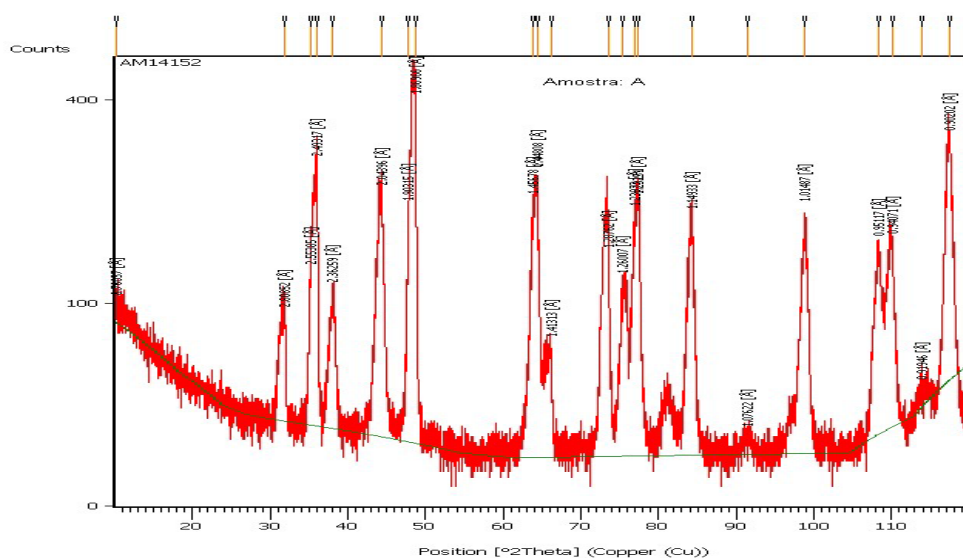
5.1.4 Difração de raios X

As ferramentas de corte foram analisadas por difração de raios X usando a técnica de baixa angulação de modo a caracterizar os recobrimentos principalmente no que tange à nanoestrutura. As ferramentas recobertas foram comparadas com a ferramenta sem recobrimento sendo que essas excitaram posições distintas das do substrato que aliás, continuam presentes nos sinais das ferramentas recobertas (FIGS. 5.12a, 5.12b e 5.12c).

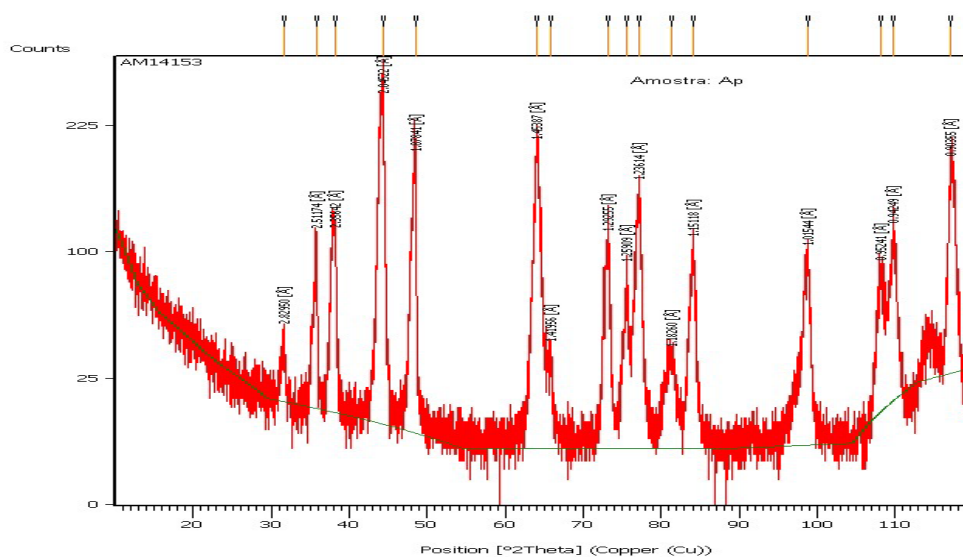
As ferramentas recobertas apresentaram praticamente os mesmos picos (FIGS. 5.12b e 5.12c) não sendo possível identificar variações entre os recobrimentos. Certamente a espessura do recobrimento (3 μm) foi determinante para que isso ocorresse e não houvesse variação entre ambos. A única diferença entre os recobrimentos está na amplitude dos picos, que pode ser considerado uma variação amostral e não uma diferença entre os dois tipos de recobrimento.



a) Substrato de metal duro



b) Recobrimento AlCrN



c) Recobrimento AlCrN nanoestruturado

FIGURA 5.12 – Sinais de difração de raios X das ferramentas de corte.

5.1.5 Espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier

A análise utilizando a técnica de FTIR é usada para distinguir materiais por meio da resposta do material a uma radiação no espectro infravermelho. A resposta se dá pela radiação que atravessa a amostra e pela determinação da radiação incidente absorvida a uma determinada energia. A energia de cada pico num espectro de absorção corresponde à frequência de vibração de parte da amostra. Picos bem caracterizados correspondem aos compostos presentes na amostra e assim consegue-se determinar bem a estrutura do recobrimento.

Analisando os sinais produzidos (FIG. 5.13) verifica-se que não há qualquer diferença significativa entre as três ferramentas. Além disso, pode-se notar que os três gráficos não há nenhum pico que tenha uma transmitância significativa, o que invalida a técnica para a detecção da composição dos recobrimentos. A pequena espessura de recobrimento ($3\mu\text{m}$) e a alta estabilidade do metal duro que não responde bem à excitação por infravermelho são as causas deste resultado (NIKOLIĆ, 2011 e LATTEMANN et al., 2003).

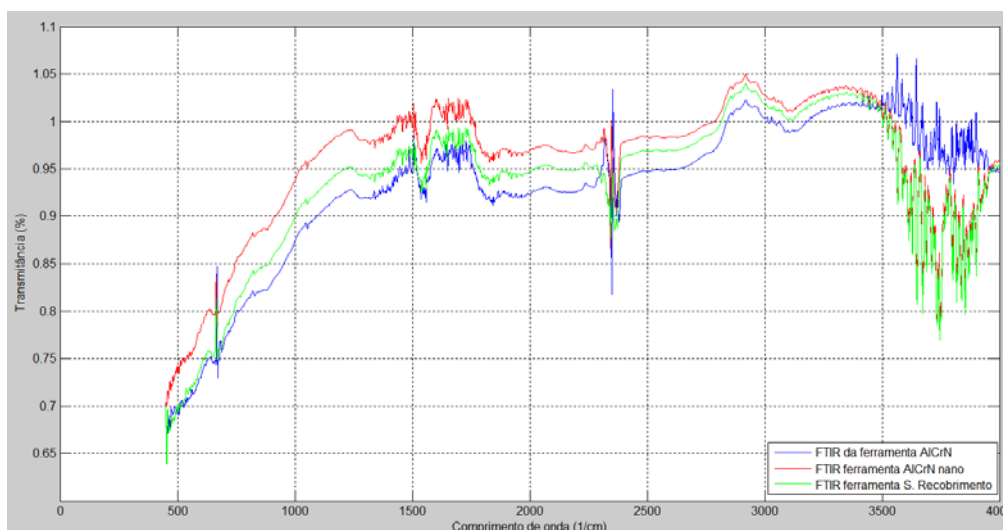


FIGURA 5.13 – Sinais de espectroscopia no infravermelho FTIR das ferramentas de corte.

Os resultados das análises das ferramentas demonstram que a microdureza do recobrimento AlCrN nanoestruturado (3202 HV1) é ligeiramente maior que a microdureza do recobrimento AlCrN (3123 HV1). A fina camada de recobrimento ($3\mu\text{m}$) dificultou a análise utilizando a técnica de FTIR, uma vez que a técnica não conseguiu detectar características em finas camadas e também em substratos metálicos como é o caso do metal duro. A técnica de

difração de raios X acusa enorme semelhança entre os dois recobrimentos, assim como a técnica de EDS. A análise das micrografias do MEV demonstra que a superfície da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado apresenta melhor acabamento visual, além de menor lascamento da cunha em relação à ferramenta de AlCrN.

5.2 Sinais de emissão acústica no ensaio de tração

Os sinais de emissão acústica (EA) foram monitorados durante toda a execução do ensaio, podendo assim ser comparados com a curva tensão-deformação e extrair do sinal de EA no domínio do tempo as fases de deformação presentes no material. No espectro de frequência correspondente à fase elástica do aço ABNT 4340 (FIG. 5.14) nota-se que o maior pico está na frequência de 150 kHz, seguido dos picos nas frequências de 160 kHz e 170 kHz.

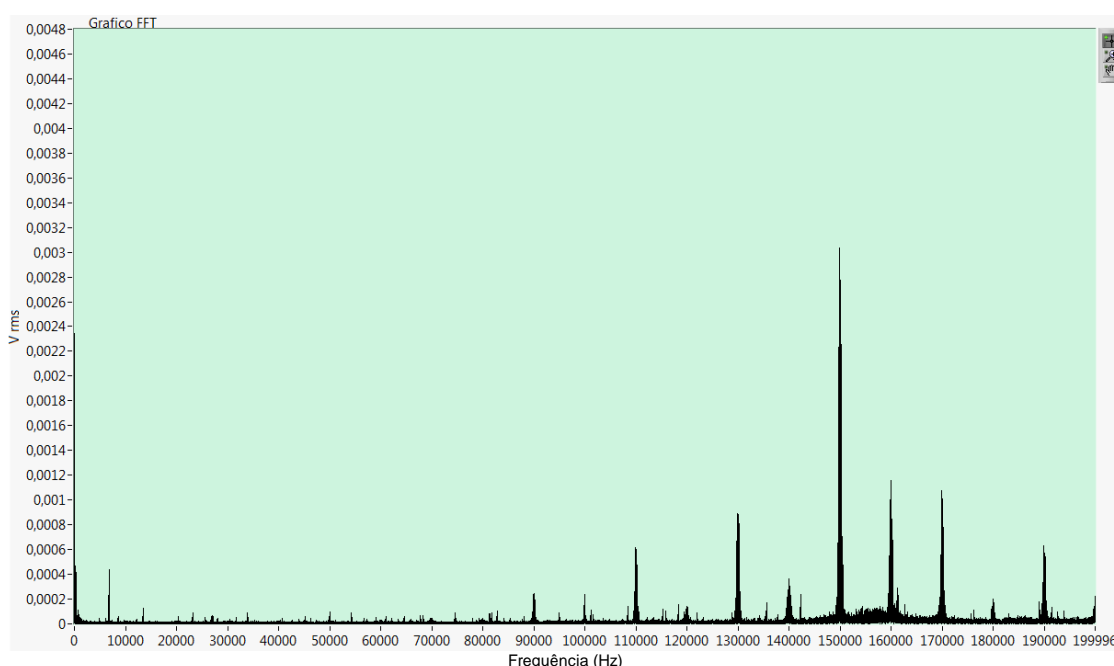


FIGURA 5.14 – Sinal de EA decorrente da deformação elástica do aço ABNT 4340.

O espectro de frequência da deformação plástica do aço ABNT 4340 (FIG. 5.15) excitaram as mesmas frequências da deformação elástica, apenas diminuindo sua amplitude. De acordo com Physical Acoustics (1985), a banda de frequência de excitação do aço na fase

elástica varia de 40 kHz a 200 kHz, enquanto que a fase plástica excita uma banda de 350 kHz a 450 kHz. O fato das amplitudes terem diminuído e não cessado se deve a presença de região de deformação elástica no corpo de prova.

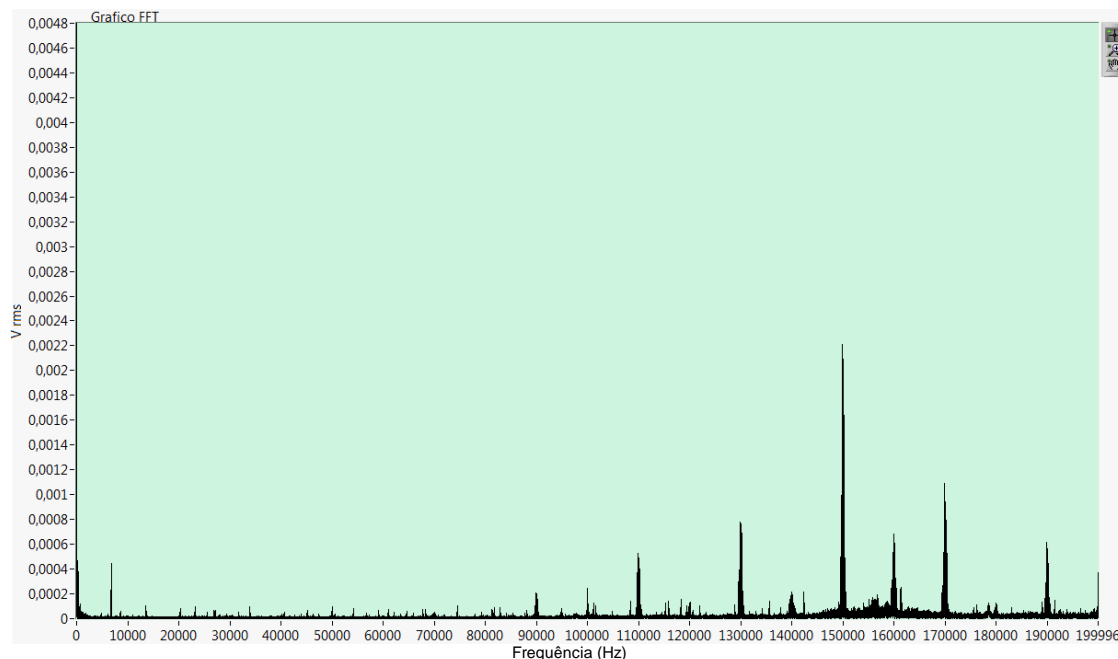


FIGURA 5.15 – Sinal de EA decorrente da deformação plástica do aço ABNT 4340.

O espectro de frequência da fratura do aço ABNT 4340 (FIG. 5.16) acusa uma faixa de frequência de 90 kHz a 110 kHz e outra de 144 kHz a 156 kHz. A faixa de 90 kHz a 110 kHz foi excitada em testes preliminares de usinagem de outros materiais, o que denota que sua eliminação poderia comprometer a avaliação de mecanismos de desgaste e mudanças de fase, enquanto que a faixa de 140 kHz a 155 kHz foi utilizada como filtro corta faixa para a análise dos dados de EA nos testes de torneamento.

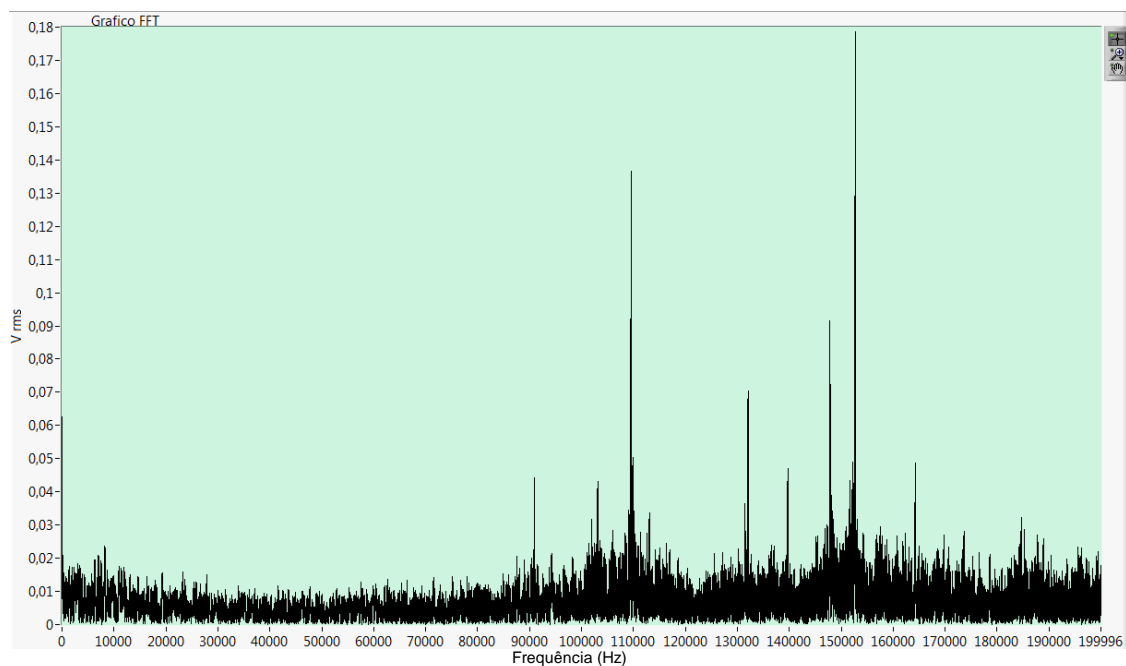


FIGURA 5.16 – Sinal de EA decorrente da fratura do aço ABNT 4340.

5.3 Sinais de emissão acústica no torneamento do aço ABNT 4340 endurecido

Os sinais de emissão acústica do torneamento foram analisados primeiramente usando a técnica de transformada de Fourier de tempo curto (STFT). A técnica de STFT foi utilizada para demonstrar a variação das frequências excitadas no período de tempo coletado. Também foi aplicada a técnica de modulação em amplitude com uma frequência portadora de 200 kHz no sinal e o quadrado deste sinal foi somado ao sinal bruto e calculado a raiz do somatório do sinal modulado e sinal bruto. Em seguida foi aplicada a autocovariância para atenuação dos ruídos e contribuição das parcelas representativas do sinal que foram representadas pela técnica de PSD (FIG. 4.4). Por último foi feita a análise da área de PSD para avaliar o comportamento do sinal de EA durante a evolução do desgaste da ferramenta submetido a diferentes parâmetros de corte.

5.3.1 Sinais de emissão acústica analisados pela técnica STFT

A técnica de transformada de Fourier de tempo curto (STFT) é capaz de identificar a variação de mecanismos excitadores, uma vez que ela mostra o sinal nos dois domínios (tempo e frequência). Esta análise é interessante para se visualizar se há variação de frequência com o decorrer do tempo de coleta, uma vez que o sinal de emissão acústica é altamente dinâmico e sensível aos mecanismos excitadores.

Pela revisão bibliográfica sabe-se que vários mecanismos excitam frequências distintas no espectro do sinal de EA. Por se tratar de um processo dinâmico, na usinagem, a ferramenta sofre desgaste e a formação do cavaco varia a forma e até a fase do material fazendo com que haja uma variação do espectro de EA. Na TAB. 5.1 são resumidos os principais mecanismos e suas respectivas frequências excitadas no sinal de EA, onde foi tomada como base para a análise das STFT.

TABELA 5.2

Principais fenômenos excitadores de sinais de EA e suas frequências.

Fenômeno	Faixa de frequência de EA (kHz)
Usinagem ⁽¹⁾	70 a 115
Camada branca ⁽²⁾	> 60
Transformação de fase isotérmica ⁽³⁾	250 a 350
Desgaste adesivo brando ⁽⁴⁾	0 a 120
*Aderência e arrastamento ⁽⁵⁾	25 a 110
Movimento de deslocação ⁽⁶⁾	10 a 220
*Interação de partículas ⁽⁷⁾	120 a 350
Desgaste abrasivo ⁽⁸⁾	200 a 1000
Propagação de trincas ⁽⁹⁾	350 a 550
Transformação de fase ⁽¹⁰⁾	350 a 550
Acomodação de vazios ⁽¹¹⁾	220 a 380
Aniquilação de deslocação ⁽¹²⁾	100
Deslocação de Frank-Read ⁽¹²⁾	1000
Deformação plástica ⁽¹²⁾	50
Deformação plástica ⁽¹³⁾	150 a 500
Deformação elástica ⁽⁶⁾	25 a 250
Ruído térmico ⁽¹²⁾	10 a 100

⁽¹⁾ Marinescu e Axinte (2008)⁽²⁾ Guo e Ammala (2005)⁽³⁾ Mostafapour et al. (2004)⁽⁴⁾ Wada et al. (1989)⁽⁵⁾ Ferrer et al. (2010)⁽⁶⁾ Wada et al. (1990)⁽⁷⁾ Chung et al. (2004)⁽⁸⁾ Hase et al. (2006) e Wada et al. (1990)⁽⁹⁾ Ramadan et al. (2008) e Baranov (2009)⁽¹⁰⁾ Mostafapour et al. (2014)⁽¹¹⁾ Sasada et al. (1976)⁽¹²⁾ Baranov (2009)⁽¹³⁾ Baranov (2009) e Wada (1989)

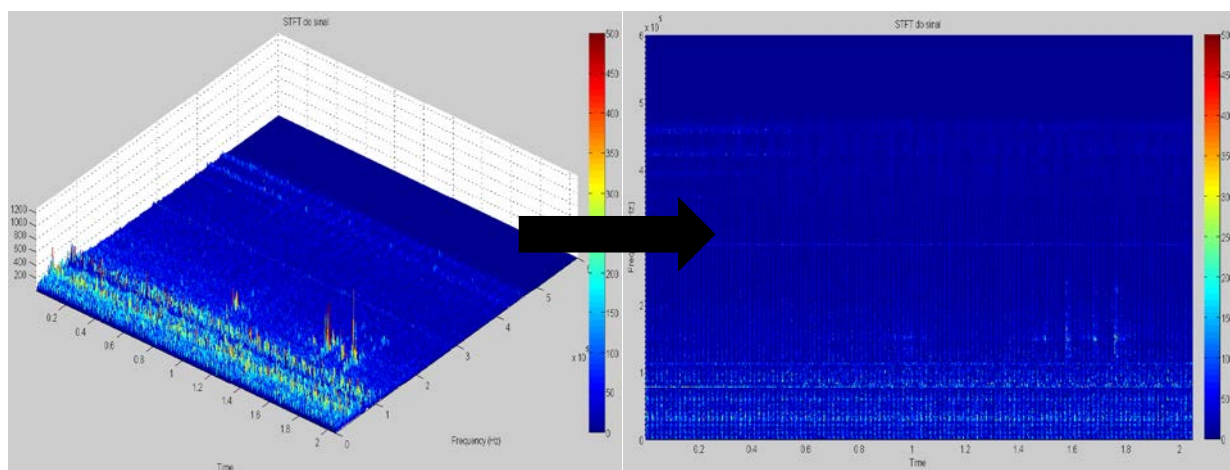
Os efeitos marcados com asterisco não foram tratados na revisão bibliográfica e constituem mecanismos que iniciam o processo de desgaste. Ferrer et al. (2010) estudaram os efeitos da aderência e arrastamento entre duas superfícies metálicas e analisaram os sinais de emissão acústica produzido por esse fenômeno. No trabalho, os autores alteraram a força de

compressão, a velocidade de deslocamento relativo entre os corpos e a geometria da superfície de contato. Os sinais de EA produzidos por este fenômeno excitaram uma faixa de frequência de 25 kHz a 110 kHz com pico de 105 kHz.

A interação de partículas constitui desde a formação de óxidos na superfície até a deposição e incrustações de partículas diversas produzidas pelo desgaste na superfície avaliada. Chung et al. (2004) estudaram a interação de partícula em discos rígidos quando submetidos a mecanismos de injeção de SiC e poliestireno e seu posterior desgaste na superfície. Para tanto eles usaram um sistema de injeção de partículas no qual o disco rígido girava e mantinha contato com um mecanismo responsável por espalhar as partículas de SiC e poliestireno (com diâmetro de 0,9 μm) na superfície do mesmo. Os sinais desse contato de interação entre as partículas dura (SiC) e macia (poliestireno) e sua deposição na superfície foram analisadas e excitaram uma frequência de 200 kHz a 350 kHz.

A análise desta seção se restringe apenas a dois parâmetros devido ao intuito de demonstrar as variações das frequências excitadas durante o tempo de aquisição. Cada STFT demonstra muita informação e a análise de todos os parâmetros se tornaria maçante e não trariam mais informações que os dois parâmetros selecionados, que foram os que mais tiveram eventos durante o período adquirido.

A STFT é um gráfico tridimensional onde há a representação tempo-espectral do sinal adquirido. Na FIG. 5.17a é ilustrada a visualização tridimensional da STFT, com os picos de frequência excitados, e conforme há o aumento da amplitude mais quente (avermelhada) é o pico. Na FIG. 5.17b, o mesmo sinal é representado, só que bidimensional e a palheta de cor representa a energia da amplitude.



a) STFT visualizando os três eixos.

b) STFT visualizando os dois eixos.

FIGURA 5.17 – Representação de um sinal de EA por meio de STFT.

Analisando as STFTs dos sinais de EA decorrentes do torneamento usando como parâmetros velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm é possível observar que os sinais da ferramenta sem recobrimento (FIGS. 5.18a e 5.18b), e os sinais da ferramenta recoberta com AlCrN (FIGS. 5.18c e 5.18d) são excitados praticamente nas mesmas faixas de frequências (86,72 kHz a 105,50 kHz e de 426,6 kHz a 478,10 kHz) no começo da vida da ferramenta. Isso se repete para diversos parâmetros de corte explorados no trabalho, o que sugere falhas de adesão do recobrimento que influenciam os sinais de EA da ferramenta recoberta com AlCrN, gerando sinais característicos da ferramenta sem recobrimento.

Considerando a aresta de corte como um de corpo de prova imposto a uma condição de riscamento, pode-se dizer que ao se imprimir um movimento relativo, o material sofrerá uma série de fenômenos. As deformações elástica e plástica, acompanhadas pela fratura excitam diversas frequências distintas (SVIRIDENOK et al., 1982). Esta ocorrência, aliada à diminuição da dureza do metal duro sob alta temperatura, faz com que haja a variação instantânea das frequências excitadas visualizadas principalmente nas ferramentas de metal duro sem recobrimento e com AlCrN uma vez que a variação da interface ferramenta-peça gerada pela alteração da dureza do metal duro faz com que haja variação dos mecanismos de desgaste e dos sinais de EA.

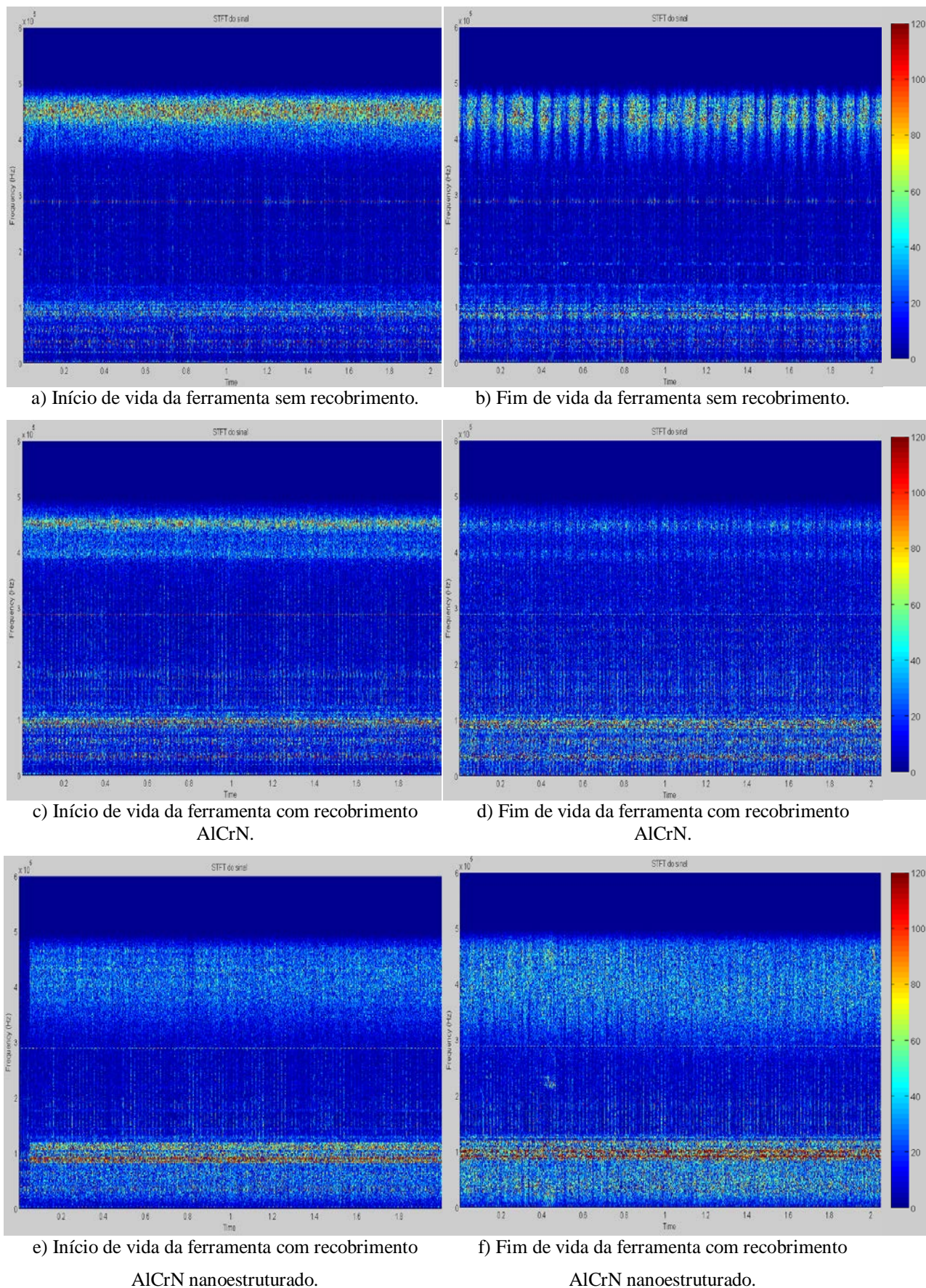


FIGURA 5.18 – STFTs dos sinais de EA durante o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 150m/min, avanço de 0,10mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25mm.

Os sinais da ferramenta recoberta com AlCrN (FIGS. 5.18c e 5.18d) excitou uma ampla faixa de frequência que vai de 2,34 kHz a 119,50 kHz, com excitação esparsas em todo o espectro de frequência. A faixa até 120 kHz é excitada pelo desgaste adesivo (WADA et al., 1989) movimento de deslocamentos e aderência e arrastamento. Na micrografia em MEV (FIG. 5.21b) pode-se notar que a ferramenta tem grande quantidade de material da peça aderido, tanto na superfície de folga quanto na superfície de saída. Isso corrobora com a constatação dos sinais na faixa de frequência do desgaste adesivo.

O sinal da ferramenta recoberta com AlCrN em fim de vida (FIG. 5.18d) indica forte influência de desgaste abrasivo e propagação de trincas (faixa de frequência de 420 kHz a 470 kHz) que são visualizados na micrografia em MEV da ferramenta (FIG. 5.19) através da formação do desgaste da superfície de folga. Além disso, no sinal há a influência do desgaste adesivo e aderência e arrastamento, havendo uma queda de energia do sinal em relação ao início de corte, sendo isso influenciado pelo aumento da temperatura que atenua os sinais.

Os sinais da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado (FIGS. 5.18e e 5.18f) foram praticamente os mesmos no início e no fim de vida da ferramenta. Os sinais são fortemente influenciados pelo desgaste adesivo e arrastamento (faixa de 15 kHz a 115 kHz) e pelo desgaste abrasivo e propagação de trincas (350 kHz a 450 kHz). O sinal da ferramenta nanoestruturada em fim de vida (FIG. 5.18f) teve uma atenuação, assim como os sinais das outras ferramentas, devido ao maior contato ferramenta-peça que gerou maior temperatura e assim atenuou os sinais de EA das ferramentas em fim de vida, o que também aumenta a adesão de material da peça na ferramenta, o que é demonstrado na FIG. 5.21c.

A frequência de maior excitação é a de 32,81 kHz, presente em praticamente todos os sinais adquiridos, o que caracteriza um mecanismo de desgaste do substrato, provavelmente a adesão entre as duas superfícies (ferramenta-peça). Nos sinais de fim de vida das três ferramentas (FIGS. 5.18b, 5.18d e 5.18f), algumas faixas de excitação se tornam oscilante como a de 280 kHz a 488,30 kHz visualizadas na ferramenta sem recobrimento em fim de vida, onde aparece excitada no período de 0,21 s a 0,27 s e de 0,38 s a 0,44 s, conforme pode ser notada na FIG. 5.18b. A frequência de 288,30 kHz aparece em praticamente todos os sinais, com menor intensidade que a frequência de 32,81 kHz, principalmente nas ferramentas com recobrimento AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.18e e 5.18f).

Os sinais de EA da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado apresentam, na maioria dos casos, a excitação mais homogênea em todo o espectro de frequência analisado

(20 kHz a 500 kHz). A faixa de frequência de 370,30 kHz a 478,10 kHz permanece presente e praticamente invariável em todo o período de aquisição (FIG. 5.18e). A faixa de 79,69 kHz a 112,50 kHz representada por picos bem característicos (84,38 kHz, 93,30 kHz e 103,50 kHz) no início da vida da ferramenta recoberta por AlCrN nanoestruturado se distorce, excitando outras frequências (89,03 kHz, 91,41 kHz e 105,50 kHz) além das características do início. Fazendo uma analogia ao comportamento de sinais vibracionais, pode-se dizer que a excitação de frequências adjacentes é resultado de uma perturbação do sistema excitado (aqui caracterizado pelo desgaste de ferramenta e o aumento do contato ferramenta-peça), que faz com que o sinal se disperse em torno da frequência característica, podendo inclusive reduzir a energia dela (MOBLEY, 1999).

As STFTs dos sinais de EA das ferramentas recobertas com AlCrN nanoestruturado apresentam excitações mais densas e com menor energia na maioria dos sinais adquiridos, conforme demonstram as FIGS. 5.18e e 5.18f. Com a manutenção do recobrimento por tempo mais longo, o coeficiente de atrito entre as interfaces cavaco-ferramenta e ferramenta-peça se mantem menor e com isso os sinais se tornam mais densos. O recobrimento nanoestruturado também tem a função de proteger a ferramenta e fazer com que não haja um mecanismo predominante de desgaste, principalmente sob parâmetros de corte mais conservadores como os empregados nos testes da FIG. 5.18. A oscilação das frequências excitadas sugere o aparecimento de microtrincas e sua propagação, levando à retirada de material da ferramenta e alterando assim o seu comportamento.

Comparando as frequências excitadas nas STFT (FIGS. 5.18a, 5.18b, 5.18c, 5.18d, 5.18e e 5.18f) com as frequências excitadas pela fratura do corpo de prova ABNT 4340 (FIG. 5.16), pode-se notar a presença das frequências de fratura do corpo de prova no processo de corte. Apesar de haver sido implantado o filtro corta faixa, a ampla faixa de excitação do espectro do sinal de fratura do aço (de 90 kHz a 170 kHz) está presente uma grande quantidade de eventos conforme pode ser notado na TAB. 5.1. Assim, a presença das frequências está relacionada com a incidência desses fenômenos no ensaio de tração, como a incidência de aderência e arrastamento, movimento de deslocação, interação de partículas e adesão.

Durante o corte sob velocidade de corte de 200 m/min, e avanço de 0,10 mm/rev, profundidade de usinagem de 0,25 mm, a ferramenta, no processo de corte, sofre desgaste abrasivo e com isso há o início da formação de trincas e a sua propagação, onde se tem a

perda de material do flanco de corte da ferramenta, como é evidenciado na FIG. 5.19. É possível ver sulcos (característica de desgaste abrasivo a dois corpos) e porosidade na superfície de folga (característica de desgaste abrasivo a três corpos). Na região central da ferramenta nota-se uma superfície característica de fratura.

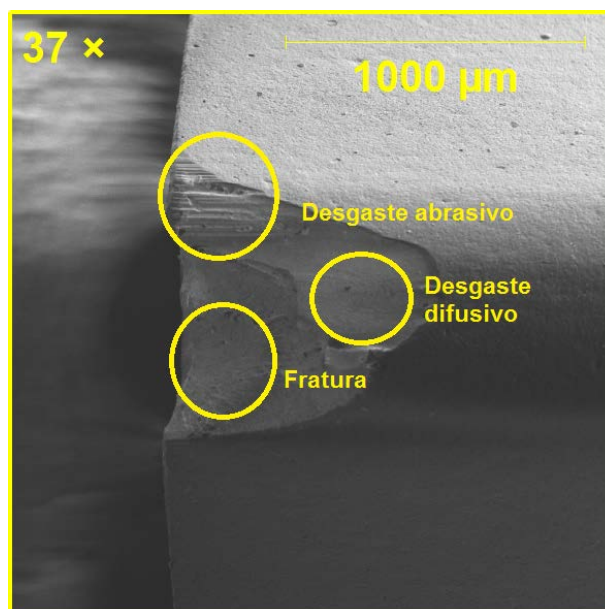


FIGURA 5.19 – Imagem MEV da superfície de folga da ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado após a usinagem com velocidade de corte de 200 m/min, e avanço de 0,10 mm/rev, profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Na FIG. 5.20 é apresentada a micrografia das superfícies de folga das ferramentas recobertas. Na FIG. 5.20a demonstra a ferramenta com recobrimento AlCrN com delaminação da superfície de folga bem acentuada. Já a FIG. 5.20b, mostra a ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado. Nela, pode-se notar a menor delaminação do recobrimento. Essa delaminação fragilizou a ferramenta de corte e reduziu sua vida.

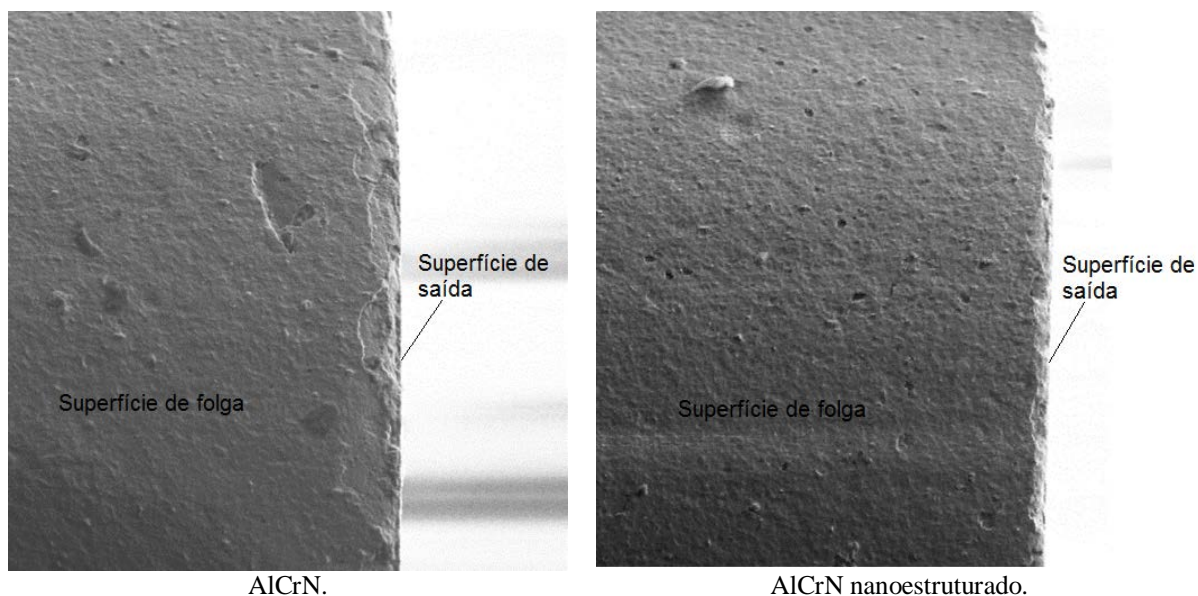


FIGURA 5.20 – Micrografia dos recobrimentos das ferramentas virgens.

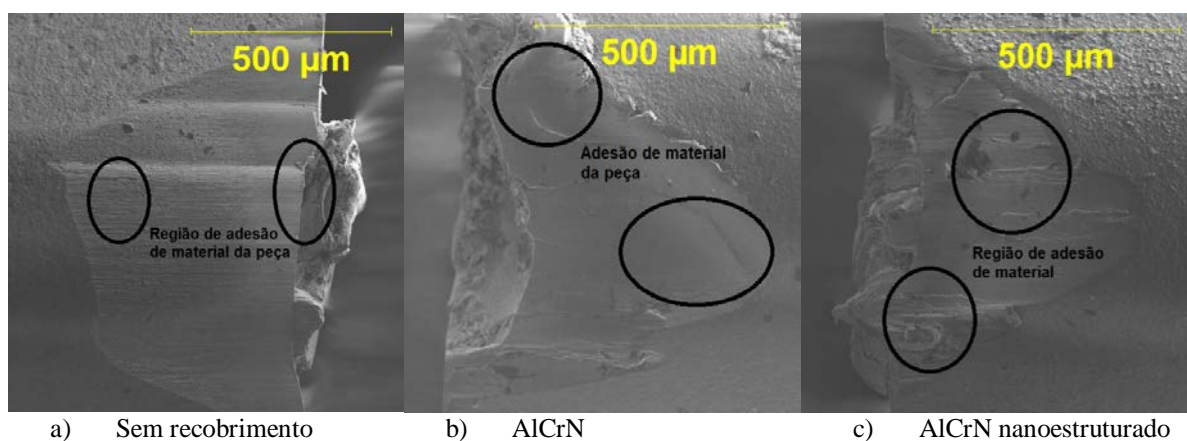


FIGURA 5.21 – Micrografia das ferramentas no torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25mm.

A frequência de 32,81 kHz é excitada em todos os sinais de EA, mas discretamente. Dolinsek e Kopac (1999) demonstraram que frequências abaixo de 50 kHz são excitadas de forma descontínua e não caracterizam a evolução de desgaste. Apesar desta ser uma informação válida, a metodologia de aquisição de sinais sofreu grande avanço e isso possibilita a análise espectro-temporal que está sendo feita. O torneamento é um evento altamente dinâmico e envolve uma série de fenômenos que agem ou de forma mútua ou de forma discreta, compondo o processo de corte como um todo. Da mesma forma, os sinais de EA são inteiramente susceptíveis a variações e composições de eventos que são fontes de excitação, formando assim um sinal inteiramente discreto. Desta maneira, os sinais analisados

através da STFT são uma rica fonte de informação e não se deve desprezar os sinais discretos que são excitados, principalmente com alta energia como é o caso da frequência de 32,81 kHz. Essa frequência sugere um mecanismo de aderência e arrastamento relativo ao movimento da superfície da ferramenta com a peça, uma vez que aparece de forma aleatória nos sinais de corte e não é observada nos sinais oriundos do ensaio de tração do aço ABNT 4340, mas também pode estar relacionada com movimentos de deslocação do material da ferramenta conforme pode ser observada na TAB. 5.1.

A temperatura pode agir como um atenuador de amplitude de sinais de EA (Tonshof et al., 2000). Entretanto, o aumento da temperatura contribui para a diminuição da resistência da ferramenta e isso fez com que seu desgaste aumente, o que é um gerador de sinal de EA. Como o mecanismo de corte estudado é severo (torneamento duro) e a geometria da ferramenta apresenta ângulos de inclinação e saída negativos, aliados aos parâmetros de corte fazem com que haja o aumento da temperatura e com que a ferramenta perca resistência, alterando repentinamente o sinal de EA. Nessa situação, o sinal de EA indica excitações de frequências distintas em um curto intervalo de tempo. A FIG. 5.22 ilustra qualitativamente (não se pode quantificar por causa da variação de emissividade do material devido à variação da temperatura do mesmo) a alteração da temperatura do cavaco em dois momentos: em um primeiro momento (FIG. 5.22a) há o começo do emaranhamento do cavaco na peça, quando a temperatura atinge um limiar de menor valor que no momento onde há o completo emaranhamento e a temperatura do cavaco aumenta (FIG. 5.22b). Isso fez com que os mecanismos de desgaste se alterassem e conseqüentemente os sinais de emissão acústica.

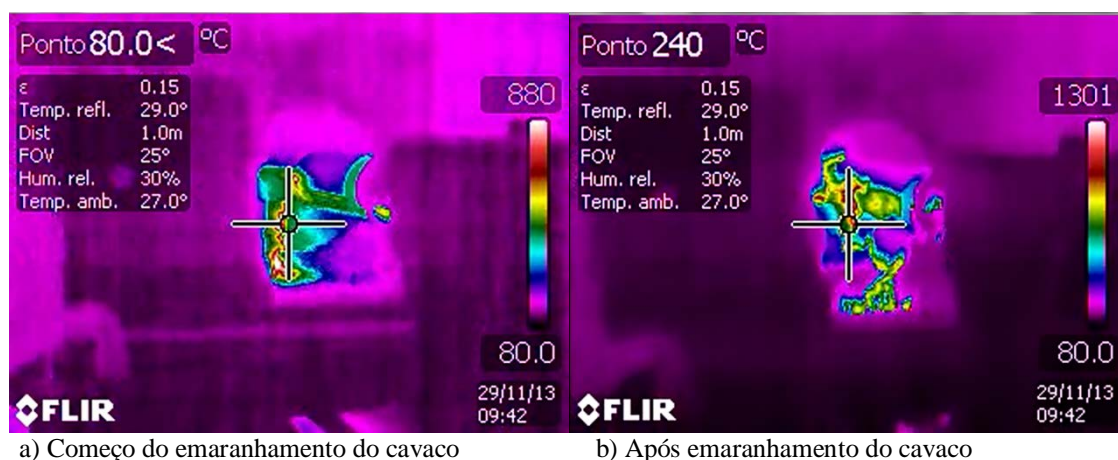
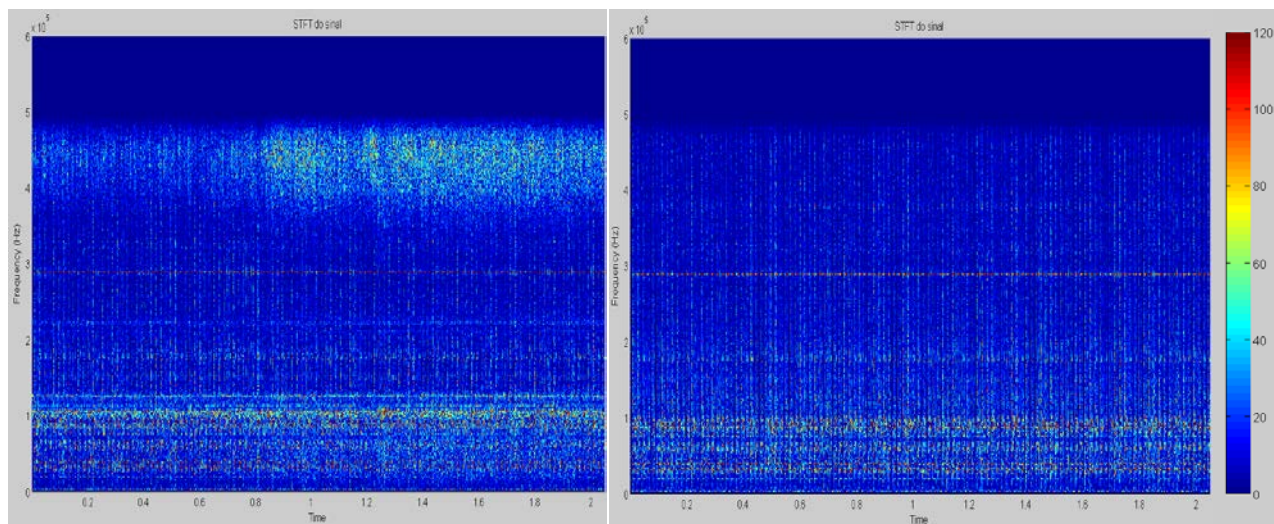


FIGURA 5.22 – Imagem termográfica durante o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm com ferramenta de metal duro sem recobrimento: a) o início do emaranhamento do cavaco na peça e b) o cavaco já emaranhado na peça.

A FIG. 5.23 mostra as STFTs dos sinais de EA em condições de elevada taxa de remoção de material com velocidade de corte de 250 m/min, profundidade de usinagem de 0,75 mm e avanço de 0,15 mm/rev. É possível observar que os sinais excitados pela ferramenta sem recobrimento (FIGS. 5.23a e 5.23b) apresentam alta energia das frequências excitadas, fato que se repete na maioria dos sinais sem recobrimento. Outro comportamento observado na maioria dos casos é o excitação de uma larga banda de frequência, excitando quase toda a faixa de aquisição (0 a 600 kHz), o que demonstra que uma série de mecanismos está atuando na ferramenta. O sinal em começo de vida da ferramenta sem recobrimento (FIG. 5.23a) mostra que a faixa de frequência de 9,37 kHz a 100 kHz é excitada em todo o período de aquisição. Isso se repete em quase todos os sinais adquiridos com grande taxa de retirada de material. As frequências entre 100 kHz e 200 kHz aparecem neste sinal adquirido e se repetem também nas ferramentas em fim de vida, o que não havia ocorrido nos sinais com baixa e média retirada de material.

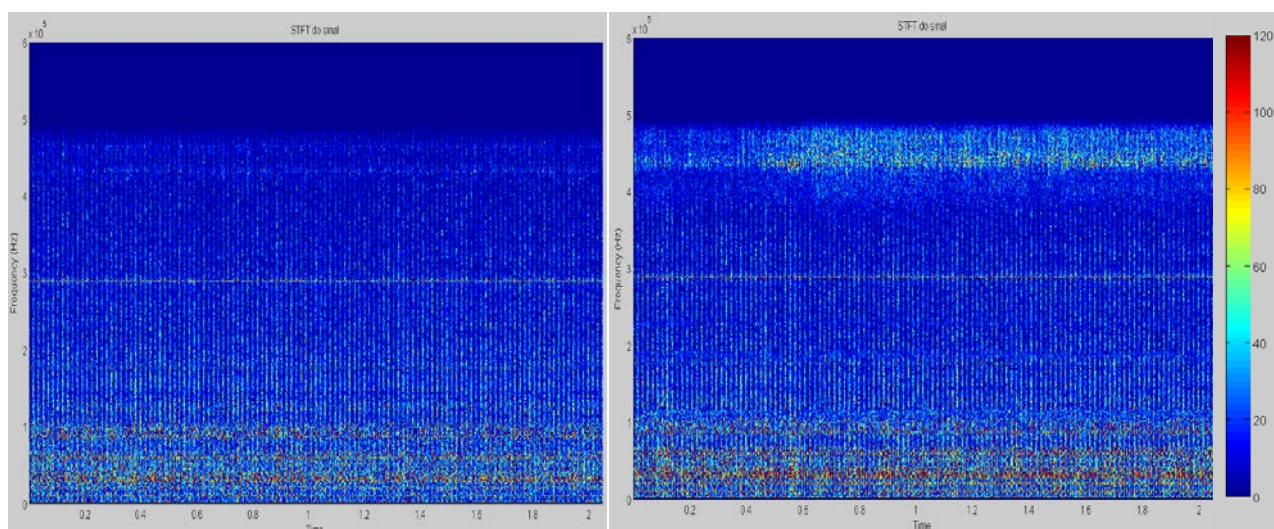
No início da vida da ferramenta, os sinais de EA com frequência entre 300 e 500 kHz têm uma baixa energia de excitação conforme apontou a FIG. 5.23a. Essa faixa corresponde à propagação de trincas na ferramenta. Com o avanço do desgaste da ferramenta de corte, frequências na faixa de 350 kHz a 480 kHz são vistas com forte energia. A FIG. 5.22b aponta frequências de 432,40 kHz e 475,20 kHz, caracterizando a formação de trincas. Além disso, o desgaste abrasivo, a aderência e arrastamento e a interação de partículas continuam excitando a STFT nos sinais da ferramenta recoberta com AlCrN em fim de vida.

As STFTs dos sinais de EA das ferramentas recobertas com AlCrN nanoestruturado em condições de alta taxa de retirada de material (FIGS. 5.23e e 5.23f) demonstram que há uma faixa que vai da frequência de 30 kHz a 115 kHz com uma frequência bem característica de 110,20 kHz em quase todos os sinais analisados. Esta faixa se estreita ou se alarga à medida que o desgaste de ferramenta aumenta devido aos mecanismos de atrito prevalentes. Nesta faixa de frequência, os mecanismos de aderência e arrastamento e desgaste abrasivo brando são os excitadores do espectro de frequência. Além disso, nas ferramentas recobertas com AlCrN nanoestruturado não se nota a presença da faixa entre 115 kHz a 200 kHz, que segundo Chung et al. (2004) está associada à interação de partículas. Isso sugere que a ferramenta tem uma maior estabilidade química, o que também explica a pouca alteração nos sinais durante a usinagem como um todo.



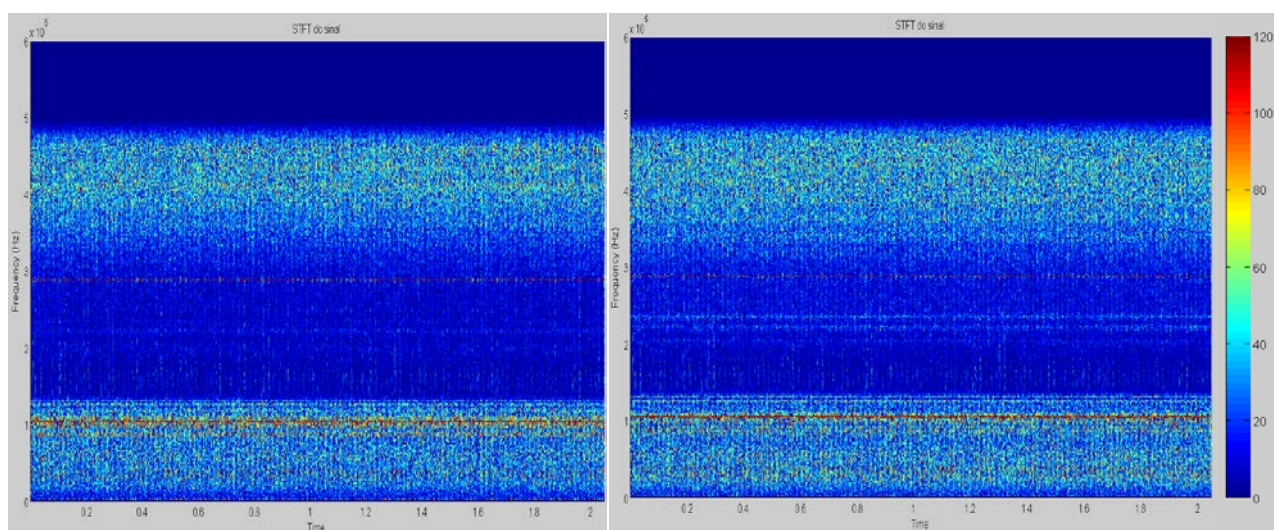
a) Início de vida da ferramenta sem recobrimento.

b) Fim de vida da ferramenta sem recobrimento.



c) Início de vida da ferramenta com recobrimento AICrN.

d) Fim de vida da ferramenta com recobrimento AICrN.



e) Início de vida da ferramenta com recobrimento AICrN nanoestruturado.

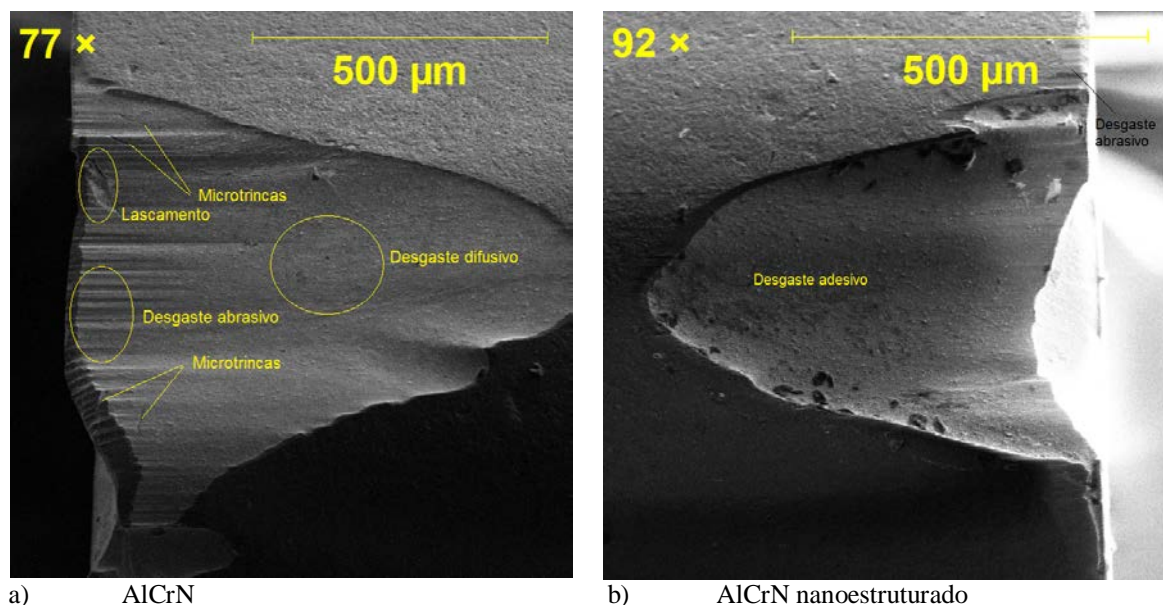
f) Fim de vida da ferramenta com recobrimento AICrN nanoestruturado.

FIGURA 5.23 – STFTs dos sinal de EA decorrentes do torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.

A faixa de 344,50 kHz a 480,50 kHz é excitada durante todo o período de aquisição nas ferramentas de AlCrN nanoestruturado. Nos sinais em fim de vida, como na FIG. 5.23f, há excitações de 0,02 segundos com latência de 0,01 segundo tendo como pico a frequência de 443 kHz. Esta faixa compreende a faixa de propagação de trincas. As frequências de 32,81 kHz e 288,30 kHz continuam presentes nos sinal com o mesmo comportamento anterior.

A ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado (FIGS. 5.23e e 5.23f) mostrou uma maior excitação na faixa de 10 kHz a 120 kHz, além da faixa de 320 kHz a 460 kHz. A primeira faixa corresponde ao desgaste adesivo, arrastamento e movimentos de deslocamentos. A outra faixa de frequência (320 kHz a 460 kHz) é excitada por desgaste abrasivo e propagação de trincas. A frequência de 288,30 kHz foi excitada em todo o corte com as ferramentas recobertas com AlCrN tanto a comum quanto a nanoestruturada. Essa frequência compreende a faixa que é excitada por acomodações de vazios e interação de partículas (SASADA et al., 1976, HASE et al., 2006 e WADA et al., 1990) o que pode ser ocasionado pela agressividade da operação que faz com que haja rearranjo na estrutura do recobrimento.

A FIG. 5.24 mostra as micrografias (MEV) demonstrando as superfícies de folgas após o torneamento das ferramentas recobertas. Na FIG. 5.24a pode-se observar o aparecimento de trinca na ferramenta recoberta com AlCrN, o que corrobora com o aparecimento da excitação no sinal de fim de vida da ferramenta recoberta com AlCrN. Analisando a FIG. 5.24b nota-se que trincas não são visíveis na ferramenta, mas o desgaste abrasivo é predominante.



a) AlCrN
b) AlCrN nanoestruturado

FIGURA 5.24 – Micrografias eletrônicas de varredura das ferramentas recobertas após o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Em resumo, as STFT dos sinais de EA de torneamento mostraram que há uma grande variação nas frequências excitadas durante o processo de corte, o que já era esperado uma vez que vários mecanismos de desgaste atuam em instantes distintos e às vezes se sobrepõem ou se superpõem, alterando abruptamente o comportamento do sinal, evento detectado pela técnica de STFT. Como se trata de uma faixa de frequência muito ampla (10 kHz a 600 kHz), as variações nos sinais demonstram uma grande quantidade de eventos que não podem ser avaliados isoladamente, pois todos influenciam na vida da ferramenta, o que de certa forma inviabiliza a técnica de STFT, pois demandam grande capacidade de processamento e tempo de análise para validação do resultado.

5.3.2 Sinais de emissão acústica analisados pela técnica PSD

A técnica de densidade de força espectral (PSD) pode ser definida como a estimativa de distribuição da potência total do sinal no domínio da frequência a partir de uma gravação finita de uma sequência de dados estacionários (DIAS, 2003). De uma maneira resumida, os sinais gerados pela técnica PSD se comportam da seguinte maneira: sinais

aleatórios (sem repetições) geram retas sem inclinação; sinais periódicos geram picos com as frequências de repetição características do sinal.

Primeiramente, é possível afirmar que os sinais de EA do processo de corte são excitados por sete fenômenos (movimentação de deslocações, desgaste abrasivo, interação de partículas, aderência e arrastamento, propagação de trincas, deformação plástica e mecanismos de mudança de fases) já demonstrados pelas STFTs, que agem conjunta ou distintamente gerando picos de frequências deslocadas por causa da modulação em amplitude.

O intuito da modulação em amplitude é potencializar as amplitudes das frequências excitadas na faixa de frequência da moduladora aumentando assim a sensibilidade às variações de excitação. Aliando a modulação em amplitudes com a técnica de autocovariância (que se torna eficaz na eliminação de ruídos) é possível diferenciar os sinais de início e fim de vida, já que por outras técnicas isso não é viável com tamanha exatidão.

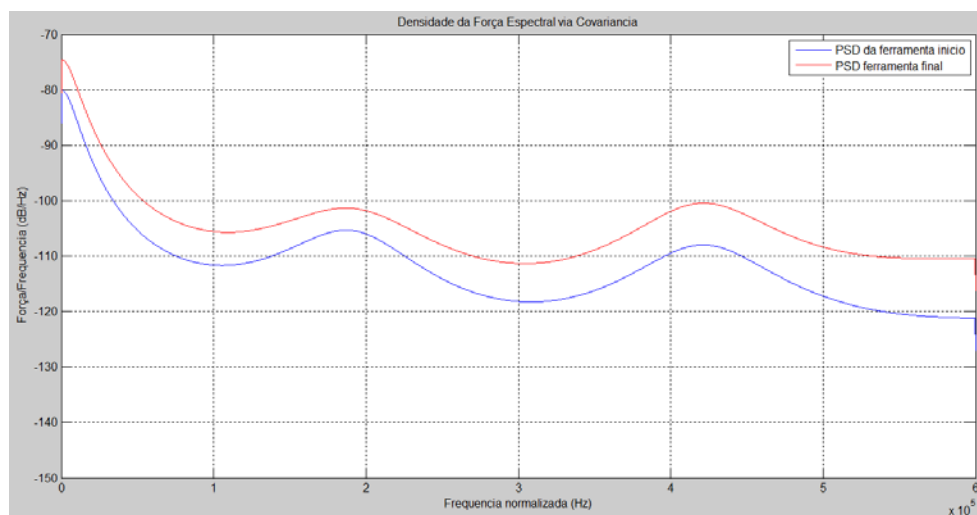
Avaliando as PSDs dos sinais de EA oriundo do torneamento do aço ABNT 4340 sob velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm com ferramentas em início e fim de vida (FIG. 5.25), nota-se que em todas as ferramentas os sinais da ferramenta em fim de vida são mais intensos que os sinais em início de vida, principalmente nas ferramentas sem recobrimento e com recobrimento AlCrN (FIGS. 5.25a e 5.25b), respectivamente. Na ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado, os sinais da PSD de início e fim de vida são bem próximos.

A estimativa elaborada pela PSD demonstra que a força do sinal das ferramentas sem recobrimentos (FIG. 5.25a) tem os mesmos mecanismos excitadores. A baixa frequência (até 50 kHz) os mecanismo excitadores provavelmente são o desgaste adesivo de baixa intensidade e a movimentação de deslocações. Na faixa de 120 kHz a 200 kHz, os mecanismos de aderência e arrastamento e interação de partículas são dominantes e por fim, na faixa de 350 kHz a 550 kHz atuam as propagações de trincas, o desgaste abrasivo e os fenômenos de mudança de fases. Assim a energia do sinal desses mecanismos no início de vida é menor e aumentam com o decorrer do processo de corte e aumento do desgaste da ferramenta. Nota-se que a ferramenta desde o início de vida apresenta todos os mecanismos excitadores, indicando que a ferramenta sem recobrimento é submetida a uma interação severa.

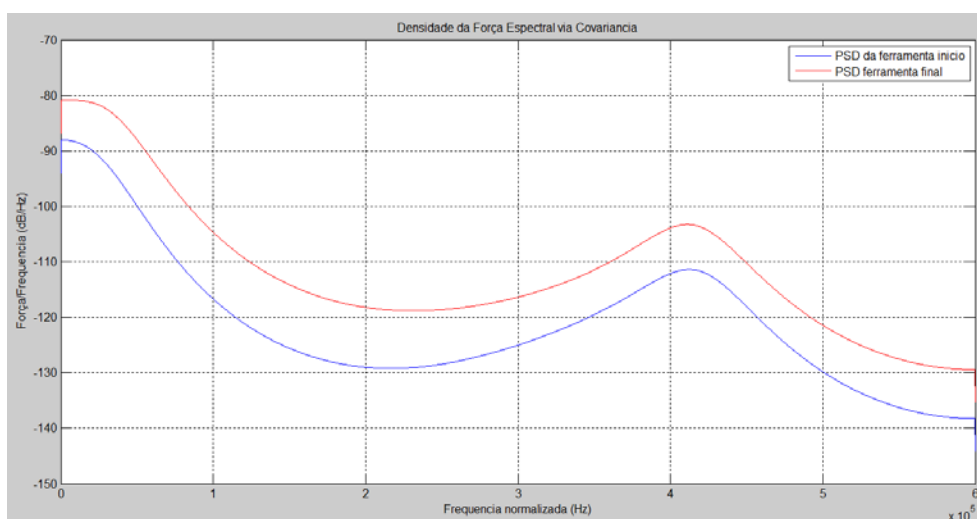
Na PSD referente à ferramenta recoberta com AlCrN (FIG. 5.25b) nota-se que o desgaste adesivo, a movimentação de deslocções, aderência e arrastamento têm uma faixa de excitação maior que o restante do sinal (até 120 kHz). Além disso, é possível observar a faixa de frequência referente aos mecanismos de propagações de trincas, fenômenos de mudança de fase e desgaste abrasivo (350 kHz a 550 kHz). O recobrimento AlCrN promoveu a atenuação dos mecanismos de aderência, arrastamento e interação de partículas fazendo com que as frequências da PSD não apresentassem picos na faixa de 120 a 220 kHz. Outra característica bem interessante é que as mesmas frequências são vistas tanto no sinal da ferramenta em início de vida como em fim de vida, denotando que os mecanismos se mantiveram atuantes ao longo da vida da ferramenta com recobrimento AlCrN.

Na ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.25c) é possível notar que a faixa de frequência referente ao desgaste adesivo e a movimentação de deslocções (até 120 kHz) tem uma maior amplitude em ambas as PSD (início e fim de vida). A faixa de frequência referente aos mecanismos de aderência e arrastamento e interação de partículas também são excitadas (120 kHz a 200 kHz), mas com baixa amplitude. Essa faixa ainda teve atenuação e mudança da frequência de pico na ferramenta em fim de vida. A faixa de frequência referente aos mecanismos de propagações de trincas, fenômenos de mudança de fase e desgaste abrasivo (350 kHz a 550 kHz) também foram excitadas e sua amplitude elevada na ferramenta em fim de vida em relação à ferramenta em início de vida.

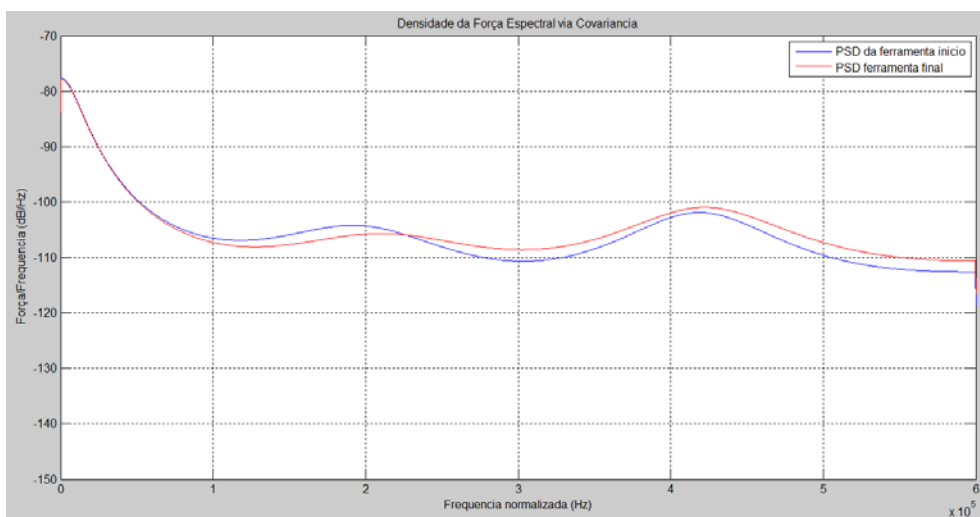
Comparando os sinais de PSD das ferramentas usinadas sob velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm em início e fim de vida da ferramenta é possível notar que os sinais da ferramenta sem recobrimento (FIG. 5.25a) é muito semelhante à ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.25c), sendo que este último apresenta maiores amplitudes na faixa de 0 kHz a 120 kHz e atenuação das demais (120 kHz a 200 kHz e 350 kHz a 550 kHz). A PSD da ferramenta recoberta com AlCrN (FIG. 5.25b) não mostrou excitação na faixa de frequência de 120 kHz a 200 kHz tanto em início como em fim de vida. Nela, nota-se uma maior faixa de excitação da frequência referente ao desgaste abrasivo a dois corpos e a movimentação de deslocções (até 120 kHz) que nas outras ferramentas. Isso demonstra que o comportamento dos sinais de EA é distinto de uma ferramenta para outra, o que denota que os mecanismos de desgaste também o são.



a) Ferramenta sem recobrimento



b) Ferramenta recoberta com AlCrN



c) Ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado

FIGURA 5.25 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.

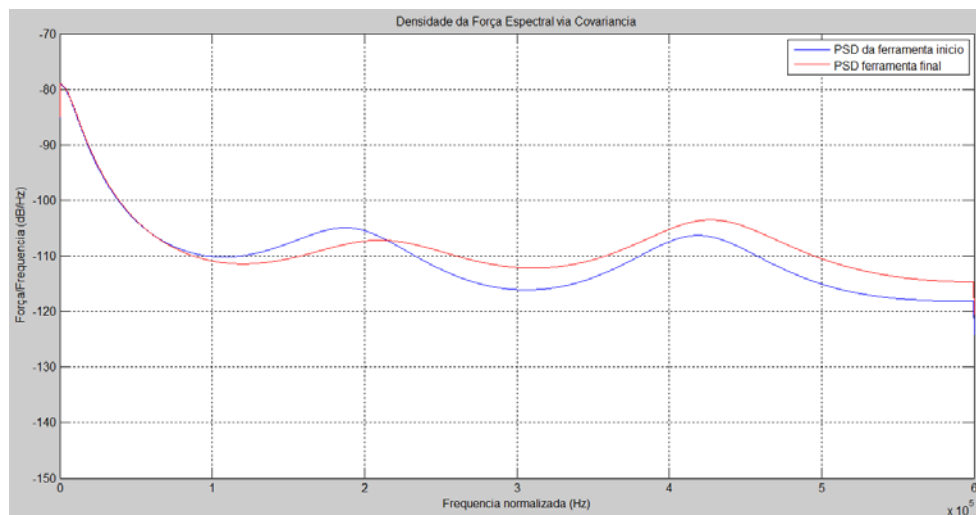
Na PSD do sinal de EA durante torneamento do torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm em início e fim de vida da ferramenta usando ferramenta sem recobrimento (FIG. 5.26a) nota-se uma alta amplitude na faixa de frequência de 0 kHz a 50 kHz, que é indicativa de desgaste adesivo de baixa intensidade e a movimentação de deslocamentos. Na faixa de frequência de 120 kHz a 220 kHz vê-se um sinal de média intensidade com pico de 180 kHz na ferramenta e sofrendo atenuação e alterando a frequência de pico para 220 kHz na ferramenta em fim de vida, o que sugere movimentos de deslocamentos e interação de partículas. Dessa maneira, o sinal em fim de vida da ferramenta altera os mecanismos fazendo com que o sinal tenha comportamento diferente no início e no fim de vida da ferramenta. Na faixa inerente aos mecanismos de desgaste abrasivo, propagação de trincas e fenômenos de mudanças de fase (350 kHz a 550 kHz), a ferramenta em início e em fim de vida tem o mesmo comportamento, tendo apenas o sinal da ferramenta em fim de vida maior amplitude, o que denota que tem maior excitação nessa faixa.

Na PSD da ferramenta com recobrimento AlCrN (FIG. 5.26b) nota-se que o comportamento do sinal no início do corte difere do sinal em fim de vida. No início, há praticamente excitação na faixa de frequência de 0 kHz a 120 kHz que corresponde ao desgaste adesivo brando, à aderência e arrastamento e a movimento de deslocamentos. Na faixa de 300 kHz a 400 kHz há uma pequena amplitude que sugere mecanismos de desgaste abrasivo e a propagação de trinca. Já na PSD em fim de vida é visível a faixa de 0 a 50 kHz denotando desgaste adesivo brando e movimento de deslocamentos. A faixa de 120 kHz a 260 kHz correspondente à interação de partículas e movimentos de deslocamentos e a faixa de 350 kHz a 500 kHz remete ao desgaste abrasivo, propagação de trincas e fenômenos de mudanças de fase. A amplitude do sinal da ferramenta em fim de vida é bem maior que o sinal da ferramenta em início de vida, o que denota que a taxa de desgaste da ferramenta em fim de vida foi maior que a taxa da ferramenta no início de vida.

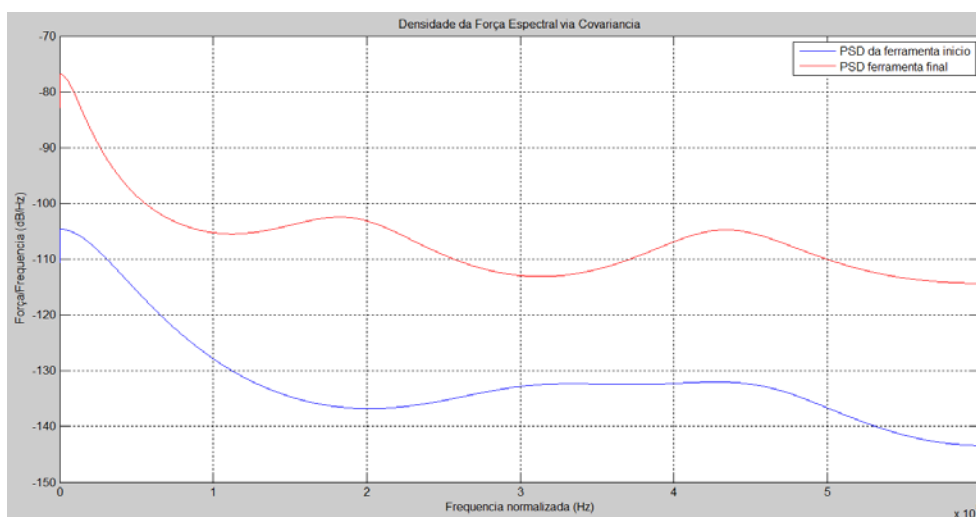
A PSD referente ao sinal de EA da ferramenta com recobrimento de AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.26c) mostra que a amplitude do sinal da ferramenta em início de vida é menor que o sinal da ferramenta em fim de vida, o que sugere que a taxa de desgaste encontrada no fim do desgaste é maior que no início de vida da ferramenta. No fim de vida há a excitação das três faixas de frequências representativas, sendo que a faixa de frequência de 0 kHz a 80 kHz é a de maior amplitude. Na PSD em início de vida, a faixa de frequência referente aos mecanismos de interação de partículas e movimentos de deslocamentos (120 kHz a

220 kHz) é quase inexpressivo. Como nos sinais de EA se vê a excitação momentânea gerada pelos mecanismos de desgaste ocorridos na ferramenta, a amplitude do sinal de PSD é, portanto a taxa de desgaste ocorrido na ferramenta. Correlacioná-la com o desgaste de flanco que cresce em escala linear nem sempre é possível por causa dessa limitação da EA.

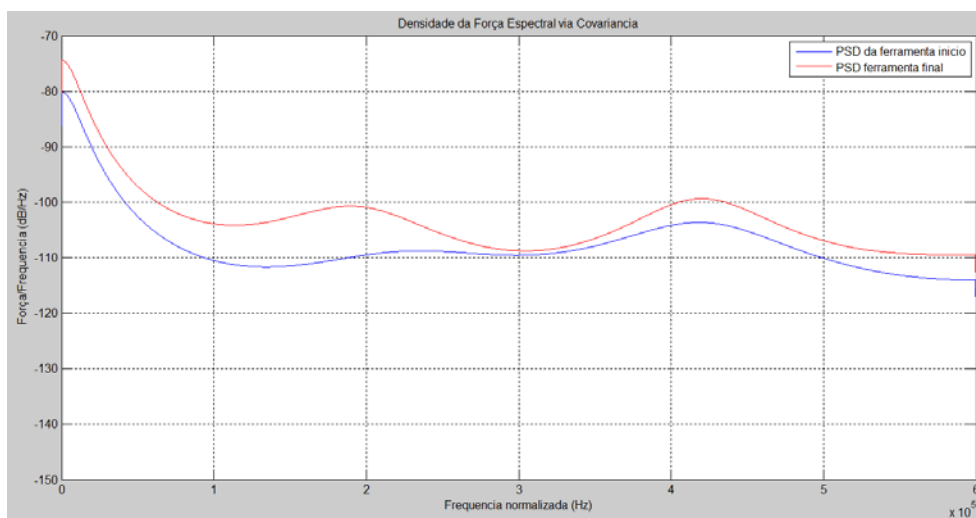
Comparando as PSDs das ferramentas em início de vida, nota-se que os menores sinais são registrados na ferramenta com recobrimento de AlCrN e que nela também se tem a maior variação entre o sinal em início e fim de vida. Isso indica as falhas de adesão desse recobrimento (FIG. 5.20). No início de vida, o recobrimento cumpriu seu papel, atenuando o desgaste, o que pode ser confirmado pela baixa amplitude do sinal PSD. Já no fim da vida da ferramenta, por não haver mais o recobrimento para proteger a interface ferramenta-peça, a taxa de desgaste foi grande e aumentou a amplitude da PSD, porém ainda compatível com as outras amplitudes encontradas nas PSDs. Já nas PSDs da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado, o sinal da ferramenta em fim de vida foi menor que o sinal da ferramenta virgem. Isso remete a dois fatos: primeiro o recobrimento na ferramenta avaliada pode ter uma falha que provocou seu destacamento, o que é pouco provável, uma vez que foram excitadas todas as faixas de frequências dos mecanismos de desgastes. Se fosse este o caso, provavelmente uma faixa teria sua amplitude bem maior; segundo, a taxa de desgaste foi maior no início do corte, fenômeno este conhecido como o desgaste primário da ferramenta na peça (DAVIM, 2008).



a) Ferramenta sem recobrimento



b) Ferramenta recoberta com AlCrN



c) Ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado

FIGURA 5.26 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.

Analisando as PSDs dos sinais das ferramentas no início e no fim de vida da ferramenta, pode-se notar que, de maneira geral, as amplitudes dos sinais da ferramenta em início de vida são menores que os sinais da ferramenta em fim de vida. O mecanismo de desgaste das ferramentas naturalmente tende a ser dessa forma, uma vez que quanto maior o contato ferramenta-peça, maior será o desgaste. Tomando como base a curva típica de desgaste de flanco de ferramenta (FIG. 5.27) é possível observar que há três inclinações, o que denota três taxas de desgaste distintas: a região I é a acomodação da cunha cortante e gera uma alta taxa de desgaste, assim como a região III que representa o fim de vida da ferramenta. A região II indica desgaste gradual e apresenta a menor taxa de desgaste das três regiões. O mecanismo usual de desgaste de flanco supõe que a inclinação da região III é maior que a inclinação da região I, sendo assim espera-se que a amplitude da PSD no fim de vida da ferramenta seja maior que a amplitude da PSD da ferramenta em início de vida nos sinais avaliados.

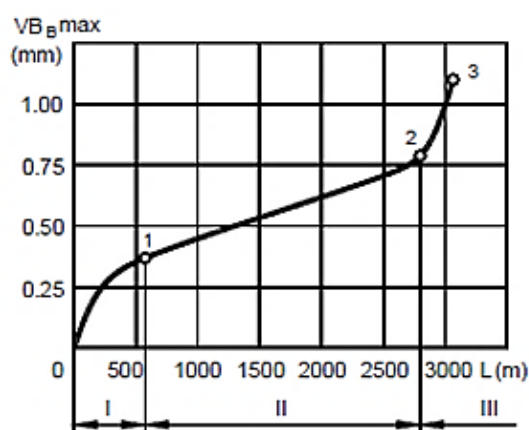


FIGURA 5.27 – Curva de desgaste de flanco usual.

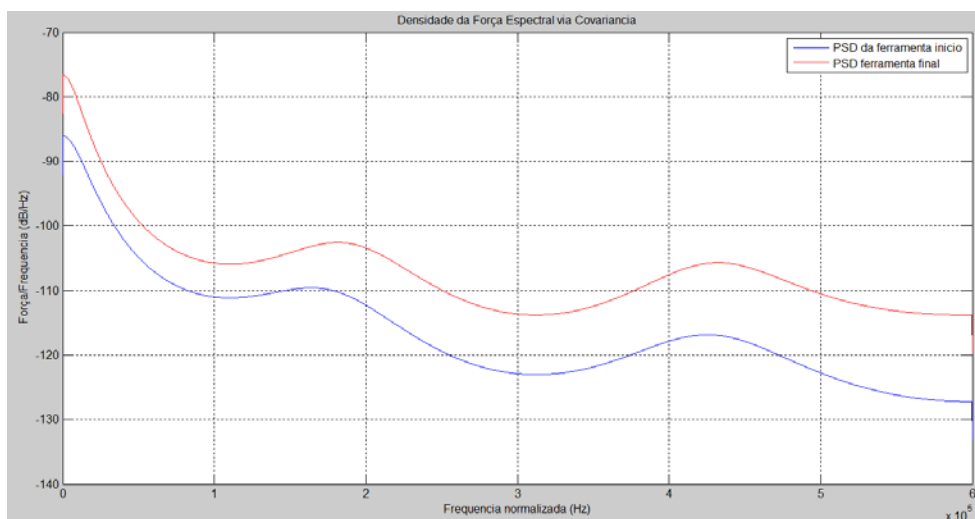
Fonte: DAVIM, 2008.

A PSD inerente do desgaste da ferramenta sem recobrimento realizando a operação com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm (FIG. 5.28a) é excitada na faixa de frequência de 0 kHz a 50 kHz com alta amplitude, que sugere desgaste adesivo e a movimentação de deslocações. A faixa de frequência de 120 kHz a 220 kHz também é excitada e vê-se um sinal de média intensidade com pico de 180 kHz, o que sugere movimentos de deslocações e interação de partículas na ferramenta. Por fim a faixa inerente aos mecanismos de desgaste abrasivo, propagação de trincas e fenômenos de mudanças de fase (350 kHz a 550 kHz) também é excitada, mas com baixa amplitude. O comportamento do sinal de início e fim de vida é análogo, tendo somente

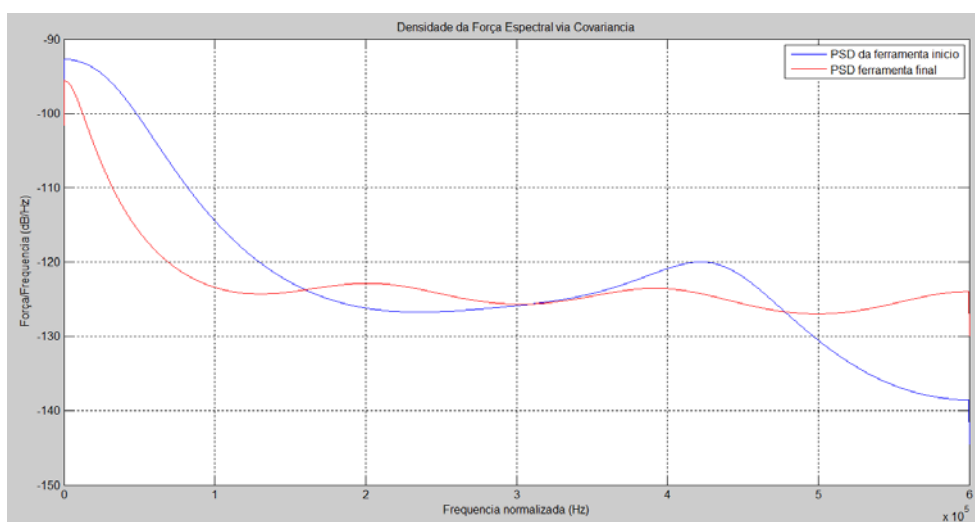
a amplitude variável, onde o fim de vida obteve maior amplitude que o sinal da ferramenta em início de vida.

No sinal de EA representado pela PSD da ferramenta recoberta com AlCrN torneando com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm (FIG. 5.28b) de início de vida vê-se a faixa de 0 a 120 kHz com alta energia. Esta faixa é ativada pelo desgaste adesivo e movimento de deslocções. Na ferramenta em fim de vida, essa faixa é atenuada e tem sua banda reduzida (0 a 50 kHz). Isto denota que houve variação no mecanismo de desgaste da ferramenta. Na PSD do sinal da ferramenta em início de vida houve também excitação na faixa de frequência de 350 kHz a 550 kHz que responde aos mecanismos de desgaste abrasivo, propagação de trincas e fenômenos de mudanças de fase. No sinal de fim de vida houve excitação das faixas de 150 kHz a 300 kHz correspondente à interação de partículas e movimentos de deslocções e de 350 kHz a 500 kHz que corresponde a desgaste abrasivo, propagação de trincas e fenômenos de mudanças de fase, mas estas em menor amplitude.

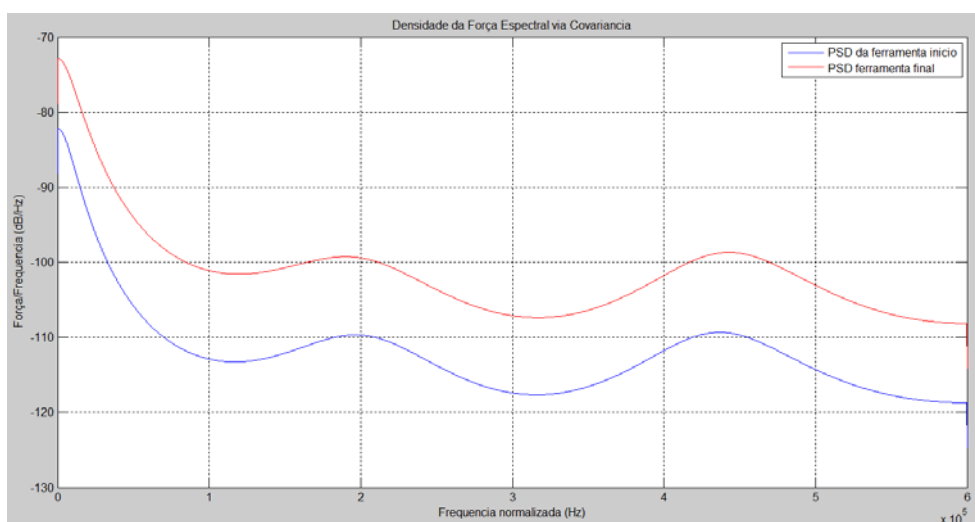
Nas PSDs da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.28c), o sinal de início e fim de vida são análogos, o que sugere que não houve variação nos mecanismos de desgaste da ferramenta. Os mecanismos atuantes denotados pelas faixas de frequência excitadas são: de 0 kHz a 50 kHz referente ao mecanismo de desgaste adesivo e a movimento de deslocções, de 120 kHz a 300 kHz que denotam à interação de partículas e movimentos de deslocções e de 350 kHz a 550 kHz referentes a mecanismos de desgaste abrasivo, propagação de trincas e fenômenos de mudança de fase.



a) Ferramenta sem recobrimento



b) Ferramenta recoberta com AlCrN



c) Ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado

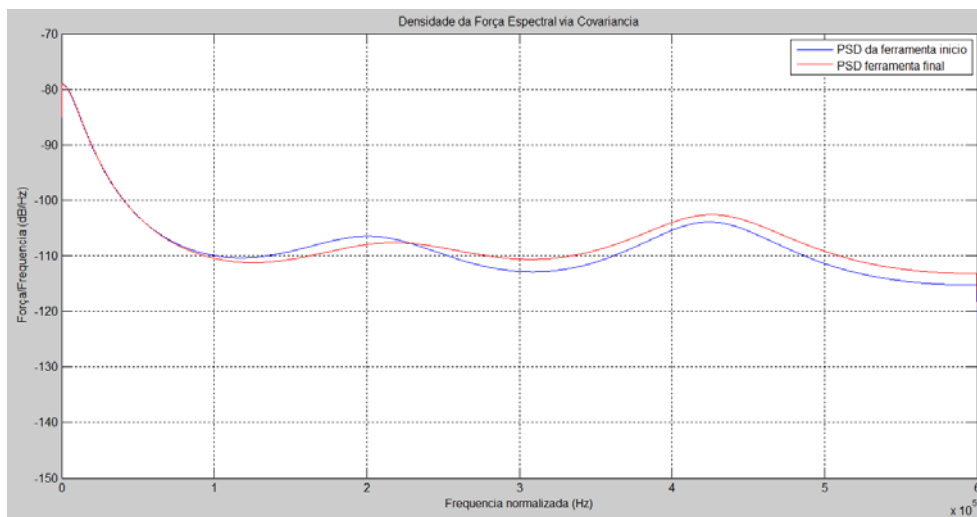
FIGURA 5.28 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

A PSD do sinal da ferramenta sem recobrimento usinando com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm (FIG. 5.29a) sugere que a ferramenta em início de vida excita as três faixas de frequências oriundas dos mecanismos de desgaste vistos até então. Já no sinal de fim de vida, a faixa de frequência relacionada às interações de partículas e movimento de deslocamentos (120 kHz a 220 kHz) sofre uma diminuição de amplitude e uma mudança do pico de máximo para 220 kHz ante 200 kHz do sinal de início de vida. Isso mostra que o desgaste dessa ferramenta em fim de vida não sofre tanta influência desses mecanismos.

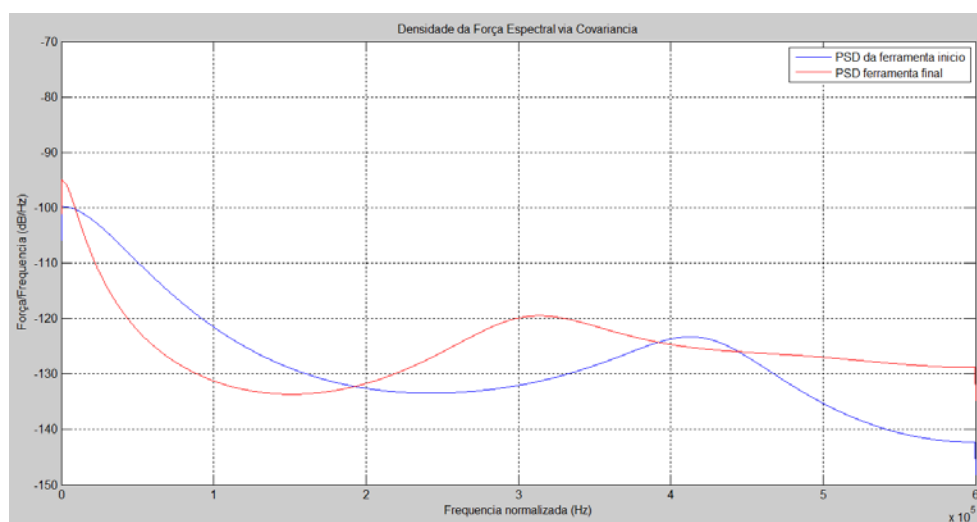
Nos sinais oriundos da ferramenta recoberta com AlCrN (FIG. 5.29b) nota-se que no início de vida, assim como na ferramenta sem recobrimento, a ferramenta não sofre influência dos mecanismos de interação de partículas e movimentos de deslocamentos (120 kHz a 220 kHz). Somente as faixas de 0 a 120 kHz e de 350 kHz a 550 kHz são vistas, sugerindo que há desgaste adesivo e abrasivo, além de aderência e arrastamento e formação de trincas. No sinal de fim de vida, o comportamento da ferramenta se altera, tendo excitações na faixa de frequência referente à propagação de trincas e deformação plástica (200 kHz a 400 kHz) e uma faixa bem estreita de 0 a 50 kHz referente ao desgaste adesivo. O desgaste abrasivo atua, mas não é significativo (não apresenta pico), pois a faixa de 350 kHz a 550 kHz.

Nas PSDs referentes à ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.29c) nota-se que o sinal em início de vida é praticamente o mesmo do sinal em fim de vida. Há excitação nas três faixas de frequências caracterizadas, somente tendo variação bem sutil na faixa de frequência referente à interação de partículas e movimento de deslocamentos (de 120 kHz a 220 kHz).

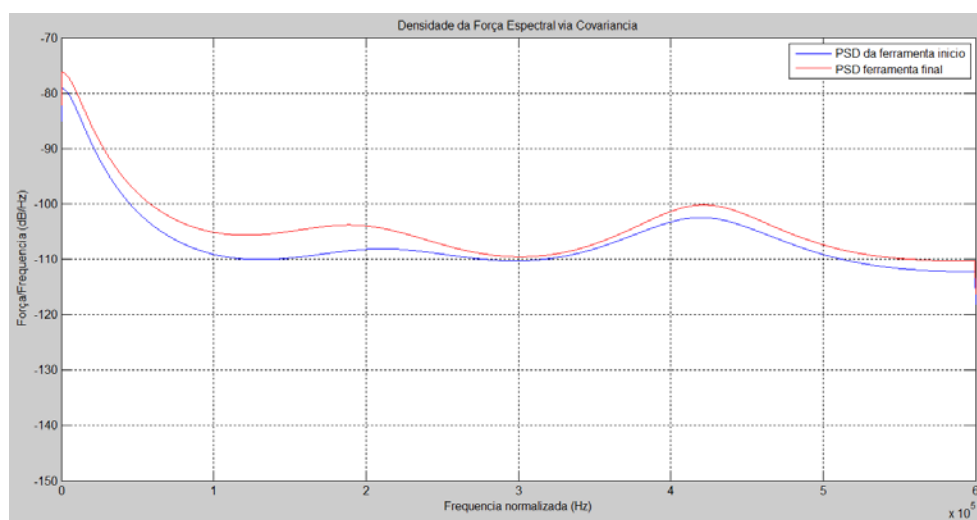
Comparando os sinais das ferramentas, é possível observar que o sinal da ferramenta recoberta com AlCrN (FIG. 5.29b) é a que apresenta maior disparidade. Tanto no início da vida quanto no fim de vida, os sinais distorcem da forma do espectro encontrada no substrato (FIG. 5.29a), o que indica um comportamento não influenciado pelo substrato da ferramenta. A falta de adesão do recobrimento ao substrato pode estar influenciando tanto no início quanto no fim de vida, variando, ou melhor, evidenciando os mecanismos referentes ao desprendimento do recobrimento ao substrato em detrimento dos mecanismos de desgaste. Já o recobrimento AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.29c) se comporta de maneira análoga ao do substrato, tendo excitado todos os mecanismos de desgaste tanto em início quanto em fim de vida.



a) Ferramenta sem recobrimento



b) Ferramenta recoberta com AlCrN



c) Ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado

FIGURA 5.29 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.

A FIG. 5.30 apresenta as PSDs dos sinais de EA das ferramentas usando como parâmetros de corte, velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm. Observa-se que nestas condições as ferramentas não respondem com mecanismos de interação de partículas e movimento de deslocações (de 120 kHz a 220 kHz) seja no início ou no fim de vida.

O comportamento da ferramenta sem recobrimento (FIG. 5.30a) sugere o mecanismo de excitação referente ao desgaste adesivo brando e movimento de deslocações (0 kHz a 50 kHz) principalmente no início de vida da ferramenta. Nela, são praticamente esses mecanismos que governam a interação da ferramenta e da peça. Há uma pequena projeção na faixa de frequência de 350 kHz a 500 kHz, mas com pequena energia que remete aos mecanismos de desgaste abrasivo. Já no fim de vida da ferramenta, o desgaste abrasivo e movimento de deslocações continuam presentes e tem uma forte excitação na faixa referente à propagação de trincas e deformação plástica (200 kHz a 400 kHz).

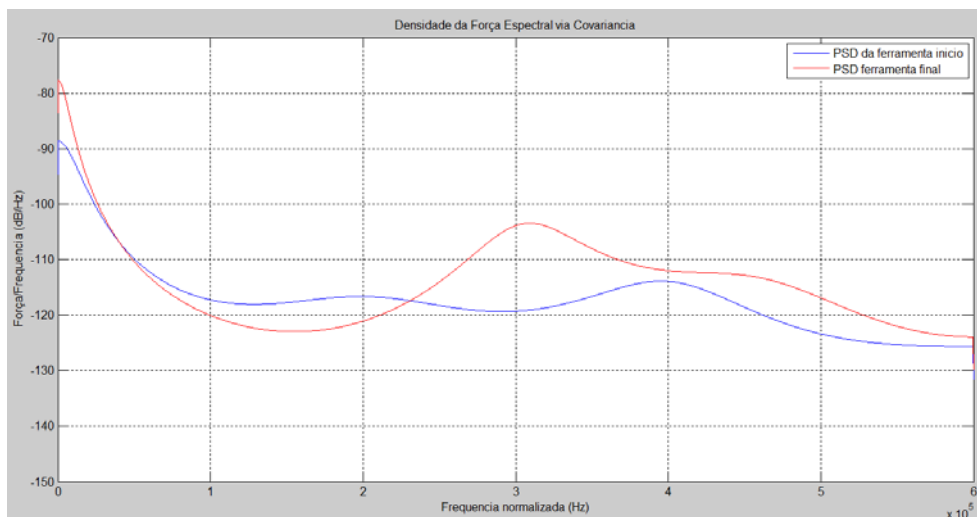
Nas PSDs da ferramenta com recobrimento AlCrN (FIG. 5.30b) nota-se um comportamento similar no início e no fim de vida, alterando somente a amplitude. A ferramenta nova apresenta uma faixa de excitação referente à deformação plástica e a desgaste abrasivo (280 kHz a 500 kHz) e tem, em suma, sua amplitude maior que a PSD da ferramenta em fim de vida, que apresenta esta faixa mais estreita. A faixa de desgaste adesivo e movimento de deslocações apresenta maior amplitude e maior largura de banda (0 kHz a 120 kHz) na ferramenta em início de vida frente ao fim de vida (0 kHz a 70 kHz). Esse aumento da amplitude da PSD no início de vida pode ser tratado como a taxa de desgaste da ferramenta maior.

Na ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.30c) também nota-se um comportamento muito semelhante desde o início da vida até o fim. Basicamente há apenas duas faixas de excitação: uma sempre presente em todos os sinais avaliados (0 kHz a 50 kHz) refere-se a desgaste adesivo e a movimento de deslocações. A outra faixa inicia-se a 220 kHz e vai até 550 kHz tendo pico na faixa de 450 kHz nos dois sinais. A faixa compreende acomodações de vazios e interação de partículas, além do desgaste abrasivo, propagação de trincas e fenômenos de mudança de fase.

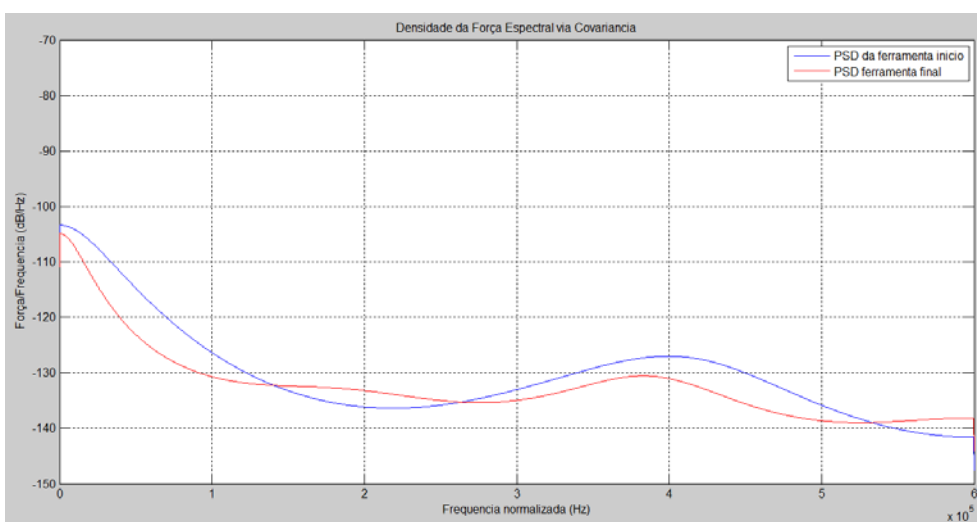
As ferramentas recobertas (FIGS. 5.30b e 5.30c) se comportam de maneira uniforme do início até o fim dos testes, como demonstra o comportamento morfológico das curvas de PSDs. Podendo-se atribuir isso, à homogeneidade dos mecanismos de desgaste na

atuação das ferramentas com recobrimento usando esses parâmetros de corte. Aihua et al. (2012) estudaram os mecanismos de desgaste em diversos recobrimentos (TiN, TiAlN, AlTiN e AlCrN) e atribuíram ao AlCrN a maior dureza sob alta temperatura. Como a temperatura nessas condições de corte é relativamente alta, a resistência do AlCrN a alta temperatura promoveu uma homogeneidade do desgaste.

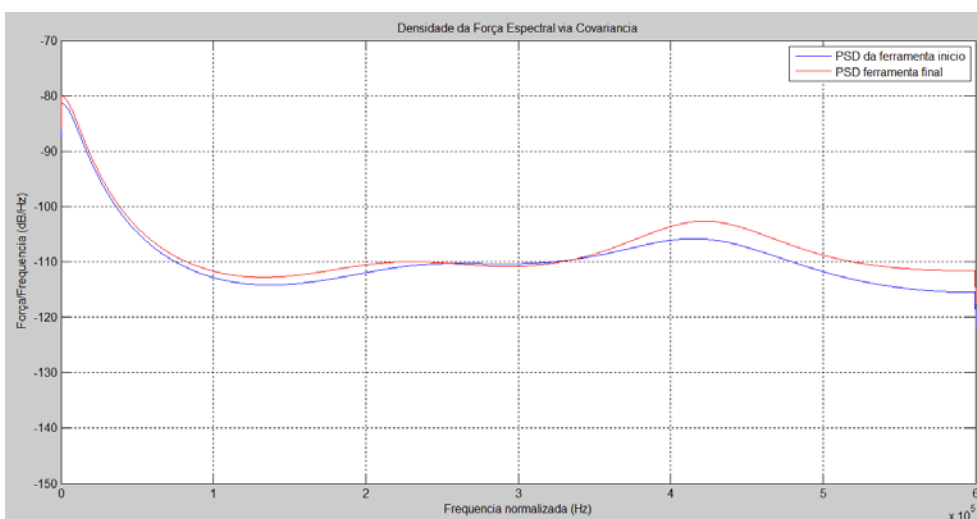
As amplitudes dos sinais de PSD demonstram que a ferramenta sem recobrimento apresenta maior energia. Isso ocorre devido ao maior coeficiente de atrito e a menor dureza e resistência que o substrato apresenta. A PSD da ferramenta recoberta AlCrN foi a que demonstrou menor amplitude (muito menor que a ferramenta com recobrimento de AlCrN nanoestruturado). Isso pode ser explicado pela interação interatômica muito menor no recobrimento AlCrN que no recobrimento nanoestruturado. Estas ligações, ao serem rearranjadas promovem sinais de EA e isso faz com que os sinais tenham maior amplitude. Este comportamento se repete na maioria dos sinais avaliados.



a) Ferramenta sem recobrimento



b) Ferramenta recoberta com AlCrN



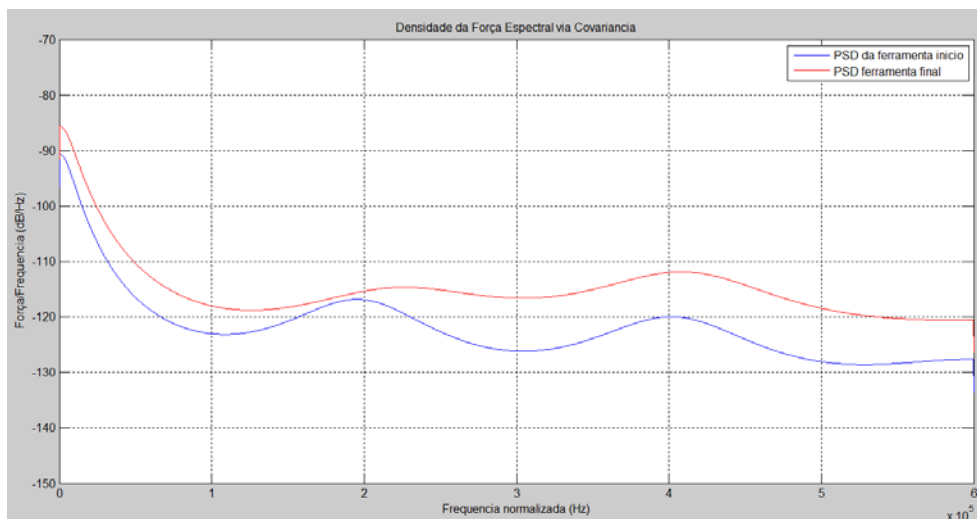
c) Ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado

FIGURA 5.30 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.

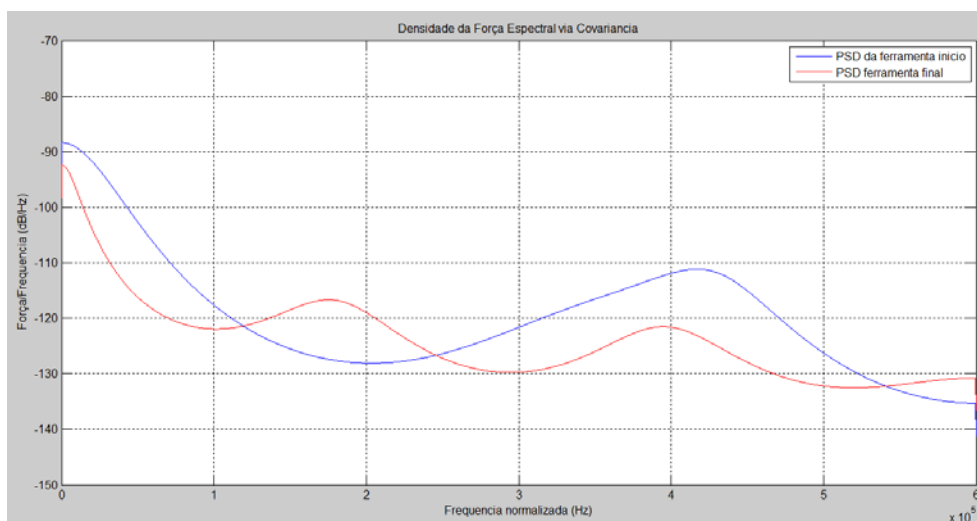
Os sinais de PSDs da ferramenta sem recobrimento em início e fim de vida da ferramenta usando como parâmetros de corte na velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm mostrados na FIG. 5.31a, acusam a amplitude mais alta do sinal da ferramenta em fim de vida que o sinal da ferramenta nova. Os mecanismos excitadores da ferramenta sem recobrimento são praticamente os mesmo já vistos anteriormente e que governam quase todos os sinais. A PSD da ferramenta em fim de vida apresenta uma diminuição da faixa de frequência referente à interação de partículas e movimento de deslocamentos (de 120 kHz a 220 kHz). Nela a atuação dos mecanismos de propagação de trincas e deformação plástica (200 kHz a 400 kHz) se tornam presentes e se unem aos mecanismos de acomodações de vazios e interação de partículas, além do desgaste abrasivo, propagação de trincas e fenômenos de mudança de fase (350 kHz a 550 kHz).

Nas PSDs da ferramenta com recobrimento AlCrN (FIG. 5.31b) observa-se que a amplitude do sinal da ferramenta nova é mais intensa que o sinal da ferramenta em fim de vida. O comportamento do sinal em fim de vida difere totalmente do sinal da ferramenta nova. Nesta nota-se basicamente a presença de duas faixas: uma de 0 kHz a 120 kHz correspondente ao desgaste adesivo e movimento de deslocamentos e a outra de 220 kHz a 550 kHz, que é excitada por mecanismos de acomodações de vazios e interação de partículas, além do desgaste abrasivo, propagação de trincas, fenômenos de mudança de fase e deformação plástica. Já o sinal da ferramenta em fim de vida mostra um espectro cadenciado, com três faixas excitadas em ordem decrescente de amplitude: a faixa de 0 kHz a 50 kHz que indicam os mecanismos de desgaste adesivo e a movimento de deslocamentos; a faixa de 120 kHz a 280 kHz representativa de mecanismos de propagação de trincas e deformação plástica e a faixa de 350 kHz a 500 kHz relativa aos mecanismos de desgaste abrasivo, propagação de trincas e fenômenos de mudança de fase.

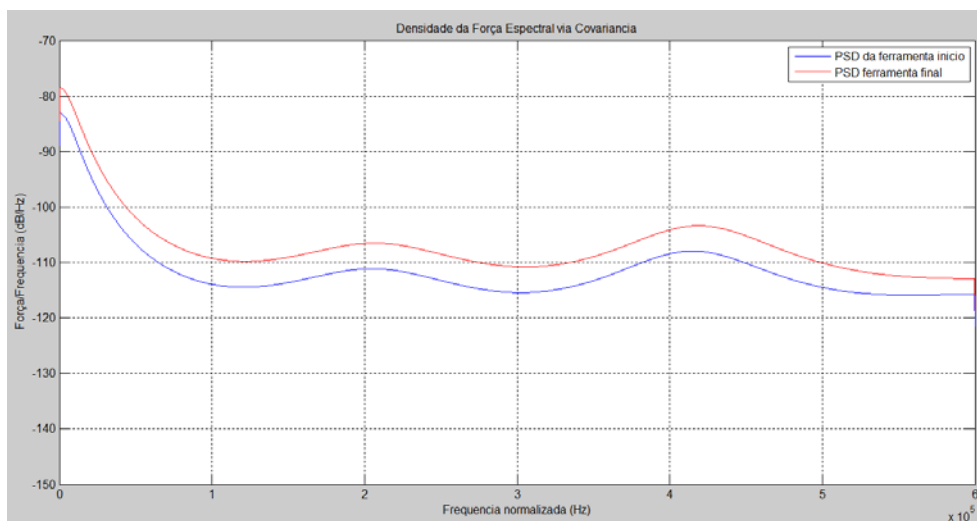
Na ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.31c), os sinais das PSDs excitam as mesmas faixas de frequências tendo somente as amplitudes alteradas (menor na ferramenta nova). As faixas excitadas são: de 0 kHz a 50 kHz oriunda dos mecanismos de desgaste adesivo e a movimento de deslocamentos, de 120 kHz a 300 kHz que denotam a mecanismos de desgaste abrasivo e de 350 kHz a 550 kHz referentes a mecanismos de desgaste abrasivo, propagação de trincas e fenômenos de mudança de fase.



a) Ferramenta sem recobrimento



b) Ferramenta recoberta com AICrN



c) Ferramenta recoberta com AICrN nanoestruturado

FIGURA 5.31 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

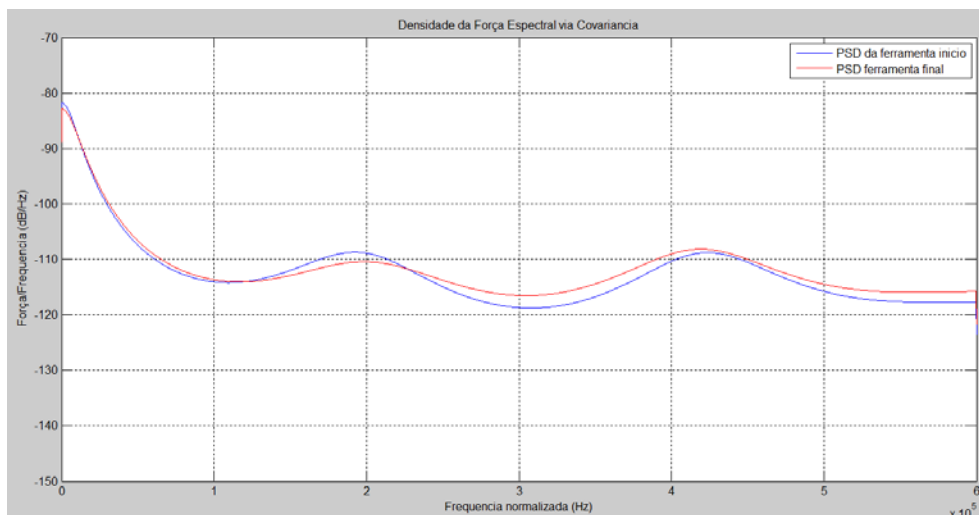
Comparando as PSDs de todas as ferramentas (FIGS. 5.31a, 5.31b e 5.31c) nota-se que o sinal de maior amplitude é o da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado, seguida da ferramenta sem recobrimento. O sinal de menor energia é o da ferramenta com recobrimento AlCrN, indicando que os mecanismos excitadores de EA tem baixa magnitude nessa ferramenta. De modo geral, a ferramenta AlCrN apresentou sinais com grande variação de faixa de frequência e com baixa amplitude. Como já demonstrado anteriormente, o recobrimento apresentou falhas ao avaliar a adesão do mesmo através da indentação, o que explica essa grande distorção dos sinais. Ao ser solicitado, principalmente utilizando parâmetros de corte com maior retirada de material, o recobrimento se desprende da superfície de folga e saída excitando diversos mecanismos de desgaste já no início do uso da ferramenta. Como a deposição do recobrimento cria uma interface, onde há interações de partículas formadoras do recobrimento e do substrato, esta interface pode estar atenuando as ondas, uma vez que o meio é o responsável pela transmissão do sinal de EA.

Nos sinais oriundos do torneamento usando velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm (FIG. 5.32) nota-se um comportamento muito parecido da PSD no início e fim de vida da ferramenta. Como nesta condição há uma grande taxa de retirada de material, a ferramenta entra em fim de vida no segundo passe tendo, portanto, os mesmos mecanismos excitadores do início de vida.

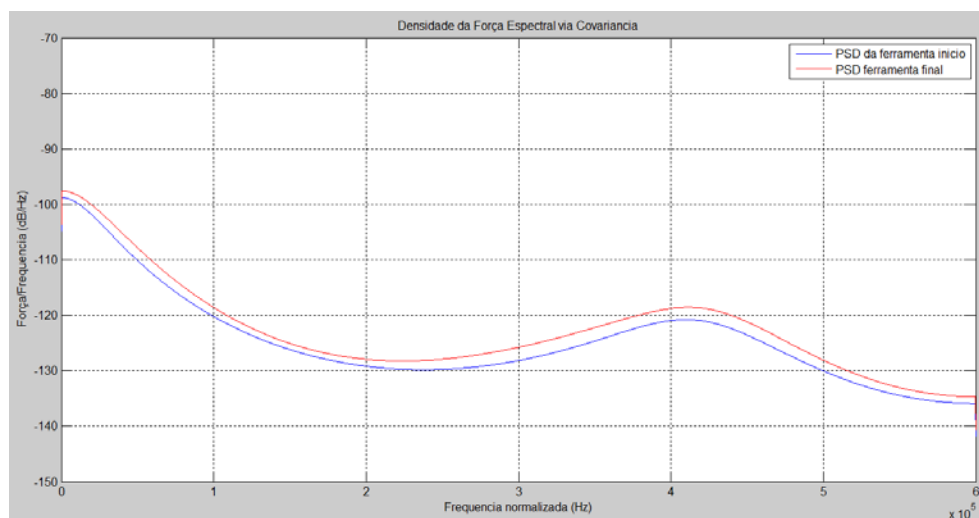
Nota-se nas PSDs da ferramenta sem recobrimento (FIG. 5.32a) que os mecanismos excitadores são: desgaste adesivo e movimento de deslocamentos (faixa de 0 kHz a 50 kHz); interações de partículas (120 a 220 kHz) e desgaste abrasivo, formação e propagação de trincas e fenômenos de mudança de fase (350 kHz a 550 kHz). As faixas de 0 kHz a 50 kHz e de 120 kHz a 220 kHz atenuam no fim de vida da ferramenta enquanto que a faixa de 350 kHz a 550 kHz são amplificadas.

A ferramenta com recobrimento AlCrN (FIG. 5.32b) excita a PSD em duas grandes faixas: uma de 0 kHz a 120 kHz que responde aos mecanismos de desgaste adesivo e movimento de deslocamentos e outra de 220 kHz a 550 kHz que é excitada por mecanismos de acomodações de vazios e interação de partículas, além do desgaste abrasivo, propagação de trincas, fenômenos de mudança de fase e deformação plástica. A amplitude da PSD em início de vida é maior que a PSD em fim de vida denotando que a taxa dos mecanismos excitadores é maior, ou seja, atuam mais no início do uso da ferramenta.

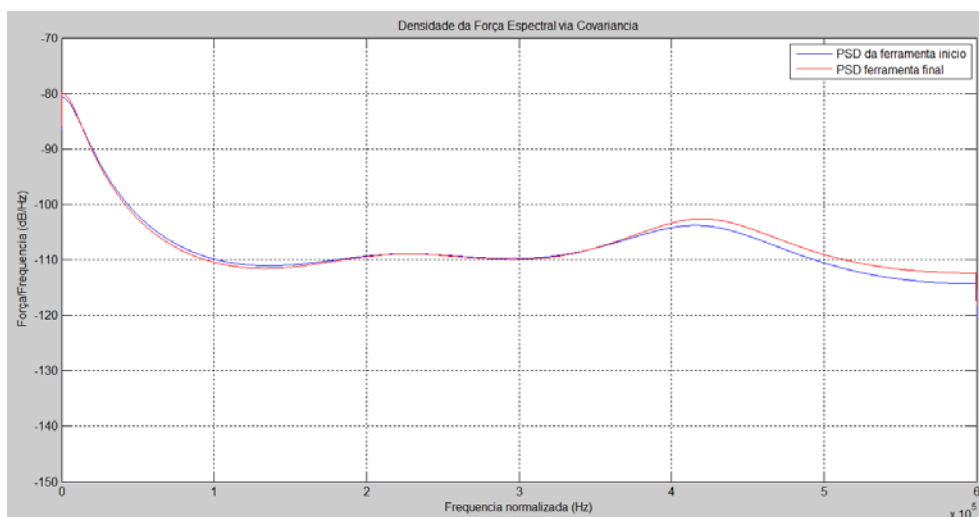
Nos sinais da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.32c) encontram-se três mecanismos excitadores: desgaste adesivo e movimento de deslocções (faixa de 0 kHz a 100 kHz); interações de partículas (120 a 220 kHz) e desgaste abrasivo, formação e propagação de trincas e fenômenos de mudança de fase (350 kHz a 550 kHz). Os sinais da ferramenta nova e em fim de vida apresentam praticamente a mesma amplitude, tendo a diferenciação na faixa de 350 kHz a 550 kHz, onde a ferramenta já em fim de vida apresenta um sinal de maior amplitude. Como essa faixa é excitada por mecanismos de desgaste abrasivo e propagação de trincas, é extremamente plausível a excitação maior no fim de vida.



a) Ferramenta sem recobrimento



b) Ferramenta recoberta com AlCrN



c) Ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado

FIGURA 5.32 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.

Os sinais de PSDs indicam que as ferramentas sofrem por diversos mecanismos de degradação que excitam diversas faixas de frequências. Assim, a implantação de filtros corta faixa e passa faixa limita a exploração dos fenômenos captados pela EA durante o monitoramento do desgaste da ferramenta. Praticamente em todos os sinais houve a excitação de frequências referentes a mecanismos de desgaste adesivo (faixa de 0 kHz a 50 kHz). A análise da cunha de corte de praticamente todas as ferramentas de corte usadas indica a presença de aço aderido. Por ser uma operação em que a interface ferramenta-peça está submetida a uma grande sollicitação, a peça de aço ABNT 4340 deforma-se em uma grande magnitude aderindo nas ferramentas conforme demonstra a FIG. 5.33 que mostra as ferramentas depois do torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.

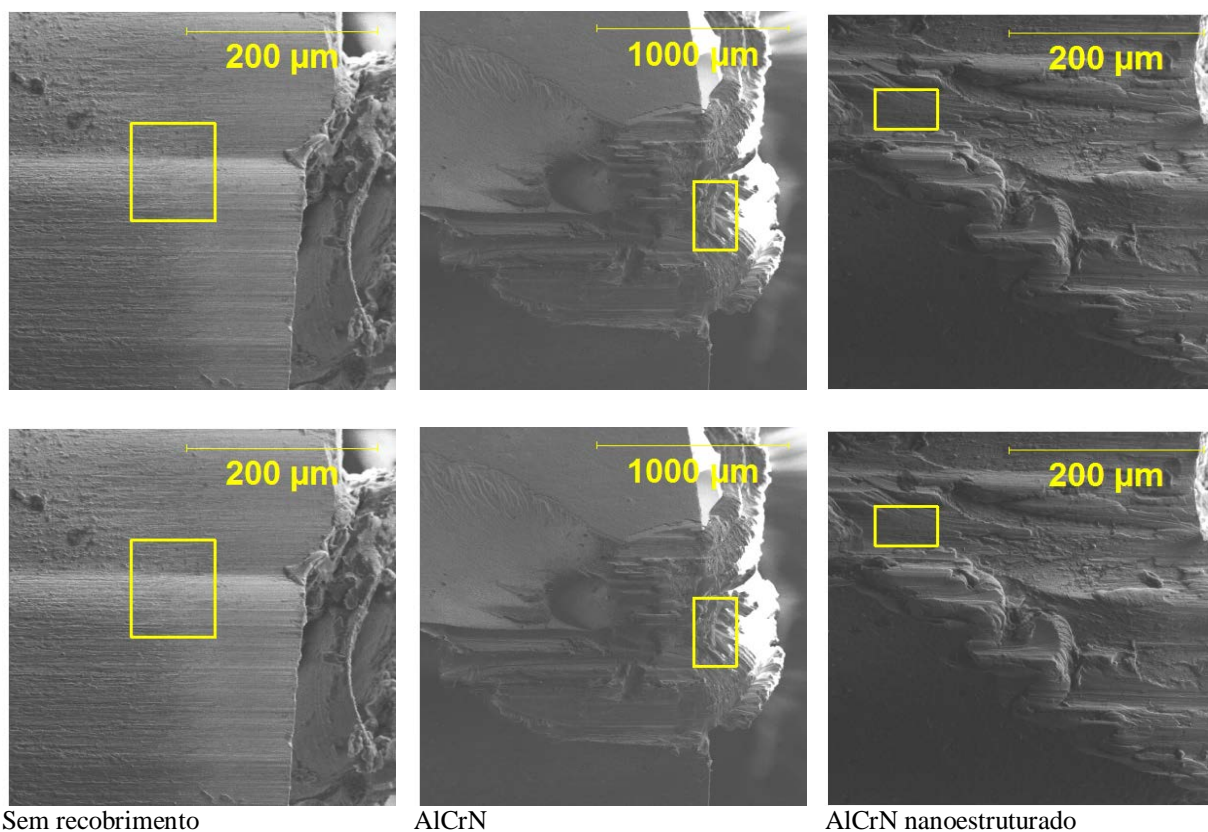


FIGURA 5.33 – Micrografias utilizando MEV demonstrando a superfície de folga das ferramentas de corte juntamente com suas EDS no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.

O desgaste abrasivo e os mecanismos de formação e propagação de trincas estiveram presentes em sinais das ferramentas em fim de vida, principalmente nas ferramentas recobertas com AlCrN nanoestruturado e nas ferramentas sem recobrimentos. Esses

mecanismos são os que promovem maior desgaste da ferramenta e é razoável que eles estejam presentes nos sinais em fim de vida.

O mecanismo de interação de partícula se mostrou intermitente, sendo mais presente quando se usinou com parâmetros de corte com retirada intermediária de material. Isso demonstra que o maior contato ferramenta-peça e uma pressão de corte relativamente alta fazem com que haja a presença deste mecanismo.

O conceito de taxa de desgaste é apresentado de forma a demonstrar que os sinais de EA respondem aos mecanismos instantâneos de excitação da ferramenta. Assim, um sinal pode ter sua taxa de desgaste maior no início do corte que no fim devido à solitação momentânea da ferramenta. A aplicação do recobrimento reduz a taxa de desgaste uma vez que o recobrimento apresenta menores coeficientes de atrito e maior resistência sob altas temperaturas, gerando uma menor interação na interface ferramenta-peça.

De maneira geral, os sinais de PSDs das ferramentas novas tiveram amplitudes menores que os sinais das ferramentas em fim de vida, o que pode ser usado para determinar o desgaste de ferramenta remotamente por meio do processamento adequado dos sinais de PSD.

5.4 Relação entre a vida de ferramenta e a força da PSD dos sinais de EA

As ferramentas usadas nos testes de torneamento tiveram os seus desgastes monitorados. A vida da ferramenta é um importante recurso para se avaliar o desempenho dos insertos e identificar as condições ótimas de parâmetros de corte para uma ferramenta específica.

A área abaixo da curva da PSD dos sinais de EA é conhecida como média da PSD e demonstra a força que o sinal tem. Essa técnica foi confrontada com o desgaste de flanco das ferramentas a fim de avaliar se o sinal responde ao desgaste.

Os insertos usados nos testes foram da classe K (indicada para a usinagem de ferro fundido) pelo fato de ser um inserto em que a fabricante a fornece sem recobrimento e não haver quebra-cavacos na superfície de saída. O intuito do uso dos recobrimentos é avaliar

a melhora do desempenho no uso com recobrimentos e a contribuição do uso deles nos sinais de EA.

Os insertos sem recobrimento demonstraram um fraco desempenho em termo de vida de ferramenta. A dureza da peça usinada (46 ± 1 HRc) faz com que a resistência do substrato (metal duro) não suporte a solicitação. Além disso, o aumento do tempo de contato entre ferramenta e peça faz com que a temperatura da interface aumente, provocando a diminuição da resistência do metal duro, desgastando-o prematuramente. Além disso, a ferramenta da classe K sofre desgaste difusivo na usinagem de aço e isso a faz ter uma vida curta.

No torneamento sob velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm (FIG. 5.34) observa-se que o desgaste de flanco da ferramenta sem recobrimento atinge um $VB_{\text{MAX}} = 0,533$ mm já no primeiro passe, o que demonstra que a ferramenta sem recobrimento não suporta esta solicitação de corte devido a sua classe. Nota-se que o sinal diminui com o aumento do desgaste da ferramenta. O grande desgaste da ferramenta no primeiro passe originou uma maior excitação do sinal de EA gerando uma alta média de PSD. Já no segundo passe a ferramenta atingiu um desgaste $VB_{\text{MAX}} = 0,845$ mm, o que gera um gradiente em relação ao primeiro passe de 0,312 mm. Isso faz com que o sinal de EA seja menor, uma vez que a taxa de desgaste é menor que no primeiro passe, o que foi demonstrado na força da PSD.

Já as ferramentas recobertas demonstraram um desempenho satisfatório: a ferramenta recoberta com AlCrN apresentou baixo desgaste até quinto passe quando atingiu um VB_{MAX} de 0,316 mm comparável à ferramenta recoberta com recobrimento AlCrN nanoestruturado. Após esse ponto, a ferramenta com AlCrN nanoestruturado apresentou menor desgaste e maior tempo de corte, promovendo uma vida com desempenho 25% maior que a ferramenta recoberta com AlCrN.

A ferramenta recoberta com AlCrN apresentou o sinal do primeiro passe com alta energia (3,26 dB/Hz) sofrendo uma diminuição nos próximos passes (2,78 dB/Hz no quarto passe) até crescer novamente e atingir o maior valor no fim de vida da ferramenta (3,45 dB/Hz). O alto valor das médias demonstra que há alta interação dos mecanismos de desgastes e, juntamente com a falta de adesão sugerida pelos resultados de caracterização faz com que os sinais de EA tenham maior amplitude.

Na ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado percebe-se que a média da PSD inicia-se com um valor de 1,44 dB/Hz no primeiro passe onde a ferramenta apresenta um desgaste de flanco de 0,06 mm, a média continua decrescendo até atingir seu menor valor (0,75 dB/Hz) ao obter um desgaste de flanco de 0,25 mm. Após isso, as médias apresentam certa constância (de 0,83 dB/Hz a 1,02 dB/Hz) até que no fim de vida, a ferramenta com um desgaste de flanco de 0,607 mm apresente uma média de 2,06 dB/Hz. Ela também demonstrou uma evolução do desgaste mais uniforme que a ferramenta recoberta com AlCrN, conforme pode ser notado pelos espaçamentos entre os pontos das curvas das ferramentas na FIG. 5.32. Uma possível explicação está na melhor interação entre recobrimento e substrato da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado, que apresentou uma cunha cortante mais uniforme e suas falhas de recobrimento conforme indicado na FIG. 5.20.

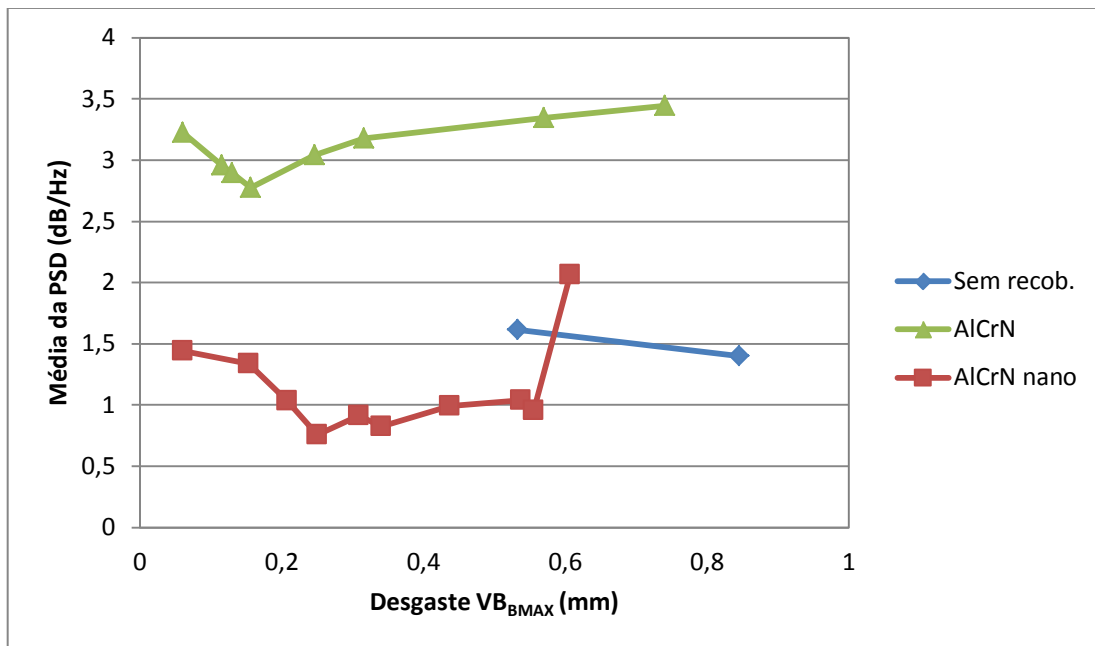


FIGURA 5.34 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Sob velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm (FIG. 5.35), a ferramenta sem recobrimento executou apenas um passe com um desgaste de flanco máximo de 1,402 mm, o que é mais que o dobro do critério estabelecido de $VB_{BMAX} = 0,6$ mm. A média da PSD atingiu um valor de 3,79 dB/Hz na ferramenta sem recobrimento, o que é um valor alto comparado com os encontrados nos demais testes demonstrando alta energia de desgaste. O desempenho da ferramenta sem

recobrimento foi muito baixo frente às ferramentas recobertas sob todas as condições de corte avaliadas, conseguindo na maioria dos casos apenas um passe. A grande afinidade entre o cobalto e o aço faz com que a ferramenta sem recobrimento sofra desgaste difusivo e enfraqueça sua cunha cortante fraturando-a.

As ferramentas recobertas (AlCrN e AlCrN nanoestruturado) apresentaram um tempo mais longo de corte comparadas com a ferramenta sem recobrimento (FIG. 5.35). A ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado apresentou uma taxa de desgaste mais uniforme (menor espaçamento entre os pontos) que a ferramenta recoberta com AlCrN. A ferramenta recoberta com AlCrN tiveram no primeiro passe uma média de PSD com valor de 3,39 dB/Hz e um desgaste $VB_{BMAX} = 0,082$ mm atenuando no segundo passe para 3,13 dB/Hz com um desgaste de 0,441 mm. No terceiro passe, que também corresponde ao fim de vida da ferramenta, a média atingiu 4,07 dB/Hz com um desgaste de 1,043 mm, seguindo o comportamento típico das médias da PSD em relação ao desgaste de flanco. O mesmo comportamento de curva é visto na ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado. A amplitude é atenuada devido à menor quantidade de eventos ocorrerem simultaneamente na ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado atenuando os sinais de EA e consequentemente as forças da PSD.

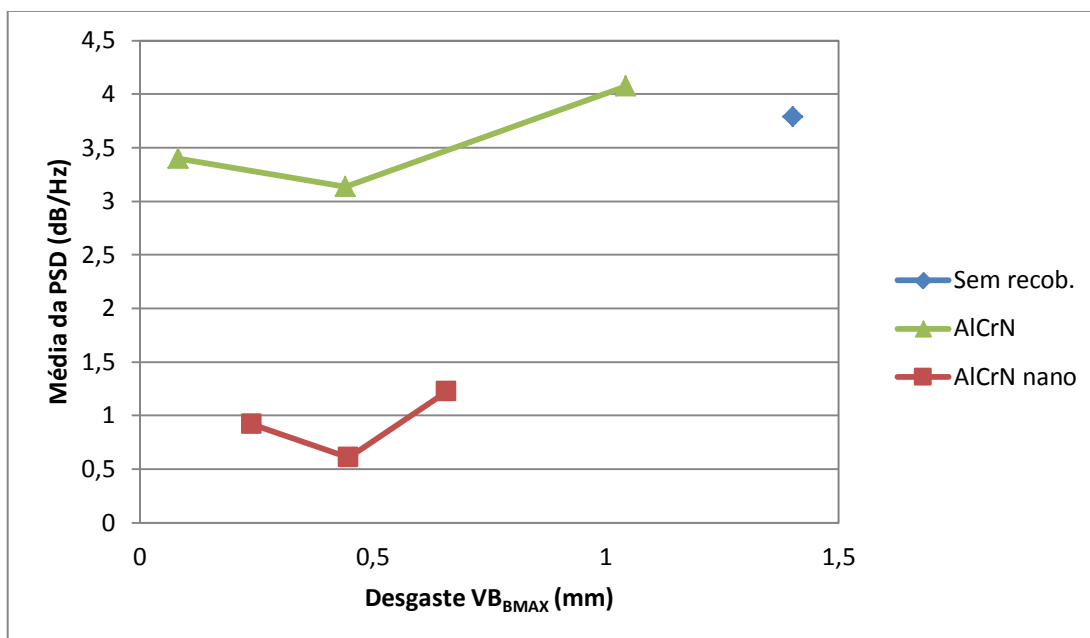


FIGURA 5.35 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.

O desempenho das ferramentas de corte no torneamento sob velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm está representado na FIG. 5.36. Nota-se que a ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado conseguiu efetuar cinco passes e apresentou um desgaste de flanco máximo de 0,681 mm, o que representa um desempenho 66% superior à ferramenta com recobrimento de AlCrN (três passes e um desgaste de flanco máximo de 0,867 mm). A ferramenta sem recobrimento não obteve um desempenho satisfatório, conseguindo executando apenas um passe no corpo de prova. Com ela a força da PSD atingiu 3,19 dB/Hz com um desgaste de flanco máximo de 1,402 mm.

A taxa de desgaste da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado foi menor que a taxa da ferramenta recoberta com AlCrN conforme pode ser notado pelo espaçamento entre os pontos das curvas da FIG. 5.36. O menor espaçamento denota a uma maior resistência aos mecanismos de desgaste aos quais as ferramentas foram submetidas.

Na usinagem com a ferramenta recoberta por AlCrN (FIG. 5.36), a média da PSD no primeiro passe atinge um patamar de 4,21 dB/Hz com um desgaste de flanco de 0,114 mm, o que praticamente se repete no terceiro passe (4,22 dB/Hz) com um desgaste de 0,867 mm. No segundo passe, a média cai para 0,29 dB/Hz com um desgaste de 0,29 mm, o que sugere um aumento da temperatura do processo (FIG. 5.36) que fez com que a força da PSD diminuísse no terceiro e último passe onde houve a maior taxa de desgaste e a força da PSD foi praticamente a mesma do início do corte.

A diminuição do valor da média no segundo passe e praticamente a manutenção do valor da média do primeiro e do terceiro passe são relacionadas com a temperatura do processo e com a forma do cavaco. No primeiro passe, a temperatura de corte é relativamente mais baixa (FIG. 5.37a) e os mecanismos de desgastes prevalecem sobre ela. Com o decorrer do processo de corte (FIG. 5.37b), há o aumento da temperatura produzindo cavacos contínuos e a taxa de desgaste diminui, reduzindo a média do sinal de EA. No fim de vida da ferramenta, a temperatura tende a aumentar mais (FIG. 5.37c) e a taxa de desgaste fica alta predominando sobre o efeito da temperatura nos sinais de EA gerando assim um aumento da média de PSD.

A média da PSD em relação ao desgaste de flanco da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.36), apresenta um valor baixo até o desgaste de flanco máximo de 0,495 mm, tendo um posterior crescimento após isso até alcançar a máxima de

6,08 dB/Hz quando $VB_{\text{MAX}} = 0,681$ mm. Analisando todas as médias de PSD estudadas, a desta ferramenta em fim de vida foi a de maior valor apesar de não ser o maior desgaste de flanco. Diversos mecanismos atuam simultaneamente na ferramenta conforme já enumerados o que faz com que os sinais tenham alta amplitude e isso reflita na média da PSD.

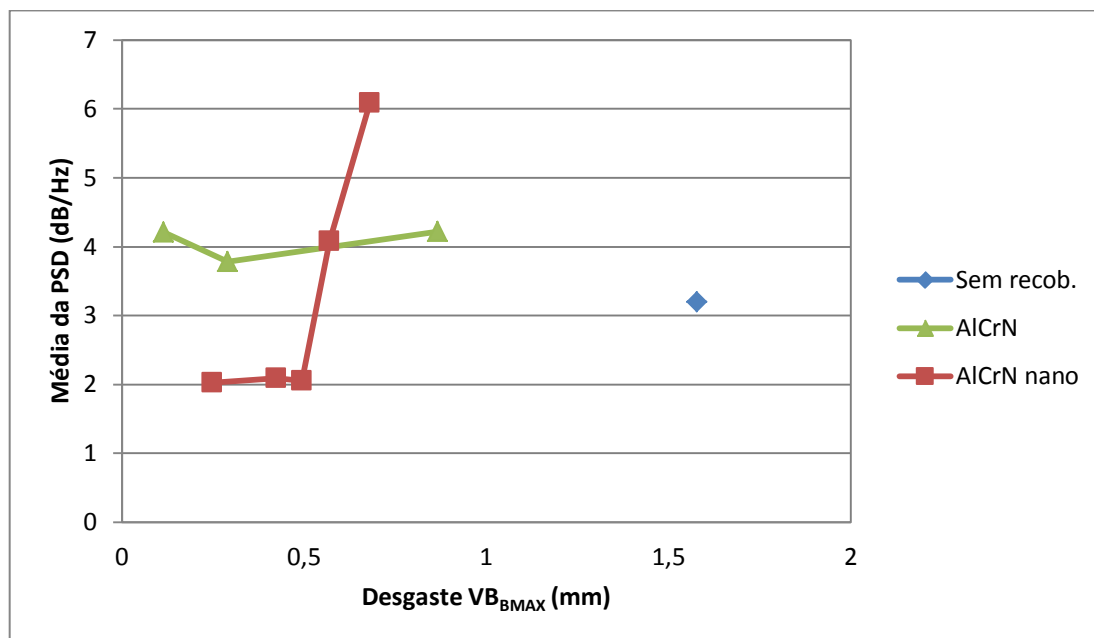


FIGURA 5.36 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm.

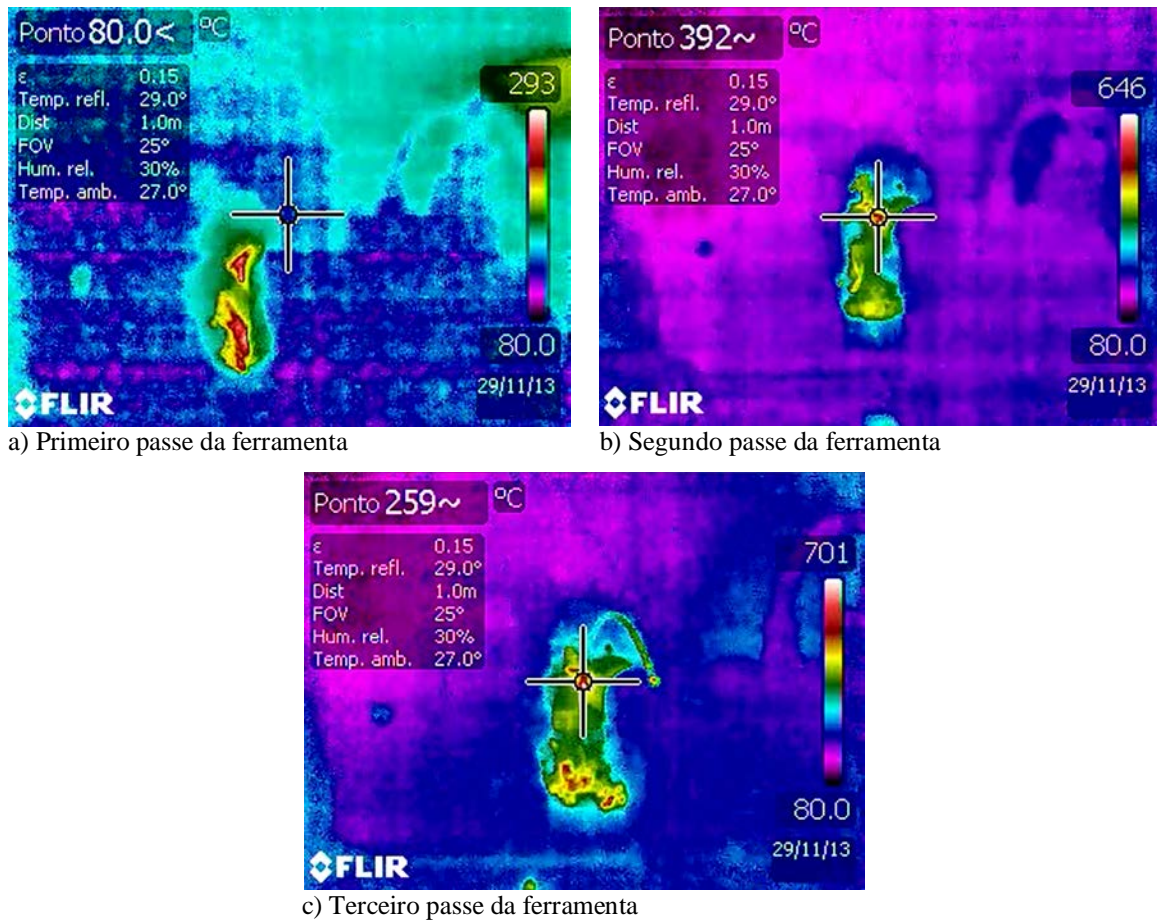


Figura 5.37 – Termografias da usinagem no torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 150 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm com ferramenta recoberta com AlCrN.

Nas médias da PSD em relação ao desgaste de flanco da ferramenta recoberta com AlCrN usinando com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de corte de 0,25 mm (FIG. 5.38) nota-se que no primeiro passe a média tem um valor de 3,07 dB/Hz com $VB_{\text{MAX}} = 0,112$ mm, crescendo no segundo passe para 3,64 dB/Hz com um desgaste de 0,128 mm. Após isso, a média decresce até atingir 2,89 dB/Hz no quarto passe ($VB_{\text{MAX}} = 0,504$ mm). No último passe, a média atinge seu maior patamar (3,74 dB/Hz) com $VB_{\text{MAX}} = 1,298$ mm. Observa-se que a média do segundo passe é maior que a do primeiro, o que foge da característica usual, denotando mecanismos de iniciação e propagação de trincas, nem sempre visíveis ao se analisar o desgaste de flanco. A ferramenta sem recobrimento obteve, no seu único passe, uma média de 3,98 dB/Hz com $VB_{\text{MAX}} = 0,711$ mm.

Na ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado nota-se que no primeiro passe a média apresentou um sinal de alta amplitude (1,45 dB/Hz), que nos passes seguintes diminuíram, tendo um aumento no fim de vida da ferramenta, mas com energia (1,46 dB/Hz) muito próxima à média da primeira. A temperatura da usinagem neste teste agiu como um atenuador das amplitudes dos sinais de EA principalmente no quarto e quinto passe da ferramenta. O aumento da temperatura gera maior liberdade de movimento das ligações químicas e isso faz com que os eventos propiciem menor deslocamento de energia captado pela EA.

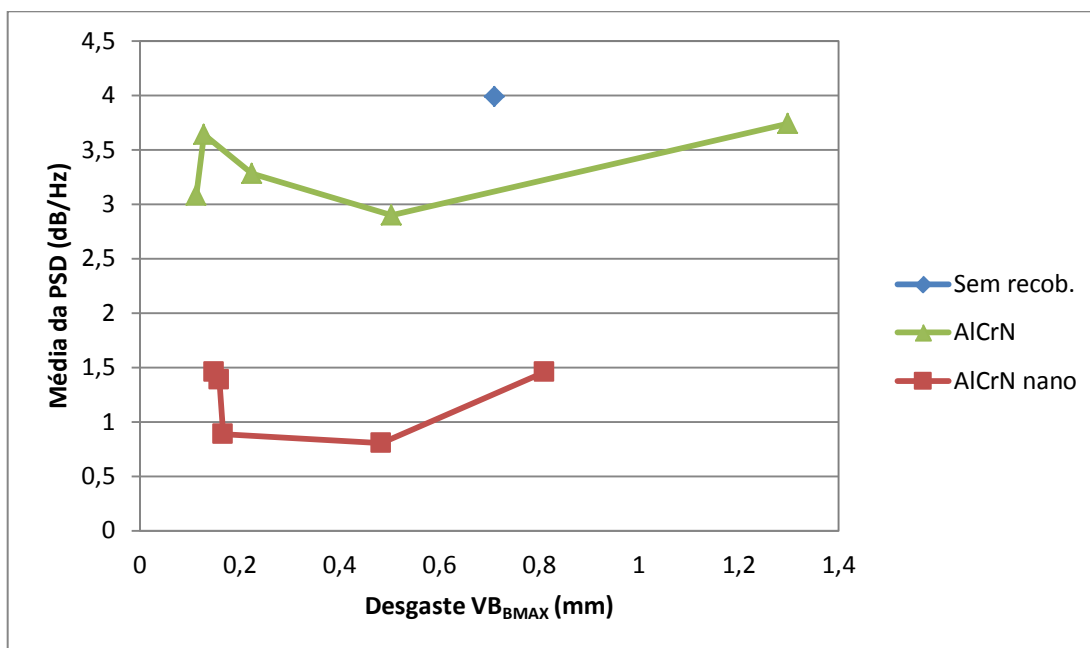


FIGURA 5.38 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

O desempenho das ferramentas recobertas (FIG. 5.39) foi semelhante em termos de tempo de corte (ambas executaram cinco passes). A ferramenta sem recobrimento apresentou baixo desempenho, executando apenas um passe. Quanto ao desgaste de flanco máximo, a ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado apresentou menor desgaste ($VB_{BMAX} = 0,811$ mm) diante de $VB_{BMAX} = 1,298$ mm da ferramenta com recobrimento de AlCrN. Apesar de apresentarem o mesmo coeficiente de atrito de 0,35 (OERLIKON, 2012), a ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado demonstrou melhor desempenho. A FIG. 5.39 ilustra o desgaste da superfície de folga das ferramentas após o corte. Nota-se as superfícies de folgas com característica porosa, que é comum no desgaste adesivo,

predominante principalmente nas ferramentas sem recobrimento (FIG. 5.39a) e na recoberta com AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.39c). Na ferramenta recoberta com AlCrN nota-se fratura do substrato e desgaste abrasivo e na maior parte, desgaste difusivo. Este fato sugere que a ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado apresentou melhor adesão na interface recobrimento-substrato e, conseqüentemente, melhor desempenho. Outra possível causa do melhor desempenho da ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado é a falha do recobrimento da cunha cortante evidente nas ferramentas recobertas com AlCrN (FIG. 5.20). A tensão cisalhante atuante entre o cavaco e a ferramenta faz com que as falhas diminuam a resistência do recobrimento provocando a sua delaminação e acelerando o desgaste.

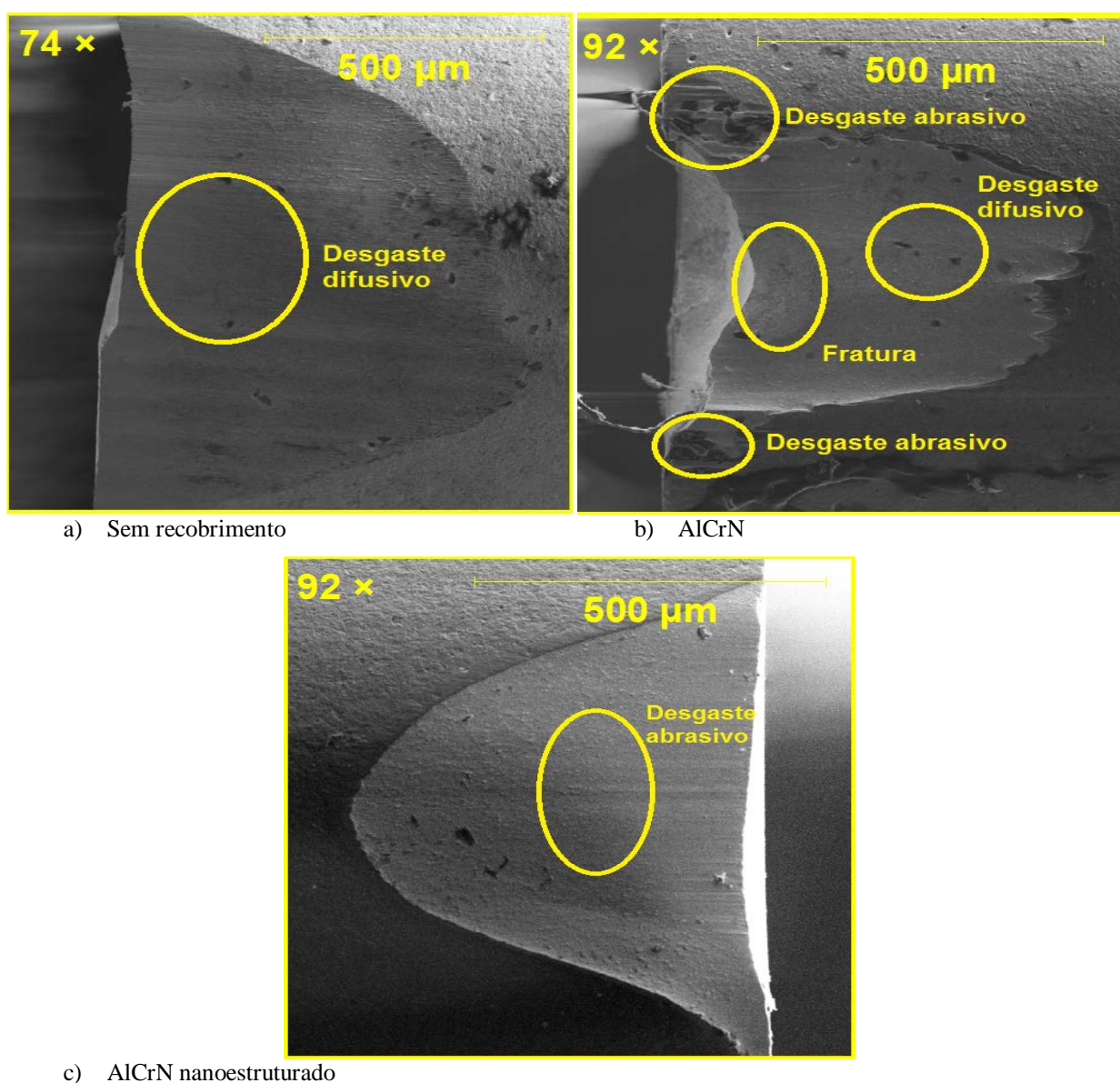


FIGURA 5.39 – Superfícies de folga das ferramentas após o torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Torneando sob velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm (FIG. 5.40), a ferramenta sem recobrimento apresentou um baixo desempenho, assim como em praticamente todas as condições de corte utilizadas necessitando de apenas um passe com a mesma para exceder o limite de fim de vida. Nesta condição, a média da PSD gerou um baixo valor (1 dB/Hz) o que contraria as demais médias obtidas pela ferramenta sem recobrimento. Isso sugere que a ferramenta, no momento da aquisição do sinal estava sofrendo uma baixa taxa de desgaste e ainda sofrendo forte influência da temperatura atenuando assim o sinal de EA.

Nas médias da PSD da ferramenta recoberta com AlCrN nota-se o comportamento típico da curva média da PSD em relação ao desgaste de flanco, tendo uma alta energia no primeiro passe, diminuindo no passe subsequente devido a diminuição da taxa de desgaste e logo depois aumentando até atingir o maior nível no fim de vida devido a imposição de altas taxas de desgaste que fazem com que o sinal cresça.

Na usinagem com ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado nota-se que a média no primeiro passe tem um valor de 1,51 dB/Hz com um desgaste VB_{BMAX} de 0,041 mm. No segundo passe, a média decresce para 1,24 dB/Hz ($VB_{\text{BMAX}} = 0,453$ mm). A partir daí, a média cresce até atingir 2,09 dB/Hz com $VB_{\text{BMAX}} = 0,771$ mm. Esse sinal apresenta a característica típica das médias em relação ao desgaste estudado.

As ferramentas recobertas apresentaram o mesmo desempenho (efetuaram quatro passes), mas com menor desgaste para a ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado (desgaste de flanco máximo de 0,771 mm contra 0,822 mm para a ferramenta com recobrimento de AlCrN).

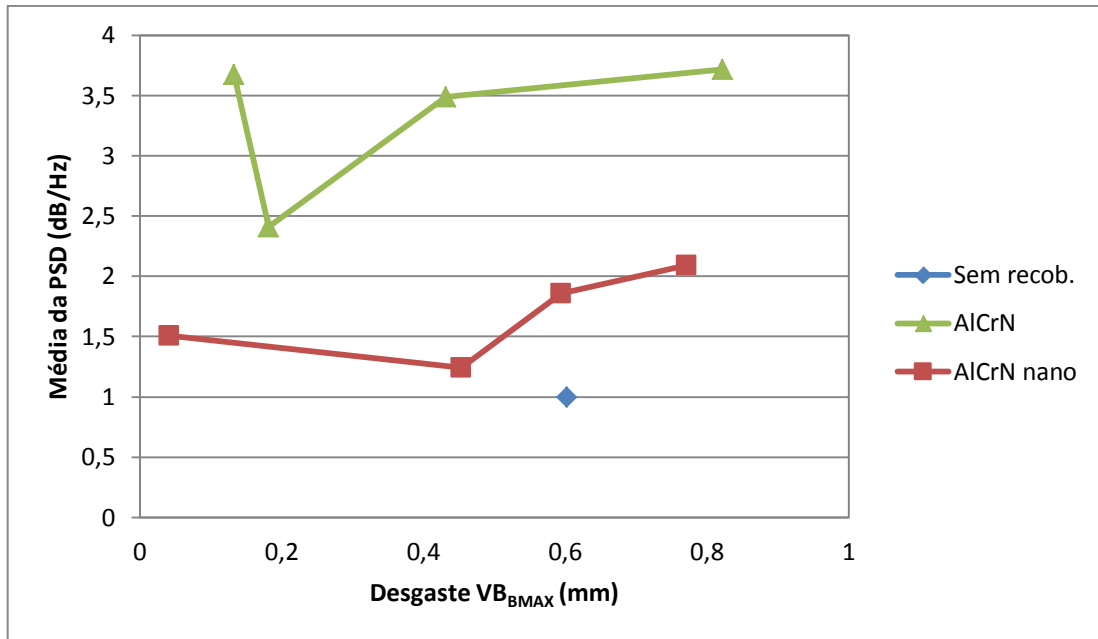


FIGURA 5.40 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

No caso do torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm (FIG. 5.41) nota-se que a ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado teve um desempenho 50% maior que ferramenta recoberta com AlCrN (seis passes frente a 4 passes da ferramenta com recobrimento AlCrN) e também obteve um menor desgaste de flanco máximo em todo o experimento tendo consequentemente uma menor taxa de desgaste.

No primeiro passe, a média da PSD da ferramenta recoberta com AlCrN alcançou um patamar de 3,06 dB/Hz com um desgaste de flanco máximo de 0,102 mm. Após isso, a média caiu até o terceiro passe alcançar um valor de 2,41 dB/Hz ($VB_{BMAX} = 0,431$ mm). No último passe, a média cresce para 5,79 dB/Hz ($VB_{BMAX} = 0,774$ mm). Esse é o comportamento usual da curva da força de PSD em relação ao desgaste. O elevado valor da média no último passe sugere uma acentuada taxa de desgaste, superando inclusive a atenuação gerada pelo aumento da temperatura.

Na PSD em relação ao desgaste de flanco da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado observa-se que a média iniciou com um valor de 1,32 dB/Hz no primeiro passe com um VB_{BMAX} de 0,037 mm, reduzindo para a 1,20 dB/Hz no segundo passe com um desgaste de flanco máximo de 0,087 mm. No terceiro passe a média da PSD da EA sobe para

1,35 dB/Hz com $VB_{\text{MAX}} = 0,421$ mm e no quarto cai para 0,86 dB/Hz que é o menor atingido com essa ferramenta. Após isso, a média cresce até atingir 1,39 dB/Hz no fim de vida da ferramenta.

Assim como nos demais testes, a ferramenta sem recobrimento conseguiu efetuar apenas um passe gerando um desgaste de flanco máximo de 0,987 mm com média de 3,89 dB/Hz, o que é relativamente alto. As ferramentas recobertas obtiveram o comportamento usual. A ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado manteve uma baixa média de PSDs oscilando entre 0,9 dB/Hz a 1,39 dB/Hz, obtendo uma pequena variação enquanto que as médias de PSD da ferramenta com recobrimento AlCrN oscilaram entre 2,40 dB/Hz a 5,78 dB/Hz. A força da PSD também pode ser atribuída à estrutura do recobrimento. Em todas as médias estudadas, a ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado apresentou menores valores (faixa de 1 a 2 dB/Hz) enquanto que a ferramenta com AlCrN apresentou valores entre 2 a 4 dB/Hz.

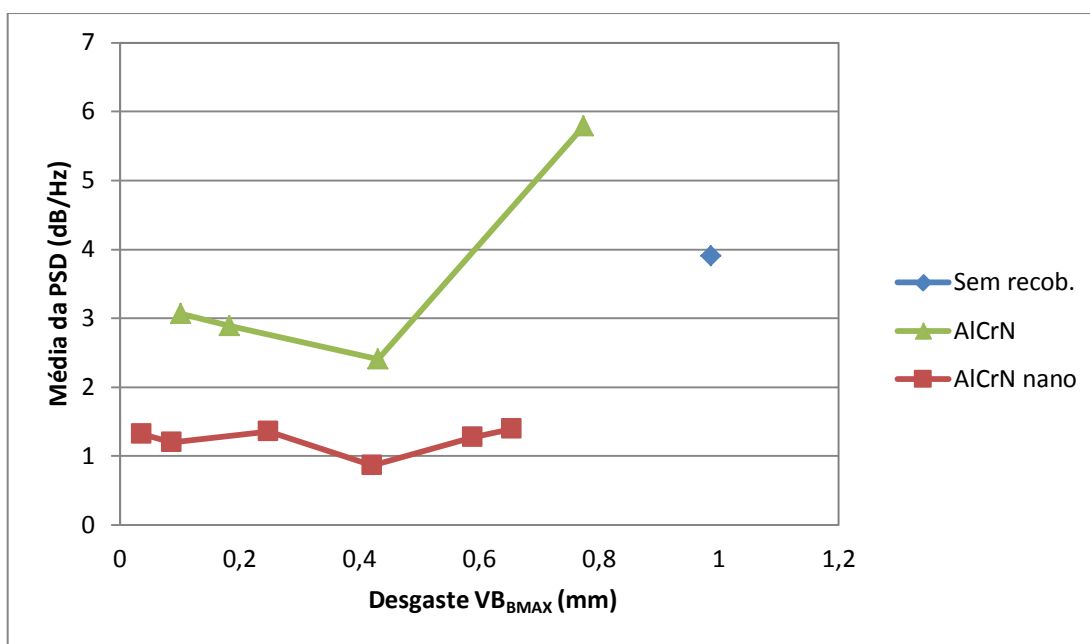


FIGURA 5.41 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Na FIG. 5.42 é apresentado o comportamento das ferramentas no ensaio de torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm. As ferramentas recobertas apresentaram desempenho similar (dois passes), entretanto a ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado apresentou um menor

desgaste de flanco máximo ($VB_{\text{BMAX}} = 0,652$ mm) em comparação à ferramenta recoberta com AlCrN ($VB_{\text{BMAX}} = 1,033$ mm). Com o aumento da velocidade de corte há o aumento da temperatura da usinagem e isso faz com que haja a diminuição da resistência da ferramenta e de sua vida. A ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado demonstrou uma melhor resistência, apresentando um menor desgaste de flanco.

Na ferramenta recoberta com AlCrN a curva demonstra uma média menor no início da vida ferramenta, o que é o usual. Nela, nota-se um desgaste de flanco de 0,437 mm com uma média de 3,42 dB/Hz no primeiro passe e 4,51 dB/Hz no segundo passe com $VB_{\text{BMAX}} = 1,033$ mm. Como o desgaste do último passe foi elevado e superou a interferência do aumento da temperatura no sinal de EA, a média tornou-se maior que a do primeiro passe.

A média do fim de vida da ferramenta foi menor que a média do início de vida na curva da PSD da ferramenta recoberta de AlCrN nanoestruturado. A influência da temperatura do processo começa a ter embasamento, além é claro da falta de preenchimento e de adesão do recobrimento ao substrato da ferramenta.

A média da PSD da ferramenta sem recobrimento atingiu um valor de 3,87 dB/Hz com um desgaste de flanco máximo de 1,2 mm. As médias das PSDs da ferramenta sem recobrimento obtiveram, em todos os parâmetros estudados, valores bem próximos às da ferramenta recoberta com AlCrN. Isso denota que a ferramenta recoberta com AlCrN apresenta praticamente as mesmas taxas de desgastes (com vários mecanismos de desgaste) que a ferramenta sem recobrimento tendo portanto o mesmo patamar de médias de PSD.

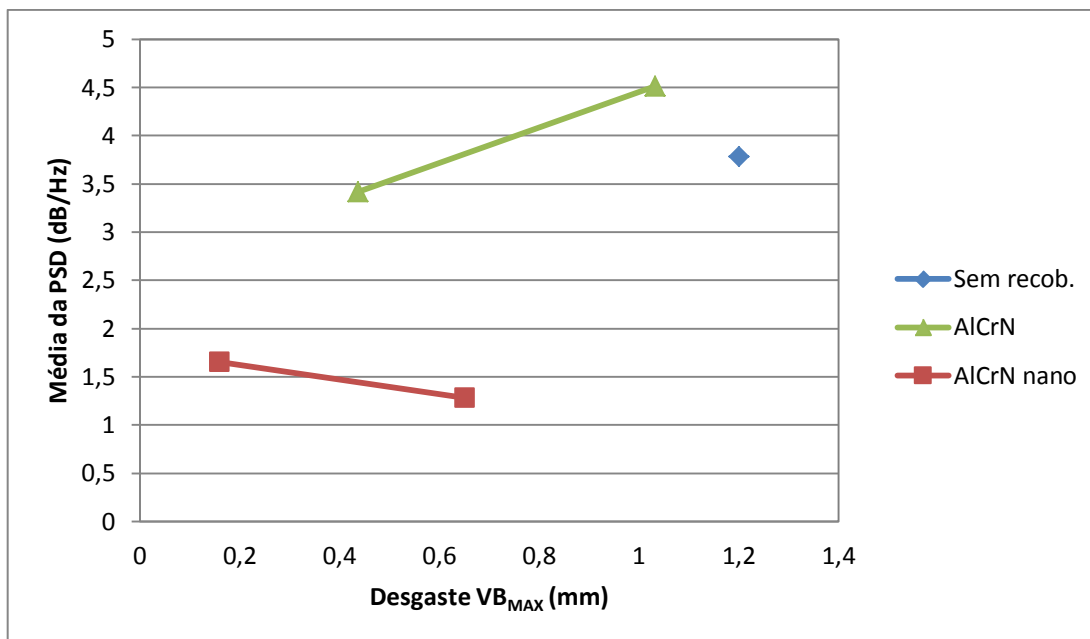


FIGURA 5.42 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,10 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

O desempenho das ferramentas usadas no ensaio de torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm é apresentado na FIG. 5.43. Nota-se que até o segundo passe, os desgastes das duas ferramentas recobertas são idênticos ($VB_{BMAX} = 0,222$ mm no primeiro passe e $VB_{BMAX} = 0,510$ mm no segundo passe). Após isso, a ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado apresentou menor desgaste se comparada com a ferramenta com recobrimento AlCrN. O menor desgaste da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado indica que há uma melhor interface recobrimento-substrato e talvez uma rugosidade superficial mais baixa.

Nas médias de PSD referente ao torneamento usando ferramenta recoberta com AlCrN nota-se um perfil típico do gráfico, tendo o primeiro passe com uma média relativamente alta, tendo uma redução no segundo passe e crescendo novamente no último passe da ferramenta.

Nas médias da PSD da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado nota-se que a maior média (1,47 dB/Hz) foi alcançada no primeiro passe da ferramenta. No segundo e no terceiro passe, as médias apresentaram valores menores que o do primeiro passe tendo respectivamente de 1,13 dB/Hz e 1,37 dB/Hz. No segundo passe a ação da temperatura como atenuador do sinal de EA prevaleceu sobre os mecanismos de desgastes. No terceiro passe, o

desgaste VB_{MAX} apresenta um valor alto de 1,29 mm, com um gradiente de 0,755 mm em relação ao segundo passe, o que faz com que os mecanismos de desgastes superem a ação da temperatura e gere uma média maior, mas mesmo assim, não maior que o primeiro passe. As falhas de deposição e a falta de adesão em certos pontos podem ter sido a causa do primeiro passe apresentado uma média maior que o terceiro.

A ferramenta sem recobrimento mais uma vez conseguiu efetuar apenas um passe gerando um desgaste de flanco máximo de 1,78 mm e uma média de PSD de 3,42 dB/Hz. Esse valor está dentro do patamar observado nas médias de PSD da ferramenta sem recobrimento atingidas em todos os parâmetros estudados.

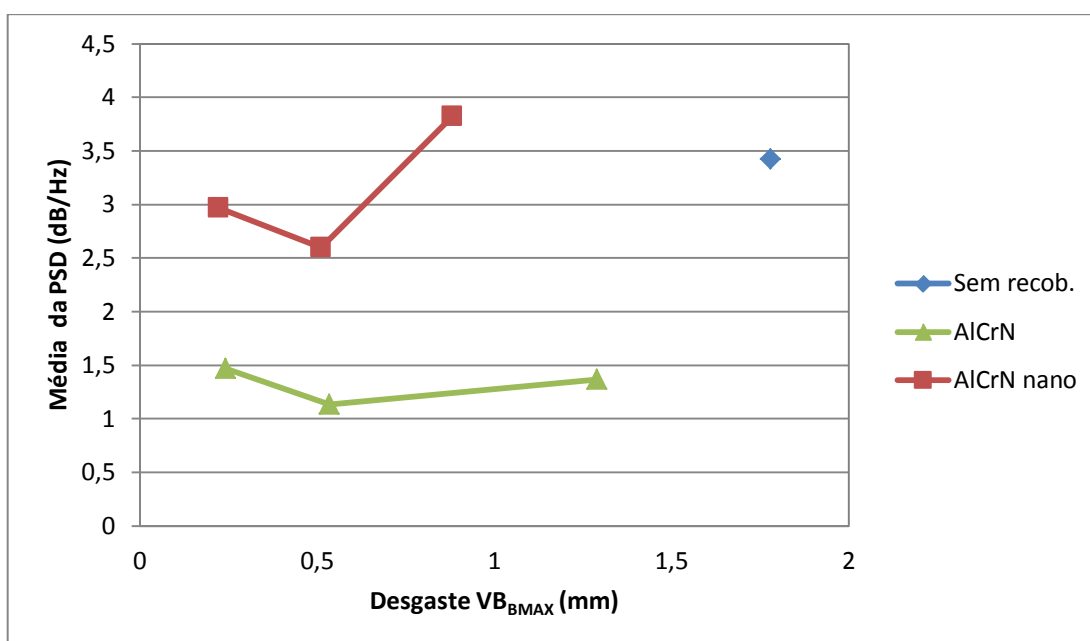


FIGURA 5.43 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

O uso dos recobrimentos nas ferramentas aumentou a vida em todas as condições estudadas. Apesar das ferramentas não serem as indicadas para a usinagem do aço e sim do ferro fundido, os resultados mostram que na usinagem do aço baixa liga ABNT 4340 com dureza de 46 HRc usando ferramenta de metal duro classe K, estas devem ser recobertas para que consigam efetuar a operação com sucesso.

De maneira geral, pode-se afirmar que a ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado apresentou um desempenho superior em condições de maior solicitação (avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,75 mm), obtendo tempo mais longo de corte que a ferramenta recoberta com AlCrN. A maior adesão recobrimento-substrato do

recobrimento AlCrN nanoestruturado pode ter beneficiado seu desempenho, visto que nos testes de microdureza o recobrimento AlCrN delaminou da ferramenta, fato que pode ter ocorrido nos testes de torneamento.

Além de atingir o mesmo tempo de corte nas demais condições, a ferramenta com recobrimento AlCrN nanoestruturado apresentou menor desgaste de flanco máximo, o que leva a crer que a maior adesão do recobrimento AlCrN nanoestruturado beneficia na redução do desgaste.

As médias das PSDs das ferramentas apresentaram uma correlação com o desgaste de flanco das ferramentas. Como já dito na análise dos espectros das PSDs, o sinal de EA com o tratamento adotado neste trabalho é influenciado pela taxa de desgaste das ferramentas, tendo um alto valor no início do corte, sofrendo atenuação no meio da vida e crescendo novamente no fim do corte. Esse aspecto demonstrado nas médias da PSD pode ser usado como um parâmetro de monitoramento do desgaste da ferramenta, sendo ele bastante sensível ao fim de vida das mesmas.

De maneira geral, as ferramentas sem recobrimento tiveram a média da PSD oscilando entre o patamar de 3 a 5 dB/Hz. Esse patamar se repetiu nas ferramentas recobertas com AlCrN, o que fortalece a afirmação que a delaminação do recobrimento AlCrN influi nos sinais de EA e no processo de desgaste das mesmas. Por outro lado, a ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado, apresentou as médias da PSD oscilando entre 1 a 2 dB/Hz. O recobrimento AlCrN nanoestruturado demonstrou ter maior tempo de corte, menor desgaste de flanco em condições de desempenho igualitário com o recobrimento AlCrN e, além disso, uma menor força de PSD nos sinais de EA.

5.5 Avaliação da evolução do desgaste de ferramenta com a PSD do sinal de EA

Os testes de torneamento foram replicados monitorando os sinais de emissão acústica e a evolução do desgaste por meio do desgaste de flanco e por micrografias. Por se tratar de um mecanismo altamente sistêmico e dependente de vários fatores, o desgaste e os sinais de EA não responderam da mesma forma ao serem replicados, mas apresentaram uma

tendência. Além disso, por estar em condição limite, a ferramenta maximiza os mecanismos de desgaste, o que reflete no tempo de vida da ferramenta e na energia dos sinais de EA. Portanto, a análise tanto do desgaste quanto dos sinais deve ser feitas pontualmente.

O desgaste da ferramenta sem recobrimento em relação à média da PSD no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm (FIG. 5.44) apresentou em seu primeiro passe um desgaste de flanco máximo de 0,44 mm com uma média da PSD de 0,95 dB/Hz. No segundo passe, a média da PSD atingiu um valor de 1,16 dB/Hz com $VB_{\text{MAX}} = 0,87$ mm, o que seguiu a tendência já vista em outras análises em que a ferramenta no início de vida tem uma força de sinal menor que no fim de vida.

No desgaste da ferramenta recoberta com AlCrN (FIG. 5.44), a média da PSD iniciou-se com 0,9 dB/Hz no primeiro passe ($VB_{\text{MAX}} = 0,087$ mm), aumentando para 0,91 dB/Hz no segundo passe ($VB_{\text{MAX}} = 0,176$ mm). No terceiro e quarto passe, a inclinação da curva manteve-se constante o que denota que houve uma correlação bem linear entre a média da PSD e o desgaste de flanco da ferramenta.

Na ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado (FIG. 5.44), o desgaste de flanco máximo do primeiro passe foi de 0,091 mm com uma média de PSD de 0,72 dB/Hz, sofrendo uma atenuação no segundo passe para 0,54 dB/Hz com um desgaste de flanco máximo de 0,154 mm. No terceiro passe, a média volta a crescer atingindo 0,75 dB/Hz com um desgaste máximo de 0,449 mm. No quarto e último passe, a média atinge 1,27 dB/Hz e com um desgaste de flanco máximo de 0,602 mm.

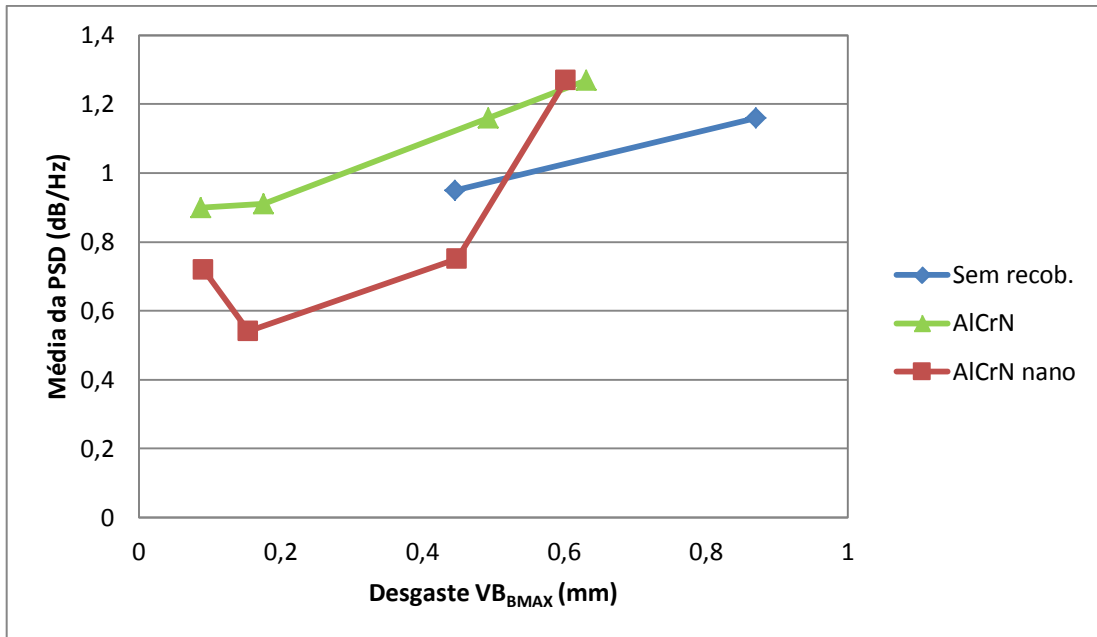


FIGURA 5.44 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Na ferramenta sem recobrimento, o sinal PSD oriundo do torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm no início do corte (FIG. 5.45) excita a frequência de 0 kHz a 90 kHz, que demonstra desgaste adesivo. A faixa de frequência de 200 kHz a 500 kHz está relacionada tanto com propagação de trincas quanto com o desgaste abrasivo, o que é excitado na PSD do início do corte com baixa energia, indicando que há pouca incidência desse desgaste na ferramenta no início do corte. A análise da micrografia MEV da ferramenta após o primeiro passe (FIG. 5.45a) não sugere a presença de microtrincas, mas sugere a presença de desgaste microabrasivo na superfície. No sinal PSD da ferramenta em fim de vida, a frequência de 0 a 90 kHz continua excitada (desgaste adesivo) e a faixa de 200 kHz a 550 kHz é excitada também com baixa energia.

O mecanismo mais atuante na ferramenta sem recobrimento do torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm é o desgaste difusivo. O aspecto liso da superfície da ferramenta de corte denota o desgaste difusivo. Como esse mecanismo excita uma faixa de frequência muito alta no espectro de EA (acima de 700 kHz), o sistema usado neste estudo não é capaz de captar.

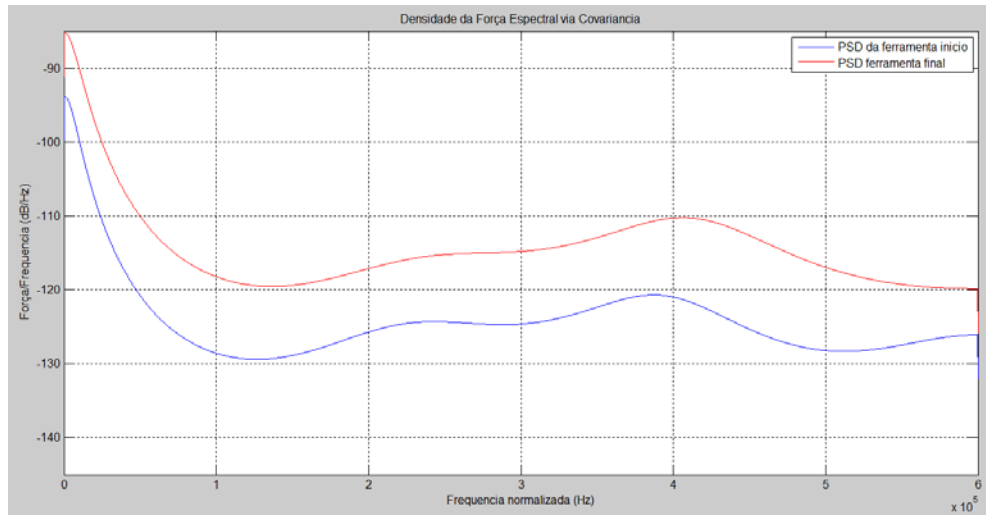
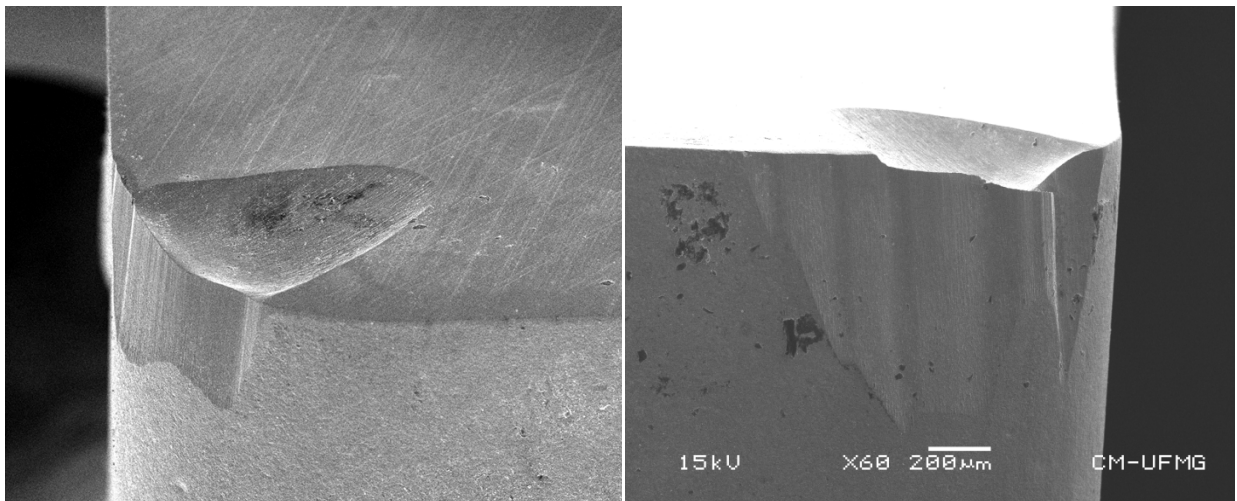


FIGURA 5.45 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta sem recobrimento para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

As ferramentas sem recobrimento sofreram desde o primeiro passe (FIG. 5.46a) desgaste difusivo (superfície lisa) e uma pequena parcela de desgaste abrasivo na superfície de folga o que é aumentado no fim de vida da mesma (FIG. 5.46b). Há também desgaste na superfície de saída, chamado de desgaste de cratera que apresenta características de desgaste adesivo e abrasivo (FIG. 5.46b).



a) Primeiro passe

b) Segundo passe

FIGURA 5.46 – Micrografias MEV da ferramenta sem recobrimento evidenciando o desgaste no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Nas PSDs oriundas do torneamento com ferramenta recoberta com AlCrN com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm (FIG. 5.47) nota-se que os sinais da ferramenta em início e no fim de vida são praticamente os mesmos, tendo apenas a amplitude aumentada no sinal de fim de vida. Nos sinais são excitadas a faixa de frequência de 0 kHz a 90 kHz que é inerente do mecanismo de desgaste adesivo e a faixa de 250 kHz a 500 kHz que é referente ao desgaste abrasivo e a propagação de trincas.

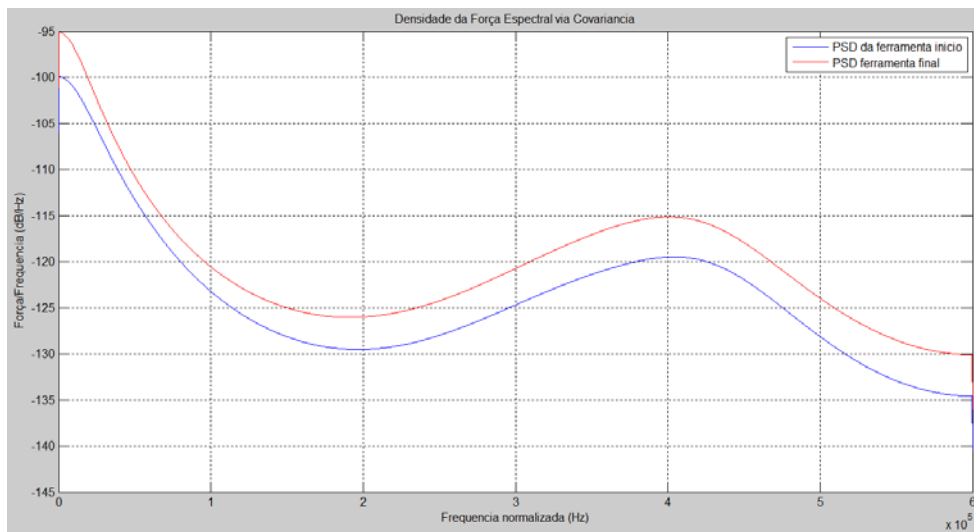


FIGURA 5.47 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta recoberta com AlCrN para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Analisando a FIG. 5.48, nota-se que no primeiro passe (FIG. 5.48a), há a formação de sulcos característicos do desgaste abrasivo na superfície de folga da ferramenta. Na superfície de saída da mesma, observa-se aspecto liso característico de desgaste difusivo. A manutenção do filme de AlCrN na ferramenta, promove a ação do desgaste abrasivo, por causa da inercia química entre o AlCrN e o aço. Após a remoção do filme pela ação do desgaste, há a promoção do desgaste difusivo, devido a afinidade química entre o ferro da peça e o cobalto da ferramenta. Após dois passes (FIG. 5.48b) a ferramenta apresentou aumento dos sulcos na superfície de folga, mas com a manutenção do recobrimento na superfície. Na superfície de saída houve mais retirada de material do substrato aumentando o desgaste de cratera. No terceiro passe (FIG. 5.48c) houve a remoção do recobrimento na superfície de folga da ferramenta e então o mecanismo difusivo se apresenta nessa superfície juntamente com o desgaste abrasivo. No último passe (FIG. 5.48d) houve a prevalência do desgaste difusivo na superfície de folga da ferramenta, havendo apenas a concentração do

degaste abrasivo na interface entre essa superfície e a superfície de saída da mesma. Em nenhum dos passes a ferramenta apresentou microtrincas e em todos houve a adesão de material da peça.

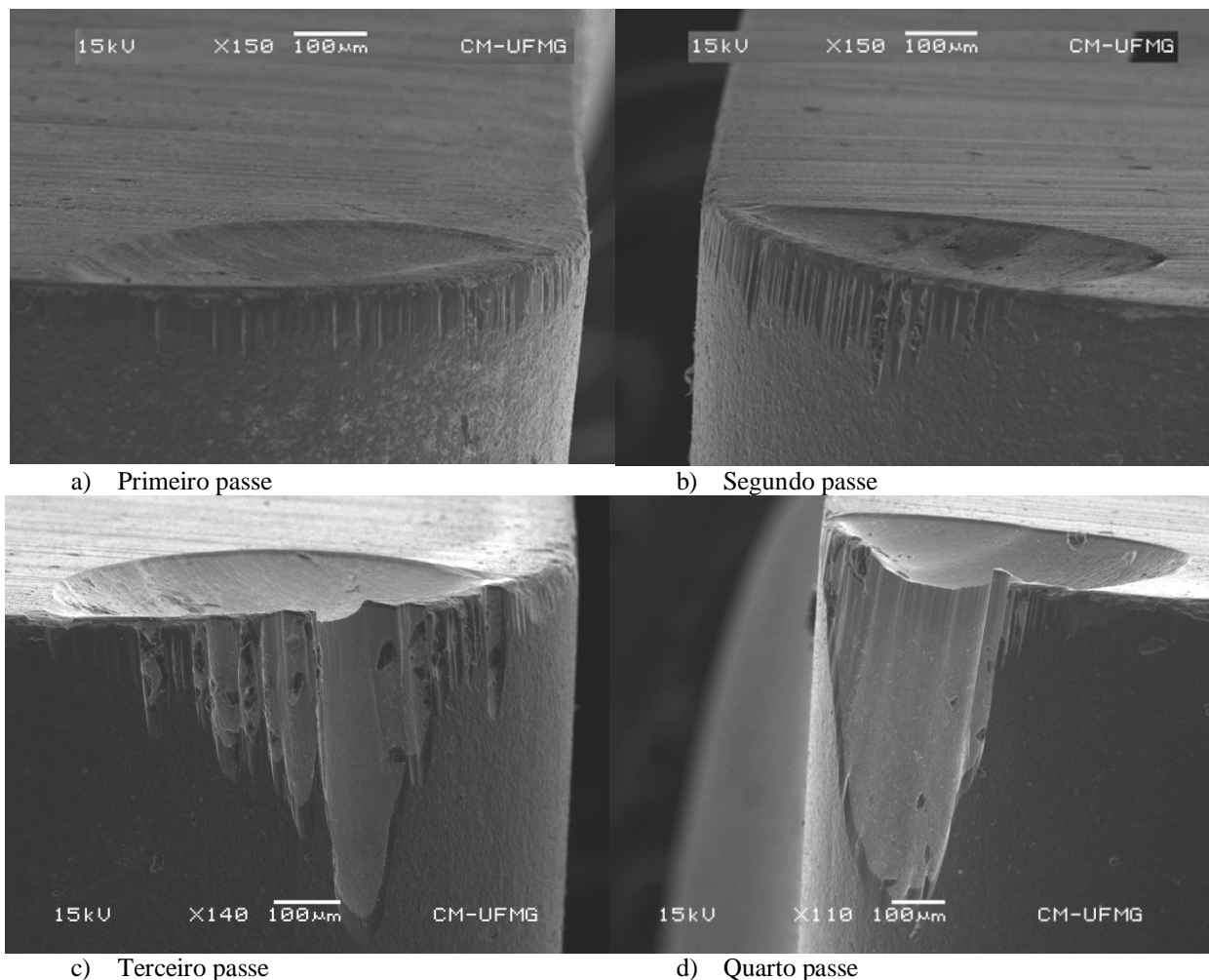


FIGURA 5.48 – Micrografias MEV da ferramenta recoberta com AlCrN evidenciando o desgaste no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

As PSDs da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm (FIG. 5.49) demonstraram as mesmas características da ferramenta recoberta com AlCrN (FIG. 5.45) com excitação do mecanismo de desgaste adesivo (0 a 90 kHz) e desgaste abrasivo (200 kHz a 550 kHz) e tendo a amplitude da PSD do início menor amplitude que a do fim.

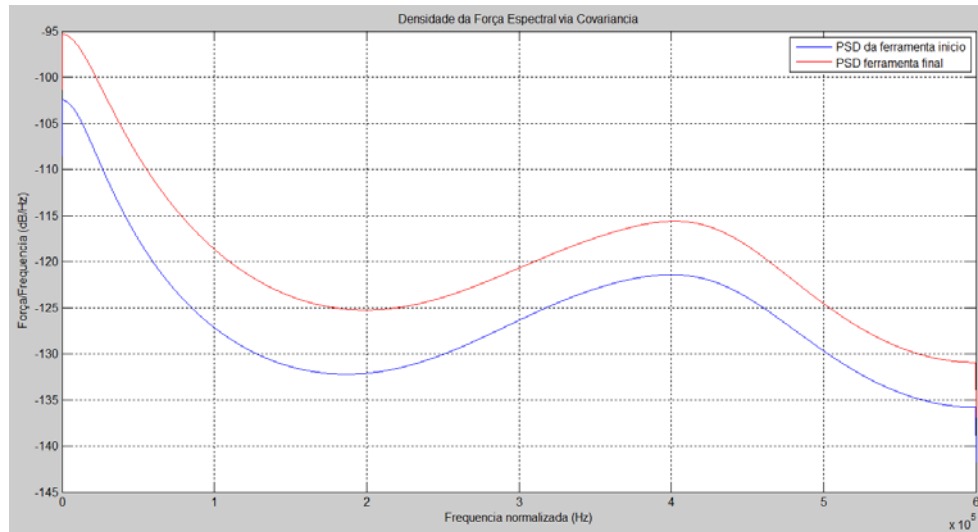


FIGURA 5.49 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Na ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado utilizada a uma velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm, o primeiro passe (FIG. 5.50a) resultou apenas no mecanismo de desgaste abrasivo. A presença de sulcos na superfície de folga da ferramenta aponta isso. Além disso, a superfície de saída da ferramenta também manteve o filme, apresentando apenas desgaste abrasivo. No segundo passe (FIG. 5.50b), a superfície de folga da ferramenta apresentou desgaste abrasivo que começou a retirar o filme e atingir o substrato de metal duro (detalhe mais claro), o que promoveu o desgaste difusivo. Na superfície de saída da ferramenta houve a retirada do filme e a promoção do desgaste de cratera com o mecanismo de desgaste característico como sendo difusivo. No terceiro passe (FIG. 5.50c), a retirada do filme de AlCrN nanoestruturado da superfície de folga promoveu a maior retirada de material por desgaste difusivo, o que fez com que a ferramenta nessa região sofresse um rebaixamento. O desgaste abrasivo se concentrou na interface entre a superfície de saída e a superfície de folga e na região onde permaneceu o recobrimento. Na superfície de saída o desgaste difusivo permaneceu como o mecanismo prevalecente. No quarto e último passe (FIG. 5.48d), a superfície de folga da ferramenta apresentou um aspecto liso característico de desgaste difusivo. Além disso, os grandes sulcos demonstram que mesmo sob baixa taxa, o desgaste abrasivo ainda se mantém presente. O desgaste difusivo aumentou a profundidade da cratera na superfície de saída, o que fez com que a ferramenta perdesse a aresta de corte.

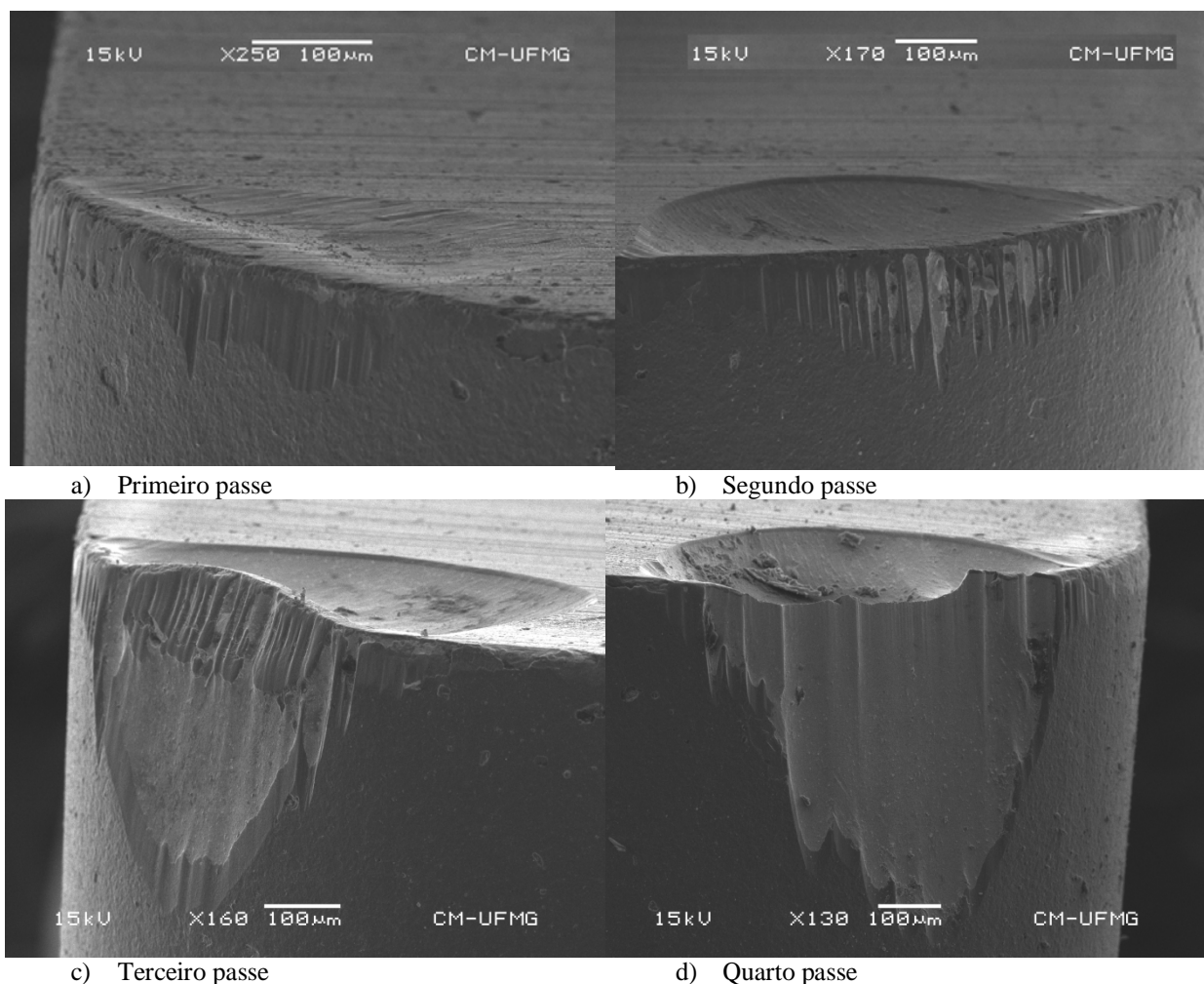


FIGURA 5.50 – Micrografias MEV da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado evidenciando o desgaste no torneamento com velocidade de corte de 200 m/min, avanço de 0,20 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Na média da PSD em relação ao desgaste da ferramenta sem recobrimento no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm (FIG. 5.51) apresentou em seu primeiro passe um desgaste de flanco máximo de 0,544 mm com uma média da PSD de 0,46 dB/Hz. Já no segundo passe, a média da PSD atingiu um patamar de 1,05 dB/Hz com um desgaste de flanco máximo de 1,372 mm, seguindo a tendência de que a ferramenta no início de vida tem uma força de sinal menor que no fim de vida.

A média da PSD iniciou-se com 0,94 dB/Hz no primeiro passe com um desgaste $VB_{\text{MAX}} = 0,245$ mm na ferramenta recoberta com AlCrN (FIG. 5.51), reduzindo para 0,26 dB/Hz no segundo passe com um desgaste $VB_{\text{MAX}} = 0,41$ mm. No terceiro, a média da PSD cresce atingindo um patamar de 1,32 dB/Hz com um desgaste $VB_{\text{MAX}} = 0,898$ mm. A grande

média de PSD no primeiro passe e o decaimento do segundo passe é devido à diminuição da taxa de desgaste, fato que é visto principalmente em condições intermediárias e altas de corte.

O desgaste de flanco máximo na ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado iniciou-se com 0,179 mm produzindo uma média de PSD de 0,95 dB/Hz, sofrendo uma atenuação da média de PSD no segundo passe para 0,54 dB/Hz com um desgaste de flanco máximo de 0,242 mm. No terceiro passe, a média aumentou atingindo 1,09 dB/Hz com $VB_{BMAX} = 0,886$ mm, seguindo o mesmo perfil da curva da ferramenta recoberta com AlCrN.

O desgaste de flanco foi maior na ferramenta recoberta com AlCrN em todos os três passes da ferramenta comparando com a ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado. Os maiores espaçamentos entre os pontos das curvas indicam que há maior taxa de desgaste, o que ocasionou em uma maior variação entre as médias de PSD conforme se percebe na FIG. 5.51.

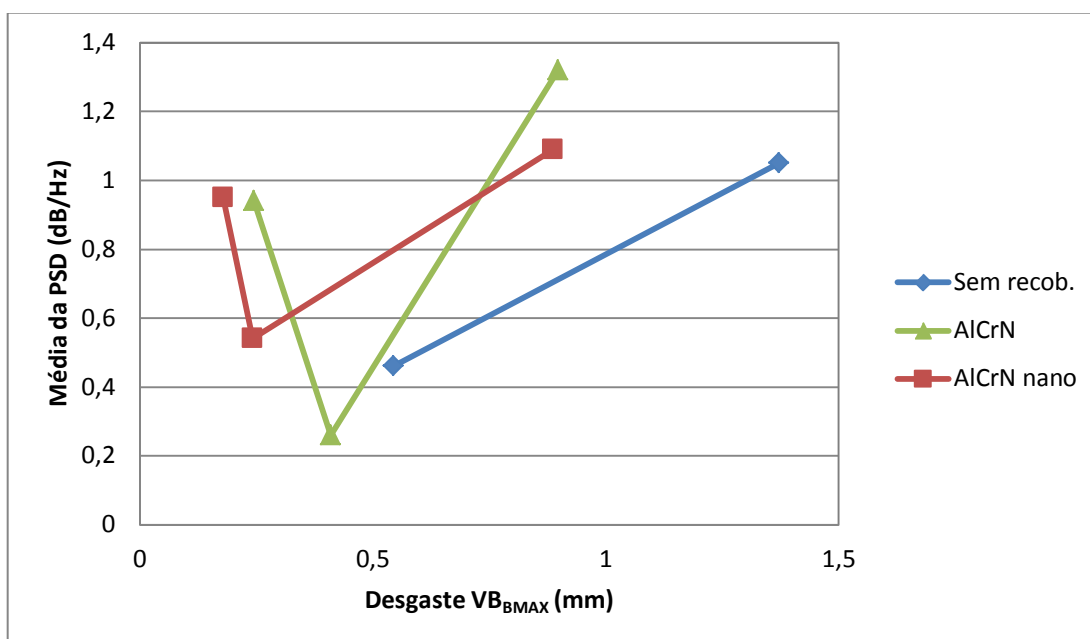


FIGURA 5.51 – Força da PSD em função do desgaste de flanco máximo no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Analisando as PSDs oriundas do torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm utilizando a ferramenta sem recobrimento (FIG. 5.52), vê-se a presença de dois picos tanto no sinal de início de vida, quanto no sinal de fim de vida. O primeiro pico é característico de desgaste

adesivo (0 a 90 kHz) e o segundo é referente ao desgaste abrasivo (300 kHz a 525 kHz), uma vez que a ferramenta não apresentou a presença de microtrincas (FIG. 5.53).

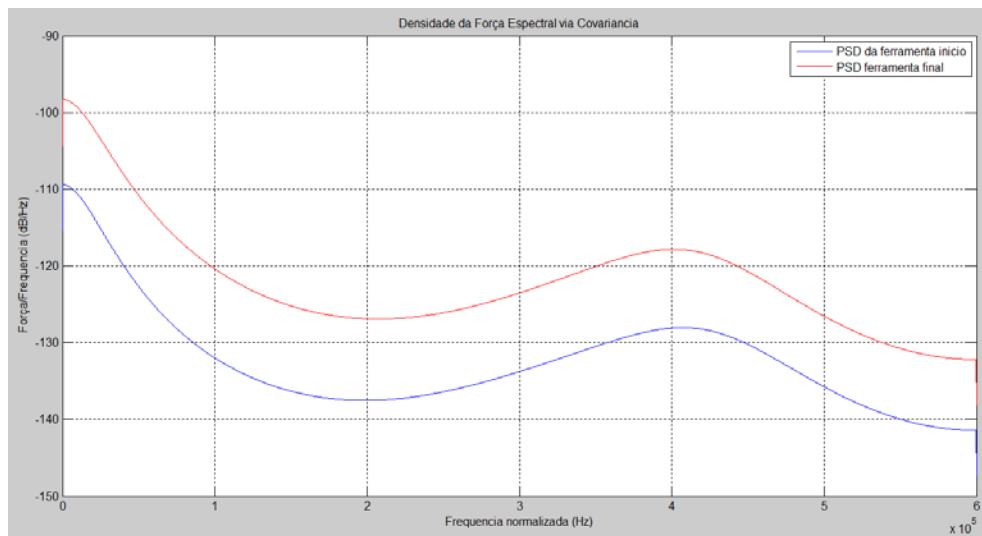


FIGURA 5.52 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta sem recobrimento para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Sob velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm, a ferramenta sem recobrimento apresentou no primeiro (FIG. 5.53a) e no segundo passe (FIG. 5.53b) os mesmos mecanismos de desgaste (desgaste abrasivo e difusivo, além do desgaste adesivo). A superfície de folga apresentou desde o início de vida (FIG. 5.53a), desgaste abrasivo caracterizado pelos sulcos e desgaste difusivo, que apresenta uma superfície lisa. A superfície de saída da ferramenta apresenta características de desgaste difusivo relativo ao íntimo contato entre o material aderido da peça (aço ABNT 4340) e a ferramenta. No fim de vida (FIG. 5.53b) a superfície de folga apresentou um aumento do desgaste abrasivo, conforme pode ser notado pelo aumento no número de sulcos na superfície. O desgaste difusivo permaneceu presente tanto na superfície de folga quanto na superfície de saída conforme pode ser notado pelo aspecto liso das mesmas.

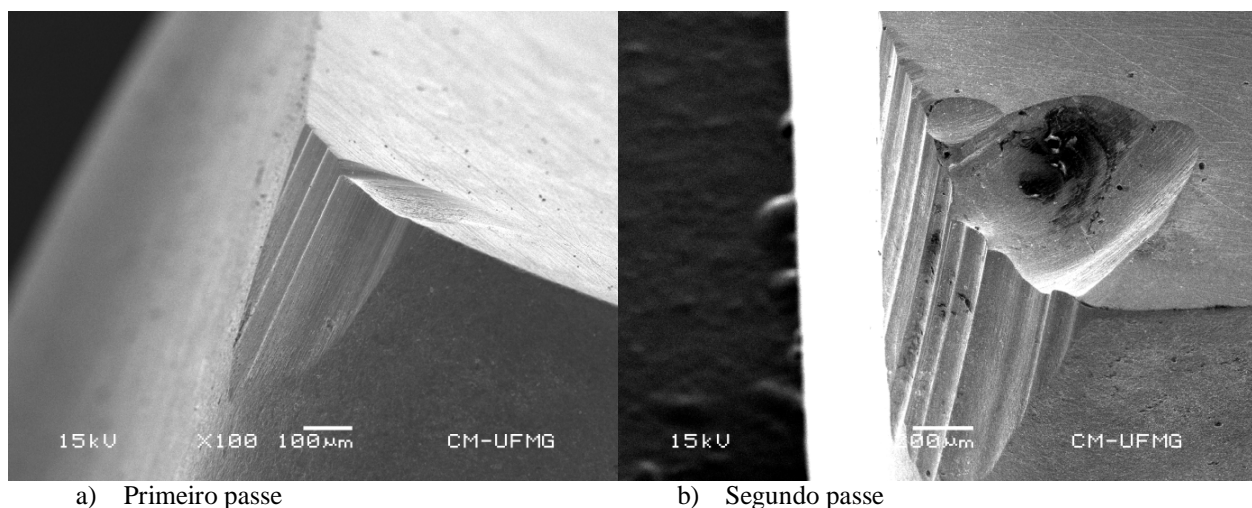


FIGURA 5.53 – Micrografias MEV da ferramenta sem recobrimento evidenciando o desgaste no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Nas PSDs da ferramenta recoberta com AlCrN torneando com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm (FIG. 5.54) é possível observar que no início de vida da ferramenta houve excitação da faixa de frequência referente ao desgaste adesivo (0 a 90 kHz) e na faixa de desgaste abrasivo (300 kHz a 500 kHz). Já no fim de vida, a PSD demonstra a excitação da faixa de desgaste adesivo (0 a 90 kHz), da faixa de 120 kHz a 280 kHz referente ao movimento de deslocamentos e interações de partículas, sendo mais provável que seja e último, uma vez que o movimento de deslocamentos ocorre durante toda a sollicitação da ferramenta e essa faixa apareceu somente no fim de vida da ferramenta. Também houve excitação da faixa de frequência referente ao desgaste abrasivo (300 kHz a 480 kHz) e na faixa de frequência de 510 kHz a 600 kHz. Essa faixa está dentro da faixa excitada pela propagação de trincas (350 kHz a 550 kHz). Visualizando a FIG. 5.55c que mostra a ferramenta em fim de vida, observa-se que a superfície de folga da mesma sofreu fratura, o que é o resultado final de trincas formadas e explica a excitação da faixa de 350 kHz a 550 kHz.

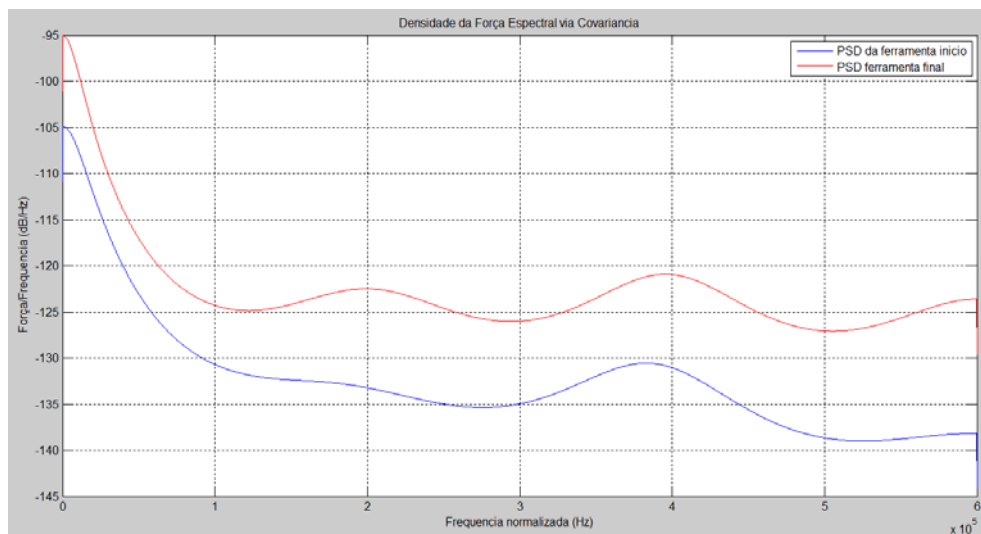


FIGURA 5.54 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta recoberta com AlCrN para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

A ferramenta recoberta com AlCrN torneando com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm apresentou desgaste abrasivo na superfície de folga da ferramenta no primeiro passe (FIG. 5.55a). O desgaste retirou o recobrimento da superfície na região próxima a interface entre a superfície de folga e a superfície de saída, o que certamente promoveu desgaste difusivo devido a afinidade química entre o ferro presente na peça e o cobalto da ferramenta. Na superfície de saída, o desgaste abrasivo retirou o recobrimento da superfície e após isso, a interação entre desgaste abrasivo, adesivo e difusivo fez criar o desgaste conhecido como cratera. No segundo passe (FIG. 5.55b), a superfície de folga sofreu desgaste abrasivo na interface entre a superfície de folga e a superfície de saída e desgaste difusivo na região onde houve a retirada do filme do recobrimento. Na superfície de saída, o desgaste abrasivo promoveu a retirada do recobrimento e o desgaste adesivo foi responsável pela delaminação de parte do recobrimento, facilitando a ação do desgaste difusivo que promoveu a retirada em profundidade da superfície promovendo o que se chama de desgaste de cratera. No terceiro passe (FIG. 5.55c), a superfície de folga da ferramenta fraturou na interface com a superfície de saída da mesma. Também houve o desgaste difusivo na superfície de folga, que é caracterizado pelo aspecto liso da superfície. Na superfície de saída, a profundidade de desgaste difusivo atingiu um grande patamar e com isso houve o enfraquecimento do flanco de corte e ocorreu a fratura.

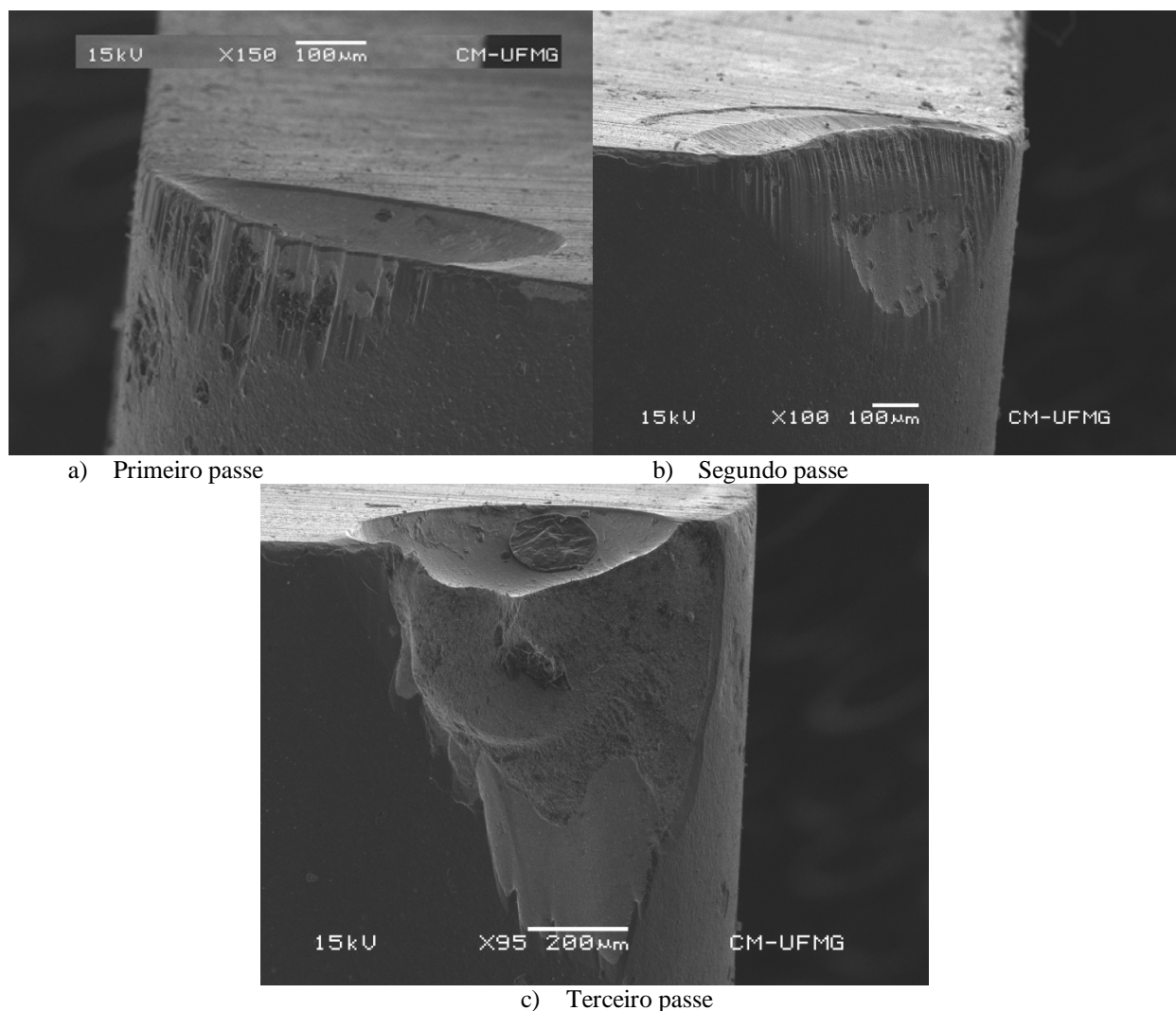


FIGURA 5.55 – Micrografias MEV da ferramenta recoberta com AlCrN evidenciando o desgaste no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

Na PSD da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado usada a uma velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm (FIG. 5.56) nota-se duas faixas de frequências evidentes em início de vida: a primeira, excitando de 0 a 90 kHz representa o desgaste adesivo e a segunda, de 250 kHz a 530 kHz é oriunda do desgaste abrasivo da ferramenta. A FIG. 5.57a demonstra o desgaste abrasivo predominante na superfície de folga da ferramenta em início de vida. No fim de vida, a faixa de frequência de 0 a 90 kHz continuou excitada, demonstrando que o desgaste adesivo continuou presente no fim de vida da mesma. Aliás, o desgaste adesivo se manteve presente em todos os parâmetros e durante todo o processo de usinagem. A retirada do material aderido ocorreu por imersão em solução de ácido clorídrico conforme foi mencionado anteriormente.

A faixa de frequência de 200 kHz a 550 kHz também foi excitada. Ela se refere ao desgaste abrasivo, que ocorreu em grande quantidade na ferramenta em fim de vida conforme pode ser visto na FIG. 5.57c.

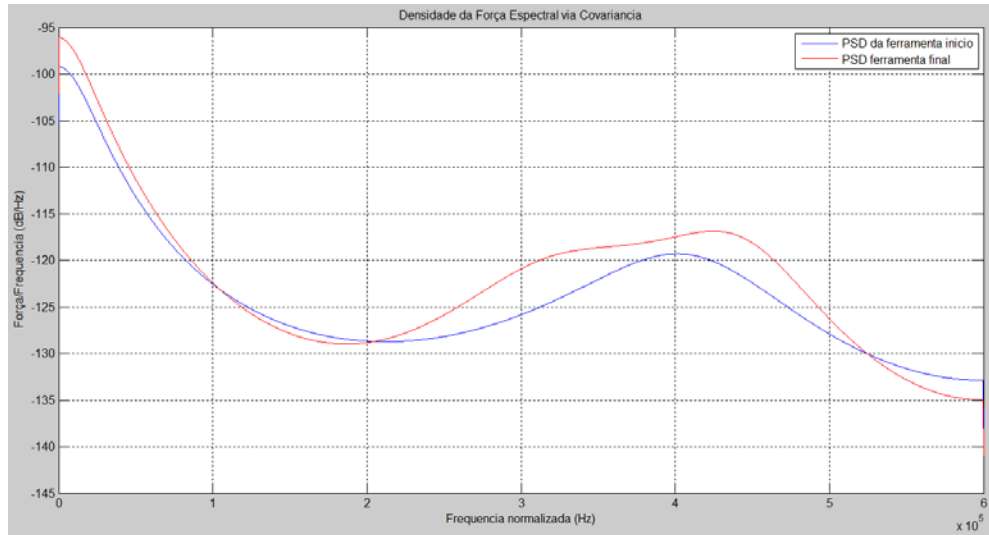


FIGURA 5.56 – PSDs dos sinais de EA em início e fim de vida da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado para o torneamento do aço ABNT 4340 com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

No primeiro passe da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado torneando com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm (FIG. 5.57a), nota-se na superfície de folga sulcos característicos do desgaste abrasivo. Houve a remoção do recobrimento em alguns pontos, o que facilita a ação do desgaste difusivo. Na superfície de saída, houve a remoção do filme do recobrimento e a ação do desgaste difusivo fez com que houvesse a formação da cratera na superfície. No segundo passe (FIG. 5.57b), os sulcos característicos do desgaste abrasivo continuaram presentes, ocorrendo inclusive o aumento da retirada do filme do recobrimento em certas regiões, que promoveu o desgaste difusivo. Na superfície de saída da ferramenta, houve o aumento da profundidade da cratera gerado certamente por desgaste difusivo e abrasivo. No terceiro passe (FIG. 5.57c), os sulcos de desgaste abrasivo aumentaram na superfície de folga e houve a remoção de todo o filme do recobrimento. Na superfície de saída houve o aumento da profundidade da cratera com a ação do desgaste adesivo e difusivo.

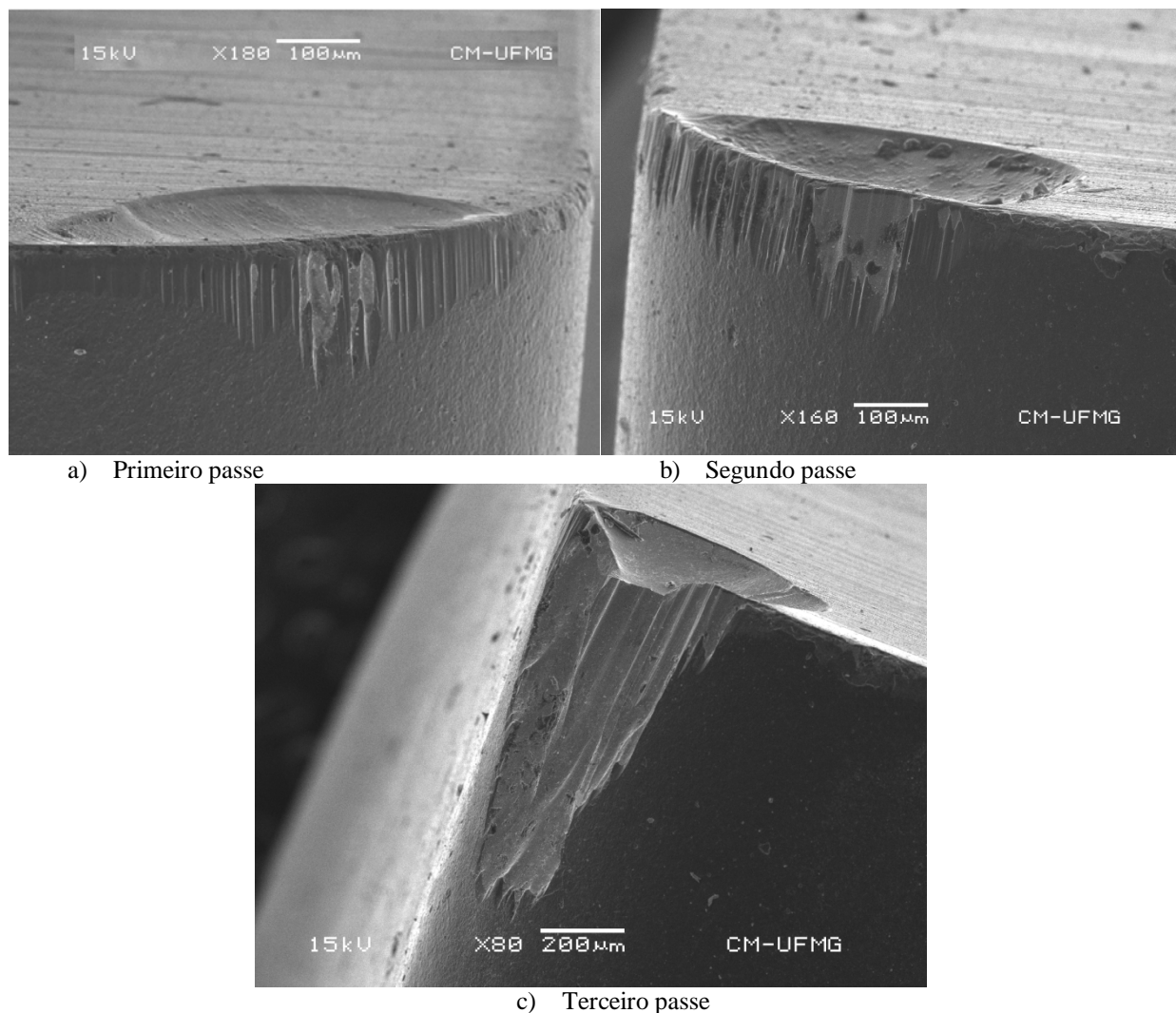


FIGURA 5.57 – Micrografias MEV da ferramenta recoberta com AlCrN nanoestruturado evidenciando o desgaste no torneamento com velocidade de corte de 250 m/min, avanço de 0,15 mm/rev e profundidade de usinagem de 0,25 mm.

As ferramentas recobertas com AlCrN nanoestruturado apresentaram melhor desempenho que as ferramentas recobertas com AlCrN nos testes replicados, conforme foi demonstrado nas micrografias e a avaliação da evolução do desgaste de flanco. A delaminação do filme do recobrimento AlCrN, suspeitada em outro capítulo se comprova na micrografia nesta seção. Além disso, a excitação das faixas de frequência e o aumento das amplitudes dos sinais de PSD são evidenciados pelas micrografias, o que reforça que os sinais de EA respondem aos mecanismos e a taxa de desgaste.

6 CONCLUSÕES

Após os testes e análise das ferramentas sem recobrimento e recobertas com AlCrN e AlCrN nanoestruturado pode-se concluir que:

- o recobrimento AlCrN nanoestruturado apresentou dureza pouco maior que o recobrimento AlCrN;
- a ferramenta sem recobrimento apresentou melhor superfície e menor rugosidade em relação às ferramentas recobertas devido à retificação que sofreu em sua fabricação;
- o recobrimento AlCrN nanoestruturado apresentou menor rugosidade que o recobrimento AlCrN;
- o recobrimento AlCrN nanoestruturado apresentou maior aderência ao substrato que o recobrimento AlCrN conforme sugerido pela análise das indentações geradas pelos ensaios de microdureza e teste de torneamento;
- a mesma composição química foi identificada em ambos os recobrimentos através da técnica de difração de raios X;
- a técnica de FTIR não foi capaz de indicar diferenças significativas entre os recobrimentos e o substrato.

Com relação aos sinais de EA no ensaio de tração do aço ABNT 4340 pode-se concluir que:

- as deformações elástica e plástica do aço excitaram a faixa de 140 kHz a 155 kHz;
- a fratura do aço excitou duas faixas de frequência: uma de 90 kHz a 110 kHz e outra de 140 kHz a 155 kHz, o que levou a implantação de um filtro corta faixa para excluir essas frequências do sinais inerentes às operações de torneamento.

Sobre os mecanismos de desgastes excitadores de sinais de EA no processo de corte avaliado pode-se concluir que:

- sob condições de corte mais brandas, os principais mecanismos de desgaste foram a adesão, aderência e arrastamento, abrasão e interação de partículas;
- sob condições de corte intermediárias, adesão, brasão, aderência e arrastamento;
- sob condições de corte mais severas foram detectadas adesão, abrasão, propagação de trincas e interação de partículas;

- o mecanismo de difusão, presente em todas as ferramentas não foram capturados pelo sinais de emissão acústica devido à faixa de frequência de aquisição do sistema (0 a 600 kHz).

No que se refere à detecção e evolução do desgaste por meio dos sinais de EA no processo de corte pode-se concluir que:

- a técnica desenvolvida neste trabalho foi capaz de detectar a evolução do desgaste das ferramentas na maioria das condições de corte;
- as STFTs demonstraram sinais discretos que variaram ao longo do tempo coletado demonstrando que vários mecanismos de desgaste atuam em tempos distintos nas ferramentas;
- as PSDs demonstraram os mecanismos prevalecentes do processo de desgaste das ferramentas através das faixas de frequências excitadas o que inclusive, variou em alguns parâmetros de corte no fim do vida em relação ao início de vida;
- as PSDs também demonstraram uma maior amplitude dos sinais na ferramenta em fim de vida em relação ao início de vida na maioria das condições de corte, sendo possível a utilização dela para o monitoramento do desgaste de flanco da ferramenta;
- os sinais de EA das ferramentas recobertas com AlCrN oscilaram muito, sendo isso atribuído a característica do recobrimento (falta de adesão e lascamento da cunha cortante) já no início do corte;
- os sinais foram influenciados pelo aumento da temperatura no processo de corte, sofrendo uma redução da amplitude dos mesmos que interfere na medição do desgaste.

Sobre a detecção do fim de vida e desempenho (média das PSDs em relação ao desgaste de flanco máximo) das ferramentas em relação aos parâmetros de corte e aos recobrimentos, pode-se concluir que:

- as ferramentas recobertas foram superiores às ferramentas sem recobrimento em todas as condições de corte;
- as ferramentas recobertas com AlCrN nanoestruturado apresentaram melhor desempenho sob condições de corte mais brandas para todos os experimentos avaliados;
- as ferramentas com recobrimento AlCrN e AlCrN nanoestruturado obtiveram melhor desempenho sob condições de corte intermediárias e severas, as ferramentas

recobertas com AlCrN nanoestruturado apresentaram menor desgaste de flanco máximo em todas essas condições;

- as médias das PSDs responderam à evolução do desgaste de flanco, mais propriamente à taxa de desgaste, tendo valores altos no início de vida da ferramenta, sofrendo atenuação no decorrer da vida da ferramenta e sofrendo aumento no fim de vida, sendo eficaz para o monitoramento do desgaste de flanco;
- a média de PSD pode ser utilizada como um novo parâmetro de monitoramento de sinais de emissão acústica para avaliação de desgaste de flanco da ferramenta.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como trabalhos futuros sugerem-se:

- monitoramento da temperatura em tempo contínuo no processo de corte juntamente com os sinais de EA para determinar sua real contribuição na atenuação do sinal de EA;
- elaboração de um *software* de aquisição que aumente o ganho de EA em relação à elevação da temperatura do processo;
- como o desgaste da ferramenta é um mecanismo volumétrico e não linear conforme medido por meio do VB_{BMAX} , a utilização de uma técnica de monitoramento através de imagem para detecção da perda de volume da ferramenta pode auxiliar na aferição dos sinais EA e melhorar a correlação do sinal com o desgaste;
- variação na espessura de deposição de filme dos recobrimentos com o qual fosse capaz de identificar as propriedades químicas e físicas através das técnicas mais usuais;
- avaliação da influência da espessura dos filmes na vida das ferramentas e nos sinais de EA;
- estudo da técnica e do *software* desenvolvido em condições diversas e usuais para validá-los em demais condições;
- utilizar ferramentas da classe P ou H para tentar induzir formas e mecanismos de desgaste únicos e assim identificá-los usando os sinais de emissão acústica.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ABNT NBR ISO 6892-1; Materiais metálicos — Ensaio de Tração Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente. São Paulo: ABNT, 2013.
2. AB Sandvik Coromant Pub. Modern Metal Cutting – A Practical Handbook., 1994.
3. AB Sandvik Coromant Pub. Modern Metal Cutting – A Practical Handbook., 2005.
4. ADAMS, R. D.; CAWLEY, P.; GUYOTT, C. C. H.; Non-destructive inspection of adhesively-bonded joints. *J. Adhes.* v. 21 , p. 279–290, 1987.
5. AGUIAR, J. de; Caracterização de Sinais de Emissão Acústica em ensaios CTOD por Análise Fractal. 146f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) Faculdade de Engenharia Mecânica e de Produção, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2004.
6. AHN, J.; MITTAL, K. L.; MCQUEEN, R. H.; Hardness and adhesion of filmed structures as determined by the scratch technique. ASTM STP 640. Philadelphia: American Society for Testing and Materials. pp. 134–157, 1978.
7. AIHUA, L.; JIANXIN, D.; HAIBING, C.; YANGYANG, C.; JUN, Z.; Friction and wear properties of TiN, TiAlN, AlTiN and CrAlN PVD nitride coatings. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials.* v. 31, p. 82–88, 2012.
8. ARAMCHAROEN, A.; MATIVENGA, P.T.; White layer formation and hardening effects in hard turning of H13 tool steel with CrTiAlN and CrTiAlN/MoST-coated carbide tools. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* v. 36, p. 650–657, 2008.
9. ARCHARD, J. F.; Contact and Rubbing of Flat Surfaces. *J. Appl. Physics.* v. 24, p. 981-988, 1953.

10. ARSECULARATNE, J. A.; ZHANG, L. C.; MONTROSS, C.; MATHEW, P.; On machining of hardened AISI D2 steel with PCBN tools. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 171, p. 244–252, 2006.
11. ASLAN, E.; CAMUSCU, N.; BIRGOREN, B.; Design optimization of cutting parameters when turning hardened AISI 4140 steel (63HRC) with $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiCN}$ mixed ceramic tool, *Materials and Design*. v. 28, p. 1618–1622, 2007.
12. ASLANTAS, K.; UCUN, İ.; ÇICEK, A.; Tool life and wear mechanism of coated and uncoated $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$ mixed ceramic tools in turning hardened alloy steel. *Wear*. v. 274–275, p. 442–451, 2012.
13. ASM; *Metal Handbook*, vol. 16: *Machining*. 4. Ed., Materials Park: ASM International, 1999.
14. ASTAKHOV, V. P.; *Tribology of Metal Cutting* 1. Ed, Oxford: Elsevier 2006.
15. ASTM E384; *Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials*. West Conshohocken: ASTM International, 2010.
16. ÁVILA, R. F.; ABRÃO, A. M.; The effect of cutting fluids on the machining of hardened AISI 4340 steel. *Journal of Materials Processing Technologies*. v. 119, p. 21–26, 2001.
17. BARANOV, V.M.; KARASEVICH, A.M.; KUDRYAVTSEV, E.M.; REMIZOV, V.V.; *Acoustic Diagnostics and Monitoring at Fuel and Power Plants (in Russian)*, Moscow, 1998.
18. BARANOV, V.M.; KARASEVICH, A.M.; KUDRYAVTSEV, E.M.; REMIZOV, V.V.; *Diagnostics of Materials and Structures of Fuel and Power Plants (in Russian)*, Moscow, 1999.

19. BARANOV, V. M; KUDRYAVTSEV, E.; SARYCHEV, G.; SCHAVELIN, V.; Acoustic emission in friction. 1. Ed, Oxford: Elsevier 2007.
20. BARRY, J.; BYRNE, G.; Cutting tool wear in the machining of hardened steels Part II: cubic boron nitride cutting tool wear. *Wear*. v. 247, p. 152–160, 2001.
21. BARTARYA, G.; CHOUDHURY, S. K.; State of the art in hard turning *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. v. 53, p. 1–14, 2012.
22. BASU, B; KALIN, M.; *Tribology of Ceramics an Composites: A Materials Science Perspective*. 1. Ed., New Jersey: John Willey & Sons 2011.
23. BATTERIDGE, W.; *Cobalt and its Alloys*, Chichester: Ellis Horwood, 1982.
24. BELLOSI, A.; CALZAVARINI, R.; FAGA, M. G.; MONTEVERDE, F.; ZANCOLÒ, C.; D'ERRICO, G. E.; Characterisation and application of titanium carbonitride-based cutting tools. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 143–144, p. 527–532, 2003.
25. BHASKARAN, J.; MURUGAN, M.; BALASHANMUGAM, N.; CHELLAMALAI, M.; Monitoring of hard turning using acoustic emission signal. *Journal of Mechanical Science and Technology*. v. 26 (2), p. 609-615, 2012.
26. BHUSHAN, B.; *Introduction to Tribology*. 2. Ed., New York: John Willey & Sons, 2013.
27. BROWN, R. G.; HWANG, P. Y. C.; *Introduction to Random Signals and Applied Kalman Filtering with MATLAB exercises*. 4. Ed., Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2012.
28. BUNSHAH, R. F.; *Handbook of Hard Coatings: Deposition Technologies, Properties and Applications*. 1. Ed.; New Jersey: Noyes Publications, 2001.

29. BIROL, Y.; ISLER, D.; Abrasive wear performance of AlCrN-coated hot work tool steel at elevated temperatures under three-body regime. *Wear*. v. 270, p. 281–286, 2011.
30. BLOCHER Jr., J. M.; Structure/Property/Process Relationships in Chemical Vapor Deposition CVD, *Journal of Vacuum Science Technology*. v. 11, p.680-686, 1974.
31. BOHEMEN, S.M.C.; SIETSMA, J.; HERMANS, M.J.M.; RICHARDSON, I.M.; Kinetics of the martensitic transformation in low-alloy steel studied by means of acoustic emission. *Acta Materialia*. v. 51, p. 4183–4196, 2003.
32. BOSHEH, S. S.; MATIVENGA, P.T.; White layer formation in hard turning of H13 tool steel at high cutting speeds using CBN tooling. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. v. 46, p. 225–233, 2006.
33. BOURHIS, E. L.; GOUDEAU, P.; STAIA, M. H.; CARRASQUERO, E.; PUCHI-CABRERA, E.S.; Mechanical properties of hard AlCrN-based coated substrates. *Surface & Coatings Technology*. v. 203, p. 2961–2968, 2009.
34. BOUZAKIS, K.-D.; HADJIYIANNISA, S.; SKORDARISA, G.; ANASTOPOULOSA, J.; MIRISIDISA, I.; MICHAILIDISA, N.; EFSTATHIOUA, K.; KNOTEKB, O.; ERKENS, G.; CREMERC, R.; RAMBADTC, S.; WIRTHC, I.; The influence of the coating thickness on its strength properties and on the milling performance of PVD coated inserts. *Surface and Coatings Technology*. v. 174 –175, p. 393–401, 2003.
35. BRANDT, A.; *Noise and Vibration Analysis Signal: Analysis and Experimental Procedures*. Chichester: John Wiley & Sons Ltd., 2011.
36. BUCKLEY, D. H.; *Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear and Lubrication*. Tribology series. 1. Ed., Amsterdam: Elsevier, 1981.

37. BUDAK, E.; ALTINTAS, Y.; ARMAREGO, E. J. A.; Prediction of milling force coefficients from orthogonal cutting data. *Transactions of the ASME. J. Manuf. Sci. Eng.* v. 118, p. 216–224, 1996.
38. BULL R. F; RICKERBY S. Characterization of Hard Coatings. In: BUNSHAH R. F. *Handbook of Hard Coatings; Deposition Technologies, Properties and Applications*. 1.ed. New Jersey: Noyes Publications, 2001. cap 5, p181-p228.
39. CARROLL, D. F.; Processing and properties of ultrafine WC/Co Hard Materials. 14th International Plansee Seminar, Plansee AG, Reutte, Austria, v. 2, p. 168-182, 1997.
40. COLLACOTT, R.A.; *Structural Integrity Monitoring*. New York, 1985.
41. CONWAY, H. D.; THOMSON, J. P. R.; The determination of bond strength of polymeric films by indentation debonding. *J. Adhes. Sci. Technol.* v. 2, p. 227–236, 1988.
42. CHENG, S.; SPENCER, J. A.; MILLIGAN, W. W.; Strength and tension/compression asymmetry in nanostructured and ultrafine-grain metals, *Acta Mater.* v. 51, p. 4505–4518, 2003.
43. CHONGAI, X; ZHANG, Y.; WU, G.; WANG, X.; ZHANG, H.; Rare earth ceramic cutting tool and its cutting behavior when machining hardened steel and cast iron. *JOURNAL OF RARE EARTHS*, v. 28, Spec. Issue, p. 492, 2010.
44. CHOU, Y.K.; SONG, H.; Tool nose radius effects on finish hard turning. *J Mater Process Technol.* 148(2), p. 259–268, 2004.
45. CHUNG, K. H.; OH, J. K.; MOON, J. T.; KIM, D. E.; Particle monitoring method using acoustic emission signal for analysis of slider/disk/particle interaction. *Tribology International.* v. 37, p. 849–857, 2004.

46. CZICHOS, H.; Tribology a systems approach to the science and technology of friction, lubrication and wear. Tribology Series 1. 1. Ed., Amsterdam: Elsevier, 1978.
47. Da SILVA, R. H. L., Monitoramento do Desgaste de Ferramentas no Fresamento de Topo através dos Sinais de Potência e Emissão Acústica e Redes Neurais. 2010. 125p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – UFU, Uberlândia.
48. DAVIM, J. P. Machining of Hard Materials. 1 Ed., London.: Springer, 2011.
49. DAVIM, J. P.; Surface Integrity in Machining. 1. Ed., London: Springer, 2010.
50. De HOSSON, J. T. M.; CARVALHO, N. J. M.; PEI, Y.; GALVAN, D.; Electron Microscopy Characterization of Nanostructured Coatings. 2006 IN CAVALEIRO, A.; De HOSSON, J. T. M.; Nanostructured Coatings. Springer. 2006. p. 143-215.
51. DENKENA, B.; KÖHLER, J.; Consideration of the form of the undeformed section of cut in the calculation of machining forces. Machines Sciences Technologies. v. 14, p. 455–470, 2010.
52. DIAS, M. H. C.; Estimação das respostas do canal real de propagação rádio-móvel nos domínios espacial e temporal: Análise da supressão de ruído por decomposição wavelet como técnica complementar de processamento. 2003. 260p. Tese (Doutorado em Engenharia Elétrica), PUC-Rio.
53. DINIZ, A. E. Tecnologia da Usinagem dos Materiais, Editora Art Liber, 2003, 248 p.
54. DOLECEK, G. J.; Random Signals and Processes Primer with MATLAB. 1. Ed., New York: Springer, 2013.
55. DOLINSEK, S.; KOPAC, J.; Acoustic Emission Signals for Tool Wear Identification. Wear. v. 225-229, p. 295-303, 1999.
56. DORNFELD, D. A. Application of acoustic emission techniques in manufacturing, NDT&E International, v. 25, p. 259-269, 1992.

57. DORNFELD, D. A. Monitoring of the Cutting Process by Means of AE Sensor. Proceedings of the 3rd International Machine Tool Engineering Conference. 1988.
58. DUKES, R.; CULPAN, E. A.; Acoustic Emission: its techniques and applications. IEE Proceedings. v.131, p. 241-251. 1984.
59. EDWARDS, R.; Cutting Tools. London: The Institute of Materials, 1993.
60. EL HAKIMA, M. A.; ABAD, M. D.; ABDELHAMEED, M. M.; SHALABY, M. A.; VELDHUIS, S. C.; Wear behavior of some cutting tool materials in hard turning of HSS. Tribology International. v. 44, p. 1174–1181, 2011.
61. ENGEL, P. A.; ROSHON, D. D.; Indentation-debonding of an adhered surface layer. J. Adhes., v. 10, p. 237–253, 1979.
62. ERDEL, B.P.; High-Speed Machining. SME, Dearborn, 2003.
63. EXNER, H. E.; GURLAND, J.; Powder Metall. v. 13, p. 13, 1970.
64. FALLAHI, A.; KHAMEDI, R.; MINAK, G.; ZUCHELLI, A.; Monitoring of the deformation and fracture process of dual phase steels employing acoustic emission techniques. Materials Science and Engineering A. v. 548, p. 183– 188, 2012.
65. FEDOROV, A. A.; GUTKIN, M. YU.; OVID'KO, I. A.; Triple junction diffusion and plastic flow in fine-grained materials, Scripta Mater. v. 47, p. 51–55, 2002.
66. FERRER, C.; SALAS, F.; PASCUAL, M.; OROZCO, J.; Discrete acoustic emission waves during stick–slip friction between steel samples. Tribology International. v. 43, I 1–2, p. 1–6, 2010.
67. FILATOV S.V.; Acoustic emission at abrasive wear of metals. Soviet Journal of Friction and Wear, v. 3 (3), p. 24–29, 1982.

68. FINNIE, I.; Erosion of Surfaces by Solid Particles. *Wear*. v. 3(2), p. 87-103, 1960.
69. FINNIE, I.; Some Reflections on the Past and Future of Erosion. *Wear*. v. 186, p. 1-10, 1995.
70. FOX-RABINOVICH, G. S.; YAMAMOTO, K.; BEAKE, B. D.; KOVALEV, A. I.; AGUIRRE, M.H.; VELDHUIS, S.C.; DOSBAEVA, G. K.; WAINSTEIN, D. L.; BIKSA, A.; RASHKOVSKIY, A.; Emergent behavior of nano-multilayered coatings during dry high-speed machining of hardened tool steels. *Surface & Coatings Technology*. v. 204, p. 3425–3435, 2010.
71. FRENZEL, L. E.; Principles of electronic communication systems. 3. Ed., New York: McGraw-Hill, 2008.
72. FREYTAG, J. PhD Thesis, University of Stuttgart, 1977.
73. FUENTES, G. G.; RODRIGUEZ, R.; AVELAR-BATISTA, J.C.; HOUSDEN, J.; MONTALÁ, F.; CARRERAS, L.J.; CRISTÓBAL, A.B.; DAMBORENEA, J.J.; TATE, T.J.; Recent Advances in the Chromium Nitride PVD Process for Forming and Machining Surface Protection. *Journal of Materials Processing Technology*. v.167, p. 415-421, 2005.
74. GIROT, F.; GUTIERREZ-ORRANTIA, M. E.; CALAMZ, M.; COUPARD, D.; Modeling and Adhesive Tool Wear in Dry Drilling of Aluminum Alloys. IP conference proceedings [0094-243X] v.1315 iss:1, 2011.
75. GORYACHEVA, I.G.; DOBYCHIN, M.N.; Mechanism of formation of roughness during running-in. *Soviet Journal of Friction and Wear*. v. 3 (4), p. 16–22, 1982.
76. GRETZ, R. D.; HIRTH, J. P.; Nucleation and Growth Process in CVD. *CVD of Refractory Metals Alloys and Compounds*. Am. Nuclear Soc., Hinsdale, Ill. pp. 73–97, 1967.
77. GROSSE, C. U.; OHTSU, M.; Acoustic Emission Testing. Berlin: Springer, 2008.

78. GUPTA, S.; VIERKANT, G. P.; Surface Roughness and Critical Exponent Analyses of Boron-Doped Diamond Films Using Atomic Force Microscopy Imaging: Application of Autocorrelation and Power Spectral Density Functions. *Journal of Electronic Materials*, v. 43 (9), p. 3436 -3448, 2014
79. GUO, Y.B.; AMMULA, S.C.; Real-time acoustic emission monitoring for surface damage in hard machining. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. v. 45, p. 1622–1627, 2005.
80. GUO, Y. B.; SAHNI, J.; A comparative of hard turned and cylindrically ground white layers. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* v. 44, n. 2/3, p. 135–145. 2004.
81. GUO, Y. B.; WARREN, A. W.; HASHIMOTO, F.; The basic relationships between residual stress, white layer, and fatigue life of hard turned and ground surfaces in rolling contact. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. v. 2, p. 129–134, 2010.
82. HAKIM, M. A.; ABAD, M. D.; ABDELHAMEED, M. M.; SHALABY, M. A.; VELDHUIS, S. C.; Wear behavior of some cutting tool materials in hard turning of HSS. *Tribology International*. v. 44 (10), p. 1174–1181, 2011.
83. HAN, Z.; LUO, H.; WANG, H.; Effects of strain rate and notch on acoustic emission during the tensile deformation of a discontinuous yielding material. *Materials Science and Engineering A*. v. 528, p. 4372–4380, 2011.
84. HASE, A.; MISHINA, H.; WADA, M.; Correlation Between Features of Acoustic Emission Signals and Mechanical Wear Mechanisms. *Wear*. v. 292-293, p. 144-150, 2012.
85. HASE, A.; WADA, M.; MISHINA, H.; Correlation of abrasive wear phenomenon and AE signals, *Japanese Journal of Tribology*. v. 51(10), p. 752–759, 2006.

86. HEINRICHS, J.; GERTH, J.; BEXELL, U.; LARSSON, M.; WIKLUND, U.; Influence from surface roughness on steel transfer to PVD tool coatings in continuous and intermittent sliding contacts. *Tribology International*. v. 56, p. 9–18, 2012.
87. HÖRLING, A.; HULTMANA, L.; ODÉNB, M.; SJÖLÉNC, J.; KARLSSON, L.; Mechanical properties and machining performance of $Ti_{1-x}Al_xN$ -coated cutting tools. *Surface & Coatings Technology*. v. 191, p. 384 – 392, 2005.
88. HUANG, Y.; CHOU, Y. K.; LIANG, S. Y.; cBN tool wear in hard turning: a survey on research progresses. *International Journal of Advanced Manufacture Technology*, v. 35, p. 443–453, 2007.
89. HUANG, Y.; DAWSON, T. G.; Tool crater wear depth modeling in CBN hard turning. *Wear*. v. 258 (9), p. 1455–1461, 2005.
90. HUTCHINGS, I. M.; *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*. 1. Ed. Londres: Arnold, 1992.
91. ISO 3585; Specification for tool life testing with single point turning tools. ISO - International Organization for Standardization, Geneve, 1993
92. JACOBSON, M.; DAHLMAN, P.; GUNNBERG, F.; Cutting speed influence on surface integrity of hard turned bainite steel. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 128 (1-3), p. 318-323, 2002.
93. JACOBUS, K.; DeVOR, R. E.; KAPOOR, S. G.; Machining-induced residual stress: experimentation and modeling. *Transactions of the ASME. J. Manuf. Sci. Eng.* v. 122, p. 20–31, 2000.
94. JEMIELNIAK, K.; ARRAZOLA, P. J.; Application of AE and cutting force signals in tool condition monitoring in micro-milling. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. v. 1, p. 97–102, 2008.

95. JIAO, J.; HE, C.; WU, B.; FEI, R.; WANG, X.; Application of wavelet transform on modal acoustic emission source location in thin plates with one sensor. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. v. 81, pp. 427-431, 2004.
96. KAYABA, T.; KATO, K.; Adhesive transfer of the slip-tongue and the wedge. *ASLE Trans.* v. 24(2), pp. 164-174, 1981.
97. KAISER, J.; Untersuchungen über das Auftreten Geräuschen beim Zugversuch. Ph.D. Thesis Techn Hochsch, Munchen, 1950.
98. KALSS, W.; REITER, A.; DERFLINGER, V.; GEY, C.; ENDRINO, J.L.; Modern coatings in high performance cutting applications. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*. v. 24, p. 399–404, 2006.
99. KERN, W.; BAN, W. S., *Chemical Vapor Deposition of Inorganic Thin Films*. *Thin Film Processes*, pp. 257–331, Academic Press, New York, 1987.
100. KLOCKE, F.; *Manufacturing Processes 1: Cutting*. 1 Ed. Berlin, 2011.
101. KLOCKE, F.; KRIEG, T.; Coated Tools for Metal Cutting—Features and Applications. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. v. 48 (2), p.515–525, 1999.
102. KNOTEK, O.; MÜNZ, W. D.; LEYENDECKER, T.; Industrial deposition of binary, ternary and quaternary nitrides of titanium, zirconium and aluminium. *J. Vac. Sci. Technol. A* 5(4), pp. 2173-2179, 1987.
103. KREJCAR, O.; FRISCHER, R.; Non Destructive Defect Detection by Spectral Density Analysis. *Sensors*. v. 11, p. 2334-2346, 2011.
104. KOCH, C. C.; Optimization of strength and ductility in nanocrystalline and ultrafine-grained materials, *Scripta. Mater.* v. 49, p. 657–662, 2003.

105. KÖNIG, U.; Fortschritte bei der Beschichtung von Werkzeugen. In: Kolaska, H. (ed.) Pulvermetallurgie in Wissenschaft und Praxis. vol. 6: Konsolidierung und Wärmebehandlung von Sinterwerkstoffen, Schmid, Freiburg (1990)
106. KÖNIG, W.; FRITSCH, D.; KAMMERMEIER, D.; New approaches to characterizing the performance of coated cutting tools. CIRP Annals – Manufac. Tech. vol. 41, p. 49-54, 1992.
107. KONIG, W.; KLOCKE, F. Fertigungsverfahren: drehen, fräsen, bohren. 5. Ed. Berlin: Springer, 1997.
108. KUBA, M. M.; VAN AKEN; D. C.; Plastic strain accommodation and acoustic emission during melting of embedded particles. Materials Letters. v. 77, p. 89–92, 2012.
109. KUMAR, K. S.; VAN SWYGENHOVEN, H.; SURESH, S.; Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys, Acta Mater. v. 51, p. 5743–5774, 2003.
110. LATTEMANN, M ; NOLD, E ; ULRICH, S ; LEISTE, H ; HOLLECK, H.; Investigation and characterisation of silicon nitride and silicon carbide thin films. Surface and Coatings Technology, v.174-175, p. 365-369, 2003.
111. LEE, H.C.; GURLAND, J.; Hardness and deformation of cemented tungsten carbide. Materials Science and Engineering, v. 33 (1), p. 125-133, 1978.
112. LÉDECZI, A.; HAY, T., VÖLGYESI, P.; HAY, D. R.; NÁDAS; A.; JAYARAMAN, S.; Wireless Acoustic Emission Sensor Network for Structural Monitoring. IEEE Sensor Journal. v. 9, p. 1370-1377. 2009.
113. LEYENDECKER, T.; LEMMER, O.; CREMER, R.; Hart, härter - weicher? Innovative, zukunftsweisende Lösungen für den Verschleißschutz von Werkzeugen und Bauteilen. In: Kolaska, H. (ed.) Pulvermetallurgie in Wissenschaft und Praxis,

- vol. 20: Pulvermetallurgie: Simulation - Gefüge - Bauteileigenschaften, pp. 229-241. ISL, Hagen, 2004.
114. LI, J. C. M.; CHOU, Y.T.; Role of dislocations in flow stress grain size relationships. *Metall. Trans.* v. 1, p. 1145, 1970.
115. LIM, C. Y. H.; LIM, S. C.; LEE, K. S.; Wear of TiC-coated carbide tools in dry turning. *Wear.* v. 225–229, Part 1, p. 354–367, 1999.
116. LIN, H. M.; LIAO, Y. S.; WEI, C. C.; Wear behavior in turning high hardness alloy steel by CBN tool. *Wear.* v. 264, p. 679–684, 2008.
117. LIEW, W. Y. H.; Low-speed milling of stainless steel with TiAlN single-layer and TiAlN/AlCrN nano-multilayer coated carbide tools under different lubrication conditions. *Wear.* v. 269, p. 617–631, 2010.
118. LIEW, W. Y. H.; JIE, J. L. L.; YAN, L. Y.; DAYOU, J.; SIPAUT, C. S.; MADLAN, M. F. B.; Frictional and wear behaviour of AlCrN, TiN, TiAlN single-layer coatings, and TiAlN/AlCrN, AlN/TiN nano-multilayer coatings in dry sliding. *Procedia Engineering.* v. 68, p. 512, 2013.
119. LIKE, Q.; XIKUN, L.; YANG, P.; WEIMIN, M.; GUANMING, Q.; YANBIN, S.; Types, Performance and Applications of Al₂O₃ System Ceramic Cutting Tool. *Journal of Rare Earths.* v. 25, p. 332, 2007.
120. LIMA, J.G.; ÁVILA, R.F.; ABRÃO, A. M.; FAUSTINO, M.; DAVIM, J. P.; Hard turning: AISI 4340 high strength low alloy steel and AISI D2 cold work tool steel. *Journal of Materials Processing Technologies.* v. 169, p. 388–395, 2005.
121. LI, X. A Brief Review: Acoustic Emission Method for Tool Wear Monitoring during Turning. *International Journal of Machine Tools & Manufacture.* Vol.42, pp. 157-165. 2002.

122. LI, Y.; ENOKI, M.; Twinning behavior of pure magnesium quantitatively investigated by acoustic emission. *Materials Science and Engineering A*. v. 536, p. 8–13, 2012.
123. LU, C.; DING, P; CHEN, Z.; Time-frequency Analysis of Acoustic Emission Signals Generated by Tension Damage in CFRP. *Procedia Engineering*. v. 23, p. 210 – 215, 2011.
124. LUGHSCHIEDER, E.; BOBZIN, K.; LACKNER, Investigations of mechanical and tribological properties of CrAlN+C thin coatings deposited on cutting tools. *Surface and Coatings Technology*. v. 174 –175, p. 681–686, 2003.
125. LUO, S.Y.; LIAO, Y.S.; TSAI, Y.Y.; Wear characteristics in turning high hardened alloy steel by ceramic and cBN tools. *J. Mater. Process. Technol.* v. 88, p. 114–121, 1999.
126. MACHADO, A. R., ABRÃO, A. M., COELHO, R. T., da Silva, M. B.; *Teoria da Usinagem dos Materiais*, Editora Blucher, 2009, 384p.
127. MAIA, L. H. A.; *Influência das Condições de Corte do Fresamento do Aço Baixa Liga ABNT 4140 nos Sinais Vibracionais e de Emissão Acústica*. 2009. 199p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), PUC Minas.
128. MARINESCU, I.; AXINTE, D. A.; A critical analysis of effectiveness of acoustic emission signals to detect tool and workpiece malfunctions in milling operations. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. v. 48, p. 1148–1160, 2008.
129. MARINESCU, I.; AXINTE, D. A.; A time–frequency acoustic emission-based monitoring technique to identify workpiece surface malfunctions in milling with multiple teeth cutting simultaneously. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*. v. 49, p. 53–65, 2009.

130. MARTIN, P. M.; Handbook of Deposition Technologies for Films and Coatings: Science, Applications and Technologies. 3. Ed, Oxford: Elsevier, 2010.
131. MASUMURA, R. A.; HAZZLEDINE, P. M.; PANDE, C. S.; Yield stress of fine grained materials, *Acta Mater.* v.46, p. 4527–4534, 1998.
132. MATOXX, D. M.; Handbook of Physical Vapor Deposition (PVD) Processing, 2. Ed., Oxford: Elsevier, 2010.
133. MATSUMOTO, Y.; HASHIMOTO, F.; LAHOTI, G.; Surface Integrity Generated by Precision Hard Turning, *Annals of the CIRP—Manufacturing Technology.* v. 48 (7) p. 59–62, 1999.
134. MEYER, R.; KÖHLER, J.; DENKENA, B.; Influence of the tool corner radius on the tool wear and process forces during hard turning. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* v. 58, p. 933–940, 2012.
135. MEYER, P. A.; ROSE, J. L.; Modeling concepts for studying ultrasonic wave interaction with adhesive bonds. *J. Adhes.* v. 8, p. 107–120, 1976.
136. MIELKE, W.; Application of acoustic emission analysis for evaluation of the adhesion of coatings. 19th FATIPEC Congress, Aachen. Congress Book, p. 471–486, 1988.
137. MILLER, R. K.; Acoustic emission testing, in *Nondestructive Testing Handbook*, 3rd ed. Columbus, OH: Amer. Society for Non-Destructive Testing, 2006, vol. 6.
138. MIN, S.; LIDDE, J.; RAUE, N.; DORNFELD, D.; Acoustic emission based tool contact detection for ultra-precision machining. *CIRP Annals - Manufacturing Technology.* v. 60, p. 141–144, 2011
139. MISRA, A.; FINNIE, I.; Some observations on two-body abrasive wear. *Wear.* v. 68(1), p. 41-56, 1981.

140. MO, J.L.; ZHU, M.H.; LEI, B.; LENG, Y.X.; HUANG, N.; Comparison of tribological behaviours of AlCrN and TiAlN coatings—Deposited by physical vapor deposition. *Wear*. v. 263, p. 1423–1429, 2007.
141. MOBLEY, R. K.; *Root Cause Failure Analysis*. 1. Ed., Woburn: Butterworth-Heinemann, 1999.
142. MÖHWALD, K.; BUßMANN, M.; *Beschichtungen aus der Dampfphase*. Wilden, J. (ed.) *Moderne Beschichtungsverfahren*. DGM, Oberursel, 1996.
143. MORE, A. S.; JIANG, W.; BROWN, W. D.; MALSHE, A. P.; Tool wear and machining performance of cBN–TiN coated carbide inserts and PCBN compact inserts in turning AISI 4340 hardened steel. *Journal of materials processing technology*. v. 180 (1-3) p. 253-262, 2006.
144. MOSLÉ, H. G.; WELLENKOETTER, B.; Acoustic emission on painted steel sheets. 5th Proceedings at the European Federation of Corrosion Conference on Surface Protection by Organic Coatings, Budapest. p. 17–33, 1979.
145. MOSLEHI, B.; Noise Power Spectra of Optical Two-Beam Interferometers Induced by the Laser Phase Noise. *Journal of Lightwave Technology*, v. 4 (11), 1986.
146. MOSTAFAPOUR, A.; DAVOODI, S.; GHAREAGHAJI, M.; Acoustic emission source location in plates using wavelet analysis and cross time frequency spectrum. *Ultrasonics*. v. 54, p. 2055–2062, 2014.
147. NAKAYAMA, K.; ARAI, M.; KANDA, T.; Machining characteristic of hard materials. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. v. 37, p. 89–92, 1988.
148. NESLUŠAN, M.; ŠÍPEK, M.; MRÁZIK, J.; Analysis of chip formation during hard turning through acoustic emission *Materials Engineering*. v.19 (1), p.1, 2012.

149. NEVES, D.; Influência da Texturização Laser na Vida de Ferramentas de Torneamento Revestidas por CVD e PVD 2010 220f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2010
150. NIKOLIĆ, G. S.; Fourier Transforms - New Analytical Approaches and FTIR Strategies. 1. Ed., Rijeka: InTech 2011, 538p.
151. NOORDIN, M. Y.; KURNIAWAN, D.; SHARIF, S.; Hard turning of stainless steel using wiper coated carbide tool. *Int. J. Prec. Technol.* v. 1 (1), p. 75–84, 2007.
152. NOORDIN, M.Y.; VENKATESH, V.C.; SHARIF, S. Dry turning of tempered martensitic stainless tool steel using coated cermet and coated carbide tools, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 185, p. 83–90, 2007.
153. OERLIKON. B.; Balinit Alcrona: Allrounder at the top level. v. 1, 2012.
154. OVID'KO, I. A.; Defects and Deformation Mechanisms in Nanostructured Coatings. IN CAVALEIRO, A.; De HOSSON, J. T. M.; Nanostructured Coatings. Springer. 2006. p. 78-108.
155. OVID'KO, I. A.; Deformation and diffusion modes in nanocrystalline materials, *Int. Mater. Rev.* v. 50, p. 65–82, 2005.
156. PASEUTHA, A.; FUKUIA, H.; OKUNOA, S.; KANAOKAA, H.; OKADA, Y.; Microstructure, mechanical properties, and cutting performance of TiC_xN_{1-x} coatings with various x values fabricated by moderate temperature chemical vapor deposition. *Surface & Coatings Technology*. v. 260, p. 139–147, 2014.
157. PENALVA, M. L.; ARIZMENDI, M.; DIAZ, F.; FERNANDEZ, J.; Effect of Tool Wear on Roughness in Hard Turning. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*. v. 51(1), p.57-60, 2002.

158. PANDE, C. S.; MASUMURA, R. A.; ARMSTRON, R. W. Pile-up based Hall-Petch relation for nanoscale materials, *Nanostruct. Mater.* v. 2, p. 323–331, 1993.
159. PEARCE, C. W.; *Epitaxy. VLSI Technology*, New York: McGraw-Hill Book Co., 1983.
160. PHYSICAL ACOUSTICS; Medidor de Sinais de Emissão Acústica “Spartan 2000”, Manual de Operação. Physical Acoustics Corporation: São Paulo, 1985.
161. PIERSON, H. O.; *Handbook of Chemical Vapor Deposition: Principles, Technology and Applications*. 2. Ed, New Jersey: Noyes Publications, 1999.
162. PIGARI, A. C.; Monitoramento do Desgaste da Ferramenta no Processo de Torneamento usando Emissão Acústica. 1995. 137p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) UNICAMP, Campinas.
163. POULACHON, G.; BANDYOPADHYAY, B.P.; JAWAHIR, I.S.; PHEULPIN, S.; SEGUIN, E.; Wear behavior of CBN tools while turning various hardened steels. *Wear.* v. 256, p. 302–310, 2004.
164. POULACHON, G.; MOISAN, A.; JAWAHIR, I.S.; Tool-wear mechanisms in hard turning with polycrystalline cubic boron nitride tools. *Wear.* v. 250, p. 576–586, 2001.
165. POULARIKAS, A. D.; *The Transforms and Applications Handbook*. 2. Ed., Boca Raton: CRC Press LLC, 2000.
166. PULUGURTHA, S.R.; BHAT, D.G.; GORDON, M.H.; SHULTZ, J.; STAIA, M.; JOSHI, S.V.; GOVINDARAJAN S.; Mechanical and tribological properties of compositionally graded CrAlN films deposited by AC reactive magnetron sputtering. *Surface & Coatings Technology.* v. 202, p. 1160–1166, 2007.

167. QIAN, L.; HOSSAN, M. R.; Effect on cutting force in turning hardened tool steels with cubic boron nitride inserts, *Journal of Materials Processing Technology*. v. 191, p. 274–278, 2007.
168. QIN, F.; CHOU, Y.K.; NOLEN, D.; THOMPSON, R.G.; Coating thickness effects on diamond coated cutting tools, *Surface & Coatings Technology*. v. 204, p. 1056–1060, 2009.
169. RABINOWICZ E.; *Friction and Wear of Materials*. 2.ed., New York: John Wiley & Sons Inc., 1995. 315p.
170. RASS, I. J.; FELDHEGE, M.; LUGSCHEIDER, E.; Industrielle Anwendung der PVD-Technik. In: Steffens, H., Brandl, W. (eds.) *Moderne Beschichtungsverfahren*, pp. 307–320. DGM, Frankfurt, 1996.
171. RAJENDRA, D.; A physics based classification of acoustic emission waveforms. 2011. 72p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), North Carolina A&T State University Greensboro.
172. RAMADAN, S.; GAILLET, L.; TESSIER, C.; IDRISSE, H.; Detection of stress corrosion cracking of high-strength steel used in pre stressed concrete structures by acoustic emission technique, *Applied Surface Science*. v. 254, p. 2255–2261, 2008.
173. RECH, J.; A multiview approach to the tribological characterisation of cutting tool coatings for steels in high-speed dry turning, *Int. J. Mach. Mach. Mater.* v. 1 (1), p. 27–44, 2006.
174. REZENDE, J. L. T. L.; Análise tribológica de conjugados (CrAl)N depositados por PAPVD sobre ferramentas de metal duro com diferentes rugosidades superficiais. 2010. 192p. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) - Universidade Federal De Minas Gerais.
175. RIEDEL, R. *Handbook of Ceramic Hard Materials*, WILEY-VCH Verlag GmbH, Weinheim, 2000.

176. RUBIO, E. M.; TETI, R.; BACIU, I. L.; Advanced signal processing in acoustic emission monitoring systems for machining technology. *Intelligent Production Machines and Systems*. v. 1, 2006.
177. SAHOO, A. K.; SAHOO, B.; Experimental investigations on machinability aspects in finish hard turning of AISI 4340 steel using uncoated and multilayer coated carbide inserts. *Measurement*. v. 45, p. 2153–2165, 2012.
178. SALES, W. F. Notas de aulas de Fundamentos de Usinagem. Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, 2007.
179. SALES, W. F.; BONNEY, J.; EZUGWU, E. O.; FADARE, D. A.; Influence of Cutting Parameters on Acoustic Emission Signal when High Speed Turning of the Ti-6Al-4V Alloy . *Journal of Emerging Trends in Engineering and Applied Sciences* Vol 3, p. 547-555, 2012.
180. SANTOS, S. C.; SALES, W. F. Aspectos Tribológicos da Usinagem dos Metais. 1. Ed. São Paulo: Artliber, 2007.
181. SARYCHEV, G.A.; SCHAVELIN, V.M.; Acoustic emission method for research and control of friction pairs. *Tribology International*. v. 24 (1), p. 11–16, 1991.
182. SATHEESHKUMAR, V.; LAKSHMINARAYANAN, P.R.; Deformation processes in ZE41A cast magnesium alloy investigated by the acoustic emission technique. *Journal of Alloys and Compounds*. v. 509, p. 4327–4330, 2011.
183. SAUSE, M. G. R.; HAIDER, F.; HORN, S.; Quantification of metallic coating failure on carbon fiber reinforced plastics using acoustic emission. *Surface & Coatings Technology*. v. 204, p. 300–308, 2009.
184. SCHNEIDER, J., RICHTER, G.: Neue Entwicklungen und Anwendungen bei Schneidkeramik. *Werkstatt und Betrieb* 132(4), 71-75 (1999). SCHOFIELD, B.H.;

- Acoustic emission under applied stress. Aeronautical Research Laboratory, Report ARL 150, US Air Force, 1961.
185. SCHRAMMA, B.C.; SCHEERERB, H.; HOCHEB, H.; BROSZEITB, E.; ABELEA, E.; BERGER, C.; Tribological properties and dry machining characteristics of PVD-coated carbide inserts. *Surface and Coatings Technology*. v. 188–189, p. 623–629, 2004.
186. SERGEJEV, F.; PEETSALU, P.; SIVITSKI, A.; SAARNA, M.; ADOBERG, E.; Surface fatigue and wear of PVD coated punches during fine blanking operation. *Engineering Failure Analysis*. v. 18, p. 1689–1697, 2011.
187. SHAH, H. N.; JAYAGANTHAN, R.; Influence of Al contents on the microstructure, mechanical, and wear properties of magnetron sputtered CrAlN coatings. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2011.
188. SHAW, M.C., “Metal Cutting Principles”, 2. Ed., Oxford University Press, 2005.
189. SHEEN, Y.-T.; An analysis method for the vibration signal with amplitude modulation in a bearing system. *Journal of Sound and Vibration*. v. 303, p. 538–552, 2007.
190. SIGL, L.S.; EXNER, H.E.; The flow stress and hardness of metal-reinforced brittle composites. *Materials Science and Engineering: A*. v. 108, p. 121–129, 1989.
191. SILVA, R. H. L.; Monitoramento do desgaste de ferramentas no fresamento de topo através dos sinais de potência e emissão acústica e redes neurais. 2010. 125p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – UFU, Uberlândia.
192. SKF; SKF Integrated Condition Monitoring. Sweden, 2011.
193. SMITH, G. T.; *Cutting Tools Technology: Industrial Handbook*. 1. Ed., London: Springer, 2008.

194. SOUTO, U. B.; Monitoramento do Desgaste de Ferramenta no Processo de Fresamento via Emissão Acústica. 2007. 198p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – UFU, Uberlândia.
195. STACK, J. R.; HARLEY, R. G.; HABETLER, T. G.; An Amplitude Modulation Detector for Fault Diagnosis in Rolling Element Bearings. IEEE TRANSACTIONS ON INDUSTRIAL ELECTRONICS. v. 51, 5, 2004.
196. SUH, N. P.; Tribophysics. Prentice-Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 1986.
197. SUMITOMO Electric Carbide; Sumitomo PCD and cBN Technical presentation, Sumitomo Electric Carbide, New York, 2001.
198. SURESH, R.; BASAVARAJAPPA, S.; SAMUEL, G.L.; Some studies on hard turning of AISI 4340 steel using multilayer coated carbide tool. Measurement. v. 45, p. 1872–1884, 2012.
199. SVIRIDENOK, A.I.; KALMYKOVA, T. F.; KHOLODILOV O. V.; Study of real area of friction polymer-metal contact using acoustic emission. Soviet journal of friction and wear. v. 3 (5), p. 808–812, 1982.
200. TETI, R.; JEMIELNIAK, K.; O'DONNELL, G.; DORNFELD, D.; Advanced monitoring of machining operations. CIRP Annals - Manufacturing Technology. v. 59, p. 717–739, 2010.
201. TÖNSHOFF, H.K.; JUNG, M.; MÄNUEL, S.; RIETZ, W.; Using acoustic emission signals for monitoring of production processes. Ultrasonics. v. 37, p. 681-686, 2000.
202. TÖNSHOFF, H. K.; KARPUSCHEWSKI, B.; BORBE, C.; Hard machining – state of research. Proceedings international CIRP/VDI-conference on high performance tools, Düsseldorf (Germany), p. 253–277, 1998.

203. TRACTON, A. A.; Coatings technology fundamentals, testing, and processing techniques, CRC Press, New Jersey, 2007.
204. TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K., Metal Cutting, 5. Ed., London: Butterworths-Heinemann Ltd., 2000.
205. TREZONA, R. I.; ALLSOPP, D. N.; HUTCHINGS, I. M.; Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. *Wear*. v. 225–229 (1), p. 205–214, 1999.
206. UHLMANN, E.; OYANEDEL FUENTES, J.A.; GERSTENBERGER, R.; FRANK, H.; nc-AlTiN/a-Si₃N₄ and nc-AlCrN/a-Si₃N₄ nanocomposite coatings as protection layer for PCBN tools in hard machining. *Surface and Coatings Technology*. v. 237 (25), p. 142–148, 2013.
207. VAN den BREKEL, C. H. J.; JANSEN, A. K.; Morphological Stability Analysis in Chemical Vapour Deposition Processes. *Journal of Crystal Growth*. v. 43, p. 364–370, 1978.
208. VASEGHI, S. V; Advanced Digital Signal Processing and Noise Reduction. 3. Ed., Chichester: John Wiley & Sons Ltd., 2006.
209. VENTURA, C. E. H.; KÖHLER, J.; DENKENA, B.; Cutting edge preparation of PCBN inserts by means of grinding and its application in hard turning. *CIRP journal of manufacturing science and technology*. v. 6 (4), p. 246–253, 2013.
210. VIEREGGE, G.; Zerspanung der Eisenwerkstoffe. Stahleisen mbH, Düsseldorf, 1970.
211. VILHELM, J.; RUDAJEV, V.; LOKAJÍČEK, T.; ŽIVOR, R.; Application of autocorrelation analysis for interpreting acoustic emission in rock. *International Journal of Rock Mechanics & Mining Sciences*. v. 45, p. 1068–1081, 2008.

212. XIONG, J.; GUO, Z.; YANG, M.; WAN, W.; DONG, G.; Tool life and wear of WC–TiC–Co ultrafine cemented carbide during dry cutting of AISI H13 steel. *Ceramics International*. v. 39, p. 337–346, 2013.
213. WADA, M.; MIZUNO, M.; Study on friction and wear utilizing acoustic emission: relation between friction and wear mode and acoustic emission signals. *Journal of the Japan Society of Precision Engineering*. v. 55(4) p. 673–678, 1989.
214. WADA, M.; MIZUNO, M.; SASADA, T.; Study on the in-process measurement of the friction and wear with AE technique: monitoring of seizure process through AE analysis. *Journal of the Japan Society of Precision Engineering*. v. 56 (10), p. 1835–1840, 1990.
215. WOZNIAK, T. Z.; ROZNIATOWSKI, K.; ROZNIATOWSKI, Z.; Acoustic Emission in Bearing Steel during Isothermal Formation of Midrib. *Met. Mater. Int.*, v. 17 (3), p. 365-373, 2011.
216. ZHARIN, A.L.; Method of Contact Potential Difference and Its Application in Tribology (in Russian), Minsk, 1996.
217. ZHU, D.; ZHANG, X.; DING, H.; Tool wear characteristics in machining of nickel-based superalloys. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. v. 64, p. 60–77, 2013.
218. ZORLL, U. Adhesion Testing. In TRACTON, A. A.; Coatings technology fundamentals, testing, and processing techniques, CRC Press, New Jersey, 2007.