

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CENTRO TECNOLÓGICO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**ESTUDO DOS MECANISMOS DE DESGASTE EM FERRAMENTAS DE NITRETO
DE SILÍCIO APLICADAS NO TORNEAMENTO DOS FERROS FUNDIDOS
VERMICULAR E CINZENTO**

FABIO ANTONIO XAVIER

Florianópolis, 2009

Fabio Antonio Xavier

**ESTUDO DOS MECANISMOS DE DESGASTE EM FERRAMENTAS DE NITRETO
DE SILÍCIO APLICADAS NO TORNEAMENTO DOS FERROS FUNDIDOS
VERMICULAR E CINZENTO**

Tese submetida à Universidade Federal de
Santa Catarina para obtenção do Título de
Doutor em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Eng. Lourival Boehs

Co-orientador: Prof. Dr. Eng. Wilson L. Guesser

Co-orientador estrangeiro: Prof. Dr. –Ing. Eberhard Abele

Florianópolis

2009

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**ESTUDO DOS MECANISMOS DE DESGASTE EM FERRAMENTAS DE NITRETO
DE SILÍCIO APLICADAS NO TORNEAMENTO DOS FERROS FUNDIDOS
VERMICULAR E CINZENTO**

Fabio Antonio Xavier

**Tese submetida à Universidade Federal de
Santa Catarina para obtenção do Título de
Doutor em Engenharia Mecânica.**

Prof. Lorival Boehs, Dr. Eng.
Orientador – UFSC

Prof. Wilson L. Guesser, Dr. Eng.
Co-orientador – UDESC/Tupy S.A

Prof. Eduardo Alberto Fancello, D.Sc.
Coordenador do POSMEC-UFSC

Banca Examinadora:

Prof. Alisson Rocha Machado, Ph.D.
Relator – UFU (MG)

Prof^a. Ana Helena Bressiani, Dr.-Ing.
CCTM – IPEN – (SP)

Prof. Lourival Boehs, Dr. Eng.
Orientador

Prof. Rolf Bertrand Schroeter, Dr. Eng.
UFSC

Prof. Augusto José de A. Buschinelli, Dr.-Ing
UFSC

Florianópolis, 2009

AGRADECIMENTOS

A realização desta tese envolveu várias pessoas de diversas instituições, como a Universidade Federal de Santa Catarina, a Universidade Técnica de Darmstadt, o Instituto de Pesquisas Energética e Nucleares, a empresa Tupy S.A e as empresas que forneceram as ferramentas de corte. Neste caminho da construção do conhecimento, o relacionamento com as pessoas dessas instituições foi além das relações profissionais, construindo um sentimento de respeito e grande afeição. Meus sinceros agradecimentos a muitos deles, certamente não todos, são feitos a seguir.

Ao Prof. Lourival Boehs, Dr. Eng., pela oportunidade, pelo profissionalismo como professor e orientador, pela troca de experiências, incentivo e motivação para a realização deste trabalho.

À empresa Tupy S.A e aos seus funcionários envolvidos no presente trabalho, especialmente ao Prof. Wilson L. Guessler, Dr. Eng., pelo fornecimento de material, apoio financeiro e co-orientação. O seu conhecimento sobre ferros fundidos, a sua generosidade em compartilhá-los e suas ponderações foram essenciais.

Ao Prof. Eberhard Abele, Dr.-Ing., da T.U. Darmstadt, pela oportunidade de intercâmbio acadêmico entre as instituições de ensino e pesquisa e pela orientação.

Ao Prof. Buschinelli, Dr.-Ing.; pela sua generosidade em disponibilizar o forno de alto vácuo e equipamentos para preparação de amostras.

Ao Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, pela possibilidade de realização dos ensaios de caracterização do desgaste da ferramenta, especialmente à Prof. Ana Helena Bressiani, pela magnanimidade em ceder seu tempo e conhecimento para a realização dos ensaios. Também gostaria de agradecer à Karol, ao “Cebola” e ao “Cebolinha” pelo conhecimento e paciência em me ajudar.

Aos amigos, Isaias da Silva, Fabiano Mocellin, Sérgio Luís Marquezi, Vítório Almeida Filho, Fábio José de Souza, Marcos & Siobhan Wiese, Steferson Stares, João Henrique Bagetti, Marcelo Vargas, Patric Schürhaus, pelos momentos inesquecíveis que vivemos, pelos conselhos, pelas trocas de experiências e o companherismo. Tê-los como amigos é um tesouro.

Aos colegas e amigos do Instituto para o Gerenciamento da Produção, Tecnologia e Máquinas-Ferramentas (*Institut für Produktionsmanagement, Technologie und Werkzeugmaschinen - PTW*), principalmente ao Udo Hermenau, Stefan Feickert, Benjamin Kurke, Frank Koppka, Andreas Ellermeier, Michael Kreis,

Michael Kulok, Matthias Weigold, Carsten Stroh, Matthias Tscharnell, Burkhad Schramm e ao Benjamin Fröhlich.

Aos colegas e amigos do Usicon, Eng. Fernando Souza Pereira, Sérgio Ari dos Santos, Tomaz Monteiro Fidélis Neto, Valtair Fabriciano Garcez e Joe Schmitz.

Aos membros dos laboratórios do LMP e Labmat, pela disponibilização dos equipamentos e informações.

Ao Carlos Heije Hirata Ventura, pela sua amizade, força de vontade, concentração, dinamismo, pró-atividade e dom para a pesquisa e ensino. Os momentos que vivemos juntos na Alemanha e em São Paulo foram inesquecíveis.

Ao Ronaldo Tápia pela sua agradável hospedagem e ao apoio logístico quanto a impressão das cópias da tese e o seu respectivo encaminhamento para os membros da banca.

Às minhas irmãs, Fernanda Xavier Reck e Poliana Maria Xavier, e ao meu sobrinho e afilhado Miguel Alberto Reck, pela amizade afetuosa que ultrapassa a realidade sensível.

Aos meus pais, Sr. Onair Xavier e Sra. Alias Xavier, por terem fornecido o óleo que queima na minha lâmpada e que me ilumina no desbravar deste vasto universo com amor, dignidade, caráter, honestidade, moral e perspicácia.

A família Tápia, em especial ao Sr. Pedro e a Sra. Iraci N. Tápia, pelo apoio e excelentes momentos que passamos juntos e por terem lapidado a mais rara das jóias já vistas pelos meus olhos, a minha esposa Milena. Viver ao seu lado neste imenso universo é puro júbilo.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	9
LISTA DE TABELAS	19
LISTA DE EQUAÇÕES	20
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	21
LISTA DE SÍMBOLOS	23
RESUMO	25
ABSTRACT	26
1 INTRODUÇÃO	27
2 DEFINIÇÃO DO PROBLEMA	30
2.1 Objetivos.....	31
3 ESTADO DA ARTE	33
3.1 O ferro fundido vermicular	33
3.2 Influência dos fatores metalúrgicos na usinabilidade do ferro fundido vermicular.....	38
3.3 Desenvolvimento de novas técnicas e processos de corte.....	49
3.3.1 Mandrilamento utilizando ferramentas com insertos múltiplos.....	49
3.3.2 Mandrilamento com insertos rotativos	51
3.3.3 Fresamento helicoidal.....	52
3.3.4 Brunimento com altas taxas de remoção.....	53
3.3.5 Utilização de PCD com refrigeração criogênica.....	54
3.3.6 Usinagem assistida por laser	55
3.4 Desenvolvimento dos materiais de ferramentas de corte	56
3.5 Ferramentas de corte cerâmicas	65
3.5.1 Utilização de revestimentos duros em ferramentas cerâmicas.....	96
3.6 Considerações finais sobre o estado da arte.....	101
4 MÉTODO, EQUIPAMENTOS E MATERIAIS	103
4.1 Máquina-ferramenta.....	104
4.2 Caracterização do material usinado.....	105
4.3 Caracterização das ferramentas de corte	108
4.3.1 Ferramentas de corte - Fabricante A	109
4.3.2 Ferramentas de corte - Fabricante B	115
4.4 Medição das forças de usinagem	117

4.5	Medição do desgaste das ferramentas	118
4.6	Experimentos de difusão química	118
4.7	Ensaio de microscopia eletrônica de varredura e microanálise química	119
4.8	Ensaio de difração de raio-X	120
5	APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	121
5.1	Determinação dos tipos de materiais cerâmicos e dos parâmetros de corte	121
5.1.1	Influência do material da ferramenta no desgaste da ferramenta	121
5.1.2	Influência da velocidade de corte na vida da ferramenta	124
5.1.3	Efeito do avanço no desgaste da ferramenta	125
5.1.4	Efeito da profundidade de corte na vida da ferramenta	126
5.2	Ensaio de torneamento de longa duração dos ferros fundidos vermicular e cinzento	127
5.2.1	Usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas de nitreto de silício do Fabricante A	128
5.2.1.1	Ensaio de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramenta de nitreto de silício não revestida	128
5.2.1.2	Ensaio de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas revestidas	135
5.2.2	Ensaio de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas cerâmicas do Fabricante B	149
5.2.2.1	Ensaio de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas cerâmicas mistas não revestidas (16A) – Fabricante B	149
5.2.2.2	Ensaio de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas cerâmicas mistas revestidas com TiN (16N) – Fabricante B	155
5.2.2.3	Ensaio de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas cerâmicas estruturada CFB – Fabricante B	161
5.2.3	Ensaio de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramenta de metal-duro	164
5.2.3.1	Ferramenta C151A – Fabricante A	165
5.2.4	Usinagem do ferro fundido cinzento com ferramentas cerâmicas de nitreto de silício	169
5.2.4.1	Ensaio de usinagem do ferro fundido cinzento com o substrato 105 – sem revestimento (A_33)	169

5.2.4.2	Ensaio de usinagem do ferro fundido cinzento com o substrato 105 – revestido com Al_2O_3+TiN e com pós-tratamento de alisamento por polimento (A_27)	175
5.2.4.3	Ensaio de usinagem do ferro fundido cinzento com a ferramenta de nitreto de silício revestida com Al_2O_3 (SNR73) – Fabricante B.....	182
5.2.4.4	Ensaio de usinagem do ferro fundido cinzento com a ferramenta de nitreto de silício revestida com Al_2O_3 (SNR69) – Fabricante B.....	187
5.2.5	Análise do desempenho das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício na usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento	192
5.3	Análise das forças, da potência e do desgaste das ferramentas.....	196
5.3.1	Análise das forças e potência de corte na usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento	196
5.3.2	Caracterização do desgaste das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício revestidas e não revestidas usinando o ferro fundido vermicular.....	204
5.3.3	Caracterização do desgaste das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício revestidas e não revestidas na usinagem do ferro fundido cinzento	215
5.3.4	Ensaio de difusão química dos ferros fundidos vermicular e cinzento com as ferramentas de nitreto de silício revestidas e sem revestimento	232
5.4	Considerações sobre os resultados e a discussão.....	250
6	CONCLUSÕES E PROPOSTAS PARA NOVOS TRABALHOS.....	255
6.1	Proposta para novos trabalhos	257
7	REFERÊNCIAS	259

LISTA DE FIGURAS

Figura 3-1: Curva “S” – Percentual de nodularidade (adaptado de SERGEANT; EVANS (1978) e SINTERCAST).....	34
Figura 3-2: Morfologia da grafita dos diferentes tipos de ferros fundidos (SAHM; ABELE; SCHULZ, 2002): a) ferro fundido cinzento, b) ferro fundido vermicular e c) ferro fundido nodular.	34
Figura 3-3: Comparativo da vida das ferramentas em relação à usinagem do vermicular e do cinzento para diferentes processos de usinagem (REUTER et al., 2000).	37
Figura 3-4: Característica do cavaco dos ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular (REUTER, 2001).	41
Figura 3-5: Desgaste da ferramenta em relação à quantidade de Fe ₃ C na perlita (BATES, 1996).	42
Figura 3-6: Comparação da usinabilidade entre o ferro fundido cinzento e diferentes tipos de vermiculares (MOCELLIN, 2002).	43
Figura 3-7: Comparação do desgaste de flanco durante a usinagem dos ferros fundidos cinzento, vermicular e cinzento com baixo teor de enxofre (DAWSON et al., 2001).	45
Figura 3-8: Efeito da velocidade de corte na vida da ferramenta comparada à quantidade de enxofre no ferro fundido cinzento (REUTER, 2001).	45
Figura 3-9: Efeito do titânio na usinabilidade do ferro fundido vermicular (GUESSER; SCHROEDER; DAWSON, 2001; DAWSON et al, 2001).	46
Figura 3-10: Efeito da variação na porcentagem de nodularidade na vida das ferramentas cerâmicas e de metal-duro (DORÉ, 2007).	48
Figura 3-11: Exemplos de barras de mandrilar de diferentes fabricantes, utilizando múltiplos insertos escalonados (SAHM; ABELE; SCHULZ, 2002).	50
Figura 3-12: Barra de mandrilar com insertos rotativos (SAHM; ABELE; SCHULZ, 2002).	52
Figura 3-13: Exemplos de ferramentas para fresamento helicoidal e de brunimento em centro de usinagem CNC (THORDENBERG, 2000; WOODRUFF, 2007).	53
Figura 3-14: Efeito da velocidade de corte e da pressão de contato na vida da ferramenta (Relação G) e taxa de remoção de material específica (MOCELLIN, 2007).	54

Figura 3-15: Usinagem do FV com ferramentas de PCD, utilizando refrigeração criogênica (ABELE; SCHRAMM 2007; SCHRAMM, 2007): a) efeito da velocidade de corte na temperatura da ferramenta (medição realizada utilizando termopar); b) efeito do tamanho do grão de PCD.....	55
Figura 3-16: Comparativo entre as forças médias de corte, de avanço e passiva entre a usinagem do vermicular assistida por laser (LAM) e convencional (Conv) (SKVARENINA, SHIN, 2006).	56
Figura 3-17: Carregamento, causa e forma dos desgastes na ferramenta de corte. 57	
Figura 3-18: Formas de desgaste da ferramenta durante o torneamento (ISO 3685).	59
Figura 3-19: Comparação geral da vida das ferramentas de metal-duro, cerâmica e CBN (XAVIER, 2003).	64
Figura 3-20: Curvas de desgaste para brocas revestidas com TiN, TiAlN mono e multi-camadas (ANDRADE, 2005).	65
Figura 3-21: Análise das superfícies desgastadas dos ferros fundidos martensíticos: a) ferro fundido cinzento e b) ferro fundido nodular (FANG et al. 1998).....	75
Figura 3-22: Coeficiente de atrito para as diferentes composições de nitreto de silício e de deslizamento: a) lubrificado com água e b) lubrificado com silicato de sódio (FANG; GAO; ZHANG, 1999).....	76
Figura 3-23: Representação esquemática da interação do par nitreto de silício/aço (KALIN et. al., 2000a).....	90
Figura 3-24: Micrografia realizada com elétrons retroespalhados da interação entre o nitreto de silício e o aço, após 5 horas na temperatura de 1.200 °C (KALIN et al, 2002b): a) detalhe da superfície polida; b) detalhe da superfície atacada com nital. 91	
Figura 3-25: Comportamento da temperatura da peça em relação à variação da velocidade de avanço para os ferros fundidos vermicular e cinzento (BAGETTI, 2008).	94
Figura 3-26: Comparativo da usinabilidade das vidas das ferramentas cerâmicas mistas usinando diferentes tipos de FoFo vermicular (DORÉ, 2007).....	95
Figura 3-27: Análise do fluxo de calor no torneamento do aço DIN 16MnCr5 com ferramentas cerâmicas variando o tipo de revestimento e o avanço (MANKOVA, 2004): a) Revestimento TiN; b) Revestimento TiC+WC.	99
Figura 4-1: Geometria do corpo de prova.	105

Figura 4-2: Micrografias do ferro fundido cinzento: a) atacadas com nital 3% e b) caracterização das lamelas de perlita.	106
Figura 4-3: Metalografia do ferro fundido vermicular: a) com ataque Nital 3% e b) caracterização das lamelas de perlita.	107
Figura 4-4: Esquema do desenvolvimento dos experimentos para análise do tipo de substrato, revestimento e parâmetros de corte.	109
Figura 4-5: Microfias da estrutura da ferramenta CFB: a) vista geral da estrutura na forma de hexágonos; e b) Visualização do cortono (tenaz) envolvendo o núcleo duro.	116
Figura 4-6: Esquema do sistema de aquisição de forças.	118
Figura 4-7: Esquema da medição do desgaste de flanco.	118
Figura 4-8: Matriz utilizada para realizar os testes de interação estática.	119
Figura 5-1: Influência do tipo de material de ferramenta.	122
Figura 5-2: Influência do tipo de revestimento na vida da ferramenta.	124
Figura 5-3: Efeito da velocidade de corte sobre a vida da ferramenta.	125
Figura 5-4: Efeito do avanço na vida da ferramenta.	126
Figura 5-5: Efeito da profundidade de corte na vida da ferramenta.	127
Figura 5-6: Curvas de desgaste usinando o ferro fundido vermicular com ferramentas de nitreto de silício não revestidas: a) A_18; b) A19; e c) A20.	130
Figura 5-7: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta do ensaio A_19.	131
Figura 5-8: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva para a usinagem do ferro fundido vermicular com o substrato 105 sem revestimento - ensaio A_20.	131
Figura 5-9: Caracterização da rebarba negativa formada após o segundo passe no ensaio A_19.	132
Figura 5-10: Análise das características do desgaste da ferramenta 105, ensaio A_18, no microscópio eletrônico de varredura: a) vista geral da ferramenta; b) morfologia do desgaste de flanco; c) aumento na região do desgaste de cratera; e d) aumento na região do desgaste de flanco.	133
Figura 5-11: Análise química da região 4 da Figura 5-10d.	134
Figura 5-12: Curvas de desgaste usinando o ferro fundido vermicular com ferramentas de nitreto de silício revestidas com Al_2O_3+TiN e sem pós-tratamento de alisamento – Ensaios A_13, A_14 e A_15.	135

Figura 5-13: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta de nitreto de silício (105), revestida com Al_2O_3+TiN e sem pós-tratamento de alisamento (ensaio A_14).....	137
Figura 5-14: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva para o ensaio A_14.....	138
Figura 5-15: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva: a) ensaio A_13 e b) A_15.....	139
Figura 5-16: Caracterização da formação da rebarba para o ensaio A_13.....	139
Figura 5-17: Caracterização do desgaste da ferramenta no microscópio eletrônico de varredura: a) vista geral da ferramenta; b) vista ampliada da região 2 (a) ; c) vista ampliada da região 3 (a); e d) Vista ampliada da região 4 (c) (ensaio A_14).....	140
Figura 5-18: Análise das características do desgaste da ferramenta do ensaio A_02, no microscópio eletrônico de varredura: a) vista geral da ferramenta; b) morfologia da interface do desgaste de flanco/cratera; c) morfologia do desgaste de cratera; e d) aumento na região do desgaste de flanco.	144
Figura 5-19: Comparação do desempenho entre as ferramentas cerâmicas de nitreto de silício revestidas e não revestidas.....	146
Figura 5-20: Desenvolvimento das curvas de desgaste de flanco para as ferramentas mistas sem revestimento 16A.	150
Figura 5-21: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva para a repetição 16A63.....	151
Figura 5-22: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta 16A63.	152
Figura 5-23: Caracterização da formação da rebarba para o ensaio 16A64.....	153
Figura 5-24: Caracterização do desgaste da ferramenta no microscópio eletrônico de varredura: a) vista geral da ferramenta; b) vista ampliada da região 1 (a); c) vista ampliada da região 2 (b); e d) vista ampliada da região 3 (a) (ensaio 16A63).	154
Figura 5-25: Desenvolvimento das curvas de desgaste de flanco para as ferramentas mistas com revestimento (16N).....	155
Figura 5-26: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta 16N48.....	157
Figura 5-27: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva para o ensaio 16N46.....	158
Figura 5-28: Caracterização da formação de rebarba negativa para o ensaio 16N46.	159

Figura 5-29: Caracterização do desgaste da ferramenta no microscópio eletrônico de varredura: a) vista geral da ferramenta; b) vista ampliada da região 1 (a); c) vista ampliada da região 2 (b); e d) vista ampliada da região do desgaste de flanco (a) (ensaio 16N48).	160
Figura 5-30: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta CFB usinando o ferro fundido vermicular.	162
Figura 5-31: Caracterização do desgaste da ferramenta no microscópio eletrônico de varredura: a) vista geral da ferramenta; b) vista ampliada da região 1 (a); c) vista ampliada da face da ferramenta; e d) vista ampliada da superfície fraturada região 2 (c) (ensaio CFB45).	163
Figura 5-32: Superfície fraturada da ferramenta CFB45: a) superfície da Figura 5-31d; e b) ampliação da região 1 (a).	164
Figura 5-33: Curvas de desgaste usinando o ferro fundido vermicular com ferramentas de metal-duro C151A.	165
Figura 5-34: Caracterização da progressão do desgaste do ensaio A_26.	166
Figura 5-35: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva para a repetição A_26.	167
Figura 5-36: Caracterização da geração de rebarba negativa no ferro fundido vermicular utilizando ferramenta de metal-duro.	168
Figura 5-37: Caracterização do desgaste de flanco para o ensaio A_33.	170
Figura 5-38: Caracterização da progressão do desgaste para o ensaio A_33.	171
Figura 5-39: Desenvolvimento das forças de usinagem com a ferramenta A_33 na usinagem do ferro fundido cinzento	173
Figura 5-40: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva na usinagem do ferro fundido cinzento para o primeiro e o centésimo passe no ensaio A_33.	173
Figura 5-41: Caracterização da ferramenta de corte A_33 usinando o ferro fundido cinzento: a) camada aderida sobre a ferramenta; b) ampliação sobre a camada aderida.	174
Figura 5-42: Espectro da análise química da camada aderida.	175
Figura 5-43: Desenvolvimento do desgaste de flanco da ferramenta cerâmica com revestimento Al_2O_3+TiN e com pós-tratamento de alisamento do revestimento por polimento (A_27).	176
Figura 5-44: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta para o ensaio A_27.	177

Figura 5-45: Desenvolvimento das forças de usinagem durante a usinagem do ferro fundido cinzento com a ferramenta A_27.....	178
Figura 5-46: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva durante o primeiro e último passe do ensaio A_27.	179
Figura 5-47: Caracterização da camada aderida sobre a ferramenta do ensaio A_27: a) identificação da camada aderida; b) ampliação na região do gume da ferramenta; c) sobreposição de camadas sobre a face da ferramenta; e d) ampliação no flanco da ferramenta.	180
Figura 5-48:Espectro da análise química da camada aderida sobre a ferramenta no ensaio A_27.	181
Figura 5-49: Caracterização da curva de desgaste de flanco para o ensaio SNR73.	182
Figura 5-50: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta para o ensaio SNR73.....	183
Figura 5-51: Caracterização da camada aderida sobre a ferramenta do ensaio SNR73: a) vista da quina da ferramenta; e b) ampliação na região do gume e do flanco da ferramenta.	184
Figura 5-52: Desenvolvimento das forças de corte durante a usinagem do ferro fundido cinzento com a ferramenta SNR73.....	185
Figura 5-53: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva durante o primeiro e último passe do ensaio SNR73.	186
Figura 5-54: Caracterização da curva de desgaste de flanco para o ensaio SNR69.	187
Figura 5-55: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta para o ensaio SNR69.....	188
Figura 5-56: Desenvolvimento das forças de corte durante a usinagem do ferro fundido cinzento com a ferramenta SNR69.....	189
Figura 5-57: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva durante o primeiro e último passe do ensaio SNR69.	190
Figura 5-58: Análise da ferramenta no microscópio eletrônico de varredura para o ensaio SNR69.	191
Figura 5-59: Comparação geral entre a usinagem do ferro fundido vermicular e do cinzento.....	194

Figura 5-60: Diferença entre as forças de corte durante a usinagem do ferro fundido vermicular e o cinzento: a) forças de usinagem medidas no 1º passe usinando o vermicular; b) forças de usinagem medidas no 1º passe usinando o cinzento.	197
Figura 5-61: Caracterização do desgaste da ferramenta Si ₃ N ₄ sem revestimento no microscópio eletrônico: a) vista geral da ferramenta; b) morfologia do desgaste de flanco (A_18).....	205
Figura 5-62: a) Análise do filme metálico recobrando a ferramenta e b) Caracterização da superfície desgastada do flanco para o ensaio A_18.....	205
Figura 5-63: Vista perpendicular ao desgaste de flanco e análise química: a) micrografia da ferramenta seccionada; b) espectro da análise química (A_18).....	207
Figura 5-64: Vista perpendicular do desgaste de flanco a) ferramenta não revestida ensaio A_18; b) análise química na região 1 (a); c) ferramenta revestida ensaio A_02; e d) análise química na região 2 (c).....	208
Figura 5-65: Regiões desgastadas com perda do revestimento da ferramenta de nitreto de silício: a) ferramenta revestida com Al ₂ O ₃ ensaio A_03; e b) ferramenta revestida com Al ₂ O ₃ +TiN ensaio A_10.....	210
Figura 5-66: Identificação da cementita na perlita e de uma inclusão dura de carboneto de titânio no ferro fundido vermicular.	211
Figura 5-67: Formação de tribo-filme recobrando a ferramenta e identificação de micro-sulcos e adesões sobre a ferramenta.....	212
Figura 5-68: Identificação de adesão sobre as superfícies desgastadas das ferramentas.	213
Figura 5-69: Exemplos da morfologia das superfícies desgastadas das ferramentas de nitreto de silício após a usinagem do ferro fundido vermicular.....	213
Figura 5-70: Mecanismo de formação de cavaco do ferro fundido vermicular: a) eminência de iniciar o corte e b) início do corte.	214
Figura 5-71: Mecanismo de formação de cavaco do ferro fundido vermicular e o seu efeito no desgaste da ferramenta: a) encontro de inclusões abrasivas; e b) remoção de material da ferramenta.	215
Figura 5-72: Exemplo da camada aderida sobre a ferramenta usinando o ferro fundido cinzento: a) caracterização da morfologia; b) espectro da análise química da camada aderida (A_27).....	216

Figura 5-73: Exemplo da camada aderida sobre a ferramenta usinando o ferro fundido cinzento: a) caracterização da morfologia; b) espectro da análise química da camada aderida (A_30).....	216
Figura 5-74: Identificação do mecanismo de formação da camada aderida na usinagem do ferro fundido cinzento.	218
Figura 5-75: Identificação da forma da grafita do ferro fundido cinzento e das inclusões de sulfeto de manganês na sua microestrutura.....	219
Figura 5-76: Mecanismo de formação de cavaco do ferro fundido cinzento.	220
Figura 5-77: Identificação da constituição microestrutural do ferro fundido cinzento.	220
Figura 5-78: Mecanismo de formação da camada aderida sobre a ferramenta usinando o ferro fundido cizento: a) encontro da inclusão de MnS; e b) formação da camada aderida.....	221
Figura 5-79: Exemplo de laminação da camada e do processo de remoção da camada aderida na ferramenta: a) ferramenta utilizada no ensaio A_27; e b) ferramenta utilizada no ensaio A_30.	221
Figura 5-80: Exemplo de laminação da camada e do processo de remoção da camada aderida na ferramenta utilizada no ensaio A_36.	222
Figura 5-81: Caracterização da largura e da espessura da camada aderida (A_30).	222
Figura 5-82: Caracterização da largura e da espessura da camada aderida (A_27).	223
Figura 5-83: Caracterização da largura e da espessura da camada aderida (A_33).	223
Figura 5-84: Espectro da análise química da camada aderida: a) Ensaio A_30; b) Ensaio A_27 e c) Ensaio A_33.....	224
Figura 5-85: Interação da camada aderida com a ferramenta de nitreto de silício não revestida durante a usinagem do ferro fundido cinzento.....	225
Figura 5-86: Camada aderida verificada durante a usinagem do ferro fundido cinzento durante o ensaio A_27.....	226
Figura 5-87: Caracterização da dissolução da camada de revestimento de nitreto de titânio durante a usinagem do ferro fundido cinzento.....	228

Figura 5-88: Caracterização dos elementos da camada aderida e da ferramenta de nitreto de silício não revestida na usinagem do ferro fundido cinzento – ensaio A_33.	229
Figura 5-89: Caracterização dos elementos da camada aderida e da ferramenta de nitreto de silício revestida (Al_2O_3+TiN) na usinagem do ferro fundido cinzento – ensaio A_27.	230
Figura 5-90: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 1.100 °C: a) ferro fundido vermicular com nitreto de silício; e b) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício.	234
Figura 5-91: Comprovação da frente de fusão consumindo o nitreto de silício na temperatura de 1.100 °C: a) ferro fundido vermicular com o nitreto de silício; e b) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício.	234
Figura 5-92: Comprovação da fusão e formação de bolhas no nitreto de silício como descritas por BRINKSMEIER; BARTSCH (1988): a) Fusão e formação de bolhas; e b) Análise química.	236
Figura 5-93: Micrografia do par nitreto de silício e ferro fundido cinzento para temperatura de 1.100 °C atacada com nital 2%: a) análise micrográfica da região de interface; e b) análise química da região de interface.	237
Figura 5-94: Micrografia do par nitreto de silício e ferro fundido vermicular para temperatura de 1.100 °C atacada com nital 2%: a) análise micrográfica da região de interface; e b) análise química da região de interface.	237
Figura 5-95: Micrografia da morfologia da interface nitreto de silício/ferro fundido: a) Nitreto de silício formando par com o ferro fundido cinzento; e b) Nitreto de silício formando par com o ferro fundido vermicular.	238
Figura 5-96: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido cinzento com o nitreto de silício na temperatura de 1.100 °C.	239
Figura 5-97: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido vermicular com o nitreto de silício na temperatura de 1.100 °C.	239
Figura 5-98: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 1.100 °C: a) ferro fundido cinzento com nitreto de silício revestido; e b) ferro fundido vermicular com nitreto de silício revestido.	240
Figura 5-99: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 1.100 °C atacada com nital 2%: a) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício revestido; e b) ferro fundido vermicular com o nitreto de silício revestido.	241

Figura 5-100: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 1.100 °C atacada com nital 2%: a) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício revestido; e b) ferro fundido vermicular com o nitreto de silício revestido.	242
Figura 5-101: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido cinzento com o nitreto de silício revestido na temperatura de 1.100 °C.	243
Figura 5-102: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido vermicular com o nitreto de silício revestido na temperatura de 1.100 °C. .	243
Figura 5-103: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 900 °C atacada com Nital 2%: a) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício; e b) ferro fundido vermicular com o nitreto de silício.	244
Figura 5-104: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido cinzento com o nitreto de silício na temperatura de 900 °C.....	245
Figura 5-105: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido vermicular com o nitreto de silício na temperatura de 900 °C.	245
Figura 5-106: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 900 °C: a) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício revestido; e b) ferro fundido vermicular com o nitreto de silício revestido.	246
Figura 5-107: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 900 °C: a) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício revestido; e b) ferro fundido vermicular com o nitreto de silício revestido.	246
Figura 5-108: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido cinzento com o nitreto de silício revestido na temperatura de 900 °C.	247
Figura 5-109: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido vermicular com o nitreto de silício revestido na temperatura de 900 °C.	247
Figura 5-110: Análise do desgaste das ferramenta usando o ferro fundido vermicular: a) ferramenta não revestida; e b) ferramenta revestida.	249

LISTA DE TABELAS

Tabela 3-1: Propriedades típicas dos ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular (DAWSON; SCHROEDER, 2000).....	35
Tabela 4-1: Caracterização da grafita e da matriz do ferro fundido cinzento.	106
Tabela 4-2: Caracterização da microdureza, dureza macro e resistência à tração do ferro fundido cinzento.....	107
Tabela 4-3: Caracterização da grafita e da matriz do ferro fundido vermicular.	107
Tabela 4-4: Caracterização da microdureza da perlita, dureza macro e da resistência à tração do ferro fundido vermicular.....	108
Tabela 4-5: Caracterização dos substratos do Fabricante A utilizados na primeira etapa.	109
Tabela 4-6: Caracterização das combinações entre revestimento e parâmetros de corte para o substrato 105 – primeira etapa.....	110
Tabela 4-7: Caracterização das combinações entre revestimento e parâmetros de corte para o substrato 110 – primeira etapa.....	111
Tabela 4-8: Caracterização das combinações entre revestimento e parâmetros de corte para o substrato 118 – primeira etapa.....	111
Tabela 4-9: Caracterização das combinações entre revestimento e parâmetros de corte para o substrato 144 – primeira etapa.....	112
Tabela 4-10: Caracterização do metal-duro utilizado – segunda etapa.	113
Tabela 4-11: Descrição dos ensaios de usinagem de longa duração do ferro fundido vermicular com ferramentas cerâmicas e de metal-duro do Fabricante A – segunda etapa.	114
Tabela 4-12: Descrição dos ensaios de usinagem de longa duração do ferro fundido cinzento com ferramentas cerâmicas do Fabricante A – segunda etapa.	114
Tabela 4-13: Descrição das ferramentas para os ensaios de difusão.....	115
Tabela 4-14: Descrição das ferramentas cerâmicas do Fabricante B.	116
Tabela 4-15: Descrição dos parâmetros de corte utilizados com as ferramentas do Fabricante B.....	117
Tabela 5-1: Identificação das ferramentas representadas graficamente na Figura 5-19.....	147
Tabela 5-2: Análise de variância para verificação do efeito do uso de revestimento.	147
Tabela 5-3: Tabela com a identificação dos testes	233

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 5-1	200
-------------------	-----

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
CAPES	Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior
CBN	Nitreto de boro cúbico
CCTM	Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais
CE	Carbono equivalente
CFB	Cerâmica composta – Fabricante B
CGI	Ferro fundido vermicular (<i>compacted graphite iron</i>)
CI	Ferro fundido cinzento (<i>grey cast iron</i>)
CNPq	Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico
Cu _{eq}	Cobre equivalente
CVD	Deposição química de fase vapor (<i>chemical vapor deposition</i>)
DAAD	Serviço Alemão de Intercâmbio Acadêmico (<i>Deutscher Akademischer Austauschdienst</i>)
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva de raio-X (<i>dispersive X-rays Spectroscopy</i>)
FC	Ferro fundido cinzento
FC25	Ferro fundido cinzento classe 25
FoFo	Ferro fundido
FV	Ferro fundido vermicular
HPC	Usinagem de alto rendimento (<i>High Performance Cutting</i>)
HSC	Usinagem com alta velocidade de corte (<i>High Speed Cutting</i>)
IPEN	Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares
ISO	International Organization for Standardization
MDS	Mínima diferença significativa
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
PCBN	Nitreto de boro cúbico policristalino
PPGEM	Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica
PVD	Deposição física de fase vapor (<i>Physical vapor deposition</i>)
QSD	Dispositivo de parada rápida (<i>Quick Stop Device</i>)
REMAUSME	Rede em Materiais Avançados com Usinabilidade Melhorada

PTW	Instituto para o Gerenciamento da Produção, Tecnologia e Máquinas-Ferramentas (<i>Institut für Produktionsmanagement, Technologie und Werkzeugmaschinen</i>)
UDESC	Univesidade do Estado de Santa Catarina
UFSC	Universidade Federal de Santa Catarina
UFU	Universidade Federal de Uberlândia

LISTA DE SÍMBOLOS

Al_2O_3		alumina
a_p	mm	profundidade de corte
B		boro
Ca		cálcio
Cr		cromo
Dy		disprósio
f	mm	avanço
F	[N]	força
F_0		F zero
F_c	[N]	força de corte
F_{cr}		F crítico
F_p	[N]	força passiva
F_f	[N]	força de avanço
Fe		ferro
FeSi		ferro-silício
FeSiO_3		silicato de ferro
HfC		carboneto de háfnio
HfN		nitreto de háfnio
K		potássio
Mg		magnésio
MgO		óxido de magnésio
Mn		manganês
MnS		sulfeto de manganês
Na_2O		óxido de sódio
P	[w]	potência
S		enxofre
Sb		antimônio
Si		silício
SiO_2		óxido de silício
Sn		estanho
Ti		titânio
TiAlN		nitreto de alumínio titânio

TiC		carboneto de titânio
Ti(C,N)		cabonitreto de titânio
TiN		nitreto de titânio
v_c	m/min	velocidade de corte
W		tungstênio
WC		carboneto de tungstênio
Wt		peso atômico
Y_2O_3		óxido de ítrio
ZrC		carboneto de zircônio
\emptyset	[mm]	diâmetro

RESUMO

Na construção de blocos de motores diesel, a utilização do ferro fundido vermicular (FV) se consolidou nos últimos anos na substituição do ferro fundido cinzento (FC), apesar de o primeiro ser mais difícil de usinar. Este fato tem motivado inúmeras pesquisas na sua usinagem e gerado grandes avanços, porém, ainda não se dispõe de materiais de ferramentas de corte capazes de alcançar os mesmos tempos e custos verificados na usinagem do FC com ferramentas de nitreto de silício (Si_3N_4). Embora a grande potencialidade do nitreto de silício como material de ferramenta de corte, mesmo com os avanços e desenvolvimentos nas suas propriedades, no que se refere à usinagem do FV, as pesquisas foram relegadas. Neste contexto, a presente tese busca, através da caracterização dos mecanismos de desgastes nas ferramentas Si_3N_4 durante a usinagem do FV-450 e FC-250, contribuir na proposição de materiais e soluções técnicas alternativas para usinagem do FV. Entende-se que isto se caracterizará em uma valiosa contribuição no contexto em discussão, tendo em vista que, a partir do conhecimento desses mecanismos, é possível atuar no desenvolvimento do material da ferramenta, no próprio FV-450 e nos processos de usinagem. Para tanto, foram conduzidas pesquisas experimentais em três etapas. A primeira etapa consistiu na realização de ensaios de torneamento preliminares para analisar os tipos de materiais cerâmicos, os tipos de revestimentos e os parâmetros de corte na usinagem do FV-450. Na segunda etapa, foram realizados ensaios de torneamento de longa duração, em que se analisou o desgaste das ferramentas cerâmicas revestidas (Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$), não revestidas e os tipos de tratamento pós-deposição do revestimento (alisamento por polimento e jateamento) na usinagem do FV-450 e do FC-250. Além disso, o desempenho das ferramentas cerâmicas usinando o FV-450 foi comparado com o desempenho de uma ferramenta de metal-duro, classe K15, revestida com TiAlN . A terceira etapa consistiu na realização de ensaios de bancada para análise da interação química entre o Si_3N_4 com o FV-450 e FC-250. Com base nesses experimentos pôde-se encontrar como causa da grande diferença do comportamento do desgaste do Si_3N_4 na usinagem do FV-450 e FC-250 os fenômenos térmicos, químicos e mecânicos que ocorrem na interface cavaco/ferramenta. Na usinagem do FC-250, constatou-se a formação de uma espessa camada protetora sobre a ferramenta, composta pelas inclusões de sulfeto de manganês (MnS) contidas no referido material. Isso isola e protege a ferramenta do contato direto com o cavaco, evitando a ocorrência de possíveis reações triboquímicas como as verificadas na usinagem do FV-450. Esta camada também age como lubrificante, diminuindo o atrito e o carregamento térmico na ferramenta. Por sua vez, na usinagem do FV-450, as ferramentas não apresentaram a camada protetora. Como conseqüência, a ferramenta fica exposta a elevadas temperaturas, reduzindo sua dureza e tornando-se mais suscetível ao desgaste abrasivo e às reações químicas. As reações químicas entre a peça e a ferramenta formam produtos de pouca resistência mecânica que são facilmente removidos e levam ao rápido colapso da ferramenta de corte.

Palavras-chave: Ferro fundido vermicular, ferro fundido cinzento, ferramentas cerâmicas, componentes de forças de usinagem, mecanismos de desgaste, camada aderida, sulfeto de manganês.

ABSTRACT

In recent years, compacted graphite iron (CGI) has replaced gray cast iron (CI) in the construction of diesel engine blocks, even though it is more difficult to machine. This has led to many studies on the machining of CGI and great advances have been made. However, materials for cutting tools which offer the same speed and costs as silicon nitride (Si_3N_4) in the case of CI are still not available. Despite the great potential of silicon nitride as a cutting tool material, even with the advances and development regarding its properties in relation to the machining of CI, due attention to its study has been lacking. In this context, this thesis seeks, through the characterization of the wear mechanisms of Si_3N_4 tools during the machining of CI(250) and CGI(450), to contribute to the proposal of alternative materials and technical solutions for the machining of CGI(450). This represents a valuable contribution to the issue in question, considering that from a knowledge of these mechanism it is possible to aid the development of a tool material, the CGI(450) itself and the machining processes. To this aim, research experiments were carried out in three stages. The first consisted of short-term turning tests to analyze the types of ceramic materials, the types of coatings and the cutting parameters in the machining of CGI(450). In the second stage, long-term turning tests were conducted, in which the wear of coated (Al_2O_3 and $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$) and non-coated ceramic tools, and types of treatment post-coating deposition (polishing and sandblasting), in the machining of CI(250) and CGI(450), were analyzed. Furthermore, the performance of ceramic cutting tools machining CGI(450) was compared with the performance of carbide cutting tool, class K15 and coated with TiAlN. The third stage consisted of bench tests to investigate the chemical interaction between Si_3N_4 and both CI(250) and CGI(450). Based on these experiments it was found that the great difference between the behavior of the wear of Si_3N_4 during CI(250) and CGI(450) machining was due to thermal, chemical and mechanical phenomena which occur at the chip-tool interface. In the machining of CI(250), the formation of a thick protective layer on the tool was noted, comprising inclusions of manganese sulfide (MnS) on this material. This insulates and protects the tool from direct contact with the chip, inhibiting the occurrence of tribochemical reactions such as those observed in the machining of CGI(450). This layer also acts as a lubricant, reducing the friction and the thermal load on the tool. On the other hand, in the machining of CGI(450), the tools did not have a protective layer. Consequently, the tool was exposed to high temperatures, reducing its hardness and making it more susceptible to abrasive wear and chemical reactions. The chemical reactions between the workpiece and the tool form products of low mechanical resistance which are easily removed and lead to the rapid collapse of the cutting tool.

Keywords: Compacted graphite iron, gray cast iron, ceramic tools, machining force components, wear mechanisms, adhered layer, manganese sulfide.

1 INTRODUÇÃO

A escassez das tradicionais fontes de energia fósseis, principalmente o petróleo, e a conscientização da sociedade sobre o aquecimento global têm impulsionado o desenvolvimento e o emprego de tecnologias que melhorem o desempenho e a eficiência do uso dos recursos naturais e que reduzam a emissão de poluentes.

Um típico exemplo disto é verificado na indústria automotiva, sobretudo na fabricação de motores diesel, onde tecnologias de injeção de combustível, como “*common rail*”, sistemas de gerenciamento de injeção e sistema de distribuição permitiram a elevação da pressão de combustão nos cilindros de motores a diesel com injeção direta. Como vantagens da elevação da pressão da queima do combustível podem ser citados a maior eficiência da combustão, o aumento do rendimento, a redução da emissão de poluentes e o regime de trabalho mais silencioso. Por sua vez, a elevação da pressão da queima do combustível implica um aumento do carregamento mecânico do bloco de motor (THOLL; MAGATA; DAWSON, 1996; DAWSON, 2002).

O ferro fundido cinzento (FC), material tradicionalmente usado na fabricação de blocos de motores diesel, nos atuais níveis do seu desenvolvimento, somente suportaria as solicitações dos esforços do aumento da pressão da queima do combustível através do aumento da área da seção do material, situação esta indesejada.

Por sua vez, o ferro fundido vermicular (FV), com suas propriedades mecânicas intermediárias às do ferro fundido cinzento e do nodular, tem sido especificado e aplicado para a fabricação de blocos de motores diesel. Na construção dos blocos de motores a diesel, o FV tem se mostrado a melhor opção técnica da atualidade, pois, nesta aplicação, o material está sujeito a carregamentos térmicos e mecânicos simultaneamente, situação essa amplamente favorável a ele em relação ao ferro fundido cinzento e nodular (GUESSER; GUEDES, 1997).

Atualmente, várias montadoras, como a Jaguar, Audi, Peugeot e Citroën, fabricam parte de seus carros de passeio equipados com motores a diesel fabricados em vermicular. Além disso, destaca-se ainda a utilização do vermicular em bloco de motores de caminhões, como os da DAF (Holanda), MAN (Alemanha) e

a DaimlerChrysler (Alemanha) (ELLERMEIER; XAVIER, 2005).

Embora o ferro fundido vermicular já tenha tomado literalmente as ruas das cidades, principalmente das cidades européias, existe ainda uma lacuna no conhecimento sobre a sua usinagem, essencialmente em processos de corte contínuo como os processos de torneamento e mandrilamento. Correlações entre desgaste, vida da ferramenta e condições de usinagem mostram que o mandrilamento do ferro fundido vermicular em relação ao ferro fundido cinzento é o processo de corte no qual se verifica a maior discrepância dos resultados com a utilização de ferramentas de nitreto de silício (REUTER et al., 2000; SAHM; ABELE; SCHULZ, 2002).

Na usinagem do ferro fundido cinzento, a utilização de cerâmicas à base de nitreto de silício permite trabalhar em processos de torneamento e mandrilamento com velocidades na ordem de 400 a 800 m/min, com elevadas taxas de remoção e vida da ferramenta. Estes resultados são bem diferentes dos observados na usinagem do ferro fundido vermicular, em que as vidas não chegam a 5% do valor obtido durante a usinagem do ferro fundido cinzento (REUTER et al., 2000; SAHM; ABELE; SCHULZ, 2002; XAVIER, 2003).

As ferramentas cerâmicas de nitreto de silício são amplamente conhecidas pelas suas excelentes propriedades térmicas e mecânicas, como elevada dureza, resistência à compressão, resistência à flexão, resistência ao desgaste, boa estabilidade química e boa resistência ao choque térmico. Assim, preenchem vários requisitos importantes da engenharia de manufatura para serem aplicadas em operações de usinagem com elevadas velocidades de corte e taxas de remoção (KÖNIG; KLOCKE, 2002; TÖNSHOFF; DENKENA, 2004; SCHNEIDER; RICHTER, 2006a; XAVIER; SCHRAMM, 2005).

Apesar da grande potencialidade do nitreto de silício como material de ferramenta de corte, as pesquisas referentes à usinagem do FV com estas ferramentas ficaram postas a um segundo plano, ignorando os últimos avanços e desenvolvimentos na melhora das suas propriedades mecânicas, estabilidade química, resistência ao choque e da utilização de revestimentos em tais ferramentas. Além disso, também foi ignorado o fato da latente necessidade da indústria por materiais que resistam aos esforços gerados durante a usinagem do ferro fundido vermicular, em processos de torneamento e mandrilamento, com altas velocidades de corte.

Neste contexto, o presente trabalho busca contribuir na proposição de materiais e soluções técnicas alternativas para usinagem do ferro fundido vermicular em processos de corte contínuo. Para isso, são pesquisadas ferramentas cerâmicas com diferentes composições, bem como são analisados diferentes parâmetros tecnológicos (uso de revestimentos, tratamento pós-deposição do revestimento, variação dos parâmetros de corte) no processo de torneamento do ferro fundido vermicular e do ferro fundido cinzento, gerando informações relevantes e aplicáveis à indústria para que ela se torne mais competitiva.

Assim, esta tese tem como inovação e contribuição para o avanço da ciência o entendimento consistente e claro do mecanismo de desgaste das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício durante a usinagem do ferro fundido vermicular e do ferro fundido cinzento, apresentando as informações necessárias para o desenvolvimento de materiais resistentes aos mecanismos de desgaste aqui identificados. Ademais, são fornecidos subsídios científicos para o desenvolvimento de tecnologias de usinagem que possam reduzir a ação de tais mecanismos de desgaste e, deste modo, viabilizar a utilização das ferramentas cerâmicas para a usinagem do ferro fundido vermicular com altas velocidades de corte, como também informações e argumentações para novas pesquisas nesta área.

Para a realização desta pesquisa foram realizadas várias parcerias entre empresas e instituições de pesquisa. No campo empresarial, contou-se com a participação de três empresas: uma genuinamente brasileira, fabricante de blocos de motores, e outras duas empresas estrangeiras, fabricantes de ferramentas de corte, que, em função do aumento contínuo da demanda por ferramentas para usinar o ferro fundido vermicular, sentiram a necessidade estratégica de desenvolver e aperfeiçoar seus produtos, especialmente para o processo de mandrilamento.

No campo acadêmico, o desenvolvimento desta tese envolveu várias instituições de pesquisa, como a Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), o Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN) – com suporte financeiro da Rede em Materiais Avançados com Usinabilidade Melhorada, REMAUSME, e do Instituto Fábrica do Milênio, IFM, ambos fomentados pelo CNPq – e a parceria internacional com o *Institut für Produktionsmanagement, Technologie und Werkzeugmaschinen* (PTW), da *Technische Universität Darmstadt* – referência mundial nos estudos sobre a usinabilidade do ferro fundido vermicular. O estágio internacional foi realizado através do programa CAPES/DAAD.

2 DEFINIÇÃO DO PROBLEMA

O conhecimento sobre a usinagem do ferro fundido vermicular tem avançado significativamente nos últimos anos. Isso se deve principalmente aos investimentos em pesquisas para investigar a influência das variações metalúrgicas na usinabilidade, os mecanismos de desgastes em ferramentas de nitreto cúbico de boro policristalino (PCBN), análises de revestimentos e melhorias e desenvolvimentos nos processos de usinagem.

Os ganhos obtidos no campo científico, tecnológico e econômico foram muito expressivos e podem ser postos em dois fatos principais: o ferro fundido vermicular definitivamente se consagrou como um dos materiais mais importantes para a construção de blocos de motores diesel, tomando literalmente as ruas, sobretudo das cidades européias; e iniciou-se uma nova fase de expansão do uso deste material para a fabricação de blocos de motores a gasolina.

Embora esta rápida caminhada bem sucedida e futuro promissor, várias lacunas de conhecimento sobre o vermicular ainda existem no que se refere à sua fabricação e usinagem, principalmente no que diz respeito à interação deste material com as ferramentas cerâmicas de nitreto de silício, em processos de corte contínuo.

Até o presente momento, as pesquisas que investigaram a usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas cerâmicas têm sido conduzidas de forma bastante pontual e superficial e seus objetivos ficaram muito restritos a experimentos funcionais com o propósito de comparar os resultados com o ferro fundido cinzento. Entre as várias questões importantes ainda em aberto, permeia o “porquê” da ferramenta de nitreto de silício, em processos de corte contínuo, alcançar elevada vida na usinagem do ferro fundido cinzento e na usinagem do ferro fundido vermicular a sua vida ser extremamente pequena (5% do valor obtido quando usinando o ferro fundido cinzento).

Sabendo que a variação da composição química entre os materiais – ferro fundido cinzento e vermicular – é pequena, ainda não existe uma explicação para o fato que as ferramentas de nitreto de silício tenham uma elevada vida, isto é, baixo desgaste, quando utilizada na usinagem do ferro fundido cinzento, e são praticamente inviáveis na usinagem do ferro fundido vermicular. Já para processos de usinagem com corte intermitente, os resultados apontam para uma diferença na

vida das ferramentas de nitreto de silício correspondente à diferença verificada na resistência à tração entre o ferro fundido cinzento e o vermicular.

A falta de uma fundamentação científica e tecnológica consistente e esclarecedora na abordagem desses diferentes comportamentos das ferramentas de nitreto de silício, anteriormente referidos, torna necessária a pesquisa sistematizada das causas de tal comportamento.

Neste contexto, a pesquisa tem como grande contribuição para o avanço da ciência o entendimento consistente e claro das causas do desgaste das ferramentas de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido vermicular e do ferro fundido cinzento. Com isso, são encontradas as informações necessárias para contribuir no desenvolvimento e otimização de materiais para ferramenta de corte, bem como buscar soluções técnicas alternativas para a usinagem do ferro fundido vermicular, em processo de corte contínuo, com ferramenta de nitreto de silício em altas velocidades de corte. Além disso, busca-se, com o uso de revestimento, aumentar a produtividade da usinagem do ferro fundido vermicular no mandrilamento.

Outra contribuição importante é dada mediante a aplicação de novas gerações de materiais cerâmicos, ferramentas cerâmicas mistas, onde é observada uma grande possibilidade de sucesso na aplicação da usinagem do ferro fundido vermicular, aliando elevadas taxas de remoção de material e baixas taxas de desgaste.

Na medida em que as causas do desgaste da ferramenta de nitreto de silício são devidamente elucidadas e o potencial dos novos materiais são avaliados, também serão obtidas respostas para a utilização das referidas ferramentas na usinagem de outros materiais, como ligas à base de níquel, cromo e alumínio.

2.1 Objetivos

Esta pesquisa tem como objetivo principal compreender de forma concisa e clara os motivos do diferente comportamento de desgaste das ferramentas de nitreto de silício e de novas gerações de ferramentas de cerâmicas mistas na usinagem do ferro fundido vermicular e do ferro fundido cinzento, buscando, através destas respostas, a proposição de melhorias nos materiais e processos de corte que atuem efetivamente na redução do desgaste da ferramenta de nitreto de silício, assim como aumentem a produtividade da usinagem do ferro fundido vermicular.

Para a obtenção destes objetivos, buscou-se:

- ✓ Examinar ferramentas cerâmicas com diferentes composições e o seu desempenho na usinagem;
- ✓ Analisar a viabilidade da utilização de revestimentos de Al_2O_3 e $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ para melhorar o desempenho das ferramentas de nitreto de silício, aumentando a produtividade da usinagem do ferro fundido vermicular;
- ✓ Avaliar o desempenho das novas gerações de ferramentas cerâmicas mistas na usinagem do ferro fundido vermicular;
- ✓ Estabelecer as formas de desgastes presentes nas ferramentas cerâmicas de nitreto de silício durante a usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento;
- ✓ Verificar se as ferramentas de nitreto de silício apresentam comportamentos distintos na usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento;
- ✓ Verificar o efeito do tratamento (polimento e jateamento) de revestimentos após sua deposição;
- ✓ Verificar se, na usinagem do ferro fundido cinzento, de fato ocorre a formação do sulfeto de manganês (MnS) sobre as ferramentas, e caso ocorra, caracterizar essa camada aderida (espessura, comprimento e estrutura cristalina);
- ✓ Utilizar a técnica experimental de interação estática entre o nitreto de silício e os ferros fundidos vermicular e cinzento, para avaliar se existem diferenças de interação química entre os referidos materiais;
- ✓ Analisar a influência da temperatura na interação química entre o nitreto de silício com os ferros fundidos vermicular e cinzento;
- ✓ Prover o meio científico e a indústria com informações científicas e tecnológicas sobre o desempenho das ferramentas na usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento.

3 ESTADO DA ARTE

Neste capítulo, o ferro fundido vermicular é revisto, incluindo a morfologia da grafita, suas propriedades mecânicas e sua aplicação; assim como, os problemas verificados durante a usinagem e os desenvolvimentos para tentar solucionar ou minimizar esses problemas, tendo sempre como referencial o ferro fundido cinzento e o nodular. Além disso, será feita uma revisão sobre as ferramentas cerâmicas de corte e do uso de revestimentos em tais ferramentas. Elas foram exaustivamente estudadas neste trabalho como uma das formas de tentar aumentar o rendimento da usinagem durante o processo de mandrilamento do ferro fundido vermicular.

3.1 O ferro fundido vermicular

Do ponto de vista químico, o ferro fundido vermicular (FV) difere muito pouco do ferro fundido cinzento e do nodular. A principal diferença na composição química do ferro fundido vermicular em relação ao ferro fundido cinzento (FC) e ao nodular se observa na quantidade de enxofre (S), em relação ao cinzento; e de magnésio (Mg), em relação ao nodular.

Uma pequena variação na quantidade de Mg é de fundamental importância para a obtenção do ferro fundido vermicular (Figura 3-1). Em um dos processos de obtenção do FV, ele é produzido pela adição de magnésio ao banho para assegurar que a grafita não cresça na forma de lamelas, estrutura, essa, típica do ferro fundido cinzento; nem na forma esférica, característica do ferro fundido nodular; mas sim, em uma combinação destas duas formas, obtendo a grafita na forma vermicular. Essa forma de grafita é estável somente quando o nível de enxofre (S) é baixo. Quando ele é alto, obtêm-se grafitas na forma de lamelas, que são altamente indesejáveis devido à redução da resistência à tração do ferro fundido vermicular (SERGEANT; EVANS, 1978; SINTERCAST, GUESSER; SCHROEDER; DAWSON, 2001).

Essas pequenas variações químicas implicam significativamente na forma da grafita, como pode ser visto na Figura 3-2, em que os diferentes tipos de morfologias das grafitas, cinzento, vermicular e nodular, são apresentados por imagens obtidas através da microscopia eletrônica de varredura.

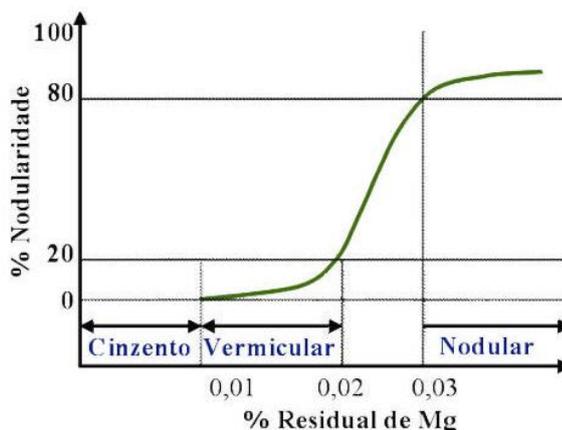


Figura 3-1: Curva "S" – Percentual de nodularidade (adaptado de SERGEANT; EVANS (1978) e SINTERCAST).

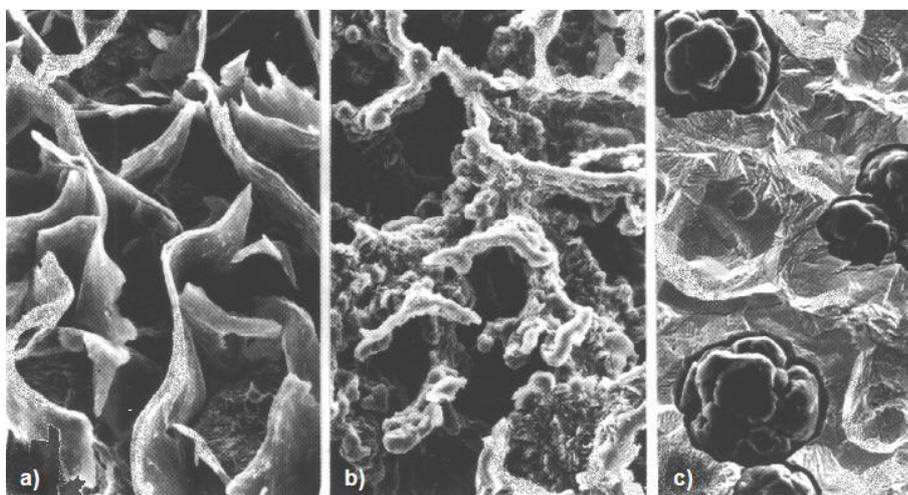


Figura 3-2: Morfologia da grafita dos diferentes tipos de ferros fundidos (SAHM; ABELE; SCHULZ, 2002): a) ferro fundido cinzento, b) ferro fundido vermicular e c) ferro fundido nodular.

A análise da morfologia da grafita dos diferentes tipos de ferros fundidos, neste caso, cinzento, vermicular e nodular, mostra que o ferro fundido cinzento apresenta grafitas na forma de lamelas com cantos agudos e superfícies lisas. Suas grafitas são interconectadas e sem orientação preferencial, formando uma rede quase contínua. A grafita, por possuir uma elevada condutividade térmica, da ordem de aproximadamente 3-5 vezes maior que a matriz de ferro, garante ao material uma boa condutividade térmica; e devido a sua orientação neste, proporciona uma excelente capacidade de amortecimento das vibrações (ZIEGLER; WALLACE, 1984; DAWSON, 1994). Em virtude das descontinuidades provocadas na matriz pelos cantos agudos das grafitas que agem como pontos de concentração de tensões e planos de propagação de trincas, essa morfologia tem como desvantagens a

redução da resistência mecânica, da ductilidade e da tenacidade do material (ZIEGLER; WALLACE, 1984; DAWSON, 1994; MARQUARD; HELFRIED; McDONALD, 1998).

A morfologia da grafita do ferro fundido nodular apresenta-se na forma de nódulos sem os cantos agudos verificados no ferro fundido cinzento, o que evita a criação de descontinuidades na matriz e ocasiona menor concentração de tensões no material. Esta disposição das grafitas confere ao material um aumento da sua resistência mecânica, ductilidade e tenacidade, quando comparado com o ferro cinzento. Como desvantagens, pode-se citar: menor condutividade térmica da liga, em virtude das grafitas não se mostrarem interconectadas; menor capacidade de amortecimento e pior usinabilidade quando comparado com o ferro fundido cinzento e o ferro fundido vermicular (ZIEGLER; WALLACE, 1984; GUESSER; SCHROEDER; DAWSON, 2001).

Quanto ao ferro fundido vermicular, a morfologia da sua grafita exhibe lamelas espessas com extremidades arredondadas, interconectadas e com superfície áspera e irregular; aumentando, assim, a aderência da matriz de ferro (GUESSER, SCHROEDER; DAWSON, 2001).

As extremidades arredondadas não agem mais como pontos de concentração de tensões, aumentando, desta forma, a resistência mecânica do vermicular em relação ao cinzento. Como as grafitas estão interconectadas, elas propiciam uma maior taxa de transferência de calor e dissipação de vibrações do que as verificadas no ferro fundido nodular. A Tabela 3-1 destaca as propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular.

Tabela 3-1: Propriedades típicas dos ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular (DAWSON; SCHROEDER, 2000).

Propriedade	Cinzento	Vermicular	Nodular
Resistência à tração [MPa]	250	450	750
Módulo de elasticidade [GPa]	105	145	160
Resistência à fadiga [MPa]	110	200	250
Condutividade térmica [W/mK]	48	37	28
Dureza [HB]	179-202	217-241	217-255

Essas propriedades mecânicas fazem com que o ferro fundido vermicular seja uma boa opção para inúmeras aplicações, como blocos de motores diesel, cabeçotes de blocos de motores, discos de freios, coletores, entre outras (SERGEANT; EVANS, 1978; COOPER; LOPPER Jr., 1978; GUESSER; GUEDES, 1997; MARQUARD; HELFRIED; McDONALD, 1998).

Na aplicação em blocos de motores é que se verifica a grande utilização do ferro fundido vermicular, justamente por suas características mecânicas. Mas essas mesmas características mecânicas que fazem dele a melhor solução atualmente para blocos de motores diesel o tornam, por outro lado, um material difícil de ser usinado, principalmente em processos de corte contínuo, como, por exemplo, o mandrilamento, processo este de fundamental importância na fabricação de blocos de motores.

Na fabricação de blocos de motores, o mandrilamento é utilizado na usinagem de elementos de maior diâmetro, como cilindros, mancais, alojamento de bomba d'água e alojamentos de selos de vedação. Neste caso, a usinagem dos cilindros é a operação mais complexa, podendo, em função das tolerâncias exigidas como diâmetro, circularidade, cilindricidade, perpendicularidade, entre outros, ser realizada em até três operações, como desbaste, semi-acabamento e acabamento (GODINHO, 2007; MOCELLIN, 2007).

No caso do mandrilamento do ferro fundido vermicular, pelo menos nas empresas que o autor conhece¹, este é feito em três etapas. Essas etapas foram adaptadas do processo de mandrilamento do ferro fundido cinzento para o vermicular; por isso, não apresentam a mesma produtividade obtida quando usinando o ferro fundido cinzento. Atualmente, os tempos verificados para a realização da operação de mandrilamento do vermicular são 3 vezes maiores que os obtidos quando mandrilando o cinzento, sendo tal operação um dos principais gargalos no processo de fabricação de blocos de motores em FV. Isso torna a busca do aumento da produtividade do processo de mandrilamento um dos motores do desenvolvimento das pesquisas referentes à usinagem do ferro fundido vermicular.

Os primeiros testes com vermicular em linhas dedicadas, conhecidas como "*transfer*", foram efetuados pela Adam Opel em 1997 (REUTER et al., 2000). Nessa ocasião, os três principais processos de corte presentes na usinagem de um bloco

¹ O nome das empresas não são citadas por se tratar de informações confidenciais.

de motor: fresamento, furação e mandrilamento foram executados, valendo-se, para isso, de ferramentas comumente utilizadas na usinagem do ferro fundido cinzento, como o nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN), cerâmica (nitreto de silício) e metal-duro.

A Figura 3-3 mostra a dificuldade em usinar o ferro fundido vermicular em comparação com o ferro fundido cinzento. Em todos os processos, é evidente que o vermicular é mais difícil de ser usinado que o ferro fundido cinzento. Em operações como fresamento e furação, a vida da ferramenta condiz com a diferença verificada na resistência mecânica das ligas (o vermicular tem aproximadamente o dobro da resistência mecânica do cinzento (ver Tabela 3-1)). O problema que ainda demanda por soluções é a grande diferença observada no processo de mandrilamento, no qual a vida da ferramenta, quando usinando o vermicular, é em torno de 5% do valor obtido quando usinando o cinzento com altas velocidades de corte e utilizando ferramentas cerâmicas.

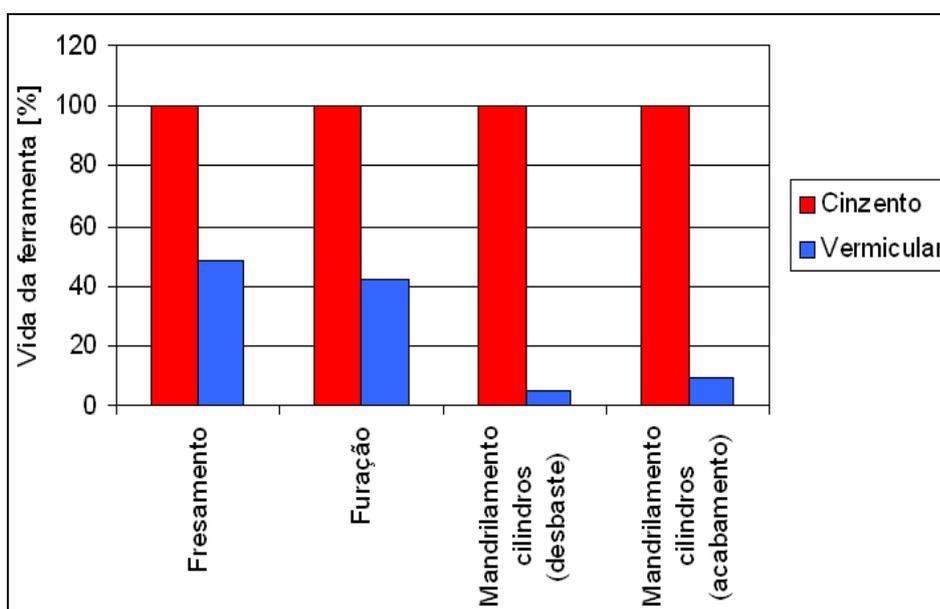


Figura 3-3: Comparativo da vida das ferramentas em relação à usinagem do vermicular e do cinzento para diferentes processos de usinagem (REUTER et al., 2000).

A busca para superar esse problema ocorre por vários meios, como desenvolvimentos metalúrgicos, processos de usinagem e materiais de corte. A seguir, são exibidos os desenvolvimentos relacionados a cada uma dessas três abordagens, mostrando a aplicação do conhecimento adquirido com esses desenvolvimentos e onde ainda existe a possibilidade de estudar e realizar avanços

que ajudem a melhorar o desempenho da usinagem do ferro fundido vermicular.

3.2 Influência dos fatores metalúrgicos na usinabilidade do ferro fundido vermicular

A usinabilidade de um material pode ser definida como o somatório de todas as suas propriedades físicas, químicas e mecânicas que podem influenciar o processo de usinagem (KÖNIG; KLOCKE, 2002), ou de uma forma mais geral, na definição de Stemmer (1993), como sendo a capacidade de um material em se deixar ser trabalhado com ferramentas de corte. É importante salientar que a usinabilidade é um somatório de grandezas que nem sempre podem ser expressas na forma de um valor numérico, como desgaste de ferramentas ou força de corte; e que vários fatores podem influenciar na sua avaliação, como tipo da máquina, do processo de usinagem e da utilização ou não do fluido de corte. Conforme a combinação destas variáveis, o material apresentará uma determinada característica de usinabilidade (boa ou ruim), sendo esta decisiva para a sua aplicação como material de construção mecânica.

Na fabricação de blocos de motores, a usinabilidade é um dos pré-requisitos básicos para a utilização de um determinado material, pois os blocos de motores são submetidos a extensos e intensos processos de usinagem, como fresamento, furação, rosqueamento, madrilamento e brunimento; e devido à grande quantidade produzida, uma pequena variação na usinabilidade tem uma influência significativa nos custos de produção (Schonfer, 2002).

Os primeiros trabalhos analisando a usinabilidade do ferro fundido vermicular procuravam entender o efeito dos elementos de liga na estrutura da matriz (perlítica ou ferrítica), na quantidade de nódulos e nas variações das propriedades mecânicas da liga, como dureza, resistência à tração, condutividade térmica e alongação, sendo que a obtenção destas ligas de ferro fundido vermicular quase sempre se dava pelo tratamento da liga pela adição de elementos como magnésio, titânio e cério.

Um dos primeiros trabalhos neste campo foi realizado por Cooper e Loper Jr. (1978), em que uma liga de ferro fundido vermicular obtida através do tratamento magnésio-titânio - variando o carbono equivalente (CE), a quantidade enxofre (S) e o tamanho da seção - teve suas propriedades mecânicas (resistência à tração,

ductilidade e dureza) e sua usinabilidade comparadas com os ferros fundidos cinzento e nodular.

Em seu trabalho, Cooper e Loper Jr. (1978) utilizaram para a avaliação da usinabilidade o processo de furação, broca de aço rápido com $\varnothing = 6,5 \text{ mm}$ (1/4"), perfurando uma profundidade de 12,7 mm (1/2") e utilizando água como fluido de corte. Infelizmente, não foram descritos os parâmetros de corte, mas, como critério de usinabilidade foi avaliada a pressão no eixo árvore (*thrust*), sendo a usinabilidade caracterizada pelo inverso da pressão.

Nos resultados de Cooper e Loper Jr., tanto a dureza como a força decresceram com o aumento da espessura da seção. Esse comportamento deve-se, segundo os autores, ao fato de que, com o aumento da espessura da seção, ocorre uma diminuição na taxa de resfriamento, gerando um decréscimo na quantidade de perlita. Esse mesmo comportamento, redução da dureza e da pressão no eixo árvore, é visto quando a quantidade de carbono equivalente (CE) aumenta significativamente nas seções finas, onde a influência dos carbonetos e da perlita são predominantes. Já em seções de espessura média e grande, os autores sustentam que a variação do CE é menor e somente fatores como a quantidade de nódulos e a quantidade de silício influenciam nessas variações.

Já na análise da influência da variação do carbono (C) e do silício (Si), Cooper e Loper Jr. (1978) enfatizam que, com elevados teores de Si, tanto a dureza como a pressão no eixo árvore variam pouco em relação à variação do tamanho da seção. As curvas que indicam as variações se cruzam a partir de seções de espessura média para grossa com elevados teores de Si, onde a matriz ferrítica é muito mais forte e dura, suprimindo o efeito de um teor mais elevado de perlita. Já quando o teor de Si é reduzido para valores considerados baixos, o fator dominante que influencia na dureza e na usinabilidade é a espessura da seção.

Na mesma linha de desenvolvimento de Cooper e Loper Jr. (1978), o trabalho realizado por Sergeant e Evans (1978) avaliou as propriedades mecânicas do ferro fundido vermicular e sua usinabilidade, utilizando, para isso, duas ligas de vermicular, uma com 75%, outra com 95% de perlita, ambas obtidas pela adição de magnésio, cério e titânio na liga. Tais ligas tiveram sua usinabilidade comparada com duas ligas de ferro fundido nodular, uma com 75% e outra com 95% de perlita, e com uma liga de ferro fundido cinzento cuja matriz metálica não foi apresentada.

Para a avaliação da usinabilidade, foram feitos testes de furação com uma

broca helicoidal de $\varnothing = 8$ mm, $v_c = 19$ m/min e com um $v_f = 72$ mm/min ($f_z = 0,046$ mm). Os furos eram cegos e com profundidade de 16 mm, utilizando, como índice para a análise da usinabilidade, o desgaste de flanco da broca. Na descrição da execução dos testes, não ficou elucidado se foi ou não utilizado fluido de corte.

O trabalho de Sergeant e Evans (1978) mostrou que a mudança da forma da grafita e da quantidade de perlita influencia significativamente o resultado da usinabilidade. Assim, o ferro fundido nodular perlítico apresenta maiores taxas de desgaste que os ferros fundidos cinzento e vermicular; da mesma forma que a curva de desgaste do ferro fundido vermicular com 95% de perlita é maior do que a curva de desgaste do ferro fundido cinzento. Esse comportamento pôde ser considerado normal, uma vez que a vida da ferramenta pode ser correlacionada com a maior resistência à tração do vermicular em relação ao ferro fundido cinzento.

Dando continuidade ao desenvolvimento da produção do ferro fundido vermicular e ao entendimento por meio da usinabilidade das propriedades mecânicas e microestruturais, Phillips (1982) analisou, em testes de torneamento e furação com diferentes materiais de ferramenta, a usinabilidade do ferro fundido vermicular ferrítico e perlítico comparado com o ferro fundido cinzento e nodular, também ferríticos e perlíticos. A liga de ferro fundido vermicular com matriz ferrítica foi obtida adicionando ao banho ferro-silício (FeSi) e baixas quantidades de cálcio (Ca); e para o ferro fundido vermicular perlítico, foi adicionado estanho (Sn) para promover a perlita.

No que concerne à usinabilidade dos diferentes tipos de ferros fundidos usinados, Phillips (1982) confirmou os resultados obtidos por Sergeant e Evans (1978), pois os ferros fundidos que apresentavam uma matriz ferrítica mostraram melhor usinabilidade. Percebeu-se, também, que a usinabilidade do ferro fundido vermicular está localizada entre a do ferro fundido cinzento e a do nodular, o que condiz com a sua estrutura e resistência mecânica intermediária em relação a eles.

Nos últimos dez anos, vários avanços foram obtidos no processo de fabricação do ferro fundido vermicular, principalmente no que diz respeito ao controle da quantidade de titânio (Ti) na liga. Essa evolução é fruto de vários trabalhos que buscaram entender os efeitos que a variação da composição química e microestrutural pode causar na vida da ferramenta. Nesse âmbito, estudou-se o

efeito da forma da grafita; do tipo de perlita (porcentagem de Fe_3C); da quantidade de perlita; dos tipos de estabilizadores da perlita; do efeito da quantidade de silício (Si); da quantidade de enxofre (S); dos efeitos das inclusões e do efeito da quantidade de nódulos de grafita na usinabilidade (DAWSON et al, 1999; REUTER, 2001).

Para demonstrar o efeito da forma da grafita, comparou-se a usinabilidade de duas ligas, uma de ferro fundido vermicular e outra com uma combinação de 50% de ferro fundido vermicular e 50% de cinzento, obtida com a redução da porcentagem de magnésio na liga. Os resultados obtidos evidenciaram que o material composto por 50% de vermicular e 50% de cinzento apresentou um ganho de 30% na vida da ferramenta em relação à liga de ferro fundido vermicular (DAWSON et al, 1999).

Uma explicação possível para o aumento da vida da ferramenta é, segundo Dawson et al (1999), a mudança da forma de grafita de lamelar para vermicular. Isto faz com que o mecanismo de formação do cavaco se altere, passando de uma estrutura frágil, quando a grafita está na forma de lamelas, para uma estrutura dúctil na forma de vermicular; estrutura, esta, mais próxima do tipo de cavaco verificado na usinagem do ferro fundido nodular. A característica do cavaco em relação ao tipo de ferro fundido pode ser visualizada na Figura 3-4.

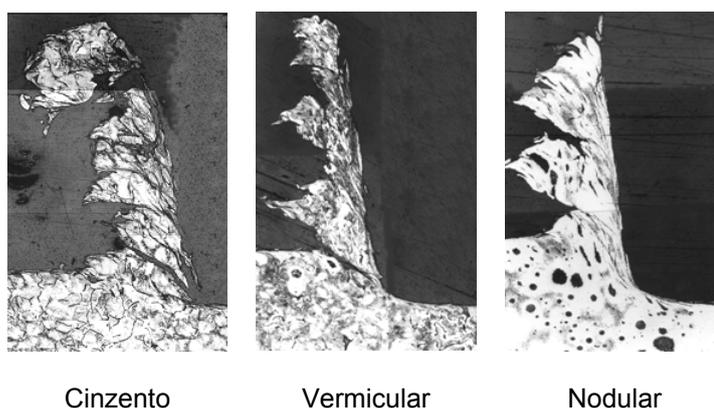


Figura 3-4: Característica do cavaco dos ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular (REUTER, 2001).

Quanto ao tipo de perlita, Bates (1996), estudando os fatores de fundição que podem limitar a usinabilidade dos ferros fundidos (processo e taxa de resfriamento), encontrou correlações interessantes entre a quantidade de cementita (Fe_3C) presente na perlita. Os resultados obtidos em ensaios de furação, torneamento e

fresamento do ferro fundido cinzento, utilizando ferramentas de CBN e metal-duro, revelaram que a vida da ferramenta decresce com o aumento da porcentagem de Fe_3C na perlita, como assinala a Figura 3-5.

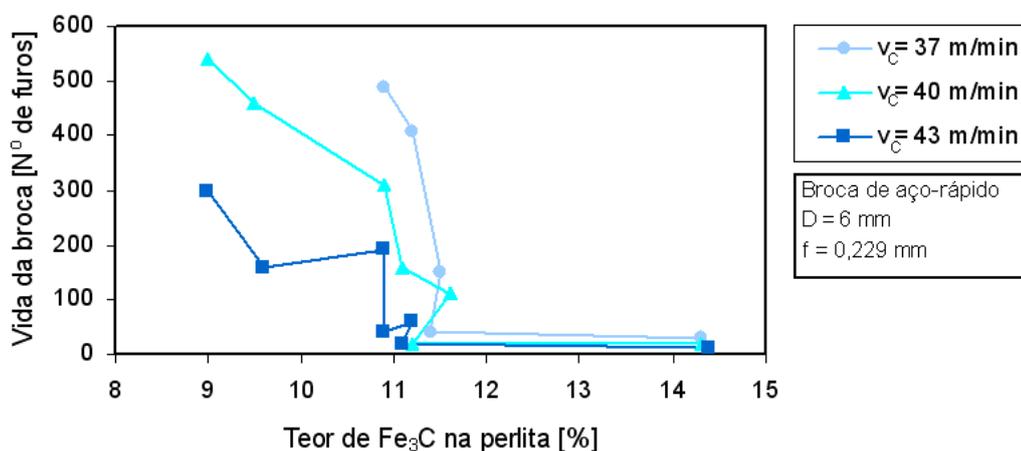


Figura 3-5: Desgaste da ferramenta em relação à quantidade de Fe_3C na perlita (BATES, 1996).

A Figura 3-5 não deixa dúvidas quanto à influência da quantidade de cementita na formação da perlita, mostrando que ferros fundidos com menores frações de cementita na perlita apresentam melhores índices de usinabilidade. Isso explica a diferença de usinabilidade de materiais com a mesma especificação, mas com origem de diferentes fundições, ou mesmo, da mesma fundição, mas de lotes diferentes. O autor chama a atenção para três fatores que provavelmente controlam a formação de cementita na perlita:

- 1) A taxa de resfriamento da liga;
- 2) A concentração dos estabilizadores de perlita; e
- 3) A concentração dos elementos que retardam a difusão do carbono da austenita para a grafita, como antimônio, cobre e estanho.

Mocellin (2002), em sua dissertação de mestrado, pesquisou, além de outros itens, a usinabilidade do ferro fundido vermicular, avaliando a influência do teor dos elementos perlitizantes e do tempo de desmoldagem.

Na comparação da usinabilidade, analisando ligas com a mesma composição química, mas diferentes tempos de desmoldagem, a liga Vermicular 5 (2 horas de resfriamento) apresentou uma melhoria na usinabilidade de aproximadamente 25% em relação à liga Vermicular 4 (20 minutos de resfriamento) (Figura 3-6). Este resultado pode ser explicado pelo fato de que o aumento do tempo de resfriamento

permite a difusão do carbono para as regiões de grafita, fazendo com que a austenita permaneça com menores quantidades de carbono e acarrete uma menor espessura das lamelas de Fe_3C , melhorando assim a usinabilidade do material.

Quando analisada a variação de elementos formadores de perlita, neste caso a variação do cobre equivalente (Cu_{eq}), notou-se que a liga com menor índice de Cu_{eq} (Vermicular 3 - $Cu_{eq} = 0,6\%$) apresentou melhor usinabilidade quando comparada à liga de igual composição base e mesmo tempo de desmoldagem, Vermicular 4.

Dentre as diferenças entre o ferro fundido vermicular e o cinzento, uma das principais é a quantidade de enxofre (S) presente na liga. O FoFo cinzento possui valores de S na ordem de 0,1%, pois o enxofre livre no FoFo cinzento diminui consideravelmente a presença de ferrita e gera perlita e carbonetos, devendo ser neutralizado com manganês por meio da formação do sulfeto de manganês (MnS) (MANUAL FOSECO, 200-). Na literatura, vários trabalhos creditam ao sulfeto de manganês a capacidade de melhorar a usinabilidade da liga que o contém. Entre eles, Erickson e Hardy (1976), Boehs (1979), Reuter et al. (2000) e Pereira (2005).

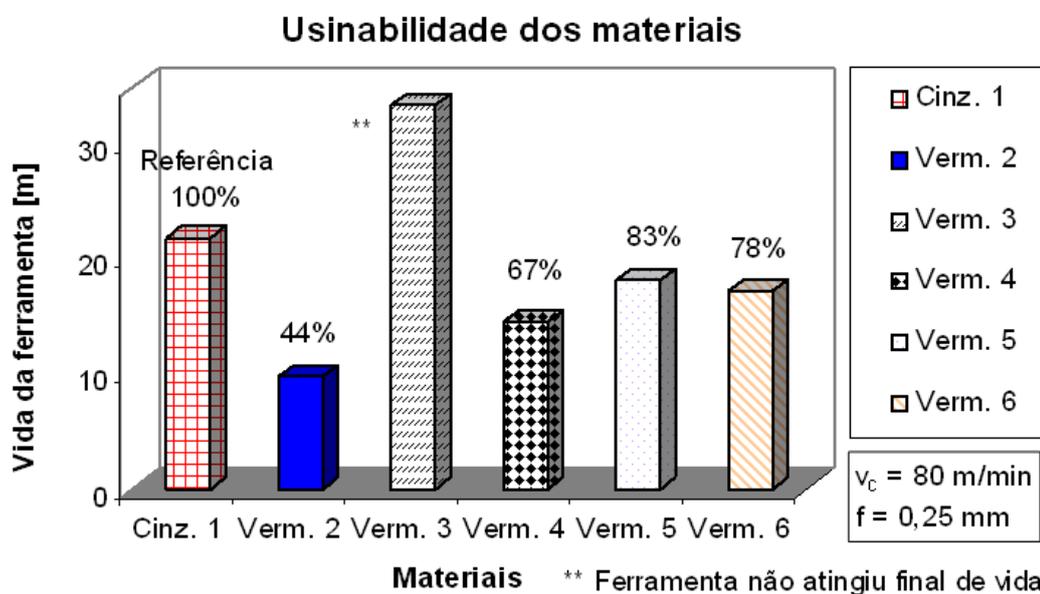


Figura 3-6: Comparação da usinabilidade entre o ferro fundido cinzento e diferentes tipos de vermiculares (MOCELLIN, 2002).

Reuter (2001), em seu trabalho de doutorado, concluiu que a melhor usinabilidade do ferro fundido cinzento, quando comparado ao vermicular, além do mecanismo de formação de cavaco, deve-se à formação de uma camada lubrificante

de MnS que adere à face da ferramenta (nitreto cúbico de boro policristalino - PCBN), neste caso protegendo-a contra a oxidação e difusão.

De acordo com Dawson et al. (2001), a formação da camada aderida de MnS se dá por dois fatores: a presença de MnS e porque em altas velocidades a natureza frágil do ferro fundido cinzento provoca uma fenda no material acima do contato do gume da ferramenta, fazendo com que o contato seja intermitente e ocorram intervalos nos quais não existe contato abrasivo entre o cavaco e a ferramenta. Durante esse período sem contato, as inclusões que estão sobre a ferramenta têm a oportunidade de aderirem fortemente a ela antes do próximo contato abrasivo, protegendo assim a ferramenta.

No caso do FV, devido a sua natureza mais dúctil que o cinzento, é natural que exista um maior contato abrasivo entre a ferramenta de corte e a peça de trabalho. Soma-se a isso o fato de o FV não possuir inclusões na forma de MnS, o que acelera seu desgaste.

Na publicação de Dawson et al. (2001), em que Reuter é co-autor, a influência do S na usinabilidade é investigada. Para isso, três ligas foram estudadas: FV normal, FoFo cinzento normal e FoFo cinzento com baixos teores de enxofre. Os resultados deste trabalho podem ser vistos na Figura 3-7, que mostra que o enxofre não é um parâmetro significativo na usinabilidade do ferro fundido cinzento e, ao contrário do que a literatura ressalta (Reuter, 2001), a liga de FoFo cinzento com teores menores de S apresentou a melhor usinabilidade.

O resultado do comportamento da liga de cinzento é creditado ao elevado teor de carbono (C) (3,56%) na liga com baixo teor de S quando comparado com 3,15% C na liga com teores de S normais. Dawson et al. (2001) afirmam que, com o aumento da quantidade de carbono na liga, ocorre um aumento na quantidade de grafita, bem como um aumento da largura destas, o que facilita o aumento de planos naturais de entalhe, reduzindo a sua resistência à tração e melhorando a sua usinabilidade. Assim, os autores concluem que o enxofre não é um parâmetro significativo na usinabilidade dos ferros fundidos.

Por outro lado, Reuter (2001), em sua tese, afirma que uma redução na quantidade de enxofre no FoFo cinzento causa uma dramática redução na vida da ferramenta de corte em altas velocidades de corte (Figura 3-8). Tal resultado é contrário ao apresentado pelo autor em conjunto com Dawson et al. (2001). Esta contradição não inviabiliza as pesquisas realizadas até então, somente mostra que

as análises precisam ser refeitas, assim como a influência do teor de carbono no mecanismo de formação de cavaco, da quantidade de enxofre na liga do ferro fundido cinzento e do sulfeto de manganês como causador da redução do desgaste precisa ser elucidada.

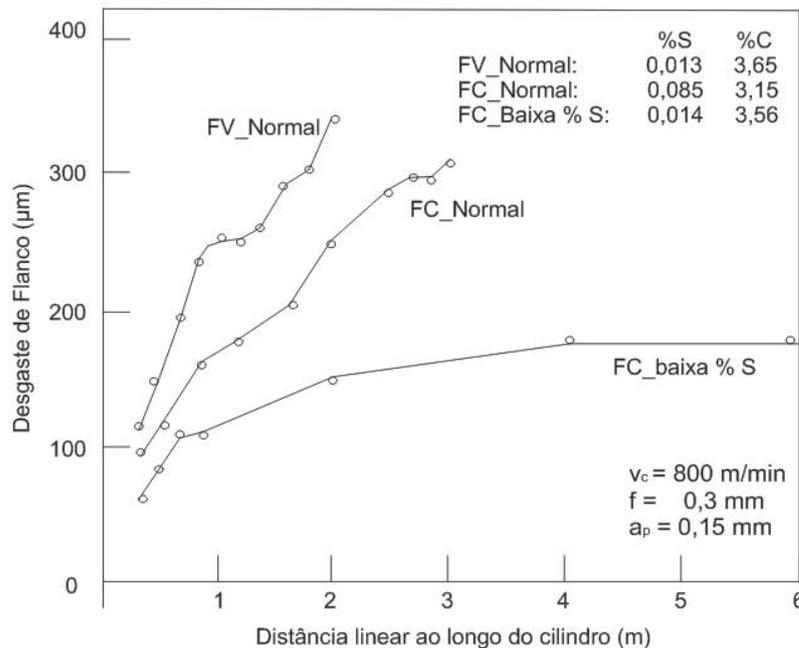


Figura 3-7: Comparação do desgaste de flanco durante a usinagem dos ferros fundidos cinzento, vermicular e cinzento com baixo teor de enxofre (DAWSON et al., 2001).

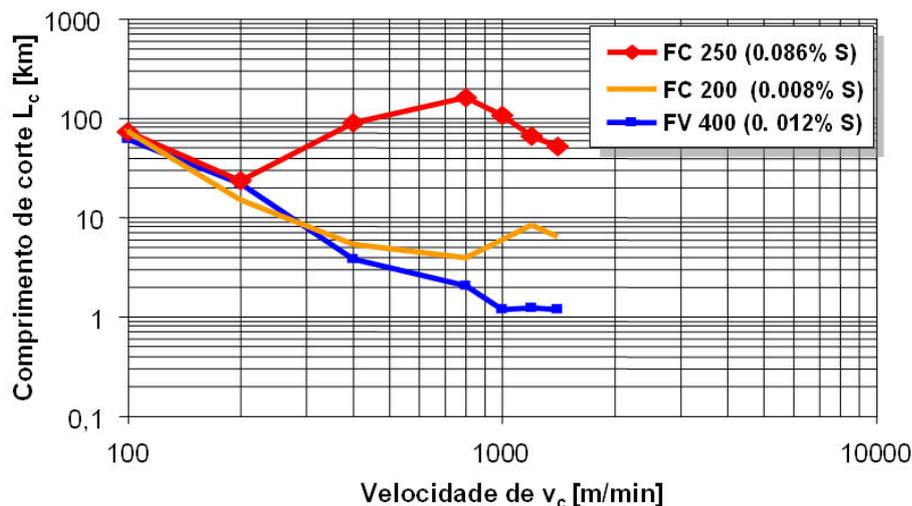


Figura 3-8: Efeito da velocidade de corte na vida da ferramenta comparada à quantidade de enxofre no ferro fundido cinzento (REUTER, 2001).

De uma maneira geral, é consenso no mundo da usinagem que as inclusões

presentes nas ligas podem ter efeitos benéficos ou maléficos na usinabilidade. É o caso, por exemplo, de inclusões de menor dureza, como o MnS e chumbo, ou de inclusões duras, como os carbonetos e carbonitretos.

No que diz respeito à inclusão de elementos indesejáveis, como titânio (Ti) e cromo (Cr) oriundos da matéria-prima, principalmente no ferro gusa e sucata, esses podem prejudicar a usinabilidade da liga, causando a degeneração da forma da grafita, o endurecimento da ferrita, o aumento da quantidade de cementita e a formação de inclusões abrasivas.

O titânio pode estar presente no FV na ordem de 0,005-0,01%. Sua presença na liga pode ser como elemento residual oriundo da matéria-prima, ou intencionalmente, com o objetivo de aumentar a resistência mecânica da liga e garantir a estabilidade da grafita na forma compactada. Na liga de vermicular, o Ti reage com o carbono e/ou com o nitrogênio para formar carbonitretos, que, mesmo em pequenas quantidades, são extremamente nocivos para a usinabilidade da liga (GUESSER; SCHROEDER; DAWSON, 2001; DAWSON et al., 2001).

Conforme a Figura 3-9, pequenas variações na quantidade de titânio (0,01 para 0,02%) presente na liga são suficientes para reduzir a vida da ferramenta em até 50%. A utilização de uma liga com valores de 0,22% de Ti se mostra praticamente impossível de usar.

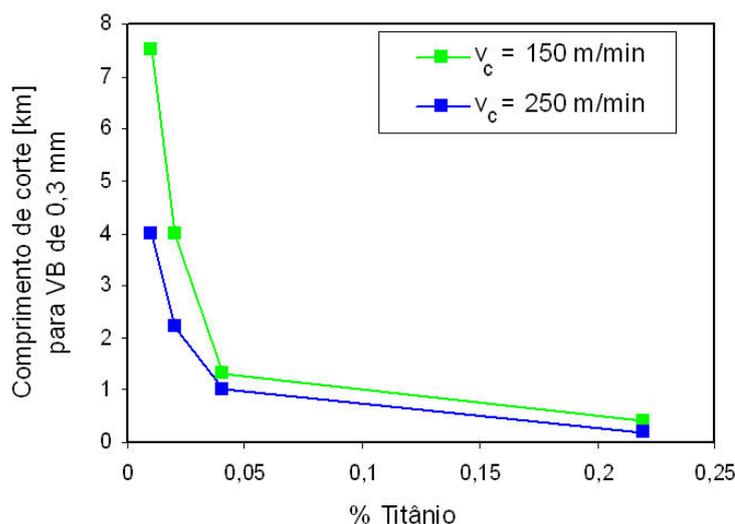


Figura 3-9: Efeito do titânio na usinabilidade do ferro fundido vermicular (GUESSER; SCHROEDER; DAWSON, 2001; DAWSON et al, 2001).

Quanto ao cromo, este é introduzido no ferro fundido vermicular pela adição

da sucata de aço, ou intencionalmente, para aumentar a resistência da liga a elevadas temperaturas. Na liga, o cromo estabiliza a perlita, aumentando a solubilidade do carbono na austenita; sendo assim, um potente formador de perlita. Sua presença na liga gera finas estruturas de perlita e, conseqüentemente, aumenta o teor de Fe_3C na perlita. Além disso, o cromo suprime a formação de grafita nodular, aumentando, desta maneira, o risco de formação de carbonetos segregados e do coquilhamento. Dawson et al. (2001) recomendam que o teor de cromo, por ser um resíduo que forma carbonetos, fique abaixo de 0,08%.

Relativo ao teor de silício, usualmente o ferro fundido vermicular contém entre 2 e 2,4% deste elemento. Caso ocorra uma redução na quantidade de elementos perlitizantes na liga, a concentração de silício pode aumentar para níveis acima de 3%, formando uma liga de FV com matriz totalmente ferrítica. Nesta condição, a grande concentração de silício tende a endurecer a ferrita, aumentando significativamente a sua dureza e a resistência da liga (DAWSON et al, 1999; MANUAL FOSECO, 200-).

Para avaliar o efeito da adição de silício na liga, testes de torneamento com corpos de prova de FV obtidos com valores entre 3,0 e 4,0% de silício foram realizados por Dawson et al (1999). Os resultados obtidos foram comparados aos obtidos com um ferro fundido vermicular padrão estabilizado com cobre e estanho.

Esses resultados ressaltaram que a usinabilidade do FV é melhorada com a adição de 3,0% de silício; mas sua dureza e resistência mecânica (386 MPa) são demasiadamente afetadas, inviabilizando tal aplicação para a fabricação de blocos de motores como os requeridos hoje pelo mercado. Na liga que continha 4,0% de silício, a resistência mecânica se apresentou satisfatória, alcançando valores na ordem de 500 MPa. Porém, os ganhos em usinabilidade foram menores que os obtidos com a liga com 3% de silício.

Sobre os efeitos da variação da nodularidade na usinabilidade do ferro fundido vermicular, existem poucos trabalhos que tratam sobre esse tema. Horsfall e Sergeant (1983) analisaram nove ligas de vermicular contendo diferentes quantidades de grafitas na forma nodular, desde uma liga com grafitas totalmente compactadas até uma liga com grafitas totalmente nodulares.

Horsfall e Sergeant (1983) concluíram que a alongação e o módulo de elasticidade aumentam em proporção direta com a nodularidade da liga. A mesma tendência foi verificada para os valores referentes à resistência à tração e ao

impacto. Com o aumento da nodularidade, foi observado um aumento na energia requerida para causar fratura na liga, o que aumenta a resistência à tração e alongação e, conseqüentemente, piora a usinabilidade da liga.

Ainda sobre o efeito da porcentagem de nódulos no ferro fundido vermicular (FV), Doré (2007) analisou em ensaios de torneamento o efeito que as variações da nodularidade têm sobre a usinabilidade do ferro fundido vermicular. Três ligas foram analisadas: Vermicular_1, Vermicular_2 e Vermicular_3, contendo um índice de nodularidade, respectivamente, de 6%, 26% e 36%. Os resultados podem ser vistos na Figura 3-10.

Os resultados obtidos por Doré (2007) foram interessantes, na medida em que comprovaram a influência da nodularidade na usinabilidade do ferro fundido vermicular e a dependência desta em relação ao material da ferramenta.

Na usinagem dos diferentes tipos de ferro fundido vermicular com ferramentas de metal-duro, o comportamento da vida das ferramentas é contrário ao proposto na literatura (SERGEANT; EVANS, 1978), que diz que com o aumento da nodularidade da liga ocorre uma redução da vida da ferramenta. A explicação para tal comportamento, segundo Doré (2007), deve-se ao fato de que a liga Vermicular_1 apresentou 1% de carbonetos segregados e menor quantidade de ferrita (2%) do que todas as ligas testadas. Assim, durante a usinagem da liga Vermicular_1, as ferramentas de metal-duro estariam mais expostas à abrasão do que quando usando as ligas Vermicular_2 e 3.

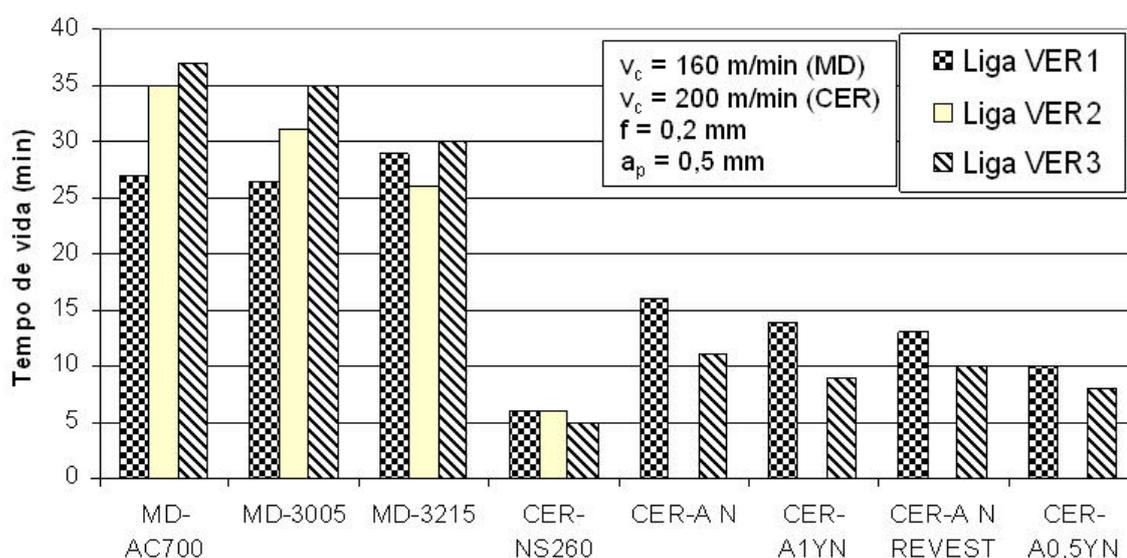


Figura 3-10: Efeito da variação na porcentagem de nodularidade na vida das ferramentas cerâmicas e de metal-duro (DORÉ, 2007).

Quando se usinam as ligas Vermicular_2 e 3, tem-se, devido à redução da quantidade de perlita e da ausência de carbonetos segregados, uma redução da abrasividade do cavaco que favorece o metal-duro. Porém, esse aumento da quantidade de ferrita e da nodularidade faz com que ocorra um aumento da ductilidade, aumentando a adesão do cavaco sobre a ferramenta, o tempo de contato do cavaco com a ferramenta e, conseqüentemente, a temperatura de usinagem. Isso explicaria a inversão dos resultados obtidos com as ferramentas cerâmicas, com velocidade de corte mais elevada, em que as ligas com maiores nodularidade e porcentagem de ferrita favorecem a manutenção do contato entre a ferramenta e o cavaco, elevando a temperatura e criando as condições para a ocorrência de difusão que enfraquece a cerâmica e a torna suscetível à ocorrência do desgaste abrasivo.

3.3 Desenvolvimento de novas técnicas e processos de corte

Com o entendimento dos fatores que influenciam a usinabilidade do FV, como composição química, microestrutura, forma da grafita, porcentagem de nodularidade, teor de elementos residuais, entre outros; bem como o entendimento de que a usinabilidade do FV muda conforme o tipo de operação (por exemplo, mandrilamento versus fresamento (SAHM; ABELE; SCHULZ, 2002)), alguns esforços foram feitos para desenvolver técnicas e processos de corte para melhorar o desempenho da usinagem do vermicular, levando em conta as características do material, do processo de corte e da ferramenta de corte.

Desse esforço, as seguintes técnicas e processos foram desenvolvidos:

- Mandrilamento utilizando ferramentas com insertos múltiplos;
- Mandrilamento com insertos rotativos;
- Fresamento helicoidal e brunimento em centros de usinagem;
- Brunimento com elevadas taxas de remoção;
- Utilização de PCD com refrigeração criogênica; e
- Usinagem assistida por laser.

3.3.1 Mandrilamento utilizando ferramentas com insertos múltiplos

A utilização de altas velocidades de corte em operações de mandrilamento do FoFo cinzento já é estado da arte. A simples transposição destas velocidades para o

a usinagem do FV com ferramentas de PCBN se mostrou inviável, demandando novos conceitos de ferramentas. Um desses conceitos é a utilização de ferramentas com insertos de metal-duro escalonado, uma vez que o PCBN e o nitreto de silício apresentam baixo desempenho (KRESS, 2002).

O conceito desta ferramenta de corte consiste de um arranjo de múltiplos insertos escalonados em que alguns insertos cortam relativamente com maior profundidade e outros insertos fazem um corte mais raso no segundo corte. Além disso, o escalonamento dos insertos permite que os insertos mais avançados funcionem como guias para os mais recuados. Este arranjo protege o inserto final e possibilita à ferramenta manter os seus requisitos de cilindricidade e geometria no cilindro, bem como permite um aumento no valor do avanço, reduzindo consideravelmente o tempo da operação de mandrilamento (GODINHO, 2007).

O inconveniente dessa ferramenta é o elevado número de insertos que aumentam os custos e os esforços de usinagem, influenciando diretamente no aumento do torque e da potência necessária para a usinagem. A Figura 3-11 exhibe as ferramentas de diferentes fabricantes que utilizam esse conceito.

Avanços significativos na concepção das ferramentas de mandrilamento e aumento na sua produtividade foram obtidos por Godinho (2007). Em seu trabalho, ele descreveu e analisou a influência de quatro diferentes concepções construtivas de ferramentas de mandrilar (existência ou não de guias, diferentes quantidades de insertos e diâmetros escalonados) para operação de desbaste.



a) Ingersoll

b) Kennametal

c) Komet

Figura 3-11: Exemplos de barras de mandrilar de diferentes fabricantes, utilizando múltiplos insertos escalonados (SAHM; ABELE; SCHULZ, 2002).

Dos resultados obtidos por Godinho (2007), merece destaque o aumento da

produtividade obtida, em que ferramentas de mandrilar escalonadas foram capazes de reduzir em cerca de 50% os tempos de usinagem do mandrilamento. Ademais, o autor observou que fatores limitantes para o aumento da produtividade, neste caso o aumento da velocidade do avanço, pode ser a ausência de guias nas ferramentas de mandrilar, podendo facilitar a ocorrência de vibrações, bem como o grande número de insertos da ferramenta.

3.3.2 Mandrilamento com insertos rotativos

O conceito e o uso de ferramentas com insertos auto-rotativos não são novos, tendo aproximadamente mais de 50 anos. A ferramenta possui algumas características especiais como: insertos de corte circulares e liberdade dos insertos rotacionarem em seus próprios eixos. Assim, eles são montados sobre um mancal com rolamento axial e radial que, durante o processo de corte, devido às forças de usinagem tangenciais ao inserto, permite que rotacionem livremente sobre o mancal (ARMAREGO; KARRIR; SMITH, 1993; GEORGIU, 2002). O conceito tem como grande vantagem a mudança contínua do gume, onde o corte, aparentemente contínuo, passa a ser intermitente, o que permite a refrigeração da ferramenta, fazendo também com que a maioria do calor seja transmitido para o cavaco (ARMAREGO; KARRIR; SMITH, 1993).

Em função dessas características e da dificuldade em se usar o FV, a empresa Rotary Technologies Corp. adaptou a ferramenta rotativa para usinagem do FV (Figura 3-12). Ensaios de usinagem foram realizados no PTW utilizando essa ferramenta adaptada e, no que tange à vida da ferramenta, foram positivos, alcançando valores de vida da ferramenta 12 vezes maiores que os obtidos pelas ferramentas de mandrilar convencionais e utilizando velocidades de corte entre 600 e 800 m/min. Como resultados negativos, tem-se a péssima cilindricidade obtida pela ferramenta, problema este causado pela elevada força passiva durante o corte, bem como o problema com o aquecimento dos mancais. Não foram encontradas publicações recentes sobre a aplicação dessa tecnologia em linhas de produção.



Figura 3-12: Barra de mandrilar com insertos rotativos (SAHM; ABELE; SCHULZ, 2002).

3.3.3 Fresamento helicoidal

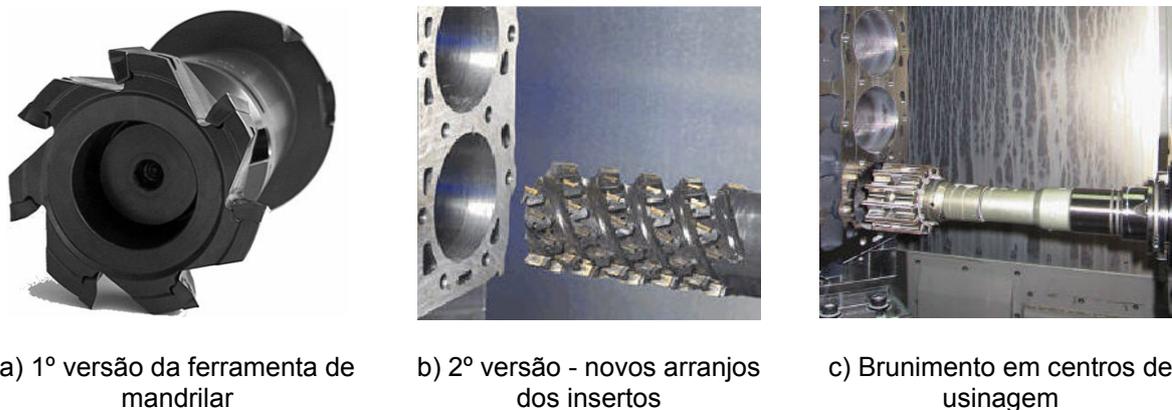
Desenvolvida por uma parceria entre a Sandvik Coromant (fabricante de ferramentas de corte) e a Makino (fabricante de máquinas-operatrizes), esta tecnologia de corte realiza a operação de mandrilamento através da substituição do processo de corte contínuo pelo processo interrompido, realizando um fresamento helicoidal. Para a realização desta tarefa, a ferramenta possui um diâmetro menor que o do cilindro usinado, podendo assim realizar a interpolação circular em hélice.

Os primeiros ensaios efetuados com esta tecnologia utilizaram velocidades de corte entre 150 e 200 m/min e velocidades de avanço entre 1500 e 3000 mm/min, garantindo assim, elevadas taxas de remoção de material (THORDENBERG, 2000). Embora os bons resultados em termos de produtividade, os erros de forma, a vida reduzida da ferramenta, o maior consumo de potência e problemas com a evacuação dos cavacos quentes das cavidades usinadas foram alguns dos fatores limitantes desta tecnologia (Figura 3-13a).

Recentemente, novos desenvolvimentos foram realizados pelas empresas Makino e Sandvik com o objetivo de oferecer uma solução completa para o acabamento de cilindros, ou seja, operação de mandrilamento e brunimento. Tais aperfeiçoamentos levaram a melhorias na distribuição dos insertos e tolerâncias dimensionais da ferramenta de mandrilar, à utilização de ar comprimido para remoção do cavaco e redução da temperatura da ferramenta e da peça, bem como ao desenvolvimento de uma máquina-ferramenta com maior rigidez e precisão para realizar o processo de mandrilamento e brunimento de blocos de motores em um centro de usinagem (Figura 3-13b e Figura 3-13c).

Segundo Woodruff (2007), estas novas concepções levaram à possibilidade de ganhos reais tanto na vida da ferramenta como na produtividade, pois eliminaram-se etapas do processo de mandrilamento e realizou-se o processo de

brunimento do bloco em um centro de usinagem (WOODRUFF, 2007).



a) 1º versão da ferramenta de mandrilar

b) 2º versão - novos arranjos dos insertos

c) Brunimento em centros de usinagem

Figura 3-13: Exemplos de ferramentas para fresamento helicoidal e de brunimento em centro de usinagem CNC (THORDENBERG, 2000; WOODRUFF, 2007).

3.3.4 Brunimento com altas taxas de remoção

Uma alternativa nova para diminuir o tempo de usinagem do ferro fundido vermicular foi proposta por Mocellin (2007). Em sua tese, o autor estuda o processo de brunimento buscando aprimorar as ferramentas para assegurar a obtenção da textura da peça e da vida das ferramentas, bem como a redução do tempo de usinagem do brunimento e a eliminação de algumas etapas do processo de mandrilamento.

No trabalho, foram estudados vários fatores que podem influenciar no brunimento, como o tipo dos materiais abrasivos (cerâmica ou diamante), a tenacidade dos grãos de diamante, as velocidades de corte e o tipo de fluido de corte (emulsão ou óleo).

A pesquisa desenvolvida por Mocellin (2007) foi responsável pela quebra de um paradigma no brunimento. Ela comprovou que é possível obter elevadas taxas de remoção com elevada vida da ferramenta (Figura 3-14). Além disso, provou que é possível suprimir duas operações de mandrilamento, obtendo a cilindridade e circularidade especificadas na peça.

Outras conclusões importantes concernentes ao trabalho de Mocellin (2007) mostram que diamantes com maiores tenacidades alcançaram maiores vidas; o aumento da velocidade, a partir de um determinado valor, gera um aumento na vida das ferramentas com grãos abrasivos de diamante; e o uso de emulsão gera melhores resultados do que o uso de óleo mineral. Esse último, devido ao fato da

minimização dos efeitos da geração de calor na peça durante o brunimento.

Tais resultados culminaram no projeto, pela empresa parceira na pesquisa, da primeira máquina de brunir que possa utilizar elevadas velocidades de corte.

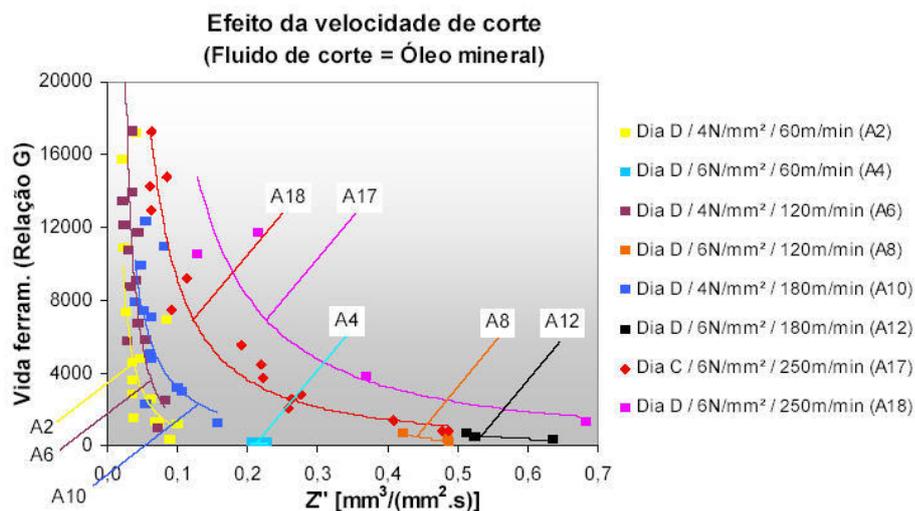


Figura 3-14: Efeito da velocidade de corte e da pressão de contato na vida da ferramenta (Relação G) e taxa de remoção de material específica (MOCELLIN, 2007).

Na Figura 3-14 “Dia D” e “Dia C” significam o índice de friabilidade do diamante ($Friabilidade_C > Friabilidade_D$) e A2, A4,...e A18 representam a descrição do ensaio.

3.3.5 Utilização de PCD com refrigeração criogênica

É conhecimento comum na usinagem que a utilização de ferramentas de diamante policristalino (PCD) não é recomendada para a usinagem do ferro fundido e de aços em geral. O grande problema é a afinidade do ferro com o carbono, pois, em temperaturas de usinagem na ordem de 700 °C, começa a grafitação do diamante, tendo como consequência o acelerado desgaste do gume (STEMMER, 1993; KÖNIG, KLOCKE, 2002).

Abele e Schramm (2007) e Schramm (2007) desenvolveram pesquisas visando melhorar a usinagem do ferro fundido vermicular, valendo-se de ferramentas de diamante policristalino. As pesquisas buscaram analisar a influência da preparação do gume, do tamanho do grão do diamante e o efeito da velocidade de corte, usando sistema de refrigeração da ferramenta com gás carbônico (CO₂) e ar.

Os resultados das pesquisas deixam clara a influência do tamanho do grão e da velocidade de corte sobre a vida da ferramenta. Grãos maiores de PCD com

baixa quantidade de ligante apresentam maior condutividade térmica que os PCD com grãos mais finos. Isso faz com que o calor gerado sobre a ferramenta seja eliminado muito mais rápido na ponta desta, reduzindo assim a ocorrência da difusão e abrasão, com conseqüente aumento da vida da ferramenta. Além disso, os autores verificaram que um pequeno incremento na velocidade de corte causa um grande declínio na vida da ferramenta.

Assim, os autores sustentam que a usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas de PCD é possível e incrementa significativamente a velocidade de corte e a vida da ferramenta quando comparada ao metal-duro. Porém, para isso, é preciso encontrar a combinação correta para produzir o equilíbrio térmico entre o calor gerado e a sua dissipação. Os resultados obtidos por Abele e Schramm (2007) e Schramm (2007), podem ser vistos na Figura 3-15a e Figura 3-15b.

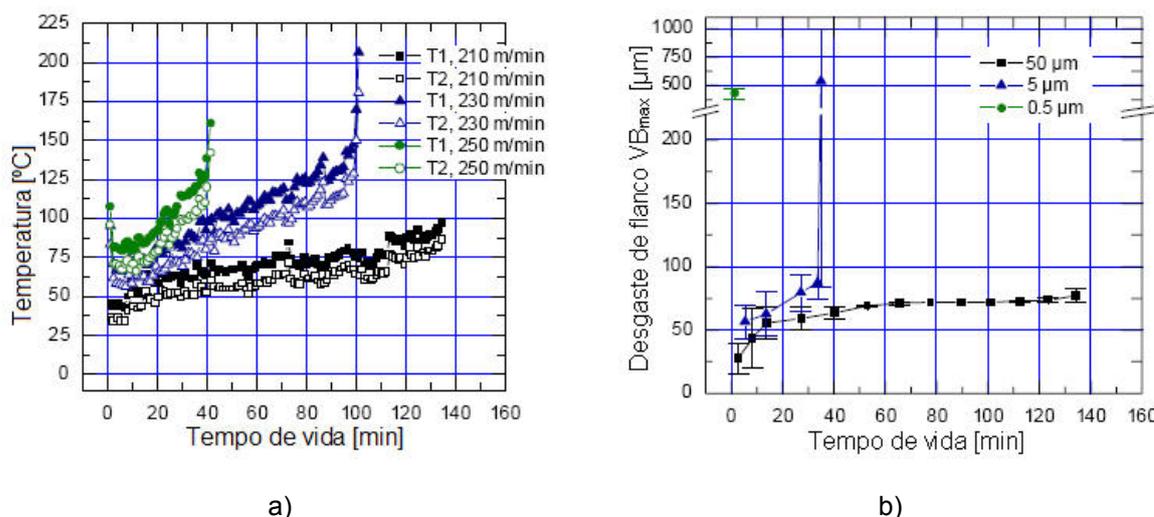


Figura 3-15: Usinagem do FV com ferramentas de PCD, utilizando refrigeração criogênica (ABELE; SCHRAMM 2007; SCHRAMM, 2007): a) efeito da velocidade de corte na temperatura da ferramenta (medição realizada utilizando termopar); b) efeito do tamanho do grão de PCD.

3.3.6 Usinagem assistida por laser

Skvarenina e Shin (2006) estudaram a viabilidade da usinagem do ferro fundido vermicular auxiliada por laser, prática esta já utilizada na usinagem de cerâmicas, aços temperados e de ligas à base de níquel e titânio. O objetivo da utilização do laser é gerar calor para reduzir a resistência do material, decrescendo assim as forças requeridas para a remoção do material.

Para verificar a hipótese de melhorar a usinagem do vermicular através do laser, Skvarenina e Shin (2006) variaram a velocidade de corte, a profundidade de

corte e o avanço, como também a temperatura que deveriam obter na superfície da peça de ferro fundido vermicular, controlando, para isso, a intensidade do laser. A Figura 3-16 mostra a redução das forças de usinagem quando utilizando laser (LAM) em relação à usinagem convencional (Conv.) (SKVARENINA; SHIN, 2006).

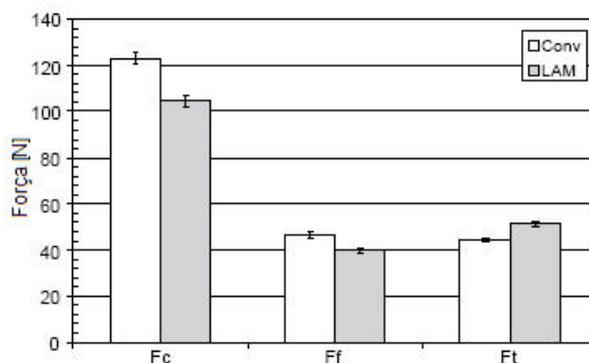


Figura 3-16: Comparativo entre as forças médias de corte, de avanço e passiva entre a usinagem do vermicular assistida por laser (LAM) e convencional (Conv) (SKVARENINA, SHIN, 2006).

Os melhores resultados obtidos com as ferramentas de metal-duro utilizaram velocidade de corte de 100 m/min, avanço de 0,150 mm e profundidade de corte de 0,5 mm, sendo que a temperatura de aquecimento da peça para a remoção do material ficou em torno de 400 °C, garantindo, deste modo, um aumento na vida da ferramenta na ordem de 60% sem alterar a microestrutura da superfície usinada.

3.4 Desenvolvimento dos materiais de ferramentas de corte

Durante a usinagem, a ferramenta de corte está sujeita, de forma isolada ou superposta, a diferentes tipos e intensidades de solicitações térmica, mecânica e química. Essas, dependendo das propriedades físicas, mecânicas e químicas do par peça/ferramenta e dos parâmetros de corte utilizados, danificam as propriedades do material da ferramenta e facilitam a alteração da geometria da ferramenta, como mostra a Figura 3-17.

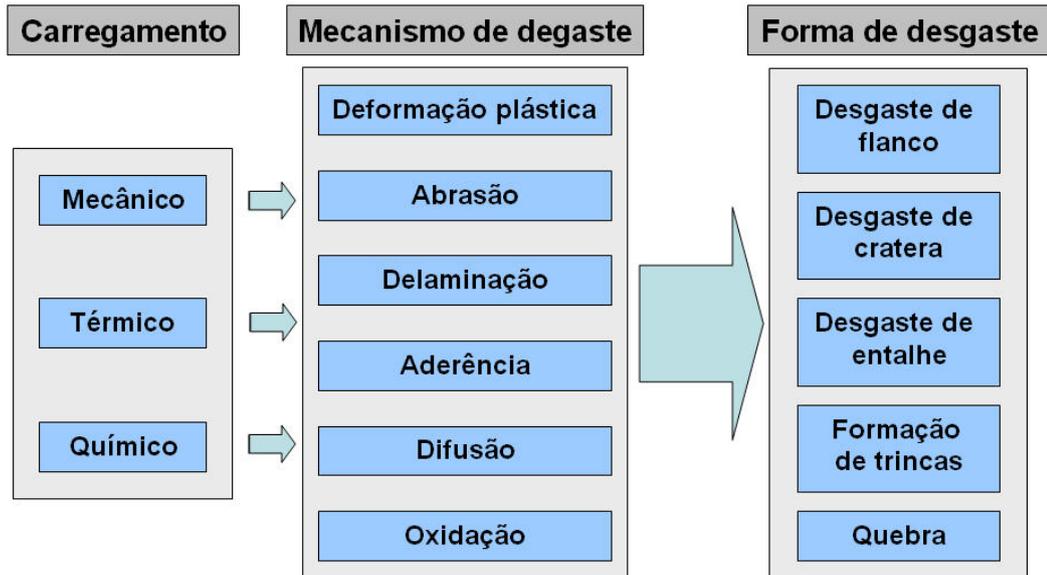


Figura 3-17: Carregamento, causa e forma dos desgastes na ferramenta de corte.

O processo que leva ao dano da ferramenta é conhecido como mecanismo de desgaste, enquanto que as formas de desgaste são as alterações mensuráveis que ocorrem na geometria da ferramenta durante a usinagem (TÖNSHOFF; DENKENA, 2004).

Dentre os mecanismos de desgaste que atuam durante a usinagem, merecem destaque os seguintes mecanismos:

Difusão: ocorre quando a temperatura entre a peça e a ferramenta atinge valores elevados e os átomos ganham mobilidade, procurando uma nova posição de equilíbrio. Esse movimento de deslocamento dos átomos pode ocorrer tanto na direção do cavaco para a ferramenta, como da ferramenta para o cavaco. A difusão ocasiona alterações nas propriedades físicas e mecânicas dos materiais, facilitando assim o seu desgaste (SCHÖNHERR, 2002).

Aderência: este mecanismo de desgaste está presente quando o material da peça usinada e a superfície da ferramenta aderem um ao outro, devido à ação das altas temperaturas e pressões na zona de corte e ao fato de que a superfície inferior do cavaco está quimicamente mais ativa, facilitando a adesão. A partir do momento que adesão formada não resiste mais as solicitações mecânicas, a mesma é arrancada, levando consigo ou não material da ferramenta e agindo a partir deste momento como um corpo abrasivo entre a ferramenta e a peça (KÖNIG; KLOCKE, 2002).

Abrasão: caracterizada pelo arrancamento de partículas de material da

ferramenta em decorrência do escorregamento sob alta pressão e temperatura entre a peça e a ferramenta. O desgaste por abrasão ocorre devido ao deslizamento de partículas duras do material usinado como carbonetos e óxidos (STEMMER, 1993; KÖNIG; KLOCKE; 2002).

Oxidação: é um mecanismo de ação direta. Se o material da ferramenta apresenta afinidade com o oxigênio, sob altas temperaturas, ocorrerá a formação de filmes de óxidos duros e frágil em certas regiões da ferramenta, que são facilmente removidos pelo atrito, gerando desgaste (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 1999).

Deformação plástica: ocorre quando, em função das altas temperaturas, o material da ferramenta amolece e não resiste mais às pressões de usinagem e começa a escoar. A deformação plástica não é um mecanismo de desgaste, pois não ocorre remoção de material, mas as forças e temperaturas se tornam tão elevadas que aceleram outros mecanismos de desgaste que reduzem a vida da ferramenta (TRENT; WRIGHT, 2000; KÖNIG; KLOCKE, 2002).

Como consequência da ação dos mecanismos de desgaste observa-se na ferramenta as seguintes formas de desgaste e que são representadas na Figura 3-18:

a) Desgaste de Flanco

Este tipo de desgaste decorre do atrito entre a peça e a ferramenta. O desgaste de flanco não pode ser evitado, contudo pode ser minimizado pela correta escolha das condições de corte, material e geometria da ferramenta. A largura ou altura da marca de desgaste determina o grau de comprometimento da ferramenta para continuar ou não a usinagem.

b) Desgaste de Cratera

É o tipo de desgaste que ocorre devido ao atrito do cavaco com a face da ferramenta. Este atrito remove material e forma uma cratera, caracterizada pela sua profundidade e pela sua distância medida da posição do gume até o centro da cratera. Quando o desgaste aumenta muito se encontrando com o desgaste no flanco, ocorre a quebra da ferramenta.

c) Lascamento

Ocorre devido a sobreposição das solicitações mecânicas e térmicas sobre o gume da ferramenta, onde este não é mais capaz de suportar os esforços e falha bruscamente.

d) Desgaste de entalhe

É uma forma de desgaste de origem química e ocorre normalmente fora da área de contato entre a ferramenta e a peça. Esta forma de desgaste afeta a face e o flanco da ferramenta, podendo causar a falha catastrófica da ferramenta.

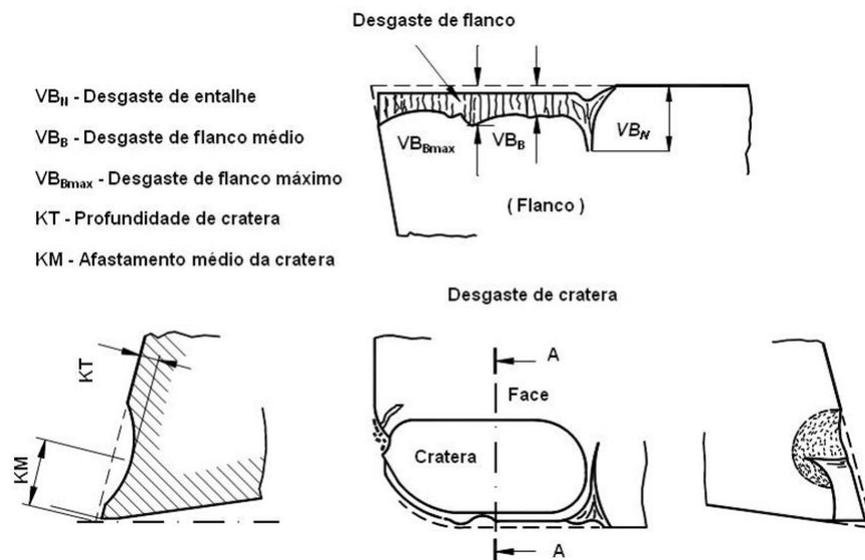


Figura 3-18: Formas de desgaste da ferramenta durante o torneamento (ISO 3685).

Na busca constante para melhorar a usinagem do FV, não só avanços na área metalúrgica e de processos de corte foram feitos, mas também, novos materiais para ferramentas de corte foram criados e os já existentes aprimorados. Nesta área, informações importantes foram obtidas nos vários anos de pesquisas e ajudaram a superar inúmeras barreiras impostas pelas características e propriedades do ferro fundido vermicular.

As pesquisas no desenvolvimento de materiais de corte se concentraram em três categorias:

- metal-duro;

- PCBN; e
- cerâmica.

Um dos primeiros trabalhos analisando a usinabilidade do vermicular utilizando diferentes tipos de ferramentas foi realizado por Phillips (1982). Neste trabalho, usinou-se uma liga de vermicular perlítico com ferramentas de metal-duro à base de carboneto de tungstênio com e sem revestimento e também cerâmica à base de óxido de alumínio.

Os resultados alcançados por Phillips (1982) indicaram que o melhor desempenho na usinagem do ferro fundido vermicular perlítico é obtido com o uso da ferramenta de metal-duro e que a geometria da ferramenta tem um efeito considerável no desempenho da mesma.

Após um longo período de dormência nessa área, nos últimos 15 anos, em função do interesse da indústria automobilística, essa tendência foi revertida; quando vários fabricantes de ferramentas e universidades desenvolveram pesquisas analisando o desempenho das ferramentas de corte usinando o vermicular. Aqui, destaca-se a atuação da *Technische Universität de Darmstadt* (Universidade Técnica de Darmstadt - Alemanha), através do *Institut für Produktionsmanagement, Technologie und Werkzeugmaschinen* – PTW (Instituto para o Gerenciamento da Produção, Tecnologia e Máquinas-Ferramentas) e da Universidade Federal de Santa Catarina, bem como outras instituições de ensino brasileiras.

Atualmente, o emprego do metal-duro é a solução mais viável economicamente para a usinagem do ferro fundido vermicular. Várias publicações, como Leuze (2000), Wertheim et al. (2002), Kress (2002), Kruzinsky (2002) e Bormann (2002) mostram que, utilizando velocidades de corte baixas, o metal-duro apresenta vidas proporcionais à diferença de resistência mecânica verificada entre o FoFo vermicular e o FoFo cinzento. Essas mesmas publicações estudaram a influência do tipo de substrato do metal-duro (tamanho do grão, resistência à abrasão, dureza, entre outros), a geometria da ferramenta e os diferentes tipos de revestimento. Identificou-se assim, a melhor combinação de material, geometria e revestimento; em que as maiores vidas para as ferramentas, quando usinando o FV, eram obtidas com velocidades de corte baixas (XAVIER, 2003).

Dentre os trabalhos efetuados, importantes contribuições para o entendimento básico do comportamento da usinagem do ferro fundido vermicular e os mecanismos de desgastes das ferramentas de nitreto cúbico de boro policristalino (PCBN) foram

dadas pelas publicações de Gastel et al. (2000), Reuter (2001), Abele; Sahm e Schulz (2002), Sahm, Abele e Schulz (2002) e Heck et al. (2007). Essas publicações são fruto de um trabalho intenso de pesquisa, realizado na Universidade Técnica de Darmstadt, envolvendo vários departamentos de ensino da instituição.

Os estudos foram conduzidos com os ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular, analisando a influência da forma da grafita, da composição química (Item 3.2) e os efeitos do tipo de FoFo nos parâmetros do processo, como formação do cavaco, força de corte e temperatura de usinagem. Também foram realizados ensaios de desgaste em bancadas especiais a fim de isolar os mecanismos que atuam durante a usinagem, como abrasão, adesão, difusão e oxidação. Os trabalhos são encerrados com a análise das ferramentas utilizadas para usinar os diferentes tipos de ferros fundidos e a tentativa de caracterização da camada aderida sobre as ferramentas que usinaram o FoFo cinzento com velocidade de corte de 800 m/min.

Nos experimentos realizados para isolar os mecanismos de desgaste (abrasão, adesão, difusão e oxidação), verificou-se que o ferro fundido vermicular é aproximadamente 30% mais abrasivo que o FoFo cinzento com a mesma especificação de dureza.

Nos testes de adesão, foi observado que o ferro fundido vermicular, devido a sua maior ductilidade em relação ao cinzento, apresenta, em nível microscópico, uma maior área de contato do que o FoFo cinzento, mostrando uma adesão 15% maior do que a verificada na usinagem do FoFo cinzento.

No que diz respeito à difusão e à oxidação, foram realizados ensaios variando a temperatura em 700 e 1050 °C, e o tipo de ferramenta de corte, neste caso PCBN, variando o tipo de ligante.

Os resultados dos ensaios de difusão revelaram que as ferramentas de PCBN não são quimicamente estáveis. Foram encontrados vestígios de boro (B), titânio (Ti) e tungstênio (W) nos primeiros 20 µm tanto nas peças de ferro fundido vermicular, como nas peças do ferro fundido cinzento. Na análise das ferramentas de PCBN, independente do tipo do ferro fundido (vermicular ou cinzento), foram encontrados ferro (Fe) e silício (Si) nos primeiros 5 µm das ferramentas. Quando os pares foram submetidos a temperaturas mais elevadas, neste caso 1050 °C, a profundidade de difusão verificada foi maior. Os autores sustentam que os produtos formados sobre a ferramenta de PCBN nestes ensaios provavelmente apresentam dureza inferior ao PCBN original e que durante o processo de corte esses podem ser facilmente

removidos pelo processo de abrasão.

Referente aos ensaios de oxidação, foi constatada a presença de óxido de titânio (TiO_2) e alumina (Al_2O_3), mostrando que os ligantes não são estáveis. Isso levaria ao aumento do volume dos óxidos e ao surgimento de tensões nas ferramentas de PCBN que podem resultar em micro-trincas que enfraquecem a ferramenta durante a usinagem.

De uma maneira em geral, os autores concluem que os mecanismos de desgastes das ferramentas de PCBN que atuam na usinagem dos ferros fundidos são praticamente os mesmos e defendem que as poucas variações verificadas não são a causa predominante para explicar o elevado desgaste das ferramentas de PCBN usinando o ferro fundido vermicular e o nodular sob altas velocidades de corte.

A causa principal da diferença de desgaste entre as ferramentas de PCBN usinando o ferro fundido vermicular e o nodular comparada ao cinzento é atribuída à presença de uma camada de sulfeto de manganês (MnS) aderida sobre a face da ferramenta e ao flanco da ferramenta durante a usinagem do ferro fundido cinzento.

Na usinagem do ferro fundido cinzento, essa camada está presente na ferramenta somente em uma faixa de velocidades de corte (400-800 m/min), bem como quando o ferro fundido cinzento exibe uma quantidade específica de enxofre (S) (REUTER, 2001).

Em ensaios específicos, Gastel et al. (2000), Reuter (2001) e Heck et al. (2007) buscaram caracterizar essa camada aderida sobre a ferramenta, obtendo as seguintes conclusões:

- ✓ As análises de energia dispersiva de raio-x (*energy dispersive X-ray* ED - X) identificam a presença de Mn, S, Fe, C e Ca;
- ✓ Os testes de difração de raio-x (DR-X) não encontraram nenhum reflexo que pudesse ser atribuído a alguma fase do MnS. Os autores sustentam que alguns picos do DR-X não identificados poderiam ser de alguma fase ainda desconhecida do MnS formada sob elevada pressão e temperatura, assim como alegam que a sensibilidade do DR-X é muito baixa para detecção de tal filme de MnS;
- ✓ Testes de espectroscopia de massa de ions secundários (*secondary ion mass spectrometry* - SIMS) indicam que a camada é formada somente por Mn e S e que sua espessura é de aproximadamente 3-

4 μm ;

- ✓ As análises realizadas por espectroscopia de raio-X (*X-ray induced photoelectron spectrometry*) identificaram o estado eletrônico do enxofre ($2p_{3/2}$) mostrando a presença de S como sulfeto. Para o Mn ($2p_{3/2}$) foram encontrados picos de energia entre 643 e 641 eV. Neste ponto, Reuter (2001) destaca que essa faixa de energia medida do Mn confirma que a camada aderida é MnS, mas Heck et al (2007) apresentam suas conclusões de uma forma mais zelosa, apontando o fato de o intervalo de energia ser muito amplo, podendo ser atribuído a estados eletrônicos do Mn^{2+} ou Mn^{3+} . Para Heck et al (2007), o sulfeto de manganês poderia apresentar sua fórmula como MnS ou Mn_2S_3 ;
- ✓ Os resultados obtidos com o microscópio de força atômica para a caracterização morfológica da camada aderida evidenciaram que esta é mais lisa que a superfície de uma ferramenta de PCBN, e através da análise do riscamento da superfície, concluiu-se que a camada é mais mole que o PCBN. Assim, Heck et al (2007) sustentam que esta camada constituída de Mn e S, por ser mais mole que o PCBN, tem a característica de preencher as cavidades da ferramenta de PCBN que possui uma maior rugosidade, deixando assim a superfície do PCBN mais lisa e diminuindo o seu desgaste; e
- ✓ Como comprovação desta característica, os testes realizados por Reuter (2001), com o objetivo de medir o coeficiente de atrito em uma ferramenta de PCBN, com e sem a camada aderida, mostraram que a presença de MnS reduz o coeficiente de atrito entre a ferramenta e a peça na ordem de 4 vezes.

Mais recentemente, trabalhos como o de Xavier (2003) e Andrade (2005) estudaram diferentes tipos de materiais de ferramenta (cerâmico e metal-duro) e revestimentos e seus efeitos na usinagem do ferro fundido vermicular.

Em sua dissertação, Xavier (2003) utilizou diferentes tipos de ferramentas de corte, como metal-duro, cerâmica e PCBN, identificando o material e os parâmetros de usinagem mais apropriados para a usinagem do ferro fundido vermicular.

A Figura 3-19 apresenta a comparação geral dos resultados obtidos por Xavier (2003), no qual é possível identificar que o metal-duro tem o melhor resultado com baixas velocidades de corte, e as ferramentas cerâmicas de nitreto de silício e

de PCBN mostram vida reduzida durante a usinagem do vermicular.

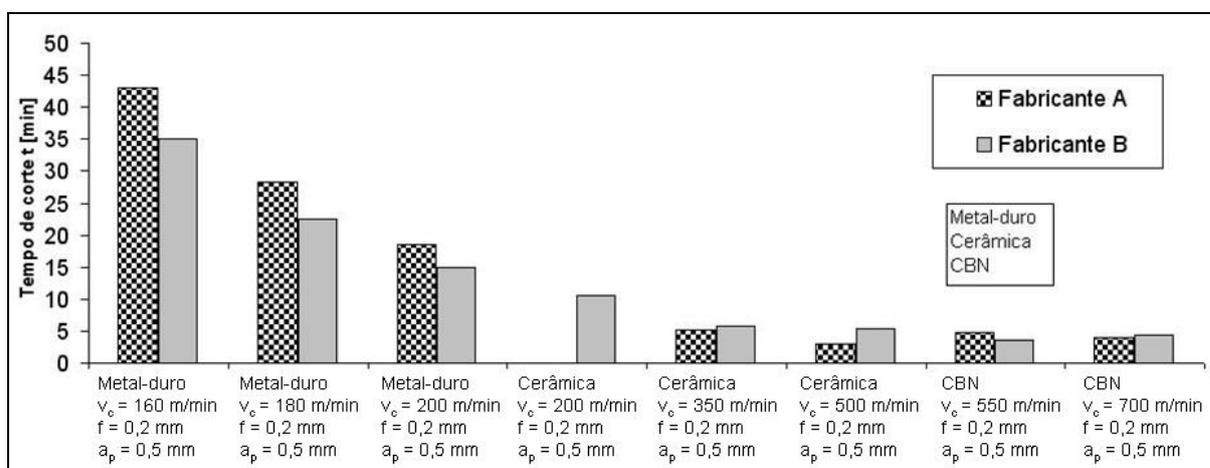


Figura 3-19: Comparação geral da vida das ferramentas de metal-duro, cerâmica e CBN (XAVIER, 2003).

Andrade (2005) analisou a furação do ferro fundido vermicular com brocas de metal-duro com canais retos, utilizando três diferentes tipos de revestimentos: nitreto de titânio (TiN), nitreto de alumínio e titânio (TiAlN) mono e com multi-camadas de espessura nanométrica. Para avaliar o desempenho das ferramentas, foram analisados a vida das ferramentas, os erros de forma e a rugosidade nos furos.

Os resultados obtidos por Andrade (2005) mostram que, com o aumento da velocidade de corte e do avanço, tem-se um aumento na força de avanço e no momento torçor, não sendo verificada influência do tipo de revestimento nesse comportamento. Dentre os tipos de revestimentos testados, o de melhor desempenho foi o TiAlN de multi-camadas.

O revestimento TiAlN de multi-camadas, apesar de possuir menor dureza em relação ao TiAlN mono-camada, tem como vantagem o fato de que durante a usinagem, em função da ação da abrasão, ele é removido e, devido às várias camadas, a exposição do substrato não é imediata como no TiAlN mono-camada. Como consequência, a vida da ferramenta TiAlN multi-camadas é maior. Além disso, o revestimento multi-camadas é mais tenaz e apresenta maior capacidade para suportar vibrações. A Figura 3-20 exhibe os resultados obtidos por Andrade (2005).

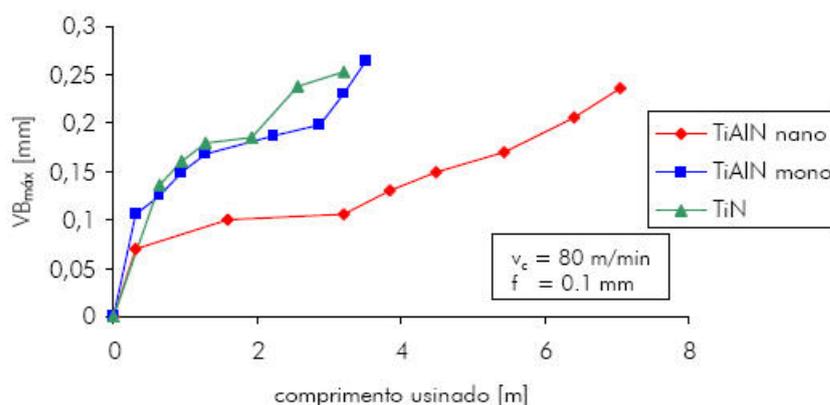


Figura 3-20: Curvas de desgaste para brocas revestidas com TiN, TiAlN mono e multi-camadas (ANDRADE, 2005).

Os testes realizados por Andrade (2005) tiveram um impacto direto nos custos da empresa parceira da pesquisa. A identificação do revestimento multi-camadas TiAlN proporcionou uma redução dos custos das brocas em aproximadamente 25%. Isso mostra a importância dos revestimentos na vida das ferramentas e o impacto que eles podem causar nos custos de usinagem.

3.5 Ferramentas de corte cerâmicas

A utilização do conceito de alta velocidade de corte (*High Speed Cutting - HSC*) tem exigido máquinas-ferramenta cada vez mais modernas para satisfazer as exigências de rotação, avanço, controle dimensional e qualidade da superfície da peça. Por outro lado, este avanço tecnológico vem requerendo novos materiais para ferramentas de corte, novas geometrias e novos revestimentos com elevada dureza e capacidade de lubrificação a seco, capazes de resistirem aos esforços termomecânicos que o emprego da alta velocidade de corte traz. Além disso, as pressões econômicas nos sistemas produtivos têm levado ao constante desenvolvimento de novas ferramentas e ao aperfeiçoamento destas para um aumento na produtividade através da redução do tempo de usinagem nas linhas de produção (XAVIER; SCHRAMM, 2007).

O progresso das pesquisas para o melhoramento da usinabilidade e dos processos para usinagem do ferro fundido vermicular tem sido intenso, principalmente no quesito processos e tipos de ferramentas de corte. Entre as ferramentas de corte investigadas, as ferramentas cerâmicas ainda não foram

devidamente exploradas, deixando uma lacuna de conhecimento no que se refere ao estudo da usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas cerâmicas e suas interações.

As ferramentas cerâmicas começaram a ser utilizadas como ferramentas de corte antes do início da Segunda Guerra Mundial (WERTHEIM; AGRANOV, 1986; DENKENA, 1992). Os primórdios basearam-se no grupo de cerâmicas óxidas e nas demandas criadas pelo desenvolvimento pós-guerra, sobretudo de novas tecnologias, que estimularam o desenvolvimento das cerâmicas como um todo, especialmente a cerâmica mista e a de nitreto de silício.

A cerâmica mista é um material composto basicamente por Al_2O_3 e possui constituintes não óxidos de elevada dureza como o TiC, WC, NbC e TiN entre 5 e 40%. Tais constituintes são distribuídos homoganeamente na microestrutura do material e têm como principal função restringir o crescimento dos grãos de Al_2O_3 durante o processo de sinterização. Com a restrição do crescimento do grão, é obtida uma ferramenta com uma microestrutura extremamente fina, com melhor tenacidade, assim como maior resistência ao desgaste, maior resistência à mudança de temperatura e maior dureza a quente e estabilidade química, oriundas da adição do TiC e TiN (PAUCKSCH, 1996; KÖNIG; KLOCKE, 2002; SCHÖNHERR, 2002; TÖNSHOFF; DENKENA, 2004).

Já o nitreto de silício existe na natureza basicamente em duas formas, as estruturas $\alpha - Si_3N_4$ e $\beta - Si_3N_4$, ambas com uma estrutura hexagonal, variando apenas a sua densidade. No seu processo de fabricação, devido à característica de forte ligação covalente entre os átomos de Si e N, ocorre a redução da possibilidade de difusão entre os materiais, exigindo temperaturas tão elevadas para sua sinterização que o material começa a se decompor antes mesmo de ocorrer a sinterização. Assim, o material precisa ser envolvido por uma fase líquida para acelerar a transferência de massa. Essa fase líquida é obtida por meio de aditivos que podem ser metais ou componentes metálicos (WERTHEIM; AGRANOV, 1986; LAUSCHER, 1988).

Dentre os processos de fabricação da ferramenta de nitreto de silício, citam-se: o “*reaction-bonded silicon nitride (RSBN)*”, o “*Sintered silicon nitride (SSN)*”, o “*post-sintered reaction-bonded silicon nitride (PSRBSN)*”, o “*hot isostatic pressed silicon nitride (HIPSN)*” e o “*hot pressed silicon nitride (HPSN)*”. Este último tem aplicação ampla na indústria. Nele o Si_3N_4 é obtido com quantidades menores de

aditivos, gerando um material com estrutura β -Si₃N₄, que, por sua vez, apresenta elevadas densidade e propriedades mecânicas (WERTHEIM; AGRANOV, 1986; LAUSCHER, 1988).

Como mencionado anteriormente, a cerâmica de nitreto de silício possui uma estrutura cristalográfica hexagonal. Como a forma de crescimento destes grãos ocorre sem uma orientação definida, é gerada uma microestrutura na qual os elementos estão mecanicamente interligados. Esta microestrutura é responsável pela sua elevada resistência mecânica. Suas principais características são (KÖNIG; KLOCKE, 2002; SCHÖNHERR, 2002; TÖNSHOFF; DENKENA, 2004):

- elevada dureza a quente;
- elevada tenacidade e resistência à fratura;
- reduzida sensibilidade ao choque térmico;
- elevada resistência ao desgaste; e
- elevada estabilidade química (baixa sujeição a processos de difusão e adesão, embora não para com o ferro (Fe)).

Devido a essas propriedades, as cerâmicas de nitreto de silício começaram, a partir da década de 70, a ser aplicadas como ferramentas de corte, permitindo a utilização de elevadas velocidades de corte e, conseqüentemente, elevadas taxas de remoção de material. Tais características tornaram-as atrativas como ferramenta de corte para processos de alta velocidade de corte "*High Speed Cutting*" (HSC) e usinagem de alto rendimento "*High Performance Cutting*" (HPC), possibilitando aumentar a eficiência e a qualidade da usinagem (WERTHEIM; AGRANOV, 1986; BRINKSMEIER; BARTSCH, 1988; DENKENA, 1992; VLEUGELS et al., 1995; KÖNIG; KLOCKE, 2002; PAKULA et al., 2004).

A grande aplicação das ferramentas de nitreto de silício é verificada principalmente na usinagem do ferro fundido cinzento, normalmente em operações de desbaste na usinagem de blocos de motores e discos de freios e na usinagem de ligas de níquel. Nesses casos, alcançam-se elevadas taxas de remoção de cavaco e vida da ferramenta (VLEUGELS et al., 1995).

Até o presente momento, muitas das pesquisas realizadas sobre o nitreto de silício relatam sobre as suas propriedades mecânicas, a sua resistência ao desgaste, as suas propriedades tribológicas em aplicações a seco e lubrificadas e sobre as interações químicas com vários materiais. O objetivo dessas pesquisas é entender as reações triboquímicas entre os pares, focando a caracterização do

material para aplicações de deslizamento, resistência ao desgaste, atrito e junções, nas quais as suas propriedades térmicas e mecânicas - elevada dureza, elevada resistência à compressão, baixa densidade, baixa condutividade térmica, baixa suscetibilidade ao choque térmico, entre outras - são requeridas, por exemplo: motores, mancais e turbinas a gás (SUTOR, 1984; CRANMER, 1985; HEIKINHEIMO et al., 1997).

Também é possível encontrar na literatura vários trabalhos que tentam elucidar os mecanismos de desgaste das ferramentas de nitreto de silício na usinagem dos ferros fundidos, principalmente o ferro fundido cinzento (WERTHEIM; AGRANOV, 1986; BRINKSMEIER; BARTSCH, 1988; BULJAN; WAYNE, 1989; DENKENA, 1992). No tocante ao ferro fundido nodular, esses trabalhos são poucos, e no que concerne ao ferro fundido vermicular, os mesmos são raros e superficiais na sua abordagem.

No geral, as conclusões dos referidos trabalhos são inconsistentes e incoerentes. Isso se deve basicamente a dois fatores: grande parte das conclusões foram obtidas a partir de ensaios em bancadas, não correspondendo às condições reais de usinagem; e muitos dos ensaios não foram realizados com o ferro fundido vermicular, o que deixa em aberto o porquê da ferramenta de nitreto de silício ser viável e vantajosa na usinagem do ferro fundido cinzento e extremamente limitada para a usinagem do ferro fundido vermicular. Ademais, não há referências à utilização de ferramentas cerâmicas mistas para a usinagem do ferro fundido vermicular.

Para a realização deste trabalho, uma pesquisa bibliográfica ampla foi realizada. Analisaram-se estudos referentes ao mecanismo de desgaste das ferramentas cerâmicas em ensaios de bancada e testes de usinagem, a influência das propriedades da cerâmica em relação ao desgaste (dureza, dureza a quente, tenacidade, composição química) e a influência do material usinado e das características do processo de usinagem na vida da ferramenta.

Sutor (1984) investigou o atrito e o desgaste de cerâmicas de nitreto de silício em aplicações tribológicas voltadas ao deslizamento. Mediante ensaios pino-disco, o autor estudou os efeitos da temperatura (30, 480 e 540 °C), do aumento do carregamento (11 e 33 kg) e da velocidade de deslizamento (11 e 22 m/min) no desgaste do nitreto de silício quando em contato com o aço AISI M50.

Em sua pesquisa, Sutor (1984) observou a maior taxa de desgaste para o par

aço/Si₃N₄, na combinação: carregamento de 33 kg, temperatura de 480 °C e velocidade de deslizamento de 11 m/min. Com isso, ele concluiu que, com o aumento da temperatura e do carregamento mecânico, ocorre também o aumento do desgaste dos pares. Porém, nessa condição, foi encontrado o menor valor para o coeficiente de atrito (0,20).

Para explicar tal comportamento, Sutor (1984) formulou a teoria de que, sob altas temperaturas, ocorre a redução das propriedades mecânicas e oxidação do aço. Com o aumento do desgaste, há também o aumento do atrito, que ocasiona o aumento da temperatura e, conseqüentemente, a oxidação. Os óxidos de ferro formados durante a oxidação possuem menor energia de superfície e são mais duros que o ferro. Assim, o autor sustenta a teoria de que o mecanismo primário de desgaste é a perda das propriedades mecânicas do aço, devido à alta temperatura, e a oxidação deste, seguido pelo trincamento e pelo arrancamento desta camada oxidada. Com a adesão do metal e de óxidos metálicos ao nitreto de silício, ocorre a formação de um filme que age como lubrificante sólido, evitando o desgaste do nitreto de silício (SUTOR, 1984).

Andersson e Holmberg (1994) procuraram descrever os mecanismos tribológicos que influenciam o atrito e o desgaste, em situações de contato entre o nitreto de silício e o aço DIN-100Cr6 (AISI 52100), em máquinas para testes tribológicos pino-disco. Os ensaios foram realizados sem a utilização de lubrificantes, com força normal de 10 N, velocidade de deslizamento de 0,2 m/s e em temperatura ambiente.

Os resultados obtidos por Andersson e Holmberg (1994) mostram que para o par nitreto de silício/aço DIN-100Cr6 obtêm-se elevados coeficientes de atrito e elevadas taxas de desgaste da cerâmica. Como causa desse comportamento, os autores sugerem a abrasão quimicamente acelerada, resultante dos depósitos à base de silício aderidos nas irregularidades da superfície do disco de aço, que protegem o disco contra o desgaste. Por outro lado, segundo os autores, o depósito de material ferroso no pino de nitreto de silício não foi suficiente para protegê-lo do desgaste. Os autores sustentam que a transferência de material do nitreto de silício para o aço ocorre pela oxidação do nitreto de silício. Esse material transferido acaba formando no disco de aço uma camada protetora contra o desgaste, conclusão, esta, diferente da encontrada por Sutor (1984).

Considerando a hipótese de que a formação de filmes tribológicos podem

influenciar significativamente o desgaste do nitreto de silício, Gao, Fang e Su (1997) estudaram o efeito da formação desses filmes e suas características no deslizamento da cerâmica em contato com os ferros fundidos cinzento e branco e com o aço carbono (0,8% de carbono), utilizando como lubrificante água destilada e ar.

Em seus ensaios, Gao, Fang e Su (1997) perceberam que, quando a água é utilizada como lubrificante entre os pares ferro fundido cinzento/ Si_3N_4 e ferro fundido branco/ Si_3N_4 , ocorre a redução do coeficiente de atrito para valores na ordem de 0,02, o que implica o pouco desgaste do nitreto de silício. Para o par tribológico aço/ Si_3N_4 , o coeficiente de atrito foi de 0,4, implicando a maior taxa de desgaste da cerâmica.

Como fator preponderante para a diferença de desgaste verificada entre o nitreto de silício, deslizando com os ferros fundidos cinzento e branco lubrificadas com água, e o aço, Gao, Fang e Su (1997) apontam a formação de um filme lubrificante sólido, composto basicamente por silício e oxigênio, sobre a superfície dos pares tribológicos de nitreto de silício e dos ferros fundidos e a relação entre a espessura e a área do filme tribológico.

No caso dos ferros fundidos, observou-se a formação do filme tribológico com uma espessura média entre 0,4 e 0,6 μm em 30% da área desgastada. Já nos ensaios com aço, a formação do filme tribológico ficou restrita a 10% da área de contato e teve uma espessura de 0,1 μm .

Os autores concluíram seu trabalho, atribuindo à formação do filme tribológico, formado durante o deslizamento com os ferros fundidos cinzento e branco, a oxidação e a hidrólise do nitreto de silício. Essas são causadas pela lubrificação com água, que tem seus produtos acumulados na superfície desgastada. No caso do par nitreto de silício/aço, a ausência do filme tribológico é explicada pela incapacidade da superfície desgastada de acumular os produtos oriundos da oxidação e hidrólise do nitreto de silício.

Xingzhong et al. (1999) também analisaram a resistência ao desgaste do Si_3N_4 , em condições de deslizamento com o aço inoxidável AISI-321, e as suas interações. Para isso, os autores variaram o carregamento mecânico entre os pares (58,8 - 235,2 N) e a velocidade de deslizamento dos pares (0,8 - 3,2 m/s), em ensaios tribológicos tipo pino-disco.

Na análise do efeito do carregamento sobre o desgaste, foi constatado que,

para ambas as condições de deslizamento - sem e com lubrificante - o desgaste aumenta com o aumento do carregamento, sendo esse crítico para a condição lubrificada com água. A causa do desgaste elevado é atribuída à adesão de aço inoxidável à cerâmica, que, com o aumento do carregamento, causa microfraturas na mesma.

Quanto ao efeito da velocidade de deslizamento, verifica-se que, com o aumento da velocidade de deslizamento, ocorre o aumento do desgaste do Si_3N_4 . A causa deste comportamento é creditada ao aumento da temperatura em virtude da alta velocidade de deslizamento, que degrada as propriedades do material e causa maior adesão às superfícies deslizantes e conseqüente aumento do desgaste.

Referente à análise sobre os ensaios conduzidos a seco e lubrificados com água, Xingzhong et al. (1999) afirmam que, no deslizamento a seco, ocorre uma forte adesão entre o aço inoxidável e o Si_3N_4 , resultando na transferência de aço inoxidável para o nitreto de silício. Em decorrência do carregamento de compressão e cisalhamento, surgem micro-trincas e micro-fraturas na superfície da cerâmica. O aço inoxidável aderido sobre a cerâmica é arrancado, devido à cinemática e aos esforços do processo, e leva consigo grãos de nitreto de silício que agem como material abrasivo. Essa conclusão assemelha-se com a defendida por Andersson e Holmberg (1994).

A situação crítica encontrada por Xingzhong et al. (1999) foi vista quando o Si_3N_4 foi lubrificado com água. Nessa condição, Xingzhong et al. (1999) concluem que a adesão do aço inoxidável ao nitreto de silício é reduzida devido à presença de água. Todavia, como a água tem uma função lubrificante baixa, ela ajuda a causar corrosão e aumenta a formação de trincas na cerâmica, diminuindo assim a sua resistência mecânica. A combinação das trincas com o aumento dos esforços mecânicos gera micro-fraturas, que aderem ao disco e agem como abrasivos, e/ou macro-fraturas, ocasionando a falha catastrófica da cerâmica. Com base nisso, o autor conclui que a utilização de água é inadequada para a lubrificação do Si_3N_4 , durante o deslizamento com o aço inoxidável.

Quando se compara o trabalho de Xingzhong et al. (1999) com o trabalho de Gao, Fang e Su (1997), é possível concluir que o comportamento do nitreto de silício é altamente dependente do tipo de material com que ele forma o par tribológico, uma vez que a solução encontrada por Gao, Fang e Su (1997) para o ferro fundido cinzento, neste caso lubrificação com água, apresenta grandes restrições para o aço

inoxidável, como afirmam Xingzhong et al. (1999).

Outro trabalho que analisou o desgaste do nitreto de silício em função da formação de filmes tribológicos é o de Gomes et al. (2001). Nesse trabalho, os autores analisaram o efeito da velocidade de deslizamento e da temperatura no desgaste do nitreto de silício em ensaios pino-disco. Para a realização dos ensaios, o nitreto de silício formou par com o ferro fundido cinzento e com um aço ferramenta. A velocidade de deslizamento variou de 0,05 até 3,5 m/s e a temperatura de trabalho de 22 °C até 600 °C, sendo que todos os ensaios foram conduzidos sem a utilização de lubrificantes.

Os resultados de Gomes et al. (2001) mostraram que, para ambos os materiais - ferro fundido cinzento e aço ferramenta - com o aumento da velocidade de deslizamento e da temperatura de operação, ocorre a redução do desgaste do nitreto de silício. Esta conclusão é contrária às encontradas por Sutor (1984) e Xingzhong et al. (1999), onde o desgaste do nitreto de silício aumentou com o aumento da velocidade de deslizamento e da temperatura.

Com as análises da morfologia da trilha do desgaste dos pares ensaiados, Gomes et al. (2001) identificaram três diferentes regimes de desgaste: o primeiro, verificado para baixas velocidades de deslizamento (0,05-0,5 m/s) e temperatura ambiente (22 °C), é caracterizado por apresentar elevado desgaste; o segundo, para velocidades baixas e temperaturas intermediárias (100 a 200 °C), mostrou um desgaste intermediário; e o terceiro, observado em altas velocidades (2-3 m/s) e em altas temperaturas (400-600 °C), descrito com baixos valores de desgaste.

No primeiro regime de desgaste, a morfologia da superfície do nitreto de silício é lisa e não há formação de nenhum tribofilme. No segundo regime de desgaste, observa-se a formação de uma leve camada aderida sobre a superfície. Por sua vez, no terceiro regime, uma extensa camada de filme tribológico espalhada sobre a superfície cerâmica é constatada.

Em temperaturas não tão elevadas e com velocidades baixas, Gomes et al. (2001) notaram a ausência do filme tribológico. Nesta condição, a superfície da cerâmica aparece polida, resultado da combinação da tribo-oxidação assistida pela umidade e pelo mecanismo de micro-abrasão.

Gomes et al. (2001), da mesma forma que Gao, Fang e Su (1997), afirmam que o desgaste do nitreto de silício em contato com o aço ferramenta ou ferro fundido cinzento é controlado pela formação e proteção do filme tribológico. Porém,

diferentemente de Gao, Fang e Su (1997), Gomes et al. (2001) atribuem a origem deste filme à transferência de óxidos dos metais estudados para o nitreto de silício. Essa camada, depois de certa homogeneização e alcance de uma espessura crítica, provoca a diminuição dos carregamentos locais na superfície da cerâmica pela redistribuição da pressão de contato, resultando na redução do seu desgaste. Simultaneamente, ocorre um severo desgaste do disco de metal, que leva à redução do desgaste da cerâmica, conclusão esta também defendida por Sutor (1984).

Um outro trabalho que defende a teoria de que um aumento na velocidade de deslizamento reduz o desgaste do nitreto de silício é o que foi realizado por Akdogan e Stolarski (2003). Nesse trabalho, os autores avaliaram o desgaste do nitreto de silício com diferentes metais (ferro fundido cinzento, bronze, alumínio, entre outros), sob condições de alta velocidade de deslizamento e alto carregamento, com e sem lubrificação.

Em seus experimentos, Akdogan e Stolarski (2003) observaram que, diferentemente do obtido para os ensaios sem lubrificação, onde houve um aumento elevado da temperatura e desgaste já no início do ensaio, nas condições testadas com lubrificante, ocorreu a redução do desgaste do nitreto de silício. Além disso, os autores verificaram que, aumentando a velocidade de deslizamento entre o disco de ferro fundido cinzento e a esfera de nitreto de silício, ocorre a diminuição do desgaste, conclusão esta similar à defendida por Gomes et al (2001).

Um fato interessante encontrado pelos autores é que, sob baixas velocidades de deslizamento, as superfícies desgastadas da cerâmica e do ferro fundido cinzento são ásperas e com vários micro-sulcos. Esses são causados pela ação abrasiva de partículas, diâmetro médio de 0,25 mm, oriundas da cerâmica e do ferro fundido cinzento. Com o aumento da velocidade de deslizamento, as superfícies desgastadas da cerâmica e do ferro fundido cinzento apresentaram um aspecto liso e a área desgastada diminuiu de tamanho, indicando um aumento do efeito da lubrificação (AKDOGAN; STOLARSKI, 2003).

No tocante ao desgaste do nitreto de silício em contato com o aço inoxidável, foi verificado um comportamento totalmente diferente. O desgaste aumentou severamente com o aumento da velocidade de deslizamento. As superfícies desgastadas apresentaram característica morfológica rugosa e com grande remoção de material em ambas as partes. Além disso, foram encontradas partículas metálicas tão largas quanto 0,3 mm, sugerindo que um terceiro corpo abrasivo pode ter sido

responsável pelo elevado nível de desgaste verificado.

Neste ponto, fica claro que a formação e a função de um filme tribológico ou terceiro corpo são altamente dependentes dos parâmetros utilizados (velocidade de deslizamento, lubrificante e temperatura) e do tipo de material. Há casos em que o filme protege a cerâmica e há casos em que o filme acelera o seu desgaste.

No que diz respeito à influência do tipo de material no desgaste do nitreto de silício, Fang et al. (1998) pesquisaram o efeito da forma da grafita e a dureza dos ferros fundidos no desgaste do nitreto de silício, utilizando, para isso, um equipamento para ensaios de desgaste pino-disco, emulsão (5% em volume) como lubrificante e velocidades de deslizamento constantes. Os materiais ensaiados foram o nitreto de silício e os ferros fundidos cinzento e nodular, ambos com matriz perlítica e martensítica.

Segundo Fang et al. (1998), o desgaste do nitreto de silício foi mais intenso quando em contato com os materiais martensíticos (ferro fundido nodular e ferro fundido cinzento martensíticos, nessa ordem). O menor desgaste para o nitreto de silício foi visto formando par com os ferros fundidos cinzento e nodular perlíticos, respectivamente. Como causa para a diferença verificada no comportamento do desgaste do nitreto de silício em relação aos ferros fundidos cinzento e nodular (tanto perlíticos como martensíticos), os autores sugerem a influência da forma da grafita. No ferro fundido cinzento, a forma da grafita apresenta arestas pontiagudas que são um fator de concentração de tensão neste material e planos de propagação de trincas. Assim, essa forma de grafita facilita a remoção do ferro fundido, sacrificando o metal em relação à cerâmica.

A análise das superfícies desgastadas dos ferros fundidos cinzento e nodular martensíticos mostra que na superfície do ferro fundido cinzento existem várias trincas (Figura 3-21a). Essas iniciam nas extremidades das lamelas de grafita que funcionam como concentradores de tensão e facilitam a nucleação de trincas, favorecendo a remoção do material. Já a superfície desgastada do ferro fundido nodular, Figura 3-21b, não apresenta tais trincas.

Em outro trabalho, Fang, Gao e Zhang (1999) analisaram a influência da composição química do nitreto de silício na resistência desse ao desgaste. Nesse trabalho, os autores estudaram o efeito da quantidade de aditivos óxidos no comportamento tribológico do nitreto de silício durante o deslizamento com o ferro fundido cinzento perlítico, utilizando como lubrificantes água destilada e solução

aquosa com 1,2% wt de silicato de sódio. A fração volumétrica de fase vítrea no nitreto de silício variou de 11,66% (SN5) a 52,78% (SN30).

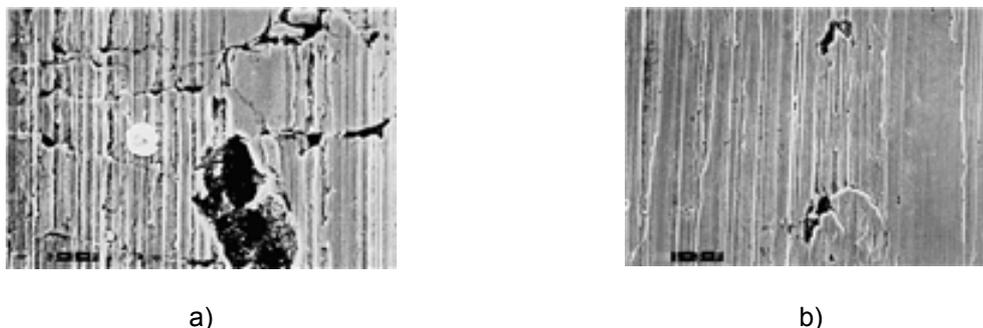


Figura 3-21: Análise das superfícies desgastadas dos ferros fundidos martensíticos: a) ferro fundido cinzento e b) ferro fundido nodular (FANG et al. 1998).

Nos experimentos utilizando água como lubrificante, os autores observaram que somente o nitreto de silício com menor quantidade de fase vítrea (11,86%) apresentou redução no valor do coeficiente de atrito após a distância de deslizamento de 5 km. Para este caso foi obtido um coeficiente de atrito de 0,02, que se manteve constante ao longo da realização dos experimentos, alcançando o estado estável de lubrificação.

Quando os mesmos testes foram realizados com o lubrificante contendo silicato de sódio, os autores perceberam a redução do coeficiente de atrito para 0,02 em todas as variações de nitreto de silício testadas, como pode ser observado na Figura 3-22. Nessa ocasião, o estado estável de lubrificação foi alcançado após 4 km de deslizamento, resultando na menor perda de massa dos materiais.

Da mesma forma que Sutor (1984), Gao, Fang e Su (1997) e Gomes et al. (2001), Fang, Gao e Zhang (1999) atribuem à formação de um filme lubrificante, que cobre aproximadamente 30% da área desgastada, como a causa da redução do atrito e do desgaste.

Como explicação para a formação do filme lubrificante no experimento em que foi utilizada água como lubrificante e cerâmica com a menor quantidade de fase vítrea, os autores apontam a oxidação do Si_3N_4 pela água durante o deslizamento. Isso ocorre devido à maior quantidade de SiO_2 contida no Si_3N_4 , formando uma maior quantidade de ácido sílico, potencializando a ocorrência de reações triboquímicas que formam o tribofilme.

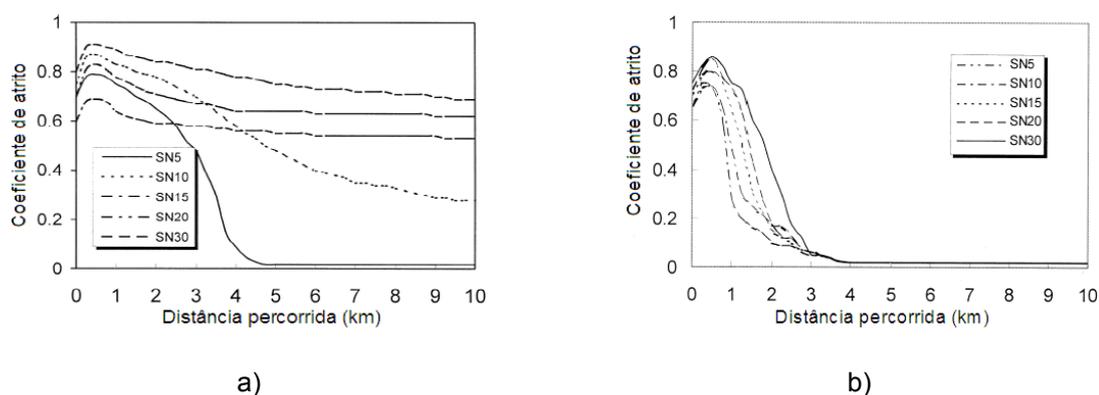


Figura 3-22: Coeficiente de atrito para as diferentes composições de nitreto de silício e de deslizamento: a) lubrificado com água e b) lubrificado com silicato de sódio (FANG; GAO; ZHANG, 1999).

No experimento em que silicato de sódio é adicionado à água, a formação do filme lubrificante é acelerada, pois, conforme Fang, Gao e Zhang (1999), quando o Si_3N_4 desliza em contato com o ferro fundido cinzento em uma solução de silicato, a formação do ácido sílico é acelerada. O ácido sílico formado se acumula na superfície desgastada do ferro fundido - rico em carbono oriundo das grafitas arrancadas pela severa deformação plástica - sendo adsorvido facilmente na superfície do nitreto de silício por algum SiO_2 hidrolizado ou não. Isso facilita a formação de filmes tribológicos e causa a redução do coeficiente de atrito.

Fang, Gao e Zhang (1999) concluíram seu trabalho afirmando que, quando as reações triboquímicas não estão presentes, não acontece a formação do filme lubrificante. A consequência da não-formação do filme lubrificante é o elevado desgaste abrasivo da cerâmica, identificado pelos sulcos na sua superfície. O desgaste abrasivo ocorre em virtude da fratura da cerâmica, onde as partículas fraturadas dessa agem como material abrasivo, causando os sulcos na sua própria superfície.

Ainda a respeito do efeito da composição do nitreto de silício sobre a resistência ao desgaste, Gomes et al. (2000) estudaram o efeito da variação da quantidade de fases α e β na cerâmica de nitreto de silício no comportamento tribológico dessa em testes de pino-disco, variando a velocidade de deslizamento (0,5 – 0,2 m/s) e a temperatura do ensaio (22 – 700 °C).

Em seus resultados, Gomes et al. (2000) notaram que o comportamento tribológico do nitreto de silício se mostrou muito dependente das características microestruturais da cerâmica (tamanho do grão e o tamanho de alongação das

fases α e β).

O β - Si_3N_4 apresentou uma microestrutura mais heterogênea, com grãos mais alongados e com uma característica mais tenaz devido a isso. Esse material mostrou melhor resistência ao desgaste quando utilizado em alta velocidade de deslizamento ou em alta temperatura.

Por outro lado, a cerâmica com fase α - Si_3N_4 apresentou uma microestrutura mais homogênea, com uma elevada dureza, porém maior desgaste. Os mecanismos de desgaste que prevaleceram nesse material foram a fratura e a delaminação.

O nitreto de silício contendo a maior quantidade de grãos β - Si_3N_4 alongados evidenciou o menor coeficiente de atrito em todos os testes em temperatura ambiente; resultado esse obtido, de acordo com Gomes et al. (2000), devido ao efeito da orientação paralela dos grãos em relação à superfície de deslizamento.

Como pôde ser visto até este ponto da revisão da literatura, uma série de fatores influenciam no desgaste do nitreto de silício, como: sua composição, o tipo de fase que é composta, a temperatura que é exposta aos carregamentos, o uso de lubrificantes, entre outros. Tais pesquisas fornecem subsídios importantes para o entendimento dos mecanismos de desgastes, contudo, muitas das conclusões são contraditórias entre si, como pôde ser visto quando se trata do efeito dos filmes tribológicos. Esse foi apresentado algumas vezes como causador do desgaste e outras vezes como redutor do desgaste. Além disso, estas pesquisas não conectaram tais informações com os processos de usinagem.

Buscando entender os mecanismos de desgastes que ocorrem durante o emprego da ferramenta de nitreto de silício na usinagem, Tennenhouse, Ezis e Runkle (1985) realizaram experimentos, utilizando ensaios de desgaste pino-disco e de usinagem, para avaliar as interações entre o nitreto de silício e o ferro fundido cinzento.

Para os ensaios de usinagem, o autor se valeu de ferramentas de nitreto de silício com geometria SNG-434, utilizadas para usinar o ferro fundido cinzento em processo de corte contínuo e intermitente. As velocidades de corte usadas variaram entre 152 e 304 m/min, as velocidades de avanço, entre 0,012 e 0,305 mm/min, e a profundidade de corte entre 0,063-0,093 e 1,60-2,36 mm.

Em seus ensaios, Tennenhouse, Ezis e Runkle (1985) perceberam que a aplicação da ferramenta nitreto de silício na usinagem do ferro fundido cinzento permitiu alcançar elevada vida da ferramenta, desenvolvendo um desgaste estável.

Como causa para o pouco desgaste da ferramenta, os autores apontam a formação de uma camada - espécie de escória ou depósito vítreo - encontrada sobre a quina da ferramenta. Essa é composta basicamente por silício, ferro e manganês.

Quando realizados os testes de pino-disco, nenhum desgaste evidente no pino de nitreto silício foi identificado, porém uma quantidade significativa de material depositado sobre o pino de cerâmica e sobre a quina da ferramenta foi observada. As análises químicas efetuadas com a técnica de energia dispersiva de raio-X revelaram que o material depositado era formado basicamente por ferro e manganês, sendo que a quantidade presente de Mn era o dobro da quantidade presente de Fe. Já a análise da trilha do desgaste do disco de ferro fundido cinzento apresentou elementos como Fe, Mn, Si, Cr, Ti, K e S, os quais os autores identificam como inerentes à composição do ferro fundido cinzento e da cerâmica (TENNENHOUSE; EZIS; RUNKLE, 1985).

Com o objetivo de identificar as reações que poderiam ocorrer entre o Fe, Mn e Si_3N_4 e a relação dessas com o desgaste das ferramentas de corte de Si_3N_4 , Tennenhouse, Ezis e Runkle (1985) analisaram 3 misturas em diferentes temperaturas: $\text{Fe}+\text{Si}_3\text{N}_4$, $\text{Mn}+\text{Si}_3\text{N}_4$ e $\text{Fe}+\text{Mn}+\text{Si}_3\text{N}_4$, submetidas a temperaturas que variam de 600 °C até 1200 °C, em um forno de atmosfera não controlada.

Nos dois casos em que o Fe e o Mn foram misturados com o Si_3N_4 , na faixa de temperatura entre 600 °C e 800 °C, foi verificada a formação de óxidos metálicos. A partir de 900 °C, observou-se a presença de quartzo (SiO_2), e a 1200 °C, a formação de silicatos metálicos. Mas apesar da elevada temperatura em questão, os autores não comentam sobre a possibilidade da ocorrência de fusão entre os pares.

Já para o caso em que Tennenhouse, Ezis e Runkle (1985) misturaram Si_3N_4 com Fe e Mn, os óxidos metálicos foram formados na faixa de temperatura entre 600 °C e 800 °C. E acima da temperatura de 900 °C, a concentração de Mn_2O_3 decresceu e a presença de SiO_2 aumentou, bem como surgiu um novo componente, o MnSiN_2 , sendo observada uma fase líquida entre 800 °C e 1000 °C. Quando esse mesmo ensaio, Si_3N_4 misturado com Fe e Mn, foi realizado em uma atmosfera nitrogenada, não foi constatada a formação da fase líquida verificada com a presença de oxigênio (O_2). Isto levou os autores a sugerirem que o Mn, Fe e O_2 contribuem, via reações químicas sob elevadas temperaturas, para a formação de fases líquidas de baixo ponto de fusão, facilitando o desgaste do Si_3N_4 durante a usinagem do ferro fundido cinzento.

Tennenhouse e Runkle (1986), dando seqüência a pesquisa de 1985, propuseram que a redução da presença de oxigênio na interface peça/ferramenta poderia diminuir o desgaste das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício na usinagem ferro fundido cinzento. Para comprovar tal tese, Tennenhouse e Runkle conduziram ensaios de desgaste pino-disco e os compararam com testes de usinagem realizados em atmosfera controlada. Os materiais usinados foram o ferro fundido cinzento e o aço carbono 1045.

Em ambos os casos, tanto para os testes de pino-disco como para os de usinagem, tendo como par o ferro fundido e o aço, o nitreto de silício apresentou menor desgaste nas situações em que a concentração de oxigênio foi menor.

Nos testes de usinagem, os autores perceberam que, com a redução do nível de oxigênio, não se formou a camada aderida sobre a ferramenta durante a usinagem do ferro fundido cinzento, levando os autores a concluir que grande parcela do desgaste da ferramenta cerâmica deve-se à reação do nitreto de silício (ferramenta) com o oxigênio (meio) (TENNENHOUSE; RUNKLE, 1986).

Wertheim e Agranov (1986) estudaram o comportamento do desgaste das ferramentas de nitreto de silício em relação as suas propriedades. Nessa ocasião, os autores compararam a resistência ao desgaste das ferramentas de nitreto de silício produzidas por diferentes métodos de fabricação; a relação entre a composição e a resistência ao desgaste e o tipo de processo de corte; e a influência dos parâmetros de corte na vida da ferramenta usinando o ferro fundido cinzento.

Na análise do efeito das quantidades de aditivos na vida da ferramenta, Wertheim e Agranov (1986) concluíram que, usinando o ferro fundido cinzento com ferramentas de nitreto de silício com menor quantidade de aditivos de sinterização, 8% de ítria, estas apresentaram melhores rendimentos do que as ferramentas com maior teor, 12% de ítria.

Já para avaliar os possíveis mecanismos de desgastes que atuaram durante a usinagem, Wertheim e Agranov (1986) analisaram o desempenho das ferramentas nos processos de torneamento e fresamento e em ensaios de fricção pino-disco com o ferro fundido cinzento, buscando encontrar correlações entre testes de bancada e de usinagem.

Através da análise dos seus resultados, Wertheim e Agranov (1986) sugeriram que o desgaste do nitreto de silício usinando o ferro fundido cinzento ocorre em duas fases: a primeira, de origem química, seria a qual o nitreto de silício

oxida, formando óxido de silício (SiO_2); este interage com o ferro (Fe) do ferro fundido cinzento, formando silicato de ferro (FeSiO_3). A segunda fase, mecânica, consiste no trincamento e remoção desta fase vítrea, permitindo que a ferramenta possa interagir novamente com o ferro em um processo que se desenvolve continuamente.

Devido a esse comportamento, os autores afirmam que o aumento da velocidade de corte acelera o desgaste abrasivo – responsável pela remoção da camada de silicato formada sobre a face da ferramenta – e conseqüentemente, o desgaste da ferramenta de nitreto de silício. A análise dos testes de fricção mostrou, segundo Wertheim e Agranov (1986), que o desgaste foi similar ao observado durante o torneamento.

Relativo aos testes de fresamento, Wertheim e Agranov (1986) verificaram uma elevada vida das ferramentas de nitreto de silício, chamando a atenção o fato de que, mesmo com elevadas velocidades de corte e de avanço, o nitreto de silício apresentou elevada resistência ao desgaste. O desgaste apresentou característica predominantemente abrasiva e se desenvolveu de maneira gradual. Ou seja, as diferentes características de corte entre o torneamento e o fresamento expõem a ferramenta de nitreto de silício a carregamentos mecânicos e térmicos diferentes, que influenciam diretamente a sua resistência ao desgaste.

No que diz respeito à análise das condições de usinagem, os autores constataram que a utilização de velocidades de cortes elevadas aumenta a inclinação da curva de desgaste, o que sugere uma mudança do mecanismo de desgaste; pois, com o aumento da velocidade de corte, ocorre a redução da dureza e da resistência à fratura da cerâmica. Por outro lado, com o aumento da velocidade de corte, todas as componentes da força de usinagem sofreram uma redução entre 44 e 11%. Como causa dessa redução, os autores sugerem a formação de uma fase vítrea de silicato de ferro e a conseqüente redução do coeficiente de atrito formado por ela (WERTHEIM; AGRANOV, 1986).

Lauscher (1988), em sua tese, analisou a influência do tipo de material usinado e a influência do processo de corte (intermitente ou contínuo) no desgaste das ferramentas de nitreto de silício, identificando as principais causas para os diferentes valores de desgastes encontrados.

Na análise dos materiais, o autor estudou o efeito das características mecânicas (resistência à tração, dureza, condutividade térmica, entre outros) dos

ferros fundidos cinzento e nodular e de um aço (C45N) e suas implicações no mecanismo de formação de cavaco, atrito e taxa de desgaste da ferramenta de nitreto de silício.

Os resultados obtidos por Lauscher (1988) em ensaios de torneamento para a identificação do tipo de cavaco mostraram que, nas condições utilizadas, o ferro fundido cinzento apresenta a formação de cavaco tipo cisalhado. Já no torneamento do ferro fundido nodular, devido à forte deformação da grafita nodular e em função da ductilidade do material, ocorre a formação de um cavaco tipo lamelar.

O mecanismo de formação de cavaco dos materiais acaba por influenciar a vida da ferramenta, já que o cavaco intermitente permite que a ferramenta entre em contato com o ar e resfrie, situação esta observada na usinagem do ferro fundido cinzento. O autor reforça sua afirmação com base nos dados de medição da temperatura de usinagem, onde a temperatura na quina da ferramenta usinando o ferro fundido cinzento foi menor que as verificadas durante a usinagem do ferro fundido nodular. Além disso, desempenham um papel importante na vida da ferramenta a dureza, a tenacidade e a microestrutura do material, que, em virtude dos parâmetros de corte, podem apresentar efeitos benéficos ou maléficos para a vida da ferramenta.

Quando se trata do efeito do avanço na vida da ferramenta, o autor notou que, principalmente devido ao aumento do carregamento térmico e mecânico na ferramenta, com o aumento do avanço durante a usinagem do ferro fundido cinzento, ocorre um aumento na taxa de desgaste da ferramenta. Já quando se analisa o efeito do aumento do avanço durante a usinagem do ferro fundido nodular, não foi percebida nenhuma alteração na taxa de desgaste da ferramenta.

No que se refere à dureza dos materiais, o autor deixa claro que, com o aumento da dureza do material usinado, ocorre a redução da vida da ferramenta. Efeito similar foi encontrado para a forma da grafita, lamelar ou nodular. Nesses ensaios, usinando o ferro fundido cinzento e o nodular com valores médios de durezas iguais, a ferramenta de nitreto de silício usinando o ferro fundido nodular teve um desempenho de 40 a 90% inferior ao obtido na usinagem do ferro fundido cinzento.

Quanto ao tipo de processo de corte, contínuo ou intermitente, Lauscher (1988) apurou que para o ferro fundido cinzento não houve alteração significativa na vida da ferramenta de nitreto de silício, diferentemente do verificado

na usinagem do ferro fundido nodular, onde o corte intermitente do ferro fundido nodular trouxe um aumento significativo para a vida da ferramenta de nitreto de silício.

O aumento da vida da ferramenta de nitreto de silício no processo de corte intermitente do ferro fundido nodular se deve, segundo Lauscher (1988), ao surgimento de uma camada protetora sobre a face da ferramenta do nitreto de silício. Para a formação desta camada, é necessário que uma quantidade suficiente de oxigênio entre em contato com a interface cavaco/ferramenta, causando a oxidação do nitreto de silício e formando o óxido de silício (SiO_2). O óxido de silício reage com óxidos metálicos e forma diferentes silicatos ou silicetos que recobrem o gume da ferramenta.

Durante o torneamento de corte contínuo do ferro fundido nodular, em razão do cavaco desse ser contínuo, não ocorre, de acordo com o autor, o contato do oxigênio com o nitreto de silício na face da ferramenta. Assim, o nitreto de silício não oxida e não se formam o SiO_2 e os silicatos de ferro que compõem a camada protetora da ferramenta de nitreto de silício. Sem a camada protetora, o material da ferramenta fica exposto aos efeitos térmicos, químicos e mecânicos presentes na usinagem de uma forma mais severa, podendo perder rapidamente suas propriedades de resistência ao desgaste, o que aumenta a taxa de desgaste.

Já na usinagem do ferro fundido cinzento, mesmo no processo de corte contínuo, foi encontrada uma camada aderida sobre a ferramenta. Essa é composta por uma grande quantidade de silicatos metálicos de ferro, manganês e magnésio ou complexos silicatos. Conforme Lauscher (1986), a característica de descontinuidade do cavaco cisalhado do ferro fundido cinzento garante que uma quantidade suficiente de oxigênio entre em contato com a ferramenta na interface cavaco/ferramenta, tornando possível a formação de silicatos metálicos que protegem a ferramenta e garantem elevadas taxas de remoção, aliadas à longa vida da ferramenta. Deste modo, o autor conclui que a camada de silicatos/silicetos exerce a função de reduzir o desgaste da ferramenta.

Para verificar o papel do oxigênio na formação da camada protetora, Lauscher (1988) realizou ensaios de torneamento intermitente soprando nitrogênio (N_2) na interface cavaco/ferramenta, visando isolar a ferramenta do contato com o oxigênio, evitando, assim, a possível formação de SiO_2 , que teriam a função de iniciar o processo de formação de silicatos e silicetos.

Os resultados mostraram que o uso do N_2 trouxe um aumento do desgaste do nitreto de silício na ordem de 75%, levando o autor a afirmar que a oxidação do nitreto de silício age como um redutor do desgaste da cerâmica. Essa conclusão discorda da de Tennenhouse e Runkle (1986), que salienta que a redução da quantidade de oxigênio aumenta a vida da ferramenta cerâmica.

Quanto à progressão do desgaste na ferramenta com a camada aderida durante o corte intermitente, essa pode ocorrer devido ao surgimento de trincas, ou mesmo quebras na camada de proteção. Essas resultam do resfriamento abrupto da ferramenta durante os intervalos de corte. As trincas facilitam o arranque da camada pela ação abrasiva do cavaco, deixando a cerâmica exposta e permitindo a realimentação do processo de formação e arranque da camada aderida. Esta teoria é similar à teoria proposta por Wertheim e Agranov (1986). A diferença é que Wertheim e Agranov apontaram a formação da camada aderida sobre a ferramenta como causadora do desgaste, e não como protetora.

Brinksmeier e Bartsch (1988) forneceram contribuições importantes sobre a influência do carregamento térmico no desgaste das ferramentas, simulando o carregamento térmico estático verificado no corte contínuo, que, em função dos parâmetros de corte, ultrapassam a marca dos $1.000\text{ }^\circ\text{C}$. Os autores utilizaram em seus ensaios ferramentas de nitreto de silício sujeitas a uma fonte de calor gerada por laser.

Os resultados obtidos por Brinksmeier e Bartsch (1988) mostram que, sob elevadas temperaturas, material fundido emergiu da matriz cerâmica e formou bolhas e poros na superfície da ferramenta. Segundo os autores, o material fundido que emergiu é a fase vítrea que envolve os grãos de nitreto de silício e que é utilizada para sua densificação. Essa fase vítrea possui ponto de fusão menor que o nitreto de silício. Por isso, emerge para a superfície, liberando os grãos do nitreto de silício e formando poros que deixam a superfície com o aspecto de uma esponja.

Em suas análises, Brinksmeier e Bartsch (1988) sugerem que, se esse mecanismo ocorre durante o processo de corte, a superfície lisa, normalmente verificada nas ferramentas desgastadas de Si_3N_4 , é facilmente explicada pelo fato que, em função da cinemática do cavaco, a fase vítrea fundida é removida e espalhada sobre a ferramenta. Essa hipótese poderia ajudar a explicar o desgaste de cratera e a sua morfologia lisa, observado nas ferramentas cerâmicas empregadas na usinagem dos ferros fundidos nodular e vermicular.

Buljan e Wayne (1989) estudaram a resistência ao desgaste mecânico e químico das ferramentas de nitreto de silício em relação ao aço 4340 (ABNT) e ao ferro fundido cinzento, realizando ensaios de usinagem, de abrasão e de difusão.

Referente aos ensaios de torneamento, os autores afirmam que o nitreto de silício apresenta uma proeminente resistência ao desgaste em operações de usinagem do ferro fundido cinzento, diferentemente do resultado verificado na usinagem do aço 4340, em que o nitreto de silício apresentou um desgaste extremamente severo.

De acordo com os autores, as ferramentas de nitreto de silício estão sujeitas a desgastes de origem mecânica (abrasão) durante a usinagem do ferro fundido cinzento. No caso do aço, além do desgaste abrasivo, contribuiriam significativamente para o desgaste do nitreto de silício as interações químicas entre a ferramenta e a peça, hipótese esta sustentada pelos autores devido à formação de cratera.

Para a confirmação de tais hipóteses, Buljan e Wayne (1989) realizaram ensaios de difusão para verificar a reatividade do aço 4340 e do ferro fundido cinzento em relação ao nitreto de silício. Os pares aço/Si₃N₄ e ferro fundido cinzento/Si₃N₄ foram submetidos a temperaturas na ordem de 1.375 °C, em atmosfera composta por argônio, durante um tempo de 30 minutos.

Os resultados obtidos por Buljan e Wayne (1989) mostraram que o ferro fundido cinzento, na temperatura de 1.375 °C, não apresentou nenhuma reatividade química com o nitreto de silício. Comportamento esse diferente do verificado para o aço, onde uma camada de interação bem definida foi identificada. Mesmo trabalhando com temperatura elevada, os autores não mencionaram se encontraram indícios ou evidências da ocorrência de fusão nos pares ensaiados.

Outro trabalho que trouxe várias contribuições para o entendimento do desgaste das ferramentas de nitreto de silício foi o realizado por Denkena (1992). Em sua tese, o autor sustenta que o desgaste do nitreto de silício é muito dependente do tipo de material usinado, sendo possível usinar o ferro fundido cinzento com altas velocidades de corte e avanço e, ainda assim, obter elevados valores de vida da ferramenta. Esse comportamento é bem diferente do observado durante a usinagem do ferro fundido nodular. Para Denkena, o mecanismo de desgaste do nitreto de silício ocorre principalmente devido a duas causas:

- 1) a fase secundária da cerâmica amolece em temperaturas na ordem

de 900 °C; e

2) o nitreto de silício em altas temperaturas é quimicamente instável.

Para comprovar essa hipótese, Denkena estudou as interações entre o material usinado, a ferramenta de corte e o tipo de processo; e os efeitos da variação dos parâmetros de corte no desgaste da ferramenta. Os materiais usinados foram o ferro fundido nodular, dureza de 125 HB, e o ferro fundido cinzento, dureza de 200 HB. Como ferramenta de corte foi utilizado o nitreto de silício, sendo este empregado em processo de corte intermitente (fresamento) e contínuo (torneamento).

No que concerne ao ferro fundido nodular, o autor conclui que, em decorrência do tipo de processo de usinagem, o nitreto de silício exibe diferentes valores de taxa de desgaste. Segundo Denkena, durante o fresamento do ferro fundido nodular, é possível notar que: primeiramente, ocorre a deposição de material oriundo da peça sobre a face da ferramenta, fato esse que o autor define como gume postiço. O material depositado sobre a face da ferramenta tem como função principal reduzir o atrito entre a ferramenta e o material da peça/cavaco, com conseqüente redução da taxa de desgaste da ferramenta. Por outro lado, no que se refere ao torneamento, o autor percebeu que a ferramenta apresenta elevado desgaste, principalmente de cratera, porém nenhuma formação da camada ou deposição de material na forma de gume postiço foi observada sobre a face da ferramenta.

Referente à usinagem do ferro fundido cinzento, o autor notou que o nitreto de silício apresenta elevada resistência ao desgaste e a desejada confiabilidade para ser aplicado em linhas de usinagem. Além da elevada vida da ferramenta, foi vista a formação de uma fina camada de material aderida sobre a face da ferramenta durante o fresamento do ferro fundido cinzento.

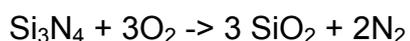
Sobre o efeito da variação dos parâmetros de corte no fresamento do ferro fundido nodular, Denkena observou que um aumento na velocidade de corte e no avanço reduz a taxa de desgaste da ferramenta de nitreto de silício; diferentemente do resultado encontrado durante o fresamento do ferro fundido cinzento, onde a redução da taxa de desgaste da ferramenta de nitreto de silício foi observada somente com o aumento do avanço. Esses resultados obtidos por Denkena são contrários aos apresentados por Lauscher (1988).

Em busca de explicações para a latente diferença entre o comportamento da

ferramenta de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido nodular (fresamento e torneamento) e do ferro fundido cinzento (fresamento), Denkena (1992) realizou ensaios de microscopia eletrônica de varredura e análises químicas nas ferramentas utilizadas na usinagem de ambos os ferros fundidos.

A análise das ferramentas de nitreto de silício que usinaram o ferro fundido nodular no processo de fresamento mostrou que, basicamente, duas camadas se desenvolvem sobre a face da ferramenta: a primeira tem aproximadamente 30 µm de espessura, é composta basicamente por ferro fundido nodular e se configura como o agente redutor do desgaste. A segunda é uma camada óxida de cerca de 25 µm intermediária entre o gume postiço e a ferramenta, composta basicamente por silício, oxigênio, magnésio e ferro.

A formação desta camada ocorre, segundo Denkena, porque o Si_3N_4 , sob elevada pressão parcial de oxigênio, não é termodinamicamente estável, formando como produto o SiO_2 , oriundo da seguinte reação:



Assim, se o óxido de silício e/ou nitreto de silício ficarem em contato com óxidos metálicos, haverá a formação de silicatos do tipo Me_2SiO_4 ou Me_2SiO_6 (Me = Fe, Mg), que são mecanicamente pouco resistentes. Estes compostos, quando sujeitos à abrasão, são rapidamente removidos em um processo cíclico de formação e remoção. Um exemplo claro dado por Denkena da pouca resistência mecânica dos silicatos é o ponto de fusão do silicato de ferro (Faialita), que se situa em torno de 1.205 °C (DENKENA, 1992).

Já no processo de torneamento do ferro fundido nodular, apesar de ocorrer o processo de difusão e formação de produtos na face da ferramenta, não ocorre a formação de gume postiço. Neste caso, é identificada uma camada óxida na face da ferramenta com uma espessura de 0,1 µm, valor esse insuficiente para passivar a ferramenta, o que ocasiona um excessivo desgaste de cratera, que, por sua vez, reduz significativamente a vida da ferramenta de nitreto de silício.

A menor espessura da camada óxida, observada na ferramenta de nitreto de silício no torneamento do ferro fundido nodular, é causada pelos seguintes fatores: o pouco ou nenhum acesso do oxigênio à zona de interação cavaco/ferramenta, devido à característica de corte contínuo do torneamento; e o mecanismo de

formação de cavaco (contínuo) do ferro fundido nodular. Assim, além da ausência de material aderido da peça sobre a ferramenta e que o autor chama de gume postiço, o cavaco fica em contato com a ferramenta por um período longo, sob elevadas temperaturas e sem a camada óxida passivadora.

Por sua vez, no fresamento do ferro fundido nodular, em vista da característica intermitente do processo de corte, é assegurada quantidade suficiente de oxigênio para a formação da camada óxida na zona de interação cavaco/ferramenta. Ademais, a característica de corte intermitente do processo de fresamento favorece à formação do gume postiço (aderência), que, conforme o autor, é o responsável pela redução do desgaste da ferramenta.

A diferença entre os processos de torneamento e fresamento é importante no que diz respeito à temperatura. A temperatura máxima de corte varia em função do tempo de contato da ferramenta com a peça. Normalmente, durante o torneamento, o tempo de contato ferramenta/peça/cavaco é maior que o verificado no fresamento, gerando assim temperaturas de corte maiores, como ressaltou Denkena (1992). Esse efeito influencia diretamente o comportamento de desgaste da ferramenta, pois a temperatura gera mudanças nas características da cerâmica e induz à perda da sua resistência à abrasão, influenciando indiretamente a ocorrência de difusão e oxidação entre a ferramenta e a peça.

Pertinente ao fresamento do ferro fundido cinzento, o autor verificou o desenvolvimento de uma camada aderida na interface cavaco/ferramenta. A análise química da camada aderida sobre a face da ferramenta identificou elementos como Si, Fe, Mn, C e O. O Si seria oriundo da cerâmica ou do ferro fundido; o Fe, Mn, C seriam oriundos do ferro fundido e o oxigênio do meio circundante. Assim, na usinagem do ferro fundido cinzento, a camada resultante possui elementos como Fe, Mn, Si e O.

Como consequência, Denkena (1992) concluiu que o mecanismo de desgaste da ferramenta de nitreto de silício no fresamento dos ferros fundidos cinzento e nodular é semelhante, uma vez que em ambos os casos ocorre a formação de silicatos sobre a face da ferramenta, esses dependem da quantidade de magnésio e manganês presentes nos ferros fundidos nodular e cinzento, respectivamente. Os silicatos, por sua vez, possuem pouca resistência à abrasão e são facilmente removidos. Segundo Denkena (1992), no fresamento do ferro fundido nodular, cresce uma segunda camada (gume postiço) que é responsável pela redução da

taxa de desgaste da ferramenta de nitreto de silício, camada essa (gume postiço) não verificada no fresamento do ferro fundido cinzento.

É importante destacar que, para afirmar a formação ou não do gume postiço, Denkena não realizou nenhum ensaio utilizando o dispositivo de parada rápida (*Quick-Stop-Device (QSD)*). Sua afirmação se baseia apenas na análise das adesões contidas sobre as ferramentas desgastadas.

Quanto à formação da camada aderida sobre a ferramenta de nitreto de silício durante a usinagem do ferro fundido cinzento, Klose (1993), em sua tese de doutorado, estudando a influência da morfologia dos ferros fundidos cinzentos, identificou essa camada como sendo composta basicamente por MnS. De acordo com Klose, esta camada é responsável pela proteção da ferramenta contra as reações entre o nitreto de silício e o ferro, evitando a formação dos ferros silicetos e ferros silicatos apontados por Denkena (1992).

Nos últimos anos, contribuições significativas a respeito da influência da composição química do nitreto de silício na sua estabilidade química foram dadas por Vleugels e Van der Biest (1999), através da técnica de ensaio de interação estática entre pares. Em sua pesquisa, Vleugels e Van der Biest analisaram a estabilidade química de diferentes tipos de cerâmica à base de óxido de zircônia (ZrO_2) e de nitreto de silício, variando os tipos e quantidades de aditivos (Al_2O_3 , SiO_2) quando em contato com o aço 42CrMo4 (AISI-4140), para uma temperatura de 1.200 °C e pressão de contato de 2,5 MPa. Além disso, Vleugels e Van der Biest (1999) buscaram relacionar o comportamento observado na interação química com os resultados obtidos no torneamento dos materiais citados anteriormente.

Os resultados revelam que as ferramentas à base de ZrO_2 não apresentam nenhuma evidência de interação ou difusão. Para o caso das cerâmicas à base de nitreto de silício com diferentes quantidades de aditivos de Al_2O_3 e SiO_2 , as ferramentas se mostraram estáveis, porém, com uma pequena quantidade de nitreto de silício dissolvida no aço.

Referente aos ensaios de torneamento, apesar da maior resistência ao desgaste abrasivo e da boa estabilidade química, a ferramenta de ZrO_2 exibiu elevado desgaste de flanco e cratera, levando os autores a afirmarem que outros mecanismos de desgaste atuam simultaneamente durante a usinagem do aço pelo ZrO_2 .

Com respeito aos efeitos dos aditivos, os autores perceberam que a

ferramenta contendo maior quantidade de Al_2O_3 apresentou melhor resistência ao desgaste por abrasão.

Oliveira, Silva e Vieira (2000) procuraram entender os efeitos dos diferentes elementos de liga dos aços (AISI-1045, AISI-W1, AISI-420, AISI-D3) e do ferro puro na cinemática da reação quando em contato com o nitreto de silício. Os testes para análise de difusão foram feitos em uma atmosfera de argônio, na temperatura de $1150\text{ }^\circ\text{C}$ e em tempos que variaram entre 5 e 80 h.

Em seus experimentos, Oliveira, Silva e Vieira (2000) notaram que a cerâmica de nitreto de silício em contato com ligas ferrosas se decompõe sob altas temperaturas, criando uma zona de decomposição e de difusão. Para os aços carbonos, as constantes de reação aumentam com a redução da quantidade de carbono. Já para os aços ligados com cromo, a constante de reação aumenta com o aumento da quantidade de cromo. Para todos os aços em questão, Oliveira, Silva e Vieira (2000) apontaram que a reação entre o ferro e o nitreto de silício é controlada pela difusão no Fe- α e pela temperatura.

Kalin et al. (2000a) estudaram, por meio da técnica de interação estática, o efeito da temperatura e pressão sobre a compatibilidade química entre o aço (DIN-100Cr6) e o nitreto de silício. O objetivo foi identificar se existem reações químicas entre o nitreto de silício e o aço e, se existem, quais são os produtos formados por essas reações.

Trabalhando com temperaturas entre 500 e $1.200\text{ }^\circ\text{C}$ e variando a pressão de contato entre o nitreto de silício/aço (uma no estado plástico e outra no estado elástico do aço), Kalin et al. (2000a) verificaram que nas condições analisadas, três estados podem ser diferenciados: abaixo de $500\text{ }^\circ\text{C}$; entre 500 e $1.100\text{ }^\circ\text{C}$ e acima de $1.100\text{ }^\circ\text{C}$.

Abaixo de $500\text{ }^\circ\text{C}$, não existe nenhuma evidência de reação química entre o nitreto de silício e o aço. Entre 500 e $1.100\text{ }^\circ\text{C}$, nenhuma clara evidência de reação foi identificada no lado cerâmico. Porém, observou-se sempre a presença de uma pequena quantidade de silício proveniente da cerâmica no aço, o que mostra uma interação entre os pares. Além disso, o par de interação sempre quebrou após o resfriamento. Com base nestas evidências e em dados termodinâmicos, os autores assumem que o nitreto de silício começa a reagir com o aço em temperaturas abaixo de $700\text{ }^\circ\text{C}$.

Os autores enfatizam ainda que, a partir de $700\text{ }^\circ\text{C}$ até $1.100\text{ }^\circ\text{C}$, o nitreto de

silício se dissocia em contato com o aço; assim, o Si se dissolve e se difunde para o aço. Já o nitrogênio, nesta faixa de temperatura, principalmente nas regiões onde não há contato com o ambiente (centro da peça), se concentra nas micro-cavidades da interface, aumentando a sua pressão parcial, e age como um inibidor das reações entre o aço e o nitreto de silício. Nesta faixa de temperatura, a reação só irá ocorrer se o nitrogênio for removido da interface. Desta forma, devido à baixa interação dos pares, a resistência da ligação interfacial é muito baixa para resistir às tensões originadas pelo resfriamento, resultando na posterior separação das partes.

Acima de 1.100 °C, o nitreto de silício se dissocia, sendo que o silício e o nitrogênio se difundem para o aço, aumentando a taxa de interação. No lado do aço, por sua vez, ferro e cromo se difundem para a cerâmica. À medida que o tempo de interação aumenta, aumenta também a camada de interação, tanto no lado cerâmico como no aço. Desta forma, uma forte ligação é formada entre o aço e a cerâmica, resultando em uma bem definida camada de interação no lado da cerâmica. É possível verificar claramente quatro regiões distintas entre os pares da interação química, como pode ser visto na Figura 3-23 (KALIN et al., 2000a).

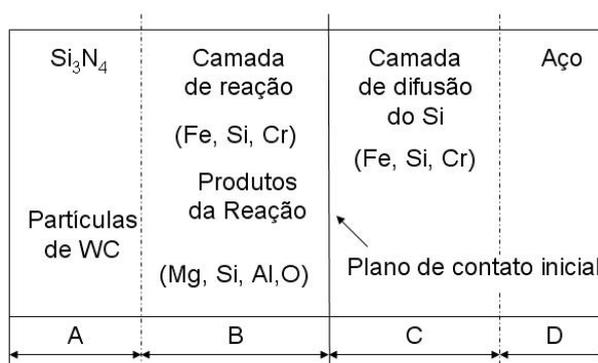


Figura 3-23: Representação esquemática da interação do par nitreto de silício/aço (KALIN et. al., 2000a).

Sobre o efeito da variação da pressão de contato (situações elásticas e plásticas) na interação química, os autores afirmam que, nas situações em que o contato entre o aço e o nitreto de silício ocorreu sob condições de deformação plástica, não foi verificada maior interação química. A deformação plástica, na concepção dos autores, somente garantiu um contato mais uniforme e homogêneo para a formação da camada de interação (KALIN et al., 2000a).

Em outro trabalho sobre a reatividade do nitreto de silício, Kalin et al. (2000b)

estudaram a reatividade do aço DIN 100Cr6 com e sem óxidos em contato com o nitreto de silício. Este estudo teve como objetivo investigar o efeito do oxigênio na interface dos pares. Para a realização da pesquisa foi utilizada a técnica de interação estática, submetendo os pares (nitreto de silício/aço e nitreto de silício/aço oxidado) a temperaturas entre 500 e 1.200 °C, sob atmosfera controlada.

Referente aos ensaios de interação do nitreto de silício com o aço oxidado, Kalin et al. (2000b) afirmam que, para as temperaturas de 1.150 e 1.200 °C, o nitreto de silício não é quimicamente estável em contato com o óxido de ferro (FeO), reagindo e formando produtos como o N_2 , SiO_2 e ou Fe_2SiO_4 .

Para as temperaturas entre 500 e 700 °C, os autores encontraram quantidades significativas de Si para formar as camadas óxidas, mas nenhuma região de interação claramente definida foi encontrada. A causa mais provável para tal comportamento é a baixa velocidade da reação nessa faixa de temperatura.

No que tange à interação do nitreto de silício com o aço não oxidado, foi possível constatar que, entre as temperaturas de 1.100, 1.150 e 1.200 °C, ocorre difusão do Si do nitreto de silício para o aço, formando claramente uma camada de interação. Nestas temperaturas, observam-se três áreas distintas: (A) a cerâmica original; (B) a região de interação; e (Y) o lado do aço (Figura 3-24a).

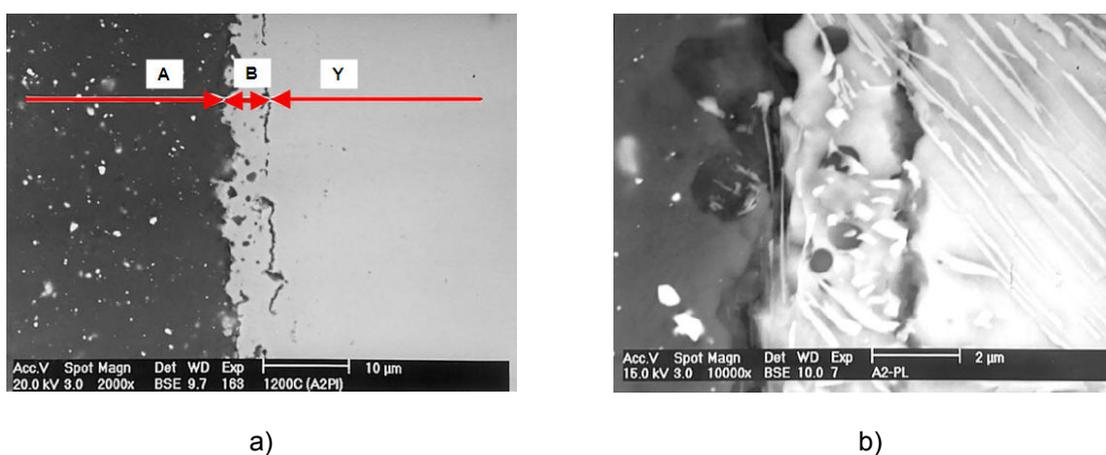


Figura 3-24: Micrografia realizada com elétrons retroespalhados da interação entre o nitreto de silício e o aço, após 5 horas na temperatura de 1.200 °C (KALIN et al, 2002b): a) detalhe da superfície polida; b) detalhe da superfície atacada com nital.

Quando a região mostrada na Figura 3-24a foi atacada com Nital (2% de concentração), os autores identificaram claramente os produtos formados pela reação na interface (Figura 3-24b), sendo possível identificar a cerâmica, a estrutura

perlítica do material do aço e, na região de interação, lamelas de cementitas ligando os materiais (cerâmica e aço).

As análises químicas das amostras identificaram como principais constituintes na região de interação (B) os elementos Fe, Si e Cr. No lado do aço (região Y), as análises químicas identificaram a presença dos mesmos elementos da região (B), porém, a quantidade de silício encontrada foi bem maior, o que prova que o Si se difunde do nitreto de silício para o aço.

Como principais conclusões dos trabalhos de Kalin et al. (2000a e 2000b), tem-se que a presença de oxigênio facilita a decomposição do nitreto de silício em altas temperaturas e a profundidade de difusão dos elementos e a espessura da região de interação aumentam com o aumento da temperatura.

Outras contribuições sobre os efeitos da composição química do nitreto de silício na sua resistência ao desgaste foram dadas por Oliveira, Silva e Vieira (2002). Eles estudaram o efeito dos aditivos de sinterização pelo uso da técnica de interação estática dos pares entre aço de baixo carbono e nitreto de silício, em temperaturas que variaram de 1.000 a 1.300 °C.

Entre os vários aditivos estudados, a utilização do aditivo Y_2O_3 e SiO_2 gerou silicatos bem mais estáveis do que os aditivos CeO_2 -AlN, Al_2O_3 e CeO_2 -AlN- Al_2O_3 . Esses silicatos, segundo os autores, protegeram o grão de nitreto de silício do ataque químico/difusivo das ligas de ferro. Além disso, compósitos adicionados à cerâmica podem ter aumentado a resistência química da mesma, como verificado no caso da adição de Al_2O_3 em comparação ao TiN, HfN e BN (OLIVEIRA, SILVA E VIEIRA, 2002).

Oliveira, Silva e Vieira (2002) sustentam que, com a adequada seleção dos aditivos e condições do processo, pode-se controlar a velocidade com que as reações entre o ferro e o nitreto de silício ocorrem.

Um dos trabalhos mais recentes que trata da utilização das ferramentas de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido vermicular foi realizado por Bagetti (2008). No referido trabalho, o autor analisou a usinabilidade do vermicular em relação ao ferro fundido cinzento e o efeito dos parâmetros de corte na temperatura dos ferros fundidos vermicular e cinzento durante o fresamento. Para isso, foram utilizadas ferramentas de metal-duro e de cerâmica de nitreto de silício.

Os parâmetros de corte usados por Bagetti (2008) com as ferramentas de metal-duro foram: $v_c = 200$ m/min, $a_p = 0,5$ mm, $f_z = 0,15$ mm/gume e

$v_f = 238$ mm/min.

Para a ferramenta cerâmica, o autor se valeu de duas combinações de parâmetros de corte: a primeira utilizando $v_c = 400$ m/min, $a_p = 0,5$ mm, $f_z = 0,15$ mm/gume e $v_f = 477$ mm/min; e a segunda duplicando o avanço por gume ($f_z = 0,30$ mm/gume), que resultou na duplicação da velocidade de avanço (v_f) para 955 mm/min.

Os resultados dos ensaios conduzidos por Bagetti (2008) evidenciaram novamente a dificuldade de usinagem do ferro fundido vermicular em relação ao ferro fundido cinzento com ferramentas cerâmicas de nitreto de silício.

Referente aos efeitos dos parâmetros de corte na vida da ferramenta cerâmica, Bagetti (2008) verificou que o aumento do avanço por gume auxilia no aumento da vida da ferramenta, provavelmente devido à redução do tempo de contato entre a ferramenta e a peça. Essa conclusão também foi exibida por Denkena (1992) e discorda da observada por Lauscher (1988).

Como principal causa do desgaste da ferramenta, o autor apresenta a abrasão e a difusão, destacando-se a presença de lascamentos oriundos das solicitações mecânicas que caracterizaram o processo de corte intermitente do fresamento.

No tocante aos ensaios de medição de temperatura, o autor constatou que, durante a usinagem, o aquecimento do ferro fundido vermicular é maior que o do cinzento. Esse fato é explicado pelo maior coeficiente de condutividade térmica do ferro fundido cinzento em relação ao ferro fundido vermicular. Com base nesse resultado, Bagetti (2008) afirma que a ferramenta, quando usinando o ferro fundido vermicular, está sujeita a maiores temperaturas de corte do que quando usinando o ferro fundido cinzento.

Outra informação importante obtida por Bagetti (2008), em seus ensaios de medição de temperatura, diz respeito ao efeito da velocidade de avanço na temperatura da peça. Duplicando a velocidade de avanço, o autor notou uma redução na temperatura da peça. Segundo o autor, com o aumento da velocidade de avanço, ocorre a diminuição do tempo de contato entre a ferramenta e a peça, o que reduz o tempo de atrito entre a ferramenta e a peça. Na usinagem do ferro fundido vermicular, com o dobro da velocidade de avanço, ocorreu uma redução da temperatura final da peça em aproximadamente 24% (Figura 3-25).

Quando se trata da utilização de ferramentas cerâmicas mistas na usinagem

do ferro fundido vermicular, as publicações são restritas ou quase inexistentes. Uma iniciativa pioneira neste aspecto foi o trabalho de mestrado realizado por Doré (2007). Um dos objetivos do trabalho foi avaliar o comportamento de ferramentas cerâmicas à base de óxido de alumínio (Al_2O_3), carboneto de nióbio (NbC) e óxido de ítrio (Y_2O_3), como ferramentas de corte para aplicações de usinagem do ferro fundido vermicular. As ferramentas cerâmicas mistas utilizadas por Doré (2007) foram desenvolvidas no Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais (CCTM), do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN), em São Paulo.

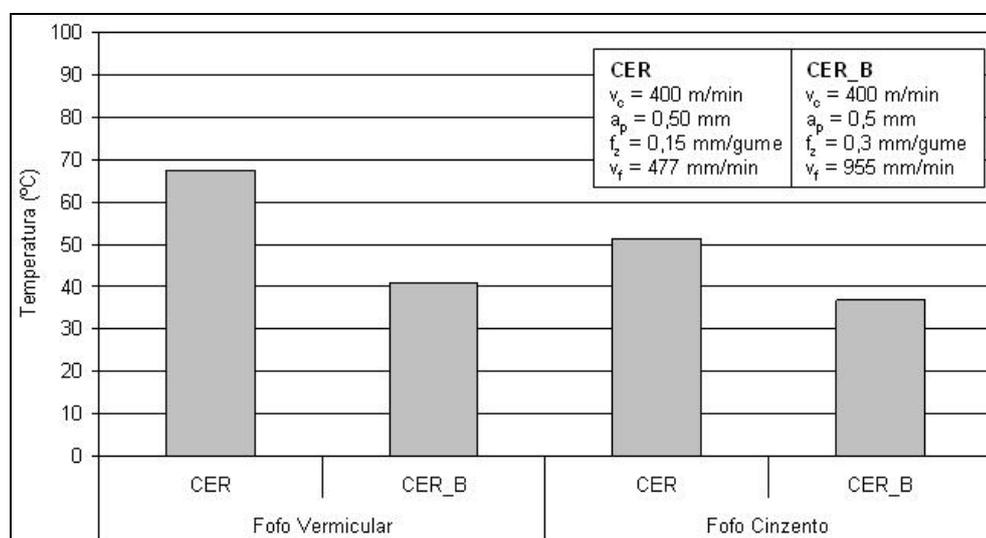


Figura 3-25: Comportamento da temperatura da peça em relação à variação da velocidade de avanço para os ferros fundidos vermicular e cinzento (BAGETTI, 2008).

Para avaliar o comportamento das ferramentas mistas, Doré (2007) realizou ensaios de torneamento de longa duração, usinando três tipos diferentes de ferro fundido vermicular (Verm-1, 2 e 3) com diferentes porcentagens de nodularidade (6, 26 e 36%). Os parâmetros de corte utilizados foram: $v_c = 200$ m/min, $f = 0,2$ mm e $a_p = 0,5$ mm. Não foi usado fluido lubri-refrigerante.

As ferramentas cerâmicas mistas utilizadas por Doré possuíam como substrato básico o óxido de alumínio e apresentavam três variações composicionais: a primeira com 20% de carboneto de nióbio (NbC) foi utilizada com revestimento de nitreto de titânio alumínio (TiAlN) – CER-AN-REVEST- e sem revestimento – CER-AN (20% NbC); a segunda com 0,5 de óxido de ítria (Y_2O_3) - CER-A0,5YN (0,5% Y_2O_3); e a terceira com 1% de óxido de ítria (Y_2O_3) - CER-A1YN (1% Y_2O_3).

O desempenho das ferramentas mistas desenvolvidas no Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais do IPEN foi comparado com o desempenho de uma ferramenta de nitreto de silício com duas camadas de revestimento, uma de óxido de alumínio e outra de nitreto de titânio.

Quanto ao efeito da composição das ferramentas, a ferramenta CER-AN sem revestimento apresentou o melhor desempenho entre todas as ferramentas testadas. Já a ferramenta CER-A0,5YN mostrou os piores resultados.

Referente ao efeito do revestimento, a utilização desse não trouxe vantagens significativas, apresentando um desempenho abaixo do verificado com as ferramentas não revestidas.

Comparando os resultados das cerâmicas desenvolvidas pelo CCTM do IPEN com os da ferramenta de nitreto de silício comercial revestida, as cerâmicas mistas do CCTM se mostraram bem mais estáveis quimicamente e resistentes ao desgaste que a ferramenta de nitreto de silício (Figura 3-26).

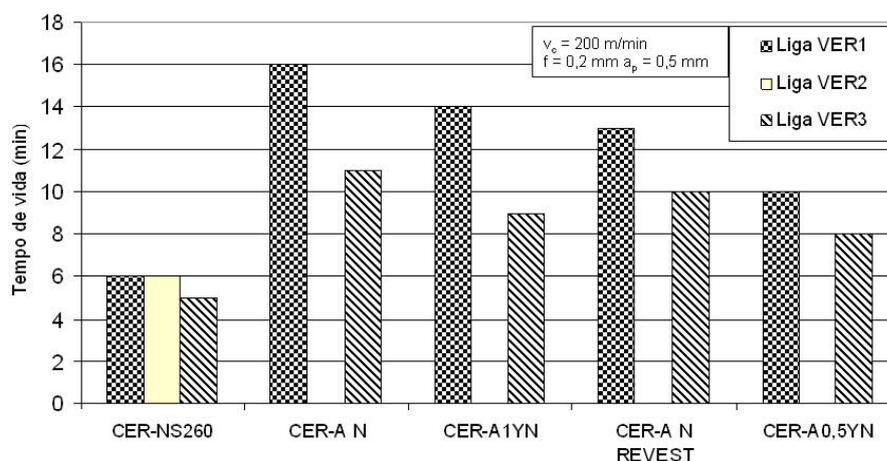


Figura 3-26: Comparativo da usinabilidade das vidas das ferramentas cerâmicas mistas usando diferentes tipos de FoFo vermicular (DORÉ, 2007).

Como causa para o melhor desempenho das ferramentas mistas quando comparadas à ferramenta de nitreto de silício, Doré (2007) aponta o aumento da dureza, da tenacidade e da resistência ao desgaste em altas temperaturas das ferramentas mistas, características essas oriundas da combinação do óxido de alumínio, carboneto de nióbio e óxido de ítria.

Como pôde ser visto até aqui, as pesquisas realizadas com o nitreto de silício, tanto em ensaios de desgaste de bancada como de interação química, contemplaram vários materiais, como os ferros fundidos cinzento e nodular e

diferentes aços. Pesquisas mais recentes contemplaram a medição do desgaste das ferramentas de nitreto de silício e da temperatura da peça em ensaios de fresamento dos ferros fundidos cinzento e vermicular. Porém, poucos ou nenhum trabalho relatam o comportamento de desgaste do nitreto de silício quando usinando o ferro fundido vermicular e a análise da viabilidade da usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas mistas. Além disso, nenhum desses trabalhos procurou entender e explicar o porquê da enorme diferença de desgaste da ferramenta de nitreto de silício na usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento.

3.5.1 Utilização de revestimentos duros em ferramentas cerâmicas

O desgaste das ferramentas é causado pela complexa interação entre os mecanismos de desgastes, como: adesão, abrasão, difusão e reações triboquímicas. Uma das maneiras de aumentar a vida das ferramentas, principalmente em ferramentas de metal-duro, é a deposição de revestimentos duros sobre o substrato, que minimizam ou retardam a ação dos diferentes mecanismos de desgastes. Para isso, utilizam-se preferencialmente materiais com elevada dureza, estabilidade química e reduzido coeficiente de atrito (KLOCKE et al., 1998; STEMMER, 1993; KÖNIG; KLOCKE, 2002). O resultado da aplicação do revestimento é tão positivo, que esse se tornou indispensável para a obtenção de alta produtividade e baixos custos utilizando ferramentas de metal-duro, principalmente na usinagem de materiais ferrosos.

A deposição dos revestimentos em ferramentas pode ser classificada em: Deposição Química a partir de Fase Vapor (*Chemical Vapor Deposition - CVD*) e Deposição Física a partir de Fase Vapor (*Physical Vapor Deposition - PVD*). A diferença básica entre eles está no mecanismo de geração, transporte e deposição do revestimento (vapor) (KÖNIG; KLOCKE, 2002; TONSHOFF; DENKENA, 2004). É importante salientar que dentro de cada processo de deposição (químico ou físico) existem outras subdivisões relacionadas à temperatura com que ocorre o processo, à pressão ou mesmo à utilização de plasma.

A escolha da aplicação do tipo de revestimento, PVD ou CVD, está ligada com as solicitações que a ferramenta está sujeita durante o processo de corte. Em processos de corte contínuo, como o torneamento, a ferramenta é exposta a demasiados carregamentos térmicos e mecânicos, requerendo uma boa união entre substrato e revestimento. Para este tipo de operação, o processo CVD é

normalmente utilizado devido à boa aderência entre o substrato e o revestimento que ele proporciona (KLOCKE; KRIEG, 1999).

Os revestimentos podem apresentar várias composições químicas, como Al_2O_3 , TiN, TiC, Ti(C,N), HfC, HfN, ZrC, e TiAlN, possuindo características específicas para cada aplicação. Em função dos revestimentos utilizados nesta pesquisa, somente as propriedades do Al_2O_3 e do TiN serão revistas.

O óxido de alumínio (Al_2O_3) possui como maior vantagem a sua estabilidade química. Ele apresenta excelente resistência à oxidação, à difusão e à abrasão e é recomendado para a usinagem com altas velocidades de corte. Como desvantagem, citam-se a sua pouca aderência ao substrato da ferramenta e a pouca resistência a choques térmicos e mecânicos (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 1999, KÖNIG; KLOCKE, 2002, TÖNSHOFF; DENKENA, 2004).

Já o nitreto de titânio (TiN) é quimicamente inativo e, como revestimento, age como uma barreira contra a difusão e a oxidação, apresentando pouca tendência para a adesão. Por outro lado, possui pouca resistência à abrasão, sobretudo se for utilizado em temperaturas acima de 620°C . (KLOCKE; KRIEG, 1999; TÖNSHOFF, DENKENA, 2004).

A utilização de revestimentos em ferramentas cerâmicas, especialmente em cerâmicas óxidas e mistas, teve no seu início o propósito óptico de auxiliar na identificação da marca de desgaste da ferramenta. Somente nos últimos anos esses começaram a ser aplicados em ferramentas de nitreto de silício, não com o objetivo de aumentar a sua resistência ao desgaste abrasivo ou aumentar a sua dureza, mas sim, com o desejo de ampliar a aplicação dessas ferramentas através da proteção do substrato contra mecanismos de desgaste como a difusão e a oxidação. Em geral, busca-se proteger o substrato cerâmico das elevadas temperaturas de usinagem e das reações termo-químicas entre o substrato e o material usinado. Além disso, busca-se também reduzir o coeficiente de atrito entre o cavaco e a ferramenta (SCHNEIDER, 1997).

Na literatura, existem vários relatos mostrando as vantagens da aplicação de revestimentos em ferramentas cerâmicas, como Mankova (2004), Schneider e Richter (2006b) e Leyendecker (2006). Esses trabalhos mostram significativos ganhos na vida da ferramenta e na produtividade da usinagem devido à utilização de revestimento.

Peng et al. (2003) estudaram a viabilidade da aplicação de revestimentos à

base de nitreto de titânio em ferramentas de nitreto de silício, utilizando, para melhorar as propriedades tribológicas das ferramentas, plasma pulsado de alta densidade de energia no processo de deposição.

Na sua pesquisa, Peng et al. (2003) avaliaram as ferramentas revestidas e não revestidas por meio de ensaios de torneamento, usinando o aço endurecido CrWMn, 58-62 HRC, com velocidade de corte variando entre 40 e 150 m/min, avanço de 0,1 mm e profundidade de corte de 0,2 mm.

Os resultados obtidos por Peng et al. revelaram que a ferramenta revestida com TiN apresentou maior resistência ao desgaste que a ferramenta não revestida. Os autores apontam uma redução de desgaste de flanco da ferramenta na ordem de 4 a 7 vezes para a ferramenta revestida, o que conferiu um aumento de 2 a 4 vezes na vida da ferramenta.

Buscando aproveitar as vantagens que os revestimentos conferem à vida da ferramenta, Mankova (2004) analisou o comportamento de desgaste de ferramentas cerâmicas óxidas revestidas e não revestidas durante a usinagem do aço DIN 16MnCr5. Em sua pesquisa, Mankova (2004) revestiu as ferramentas com dois tipos de revestimentos, um de TiN e outro com múltiplas camadas contendo TiC+WC, ambos sendo depositados pelo processo PVD. A aplicação destes revestimentos teve como objetivo criar uma camada protetora sobre a ferramenta para evitar/reduzir a ocorrência de micro-trincas de origem termo-mecânicas durante a usinagem.

Para a avaliação do desempenho das ferramentas, foram realizados ensaios de torneamento com o aço DIN 16MnCr5, empregando como parâmetros de usinagem a velocidade de corte de 300 m/min, a profundidade de corte de 1,5 mm e o avanço de 0,2 mm. Durante os ensaios de usinagem, foram analisadas as forças de usinagem, o calor gerado e o desgaste de flanco das ferramentas. Como critério de fim de vida da ferramenta foi estabelecida a marca de 0,15 mm do desgaste de flanco médio.

Os resultados obtidos por Mankova (2004) mostram que as ferramentas revestidas com TiN tiveram taxas de desgaste menores que as ferramentas não revestidas, aumentando em 2,2 vezes a vida da ferramenta revestida em relação à não revestida. Quando se compara os resultados entre as ferramentas não revestidas e as revestidas com TiC+WC, o aumento na vida da ferramenta revestida com múltiplas camadas foi mínimo.

Mankova (2004) aponta como causa para o aumento da vida das ferramentas revestidas em relação às não revestidas os benefícios que as propriedades dos revestimentos conferem às ferramentas, maior dureza, estabilidade química e baixo coeficiente de atrito. Sua conclusão baseia-se na análise do fluxo de calor gerado durante a usinagem com as ferramentas revestidas e não revestidas. Neste caso, as ferramentas revestidas com TiN e TiC+WC apresentaram o menor fluxo de calor, gerando em média 20% menos calor que o verificado com as ferramentas não revestidas (Figura 3-27).

Material: aço DIN 16MnCr5 – Parâmetros: $v_c = 300$ m/min e $a_p = 1,5$ mm

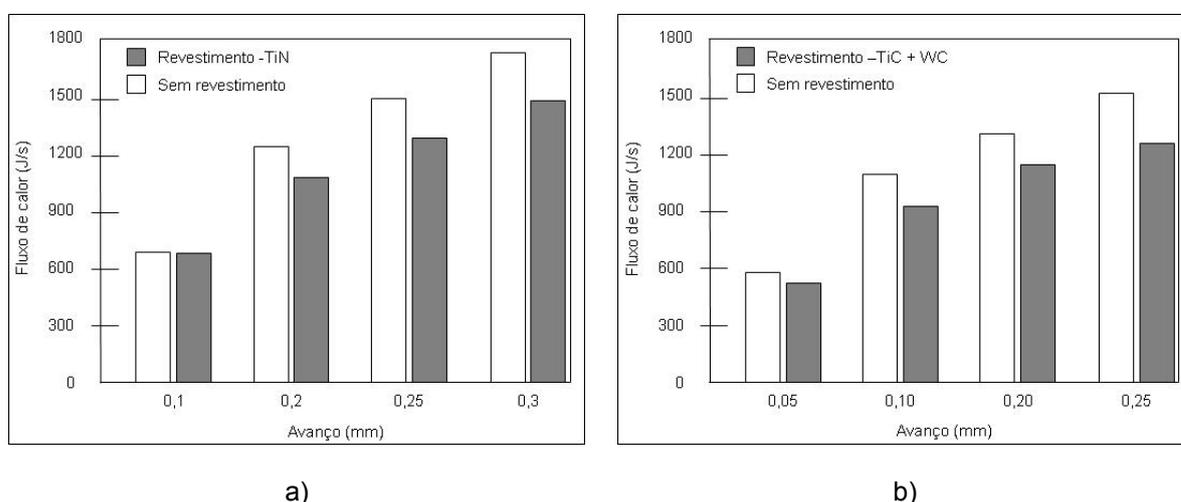


Figura 3-27: Análise do fluxo de calor no torneamento do aço DIN 16MnCr5 com ferramentas cerâmicas variando o tipo de revestimento e o avanço (MANKOVA, 2004): a) Revestimento TiN; b) Revestimento TiC+WC.

Pakula et al. (2004) investigaram a estrutura e as propriedades de diferentes tipos de revestimentos sobre ferramentas de nitreto de silício, tendo como principal objetivo o aumento da resistência ao desgaste dessas ferramentas.

Os autores revestiram as ferramentas pelo processo CVD com diferentes composições de revestimentos, como TiC, Ti(C,N), Al_2O_3 e TiN. Os resultados obtidos referentes à dureza, rugosidade e aderência de cada combinação depositada sobre as ferramentas foram comparados com os resultados obtidos com as ferramentas não revestidas.

Referente à análise da rugosidade, os autores observaram que o menor valor de rugosidade média (R_a) foi obtido pela ferramenta não revestida ($0,06 \mu\text{m}$). As ferramentas revestidas apresentaram valores R_a que variaram entre $0,15$ e $0,45 \mu\text{m}$.

Quanto à análise da dureza, os ensaios evidenciaram que a ferramenta revestida com a combinação TiN+Al₂O₃ mostrou a maior dureza (32,57 GPa), seguida pela combinação TiC+Ti(CN)+Al₂O₃+TiN (29,68 GPa) e Al₂O₃+TiN (27,23 GPa). Essas combinações de revestimentos foram também as que apresentaram os maiores valores de aderência ao substrato. No teste de resistência ao riscamento, a combinação de revestimento TiN+Al₂O₃ precisou de 83,10 N de carga para ser removida, enquanto a combinação Al₂O₃+TiN foi removida com uma carga bem menor, na ordem de 44,60 N. Aqui, é possível notar que a ordem em que as camadas são combinadas otimiza o desempenho do revestimento.

Dobrzanski, Pakula e Hajduczek (2004) e Dobrzanski e Pakula (2005) compararam a estrutura e as propriedades de ferramentas de nitreto de silício revestidas pelo processo PVD, com TiN, TiN + múltiplas camadas de TiAlSiN e TiN+TiAlSiN+TiN, com ferramentas de nitreto de silício revestidas com Al₂O₃ e TiN pelo processo CVD. Além disso, os autores compararam o desempenho das ferramentas revestidas com ferramentas de nitreto de silício não revestidas. Para a avaliação dos tipos de revestimentos, Dobrzanski, Pakula e Hajduczek (2004) e Dobrzanski e Pakula (2005) realizaram ensaios de resistência ao risco, de usinagem e análises de microscopia eletrônica de varredura e química.

Os resultados obtidos por Dobrzanski, Pakula e Hajduczek (2004) e Dobrzanski e Pakula (2005), quanto a riscamento, indicaram que os revestimentos depositados pelo processo CVD apresentaram melhor aderência à ferramenta do que os depositados pelo processo PVD.

A avaliação das ferramentas em ensaios de usinagem se deu pelo processo de torneamento do ferro fundido cinzento, utilizando velocidade de corte de 400 m/min, profundidade de corte de 2 mm e avanço de 0,2 mm. Como critério de fim de vida foi utilizado um desgaste de flanco de 0,3 mm.

Novamente comprovaram-se as melhores propriedades do revestimento depositado pelo processo CVD em relação ao processo PVD, em que, para o mesmo tempo de usinagem, as ferramentas revestidas pelo processo CVD mostraram um desgaste 50% inferior ao verificado com as ferramentas revestidas pelo processo PVD.

Na comparação com a ferramenta não revestida, os revestimentos depositados pelo processo PVD alcançaram a mesma vida da ferramenta não revestida. Este resultado confirma novamente as vantagens apontadas por Klocke e

Krieg (1999) do processo CVD sobre o PVD, para o corte contínuo.

3.6 Considerações finais sobre o estado da arte

Neste capítulo, buscou-se reunir, de forma clara e resumida, o estado da arte da usinagem do ferro fundido vermicular e dos mecanismos de desgaste das ferramentas cerâmicas, visando obter subsídios para a formulação, condução e análise dos experimentos a serem desenvolvidos nesta pesquisa.

A revisão bibliográfica alusiva ao ferro fundido vermicular contemplou suas características físicas e mecânicas, os efeitos das variações metalúrgicas na sua usinabilidade e a sua usinabilidade em relação ao tipo de processo de usinagem. Neste ponto, fica clara a necessidade por soluções de usinagem, material de ferramenta e tecnologia de usinagem, que permitam usinar o ferro fundido vermicular em processos de corte contínuos, mandrilamento e torneamento, com o mesmo desempenho obtido com as ferramentas de mandrilar de alto desempenho empregadas na usinagem do ferro fundido cinzento.

No que concerne ao estudo dos mecanismos de desgaste entre o ferro fundido vermicular e os materiais para ferramentas de corte, observa-se claramente a pouca quantidade de conhecimento gerado neste área. Aqui, evidencia-se a grande necessidade de pesquisas que esclareçam os mecanismos de desgaste atuantes na usinagem do ferro fundido vermicular quando utilizados diferentes tipos de materiais de ferramenta de corte, como o proposto neste trabalho com as ferramentas cerâmicas, especialmente as de nitreto de silício e mistas.

A segunda parte da revisão bibliográfica concentrou-se na busca de informações sobre o desgaste do nitreto de silício. Essa foi dividida basicamente em quatro partes: ensaios de desgaste de bancada, ensaios de usinagem, ensaios de interação química e utilização de revestimento.

Sobre os ensaios de desgaste de bancada do nitreto de silício, a maioria das pesquisas correlacionam o seu desgaste às suas propriedades mecânicas, dureza e propriedades tribológicas em aplicações a seco e lubrificadas. O objetivo dessas pesquisas é entender as reações triboquímicas entre os pares, visualizando a aplicação do nitreto de silício em junções, desgaste e deslize. Apesar da não correlação dos resultados dessas pesquisas com aplicações de usinagem, na maioria das vezes, e da contradição entre os seus resultados, elas são ricas em

informações que podem auxiliar a explicar os fenômenos que ocorrem na interface cavaco ferramenta.

Quanto aos ensaios de interação química sobre o nitreto de silício, é encontrada uma restrita quantidade de trabalhos ligados à usinagem do ferro fundido vermicular. Da mesma forma, com respeito ao uso de ferramentas cerâmicas revestidas, é possível encontrar vários trabalhos que contemplam a usinagem de aços e ferro fundido cinzento, mas nenhum com foco na usinagem do ferro fundido vermicular.

Também é possível encontrar na literatura vários trabalhos que tentam elucidar os mecanismos de desgastes das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício quando aplicadas à usinagem de ferros fundidos, em especial o ferro fundido cinzento. Em relação ao ferro fundido nodular, esses trabalhos são poucos, e quando se trata do ferro fundido vermicular, eles são raros e superficiais na abordagem.

As conclusões de tais trabalhos mostram que o nitreto de silício em determinadas aplicações, como na usinagem do ferro fundido cinzento, apresenta grande potencial para reduzir os tempos principais de usinagem. Todavia, para outros, como os ferros fundidos vermicular e nodular, ele não é recomendado. Além disso, as explicações para esse comportamento do nitreto de silício são incompletas e várias vezes contraditórias entre si.

4 MÉTODO, EQUIPAMENTOS E MATERIAIS

Neste capítulo, serão descritos os materiais, equipamentos e métodos utilizados para atingir os objetivos propostos no capítulo 2, que são: analisar o desempenho de novas ferramentas cerâmicas mistas e de nitreto de silício; e identificar e analisar as causas dos desgastes das ferramentas de nitreto de silício na usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento, em processo de corte contínuo.

Em função de a maior discrepância na vida das ferramentas de nitreto de silício, usinando o ferro fundido vermicular em relação ao ferro fundido cinzento, ser observada durante os processos de corte contínuo, escolheu-se o processo de torneamento para a realização dos ensaios. A escolha deste processo facilita e reduz os custos relacionados à execução dos ensaios, como: disponibilidade das ferramentas, suporte da ferramenta, corpo de prova e custo da hora máquina.

A seleção dos materiais usinados, ferro fundido vermicular e cinzento, foi feita em parceria com a fundição Tupy S.A, empresa brasileira, localizada em Joinville-Santa Catarina e líder mundial na fabricação de blocos de motores em ferro fundido vermicular.

Quanto às especificações das ferramentas de corte, essas foram estabelecidas junto com duas empresas fabricantes de ferramentas cerâmicas, uma com matriz situada na Europa e outra na Ásia. Essas, dentro das suas visões estratégicas, buscaram desenvolver competências inerentes as suas posições e busca por novos mercados. Desta forma, foram analisadas diferentes composições de nitreto de silício revestidas e não revestidas e cerâmicas mistas. Também optou-se pela utilização do metal-duro como referencial para analisar o desempenho das ferramentas aqui ensaiadas.

Com respeito aos ensaios experimentais, esses foram divididos em três grandes etapas:

- 1º Etapa – Ensaios preliminares;
- 2º Etapa – Ensaios de desgastes de torneamento de longa duração; e
- 3º Etapa – Ensaios de interação química entre os pares.

A primeira etapa, realizada no *Institut für Produktionsmanagement, Technologie und Werkzeugmaschinen – PTW* (Instituto para o Gerenciamento da

Produção, Tecnologia e Máquinas-Ferramentas) - Alemanha, permitiu que fossem analisadas diversas variáveis de processo (velocidade de corte, avanço, profundidade de corte) e da ferramenta (composição química, geometria, aplicação de revestimentos) em um curto período de tempo, fornecendo a base para a escolha dos materiais e parâmetros de corte para os ensaios da segunda etapa.

A segunda etapa experimental, ensaios de desgaste de torneamento de longa duração, também realizada no PTW, consistiu na análise do desgaste das ferramentas cerâmicas revestidas e não revestidas, especificadas durante a primeira etapa. Aqui foi analisado, qualitativa e quantitativamente, o desgaste da ferramenta pela medição da sua marca de desgaste, da aquisição das forças de usinagem, de registros fotográficos das superfícies desgastadas (microscópio óptico) e análises de microscopia eletrônica de varredura e micro-análise química. Nestas duas primeiras etapas, os ensaios tiveram o apoio financeiro da Tupy S.A, dos fabricantes das ferramentas de corte e do programa CAPES/DAAD de intercâmbio acadêmico Brasil/Alemanha.

A terceira etapa consistiu na realização de ensaios de bancada, mais especificamente da análise da interação química entre as ferramentas de nitreto de silício revestidas e não revestidas com os ferros fundidos vermicular e cinzento, sob altas temperaturas. Esta etapa foi realizada inteiramente no Brasil, nas dependências da Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC) e do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN) – com suporte financeiro através da Rede em Materiais Avançados com Usinabilidade Melhorada, REMAUSME, do Instituto Fábrica do Milênio, IFM e da Tupy S.A.

As informações obtidas nas três etapas experimentais (forças de usinagem, reações triboquímicas, entre outras) foram processadas, analisadas e empregadas na formulação de novos conhecimentos e hipóteses, que explicam a causa da variação na vida das ferramentas de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido vermicular em relação ao ferro fundido cinzento.

A seguir, são descritos os equipamentos e materiais utilizados para a realização deste trabalho.

4.1 Máquina-ferramenta

Os ensaios de torneamento de desgaste preliminar e de longa duração foram

efetuados no *Institut für Produktionsmanagement, Technologie und Werkzeugmaschinen – PTW* (Instituto para o Gerenciamento da Produção, Tecnologia e Máquinas-Ferramentas), em um torno da marca Boehringer, modelo VDF 180 C_U/DL 1000, com comando CNC Philips 3580 e potência disponível de 25 kW.

4.2 Caracterização do material usinado

Os corpos de prova foram fornecidos pela Tupy S.A e tiveram sua forma definida, buscando garantir a semelhança microestrutural, as propriedades mecânicas e as dimensões verificadas nos blocos de motores. Além disso, foram analisados os aspectos econômicos para garantir o maior aproveitamento do material, rapidez na execução dos testes, redução no número de interrupções nos ensaios e do tempo de preparação.

Para assegurar a qualidade na fixação das peças e minimizar o surgimento de vibrações durante a usinagem, os corpos de prova foram pré-usinados removendo-se a camada de sobre-metal oriunda da fundição. A Figura 4-1 mostra as dimensões do corpo de prova, para ambos os ferros fundidos, após a pré-usinagem.

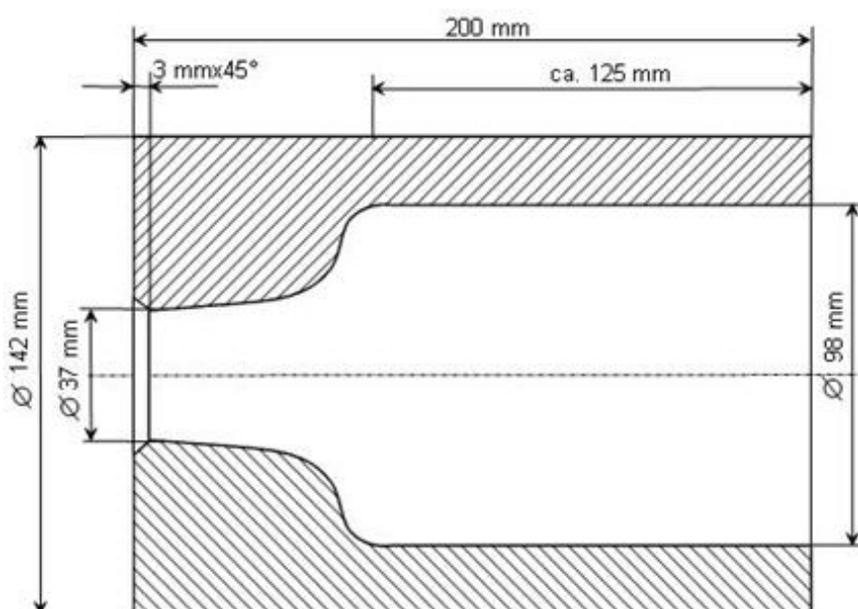


Figura 4-1: Geometria do corpo de prova.

A composição química dos ferros fundidos vermicular (FV-450) e

cinzento (FC-250) atende as normas ABNT FC-250 e ISO 16612/JV/450/S.

A microestrutura do ferro fundido cinzento classe 250 consiste de uma matriz perlítica com lamelas de grafita incrustadas. As lamelas de grafita foram determinadas de acordo com a Norma EN-ISO-945.

As metalografias do ferro fundido cinzento com ataque de solução Nital (3% de concentração) e caracterização da perlita são exibidas na Figura 4-2.

Os resultados quantitativos da análise metalográfica são sintetizados na Tabela 4-1. Quanto às propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento, resistência à tração, macro-dureza das amostras e micro-dureza das lamelas de perlitas, essas são sumarizadas na Tabela 4-2.

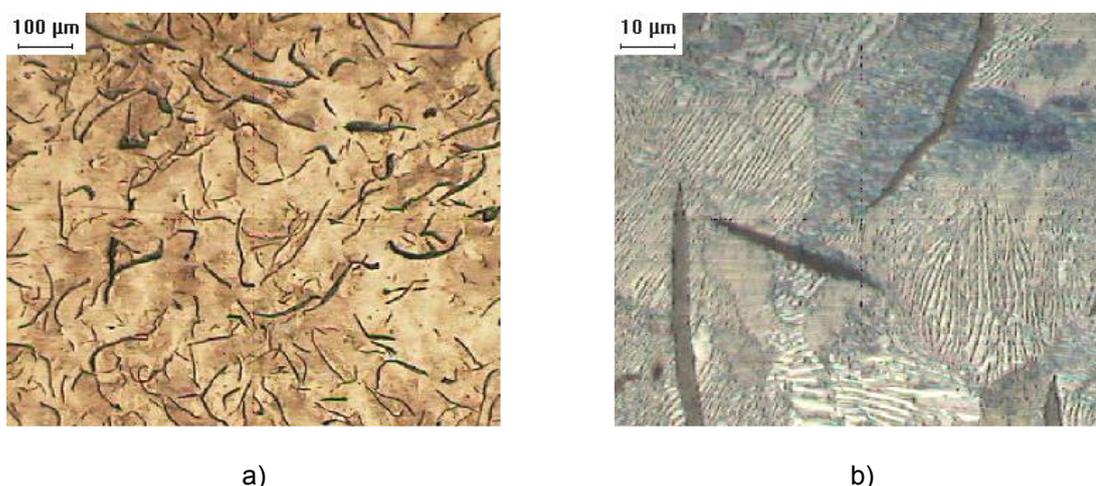


Figura 4-2: Micrografias do ferro fundido cinzento: a) atacadas com nital 3% e b) caracterização das lamelas de perlita.

Tabela 4-1: Caracterização da grafita e da matriz do ferro fundido cinzento.

Material	Matriz	Espaçamento das lamelas de perlita	Grafita		
			Forma	Tipo	Tamanho
Ferro fundido cinzento	Perlítica	0,473 – 0,915 µm	I	A	4-5

Tabela 4-2: Caracterização da microdureza, dureza macro e resistência à tração do ferro fundido cinzento.

Material	Microdureza da Perlita [HV 01]	Dureza Brinell [HB]	Resistência à Tração [MPa]
Ferro fundido cinzento	296 a 335 HV	216	306

A caracterização do ferro fundido vermicular é mostrada a seguir. As metalografias para análise da matriz de ferro, do tipo, forma e tamanho das grafitas podem ser visualizadas na Figura 4-3, e os resultados da análise metalográfica são mostrados na Tabela 4-3.

Quanto aos resultados dos ensaios de dureza e de resistência à tração, esses são descritos na Tabela 4-4.

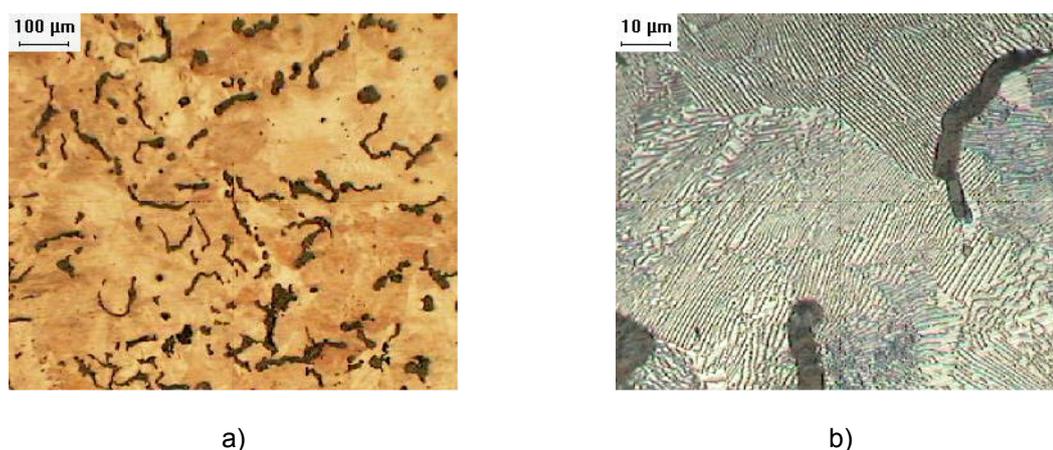


Figura 4-3: Metalografia do ferro fundido vermicular: a) com ataque Nital 3% e b) caracterização das lamelas de perlita.

Tabela 4-3: Caracterização da grafita e da matriz do ferro fundido vermicular.

Material	Matriz	Espaçamento das lamelas de perlita	Grafita						
			Forma	Nódulos [%]	Tamanho [%]				
					8	7	6	5	4
Ferro fundido vermicular	Perlítica com 2% de ferrita	0,337 – 0,957 µm	III-VI	6	18	38	30	12	2

Tabela 4-4: Caracterização da microdureza da perlita, dureza macro e da resistência à tração do ferro fundido vermicular.

Material	Microdureza da Perlita [HV 01]	Dureza Brinell [HB]	Resistência à Tração [MPa]
Ferro fundido vermicular	321 a 350	263	515

Os resultados aqui expostos confirmam as propriedades mecânicas superiores do ferro fundido vermicular em relação ao ferro fundido cinzento. No que diz respeito à resistência à tração, o ferro fundido cinzento mostra um valor equivalente a 60% do apresentado pelo ferro fundido vermicular.

Quanto à matriz dos dois ferros fundidos aqui analisados, o ferro fundido vermicular apresenta uma pequena quantidade de ferrita (2%) que, aliada à forma da grafita, aumenta a sua adesividade e escoamento em relação ao ferro fundido cinzento.

Outra diferença verificada na caracterização das propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzento e vermicular foi encontrada na macro-dureza da liga e na micro-dureza das perlitas. Nas análises aqui evidenciadas, o ferro fundido vermicular apresentou um valor médio de dureza 22% maior que o ferro fundido cinzento. Ademais, o ferro fundido vermicular mostrou maior micro-dureza da perlita e menor espaçamento entre as lamelas de perlita quando comparado com o ferro fundido cinzento. Isso indica que o ferro fundido vermicular possui maior quantidade de cementita na perlita que o ferro fundido cinzento, o que aumenta sua resistência à tração e abrasividade.

4.3 Caracterização das ferramentas de corte

Para a realização deste trabalho, buscaram-se empresas parceiras fabricantes de ferramentas de corte que tivessem interesse no tema, principalmente no desenvolvimento e análise de materiais para ferramentas de corte. A grande dificuldade do trabalho foi conciliar os interesses das partes envolvidas (indústria e universidade) com vistas aos objetivos da pesquisa.

Em função de o trabalho ser público, nem todos os dados foram disponibilizados pelas empresas parceiras. Assim, dentro do grau de liberdade

permitido por cada empresa, são apresentadas informações gerais sobre composição, tipo de revestimento e o nome da ferramenta.

4.3.1 Ferramentas de corte - Fabricante A

A empresa fabricante de ferramenta A possui sua matriz na Europa e foi designada na pesquisa como “A”. O desenvolvimento da pesquisa com esta empresa ocorreu em três etapas, conforme descrito anteriormente.

A primeira etapa consistiu na realização de ensaios preliminares de usinagem com vários tipos de ferramentas de nitreto de silício e revestimentos e a análise dos parâmetros de corte em ensaios de torneamento do ferro fundido vermicular, em que o substrato cerâmico, os parâmetros de corte e a estratégia do uso do revestimento foram especificados. A Figura 4-4 mostra o esquema dos experimentos realizados na primeira etapa.

Tipo de Substrato	Tipo de revestimento	Parâmetros de corte
105	C23 – Al ₂ O ₃	v _c [m/min] a _p [mm] f [mm]
110	MC – Al ₂ O ₃ + TiN	200 2 0,2
118		400 3 0,3
144		600 0,4
		800

Figura 4-4: Esquema do desenvolvimento dos experimentos para análise do tipo de substrato, revestimento e parâmetros de corte.

Na Tabela 4-5 são destacados os dados referentes às propriedades dos substratos utilizados nessa primeira etapa.

Tabela 4-5: Caracterização dos substratos do Fabricante A utilizados na primeira etapa.

Substrato	Tipo	Ligante [%]	Densidade [g/cm ³]	Dureza [HV10]	Tenacidade [Mpa ^{1/2}]
105	β-Si ₃ N ₄	5,5	3,23	1620	7,0
110	β-Si ₃ N ₄	9	3,25	1550	6,5
118	β-Si ₃ N ₄	5,5	3,23	1630	6,8
144	β-Si ₃ N ₄	4	3,22	1650	6,8

Os dados que constam da Tabela 4-5 revelam que os substratos apresentam poucas variações nas suas propriedades mecânicas. A diferença entre os substratos encontra-se na composição química, no que tange à quantidade de ligante. Essa variação influencia a estabilidade química do material e, por se tratar de segredo industrial, não foi autorizada a ser publicada.

Os dois revestimentos utilizados na pesquisa foram denominados “C23” e “MC”. O revestimento C23 é composto por uma camada de aproximadamente 2 μm de Al_2O_3 . Já o revestimento MC é composto de duas camadas: a primeira de Al_2O_3 (2 μm de espessura) e a segunda de TiN (2 μm de espessura). Ambos os revestimentos foram produzidos pelo processo de deposição através de fase vapor (CVD).

Devido à grande quantidade de ensaios realizados na primeira fase, optou-se pela numeração dos ensaios em função do substrato, revestimentos e parâmetros de corte utilizados. A numeração dos ensaios e a respectiva combinação entre parâmetros de corte, substrato e revestimento são mostradas na Tabela 4-6, Tabela 4-7, Tabela 4-8 e Tabela 4-9.

Tabela 4-6: Caracterização das combinações entre revestimento e parâmetros de corte para o substrato 105 – primeira etapa.

Substrato	Revestimento	V_c [m/min]	f [mm]	a_p [mm]	Númeraço dos ensaios
105	Sem revestimento	200	0,4	3,0	105_1
		400	0,2	3,0	105_2
		800	0,2	3,0	105_3
	MC	200	0,4	3,0	105_4
		400	0,2	3,0	105_5
		400	0,4	2,0	105_8
		400	0,4	2,0	105_9
	C23	200	0,4	3,0	105_6
		400	0,2	3,0	105_7
		400	0,4	2,0	105_10
		400	0,4	2,0	105_11

Para a realização dos ensaios, utilizaram-se ferramentas com geometria CNMX 120712 TN. A seguir, são exibidas as combinações de substrato, revestimento e parâmetros de corte para os ensaios da primeira etapa para cada material. Todos os ensaios da primeira etapa foram feitos sem fluido de corte.

Tabela 4-7: Caracterização das combinações entre revestimento e parâmetros de corte para o substrato 110 – primeira etapa.

Substrato	Revestimento	V_c [m/min]	f [mm]	a_p [mm]	Númeraço dos ensaios
110	Sem revestimento	400	0,2	3,0	110_1 e 110_2
	C23	400	0,2	3,0	110_3
		400	0,2	2,0	110_4

De posse dos dados e da análise do desempenho das ferramentas cerâmicas estudadas na primeira etapa, a segunda etapa consistiu na realização de ensaios de longa duração com o substrato 105, que apresentou o melhor desempenho quando utilizando revestimentos. Os revestimentos usados foram os mesmos descritos na primeira etapa, Al_2O_3 e Al_2O_3+TiN . Além disso, é importante salientar que o substrato 105 possui um tamanho de grão médio maior que 2 μm .

Tabela 4-8: Caracterização das combinações entre revestimento e parâmetros de corte para o substrato 118 – primeira etapa.

Substrato	Revestimento	V_c [m/min]	f [mm]	a_p [mm]	Númeraço dos ensaios
118	Sem revestimento	400	0,2	3,0	118_1
		400	0,3	3,0	118_2
		600	0,2	3,0	118_3 e 118_4
	C23	400	0,2	3,0	118_5
		400	0,3	3,0	118_6
		400	0,4	2,0	118_7

Nesta etapa, também foram analisadas técnicas de tratamento do revestimento pós-deposição. Três variações foram feitas: revestimento sem tratamento pós-

deposição, identificado na pesquisa pela letra “O”; revestimento com tratamento pós-deposição de alisamento da superfície por polimento, identificado pela letra “G”; e revestimento com tratamento pós-deposição de alisamento da superfície por jateamento, identificado na pesquisa pela letra “S”. Esses tratamentos têm por finalidade reduzir a rugosidade e o coeficiente de atrito do revestimento.

Além disso, foram realizados nesta etapa ensaios de torneamento do ferro fundido vermicular com ferramentas de metal-duro, classe K15, contendo 6% de cobalto, com um tamanho do grão entre 1 e 2 μm e com revestimento de TiAlN. A realização do referido ensaio teve como intuito fornecer dados para a comparação do desempenho das ferramentas cerâmicas revestidas e não revestidas. A Tabela 4-10 mostra as características da ferramenta de metal-duro utilizada.

Tabela 4-9: Caracterização das combinações entre revestimento e parâmetros de corte para o substrato 144 – primeira etapa.

Substrato	Revestimento	V_c [m/min]	f [mm]	a_p [mm]	Númeraçoão dos ensaios
144	Sem revestimento	200	0,4	2,0	144_1
		400	0,2	3,0	144_2
		400	0,4	2,0	144_3
		400	0,4	3,0	144_4
		400	0,4	3,0	144_5
		600	0,4	2,0	144_6
144	C23	200	0,4	2,0	144_7
		400	0,4	2,0	144_8
		400	0,4	3,0	144_9
		600	0,4	2,0	144_10
		400	0,4	2,0	144_11
		400	0,4	2,0	144_12
		400	0,4	2,0	144_13
		400	0,2	3,0	144_14

As ferramentas cerâmicas do Fabricante A utilizadas na segunda etapa da

pesquisa possuíam geometria CNMX120712 SN e foram ensaiadas utilizando um suporte CCLNL 25x25 M12 M7. Como parâmetros de corte utilizou-se velocidade de corte de 400 m/min, profundidade de corte de 2 mm e avanço de 0,4 mm. Já a ferramenta de metal-duro possuía geometria CNMG120412 EN e foi ensaiada utilizando um suporte PCLNL 25x25 M12 T, velocidade de corte de 120 m/min, profundidade de corte de 2 mm, avanço de 0,3 mm e sem fluido de corte.

Tabela 4-10: Caracterização do metal-duro utilizado – segunda etapa.

Substrato	Tipo	Revestimento	Ligante [%]	Densidade [g/cm³]	Dureza [HV10]
C151A	HM C	TiAlN	6	14,9	1630

Ainda nesta etapa foram realizados ensaios com as ferramentas de nitreto de silício com e sem revestimento usinando o ferro fundido cinzento. Os parâmetros de usinagem utilizados foram: velocidade de corte de 800 m/min, avanço de 0,4 mm, profundidade de corte de 2 mm e sem fluido de corte.

A determinação dos parâmetros de corte adotados nos ensaios realizados neste trabalho foi baseada em pesquisa bibliográfica e na experiência das empresas fabricantes de ferramentas parceiras da pesquisa.

A Tabela 4-11 e a Tabela 4-12 mostram as combinações de revestimentos e seus posteriores tratamentos, bem como a nomenclatura dos ensaios de usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento com as ferramentas do Fabricante A.

A terceira etapa caracterizou-se pela realização de experimentos de difusão para analisar as interações químicas entre as ferramentas cerâmicas revestidas e não revestidas em contato com os ferros fundidos vermicular e cinzento, em alta temperatura e sob atmosfera controlada. Os ensaios foram efetuados somente com as ferramentas com substrato 105 e revestimento CN. A escolha deste material se deu pelos bons resultados obtidos com tais ferramentas e pela disponibilidade da empresa em fornecê-las.

Tabela 4-11: Descrição dos ensaios de usinagem de longa duração do ferro fundido vermicular com ferramentas cerâmicas e de metal-duro do Fabricante A – segunda etapa.

Substrato	Revestimento	Composição revestimento	Pós-processamento	Numeração dos ensaios		
105	Sem	-	Sem	A_18	A_19	A_20
	CA	Al ₂ O ₃	G (polimento)	A_01	A_02	A_03
	CA	Al ₂ O ₃	O (sem tratamento)	A_04	A_05	A_06
	CA	Al ₂ O ₃	S (jateamento)	A_07	A_08	A_09
	CN	Al ₂ O ₃ +TiN	G (polimento)	A_10	A_11	A_12
	CN	Al ₂ O ₃ +TiN	O (sem tratamento)	A_13	A_14	A_15
C151A	TiAlN	TiAlN	Sem	A_25	A_26	

Tabela 4-12: Descrição dos ensaios de usinagem de longa duração do ferro fundido cinzento com ferramentas cerâmicas do Fabricante A – segunda etapa.

Substrato	Revestimento	Composição revestimento	Pós-processamento	Numeração dos ensaios	
105	sem	-	Sem	A_33	
	CN	Al ₂ O ₃ +TiN	G	A_27	
	CN	Al ₂ O ₃ +TiN	O	A_30	
	CA	Al ₂ O ₃	S	A_36	

Tabela 4-13: Descrição das ferramentas para os ensaios de difusão.

Substato	Revestimento	Ferro fundido	Temperatura	Repetição
105	Sem	Vermicular	1100 °C	V1100_1 V1100_2
	CN	Vermicular	1100 °C	V1100_3 V1100_4
	Sem	Cinzento	1100 °C	C1100_1 C1100_2
	CN	Cinzento	1100 °C	C1100_3 C1100_4
	Sem	Vermicular	900 °C	V900_1 V900_2
	CN	Vermicular	900 °C	V900_3 V900_4
	Sem	Cinzento	900 °C	C900_1 C900_2
	CN	Cinzento	900 °C	C900_3 C900_4

4.3.2 Ferramentas de corte - Fabricante B

O fabricante de ferramentas de corte “B” possui sua matriz na Ásia.

A abordagem desenvolvida com o Fabricante B seguiu um caminho alternativo, trabalhando no início com ferramentas cerâmicas de nitreto de silício sem e com revestimento e, posteriormente, procurou-se desenvolver e analisar novas gerações de materiais cerâmicos, com ênfase na cerâmica mista com e sem revestimento. A descrição dos materiais fornecidos pelo Fabricante B é mostrada na Tabela 4-14.

A cerâmica 16A é uma cerâmica composta por óxido de alumínio e carbetto de titânio. Já a cerâmica 16N difere da 16A por possuir uma quantidade maior de carbetto de titânio, o que a torna mais tenaz. A utilização do revestimento TiN na ferramenta 16N tem como objetivo aumentar sua resistência ao desgaste, formando uma barreira térmica e química.

Tabela 4-14: Descrição das ferramentas cerâmicas do Fabricante B.

Código do material	Tipo de material	Composição	Revestimento
16A	Cerâmica mista	$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$	Sem
16N	Cerâmica mista	$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$	TiN
CFB	Cerâmica composta	$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Si}_3\text{N}_4$	Sem
SN	Nitreto de silício	Si_3N_4	Sem
SNR	Nitreto de silício	Si_3N_4	Al_2O_3

A ferramenta SN é composta por nitreto de silício na forma $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ e difere da ferramenta SNR por possuir revestimento de óxido de alumínio.

A ferramenta CFB consiste de uma estrutura formada por hexágonos (como favos de mel), em que o interior é constituído por uma matriz dura envolvida por um material tenaz. Essa combinação fornece ao material elevada tenacidade e dureza, sendo ideal para usinagem de ligas resistentes a altas temperaturas. A Figura 4-5 apresenta micrografias da estrutura da cerâmica.

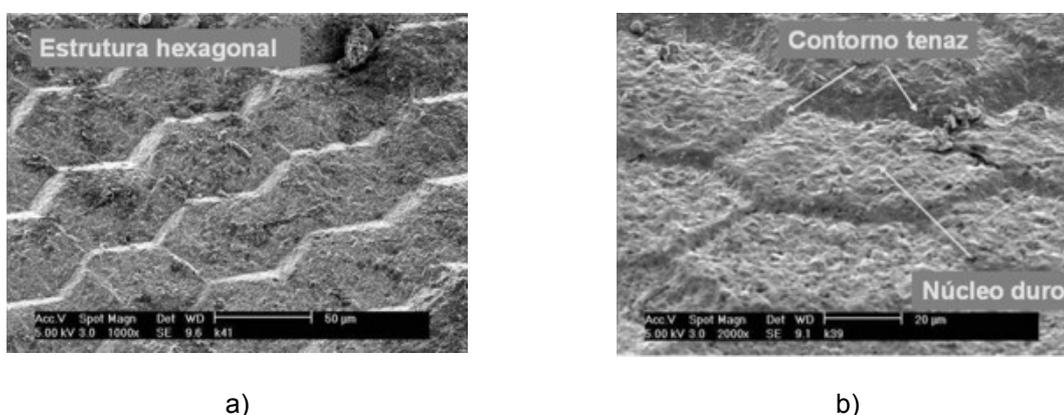


Figura 4-5: Microfias da estrutura da ferramenta CFB: a) vista geral da estrutura na forma de hexágonos; e b) Visualização do cortono (tenaz) envolvendo o núcleo duro.

A primeira etapa da pesquisa com as ferramentas do Fabricante B constou da realização de ensaios de torneamento para analisar o desempenho das ferramentas cerâmicas na usinagem do ferro fundido vermicular nos experimentos de usinagem de longa duração. A segunda etapa, por sua vez, consistiu somente na usinagem do ferro fundido cinzento pelas ferramentas SN e SNR.

A geometria utilizada nos ensaios com as ferramentas do Fabricante B foi a

CNGN120712, utilizando suporte de ferramenta CCLN-25x25-K-12. A excessão foi a ferramenta CFB, que usou geometria SNGN120712 e suporte de ferramenta CSSNL-25x25-K12. Todos os ensaios foram realizados sem a utilização de fluidos lubri-refrigerantes.

A Tabela 4-15 mostra a descrição dos parâmetros de corte e a nomenclatura dos ensaios.

Tabela 4-15: Descrição dos parâmetros de corte utilizados com as ferramentas do Fabricante B.

Ferro fundido	Nome da ferramenta	Parâmetros de corte			Nomenclatura das repetições
		v_c [m/min]	f [mm]	a_p [mm]	
Vermicular	16N	350	0,3	3	16N46 e 16N48
Vermicular	16A	350	0,3	3	16A63 e 16A64
Vermicular	SN	450	0,4	3	SN30 e SN31
Vermicular	SNR	450	0,4	3	SNR28 e SNR29
Vermicular	CFB	400	0,2	2	CFB41 e CFB45
Cinzento	SNR	450	0,4	3	SNR73
Cinzento	SNR	1000	0,4	3	SNR69

4.4 Medição das forças de usinagem

A medição das forças de usinagem foi feita com um dinamômetro tipo 9067B da firma Kistler. Foram adquiridos sinais nas direções X, Y e Z. A Figura 4-6 exibe o desenho esquemático do porta-ferramenta e a representação das forças de corte, de avanço e passiva.

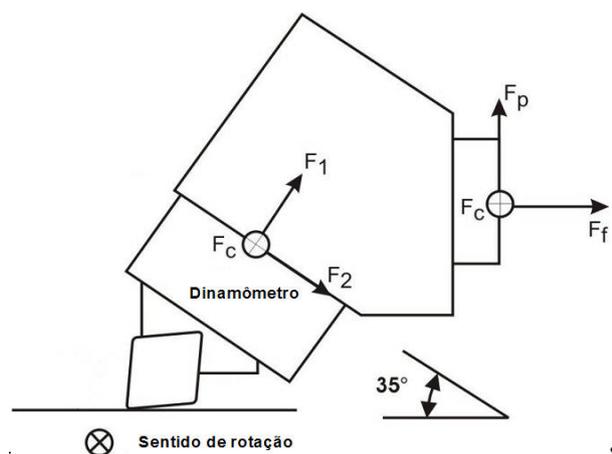


Figura 4-6: Esquema do sistema de aquisição de forças.

4.5 Medição do desgaste das ferramentas

A medição do desgaste deu-se no flanco principal da ferramenta através da largura máxima do desgaste de flanco VB_{Bmax} e do desgaste de flanco VB_B (Figura 4-7). Como critério para fim de vida, considerou-se um VB_{Bmax} de 0,6 mm.

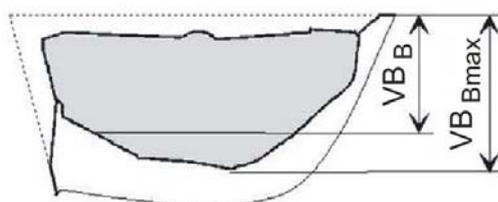


Figura 4-7: Esquema da medição do desgaste de flanco.

O progresso do desgaste foi documentado por meio de um microscópio de ferramentaria modelo MVP250, da empresa OGP, dotado de uma câmera digital para aquisição de imagens.

4.6 Experimentos de difusão química

Informações sobre a difusão entre a ferramenta e a peça são muito difíceis de serem obtidas em testes de usinagem, pois as evidências da interação geralmente são removidas com os cavacos.

Para entender melhor o processo de desgaste químico das ferramentas de nitrato de silício e avaliar as interações químicas que ocorrem entre essas e os

ferros fundidos vermicular e cinzento durante a usinagem, buscou-se simular em ensaios de bancada as condições de usinagem, elevada temperatura e pressão de contato entre os pares.

Para isso, os pares descritos no subitem 4.3.1, Tabela 4-13, com dimensão de 12,7 x 12,7 x 4 mm (área de contato = 161,29 mm²) foram polidos e limpos com acetona em um aparelho de ultrassom. Posteriormente, eles foram montados em uma matriz de aço inoxidável ABNT 304 e submetidos às temperaturas de 900 e 1100 °C, sob alto vácuo, por um tempo de 5 horas.

Para assegurar o contato e a pressão na superfície de contato dos pares, a matriz foi parafusada com nove parafusos em aço inox ABNT 304 M10, aplicando um torque de 40 Nm em cada parafuso (Figura 4-8).



Figura 4-8: Matriz utilizada para realizar os testes de interação estática.

Os ensaios foram realizados em um forno modelo HTK 8 MO da firma GERO Hochtemperaturöfen GmbH. Esse forno é de propriedade do Laboratório de Solda da Universidade Federal de Santa Catarina e permite atingir temperaturas na ordem de 1600 °C e vácuo na ordem de 2×10^{-5} mBar.

Após a realização dos ensaios, os pares foram retirados da matriz, embutidos, polidos e analisados no microscópio eletrônico de varredura. Aqui realizou-se a análise micrográfica e química para a caracterização das interações químicas.

4.7 Ensaios de microscopia eletrônica de varredura e microanálise química

Para a análise das ferramentas, foram utilizados três microscópios eletrônicos de varredura da marca Philips, modelo XL 30: um de posse da Universidade Técnica de Darmstadt, um de posse da Univerdade Federal de Santa Catarina e um de

posse do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares.

A identificação dos elementos químicos se deu mediante de um detector de fluorescência de raio-X (EDAX TM DX4) integrado ao microscópio.

4.8 Ensaios de difração de raio-X

Os experimentos para a identificação da estrutura cristalina da camada aderida sobre as ferramentas de nitreto de silício foram conduzidos em um difratômetro da marca Philips, modelo XPERT, com tubo de cobre(Cu-K α) e comprimento de onda de radiação de 1,5406 Å. A voltagem utilizada foi de 40 kV, corrente de 30 mA e com medições realizadas no intervalo de 3° até 90°.

5 APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Neste capítulo, são apresentados os resultados dos experimentos de usinagem para avaliação e determinação do mecanismo de desgaste das novas gerações de ferramentas de nitreto de silício, cerâmicas mistas e estruturadas.

Para facilitar o discernimento e interpretação dos resultados obtidos, estes estão divididos em seções, de acordo com o desenvolvimento da pesquisa. Na seção 5.1, são exibidos os resultados dos ensaios preliminares com a ferramentas do Fabricante A. A seção 5.2 dispõe dos resultados dos ensaios de longa duração com o ferro fundido vermicular e com o ferro fundido cinzento. A seção 5.3 disserta sobre os mecanismos de desgastes e ensaios de difusão com as ferramentas cerâmicas com e sem revestimento com os ferros fundidos vermicular e cinzento. Na seção 5.4, é realizada uma análise geral dos ensaios, contemplando as causas dos mecanismos de desgaste das ferramentas cerâmicas e as contribuições deste trabalho para o meio científico e tecnológico.

5.1 Determinação dos tipos de materiais cerâmicos e dos parâmetros de corte

Esta etapa da pesquisa consistiu em determinar a melhor combinação de material cerâmico e revestimento, bem como os parâmetros de corte relevantes - velocidade de corte, avanço e profundidade de corte - para os ensaios de usinagem com o ferro fundido vermicular na segunda etapa da pesquisa.

5.1.1 Influência do material da ferramenta no desgaste da ferramenta

Como discutido no Item 3.5, o desgaste das ferramentas cerâmicas é influenciado pelas propriedades físicas e mecânicas da ferramenta e do material usinado. Nos materiais de corte, propriedades extremamente importantes são: a dureza e a tenacidade, que infelizmente variam de forma inversa. Encontrar a composição adequada da ferramenta de corte para as características do material usinado e do processo de corte é imensamente relevante e difícil, uma vez que somente com o ensaio de usinagem é que se pode avaliar se as alterações realizadas no material da ferramenta trazem benefícios ou não.

As variações entre as ferramentas de corte do Fabricante A foram descritas no Item 4.3.1. Os efeitos das pequenas variações da composição química destas ferramentas na resistência ao desgaste da ferramenta são mostrados na Figura 5-1.

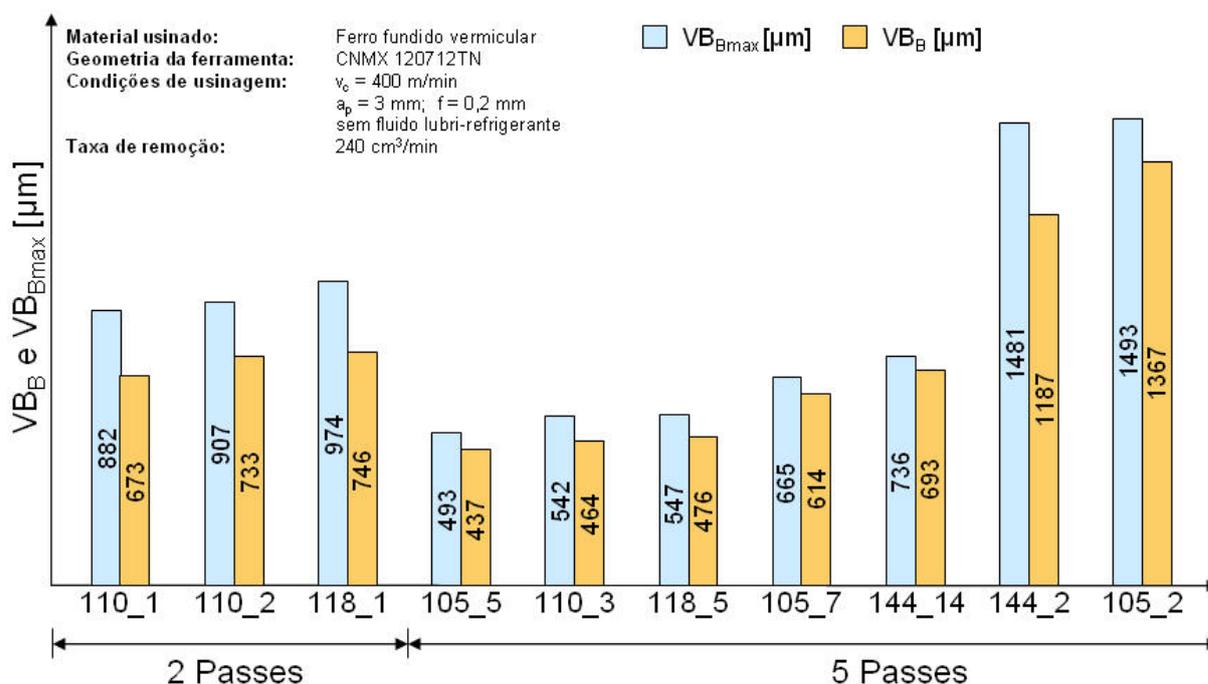


Figura 5-1: Influência do tipo de material de ferramenta.

A Figura 5-1 foi construída de forma a contemplar a comparação entre desgaste de flanco médio e máximo (VB_B e VB_{Bmax}). Os diferentes materiais cerâmicos foram ensaiados com as mesmas condições de corte.

A comparação da vida das ferramentas evidencia que os materiais cerâmicos sem revestimento (110_1, 110_2, 118_1, 144_2 e 105_2) apresentam as menores vidas entre as ferramentas testadas. Esses alcançam logo nos dois primeiros passes a marca de desgaste estabelecida (ferramentas 110_1, 110_2, 118_1). Aqui, fica clara a dificuldade da usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas cerâmicas em processos de corte contínuo. Por outro lado, as ferramentas revestidas (105_5, 110_3, 118_5, 105_7) foram capazes de usinar o ferro fundido vermicular por um tempo 2,5 vezes maior que o obtido com as ferramentas não revestidas.

Quando se aplica à ferramenta de nitreto de silício não revestida o mesmo tempo de usinagem obtido com a ferramenta revestida, observa-se que as ferramentas não revestidas (144_2 e 105_2) apresentam um desgaste

extremamente elevado, indicando um grande risco de sofrer falha catastrófica.

Entre as nove variações de materiais aqui ensaiadas, o melhor resultado foi obtido com a ferramenta 105_5, composta pelo substrato 105 (composto por 5,5% de ligante, densidade de $3,23 \text{ g/cm}^3$ e dureza de 1620 HV) e revestida MC ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$).

Outra evidência da importância do revestimento no aumento da vida das ferramentas pode ser vista nas ferramentas 110_3 e 118_5, revestidas somente com Al_2O_3 . Apesar de apresentarem um resultado um pouco inferior ao obtido com a ferramenta 105_5, tais ferramentas mostraram melhores resultados que os obtidos com as ferramentas da mesma classe sem o uso de revestimento (110_1, 110_2 e 118_1). Este mesmo comportamento ocorreu para as ferramentas revestidas 105_5 e 144_14, que, quando comparadas às ferramentas da mesma classe sem revestimento (144_2 e 105_2), também apresentaram desempenho superior.

Desta forma, é possível concluir que o aumento no comprimento de corte verificado com estas ferramentas revestidas deve-se, principalmente, à utilização do revestimento. Esse resultado está em consonância com a literatura da área (KLOCKE et al, 1998; KLOCKE; KRIEG, 1999 e PAKULA et al., 2004), que afirma que com a utilização de revestimentos obtém-se um aumento na vida das ferramentas; pois eles protegem por mais tempo o substrato da ferramenta contra os carregamentos térmicos, químicos e mecânicos.

No que se refere à escolha da combinação do tipo de substrato e tipo de revestimento, a melhor combinação substrato/revestimento é composta pelo substrato 105 e o revestimento MC ($\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$) - ferramenta 105_9 - como pode ser visualizado na Figura 5-2.

O melhor resultado obtido com a ferramenta 105_9 se deve à utilização da multi-camada de revestimento $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$, pois a multi-camada permite a proteção do substrato por mais tempo, em função da combinação das propriedades do óxido de alumínio e do nitreto de titânio. O Al_2O_3 possui elevada dureza e excelente resistência a ataques químicos e à oxidação. Já o TiN possui elevado valor de dureza, na ordem de 1900-2700 HV (KÖNIG; KLOCKE, 2002), além de baixo coeficiente de atrito e elevada dureza a quente. Por sua vez, as ferramentas revestidas somente com Al_2O_3 ficam mais expostas à ação dos mecanismos de desgastes atuantes durante a usinagem do ferro fundido vermicular, pois não possuem a barreira de TiN.

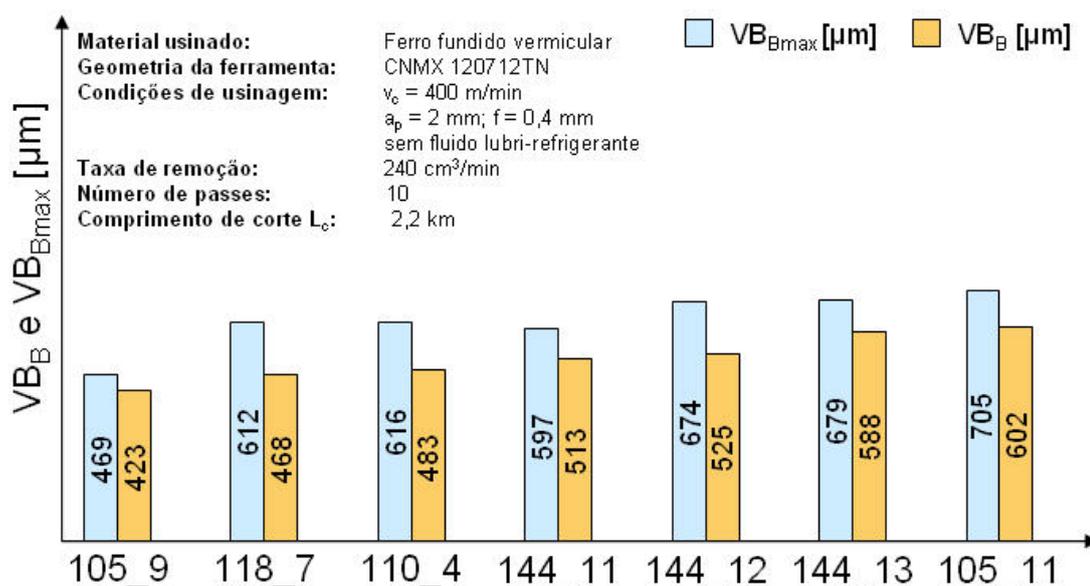


Figura 5-2: Influência do tipo de revestimento na vida da ferramenta.

5.1.2 Influência da velocidade de corte na vida da ferramenta

Dentre os parâmetros de corte da usinagem, a velocidade de corte é um dos que mais influencia na vida da ferramenta, possuindo grande correlação com a geração de calor na zona de corte.

Na usinagem de ligas em geral, é possível observar, em alguns casos, que, com o aumento da velocidade de corte, ocorre a redução da força de usinagem. Isso acontece pelo fato de que, com o aumento da temperatura de usinagem na zona de corte, há a redução da resistência mecânica do material usinado, diminuindo a força necessária para a sua remoção. Por outro lado, com o aumento da velocidade de corte, ocorre também o aumento dos tipos e da intensidade dos mecanismos de desgaste que atuam sobre a ferramenta de corte, reduzindo significativamente a vida dessa (PAUCKSH, 1996; KÖNIG; KLOCKE, 2002). Assim, é necessário encontrar a velocidade de corte mais apropriada para o par peça/ferramenta.

A Figura 5-3 apresenta os resultados referentes à análise da influência da velocidade de corte na vida das ferramentas cerâmicas. Aqui, é possível perceber que as ferramentas ensaiadas com menor velocidade de corte apresentaram menor desgaste. Esse é o caso das ferramentas 144_1 em relação à ferramenta 144_3 e da ferramenta 144_7 em relação às ferramentas 144_8, 144_11, 144_12 e 144_13. Um aumento na velocidade de corte de 200 m/min para 400 m/min implica um aumento entre 10 e 20% da marca do desgaste.

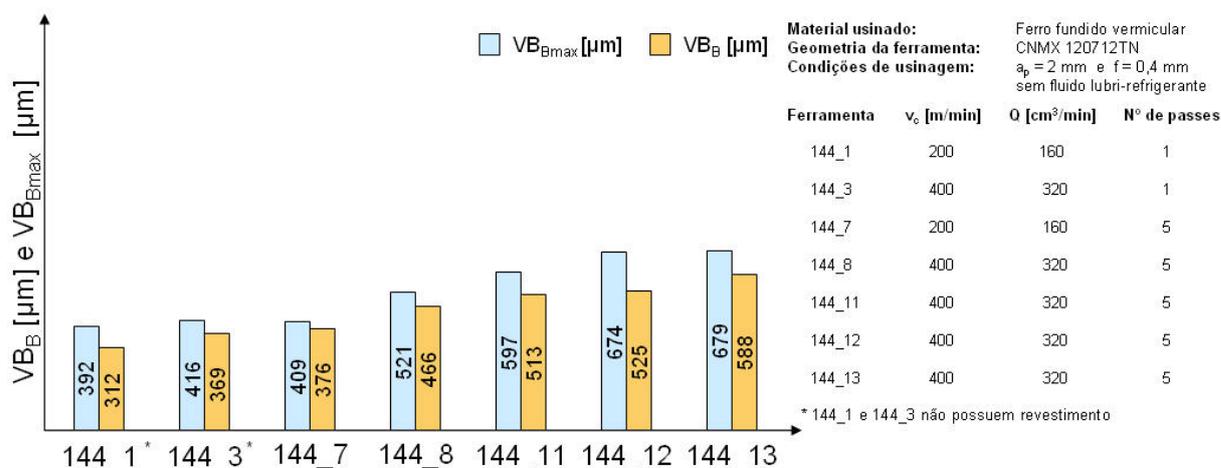


Figura 5-3: Efeito da velocidade de corte sobre a vida da ferramenta.

A redução da velocidade de corte de 400 m/min (144_8) para 200 m/min (144_7) gerou uma diminuição no desgaste da ferramenta, porém, a produtividade utilizando a velocidade de corte de 200 m/min é 50% menor que a verificada com a velocidade de corte de 400 m/min. Deste modo, analisando a vida da ferramenta e a produtividade que esta proporciona, optou-se pela velocidade de corte de 400 m/min.

5.1.3 Efeito do avanço no desgaste da ferramenta

Na literatura consta que, com o aumento do avanço, tem-se o aumento da força de corte e das demais componentes da força de usinagem. Da mesma forma, o aumento do avanço causa o aumento da temperatura de usinagem que aumenta os tipos de mecanismos de desgaste atuantes na ferramenta e a intensidade desses (PAUCKSCH, 1996; KÖNIG, KLOCKE, 2002).

Na Figura 5-4, são apresentados os resultados da influência do avanço na vida da ferramenta. Três variações diferentes de avanço são mostradas para a mesma quantidade de material removido.

É possível observar que a ferramenta 144_14 com o menor valor de avanço ($f = 0,2$ mm) apresenta o maior desgaste em relação à ferramenta 144_9 com avanço de 0,4 mm. Essa diferença se deve ao fato de que o avanço de 0,2 mm é igual ao chanfro da ferramenta, o que causa o aumento dos esforços da força de avanço. O aumento da força tem consequência direta na quantidade de calor gerado e assim, na resistência da ferramenta. Para o caso das ferramentas 118_6

($f = 0,3$ mm) e 118_5 ($f = 0,2$ mm) onde o aumento do avanço corresponde a 1/2 do valor do avanço, a diferença do desgaste entre as ferramentas também foi menor.

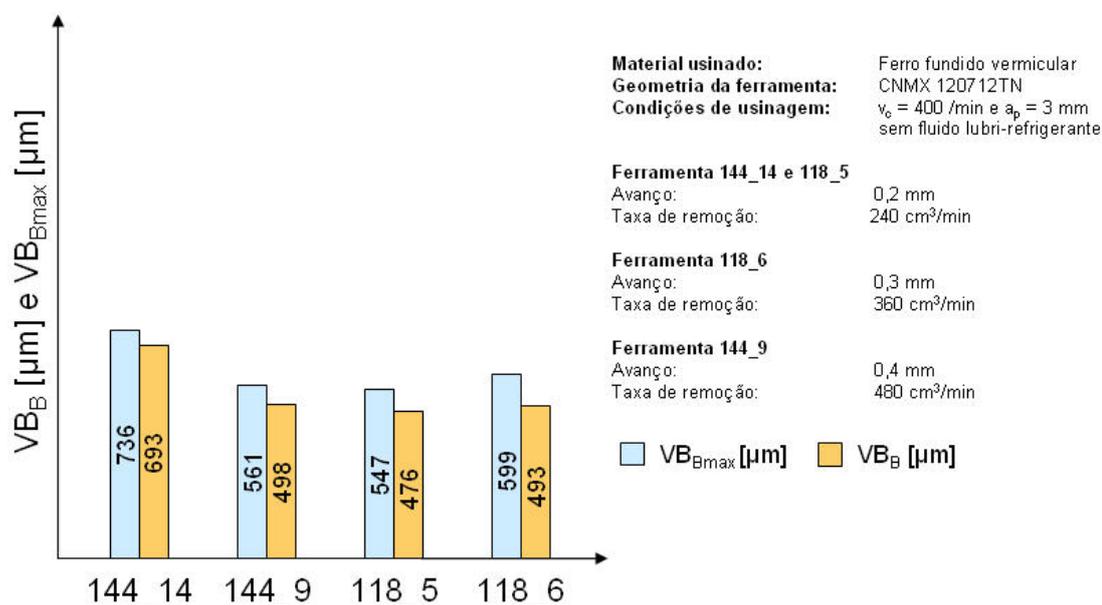


Figura 5-4: Efeito do avanço na vida da ferramenta.

Como causa principal dessa tendência tem-se o fato de que o avanço controla o tempo de contato entre a ferramenta e a peça. Nas situações com maiores valores de avanço, ferramentas 144_14 e 118_6, o acúmulo de temperatura na ferramenta é menor, pois estas ficam menos tempo atritando com o cavaco e a peça, resultando no aumento da sua vida. Tais resultados são similares ao encontrados por Wertheim e Agranov (1986), Lauscher (1988) e, mais recentemente, por Bagetti (2008).

Assim, com base na análise dos resultados obtidos e observando sempre a resistência ao desgaste da ferramenta e a produtividade da usinagem, optou-se para dar continuidade ao trabalho por um avanço de 0,4 mm.

5.1.4 Efeito da profundidade de corte na vida da ferramenta

Para avaliar o efeito da profundidade de corte na vida da ferramenta, foram utilizadas profundidades de corte de 2 e 3 mm, mantendo constantes os demais valores de velocidade de corte e avanço. Os resultados para essa etapa da pesquisa podem ser vistos na Figura 5-5.

Nos ensaios aqui realizados, o aumento no desgaste não foi tão evidente, não podendo ser justificado pela escolha de uma maior ou menor profundidade de corte. A escolha do valor da profundidade de corte (menor valor) baseou-se na segurança

do processo.

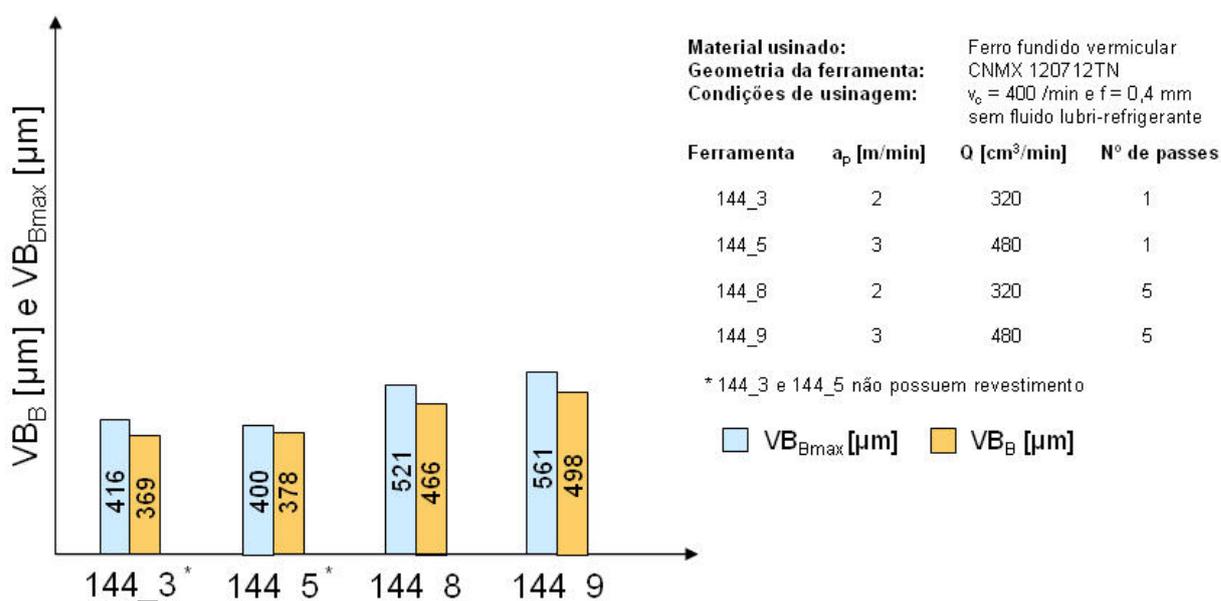


Figura 5-5: Efeito da profundidade de corte na vida da ferramenta.

Os ensaios de curta duração foram muito importantes para a realização deste trabalho, pois forneceram o conhecimento empírico das variáveis do processo sobre o desgaste da ferramenta e possibilitaram compreender, para as diferentes combinações de material, revestimento e parâmetros de corte, em que nível de grandeza o desgaste ocorreu, o que forneceu subsídios significativos para a realização da pesquisa com as ferramentas do Fabricante A. Com base nestes ensaios, juntamente com a empresa parceira, tomou-se a decisão pela utilização do substrato 105 para usinar o ferro fundido vermicular, variando o tipo de revestimento e utilizando como parâmetros de corte: velocidade de 400 m/min, avanço de 0,4 mm e profundidade de corte de 2 mm.

5.2 Ensaios de torneamento de longa duração dos ferros fundidos vermicular e cinzento.

Neste item, será apresentado o comportamento de desgaste das ferramentas dos Fabricantes A e B usinando os ferros fundidos vermicular e cinzento. O desgaste das ferramentas será analisado em função do tipo de material da ferramenta e do tipo de ferro fundido. Aqui são levantadas as hipóteses que serão investigadas nas próximas etapas do trabalho. Os ensaios de usinagem de longa

duração foram divididos em duas sub-etapas:

- Ensaio de longa duração com o ferro fundido vermicular; e
- Ensaio de longa duração com o ferro fundido cinzento.

As condições de usinagem e as combinações de substrato, revestimento, pós-tratamento e material da peça, seguem o exposto no item 4.3.1.

5.2.1 Usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas de nitreto de silício do Fabricante A

Aqui são exibidos os resultados da segunda etapa experimental para as ferramentas de corte do Fabricante A descritas no Item 4.3.1, com os parâmetros de corte e substratos definidos no Item 5.1.

Uma análise dos revestimentos utilizados na primeira etapa, Al_2O_3 e Al_2O_3+TiN , definidos aqui por CA e CN, respectivamente, também é efetuada. A diferença entre os revestimentos usados na primeira etapa e os ensaiados aqui consiste na aplicação, nesses da segunda etapa, de um tratamento pós-deposição, com o intento de reduzir o coeficiente de atrito do revestimento.

As variações ensaiadas se constituíram em: revestimento sem tratamento pós-deposição (controle), identificado na pesquisa pela letra “O”; revestimento com tratamento pós-deposição de alisamento da superfície por polimento, identificado na pesquisa pela letra “G”; e revestimento com tratamento de pós-deposição de alisamento da superfície por jateamento, identificado pela letra “S”.

Nesta etapa, são colhidos os dados e amostras para as análises posteriores e a identificação dos mecanismos de desgaste.

5.2.1.1 Ensaio de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramenta de nitreto de silício não revestida

Para analisar o desempenho e o mecanismo de desgaste do substrato cerâmico 105 na usinagem do ferro fundido vermicular, foi utilizada, para as repetições denominadas de A_18, A_19 e A_20, velocidade de corte de 400 m/min, avanço de 0,4 mm e profundidade de corte de 2 mm.

Nesta condição ensaiada, o uso do substrato 105 para a usinagem do ferro fundido vermicular se mostrou praticamente inviável, apresentando um desgaste extremamente prematuro. Em todas as repetições ensaiadas, o substrato 105 revelou uma vida de aproximadamente 1 (um) minuto, perfazendo somente dois

passes ou um comprimento de corte equivalente a 420 m (Figura 5-6).

Os resultados obtidos pelo substrato 105, quando analisada a vida da ferramenta, se mostram inferiores aos obtidos por Leuze (2000) e Xavier (2003). Na comparação com Leuze (2000), que também utilizou velocidade de corte igual a 400 m/min, avanço de 0,3 mm e profundidade de corte 0,15 mm, a vida da ferramenta foi em média 50% inferior. Quando se leva em consideração que a taxa de remoção de cavaco usada por Leuze (2000) foi de apenas 18 cm³/min, os resultados aqui obtidos pelo substrato 105 são melhores, pois a taxa de remoção de cavaco utilizada foi de 320 cm³/min, valor esse em torno de 18 vezes superior ao utilizado por Leuze (2000) e que submete a ferramenta a maiores esforços de corte, com o benefício da elevada remoção de material, garantindo maior produtividade.

Essa análise também é válida para a comparação com os resultados de Xavier (2003). Ele utilizou velocidade de corte de 500 m/min, profundidade de corte de 0,5 mm e avanço de 0,2 mm, e obteve uma vida da ferramenta três vezes superior à alcançada com o substrato 105 aqui ensaiado. Porém, quando se compara a taxa de remoção de cavaco, a taxa utilizada por Xavier (2003) (50 cm³/min) foi 6,5 vezes menor que a empregada nesta pesquisa (320 cm³/min). Ou seja, apesar de a menor vida do substrato 105 ser três vezes inferior ao valor obtido por Xavier (2003), a ferramenta 105 foi capaz de remover o dobro de material em relação à ferramenta utilizada por Xavier (2003).

O maior avanço e profundidade de corte utilizados nesta pesquisa possibilitaram o aumento na produtividade da usinagem do vermicular, um dos objetivos deste trabalho; entretanto, quando se analisa a vida da ferramenta em função do tempo de usinagem, essa é bem reduzida, os valores elevados de avanço e da profundidade de corte aumentam o carregamento mecânico e térmico na ferramenta, diminuindo a sua vida.

Durante a usinagem do ferro fundido vermicular, os esforços mecânicos e o calor gerado para a remoção do cavaco se concentraram em uma pequena porção da ferramenta. Em virtude do elevado carregamento mecânico, temperatura e reações triboquímicas que ocorrem na ferramenta e reduzem sua resistência ao desgaste, a ferramenta, depois de um curto tempo de usinagem, sofre elevada remoção de material, o que implica o aumento do desgaste de flanco e de cratera. O aumento do desgaste de flanco e de cratera pode ser verificado na Figura 5-7.

Material usado: Ferro fundido vermicular **Geometria:** CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – sem revestimento

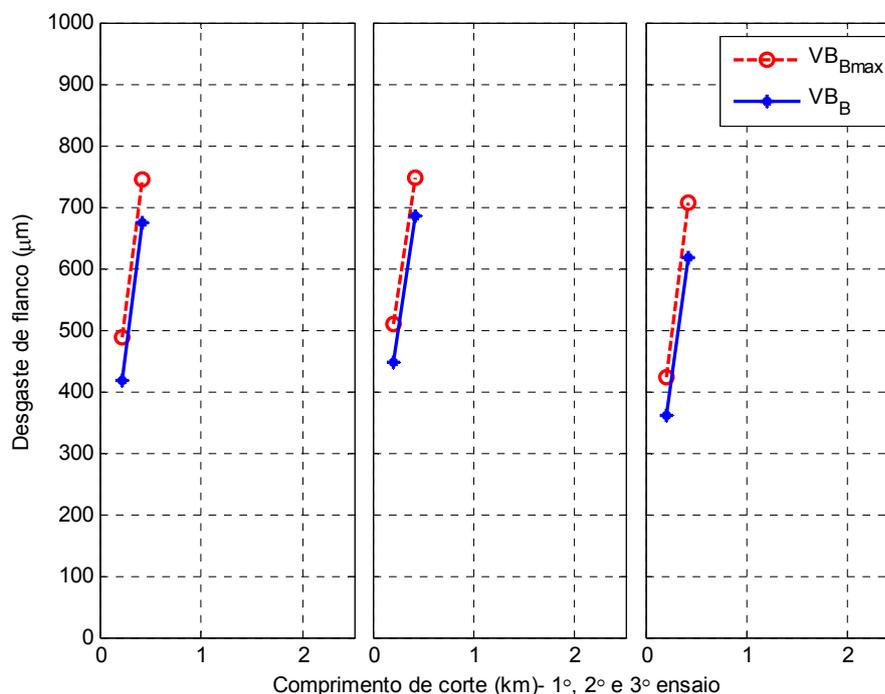


Figura 5-6: Curvas de desgaste usinando o ferro fundido vermicular com ferramentas de nitreto de silício não revestidas: a) A_18; b) A19; e c) A20.

O elevado desgaste de flanco e de cratera observado na Figura 5-7 ocasiona a mudança da geometria de corte da ferramenta e com um rápido aumento das forças de usinagem, em particular, das forças passiva (F_p) e de avanço (F_f) (Figura 5-8).

É possível constatar que o desgaste e a alteração da geometria da ferramenta são tão intensos que as forças passiva (F_p) e de avanço (F_f) aumentam significativamente já no primeiro passe. No segundo passe, ocorre uma pequena oscilação nas componentes da força de usinagem, mas a tendência de aumento das forças de avanço e passiva continua e, ao final do passe, é possível notar que a força de avanço (F_f) é maior que a força de corte (F_c). Já a força passiva (F_p), ao final do passe, se mostra igual a força de corte.

Material usinado: Ferro fundido vermicular **Geometria:** CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – sem revestimento

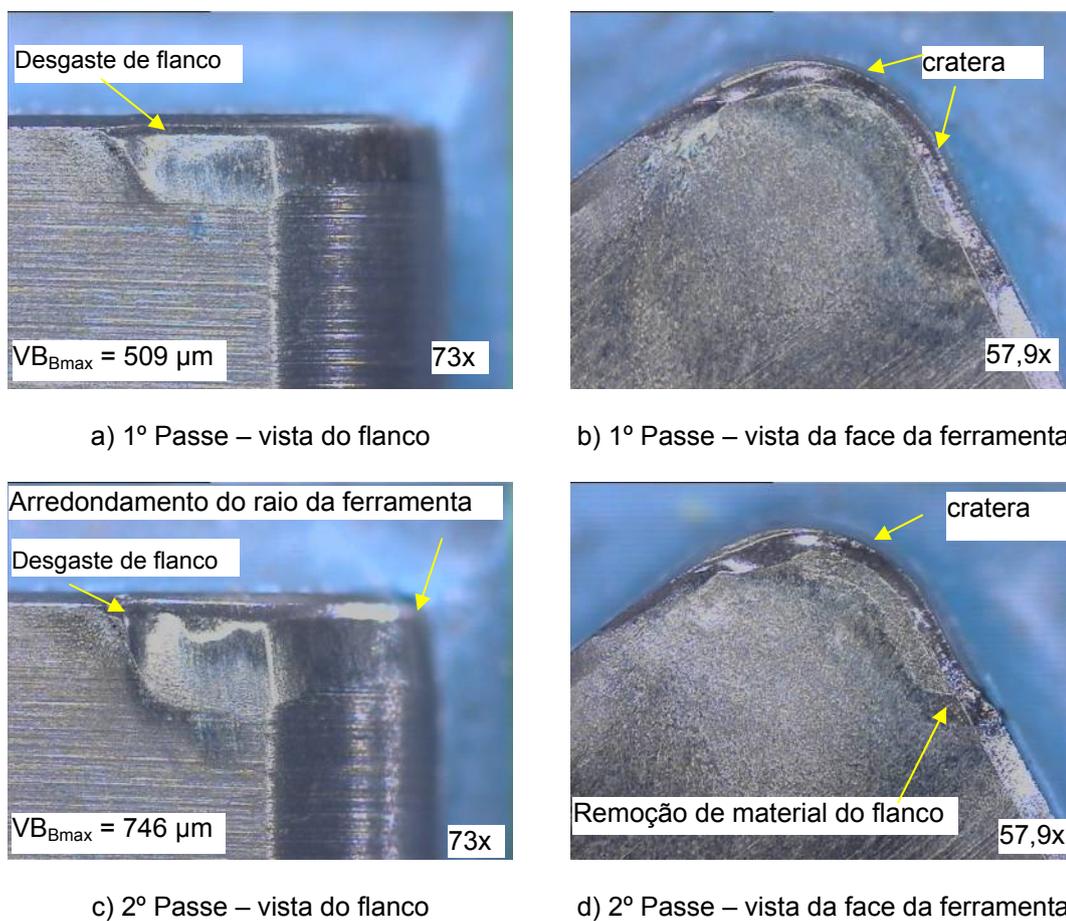


Figura 5-7: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta do ensaio A_19.

Material usinado: Ferro fundido vermicular **Geometria:** CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – sem revestimento

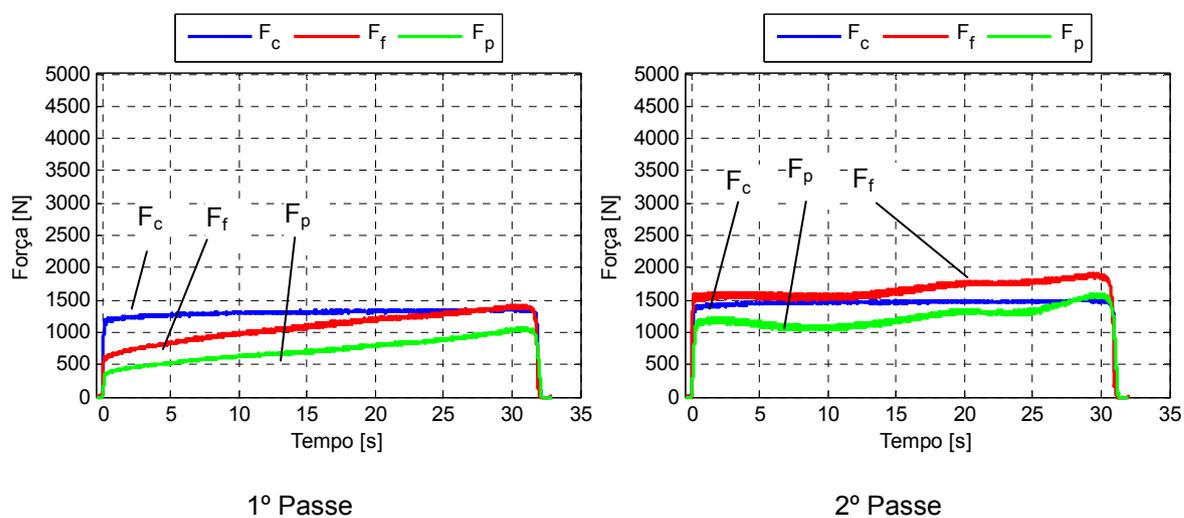


Figura 5-8: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva para a usinagem do ferro fundido vermicular com o substrato 105 sem revestimento - ensaio A_20.

O aumento dos esforços mecânicos tem conseqüência direta no controle dimensional e na integridade da peça. Nos experimentos aqui realizados, observou-se que os esforços de usinagem ultrapassaram a resistência mecânica do ferro fundido vermicular no final da peça, ocasionando o arranque do material e a indesejada formação de rebarba negativa (*break-out*), como pode ser visto na Figura 5-9.

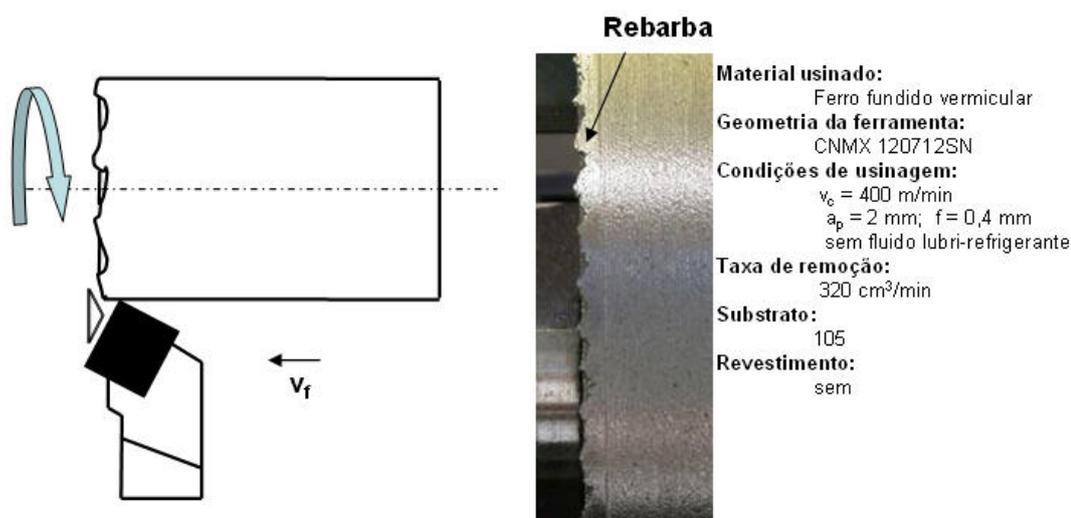


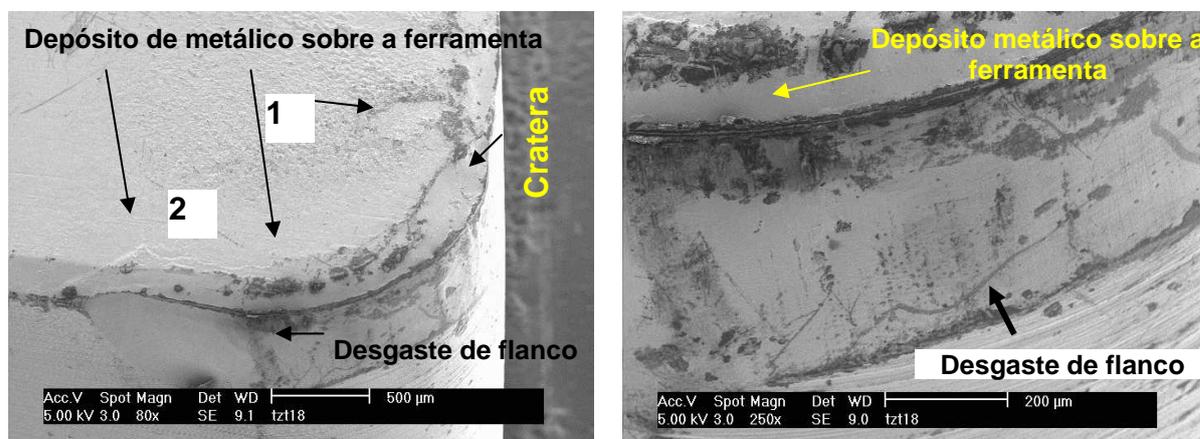
Figura 5-9: Caracterização da rebarba negativa formada após o segundo passe no ensaio A_19.

Em busca de informações que permitissem entender melhor as causas do desgaste da ferramenta de nitreto de silício, substrato 105, sem revestimento, a ferramenta do ensaio A_18 foi analisada no microscópio eletrônico de varredura (Figura 5-10).

A Figura 5-10a mostra a vista geral da ferramenta. Nesta figura, observa-se o já mencionado desgaste de flanco e de cratera da ferramenta. Além disso, o maior aumento da superfície proporcionado pelo microscópio eletrônico de varredura mostra uma camada de material oriunda da peça de ferro fundido vermicular e depositada sobre a face e o flanco da ferramenta. Essa camada é identificada na figura como regiões 1 e 2.

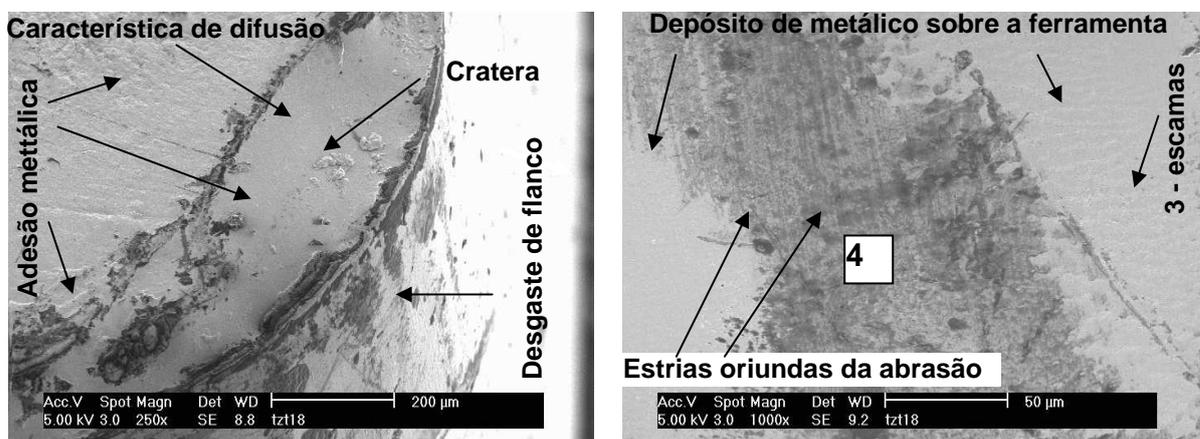
A região 2 (Figura 5-10a) apresenta claramente a camada aderida revestindo o gume da ferramenta e diminuindo de espessura sobre a superfície da ferramenta. Nesta mesma figura, na região identificada como 1, percebe-se claramente que parte da camada aderida sobre a face da ferramenta foi removida, causando uma pequena depressão no relevo.

Material: Ferro fundido vermicular **Geometria:** CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – sem revestimento



a) Vista geral

b) Vista do flanco



c) Detalhe do desgaste de cratera

d) Detalhe do desgaste de flanco

Figura 5-10: Análise das características do desgaste da ferramenta 105, ensaio A_18, no microscópio eletrônico de varredura: a) vista geral da ferramenta; b) morfologia do desgaste de flanco; c) aumento na região do desgaste de cratera; e d) aumento na região do desgaste de flanco.

A Figura 5-10b e Figura 5-10c reforçam a hipótese de material aderido sobre o gume da ferramenta, mostrando detalhes do desgaste de flanco e de cratera da ferramenta. Aqui identifica-se claramente a formação da camada aderida, uma espécie de revestimento sobre a ferramenta.

Na Figura 5-10d, é possível identificar duas regiões distintas: a região mais clara, denominada 3, mostra nitidamente uma fina camada de material (ferro fundido vermicular) recobrindo o flanco da ferramenta e possui uma morfologia na forma de escama. A região escura, denominada 4, apresenta, por sua vez, uma morfologia típica de uma superfície que sofreu desgaste abrasivo. Nesta região, pode-se

observar a remoção de grande parte do filme que reveste a região três e também a orientação do sentido em que ocorreu a remoção, mostrado aqui pelas estrias.

A morfologia da superfície da ferramenta 105, ensaio A_18, exibe características típicas de superfícies sujeitas a reações tribológicas. Aqui, supõe-se que o elevado carregamento mecânico e térmico faz com que a ferramenta de nitreto de silício perca a sua estabilidade química e reaja com o meio ambiente e com o cavaco, formando produtos que são depositados sobre a face da ferramenta na forma de um filme. Esse filme possui menor resistência mecânica que o material da ferramenta e é facilmente removido, fazendo com que as reações entre a ferramenta e o cavaco, e a conseqüente formação do filme, ocorram até a falha da ferramenta.

A análise química da região 4 da Figura 5-10d evidencia que a região é composta basicamente por Si, Al e Fe (Figura 5-11). O Si e Al são oriundos da ferramenta e o Fe da peça usinada. Assim, a camada aderida é um produto oriundo da reação entre o Fe e o nitreto de silício.

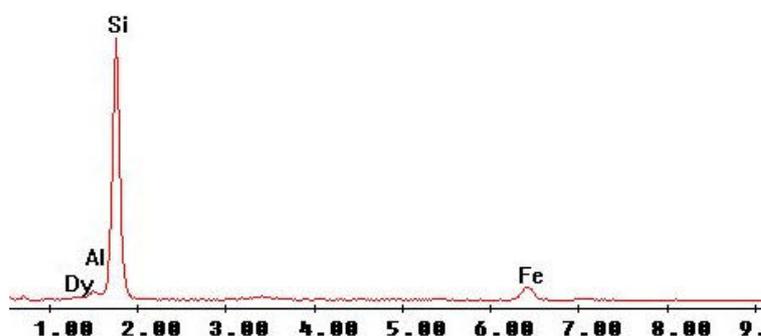


Figura 5-11: Análise química da região 4 da Figura 5-10d.

Resultados semelhantes no que diz respeito à morfologia do desgaste e à composição da camada aderida sobre as ferramentas de nitreto de silício foram encontrados por Lauscher (1988), Denkena (1992) e Klose (1993) quando usinando o ferro fundido nodular. A similaridade das características de desgaste das ferramentas de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido vermicular com o descrito na literatura sobre as características de desgaste da usinagem do ferro fundido nodular pode ser explicada pelas semelhanças composicional e das propriedades mecânicas entre esses dois tipos de ferros fundidos, como destacado no Item 3.2.

5.2.1.2 Ensaios de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas revestidas

Em virtude da redundância encontrada nos resultados com as diferentes ferramentas revestidas empregadas na usinagem do FV, optou-se por apresentar aqui somente os resultados mais significativos. A apresentação dos resultados excluídos e a discussão destes, de uma forma minuciosa, se encontram no anexo digital.

A utilização da ferramenta com substrato 105 e revestida com uma camada de Al_2O_3 (óxido de alumínio) e outra de TiN (nitreto de titânio) (105CN - ensaios A_13, A_14 e A_15), ambas com espessuras médias na ordem de $2\ \mu\text{m}$, trouxe melhoras significativas na vida da ferramenta em relação às ferramentas com o mesmo substrato não revestidas (Figura 5-12). Em relação à essas ferramentas, a vida da ferramenta revestida com dupla camada de revestimento quintuplicou.

Material usado: Ferro fundido vermicular **Geometria:** CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400\ \text{m/min}$; $a_p = 2\ \text{mm}$ e $f = 0,4\ \text{mm}$ – seco
Substrato: 105 – revestimento $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN}$ e sem pós-tratamento de alisamento

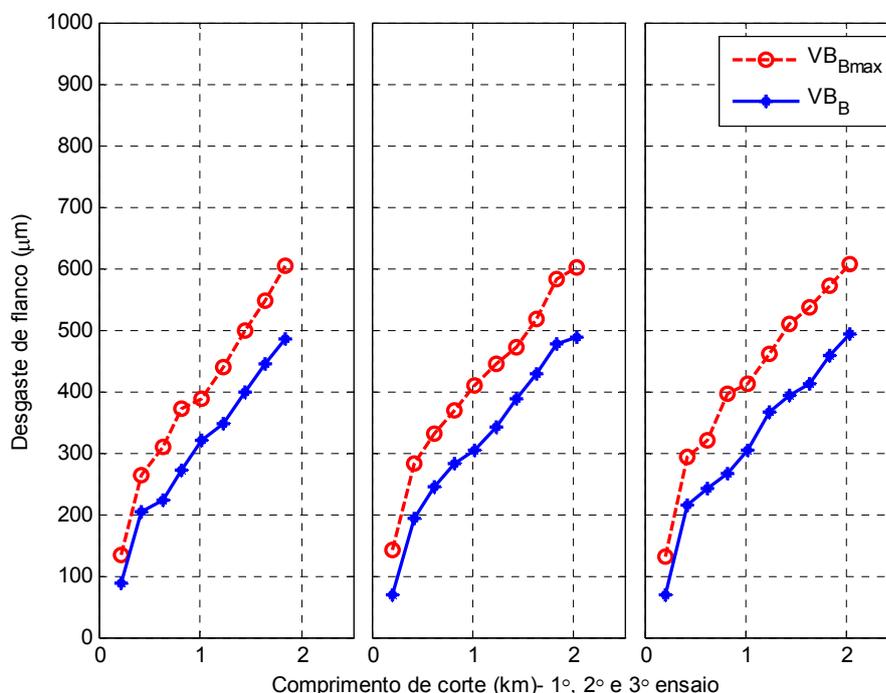


Figura 5-12: Curvas de desgaste usando o ferro fundido vermicular com ferramentas de nitreto de silício revestidas com $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN}$ e sem pós-tratamento de alisamento – Ensaios A_13, A_14 e A_15.

Analisando a Figura 5-12, constata-se que o desenvolvimento das curvas de

desgastes foi ameno, apresentando as três regiões clássicas de desenvolvimento descritas por Zum Gahr (1987) e Paucksch (1996): período ameno (0,5 km), período constante (0,5 até 1,5 km) e o período de colapso (acima de 1,8 km).

O comportamento da ferramenta 105 revestida com $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ e sem pós-tratamento de alisamento do revestimento em relação às outras ferramentas aqui ensaiadas pode ser explicado em função da dupla camada de revestimento empregada sobre ela. O TiN apresenta como vantagens, como já discutido na revisão bibliográfica, elevada dureza, elevada resistência ao desgaste e baixo coeficiente de atrito. Já o óxido de alumínio possui elevada resistência ao desgaste abrasivo e difusivo (PAUKSCH, 1996; DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 1999; KÖNIG; KLOCKE, 2002; TÖNSHOFF; DENKENA, 2004). Assim, a proteção do substrato da ferramenta contra abrasão e difusão e a redução do coeficiente de atrito são aumentadas pela dupla camada de revestimento.

O aumento da proteção da ferramenta pelo uso de várias camadas de revestimento pode ser visto na Figura 5-13, que mostra a caracterização do desenvolvimento do desgaste da ferramenta. Nesta figura, mais precisamente na Figura 5-13a, é evidenciado o desgaste de flanco da ferramenta durante a usinagem do ferro fundido vermicular no primeiro passe. Aqui se verificam no flanco da ferramenta duas regiões que ajudam a entender o desgaste da ferramenta: Na primeira, descrita como região 1, observam-se na região desgastada do flanco três níveis ou camadas de materiais. O nível mais profundo mostra o substrato da ferramenta e que aparece na imagem com a tonalidade mais escura. Logo abaixo deste nível vê-se outra tonalidade escura, porém um pouco mais clara, que é formada pelo revestimento de óxido de alumínio. O último nível exibe um tom dourado e é formado pelo revestimento de nitreto de titânio. Esse escalonamento da superfície confirma que a camada dupla de revestimento protege a ferramenta por mais tempo, pois a remoção do revestimento se dá de uma maneira gradual, primeiro o nitreto de titânio e posteriormente o revestimento de óxido de alumínio.

A segunda região mostra um pequeno depósito de material aderido sobre a face da ferramenta. Esse depósito de material provindo do ferro fundido vermicular pode ser melhor visualizado na Figura 5-13b, região 2. Aqui se observa que o depósito de material recobre grande parte do chanfro da ferramenta no gume principal. Além disso, a Figura 5-13b mostra que, na região do gume secundário da ferramenta, parte do revestimento foi removida, apresentando características do

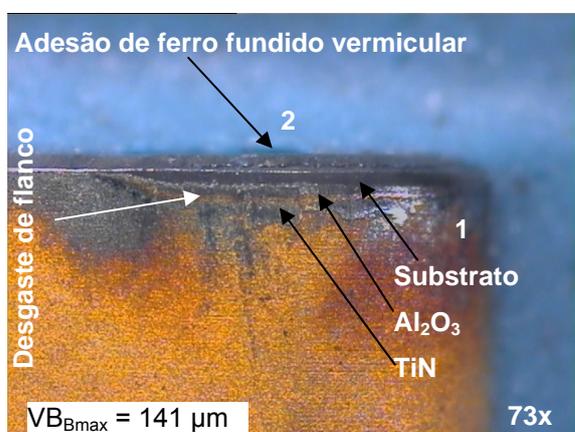
início do desgaste de cratera.

A Figura 5-13c mostra o desgaste de flanco para a ferramenta após o décimo passe. Aqui é possível notar um elevado desgaste de flanco, com grande quantidade de material removido da ferramenta. Na região 3, são utilizadas duas linhas para demonstrar a erosão da quina da ferramenta em função do desgaste. Além disso, percebe-se grande quantidade de material aderido no início da região que delimita o desgaste de flanco.

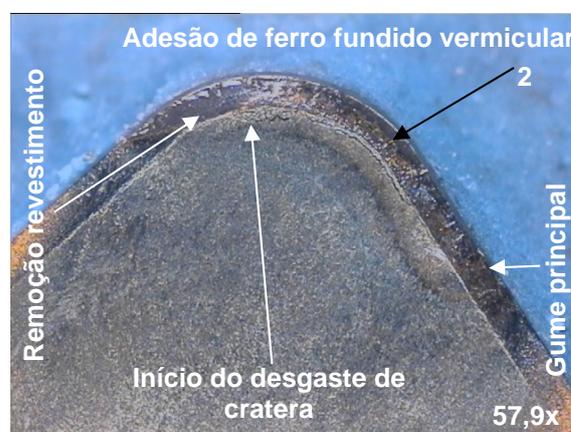
Material usinado: Ferro fundido vermicular **Geometria:** CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

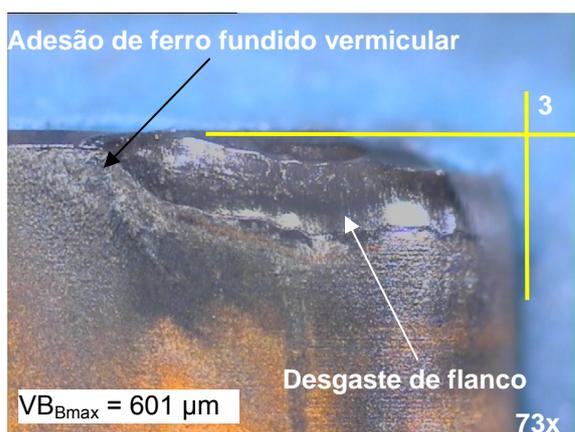
Substrato: 105 – revestimento $Al_2O_3 + TiN$ sem pós-tratamento de alisamento



1º - Passe - Vista do flanco da ferramenta



1º - Passe – Vista da face da ferramenta



10º - Passe - Vista do flanco da ferramenta



10º - Passe - Vista da face da ferramenta

Figura 5-13: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta de nitreto de silício (105), revestida com $Al_2O_3 + TiN$ e sem pós-tratamento de alisamento (ensaio A_14).

Na Figura 5-13d, é mostrada a face da ferramenta após a realização do décimo passe. Nesta figura, em relação à Figura 5-13b, é constatado um elevado

aumento de material aderido junto à face da ferramenta. Além disso, como já identificado nas outras ferramentas, é possível observar um elevado desgaste de cratera, sendo esse um forte indicativo da ação de desgaste de origem triboquímica.

O efeito positivo da dupla camada de revestimento é reforçado quando é analisado o desenvolvimento das forças de usinagem (Figura 5-14). Na Figura 5-14a, são diagramadas as forças de usinagem para o primeiro passe na usinagem do ferro fundido vermicular. Aqui se observa, na região indicada pelas setas, que, por um curto período de tempo, as forças de avanço e passiva se mantiveram em um patamar constante. Após essa faixa de tempo especificada, aproximadamente 7,5 segundos, vê-se um aumento linear das forças de avanço e de corte.

Material usado: Ferro fundido vermicular **Geometria:** CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – revestimento $Al_2O_3 + TiN$ sem pós-tratamento de alisamento

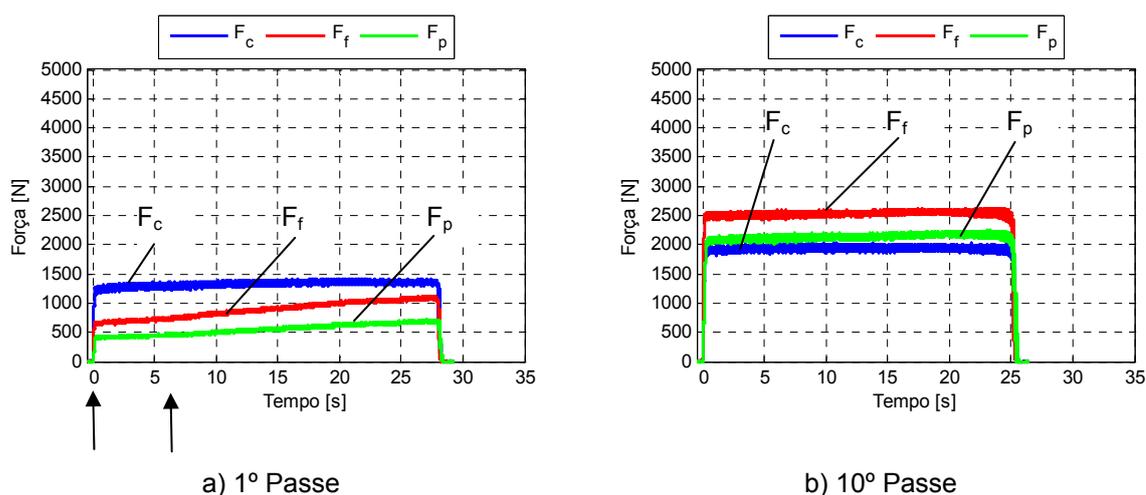


Figura 5-14: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva para o ensaio A_14.

A faixa em que as componentes da força de usinagem não aumentaram de valor corresponde ao período em que o revestimento não foi removido do flanco e da face da ferramenta. Isso mostra que a deposição de revestimentos mais duros, com melhores propriedades tribológicas e estabilidade química que o substrato, é um caminho para a redução do desgaste das ferramentas de nitreto de silício durante a usinagem do ferro fundido vermicular. Nas outras duas repetições, ensaios A_13 e A_15, as componentes da força de usinagem se comportaram da mesma maneira, como mostra a Figura 5-15a e Figura 5-15b.

Após a remoção do revestimento da ferramenta descrito anteriormente, todas as componentes da força de usinagem aumentaram de valor, refletindo o aumento

na intensidade da taxa de desgaste da ferramenta até o momento da falha da ferramenta de corte, como mostra a Figura 5-14b. Nesta figura, é observado que as forças passiva e de avanço ultrapassam os valores da força de corte.

Material usado: Ferro fundido vermicular **Geometria:** CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – revestimento Al_2O_3+TiN sem pós-tratamento de alisamento

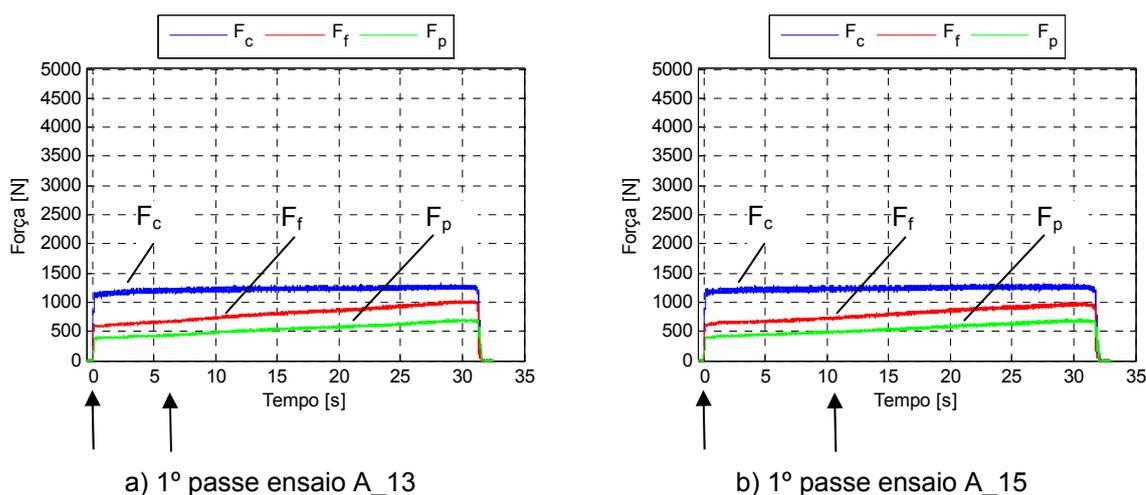


Figura 5-15: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva: a) ensaio A_13 e b) A_15.

Quando se analisa o efeito do desgaste da ferramenta na qualidade da peça, se observa que nos primeiros passes a peça possui uma qualidade satisfatória, com pouca formação de rebarba. À medida que o desgaste aumenta, aumenta também a ocorrência de rebarba na peça, como destaca a Figura 5-16.

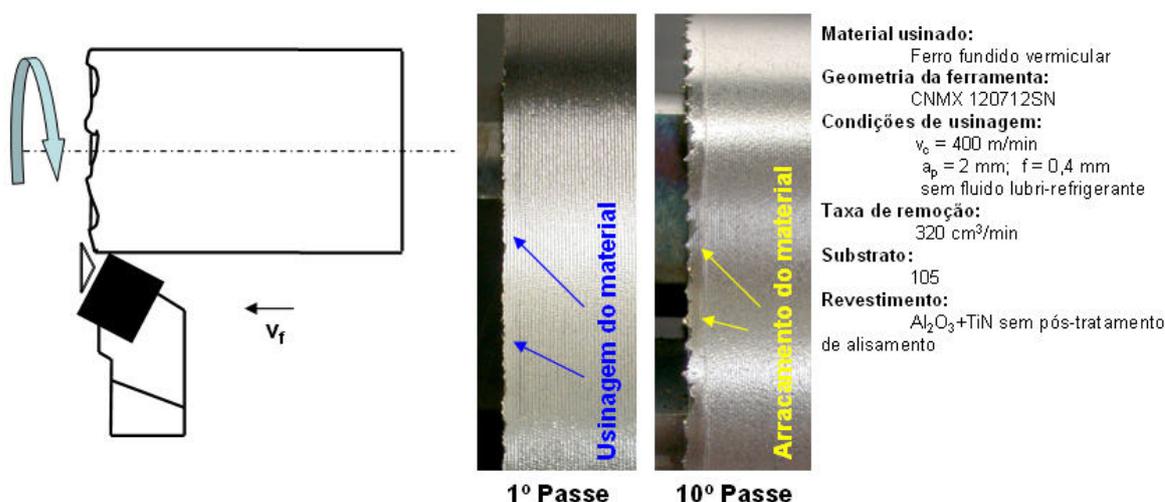


Figura 5-16: Caracterização da formação da rebarba para o ensaio A_13.

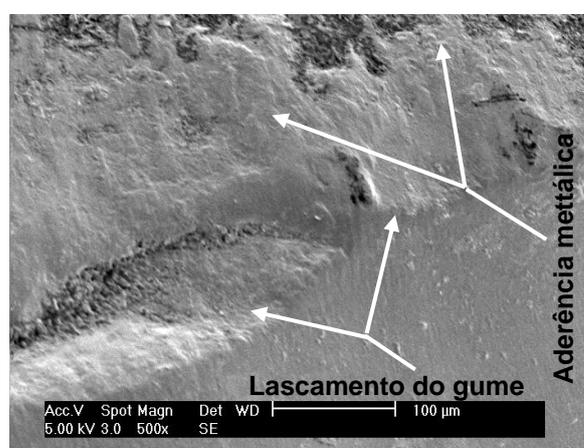
A análise das ferramentas com o uso do microscópio eletrônico de varredura

é mostrada na Figura 5-17. A vista geral da ferramenta desgastada, Figura 5-17a, exibe o excessivo desgaste a que a ferramenta esteve sujeita. Aqui se observa um grande acúmulo de material aderido sobre a face da ferramenta (região 1). Nessa região, a morfologia do relevo revela que parte do material depositado sobre a face da ferramenta foi arrancado devido ao aumento das solicitações mecânicas ocasionadas pelo aumento do desgaste da ferramenta.

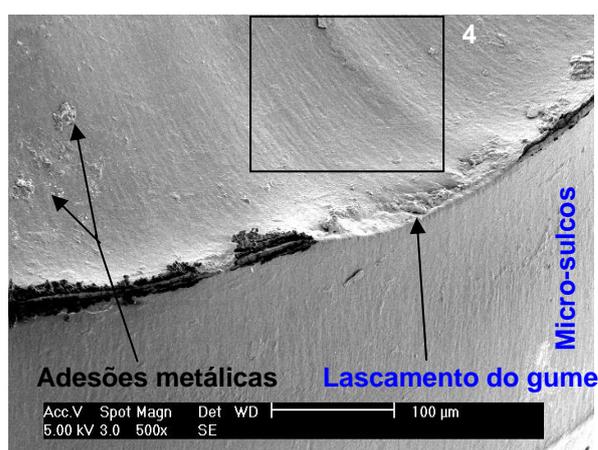
Material usado: Ferro fundido vermicular **Geometria:** CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – revestimento Al_2O_3+TiN sem pós-tratamento de alisamento



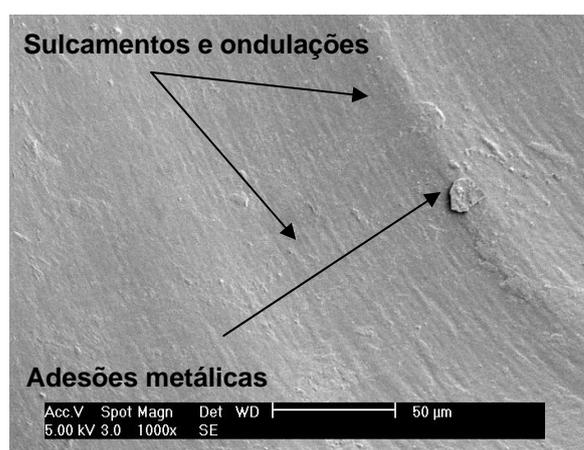
a) Vista geral



b) Vista ampliada da região 2 mostrada na Figura 5-17a.



c) Vista ampliada da região 3 mostrada na Figura 5-17a.



d) Vista ampliada da região 4 mostrada na Figura 5-17c.

Figura 5-17: Caracterização do desgaste da ferramenta no microscópio eletrônico de varredura: a) vista geral da ferramenta; b) vista ampliada da região 2 (a) ; c) vista ampliada da região 3 (a); e d) Vista ampliada da região 4 (c) (ensaio A_14).

A Figura 5-17b mostra a ampliação da região 2 identificada na Figura 5-17a.

Com a ampliação, percebe-se a formação de uma espécie de filme recobrimdo parte da face e do desgaste de cratera da ferramenta. Ainda analisando essa figura, identifica-se algumas depressões que podem ser indicação da presença de lascamentos do revestimento da ferramenta.

O possível lascamento do revestimento na região 2 pode ser causado por problemas de aderência do revestimento com o substrato. O aumento do carregamento térmico gera tensões internas no revestimento por causa da diferença de valores entre os coeficientes de dilatação térmica do revestimento e do substrato e que levam à formação de trincas. As trincas, ao alcançarem o seu raio crítico de propagação ou outra frente de trincamento do revestimento, facilitam a remoção do revestimento. Além disso, a elevada quantidade de material aderido sobre a ferramenta mostra que junções entre o cavaco e o revestimento podem ocorrer. Essas junções podem ser cisalhadas dentro das suas próprias partículas ou exatamente na interface da junção com o revestimento, situação esta mais nociva para o revestimento. Os sucessivos esforços de tração relacionados com a separação das junções formada entre o cavaco e a ferramenta facilitam ainda mais a formação de trincas e a remoção dos revestimentos.

A Figura 5-17c evidencia a ampliação da região 3 da Figura 5-17a. Nela três fatos chamam a atenção: a presença de adesões metálicas; a presença de lascamento; e a presença de micro-sulcos.

A presença de adesões metálicas na superfície de desgaste de cratera reforça a tese de que o cavaco forma uniões/junções com o substrato da ferramenta. As condições para que ocorram reações triboquímicas e a formação de produtos de pouca resistência sobre a superfície da ferramenta são criadas em virtude das elevadas pressões e temperaturas na região de interface cavaco/ferramenta.

A identificação de lascamento da ferramenta mostra que o desgaste de cratera foi muito intenso, alterando a geometria da ferramenta e causando o deslocamento do gume. Nesta figura, observa-se que a profundidade do gume formou um ângulo de saída de cavaco positivo na ferramenta. Essa alteração da geometria acabou por fragilizar o gume da ferramenta, causando assim o seu lascamento.

O terceiro fato interessante diz respeito à presença de micro-sulcos e cavidades na superfície desgastada da cratera e do flanco. Aqui, em função do elevado aumento proporcionado pela utilização do microscópio eletrônico de

varredura, verifica-se que a morfologia do desgaste de cratera não é lisa, diferente da impressão gerada pela análise das imagens adquiridas com o microscópio de ferramentaria. Na verdade, a morfologia da superfície da ferramenta desgastada é áspera, com micro-estrias/sulcos sobre a sua superfície.

A região 4 da Figura 5-17c pode ser vista ampliada na Figura 5-17d. Aqui se identificam claramente os sulcos na superfície da cratera oriundos do processo abrasivo, bem como adesões. Assim, pode se afirmar que o desgaste da ferramenta ocorre com a sobreposição de diferentes mecanismos de desgastes, como o desgaste abrasivo, adesivo e triboquímico.

A adesão, sob condições de pressão e temperatura elevadas e por possuir afinidade química com a ferramenta, reage com a ferramenta. Dessa reação são formados produtos com resistência mecânica inferior à da ferramenta. Tais produtos são facilmente removidos pelo processo de desgaste de adesão ou de abrasão. A remoção através do processo de adesão pode se dar basicamente de três maneiras na superfície da ferramenta.

A primeira ocorre quando é formada uma forte junção/união entre o cavaco e a ferramenta. Em função da cinemática e dos carregamentos relacionados com a usinagem, parte do material que compõe a união é removida, característica típica do desgaste por adesão.

A segunda se dá quando é formada a união ou solda entre o cavaco e a ferramenta. Os sucessivos esforços de tração relacionados com a separação das uniões formadas sobre a ferramenta levam à formação de trincas nos materiais, principalmente em materiais cerâmicos. Ao alcançar o seu raio crítico de propagação ou outra frente de trincamento, grandes quantidades de material da ferramenta podem ser removidas.

A terceira causa relacionada à adesão diz respeito à formação de tribofilmes, produtos oriundos das reações triboquímicas entre o cavaco e a ferramenta durante o processo de usinagem. O produto destas reações é um filme sobre a superfície da ferramenta com propriedades mecânicas inferiores ao do substrato. Por causa das elevadas solicitações mecânicas e térmicas durante a usinagem, ocorre o trincamento e a subsequente remoção desse filme. Após a remoção deste tribofilme, o substrato é exposto novamente, possuindo uma superfície limpa de óxidos e quimicamente altamente reativa, reiniciando novamente o ciclo de formação e remoção deste filme, desgaste difusivo.

A contribuição da abrasão para o desgaste da ferramenta se dá pela remoção dos produtos formados pelas reações triboquímicas por partículas duras oriundas do próprio vermicular, como cementita, inclusões duras (TiC e TiCN), e cementita do contorno de grão, que possuem dureza elevada, até mesmo maior que o nitreto de silício. Essas partículas duras seriam capazes de riscar a superfície da ferramenta e remover a camada depositada sobre a ferramenta ou mesmo o nitreto de silício, desgaste por abrasão.

A contribuição para o desgaste da ferramenta pelo desgaste abrasivo aumentaria ainda mais com o aumento da temperatura, pois, além de aumentar a taxa de formação de produtos na interface cavaco/ferramenta (produtos com menor dureza que o substrato), o aumento da temperatura também causa a redução da dureza a quente do nitreto de silício. Na literatura da área, König e Klocke (2002) e Tönshoff e Denkena (2004), é mostrado que, em temperaturas na ordem de 1000 °C, a dureza do nitreto de silício é reduzida para valores abaixo de 1000 HV. Nesta faixa de temperatura, a dureza do nitreto de silício é bem inferior à do carboneto de titânio, carbonitreto de titânio ou da cementita de contorno de grão.

Assim, essa sobreposição de mecanismos de desgastes faz com que a ferramenta de nitreto de silício, embora seja reconhecida na literatura da área como um material de elevada dureza e resistência ao desgaste, sofra um intenso desgaste durante a usinagem do ferro fundido vermicular.

Da mesma forma que verificado com a ferramenta com dupla camada de revestimento, a utilização do revestimento de Al_2O_3 sobre o substrato 105 (105CAG), ensaios A_01, A_02 e A_03, mais o pós-processamento de alisamento do revestimento por polimento, também trouxe uma melhora significativa na vida da ferramenta. Aqui, assim como na utilização dos outros tipos de ferramentas revestidas, se observou os mesmos mecanismos de desgaste atuantes, difusão, adesão e abrasão, sendo somente observado o retardo ou a aceleração do processo de desgaste da ferramenta. A utilização do revestimento Al_2O_3 proporcionou alcançar uma vida média de 4,5 minutos, resultado este três vezes superior ao verificado utilizando o mesmo substrato sem revestimento.

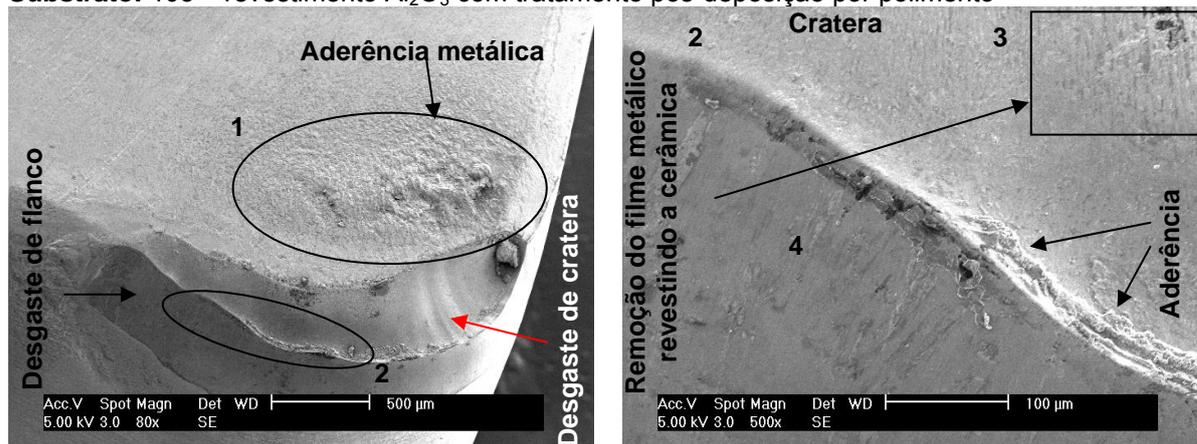
A similaridade dos mecanismos atuantes de desgastes pode ser vista na análise das ferramentas no microscópio eletrônico de varredura (Figura 5-18). A análise da Figura 5-18a revela que a ferramenta sofreu elevada remoção de material na região do gume principal, na superfície do flanco e da face da ferramenta. Essa

região não possui mais a proteção do revestimento e, da mesma forma que a ferramenta com o substrato 105 sem revestimento, tem a morfologia do seu substrato exposta. O substrato exposto apresenta um aspecto liso, sendo este um forte indicativo de desgaste ocasionado por difusão.

Material usinado: Ferro fundido vermicular **Geometria:** CNMX120712SN

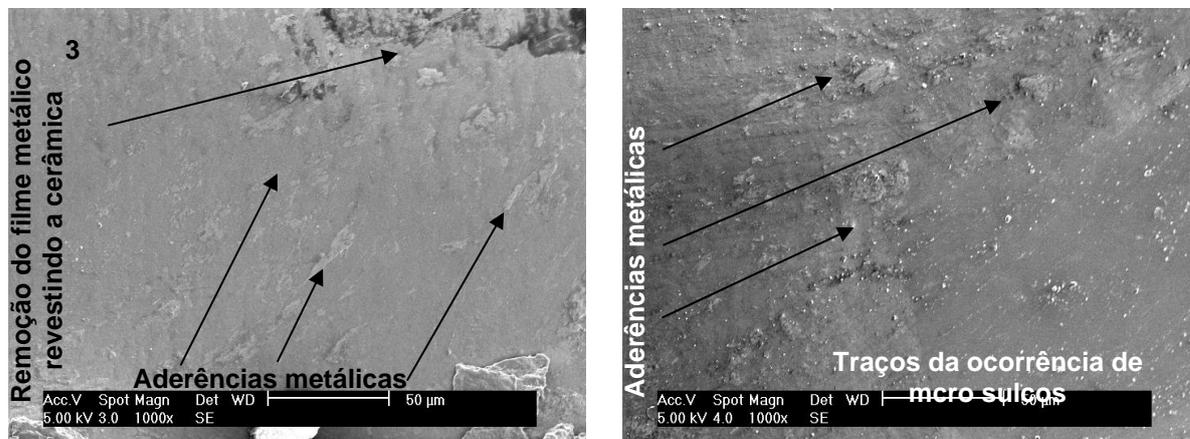
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – revestimento Al_2O_3 com tratamento pós-deposição por polimento



a) Vista geral

b) Vista da interface do desgaste de flanco/cratera (região 2)



c) Vista ampliada do desgaste de cratera

d) Vista ampliada do desgaste de flanco

Figura 5-18: Análise das características do desgaste da ferramenta do ensaio A_02, no microscópio eletrônico de varredura: a) vista geral da ferramenta; b) morfologia da interface do desgaste de flanco/cratera; c) morfologia do desgaste de cratera; e d) aumento na região do desgaste de flanco.

Ainda analisando a Figura 5-18a, nota-se a presença de material aderido na face da ferramenta, região 1, e na interface do flanco/cratera no gume desgastado da ferramenta, região 2. O material aderido na região 1 apresenta um relevo não uniforme com pequenas depressões. Essas depressões indicam que o material aderido foi arrancado, mesmo com forte aderência desse com a ferramenta.

A região 2 da Figura 5-18a foi ampliada para poder obter mais informações sobre os possíveis mecanismos de desgastes, originando a Figura 5-18b. Nessa figura, é possível perceber que o material aderido formou um filme que recobre a superfície desgastada da ferramenta. Esta camada não é homogênea sobre a superfície, podendo-se observar em alguns pontos o arrancamento da mesma e a orientação em que ela foi removida (região 3).

A ampliação da região 3 (Figura 5-18c) reforça a hipótese de um filme aderido sobre a superfície da cratera da ferramenta devido às reações triboquímicas. Nela são encontradas evidências de regiões recobertas e não recobertas com o filme, bem como grandes quantidades de material aderido provindo do ferro fundido vermicular.

A Figura 5-18d mostra a ampliação da região 4 da Figura 5-18b. Aqui é possível verificar novamente na superfície desgastada do flanco mais material aderido. Além disso, são encontradas evidência da ocorrência de micro-sulcos sobre essa superfície. Os micro-sulcos são um indicativo do desgaste por abrasão e, neste caso, reforçam a hipótese de que o substrato da ferramenta, depois da remoção do revestimento de Al_2O_3 , reage com o cavaco do ferro fundido vermicular e forma produtos de pouca dureza e resistência mecânica. Esses produtos são facilmente removidos pelo cavaco, explicando assim a origem da superfície sulcada da ferramenta.

Ao final da etapa dos ensaios com as ferramentas de nitreto de silício do Fabricante A, conclui-se que a aplicação do revestimento como Al_2O_3 e Al_2O_3+TiN nas ferramentas cerâmicas de nitreto de silício aumenta a sua resistência ao desgaste.

Na usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas não revestidas de Si_3N_4 , ocorre uma elevada taxa de desgaste, o que torna a utilização da ferramenta inviável sob as condições aqui testadas. A ferramenta alcança o fim da vida já no segundo passe, algo inconcebível de ser aplicado em uma linha de produção na qual o pré-requisito básico é assegurar a qualidade da peça e garantir baixos custos de produção. Da maneira como o desgaste se desenvolve, não é possível assegurar a requerida precisão dimensional e a integridade do material, gerando elevados custos, principalmente no que diz respeito ao retrabalho das peças para eliminar as rebarbas.

É importante citar a melhora que se obteve com o uso de revestimento na

vida das ferramentas. De uma situação inicial, na qual era possível assegurar somente um passe por gume com a ferramenta de nitreto de silício não revestida durante a usinagem do vermicular, com a utilização de revestimento nas ferramentas de nitreto de silício foi possível alcançar a marca de oito passes, como mostra a Figura 5-19. A identificação das ferramentas exibidas na Figura 5-19 é dada na Tabela 5-1.

A Figura 5-19 mostra claramente a melhora no desempenho das ferramentas revestidas em relação às ferramentas não revestidas. Disso conclui-se que a aplicação de revestimento é um caminho viável para melhorar o desempenho das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido vermicular.

A análise das ferramentas no microscópio eletrônico de varredura permitiu caracterizar um elevado desgaste de flanco e de cratera nelas, tanto para as ferramentas revestidas, como para as não revestidas. Os desgastes das ferramentas revestidas e das não revestidas diferem entre si até o ponto em que o revestimento da ferramenta revestida é removido. Após a remoção do revestimento, o substrato fica totalmente exposto e o desenvolvimento e as características de desgaste são os mesmos para ambos os tipos de ferramentas.

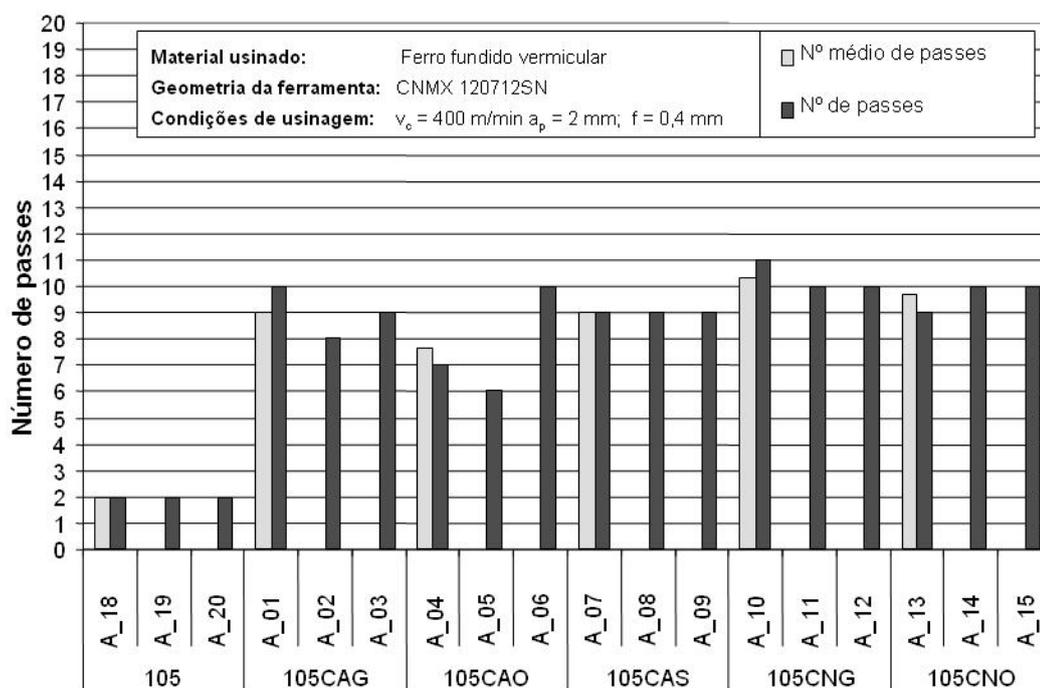


Figura 5-19: Comparação do desempenho entre as ferramentas cerâmicas de nitreto de silício revestidas e não revestidas.

Tabela 5-1: Identificação das ferramentas representadas graficamente na Figura 5-19.

Código	Substrato	Tipo de revestimento	Tipo de pós-tratamento
105	Si ₃ N ₄	Sem	Sem
105CAG	Si ₃ N ₄	Al ₂ O ₃	Polimento
105CAO	Si ₃ N ₄	Al ₂ O ₃	Sem
105CAS	Si ₃ N ₄	Al ₂ O ₃	Jateamento
105CNG	Si ₃ N ₄	Al ₂ O ₃ +TiN	Polimento
105CNO	Si ₃ N ₄	Al ₂ O ₃ +TiN	Sem

A superfície desgastada das ferramentas apresenta geralmente um aspecto liso quando visualizadas com pequenos aumentos. Quando as mesmas superfícies são ampliadas, por sua vez, observa-se a presença de material aderido recobrendo várias partes destas superfícies. Além disso, nota-se que a morfologia destas superfícies é micro-sulcada, evidenciando que a remoção de material acontece pela ação de pequenas partículas (abrasão).

Como as observações dos dados até aqui apontam, o desgaste das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício ocorre em função da sobreposição dos desgastes de adesão, reações triboquímicas e abrasão.

O efeito positivo da utilização do revestimento na vida da ferramenta foi comprovado pelo emprego da análise de variância para um nível de significância de 5% (MONTGOMERY; RUNGER, 2003). Os resultados da análise são mostrados na Tabela 5-2.

Tabela 5-2: Análise de variância para verificação do efeito do uso de revestimento.

Fonte de variação	Soma Quadrática	Graus de liberdade	Média Quadrática	F₀	F_{cr}	Valor P
Revestimento	138,94	5	27,78	27,78	3,11	<0,01
Erro	12	12	1			
Total	150,94	17				

Dado que o ($F_0 = 27,78$) > ($F_{cr} = 3,11$), Tabela 5-2, conclui-se que a utilização do revestimento aumenta a vida da ferramenta na usinagem do ferro fundido

vermicular.

Para verificar se a aplicação de diferentes tipos de pós-tratamento de alisamento do revestimento difere realmente entre si (sem pós-tratamento, pós-tratamento de alisamento do revestimento por polimento e pós-tratamento de alisamento do revestimento por jateamento), foi utilizado o método da mínima diferença significativa (MDS). Nesta comparação, os pares das médias de cada pós-tratamento são declarados significativamente diferentes se a diferença entre as médias de cada tratamento for maior que o MDS. Para um nível de confiabilidade de 95%, tem-se:

- ✓ A vida das ferramentas revestidas difere significativamente da vida das ferramentas não revestidas;
- ✓ Dentro de cada classe de revestimento utilizada na pesquisa, a utilização do pós-tratamento do revestimento não difere significativamente;
- ✓ Os tipos de revestimentos aplicados, Al_2O_3 e $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$, não diferem significativamente entre si. A única exceção ocorre quando se comparam os revestimentos $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$, indiferente do tipo de pós-tratamento empregado, com o revestimento Al_2O_3 , que não possui nenhum pós-tratamento.

A melhora na vida das ferramentas cerâmicas através da utilização de revestimento mostrou-se positiva em termos percentuais, mas ainda é limitada a um pequeno número de passes, o que dificulta a utilização dessas ferramentas em linhas de produção.

Analisando o desempenho entre os tipos de revestimentos, foi possível verificar que não existe diferença significativa entre os revestimentos Al_2O_3 e $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$. A única diferença observada foi em relação à ferramenta Al_2O_3 , que possui somente uma camada de revestimento e nenhum pós-tratamento de alisamento do revestimento. Esse resultado deve-se ao fato de que a dupla camada do revestimento $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ protege o substrato contra os carregamentos térmicos e mecânicos por mais tempo durante a usinagem do ferro fundido vermicular.

Quanto à aplicação do revestimento Al_2O_3 , a pesquisa constatou que esse é removido da superfície da ferramenta já no primeiro passe, indicando a pouca aderência entre o revestimento e o substrato. Tal problema é causado pela diferença entre os coeficientes de dilatação térmica dos materiais (substrato e revestimento)

que, em função do severo carregamento térmico e mecânico, gera tensões e trincas no revestimento, levando à sua remoção e, assim, expõe o substrato da ferramenta à ação dos desgastes triboquímicos e mecânicos.

5.2.2 Ensaios de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas cerâmicas do Fabricante B

Como mencionando no Item 4.3.2, no capítulo 4, a abordagem do trabalho com o Fabricante B consistiu na utilização de ferramentas cerâmicas de nitreto de silício sem e com revestimento e cerâmicas mistas também com e sem revestimento.

Os resultados obtidos com as ferramentas de nitreto de silício não revestidas e revestidas do Fabricante B foram similares aos obtidos com as ferramentas do Fabricante A. Assim, optou-se por apresentar aqui somente os resultados obtidos com as ferramentas mistas e compostas. Os demais resultados podem ser encontrados no anexo digital desta tese.

A realização destes ensaios teve como principal objetivo fornecer dados para o Fabricante B sobre o desempenho de suas ferramentas cerâmicas de nitreto de silício e mistas na usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento. Os ensaios consistiram na utilização de somente dois gumes por tipo de ferramenta. A inclusão dos ensaios com ferramentas cerâmicas mistas nesta tese busca apenas fornecer dados comparativos sobre o desempenho entre as ferramentas cerâmicas de nitreto de silício e as mistas, situação essa ainda muito pouco explorada no meio científico e industrial.

5.2.2.1 Ensaios de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas cerâmicas mistas não revestidas (16A) – Fabricante B

A utilização das ferramentas cerâmicas mistas na usinagem do ferro fundido vermicular é um tema ainda pouco explorado. Um dos poucos trabalhos que o autor teve acesso foi realizado por Doré (2007), trabalho esse fruto da parceria entre a Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), onde foram efetuados os ensaios de usinagem, e o Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais (CCTM) do IPEN, que desenvolveu as ferramentas cerâmicas mistas. Por isso o interesse do pesquisador em avaliar o desempenho das ferramentas cerâmicas mistas na usinagem do ferro fundido vermicular.

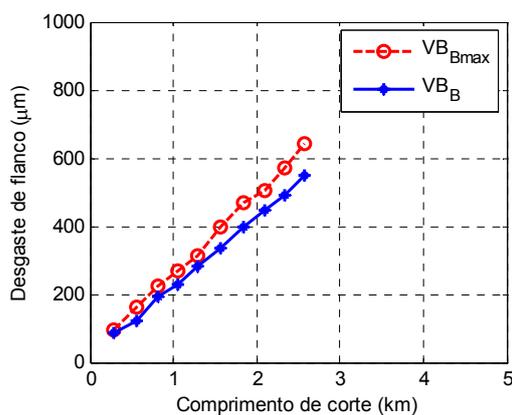
Os resultados obtidos com a utilização da ferramenta mista composta por Al_2O_3 e TiC, não revestida, se mostraram bem superiores aos resultados obtidos com as ferramentas de nitreto de silício não revestidas, como pode ser visto na Figura 5-20.

Material usado: Ferro fundido vermicular

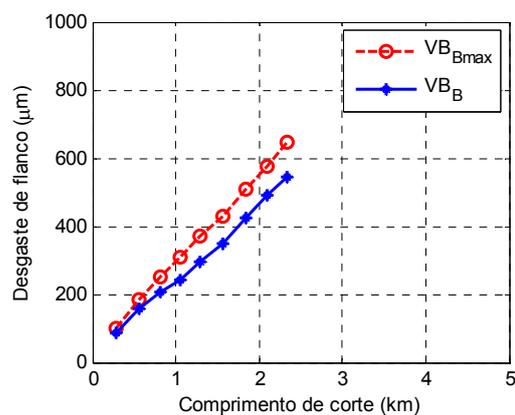
Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 350$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,3$ mm – seco

Substrato: Mista – sem revestimento



a) 1º ensaio (16A63)



b) 2º ensaio (16A64)

Figura 5-20: Desenvolvimento das curvas de desgaste de flanco para as ferramentas mistas sem revestimento 16A.

Apesar do melhor resultado da ferramenta cerâmica mista 16A com relação às ferramentas de nitreto de silício não revestidas, tanto do Fabricante A, como do Fabricante B, o desgaste da ferramenta ainda se mostra elevado, não sendo verificada estabilidade no desenvolvimento do desgaste.

Na realização dos ensaios com as ferramentas 16A, um fato interessante que chamou a atenção foi a maneira de como se desenvolveu as componentes da força de usinagem em relação ao aumento do desgaste de flanco (Figura 5-21).

Material usado: Ferro fundido vermicular

Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 350$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,3$ mm – seco

Substrato: Mista – sem revestimento

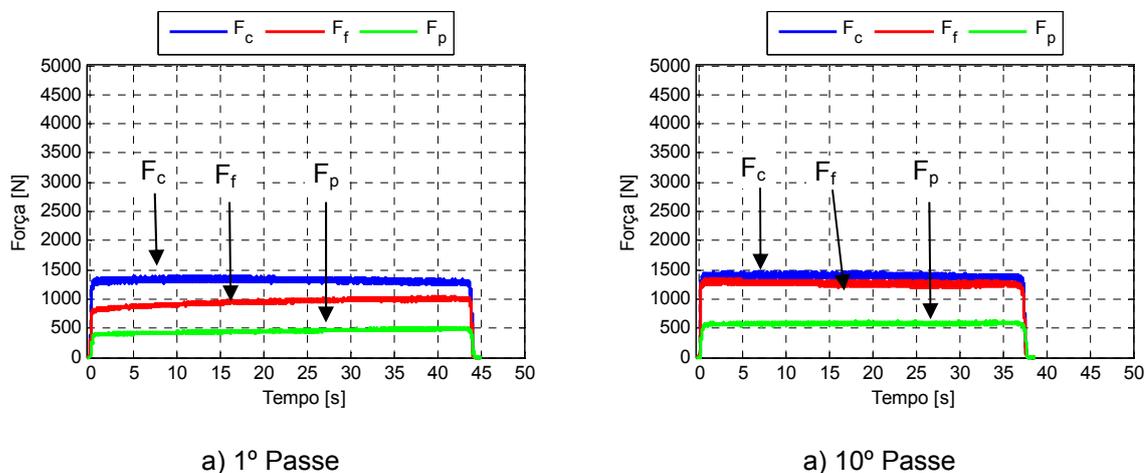


Figura 5-21: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva para a repetição 16A63.

Nesta figura, é possível observar que as componentes da força de usinagem, força de corte e de avanço, se desenvolvem em um patamar bem inferior ao verificado com as ferramentas de nitreto de silício revestidas e não revestidas, não ultrapassando a marca dos 1500 N. Além disso, mesmo no final da vida da ferramenta, as forças de avanço e passiva não ultrapassaram o valor da força de corte, situação esta totalmente diferente das encontradas com todas as ferramentas de nitreto de silício, revestidas e não revestidas, durante a usinagem do ferro fundido vermicular.

A caracterização do desgaste das ferramentas realizada no microscópio óptico, Figura 5-22, revela que, apesar de a ferramenta alcançar a marca de desgaste estabelecida, a sua integridade ao término dos ensaios é visualmente melhor do que as observadas com todas as ferramentas de nitreto de silício usinando o ferro fundido vermicular.

A imagem do desgaste de flanco da ferramenta durante o primeiro passe, Figura 5-22a, indica que ele atinge uma marca de $96 \mu\text{m}$. A região demarcada na ferramenta evidencia que o canto do flanco da ferramenta está sujeito a um forte carregamento mecânico e térmico, havendo indícios de desgaste de entalhe. Ainda nesta mesma região, é possível perceber material aderido na ferramenta oriundo do ferro fundido vermicular.

Já a Figura 5-22b mostra a face da ferramenta após o primeiro passe. Aqui se

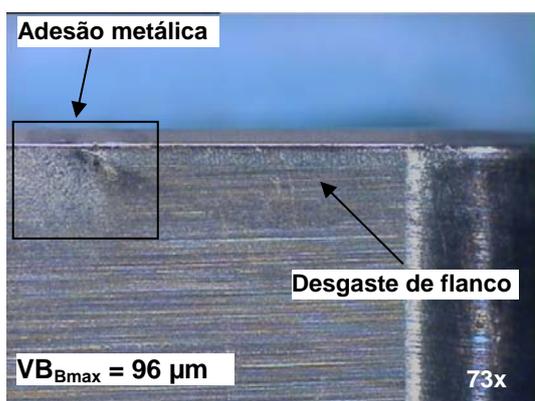
observa a presença de material aderido por quase toda a face da ferramenta, principalmente na região imediatamente atrás da área de contato cavaco/ferramenta. Nessa mesma figura, ainda se pode identificar o início do desgaste de cratera, sobretudo na interface do gume secundário com o raio.

Material usinado: Ferro fundido vermicular

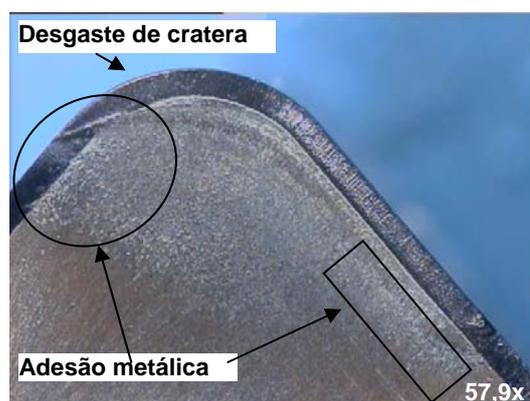
Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 350$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,3$ mm – seco

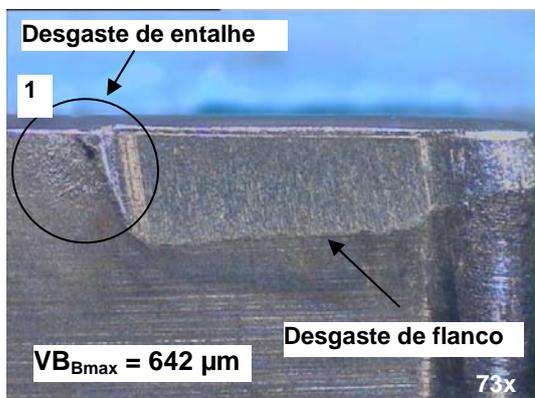
Substrato: Mista – sem revestimento



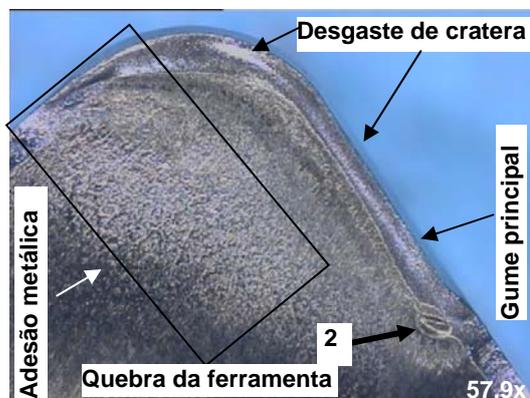
a) 1º Passe – vista do flanco



b) 1º Passe – vista da face da ferramenta



c) 10º Passe – vista do flanco



d) 10º Passe – vista do flanco

Figura 5-22: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta 16A63.

Na Figura 5-22c, é apresentada a vista do flanco da ferramenta após o décimo passe de usinagem. Aqui se nota que o desgaste de flanco aumentou significativamente, alcançando a marca dos 642 μm . Também é possível observar um pequeno desgaste de entalhe, região 1, e um maior acúmulo de material aderido nesta região.

Quando se analisa a Figura 5-22d, verifica-se que o desgaste de entalhe é profundo, podendo este ser observado na aquisição da imagem da face da

ferramenta. O desgaste de entalhe pode causar a falha da ferramenta antes mesmo que ela alcance a marca de desgaste de flanco estabelecida, pois caso o entalhe alcance o raio crítico de propagação da trinca do material da ferramenta, esse causa a falha catastrófica da mesma.

Ainda observando a face da ferramenta após o décimo passe, percebe-se que o desgaste de cratera aumentou em profundidade e em comprimento em relação ao primeiro passe, se estendendo do gume principal até o gume secundário.

Este comportamento do desenvolvimento de desgaste pode ser verificado na qualidade da peça (Figura 5-23). Após a execução do primeiro passe, com o baixo desgaste da ferramenta, não se vê a formação de rebarba. Quando se analisa a peça ao final do nono passe, situação esta em que a ferramenta alcançou o desgaste máximo estabelecido, é observado um aumento na formação de rebarba.

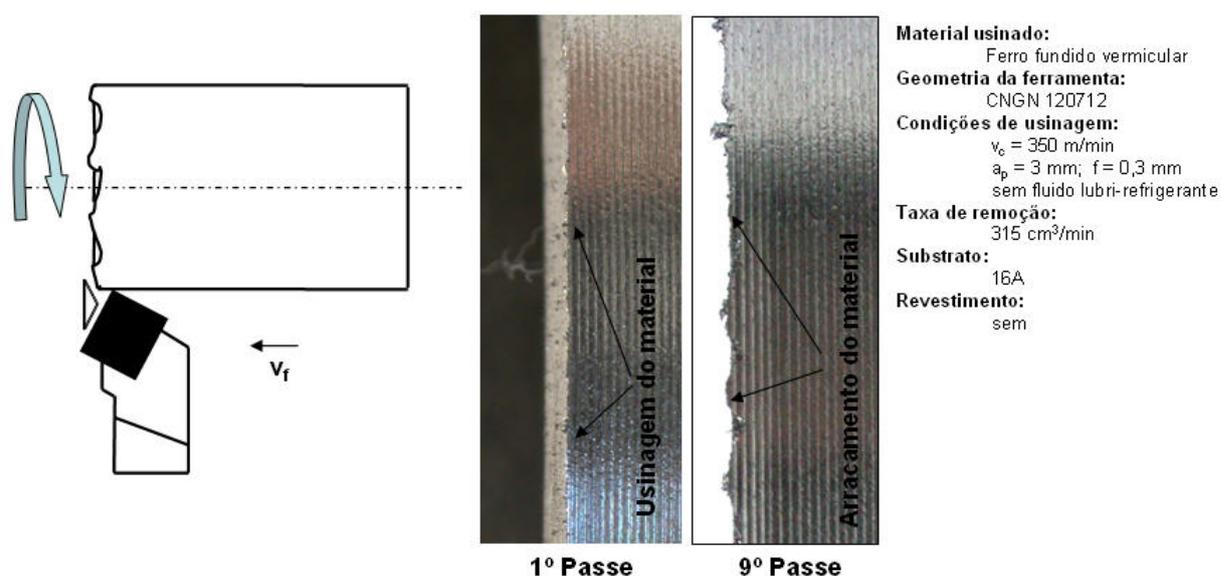


Figura 5-23: Caracterização da formação da rebarba para o ensaio 16A64.

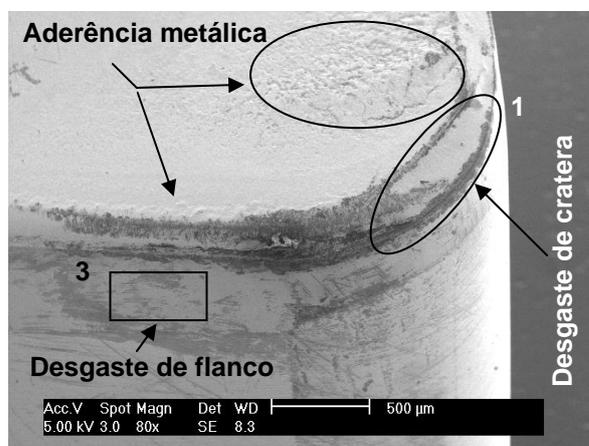
A análise da ferramenta no microscópio eletrônico de varredura, Figura 5-24, mostra que a ferramenta de cerâmica mista não revestida está sujeita a um forte processo de adesão como o verificado na ferramenta cerâmica de nitreto de silício, como pode ser visto na Figura 5-24a. Aqui se observa a presença de material oriundo do ferro fundido vermicular recobrendo a ferramenta.

Material usado: Ferro fundido vermicular

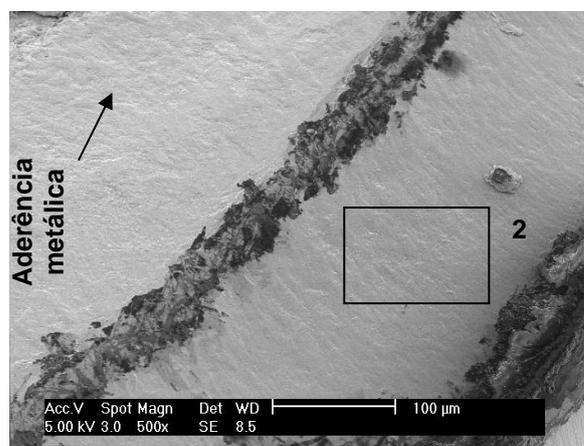
Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 350$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,3$ mm – seco

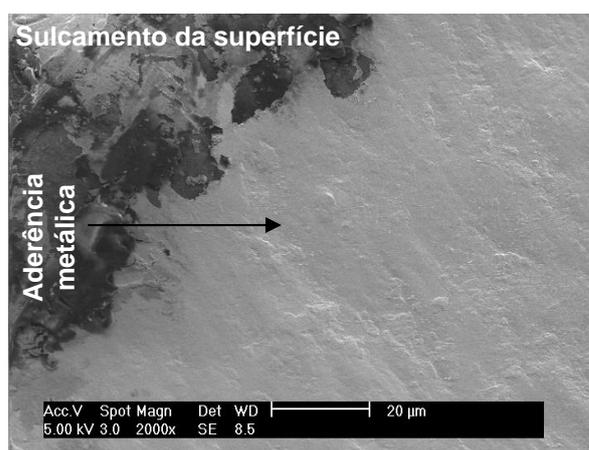
Substrato: Mista – sem revestimento



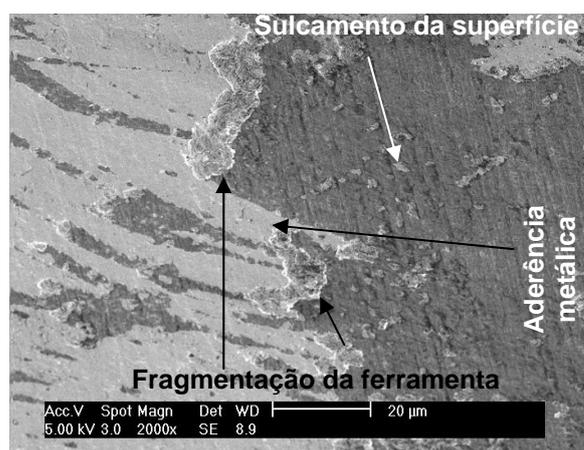
a) Vista geral



b) Aumento da região 1 (a)



c) Aumento na região 2 (b)



d) Aumento da região 3 (a)

Figura 5-24: Caracterização do desgaste da ferramenta no microscópio eletrônico de varredura:

- a) vista geral da ferramenta; b) vista ampliada da região 1 (a); c) vista ampliada da região 2 (b); e d) vista ampliada da região 3 (a) (ensaio 16A63).

A Figura 5-24b mostra a região 1 da Figura 5-24a ampliada. Aqui se visualiza a extensão do material aderido recobrendo a ferramenta e a cratera da ferramenta. A cratera da ferramenta apresenta uma superfície micro-sulcada. Esse aspecto da morfologia da superfície da cratera da ferramenta é reforçado na Figura 5-24c, na qual se tem a ampliação da região 2.

A Figura 5-24d mostra a região 3 da Figura 5-24a ampliada. Nela se constata a presença de micro-sulcos causados pelo processo de abrasão, bem como a presença de cavidades. A causa do desgaste da ferramenta, além da abrasão, é o

processo de adesão, apresentando também características de fadiga da superfície.

A característica do desgaste das ferramentas mistas aqui ensaiadas é similar ao apresentado por Doré (2007), que utilizou velocidade de corte de 200 m/min, avanço igual a 0,2 mm e profundidade de corte de 0,5 mm.

No que concerne ao desempenho das ferramentas, o tempo médio de vida das ferramentas ensaiadas por Doré (2007) foi de 13,3 minutos, sendo praticamente 2,5 vezes maior que o tempo alcançado com as ferramentas aqui utilizadas (5,5 minutos em média). Porém, a taxa de remoção de cavaco utilizada nesta pesquisa foi 15,75 vezes maior que a taxa utilizada por Doré, o que aumenta os carregamentos térmico e mecânico sobre a ferramenta aqui ensaída.

5.2.2.2 Ensaios de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas cerâmicas mistas revestidas com TiN (16N) – Fabricante B

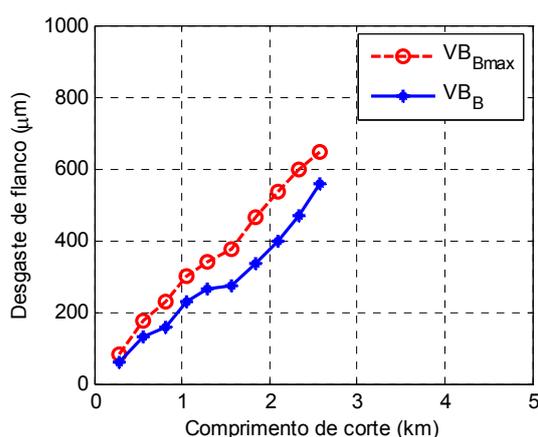
Para a realização dos experimentos com a ferramenta 16N, foi utilizada uma velocidade de corte de 350 m/min, avanço de 0,3 mm e profundidade de corte de 3 mm. As curvas de desgaste dos dois gumes utilizados nesse ensaio encontram-se na Figura 5-25.

Material usado: Ferro fundido vermicular

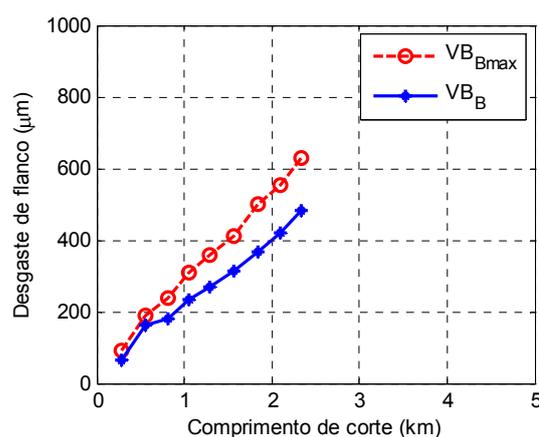
Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 350$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,3$ mm – seco

Substrato: Mista – com revestimento TiN



a) 1º ensaio 16N46



b) 2º ensaio 16N48

Figura 5-25: Desenvolvimento das curvas de desgaste de flanco para as ferramentas mistas com revestimento (16N).

Analisando a Figura 5-25, constata-se que a utilização da ferramenta mista

16N revestida não trouxe melhoras significativas em relação à ferramenta mista não revestida 16A. Nas duas situações, foi alcançado um tempo de vida de 5,5 minutos, perfazendo um total de 2,5 km.

Quando se compara a ferramenta 16N em relação às ferramentas de nitreto de silício não revestidas, observa-se uma superioridade das ferramentas mistas 16N na ordem de 5 vezes. Já quando a comparação é realizada com as ferramentas de nitreto de silício revestidas, não é possível perceber diferença significativa no desempenho entre as ferramentas.

Nos ensaios com as ferramentas mistas revestidas, 16N, verifica-se que o uso de revestimento não conferiu melhora no desempenho da ferramenta em relação à cerâmica mista não revestida (16A). Como causa da pouca diferença, é apontada a pouca adesão entre o substrato e o revestimento, que faz com este seja removido rapidamente e deixe a ferramenta exposta aos mecanismos de desgastes.

Como pode ser observado na Figura 5-26a, a ferramenta exhibe um desgaste de flanco na ordem de 91 μm após o primeiro passe da ferramenta. Além disso, nota-se também o início do desgaste de entalhe e a remoção de grande quantidade de revestimento.

A Figura 5-26b mostra a face da ferramenta após o primeiro passe. Aqui se observa grande quantidade de material aderido e o início da formação do desgaste de cratera na ferramenta. O início do desgaste de cratera se concentra principalmente na região do raio da ferramenta, na região atrás da área de contato cavaco/ferramenta.

Na Figura 5-26c, é exibido o desgaste de flanco para a ferramenta após o seu nono passe, situação essa em que o desgaste de flanco alcançou o valor de 628 μm . Nessa situação a ferramenta apresenta grande perda de material do flanco, sendo possível indentificar regiões de arrancamento de material e desgaste de entalhe, que se confunde com o desgaste de flanco

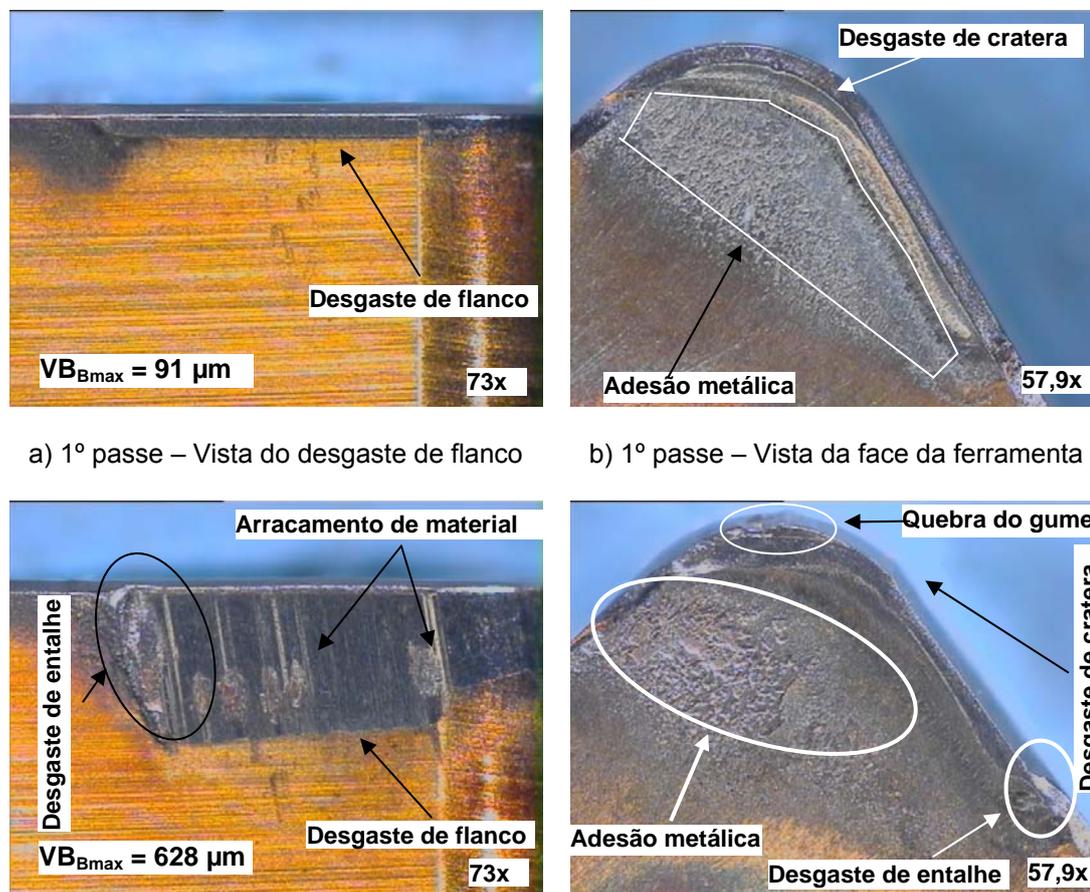
Na Figura 5-26d, é mostrada a face da ferramenta após o seu nono passe. Aqui se vê o aumento na intensidade da quantidade de material aderido à quina da ferramenta. Nessa região, observa-se a ocorrência da quebra do gume da ferramenta. Essa quebra foi causada pelo enfraquecimento da ferramenta originado pelo desgaste de cratera em combinação com o desgaste de flanco. A combinação dessas duas formas de desgaste altera a geometria da ferramenta, enfraquecendo-a e deixando-a suscetível a quebras.

Material usinado: Ferro fundido vermicular

Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 350$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,3$ mm – seco

Substrato: Mista – com revestimento TiN



a) 1º passe – Vista do desgaste de flanco

b) 1º passe – Vista da face da ferramenta

c) 9º passe – Vista do desgaste de flanco

d) 9º passe – Vista da face da ferramenta

Figura 5-26: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta 16N48.

O comportamento do desgaste da ferramenta é refletido diretamente nas forças de usinagem, como pode ser visto na Figura 5-27.

Na Figura 5-27a, constata-se que, após o primeiro passe, as forças de corte, de avanço e passiva se mantêm praticamente estáveis, fato esse causado pelo pouco desgaste de flanco e de cratera da ferramenta. Com o incremento do número de passes e o conseqüente aumento do desgaste da ferramenta, é observado um incremento em todas as componentes da força de usinagem (Figura 5-27b). Aqui se verifica que a força de corte aumentou em aproximadamente 25%, enquanto que a força de avanço apresentou um aumento de 100%. Esse comportamento das forças é causado pelo aumento do desgaste de flanco e de cratera da ferramenta.

Material usinado: Ferro fundido vermicular

Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 350$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,3$ mm – seco

Substrato: Mista – com revestimento TiN

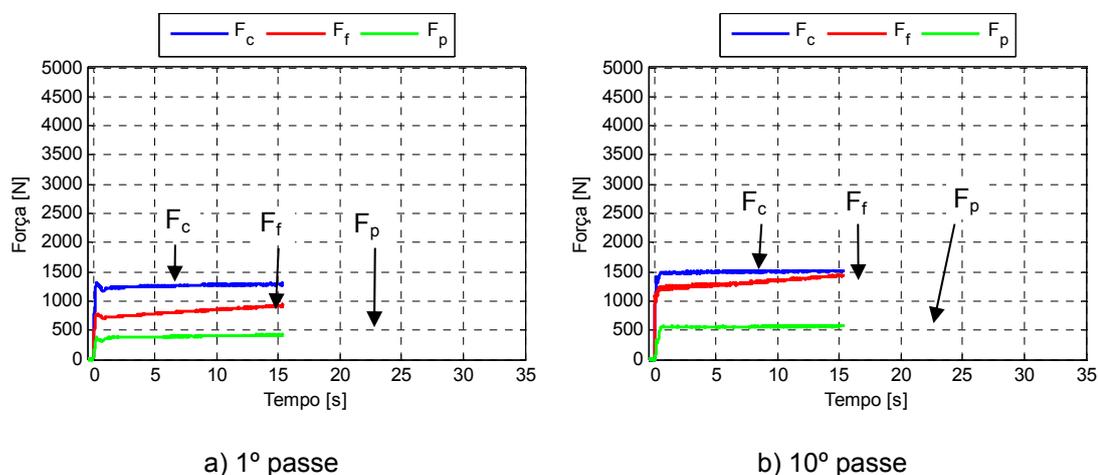


Figura 5-27: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva para o ensaio 16N46.

A maneira como se desenvolveu o desgaste e as forças com a ferramenta 16N na usinagem do ferro fundido vermicular é refletida na qualidade da peça (Figura 5-28). Aqui se nota que, após o primeiro passe, não ocorreu a formação de rebarbas. Tal comportamento se deve ao fato que a ferramenta apresenta pouco desgaste de flanco e as forças de avanço e passiva são menores que a força de corte. No décimo passe, esse comportamento muda totalmente, pois o aumento do desgaste da ferramenta fez com que aumentasse o carregamento mecânico durante a usinagem. Nessa situação, a força de avanço alcançou o valor da força de corte e houve a intensa formação de rebarba neativa na peça.

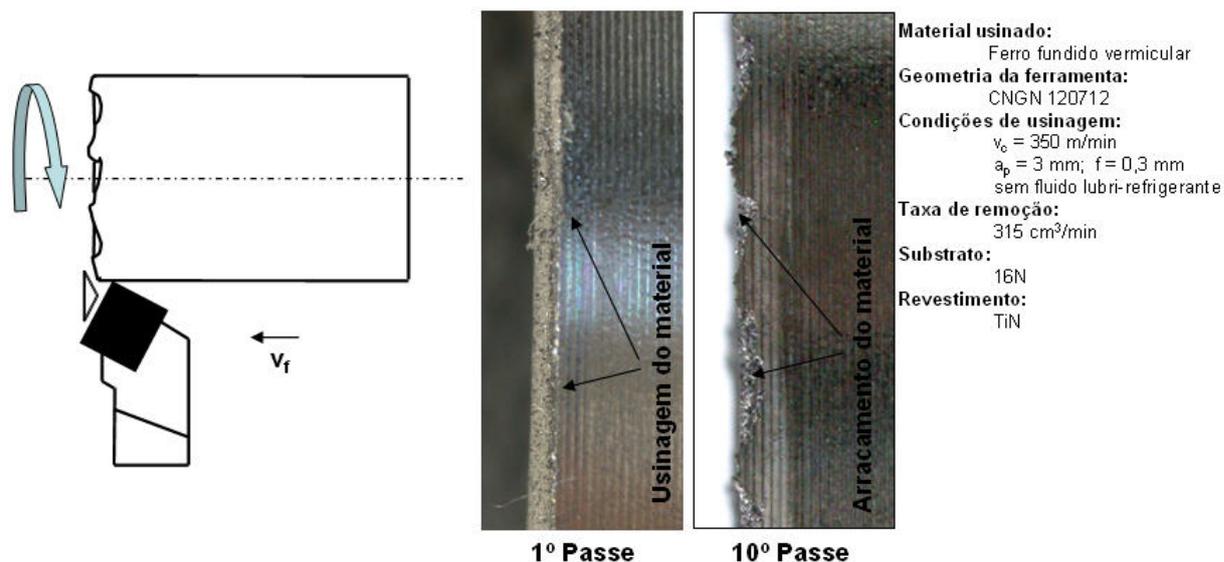


Figura 5-28: Caracterização da formação de rebarba negativa para o ensaio 16N46.

Quanto à análise da ferramenta no microscópio eletrônico de varredura, essa é mostrada na Figura 5-29. Aqui, na Figura 5-29a, observa-se a existência de material aderido que se estende da face até o flanco da ferramenta. Além disso, verifica-se também a presença do desgaste de cratera e de um intensivo desgaste de flanco.

Detalhes referentes ao desgaste de flanco são evidenciados na Figura 5-29b. Nessa figura observa-se grande quantidade de material depositado no canto do flanco, início do desgaste. A figura destaca que o material aderido sobre a ferramenta foi depositado em camadas. Ainda nessa mesma figura, observa-se também a presença de indícios de remoção de material da ferramenta pelo mecanismo de desgaste de adesão.

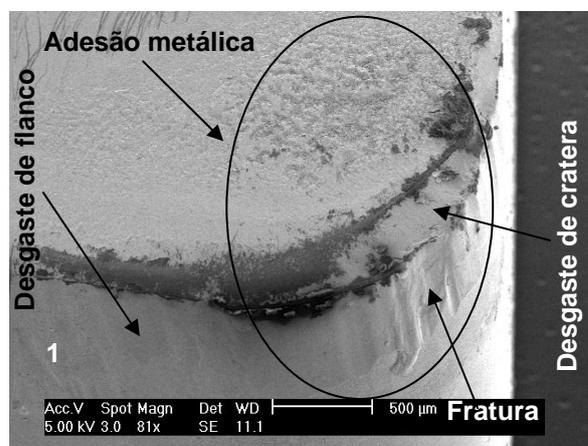
A região 2 da Figura 5-29b ampliada é mostrada na Figura 5-29c. Aqui se vê claramente o aspecto da superfície que reforça as evidências encontradas da ação do mecanismo de adesão, como a forte presença de aderência de material e o sentido de escoamento e remoção do material aderido.

Material usado: Ferro fundido vermicular

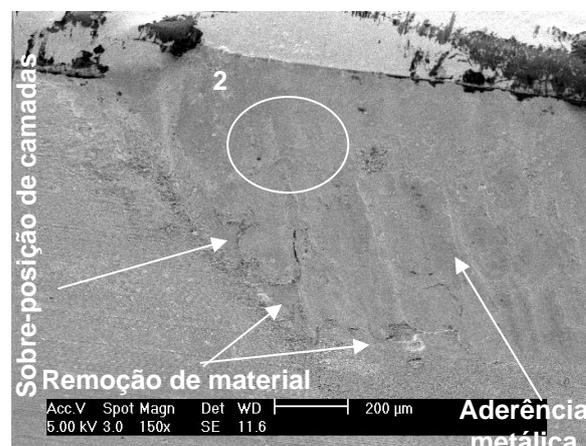
Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 350$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,3$ mm – seco

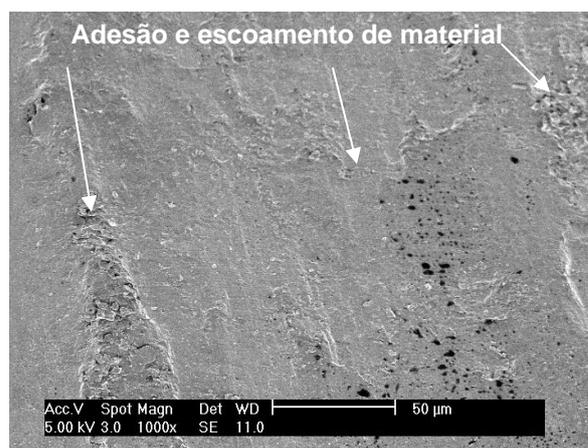
Substrato: Mistra – com revestimento TiN



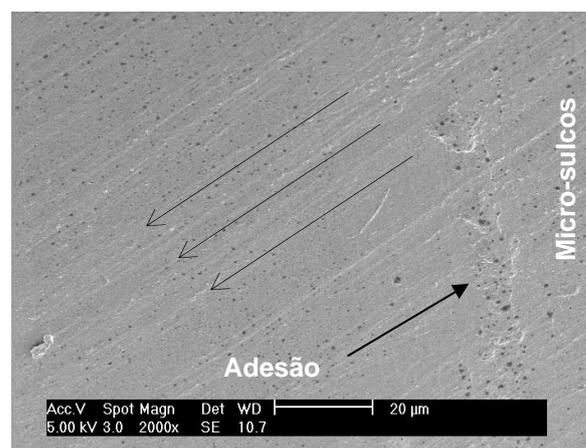
a) Vista geral da ferramenta



b) Vista ampliada do flanco (região 1)



c) Vista ampliada da região 2 (b)



d) Ampliação desgaste de flanco

Figura 5-29: Caracterização do desgaste da ferramenta no microscópio eletrônico de varredura:

- a) vista geral da ferramenta; b) vista ampliada da região 1 (a); c) vista ampliada da região 2 (b); e d) vista ampliada da região do desgaste de flanco (a) (ensaio 16N48).

Na Figura 5-29d é apresentada outra região ampliada do flanco da ferramenta. Aqui é possível observar que a ferramenta também esteve submetida ao desgaste abrasivo, sendo notada a existência de grande quantidade de sulcos marcando a sua superfície. Além disso, percebe-se também a presença de aderência, indicando que a ferramenta está sujeita, durante a usinagem do ferro fundido vermicular, à ação de diferentes mecanismos de desgaste que se sobrepõem uns aos outros.

5.2.2.3 Ensaios de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas cerâmicas estruturada CFB – Fabricante B

A utilização destas ferramentas foi realizada com velocidade de corte de 400 m/min, profundidade de corte de 2 mm e avanço de 0,2 mm.

Os resultados obtidos com tal ferramenta ficaram abaixo das expectativas, pois em todos os casos ocorreu a quebra da ferramenta, não sendo possível obter dados para a construção da curva de desgaste.

A Figura 5-30 mostra a caracterização do desgaste da ferramenta para os dois ensaios com o ferro fundido vermicular.

Da análise da Figura 5-30 verifica-se a fragilidade da ferramenta CFB em relação às ferramentas de nitreto de silício e às ferramentas mistas utilizadas na usinagem do ferro fundido vermicular, já que em todas as situações a ferramenta CFB quebrou.

Em busca de mais informações sobre as possíveis causas do desgaste da ferramenta CFB, estas ferramentas foram analisadas no microscópio eletrônico de varredura. Os resultados podem ser visualizados na Figura 5-31 e Figura 5-32.

Na Figura 5-31a, é possível verificar que a quina da ferramenta foi removida devido à quebra da ferramenta. Nesta mesma figura, nota-se que o material apresentou várias frentes de fratura. As frentes de fratura podem ser melhor observadas na ampliação da região 1 (Figura 5-31b).

Com a ampliação da região fraturada na Figura 5-31b, observa-se a orientação anisotrópica do material. Além disso, esta mesma figura mostra que as trincas se propagaram através do contorno dos grãos.

A Figura 5-31c apresenta novamente a orientação anisotrópica do material da ferramenta CFB e como ocorre o desprendimento de uma parcela deste material.

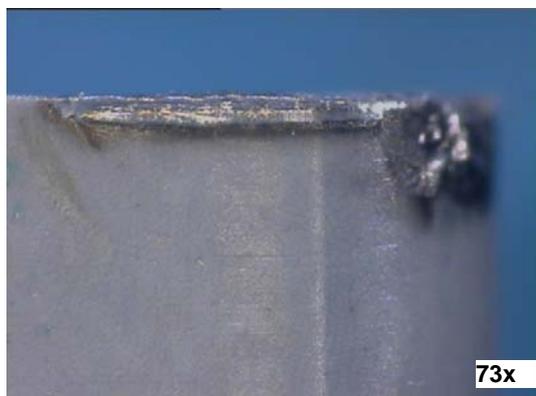
A região identificada com o número 2 na Figura 5-31c é ampliada na Figura 5-31d. Nessa figura, percebe-se que a fratura da ferramenta segue a orientação da célula hexagonal, mais tenaz, e muda abruptamente quando alcança o núcleo da ferramenta, material esse com característica mais frágil.

Material usinado: Ferro fundido vermicular

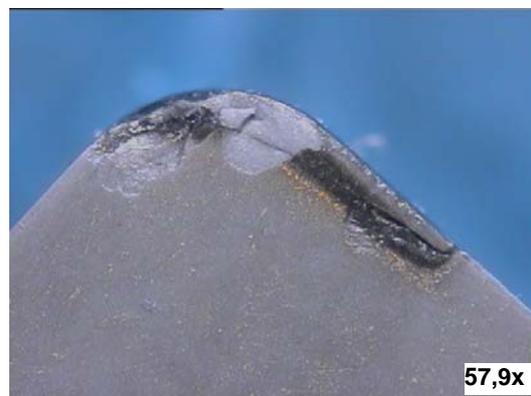
Geometria: SNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,2$ mm – seco

Substrato: Cerâmica estruturada – sem revestimento



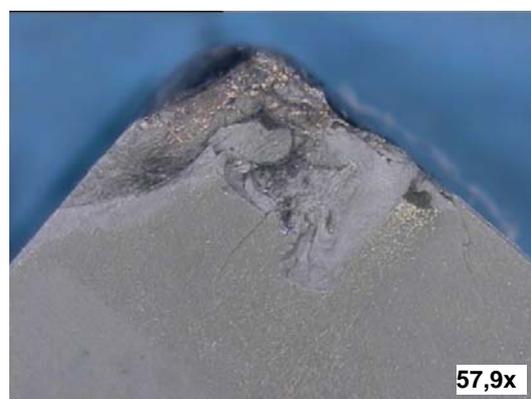
a) Vista do desgaste de flanco ensaio CFB41



b) Vista da face da ferramenta CFB41



c) Vista do desgaste de flanco ensaio CFB45



d) Vista da face da ferramenta CFB45

Figura 5-30: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta CFB usinando o ferro fundido vermicular.

Ampliando ainda mais a superfície fraturada da Figura 5-31d, é possível ver claramente a diferença de orientação da fratura entre o material tenaz, que envolve o núcleo duro da cerâmica, e o núcleo duro responsável pela resistência do material ao desgaste (Figura 5-32).

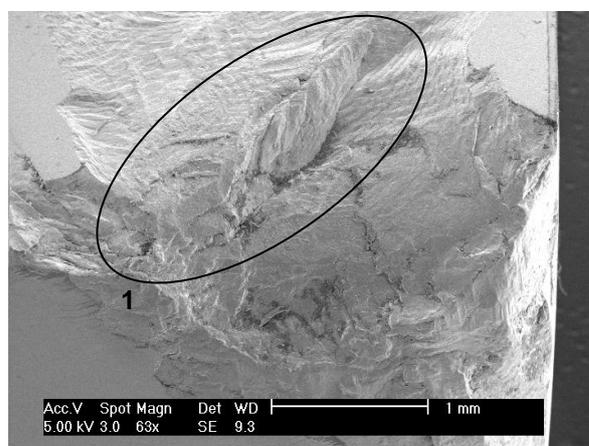
Na Figura 5-31d é evidenciada novamente a formação hexagonal da microestrutura cerâmica CFB, como pode ser visto nitidamente na Figura 5-32a.

Material usado: Ferro fundido vermicular

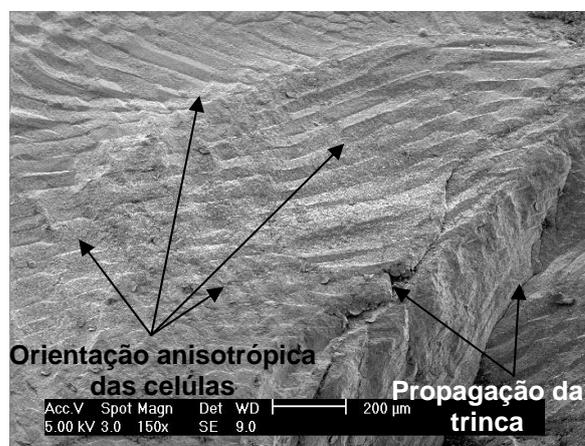
Geometria: SNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,2$ mm – seco

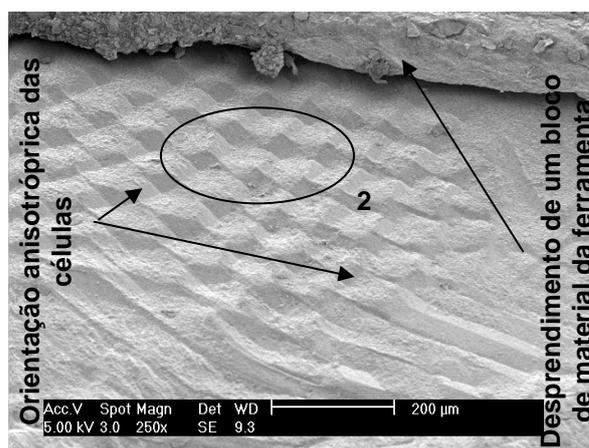
Substrato: Cerâmica estruturada – sem revestimento



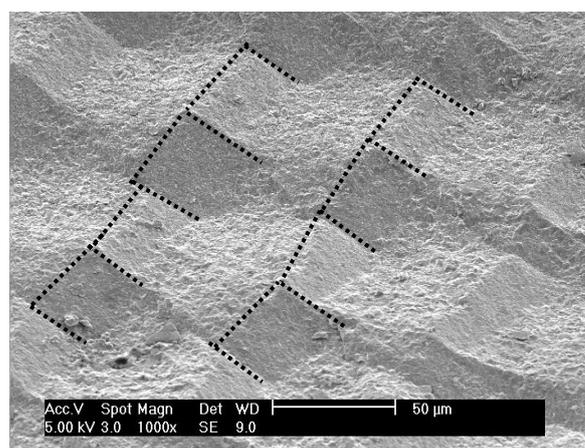
a) Vista geral da ferramenta



b) Vista ampliada da região 1 (a)



c) Vista da face da ferramenta



d) Vista ampliada superfície fraturada 2 (c)

Figura 5-31: Caracterização do desgaste da ferramenta no microscópio eletrônico de varredura:

- a) vista geral da ferramenta; b) vista ampliada da região 1 (a); c) vista ampliada da face da ferramenta; e d) vista ampliada da superfície fraturada região 2 (c) (ensaio CFB45).

Na Figura 5-32b, é mostrada a ampliação da superfície fraturada do núcleo da célula hexagonal identificada na Figura 5-32a. Aqui se nota que o material foi fraturado sem uma orientação preferencial. Como possível causa da quebra desta ferramenta é apontada a sensibilidade do material cerâmico CFB aos carregamentos térmico e mecânico. No que se refere ao carregamento térmico, a fragilidade pode estar relacionada à diferença de dilatação térmica dos materiais que compõem o arranjo hexagonal, o que gera tensões internas e facilita o desenvolvimento de trincas, fragilizando assim o material.

Material usinado: Ferro fundido vermicular

Geometria: SNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,2$ mm – seco

Substrato: Cerâmica estruturada – sem revestimento

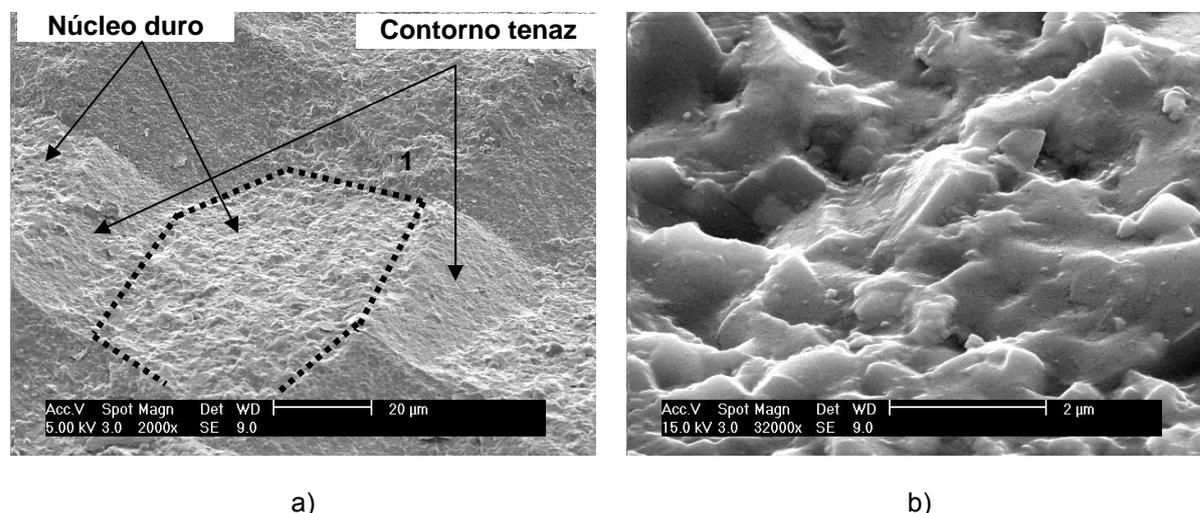


Figura 5-32: Superfície fraturada da ferramenta CFB45: a) superfície da Figura 5-31d; e b) ampliação da região 1 (a).

Um questionamento interessante levantado por esta pesquisa diz respeito à função do material que compõe o hexágono que envolve o núcleo duro. Em casos em que a trinca começa no núcleo duro, ele tem a função de evitar a propagação da trinca para os outros núcleos. Todavia, em função da orientação anisotrópica da ferramenta, caso um esforço cortante se incie no material que envolve o núcleo duro, material tenaz, esse material poderia agir como a grafita no ferro fundido cinzento, atuando como um plano de propagação da trinca e, assim, explicando a remoção de grandes porções de material, como verificado na Figura 5-31b e Figura 5-31c.

5.2.3 Ensaios de usinagem do ferro fundido vermicular com ferramenta de metal-duro

Nesta etapa do trabalho, foram realizados ensaios com uma ferramenta de metal-duro revestida, objetivando comparar o desempenho dela com os resultados obtidos com a utilização das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício.

A utilização da ferramenta de metal-duro como ferramenta de controle deve-se ao fato de que esse material é amplamente empregado na operação de mandrilamento do ferro fundido vermicular nas linhas de usinagem.

5.2.3.1 Ferramenta C151A – Fabricante A

Com essa ferramenta foram realizadas dois ensaios, utilizando como parâmetros de corte: velocidade de corte de 120 m/min, profundidade de corte de 2 mm e avanço de 0,3 mm. Esses são os valores comumente utilizados em operações de desbaste nas linhas de usinagem do ferro fundido vermicular equipadas com ferramentas de metal-duro, porém, utilizando fluido de corte.

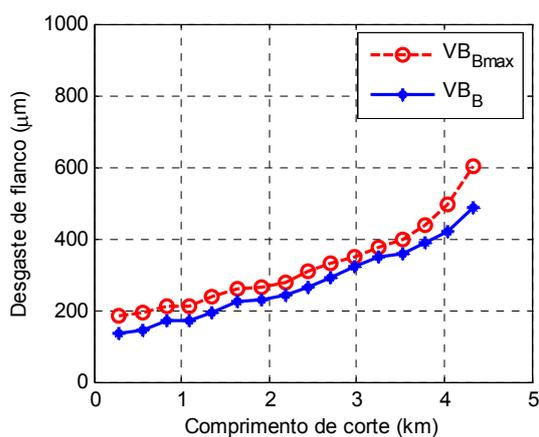
Os resultados revelam que, com os parâmetros de corte anteriormente descritos e analisando somente a vida da ferramenta, as ferramentas de metal-duro são superiores às ferramentas cerâmicas. A Figura 5-33 descreve o comportamento de desgaste da ferramenta de metal-duro.

Material usado: Ferro fundido vermicular

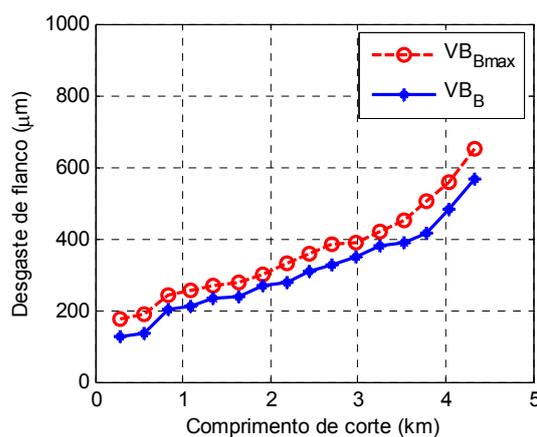
Geometria: CNMG 120412 EN

Parâmetros de corte: $v_c = 120$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,3$ mm – seco

Substrato: Metal-duro revestido com TiAlN



a) 1º ensaio A_25



b) 2º ensaio A_26

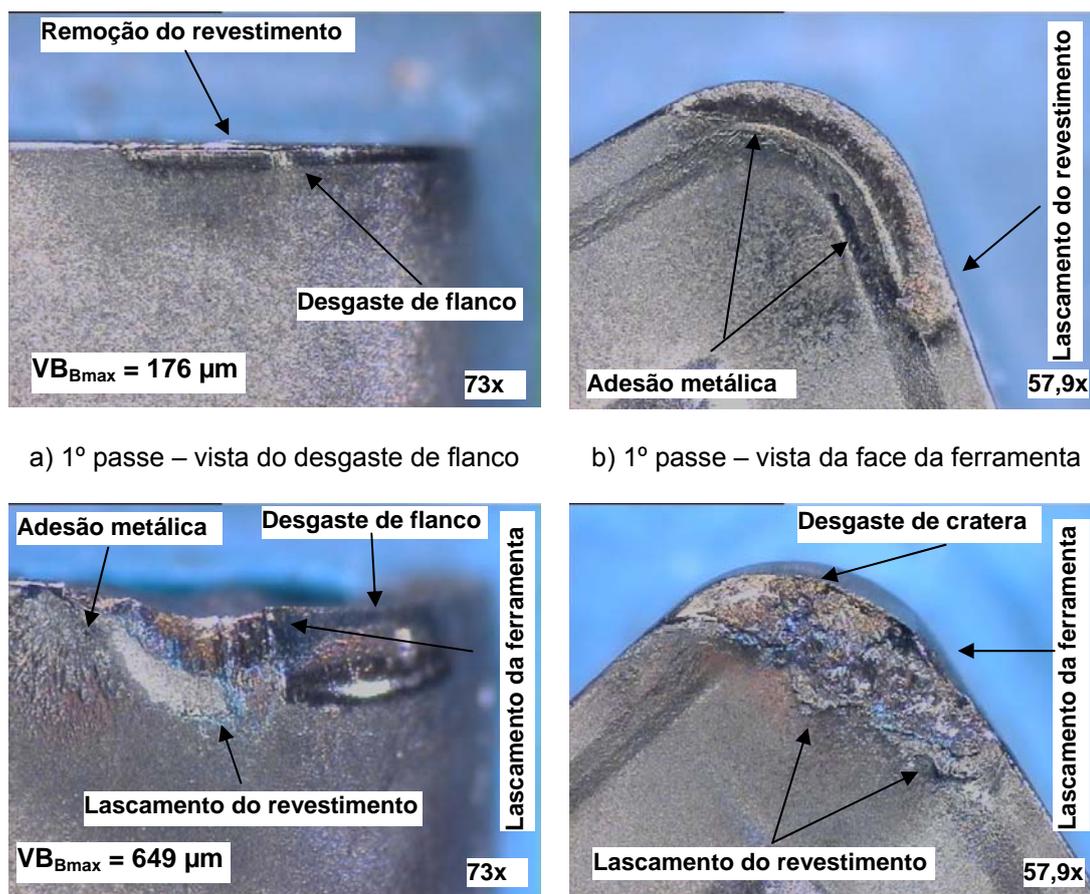
Figura 5-33: Curvas de desgaste usinando o ferro fundido vermicular com ferramentas de metal-duro C151A.

Na Figura 5-33, observa-se que as curvas de desgaste da ferramenta de metal-duro exibem um comportamento bem mais estável, com curvas de desgaste bem menos inclinadas do que as obtidas com as ferramentas cerâmicas. Nos ensaios aqui realizados, as ferramentas de metal-duro mostram curvas de desgaste que se desenvolveram apresentando as três regiões clássicas: período inicial, período constante e período de colapso da ferramenta.

Isso se deve, em parte, aos parâmetros de corte utilizados, principalmente a velocidade de corte. Essa é bem menor do que a velocidade de corte utilizada nas

ferramentas cerâmicas. Os outros fatores são a melhor aderência do revestimento ao substrato e a geometria da ferramenta. A Figura 5-34 apresenta a caracterização do desenvolvimento do desgaste da ferramenta.

Material usinado: Ferro fundido vermicular
Geometria: CNMG120412 EN
Parâmetros de corte: $v_c = 120$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,3$ mm – seco
Substrato: Metal-duro revestido com TiAlN



a) 1º passe – vista do desgaste de flanco b) 1º passe – vista da face da ferramenta
 c) 16º passe – vista do desgaste de flanco d) 16º passe – vista da face da ferramenta

Figura 5-34: Caracterização da progressão do desgaste do ensaio A_26.

Na Figura 5-34a, é possível observar a remoção de parcela do revestimento que recobre a ferramenta. Isso mostra que o ferro fundido vermicular é um material difícil de ser usinado tanto para ferramentas cerâmicas de nitreto de silício como para o metal-duro. Já a Figura 5-34b evidencia a presença de material aderido e o lascamento de uma pequena parcela do revestimento, esse localizado no canto do flanco da ferramenta.

No décimo sexto passe, Figura 5-34c, verifica-se o extremo desgaste a que a ferramenta esteve sujeita durante a usinagem do ferro fundido vermicular. Aqui se

nota que o desgaste consumiu a quina da ferramenta, alterando totalmente a sua geometria. Nessa figura, observa-se ainda a presença de material aderido e o arrancamento do revestimento no canto do desgaste de flanco, causado pelo mecanismo de desgaste de adesão. Além disso, a figura mostra que parte do flanco da ferramenta quebrou devido ao seu enfraquecimento, fato esse causado pela alteração da geometria da ferramenta.

A percepção da ação do desgaste adesivo e de cratera é vista quando se analisa a face da ferramenta (Figura 5-34d). Aqui se constata a alteração da geometria da ferramenta causada pelo desgaste de cratera na face da ferramenta e pelo desgaste de flanco. A combinação desses dois tipos de desgastes culminou no enfraquecimento da ferramenta, levando à quebra de parte do seu flanco. Também observa-se que o processo de adesão é muito mais intenso, como se vê pelo arrancamento de parte do revestimento na face da ferramenta.

Assim como o verificado com as ferramentas cerâmicas durante a usinagem do ferro fundido vermicular, com o incremento do número de passes, aumenta também o desgaste de flanco e de cratera das ferramentas de metal-duro. O aumento do desgaste da ferramenta é refletido diretamente nas forças de usinagem, como aparece na Figura 5-35.

Material usinado: Ferro fundido vermicular

Geometria: CNMG 120412EN

Parâmetros de corte: $v_c = 120$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,3$ mm – seco

Substrato: Metal-duro revestido com TiAlN

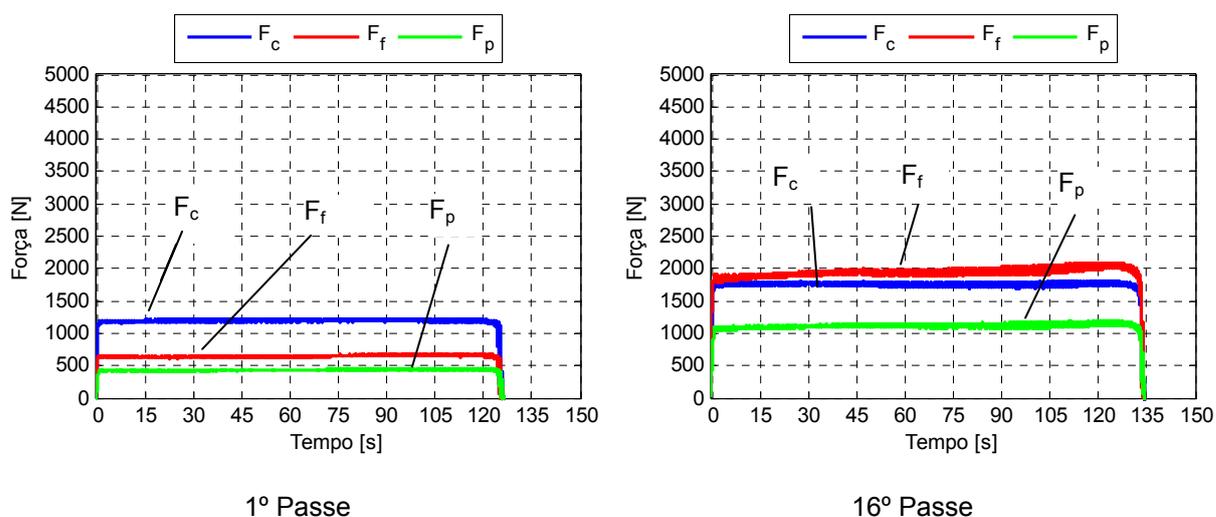


Figura 5-35: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva para a repetição A_26.

As forças de usinagem medidas durante a usinagem do ferro fundido

vermicular utilizando ferramentas de metal-duro se mostraram bem menores que as obtidas com as ferramentas cerâmicas. A explicação para esse comportamento se encontra nos diferentes parâmetros de corte utilizados, como menor valor de avanço e profundidade de corte, e pela geometria da ferramenta de metal-duro, que possui uma característica positiva. Porém, da mesma forma que foi verificado com as ferramentas cerâmicas, com o aumento do desgaste das ferramentas de metal-duro, ocorre também o aumento das componentes da força de usinagem. No décimo sexto passe, situação essa em que a ferramenta alcançou a marca de desgaste estabelecido como critério de fim de vida, nota-se que a força de avanço ultrapassou o valor da força de corte, atingindo valores na ordem de 2.000 N. Referente à força de corte, essa dobrou de valor, comportamento também verificado com a força passiva.

A consequência do desgaste da ferramenta, variação da geometria da ferramenta e aumento das forças de usinagem, reflete diretamente na qualidade da peça, como mostra a Figura 5-36.

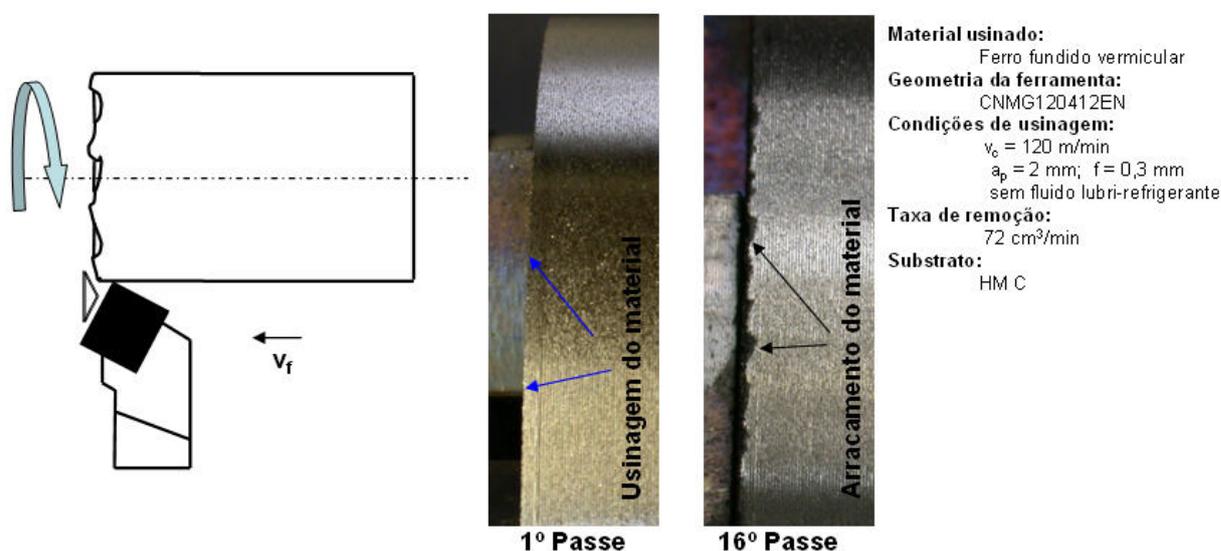


Figura 5-36: Caracterização da geração de rebarba negativa no ferro fundido vermicular utilizando ferramenta de metal-duro.

Na Figura 5-36, é possível verificar que no primeiro passe, situação essa em que a ferramenta ainda possui sua função cortante, não é constatada a formação de rebarbas na peça. Ao final da vida das ferramentas de metal-duro, com o aumento do desgaste e a consequente perda da função cortante da ferramenta, observa-se a intensa formação de rebarbas na peça. A formação de rebarba nessa situação se

equivale às rebarbas geradas pelas ferramentas cerâmicas de nitreto de silício e mistas no final das suas vidas.

É importante salientar que as ferramentas de metal-duro utilizaram velocidade de corte em média 3,5 vezes menores do que as utilizadas com as ferramentas cerâmicas. Além disso, utilizou-se também na usinagem com o metal-duro menor profundidade de corte e avanço, o que reduz bastante os carregamentos mecânico e térmico em relação às ferramentas cerâmicas. A hipótese de usar as ferramentas de metal-duro na usinagem do ferro fundido vermicular com os mesmos parâmetros das ferramentas cerâmicas, a seco, foi descartada, uma vez que essas apresentariam um resultado igual ou inferior aos obtidos com as ferramentas cerâmicas.

5.2.4 Usinagem do ferro fundido cinzento com ferramentas cerâmicas de nitreto de silício

A realização dos ensaios de usinagem do ferro fundido cinzento com ferramentas cerâmicas de nitreto de silício teve o objetivo de servir como referencial para avaliar o comportamento das ferramentas cerâmicas na usinagem do ferro fundido vermicular. Essa escolha ocorreu por dois motivos: a ampla utilização do ferro fundido cinzento na indústria e o interesse desta pesquisa em verificar como se desenvolve o desgaste da ferramenta cerâmica de nitreto de silício durante a usinagem do ferro fundido cinzento.

Aqui, os resultados obtidos com as ferramentas cerâmicas revestidas e não revestidas, de ambos os fabricantes de ferramenta (A e B), na usinagem do ferro fundido cinzento são apresentados. Em virtude da elevada vida alcançada pelas ferramentas cerâmicas e da quantidade limitada de peças, devido ao elevado custo de fabricação e transporte, não foi possível replicar os ensaios de usinagem.

Em virtude da redundância encontrada nos resultados com as diferentes ferramentas empregadas na usinagem do FC, optou-se por apresentar aqui somente os resultados mais significativos. A apresentação integral dos resultados e a discussão destes, de uma forma minuciosa, se encontram no anexo digital.

5.2.4.1 Ensaios de usinagem do ferro fundido cinzento com o substrato 105 – sem revestimento (A_33)

Para a realização deste ensaio valeu-se de uma ferramenta de nitreto de silício com o substrato 105, sem revestimento e fornecida pelo Fabricante A, com

velocidade de corte de 800 m/min, avanço de 0,4 mm e profundidade de corte de 2 mm.

A Figura 5-37 descreve o comportamento do desgaste da ferramenta cerâmica com substrato 105 sem revestimento durante o ensaio A_33. Aqui, diferentemente do verificado na usinagem do ferro fundido vermicular, a utilização da ferramenta cerâmica na usinagem do ferro fundido cinzento, para essas condições, se mostrou altamente recomendada. Mesmo com o dobro da velocidade de corte, a ferramenta foi capaz de perfazer 100 passes, totalizando 20 km de comprimento de corte e, mesmo assim, não alcançou o critério de fim de vida estabelecido, demonstrando um excelente desempenho.

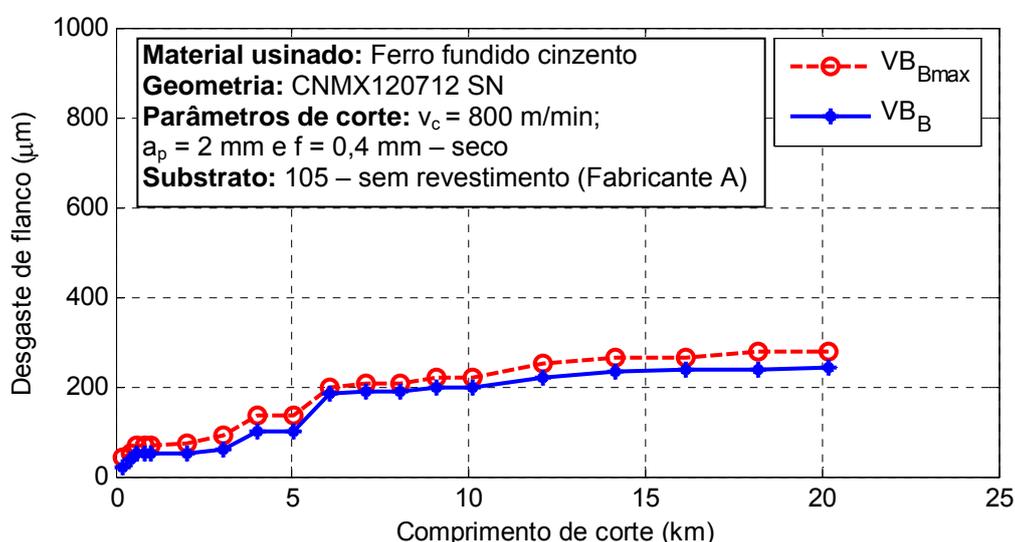


Figura 5-37: Caracterização do desgaste de flanco para o ensaio A_33.

Na Figura 5-37, pode-se observar que o desgaste da ferramenta se desenvolveu lentamente, apresentando nitidamente patamares de desgaste. Aqui se percebe claramente o desenvolvimento clássico da curva de desgaste, com a fase inicial e constante do mesmo.

Em função do pouco desgaste da ferramenta e da quantidade limitada de peças em ferro fundido cinzento para a realização dos ensaios com as ferramentas cerâmicas, a quantidade de passes de corte foi limitada a 100 passes. Com isso, os ensaios foram encerrados mesmo com a ferramenta apresentando uma marca de desgaste abaixo da marca especificada como critério de fim de vida ($VB_{Bmax} = 600 \mu\text{m}$).

A documentação fotográfica do desenvolvimento do desgaste da ferramenta,

Figura 5-38, não deixa dúvidas sobre a melhor usinabilidade do ferro fundido cinzento e da excelente aplicabilidade da ferramenta de nitreto de silício na usinagem deste material. Nessa figura, observa-se que a ferramenta apresenta um pequeno desgaste de flanco ($VB_{Bmax} = 42 \mu\text{m}$) e a ausência do desgaste de cratera, diferentemente do verificado com a mesma ferramenta quando usinando o ferro fundido vermicular. A única anormalidade vista nessa figura é o início do desgaste de entalhe.

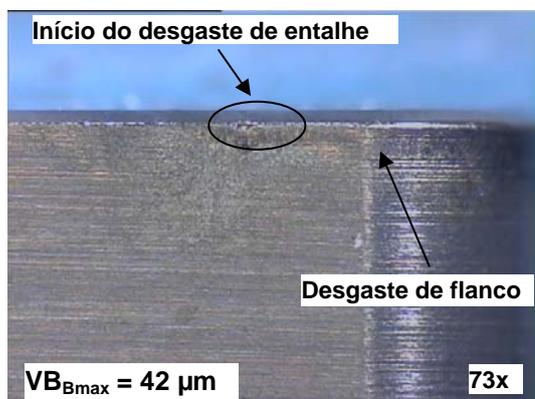
A análise da face da ferramenta mostra que a ferramenta, durante o primeiro passe, não apresenta nenhum indício de desenvolvimento de desgaste de cratera. O que chama a atenção é a formação de uma camada aderida de material recobrindo a quina da ferramenta já no primeiro passe, mesmo após um tempo de contato entre a ferramenta e o cavaco na ordem de 15 segundos.

Material usinado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800 \text{ m/min}$; $a_p = 2 \text{ mm}$ e $f = 0,4 \text{ mm}$ – seco

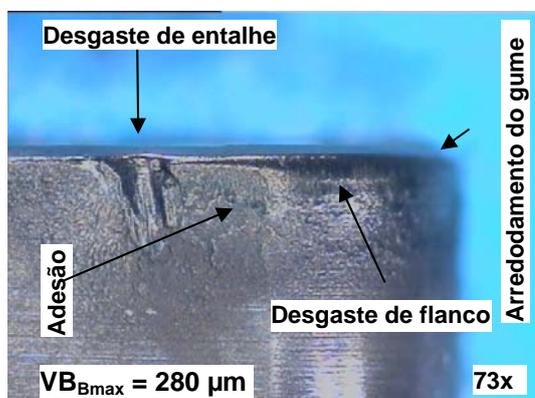
Substrato: 105 – sem revestimento (Fabricante A)



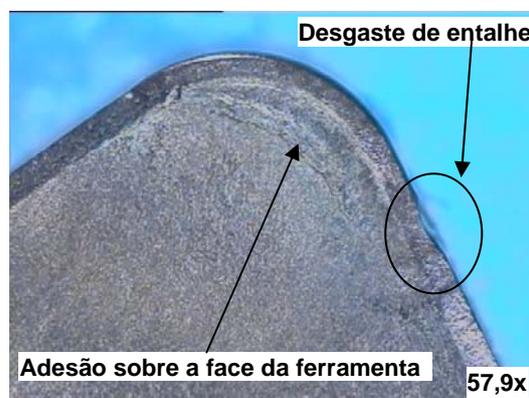
a) 1º passe – Vista do desgaste de flanco



b) 1º passe – Vista da face da ferramenta



c) 100º passe – Vista do desgaste de flanco



d) 100º passe – Vista da face da ferramenta

Figura 5-38: Caracterização da progressão do desgaste para o ensaio A_33.

Após a realização do 100º passe, nota-se que ocorreu um pequeno aumento do desgaste de flanco, principalmente na região do desgaste de entalhe, sendo possível verificar uma pequena alteração na geometria da ferramenta (Figura 5-38c).

A ocorrência do desgaste de entalhe é devido à interação química na periferia da interface cavaco/ferramenta e pelo trabalho de endurecimento do material usinado. A interação química nessa região é facilitada, pois ela está sujeita a elevadas temperaturas (interface cavaco/ferramenta) e a elevado resfriamento (ocasionado pelo meio circundante). Assim, esta região é propícia para a ocorrência de oxidação, que enfraquece a ferramenta, e juntamente com o escoamento de partículas duras da peça sobre essa superfície, ocasionam o desgaste de entalhe.

O arredondamento do gume da ferramenta mostrado no 100º passe ocorre em razão do contato entre o cavaco e a ferramenta. A força de corte e o calor gerado na quina da ferramenta se concentram em uma pequena parte da área da face da ferramenta (chanfro da ferramenta), que, em função do grande aumento do carregamento mecânico, remove material, ocasionando o arredondamento do gume.

Quando se observa a Figura 5-38d, nota-se o aumento da camada aderida e o consumo de material no flanco da ferramenta na região do desgaste de entalhe.

O pequeno desgaste de flanco da ferramenta e a estabilidade com que este se desenvolveu são refletidos diretamente nas forças de usinagem (Figura 5-39). Nessa figura, é possível verificar os valores médios das forças de corte, de avanço e passiva durante a realização do ensaio de usinagem do ferro fundido cinzento. Aqui se constata que essas forças se mantêm praticamente constantes ao longo da usinagem do ferro fundido cinzento, refletindo o pouco desgaste da ferramenta.

Na Figura 5-39, observam-se pequenas variações nas intensidades das forças de avanço e passiva. Essas aumentaram levemente em decorrência do aumento do desgaste ao longo do período de usinagem, mas em nenhum momento ultrapassaram o valor da força de corte, assegurando assim a qualidade da peça usinada.

A Figura 5-40 mostra o acompanhamento do desenvolvimento das forças de usinagem durante o primeiro e o centésimo passe. Nessa figura, observa-se claramente a constância da força de corte em relação às forças passiva e de avanço. No caso da força de avanço, essa apresenta, durante o centésimo passe, um valor 63% superior ao seu valor médio medido durante o primeiro passe. Já para o caso da força passiva, o aumento foi na ordem de 55%, bem menor que o

incremento visto com as mesmas ferramentas quando usinando o ferro fundido vermicular.

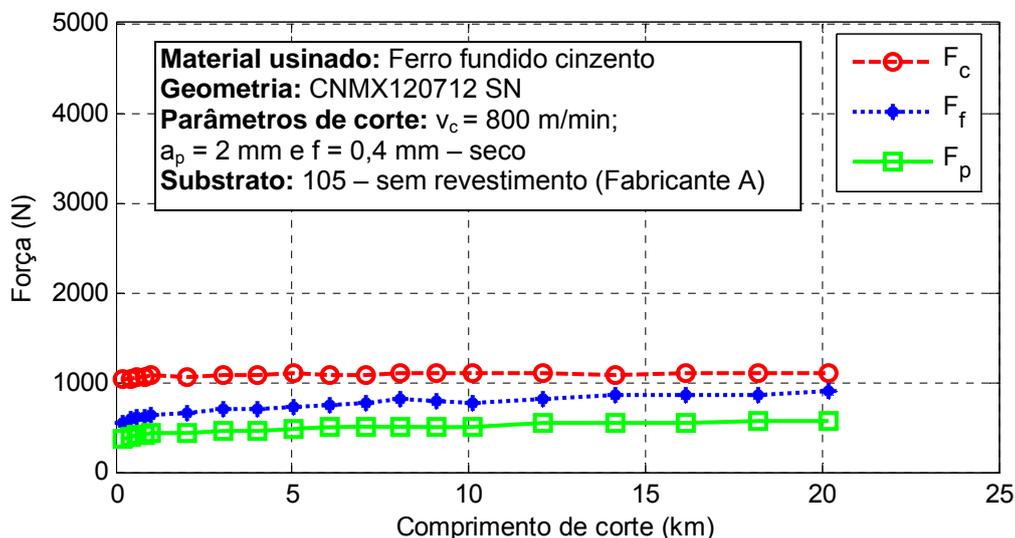


Figura 5-39: Desenvolvimento das forças de usinagem com a ferramenta A_33 na usinagem do ferro fundido cinzento

Material usado: Ferro fundido cinzento
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – sem revestimento (Fabricante A)

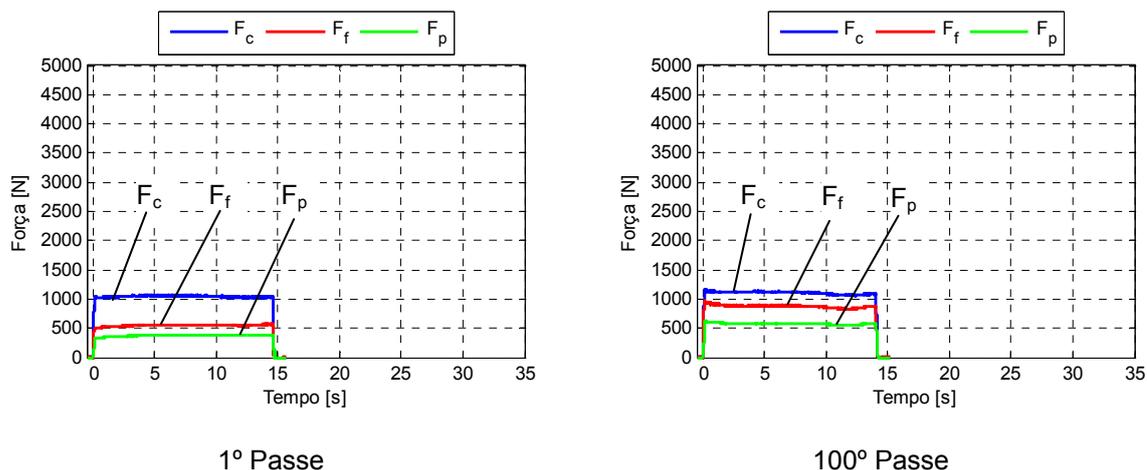


Figura 5-40: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva na usinagem do ferro fundido cinzento para o primeiro e o centésimo passe no ensaio A_33.

Na Figura 5-41, são mostradas as análises da ferramenta de nitreto de silício não revestida realizadas no microscópio eletrônico de varredura após a usinagem do ferro fundido cinzento.

A Figura 5-41a revela claramente a formação de uma camada recobrendo parte da ferramenta. Essa camada se estende da face da ferramenta até o flanco principal e secundário da ferramenta, recobrendo toda a sua quina. A área que a camada recobre corresponde à espessura do cavaco.

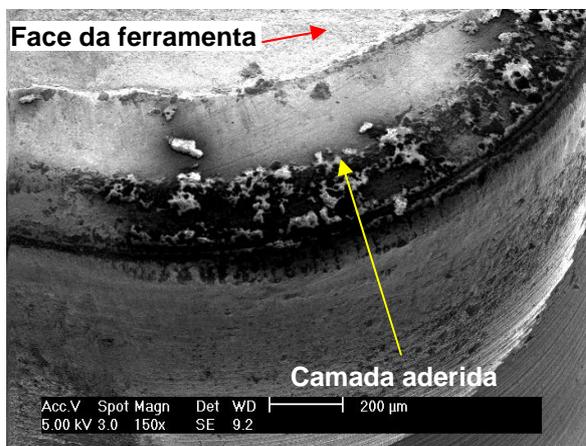
Na Figura 5-41b, é possível perceber, em função da maior profundidade focal do microscópio eletrônico de varredura, que a camada aderida apresenta uma elevada espessura. A espessura da camada pode ser observada na região final dela, onde fica clara a diferença de altura entre o relevo da face da ferramenta, sem a camada aderida, e a região recoberta pela camada aderida. Além da diferença de altura entre o plano da face da ferramenta e a camada aderida, é possível notar também que a camada aderida é formada pela sobreposição de camadas, apresentando uma morfologia com aspecto liso. O aspecto liso da camada aderida é causado pelo movimento de escoamento do cavaco sobre esta superfície.

Material usinado: Ferro fundido cinzento

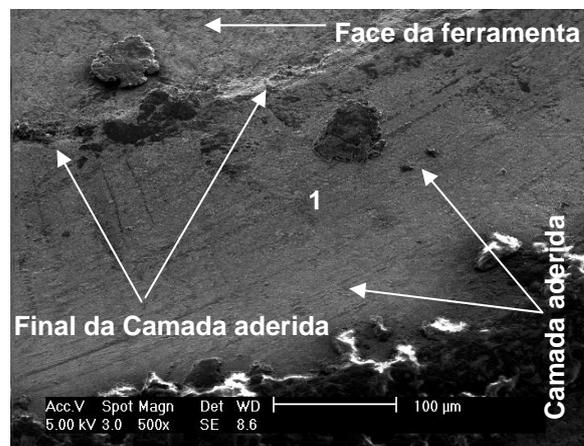
Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – sem revestimento (Fabricante A)



a)



b)

Figura 5-41: Caracterização da ferramenta de corte A_33 usinando o ferro fundido cinzento: a) camada aderida sobre a ferramenta; b) ampliação sobre a camada aderida.

A análise química qualitativa realizada sobre a camada aderida, região 1 da Figura 5-41b, é exibida na Figura 5-42. Nessa figura, observa-se a presença, através da intensidade do pico do espectro, de grande quantidade de enxofre e manganês, materiais estes que compõem o sulfeto de manganês.

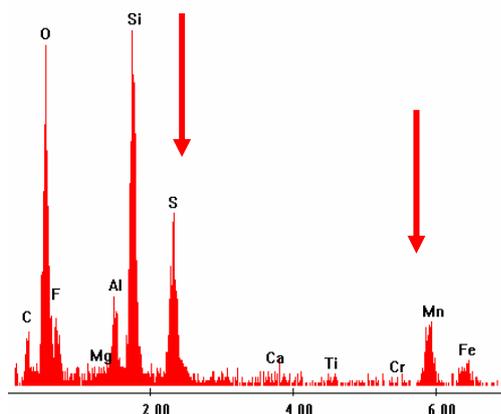


Figura 5-42: Espectro da análise química da camada aderida

Na literatura, vários trabalhos apontam a camada aderida formada durante a usinagem do ferro fundido cinzento como tendo uma função protetora e por ser responsável pela redução do desgaste das ferramentas que o usinam. A formação desta camada aderida é atribuída à deposição das inclusões de sulfeto de manganês (MnS) contidas no ferro fundido cinzento e que seriam o principal componente dessa camada (ERICKSON; HARDY, 1976; BOEHS, 1979; KLOSE, 1993; GASTEL et al., 2000; REUTER, 2001; POLAUCHON et al, 2001; SAHM; ABELE; SCHULZ, 2002; PEREIRA, 2005; HECK et al., 2007).

Na usinagem do ferro fundido cinzento, a adesão da camada sobre a ferramenta exerce uma função protetora contra reações triboquímicas e os seus produtos que enfraquecem a ferramenta, como os silicetos e silicatos apontados por Lauscher (1988) e Denkena (1992). Além disso, devido às propriedades mecânicas do sulfeto de manganês, o cisalhamento da aderência ocorre na própria aderência, não havendo a remoção do material da ferramenta, o que aumenta a sua vida.

Na usinagem do ferro fundido vermicular, também é verificada a presença de uma camada aderida sobre o gume da ferramenta, não tão espessa quanto a observada na usinagem do ferro fundido cinzento, mas que é formada basicamente por ferro e que, ao contrário do observado na usinagem do ferro fundido cinzento, acelera o desgaste da ferramenta.

5.2.4.2 Ensaios de usinagem do ferro fundido cinzento com o substrato 105 – revestido com Al_2O_3+TiN e com pós-tratamento de alisamento por polimento (A_27)

A usinagem do ferro fundido cinzento com a ferramenta cerâmica 105 com

revestimento $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ e pós-tratamento de alisamento do revestimento por polimento revelou um excelente desempenho, como mostra a Figura 5-43.

Nesta figura é observado que o desenvolvimento do desgaste da ferramenta ocorre em patamares. O desgaste aumenta, mas de uma forma mais compassada, estabilizando-se em patamares nos quais não é possível verificar um aumento expressivo no suceder dos passes.

Os resultados da Figura 5-43 mostram que a ferramenta revestida com $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ e com o pós-tratamento de alisamento do revestimento pelo processo de polimento apresentou melhor desempenho que a ferramenta cerâmica com o substrato 105 sem revestimento. Na figura é possível ver claramente que a ferramenta ensaiada apresentou uma significativa redução do desgaste de flanco, alcançando um desgaste de flanco máximo $50\ \mu\text{m}$ menor que a marca de desgaste alcançada pela ferramenta de nitreto de silício não revestida.

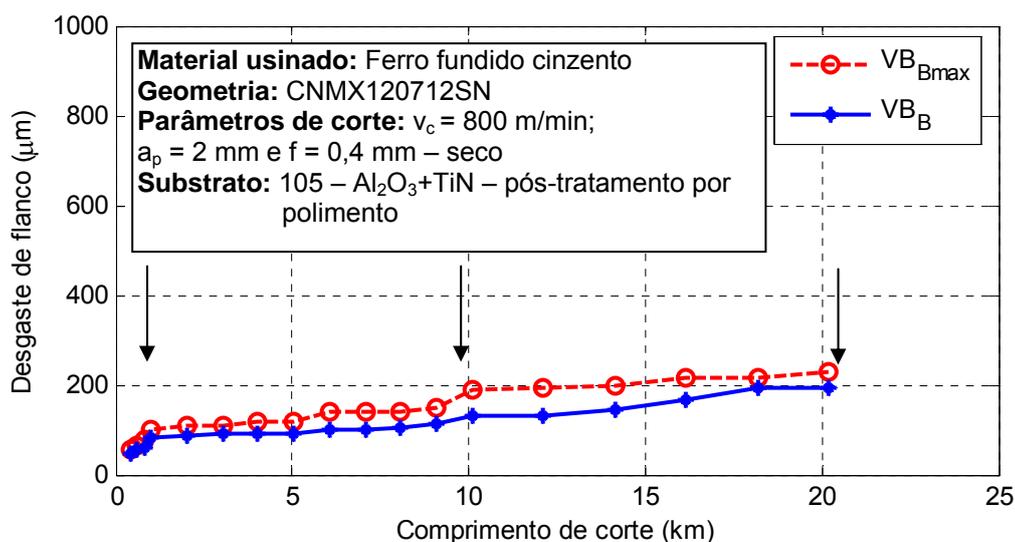


Figura 5-43: Desenvolvimento do desgaste de flanco da ferramenta cerâmica com revestimento $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ e com pós-tratamento de alisamento do revestimento por polimento (A_27).

A caracterização fotográfica do desenvolvimento do desgaste, Figura 5-44, deixa nítido que a ferramenta 105 revestida com $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ e com tratamento de alisamento do revestimento é menos solicitada durante a usinagem do ferro fundido cinzento. Aqui é possível ver, por exemplo, que o desgaste de flanco da ferramenta, mostrado na Figura 5-44a, é extremamente baixo em relação à mesma ferramenta utilizada na usinagem do ferro fundido vermicular. Além disso, nesta mesma figura, é

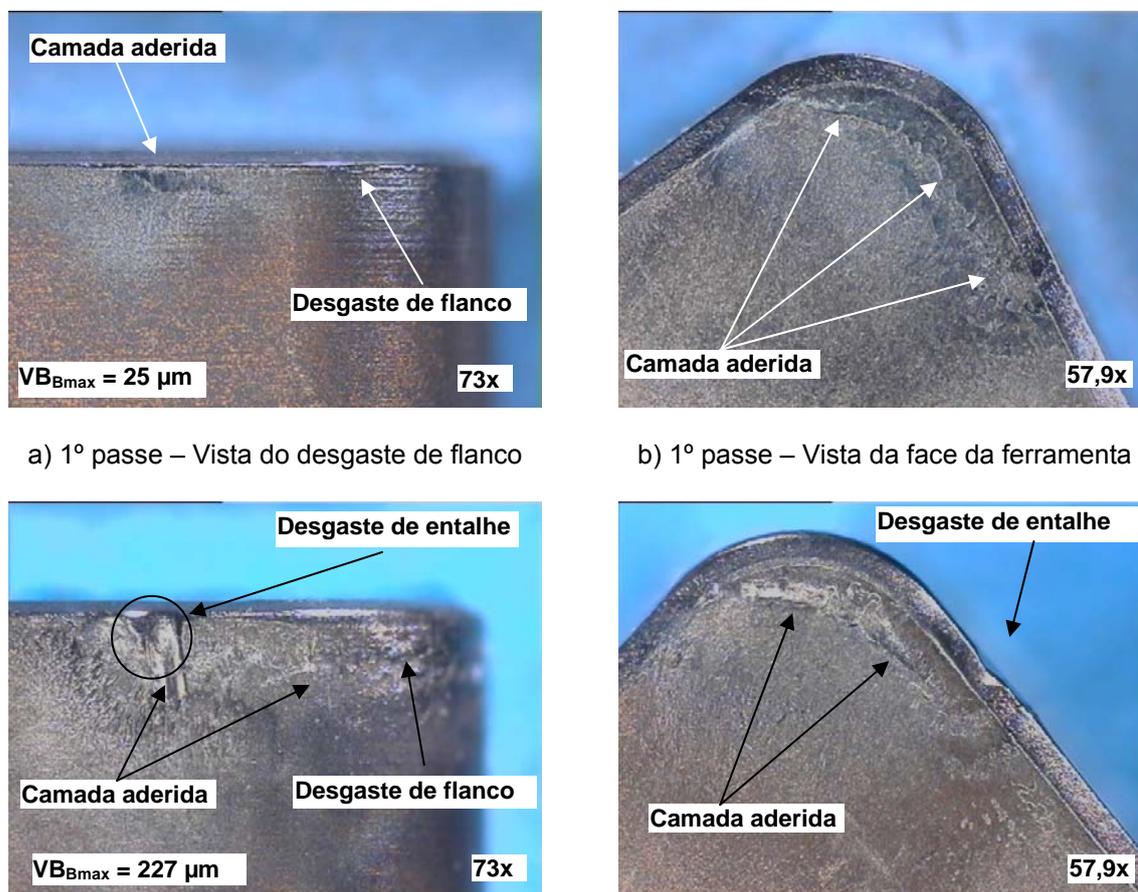
possível verificar a presença de material aderido no flanco da ferramenta.

Material usado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – Al_2O_3+TiN – pós-tratamento de alisamento por polimento



a) 1º passe – Vista do desgaste de flanco

b) 1º passe – Vista da face da ferramenta

c) 100º passe – Vista do desgaste de flanco

d) 100º passe – Vista da face da ferramenta

Figura 5-44: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta para o ensaio A_27.

Quando se analisa a face da ferramenta, Figura 5-44b, nota-se que ocorre a formação da camada aderida já no primeiro passe, recobrendo uma grande área sobre a face da ferramenta. Essa área corresponde à área de contato entre o cavaco e a ferramenta.

A Figura 5-44c, por sua vez, evidencia o desgaste da ferramenta após a realização do centésimo passe (227 μ m). Esse baixo valor de desgaste de flanco mostra que a ferramenta de nitreto de silício revestida e com o pós-tratamento de alisamento do revestimento apresenta um excelente desempenho na usinagem do ferro fundido cinzento.

Outra conclusão importante que se obtém analisando a reduzida marca do

desgaste desta ferramenta diz respeito à maior facilidade do ferro fundido cinzento de ser usinado em relação ao ferro fundido vermicular. A mesma ferramenta aqui utilizada usinando o ferro fundido vermicular com menor velocidade de corte alcançou o critério de fim de vida já no décimo passe.

Ainda analisando a Figura 5-44c, verifica-se grande quantidade de material recobrindo o flanco da ferramenta e a presença de um pequeno desgaste de entalhe. O desenvolvimento da camada aderida recobrindo a ferramenta nesta região não foi capaz de evitar a incidência do desgaste de entalhe.

A Figura 5-44d mostra a face da ferramenta após a realização do centésimo passe. Nessa figura observa-se a presença da camada aderida recobrindo parte da face da ferramenta e do gume da ferramenta. Ademais, no gume principal, é possível verificar nitidamente o desgaste de entalhe.

No que diz respeito à caracterização das forças de usinagem, essas refletem o comportamento do desgaste da ferramenta. Aqui, as forças se desenvolveram de forma estável, com pequenos incrementos ao longo da usinagem do ferro fundido cinzento (Figura 5-45).

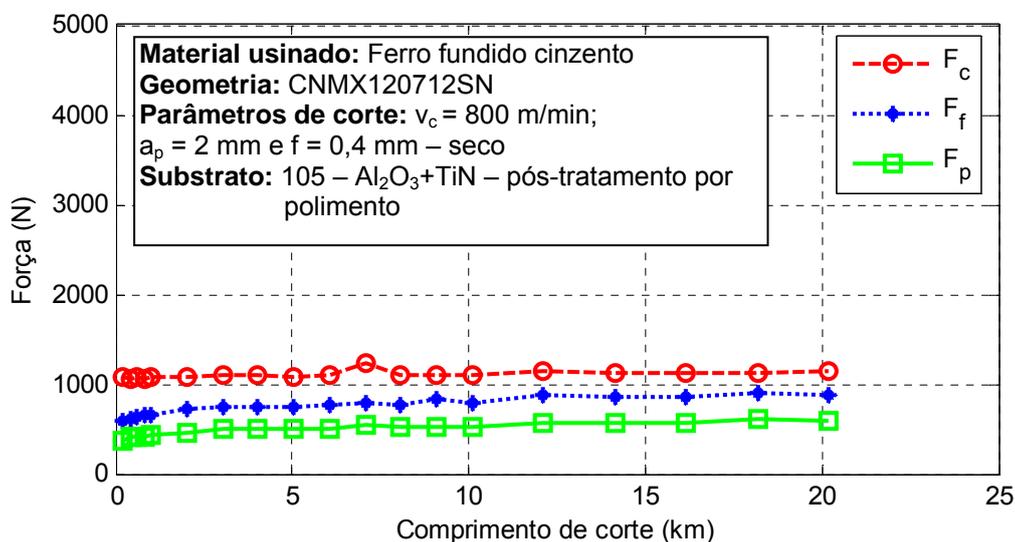


Figura 5-45: Desenvolvimento das forças de usinagem durante a usinagem do ferro fundido cinzento com a ferramenta A_27.

A Figura 5-46 mostra a caracterização das forças de corte para o primeiro e o centésimo passe da ferramenta com substrato 105 revestida com $Al_2O_3 + TiN$ e com tratamento de alisamento do revestimento por polimento. Aqui, na Figura 5-46a,

observa-se que, durante o primeiro passe, as forças médias de corte, de avanço e passiva são 1.076, 596 e 376 N, respectivamente.

No final do centésimo passe, Figura 5-46b, os resultados indicam que ocorreu uma pequena alteração nas componentes da força de usinagem. Aqui se constata que a força de corte não é tão afetada pelo aumento do desgaste da ferramenta, apresentando um aumento de aproximadamente 6% e alcançando a marca dos 1.135 N.

Quanto às forças de avanço e passiva, essas se mostraram mais sensíveis ao aumento do desgaste da ferramenta. Nesse caso, tanto a força de avanço como a força passiva apresentaram aumentos na ordem de 50% em relação aos seus valores medidos durante o primeiro passe. Ao final do centésimo passe, a força de avanço alcançou um valor médio de 883 N, enquanto que a força passiva ficou na casa dos 581 N (Figura 5-46b).

Material usinado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – $Al_2O_3 + TiN$ – pós-tratamento de alisamento por polimento

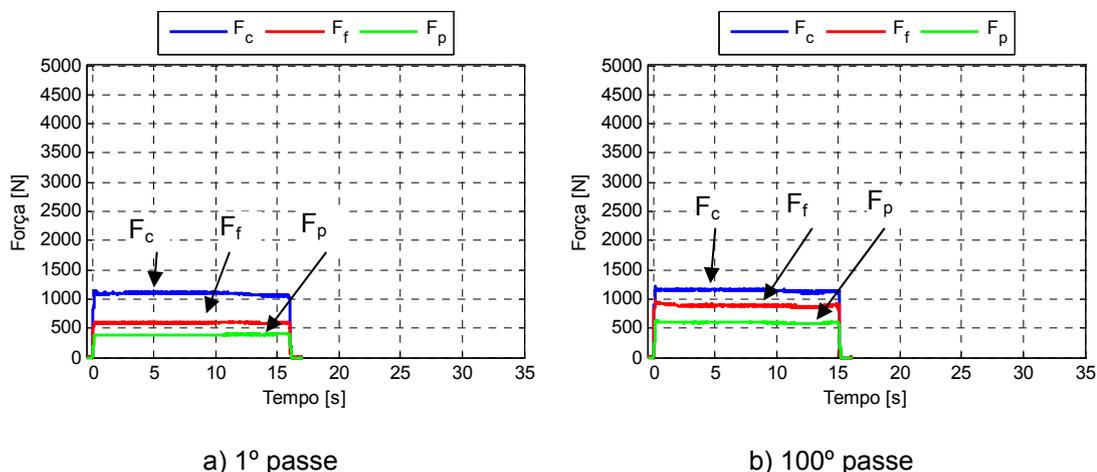


Figura 5-46: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva durante o primeiro e último passe do ensaio A_27.

A análise da ferramenta desgastada no microscópio eletrônico de varredura trouxe informações importantes sobre como se forma a camada que recobre a ferramenta e como ocorre o processo da sua remoção (Figura 5-47).

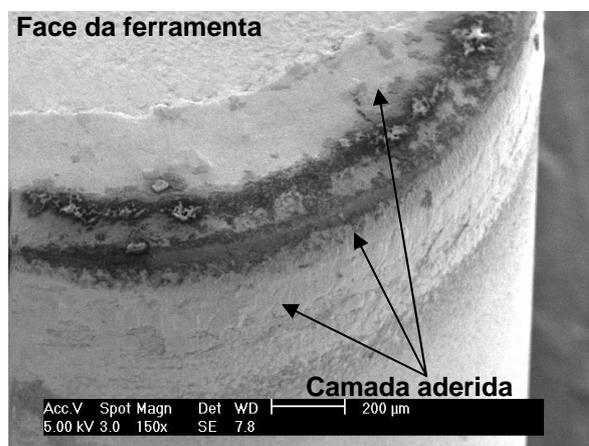
A Figura 5-47a exibe a imagem da quina da ferramenta. Nessa figura, observa-se nitidamente a existência da camada aderida recobrendo parte da face, do gume e do flanco da ferramenta.

Material usado: Ferro fundido cinzento

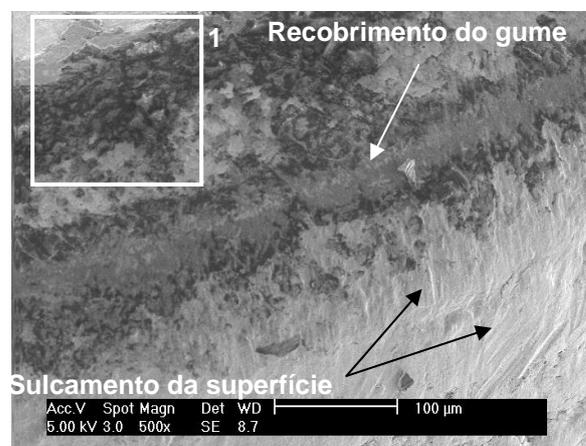
Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

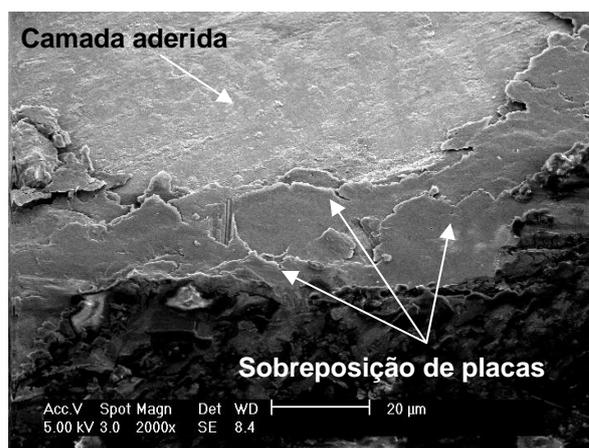
Substrato: 105 – Al_2O_3+TiN – pós-tratamento de alisamento por polimento



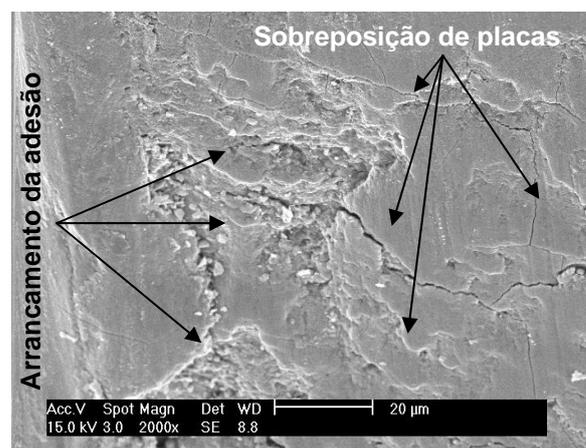
a) Vista geral da ferramenta



b) Vista ampliada do gume da ferramenta



c) Vista ampliada da região 1 (C)



d) Vista ampliada do flanco da ferramenta

Figura 5-47: Caracterização da camada aderida sobre a ferramenta do ensaio A_27: a) identificação da camada aderida; b) ampliação na região do gume da ferramenta; c) sobreposição de camadas sobre a face da ferramenta; e d) ampliação no flanco da ferramenta.

A ampliação da imagem do gume da ferramenta, Figura 5-47b, mostra que a camada aderida apresenta regiões com indícios da atuação do mecanismo de desgaste abrasivo. Esses indícios são comprovados pela presença dos sulcos e estrias na superfície da camada aderida causados pelo escoamento das partículas duras contidas no cavaco. Tais evidências revelam novamente que a camada aderida protege a ferramenta contra o contato com as eventuais partículas duras contidas no cavaco, aumentando assim a sua vida.

Na Figura 5-47c, é vista a imagem ampliada da região 1. Aqui é possível

observar a presença de delgadas placas de material sobrepostas umas às outras. Essa evidência reforça a tese de que a camada aderida é formada pela laminação de pequenas partículas de material contida no cavaco/peça sobre a ferramenta. O material aderido é distribuído sobre a face da ferramenta pelo fluxo de cavaco, e sobre o gume e o flanco da ferramenta, pelo movimento da peça.

A remoção desta camada aderida se dá tanto pelo processo abrasivo, como mostram os sulcos da Figura 5-47b, como pelo cisalhamento da adesão, Figura 5-47d. Aqui se nota que a camada aderida atinge uma altura crítica, altura essa que a camada aderida não resiste mais aos esforços de tração causados pelo movimento relativo entre a peça e a ferramenta. O tipo de cisalhamento do material aderido pode tanto proteger como acelerar o desgaste da ferramenta. A situação mais favorável para aumentar a vida da ferramenta ocorre quando o cisalhamento da camada aderida se dá na própria camada. A pior situação acontece quando a camada aderida é cisalhada na interface da adesão com a ferramenta, removendo assim material da ferramenta, o que causa o seu desgaste.

Na Figura 5-47d, é mostrada claramente a sobreposição de pequenas placas de material aderido e evidências de que grande parte do cisalhamento da camada aderida ocorre na própria camada, como evidencia a morfologia da superfície da camada aderida.

A análise química qualitativa da camada aderida é descrita na Figura 5-48. Nessa figura, como nos outros casos usando o ferro fundido cinzento, os resultados mostram que a camada é composta basicamente pelos elementos ferro, manganês, enxofre, sendo isso um forte indicativo de que a camada é formada por sulfeto de manganês.

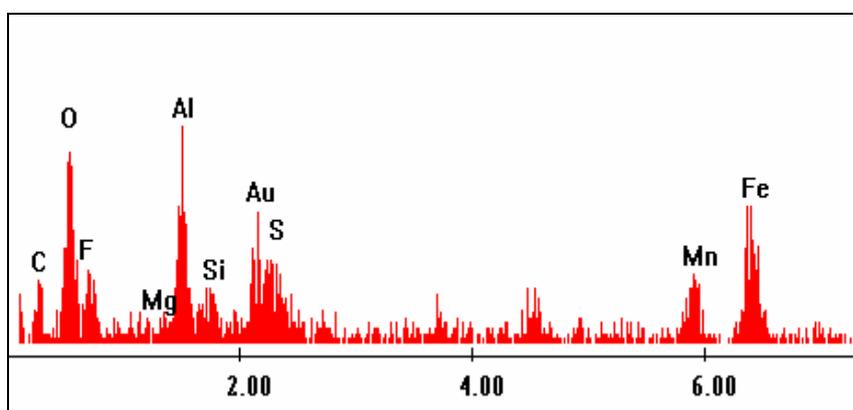


Figura 5-48:Espectro da análise química da camada aderida sobre a ferramenta no ensaio A_27.

5.2.4.3 Ensaios de usinagem do ferro fundido cinzento com a ferramenta de nitreto de silício revestida com Al_2O_3 (SNR73) – Fabricante B

Este ensaio de usinagem foi realizado com velocidade de corte de 450 m/min, profundidade de corte de 3 mm e avanço de 0,4 mm. A curva de desgaste referente ao desempenho desta ferramenta é mostrada na Figura 5-49.

Na figura evidenciada anteriormente, é possível observar que a ferramenta apresenta um desenvolvimento de desgaste escalonado, sendo dividido em três fases: a primeira fase do desgaste ocorre até a ferramenta percorrer a distância de 1,5 km, situação essa que o desgaste de flanco permanece abaixo dos 100 μm . A segunda fase corresponde à faixa de desgaste entre 100 e 200 μm e que se mantém constante por aproximadamente 8 km. A terceira fase ocorre quando a ferramenta ultrapassa a marca de desgaste de 200 μm . Aqui se observa um curto período de estabilidade do desgaste, seguido por um rápido aumento para valores na ordem de 360 μm .

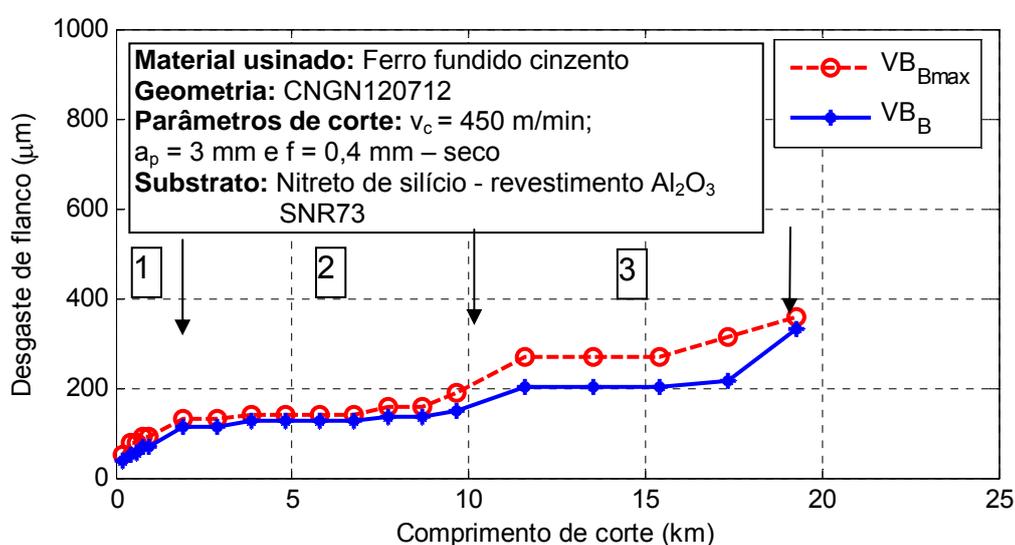


Figura 5-49: Caracterização da curva de desgaste de flanco para o ensaio SNR73.

A comparação dos resultados obtidos com as ferramentas do Fabricante B em relação aos resultados obtidos com as ferramentas do Fabricante A deve ser feita com ponderação, pois os valores da velocidade de corte e profundidade empregadas nos ensaios das ferramentas do Fabricante B foram diferentes. No ensaio com a ferramenta SNR73, Fabricante B, foi utilizada uma velocidade 44% menor que a utilizada com as ferramentas do Fabricante A. Contudo, a profundidade

de corte usada no ensaio com a ferramenta SNR73 foi 50% maior do que a aplicada com as ferramentas do Fabricante A.

Estes fatores, aliados com a diferença composicional e da geometria das ferramentas, são responsáveis pela maior taxa de desgaste da ferramenta SNR73 em relação às taxas de desgastes obtidas com as ferramentas do Fabricante A.

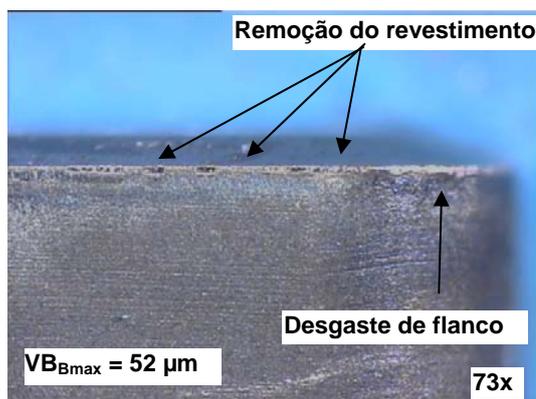
As imagens da caracterização do desenvolvimento do desgaste da ferramenta SNR73, Figura 5-50a e Figura 5-50b, mostram que a ferramenta, apesar da menor velocidade de corte, apresentou, já no primeiro passe, a remoção do seu revestimento. Da mesma forma, a análise da face da ferramenta também mostra menor quantidade de material aderido em relação às ferramentas utilizadas do Fabricante A.

Material usinado: Ferro fundido cinzento

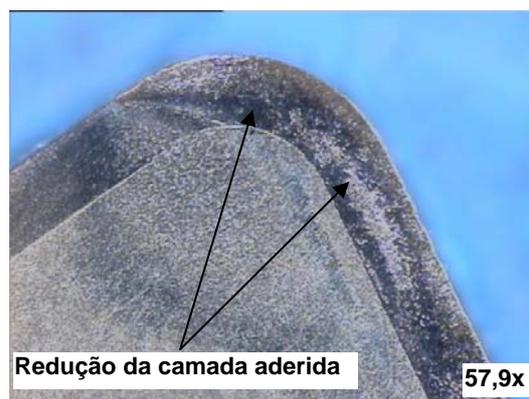
Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 450$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

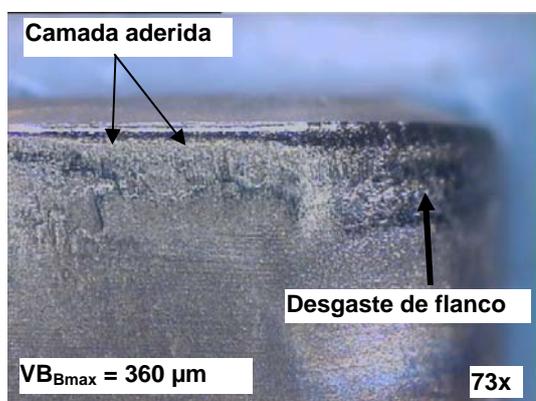
Substrato: Nitreto de silício – revestimento Al_2O_3 – SNR73



a) 1º passe – Vista do desgaste do flanco



b) 1º passe – Vista da face da ferramenta



c) 100º passe – Vista do desgaste de flanco



d) 100º passe - Vista da face da ferramenta

Figura 5-50: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta para o ensaio SNR73.

A pouca quantidade de material aderido sobre o gume, o flanco e a face da ferramenta também pode ser vista no centésimo passe desta ferramenta. Nessa situação, a pouca quantidade de material aderido acaba por não proteger a ferramenta eficientemente contra os carregamentos térmico, mecânico e químico durante a usinagem, como pode ser visto na Figura 5-50c.

A redução da quantidade de material aderido sobre a ferramenta em relação às ferramentas do Fabricante A é confirmada na análise da face da ferramenta, como é mostrado na Figura 5-50d. Nessa figura, é possível constatar que a camada aderida não recobre uniformemente a face, o flanco e o gume da ferramenta e, quando recobre, é com uma camada muito fina, diferentemente do verificado com as ferramentas cerâmicas do Fabricante A.

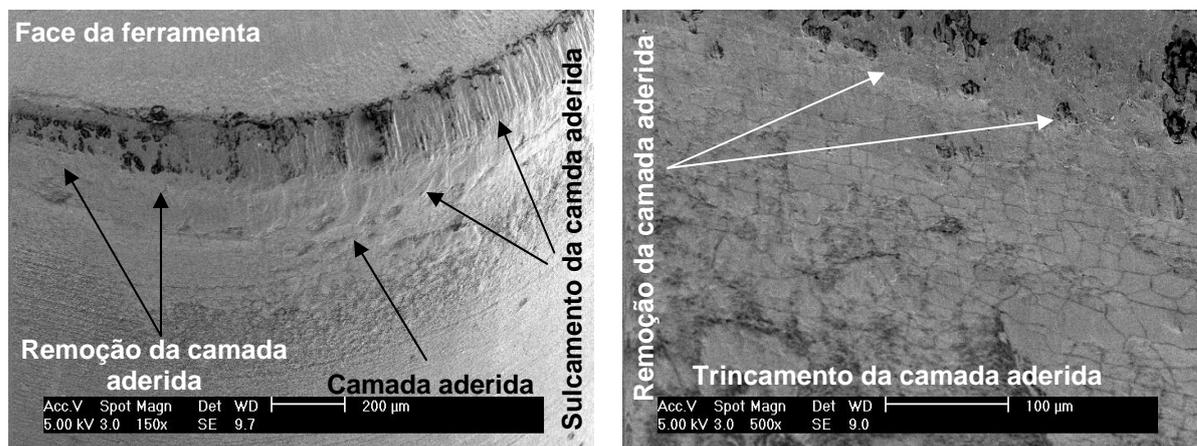
A redução da camada aderida é confirmada quando se analisa a ferramenta no microscópio eletrônico de varredura na Figura 5-51. Nessa figura, observa-se pouca camada aderida, fato que proporciona maior exposição da ferramenta aos maiores esforços de usinagem.

Material usinado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 450$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: Nitreto de silício – revestimento Al_2O_3 – SNR73



a) Vista da quina da ferramenta

b) Ampliação do gume e do flanco da ferramenta

Figura 5-51: Caracterização da camada aderida sobre a ferramenta do ensaio SNR73: a) vista da quina da ferramenta; e b) ampliação na região do gume e do flanco da ferramenta.

Na Figura 5-51a, além da pouca quantidade de material aderido, também é possível ver claramente as evidências da atuação do desgaste abrasivo sobre a ferramenta e a camada aderida. Como evidências, são apresentados o aumento da

quantidade e profundidade dos sulcos causados pelo processo de abrasão na ferramenta e na camada aderida, bem como a remoção de fragmentos da camada aderida que recobrem o gume e o flanco da ferramenta.

A alteração dos parâmetros de corte e da geometria da ferramenta fez também com que o recobrimento da ferramenta pela camada aderida não fosse uniforme. Em algumas regiões da ferramenta, observa-se a remoção de grandes quantidades de material da camada aderida. Tal remoção deixa a ferramenta exposta para a livre atuação dos mecanismos de desgastes como a abrasão e a difusão. Um exemplo da remoção do revestimento e da exposição da camada aderida é mostrado na Figura 5-51b.

Outro resultado que traz informações importantes e que comprovam o aumento dos carregamentos mecânico e térmico na usinagem do ferro fundido cinzento com a alteração dos parâmetros de corte e da geometria da ferramenta é a análise das forças de usinagem (Figura 5-52).

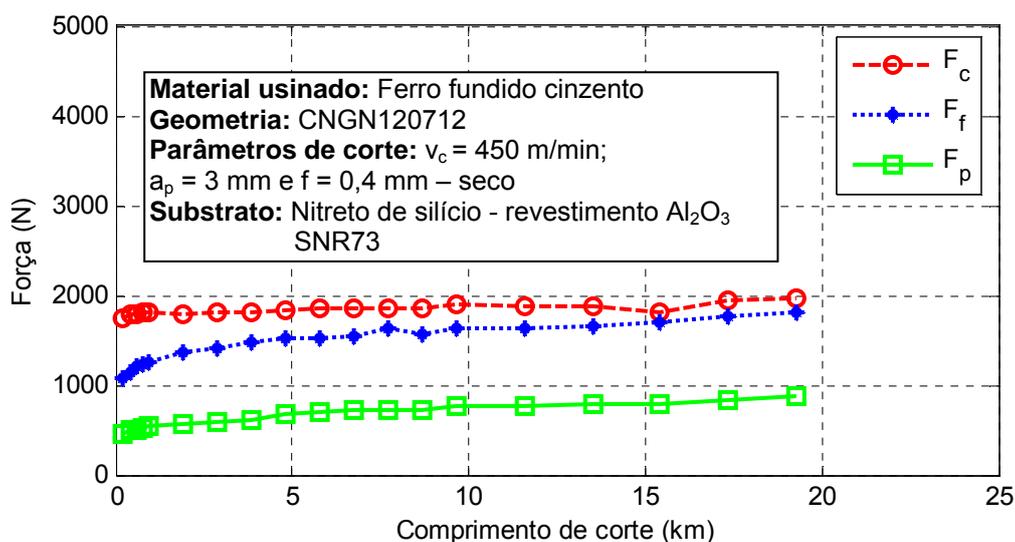


Figura 5-52: Desenvolvimento das forças de corte durante a usinagem do ferro fundido cinzento com a ferramenta SNR73.

Nesta figura, nota-se que os valores das componentes da força de usinagem para este ensaio iniciam em patamares bem mais elevados do que os valores das componentes das forças de usinagem medidas na usinagem do ferro fundido cinzento com as ferramentas de nitreto de silício do Fabricante A. No caso da força de corte do ensaio SNR73, essa inicia com valores na ordem de 1.748 N, enquanto que as forças medidas com as ferramentas do Fabricante A apresentam valores na

odem de 1.000 N.

Situação similar é verificada com as forças de avanço e passiva. Essas componentes da força de usinagem apresentam neste ensaio valores iniciais duas vezes maiores do que os valores medidos com as ferramentas do Fabricante A.

Outro dado importante é a tendência do aumento das forças passiva e de avanço com a realização do ensaio SNR73. Com o desenvolver da usinagem e do desgaste da ferramenta, a força de avanço medida nesse ensaio chega a alcançar o valor da força de corte, situação essa ocorrida somente na usinagem do ferro fundido vermicular.

Este comportamento do desenvolvimento das componentes da força de usinagem pode ser melhor visualizado quando se analisa individualmente o primeiro e o último passe, como mostra a Figura 5-53.

Material usado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 450$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: Nitreto de silício – revestimento Al_2O_3 – SNR73

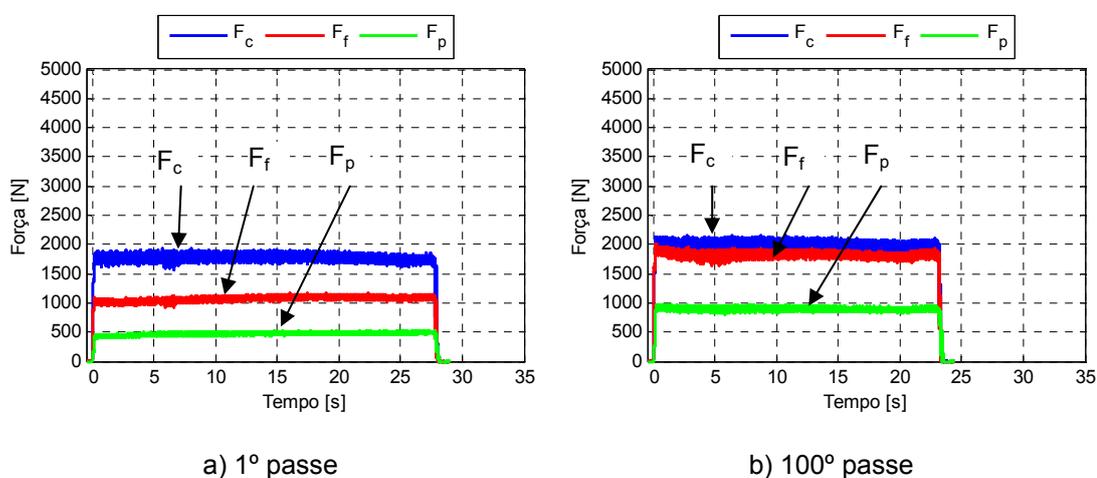


Figura 5-53: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva durante o primeiro e último passe do ensaio SNR73.

A diferença dos valores das forças de corte, de avanço e passiva é causada pela diferença nos parâmetros de corte e na geometria da ferramenta aqui utilizada. Essa combinação de parâmetros de corte e forma da geometria da ferramenta afetou a formação da camada aderida sobre a ferramenta. Isso indica que a camada aderida formada na usinagem do ferro fundido cinzento é altamente dependente dos parâmetros de corte e da geometria da ferramenta, podendo ter seu efeito benéfico na vida da ferramenta reduzido ou mesmo eliminado conforme a combinação

desses.

5.2.4.4 Ensaios de usinagem do ferro fundido cinzento com a ferramenta de nitreto de silício revestida com Al_2O_3 (SNR69) – Fabricante B

A mesma ferramenta (SRN73) testada no item anterior foi ensaiada com a velocidade de corte de 1.000 m/min, profundidade de corte de 3 mm e avanço de 0,4 mm, parâmetros estes definidos pelo fabricante da ferramenta. O desenvolvimento da curva de desgaste para essa ferramenta é exposto na Figura 5-54.

É possível perceber que o desgaste da ferramenta apresenta um incremento contínuo nos primeiros 10 km. Após esse período, observa-se que o desgaste apresenta estabilidade, mantendo um patamar constante ao longo dos próximos 5 km e que, a partir deste ponto, começa a aumentar novamente.

A comparação do ensaio SNR73 e SNR69 revela que, com o aumento da velocidade de corte, aumentou-se a taxa de desgaste da ferramenta, pois aumentou-se também o carregamento mecânico e o calor gerado sobre a ferramenta.

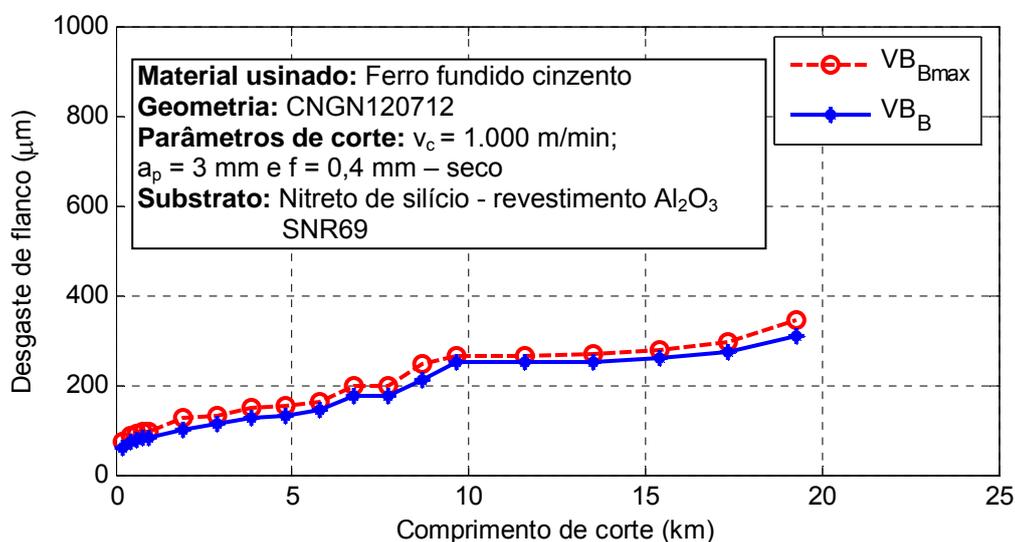


Figura 5-54: Caracterização da curva de desgaste de flanco para o ensaio SNR69.

Na Figura 5-55, são exibidas as imagens do desgaste de flanco da ferramenta SNR69 após o primeiro passe e o centésimo passe de usinagem do ferro fundido cinzento.

Na Figura 5-55a, observa-se que sobre a ferramenta não há material aderido como verificado com as ferramentas do Fabricante A que utilizaram velocidade de

corte 800 m/min e profundidade de corte de 3 mm. Além disso, verifica-se também o início da remoção do revestimento da ferramenta.

Quando se observa a face da ferramenta, Figura 5-55b, fica clara a redução da camada aderida na ferramenta, sendo encontrados somente alguns indícios dela sobre a face da ferramenta.

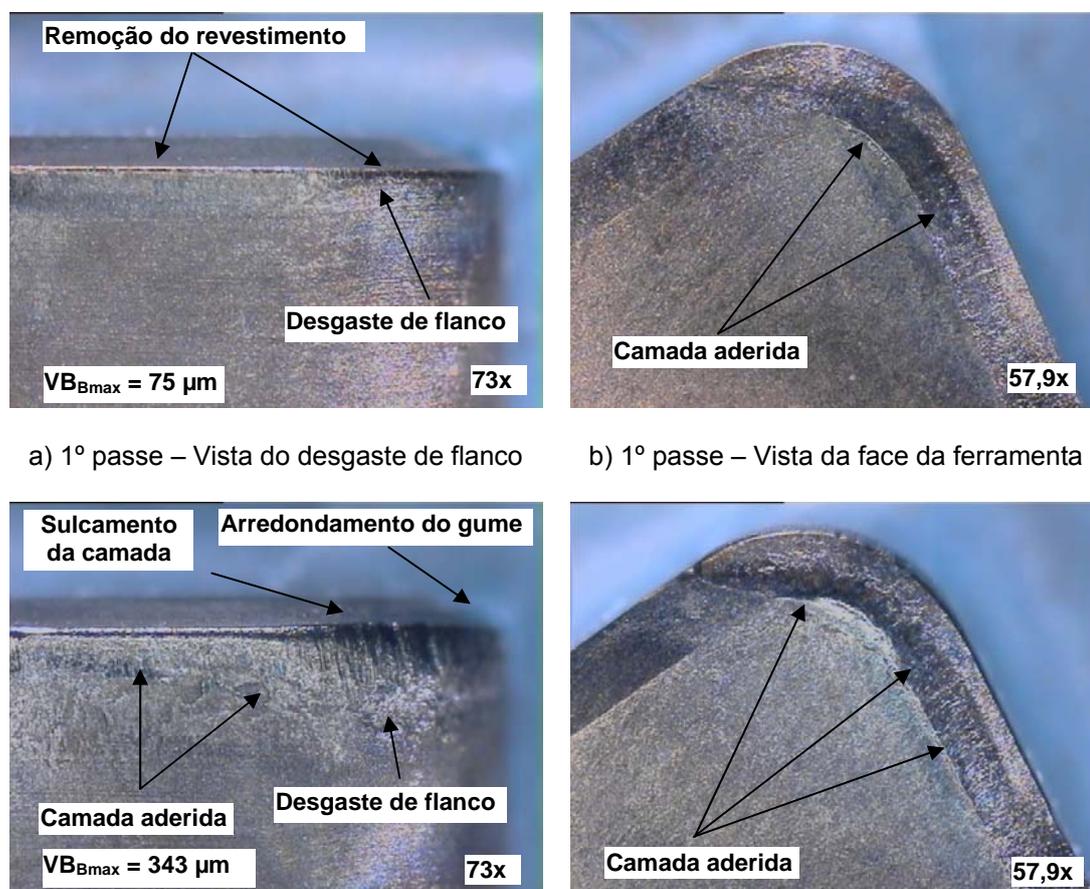
Na Figura 5-55c, situação essa que a ferramenta fez 100 passes de usinagem, observa-se que a ferramenta de nitreto de silício do ensaio SNR69 apresenta um elevado desgaste de flanco em relação ao desgaste medido nas ferramentas do Fabricante A, mostrando um elevado arredondamento do gume. Nessa figura, é possível identificar ainda a presença de grande quantidade de sulcos no gume e no flanco da ferramenta, indicando que ela esteve exposta a um intenso desgaste abrasivo.

Material usado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 1.000$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: Nitreto de silício – revestimento Al_2O_3 – SNR69



a) 1º passe – Vista do desgaste de flanco

b) 1º passe – Vista da face da ferramenta

c) 100º passe – Vista do desgaste de flanco

d) 100º passe – Vista da face da ferramenta

Figura 5-55: Caracterização da progressão do desgaste da ferramenta para o ensaio SNR69.

Já quando se analisa a Figura 5-55d, é possível ver uma pequena quantidade de material aderido na face da ferramenta. Essa quantidade de material aderido é bem menor do que a quantidade aderida observada sobre as ferramentas cerâmicas do Fabricante A usinando o ferro fundido cinzento com velocidade de corte de 800 m/min.

Por outro lado, quando se compara a quantidade de material depositado na ferramenta do ensaio SNR69 ($v_c = 1.000$ m/min) com a ferramenta do ensaio SNR73 ($v_c = 450$ m/min), não é possível observar diferenças entre as quantidades. O que se nota é o maior arredondamento do gume da ferramenta SNR69, que indica que ela esteve sujeita a uma maior taxa de desgaste.

O comportamento do desgaste da ferramenta cerâmica de nitreto de silício do ensaio SNR69 é refletido diretamente nas componentes da força de usinagem, como mostra a Figura 5-56.

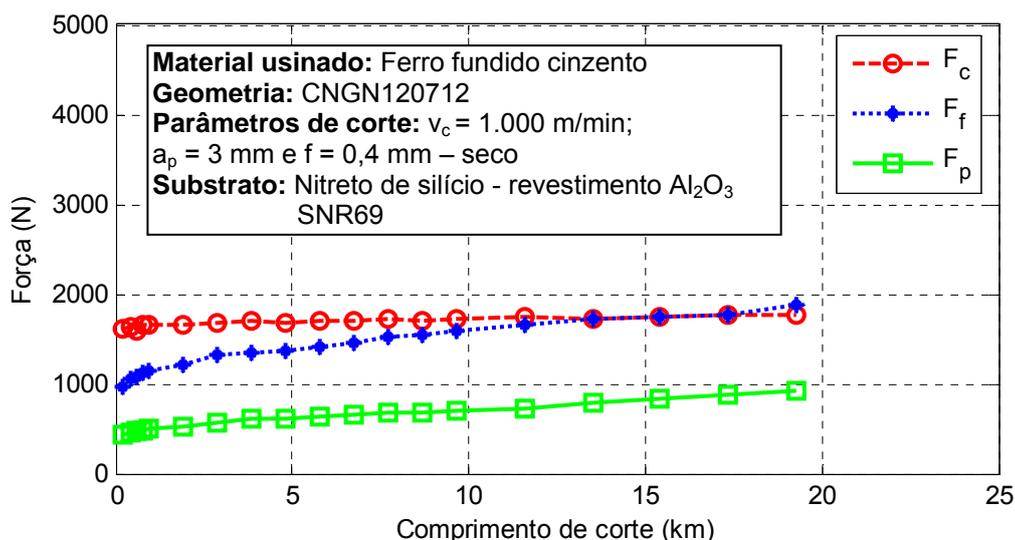


Figura 5-56: Desenvolvimento das forças de corte durante a usinagem do ferro fundido cinzento com a ferramenta SNR69.

Na Figura 5-56, constata-se que a força de corte, durante a usinagem do ferro fundido cinzento, se manteve praticamente constante, não apresentando alterações significativas. Porém, as forças de avanço e passiva aumentaram constantemente ao longo do comprimento de corte. No caso da força de avanço, durante a execução do centésimo passe, essa ultrapassou o valor da força de corte, situação que só havia sido verificada na usinagem do ferro fundido vermicular.

O aumento das forças de avanço e passiva pode ser visto claramente quando

se analisam as forças de usinagem para o primeiro e para o último passe, como mostra a Figura 5-57. Nessa figura, observa-se que o valor da força de corte se mantém quase que constante, apresentando no centésimo passe um valor somente 10% superior ao medido durante o seu primeiro passe. Quando se analisam as forças passiva e de avanço, a situação é diferente. Na realização do centésimo passe, as forças de avanço e passiva apontaram um aumento de 100% em relação ao primeiro passe, evidenciando o aumento do desgaste da ferramenta para as condições utilizadas neste ensaio.

Material usado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 1.000$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: Nitreto de silício – revestimento Al_2O_3 – SNR69

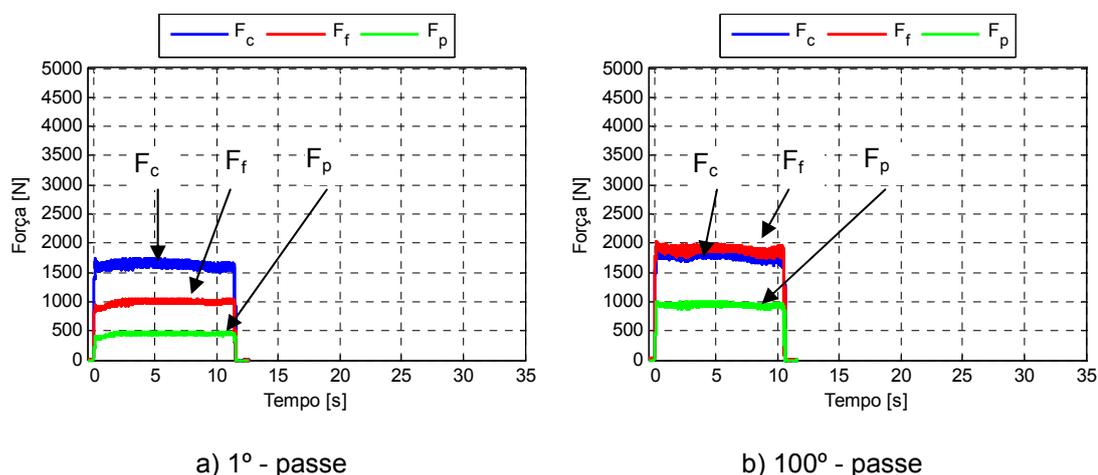


Figura 5-57: Caracterização das forças de corte, avanço e passiva durante o primeiro e último passe do ensaio SNR69.

Os intensos carregamentos mecânico e térmico a que a ferramenta esteve sujeita utilizando tais parâmetros são refletidos na formação da camada aderida e na vida da ferramenta, como pode ser visto nas imagens obtidas com o microscópio eletrônico de varredura mostradas na Figura 5-58.

A Figura 5-58a indica que a ferramenta cerâmica foi submetida a um intenso carregamento mecânico, sendo possível observar a quebra de pequenos fragmentos do seu gume. Além disso, nota-se também a redução da camada aderida e a presença de sulcos profundos na sua superfície, sulcos esses causados pelo processo de abrasão.

Na Figura 5-58b, é apresentada em detalhe a região 1, Figura 5-58a, que corresponde ao gume da ferramenta. Aqui são observados em detalhe o

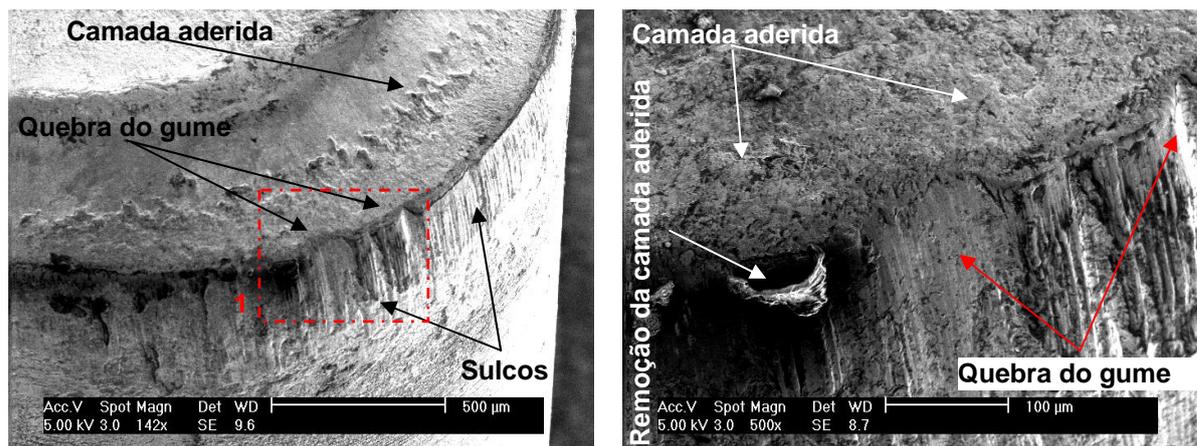
desprendimento de parte do material aderido ao gume da ferramenta e a região onde ocorreu o lascamento da ferramenta, bem como os sulcos na superfície causados pelo processo abrasivo.

Material usinado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNGN120712

Parâmetros de corte: $v_c = 1.000$ m/min; $a_p = 3$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: Nitreto de silício – revestimento Al_2O_3 – SNR69



a) Vista geral da quina da ferramenta

b) Vista ampliada da quina da ferramenta.

Figura 5-58: Análise da ferramenta no microscópio eletrônico de varredura para o ensaio SNR69.

Quando se comparam os resultados obtidos com as ferramentas de nitreto de silício revestidas do Fabricante B, com velocidade de corte de 450 m/min (SNR73) e com 1.000 m/min (SNR69) e profundidade de corte de 3 mm, com os resultados obtidos com as ferramentas ensaiadas do Fabricante A, com velocidade de corte de 800 m/min e profundidade de corte de 2 mm, durante a usinagem do ferro fundido cinzento, verifica-se que as ferramentas do Fabricante A apresentaram menor desgaste. A principal diferença encontrada na comparação realizada entre as ferramentas dos fabricantes B e A usinando o ferro fundido cinzento foi a menor quantidade de material aderido sobre as ferramentas do Fabricante B e o maior dano na camada aderida sobre tal ferramenta.

Na literatura, é possível encontrar relatos que mostram que a camada aderida é favorecida em uma determinada faixa de velocidade de corte, como foi encontrado por Boehs (1979). Em seu trabalho sobre a usinagem do ferro fundido maleável preto ferrítico, Boehs encontrou uma camada proterora sobre a ferramenta utilizando velocidades de corte acima de 180 m/min.

Na usinagem do ferro fundido cinzento, Reuter (2001) também identificou que

a camada aderida sobre a ferramenta de corte, preferencialmente se forma na faixa de velocidade de corte de 400 até 1.100 m/min, sendo obtida a maior vida da ferramenta para a condição em que o autor utilizou velocidade de corte de 800 m/min.

As evidências aqui encontradas, juntamente com os relatos apresentados na literatura, revelam que a camada protetora que se forma sobre as ferramentas cerâmicas na usinagem do ferro fundido cinzento é dependente dos parâmetros de corte utilizados e da geometria da ferramenta. Desta maneira, dependendo das combinações dos parâmetros de corte utilizados, pode haver casos em que não são criadas as condições, temperatura e pressão, para a sua formação. Além disso, há combinações de parâmetros de corte que ocorre a formação da camada aderida, porém, esta não suporta os carregamentos da usinagem e é removida rapidamente, acelerando ainda mais o desgaste da ferramenta. Para que a camada aderida atue como camada protetora, a sua taxa de formação deve ser menor que a sua taxa de remoção.

5.2.5 Análise do desempenho das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício na usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento

Os resultados obtidos nos ensaios de usinagem permitiram avaliar a diferença entre a usinabilidade do ferro fundido vermicular e do cinzento através da análise do desgaste das ferramentas, das componentes da força de usinagem e da taxa de remoção de cavaco. A análise dessas grandezas possibilitou identificar as possíveis causas e hipóteses para os diferentes valores de vida e mecanismos de desgastes das ferramentas cerâmicas. Neste ponto, fica clara a maior dificuldade de usinagem do ferro fundido vermicular em relação ao ferro fundido cinzento utilizando ferramentas cerâmicas de nitreto de silício revestidas e não revestidas.

Na Figura 5-59, é mostrada a comparação entre a usinagem do ferro fundido vermicular com o ferro fundido cinzento utilizando ferramentas cerâmicas mistas e de nitreto de silício, revestidas e não revestidas, e ferramentas de metal-duro.

Na figura é possível verificar que a ferramenta cerâmica não revestida, com uma velocidade de corte de 400 m/min, avanço de 0,4 mm e profundidade de corte igual a 2,0 mm (A_18, A_19 e A_20), foi capaz de perfazer somente dois passes durante a usinagem do ferro fundido vermicular, valor esse equivalente a um comprimento de corte médio de 0,5 km ou à vida de 1 minuto.

Na mesma figura, observa-se que a vida da ferramenta cerâmica de nitreto de silício usinando o ferro fundido vermicular, com velocidade de corte de 400 m/min, avanço de 0,4 mm e profundidade de corte igual a 2,0 mm, pode ser aumentada com a aplicação de revestimentos (A_07, A_10 3 A_13). Aqui, a utilização de revestimentos mono e multi-camadas de Al_2O_3 e Al_2O_3+TiN sobre a ferramenta significou um aumento da sua vida em aproximadamente 5 vezes.

A utilização das mesmas ferramentas cerâmicas de nitreto de silício, não revestidas e revestidas, na usinagem do ferro fundido cinzento apresentou um insigne resultado em termos de aumento de vida. Nesses ensaios, tais ferramentas utilizando velocidade de corte de 800 m/min, profundidade de corte de 2 mm e avanço de 0,4 mm perfizeram em média 100 passes de usinagem (A_33, A_27, A_36 e A_30), valor esse equivalente a um comprimento médio de corte de 20 km, e muito maior do que os obtidos na usinagem do ferro fundido vermicular.

É importante salientar que as ferramentas cerâmicas de nitreto de silício usinando o ferro fundido cinzento alcançaram a marca dos 100 passes (comprimento de corte de 20 km) e as mesmas ainda não tinham atingido a marca de desgaste de flanco estabelecida como critério de fim de vida. A interrupção dos ensaios antes do alcance do critério de fim de vida ocorreu por causa da indisponibilidade de peças em ferro fundido cinzento para serem usinadas.

Situação semelhante a esta também foi obtida com as ferramentas cerâmicas do Fabricante B. Aqui, utilizando ferramentas de corte revestidas e com velocidades de 450 e 1.000 m/min, foi possível obter um aumento na vida das ferramentas usinando o ferro fundido cinzento na ordem de 10 vezes em relação ao ferro fundido vermicular. Da mesma forma que as ferramentas cerâmicas do Fabricante A usinando o ferro fundido cinzento, os ensaios tiveram que ser encerrados antes do alcance do critério do fim de vida estabelecido.

No que diz respeito aos ensaios com as ferramentas cerâmicas de nitreto de silício não revestidas do Fabricante B durante a usinagem do ferro fundido vermicular, essas também apresentaram um desempenho baixo, semelhante aos obtidos com as ferramentas do Fabricante A. A utilização das ferramentas de nitreto de silício revestidas trouxe um significativo aumento no desempenho dessas ferramentas.

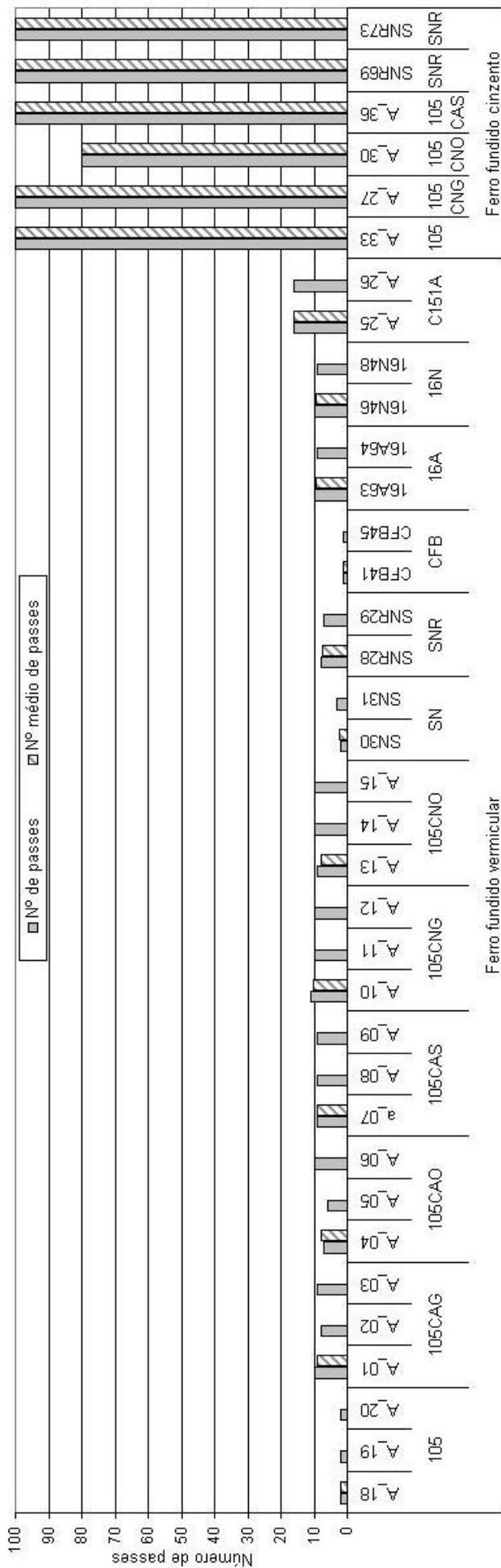


Figura 5-59: Comparação geral entre a usinagem do ferro fundido vermicular e do cinzento

Uma novidade interessante foi o desempenho das ferramentas mistas do Fabricante B. Elas apresentaram em média o mesmo desempenho das ferramentas de nitreto de silício revestidas, demonstrando ser uma boa possibilidade para melhorar o desempenho da usinagem do ferro fundido vermicular.

Como foi mostrado anteriormente, a diferença do desempenho das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício usinando o ferro fundido vermicular e o cinzento é extrema. Em função da importância econômica dos materiais envolvidos e do avanço da ciência, encontrar as respostas para esse comportamento atípico da ferramenta cerâmica é de suma importância.

No processo do entendimento deste comportamento atípico da ferramenta cerâmica de nitreto de silício usinando os ferros fundidos vermicular e cinzento, uma parte da resposta é encontrada quando se analisam as propriedades dos materiais, como dureza, micro-dureza da perlita e forma da grafita. Esses implicam diferentes mecanismos de formação de cavaco e diferentes carregamentos mecânico e térmico na ferramenta.

Os diferentes carregamentos mecânico e térmico, juntamente com o mecanismo de formação de cavaco do material e a sua composição química, conduzem à formação de distintos tribofilmes sobre as ferramentas. Esses tribofilmes são produtos das reações triboquímicas que ocorrem na interface cavaco/ferramenta, apresentando, para cada tipo de ferro fundido aqui estudado, propriedades distintas e que implicam no diferente desempenho das ferramentas cerâmicas usinando os ferros fundidos vermicular e cinzento.

As análises realizadas nesta pesquisa mostram que as reações triboquímicas e seus produtos, tribofilmes, exercem papel preponderante na vida da ferramenta. O entendimento de como ocorrem tais reações é de fundamental importância para o desenvolvimento de novas técnicas de usinagem que retardem a sua incidência.

Neste ponto, a simples aplicação de revestimento sobre as ferramentas cerâmicas de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido vermicular foi capaz de aumentar a vida destas ferramentas em mais de 5 vezes.

Nos resultados aqui exibidos, também pode ser observado que as camadas que recobrem as ferramentas que usinaram os ferros fundidos vermicular e cinzento podem acelerar ou retardar o desgaste da ferramenta.

As evidências para as afirmações e hipóteses aqui levantadas foram buscadas através da realização de ensaios de microscopia eletrônica e de interação

química estática entre as ferramentas de nitreto de silício revestidas e não revestidas com os ferros fundidos vermicular e cinzento.

5.3 Análise das forças, da potência e do desgaste das ferramentas

5.3.1 Análise das forças e potência de corte na usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento

Entre as causas da grande variação na vida das ferramentas cerâmicas usinando os ferros fundidos vermicular e cinzento podem ser citadas a diferença na resistência mecânica, a forma da grafita e as inclusões contidas nestes materiais. Esses fatores influenciam nas forças de corte, na temperatura de usinagem, na abrasividade do material e têm conseqüências diretas no aumento ou na diminuição na vida da ferramenta.

O primeiro ponto a ser analisado é a resistência à tração entre os ferros fundidos vermicular e cinzento. Neste trabalho, a resistência à tração do ferro fundido cinzento é aproximadamente 40% menor que o valor medido para o ferro fundido vermicular. Em função disso, conforme aponta a literatura da área sobre usinabilidade dos materiais, já se espera uma redução da vida da ferramenta usinando o ferro fundido vermicular em cerca de 40%. Essa relação de proporcionalidade entre a resistência à tração dos ferros fundidos vermicular e cinzento e o desgaste da ferramenta pode ser vista nas operações de usinagem de fresamento e furação, como publicaram Mocellin (2002) e Sahm, Abele e Schulz (2002).

Nesta pesquisa, nos ensaios de torneamento realizados com os ferros fundidos vermicular e cinzento não se constata a tendência encontrada por Mocellin (2002) em seus ensaios de furação e por Sahm, Abele e Schulz (2002) em seus ensaios de fresamento e furação. Na pesquisa aqui desenvolvida, a vida obtida com as ferramentas de nitreto de silício não revestidas usinando o ferro fundido vermicular foi equivalente a 2% das vidas obtidas com a mesma ferramenta usinando o ferro fundido cinzento. Esse valor está bem abaixo da diferença verificada na resistência à tração dos materiais. No caso das ferramentas de nitreto de silício revestidas, a vida dessas ferramentas na usinagem do ferro fundido vermicular chegou no máximo a 5% do valor obtido com as mesmas ferramentas

durante a usinagem do ferro fundido cinzento.

Um fato que chama a atenção é que a diferença verificada na resistência à tração dos ferros fundidos vermicular e cinzento é refletida nas forças de corte destes materiais. Na usinagem do ferro fundido vermicular, a força de corte média durante o primeiro passe foi de aproximadamente 1.360 N. Já na usinagem do ferro fundido cinzento, a força de corte média ficou em torno de 1.051 N, sendo 33% menor que a força de corte verificada na usinagem do vermicular. Esse valor se aproxima da diferença vista na resistência à tração dos ferros fundidos aqui ensaiados, mas não explica o porquê da enorme diferença na vida das ferramentas. Um exemplo do valor das forças de corte para os ferros fundidos vermicular e cinzento durante a realização do primeiro passe é apresentado na Figura 5-60.

Uma ponderação que deve ser realizada nesta análise é a diferença de velocidade de corte utilizada nos ensaios dos ferros fundidos vermicular e cinzento. Como é apontado na literatura da área, Paucksch (1996), König e Klocke (2002) e Tönshoff e Denkena (2004), o aumento da velocidade de corte reduz a intensidade da força de corte. Ou seja, se o ferro fundido cinzento fosse usinado com a mesma velocidade de corte empregada na usinagem do ferro fundido vermicular, provavelmente a diferença entre as forças de corte desses materiais seria menor.

Material usinado: Ferro fundido Vermicular

Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min;

$a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – revestimento Al_2O_3 –
alisamento por jateamento

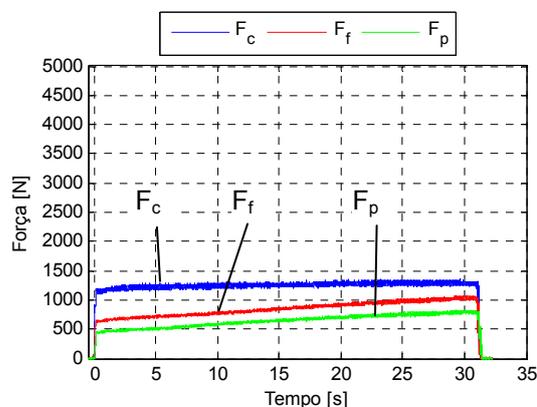
Material usinado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNMX120712SN

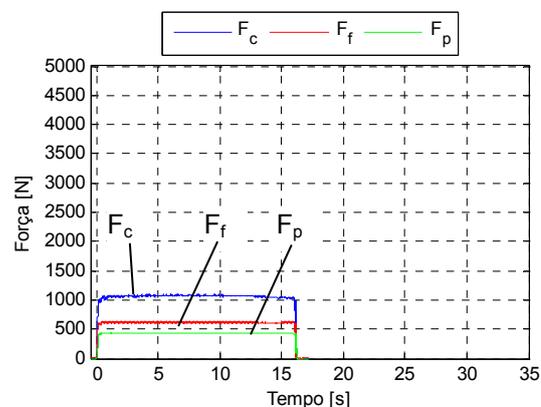
Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min;

$a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – revestimento Al_2O_3 –
alisamento por jateamento



a) 1º Passe – ensaio A_07



b) 1º Passe – ensaio A_36

Figura 5-60: Diferença entre as forças de corte durante a usinagem do ferro fundido vermicular e o cinzento: a) forças de usinagem medidas no 1º passe usinando o vermicular; b) forças de usinagem medidas no 1º passe usinando o cinzento.

Em sua tese de doutorado, Reuter (2001) realizou ensaios de torneamento com várias ligas de ferros fundidos vermicular e cinzento, variando a velocidade de corte entre 100 e 1.200 m/min. Nesta ocasião, o autor percebeu que, aumentando a velocidade de corte de 400 para 800 m/min, houve uma redução de 10% na pressão específica de corte do ferro fundido cinzento. A pressão específica de corte do ferro fundido vermicular encontrada por Reuter foi em média 15% maior do que a medida na usinagem do ferro fundido cinzento. A vida da ferramenta entre os ferros fundidos vermicular e cinzento também não apresentou nenhuma correlação com as forças de corte medidas desses materiais.

Uma das causas da diferença na vida das ferramentas que usinaram os ferros fundidos vermicular e cinzento é a forma da grafita. Essa tem influência direta na resistência à tração do material e, dependendo da sua forma, pode agir como um fator de concentração de tensões e/ou como um plano preferencial para a propagação de trincas durante a usinagem (MARWANGA; VOIGT; COHEN, 1999, 2000; GUESSER; SCHROEDER, DAWSON, 2001; DAWSON et al., 2001).

O efeito da forma da grafita na usinagem dos ferros fundidos pode ser entendido quando se analisa o mecanismo de formação de cavaco dos ferros fundidos vermicular e cinzento. Na usinagem do ferro fundido cinzento, segundo as publicações de Marwanga, Voigt e Cohen (1999 e 2000) e Georgiou (2002), primeiro a ferramenta comprime o material. Como esse material possui grafitas com lamelas afiadas, ocorre uma concentração de tensão nas extremidades das grafitas e, como elas são interconectadas, cria-se um plano de propagação de trincas à frente do gume. Com o avanço da ferramenta, o material é removido completamente com menor força de corte. Durante a usinagem, a ferramenta de corte não está sempre em contato com o material, pois uma porção de material é removida à frente da ferramenta, gerando crateras. O arrancamento de material contribui para a liberação da grafita que age como lubrificante.

Neste ponto, o modelo de Marwanga, Voigt e Cohen não leva em consideração a questão das inclusões abrasivas, como carbeto de titânio, carbonitreto ou mesmo a cementita da perlita, que, no período em que a ferramenta trabalha em vazio, não entra em contato com tais inclusões. Além disso, as inclusões moles de MnS (sulfeto de manganês) contidas no ferro fundido cinzento têm a sua adesão à ferramenta facilitada pela intermitência do processo, protegendo

a ferramenta contra a ação dos mecanismos de desgastes.

Segundo Georgiou (2002), no mecanismo de formação do cavaco do ferro fundido nodular, a grafita é deformada pela ação compressiva da ferramenta antes da separação do cavaco, fazendo com que o material flua na forma de um cavaco contínuo sobre o gume da ferramenta, similar a um cavaco de um aço (GEORGIU, 2002).

Já a grafita do ferro fundido vermicular pode ser considerada uma grafita híbrida, pois apresenta características das grafitas lamelar e nodular. Quando se analisa o ferro fundido vermicular, observa-se que a sua grafita apresenta interconexão entre seus pares, característica típica da grafita lamelar. Ademais, a grafita possui extremidades arredondadas, característica oriunda da grafita nodular. Por isso, a grafita na forma vermicular não age mais como pontos de concentração de tensão na matriz de ferro, como acontece com a grafita na forma lamelar, o que faz com que aumente a resistência do ferro fundido.

As imperfeições que a grafita na forma vermicular apresenta e o fato de ela ser interconectada resultam em uma forte adesão dela à matriz de ferro. Tudo isso acaba por resultar no aumento das propriedades mecânicas do ferro fundido vermicular e na maior dificuldade em ser usinado.

Da mesma forma que no ferro fundido cinzento, no ferro fundido vermicular, o plano de menor resistência se encontra na grafita. Porém, ao iniciar o processo de corte do ferro fundido vermicular, em função da sua grafita possuir maior adesão a matriz de ferro e as suas arestas serem arredondadas, a matriz de ferro não desliza sobre a grafita durante o corte. Além disso, é eliminado o fator de entalhe na matriz de ferro, característica típica do ferro fundido cinzento e que faz com que a ferramenta que usina o ferro fundido vermicular não corte mais em vazio, ficando bem mais tempo em contato com a ferramenta. O resultado é que o cavaco do ferro fundido vermicular é um cavaco intermediário ao cavaco dos ferros fundidos cinzento e nodular, apresentando forma segmentada, com características dúctil do nodular e frágil do cinzento (REUTER, 2001).

Esse comportamento da forma do cavaco ajuda a explicar em parte por que o ferro fundido vermicular apresenta uma temperatura de usinagem maior que o ferro fundido cinzento, já que o cavaco necessita de mais energia para a sua remoção, sendo essa energia transformada em calor.

Em ensaios de medição da temperatura de usinagem com pirômetro de

radiação infravermelha, Reuter (2001) verificou que a diferença de temperatura de usinagem entre o ferro fundido vermicular e o cinzento foi mínima, menor que 2%. Para uma velocidade de corte de 400 m/min, a temperatura de usinagem do ferro fundido vermicular ficou em torno de 620 °C e a do ferro fundido cinzento na ordem de 610 °C. Já para a velocidade de corte de 800 m/min, praticamente não houve diferença de temperatura entre os dois materiais usinados, ficando ambas em torno de 680 °C. Tais valores são próximos aos medidos por Denkena (1992) utilizando uma câmera para medição da radiação infravermelha e usinando os ferros fundidos cinzento e nodular. Em seus ensaios, Denkena observou que, aumentando a velocidade de corte de 400 m/min para 800 m/min, para ambos os ferros fundidos, é verificado um aumento na temperatura na ordem de 10% (DENKENA, 1992).

Bagetti (2008), em sua dissertação de mestrado, efetuou ensaios de fresamento para avaliar a usinabilidade dos ferros fundidos vermicular e cinzento. Nessa oportunidade, Bagetti mediu a temperatura na peça durante a usinagem destes materiais.

Os resultados obtidos por Bagetti (2008) mostraram que o aquecimento no ferro fundido vermicular é em média 27% maior que o do ferro fundido cinzento durante a usinagem. A explicação encontrada por Bagetti para essa diferença foi atribuída à maior resistência do ferro fundido vermicular e ao seu menor coeficiente de condutividade térmica em relação ao ferro fundido cinzento. Baseado neste resultado, Bagetti (2008) afirma que a ferramenta usinando o ferro fundido vermicular está sujeita a maiores temperaturas de corte do que as verificadas durante a usinagem do ferro fundido cinzento.

Se for analisada a questão do fluxo de calor Q ou potência, levando em consideração a força de corte (F_c) e a velocidade de corte (v_c) (Equação 5-1), é possível ver, nas condições utilizadas neste trabalho, que, em função da menor velocidade de corte, a quantidade de calor gerada ou a potência necessária na usinagem do ferro fundido vermicular é 36% menor do que o calor gerado ou potência necessária para usinar o ferro fundido cinzento.

$$P = \frac{F_c \times v_c}{60000} [kw]$$

Equação 5-1

Para a realização desta análise, utilizaram-se as forças de corte média dos

ferros fundidos vermicular e cinzento medidas durante o primeiro passe nos ensaios com ferramentas cerâmicas do Fabricante A.

Assim, para a resolução da Equação 5-1, no caso do ferro fundido vermicular, utilizou-se uma força de corte média de 1.360 N e velocidade de corte de 400 m/min, totalizando uma potência de 9 kw, como é exibido a seguir.

$$P_{\text{vermicular}} = 1.360 \text{ [N]} \times 400 \text{ [m/min]} / 60.000 = 9 \text{ [kw]}$$

Para o ferro fundido cinzento, utilizou-se a força média de 1.051 N e velocidade de corte de 800 m/min, resultando em uma potência de 14 kw.

$$P_{\text{cinzento}} = 1.051 \text{ [N]} \times 800 \text{ [m/min]} / 60.000 = 14 \text{ [kw]}$$

A potência na usinagem do ferro fundido cinzento é maior devido a sua elevada velocidade de corte, que é o dobro da utilizada na usinagem do ferro fundido vermicular.

A multiplicação da potência necessária pelo tempo de corte fornece a quantidade de energia transferida para a remoção dos materiais. Na usinagem do ferro fundido vermicular, o tempo de usinagem foi 32 s, enquanto que para o ferro fundido cinzento o tempo de usinagem foi 16 s. Os resultados são apresentados a seguir:

$$W_{\text{vermicular}} = 9 \text{ [kw]} \times 32 \text{ s} = 288 \text{ kJ}$$

$$W_{\text{cinzento}} = 14 \text{ [kw]} \times 16 \text{ s} = 224 \text{ kJ}$$

Dos resultados mostrados anteriormente, constata-se que a energia necessária na usinagem do ferro fundido vermicular é aproximadamente 29% maior que a energia necessária para a usinagem do ferro fundido cinzento, valor este similar ao encontrado por Bagetti (2008). Ou seja, a usinagem do ferro fundido vermicular, embora com menor velocidade de corte que a utilizada na usinagem do ferro fundido cinzento, implica um maior carregamento térmico sobre a ferramenta.

A maior temperatura a que a ferramenta está sujeita durante a usinagem do ferro fundido vermicular causa a redução das suas propriedades de resistência ao

desgaste, diminuindo a sua dureza a quente e a sua estabilidade química. De acordo com Denkena (1992), o nitreto de silício se torna instável em altas temperaturas e, a partir dos 900 °C, ocorre o amolecimento da sua fase vítrea. Isto mostra que a temperatura tem um papel fundamental na resistência ao desgaste da ferramenta cerâmica de nitreto de silício.

Em trabalhos mais recentes, Kalin et al. (2000a e 2000b) afirmam que, em temperaturas já na ordem de 700 °C, começa a ocorrer a interação entre o nitreto de silício e o ferro, gerando produtos de baixa resistência ao desgaste.

A dureza a quente da ferramenta de nitreto de silício decresce significativamente com o aumento da temperatura. Na temperatura ambiente, a dureza do nitreto de silício é 1.500 HV10. Quando a ferramenta é exposta a uma temperatura de 1.000 °C, a sua dureza é reduzida para valores menores que 1.000 HV10 (KÖNIG; KLOCKE, 2002).

Do exposto acima, inferindo-se que a temperatura de usinagem do ferro fundido vermicular alcance a marca dos 1.000 °C, tem-se uma maior taxa de desgaste da ferramenta devido ao aumento da taxa de formação de produtos de baixa dureza, em razão do aumento da reatividade do nitreto de silício, e pela a significativa redução da sua dureza. Na faixa de temperatura em questão, o nitreto de silício é facilmente desgastado por partículas abrasivas de carboneto de titânio (2.800-3.200 HV0,05), carbonitreto de titânio (2.600-3.400 HV0,05) e até mesmo pela própria cementita, que apresenta dureza na faixa de 800 HV.

Na literatura da área, a temperatura é considerada um fator da maior relevância no desgaste da ferramenta, entretanto, a forma de como ocorre o contato entre a ferramenta/cavaco e o tipo de produto oriundo desse contato são igualmente de grande importância.

Lauscher (1988) e Denkena (1992) demonstraram que, em ensaios de corte intermitente, a vida da ferramenta de nitreto de silício usinando o ferro fundido nodular aumentou significativamente em função de o corte intermitente permitir o acesso ao oxigênio à zona de corte. Segundo os autores, o oxigênio acaba por passivar a ferramenta, não possibilitando que ela reaja com o ferro ou magnésio contido no ferro fundido nodular e forme silicatos ou silicetos.

No torneamento do ferro fundido vermicular, em função do mecanismo de formação do seu cavaco, não ocorre o acesso do oxigênio na zona de corte, tornando possível que sejam formados produtos como silicetos e silicatos. Esses

produtos possuem baixa resistência mecânica e são facilmente removidos.

A intermitência verificada no mecanismo de formação do cavaco do ferro fundido cinzento, a menor resistência à tração e a sua maior condutividade térmica são responsáveis pela menor temperatura na ferramenta, conforme mostrado por Reuter (2001). No entanto, a intermitência do processo de corte e o resfriamento da ferramenta também facilitam o caldeamento ou aderência de ferro fundido cinzento sobre a ferramenta, ou alguma inclusão nele contida, como o sulfeto de manganês.

O sulfeto de manganês facilita o mecanismo de formação de cavaco e, uma vez depositado sobre a ferramenta, pode protegê-la contra a abrasão, atuando como lubrificante, ou como uma barreira contra a difusão, agindo como um revestimento, em processos de corte contínuo (ERICKSON; HARDY, 1976; BOEHS, 1979; GASTEL et al., 2000; REUTER, 2001; SAHM; ABELE; SCHULZ, 2002; POULACHON et al., 2001, 2002; PEREIRA, 2005; HECK et al., 2007).

A medição da temperatura e a realização dos ensaios de parada rápida (*Quick Stop Device –QSD*) não foram realizadas neste trabalho². A realização desses ensaios traria informações sobre a temperatura de corte na interface cavaco/ferramenta e preservaria as evidências dos fenômenos que ocorrem na interface cavaco/ferramenta.

Desconsiderando o efeito da velocidade de corte sobre as forças de usinagem, os ensaios nesta pesquisa mostraram que existe correlação entre a força de corte e a resistência à tração dos ferros fundidos vermicular e cinzento, relação essa não existente no que diz respeito ao desgaste da ferramenta.

Apesar de os dois ferros fundidos aqui ensaiados apresentarem valores próximos de forças de corte, os valores dos desgastes das ferramentas que os usinaram diferem muito entre si. Isso indica que, em função da composição química, da forma de grafita e do mecanismo de formação do cavaco de cada material, são criadas as condições para o aparecimento de fenômenos na interface cavaco/ferramenta que retardam ou aceleram o desgaste da ferramenta.

A seguir, busca-se caracterizar as principais diferenças no mecanismo de desgaste entre as ferramentas cerâmicas usinando os ferros fundidos vermicular e cinzento.

² Equipamentos não disponíveis.

5.3.2 Caracterização do desgaste das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício revestidas e não revestidas usinando o ferro fundido vermicular

Neste trabalho, verificou-se que a resistência ao desgaste e o tipo de mecanismo que atua nas ferramentas de nitreto de silício dependem fortemente da composição do material usinado (Item 5.2.5). Na usinagem do ferro fundido cinzento, a ferramenta de nitreto de silício não revestida foi capaz de perfazer 100 passes e, mesmo assim, não alcançou a marca de desgaste de fim de vida estabelecida. Por outro lado, na usinagem do ferro fundido vermicular, a vida da ferramenta variou entre 2 e 10% da vida obtida durante a usinagem do ferro fundido cinzento.

Segundo a literatura, Wertheim e Agranov (1986), Lauscher (1988), Denkena (1992) e Klose (1993), o nitreto de silício, quando aplicado para a usinagem dos ferros fundidos nodulares, apresenta duas características negativas: o amolecimento da fase vítrea em temperaturas acima de 900 °C e a perda da estabilidade química sob altas temperaturas. Para a elevada vida da ferramenta cerâmica alcançada na usinagem do ferro fundido cinzento, os autores apontam a forma da grafita como responsável pelo mecanismo de formação de cavaco arrancado e cisalhado.

A Figura 5-61 exhibe o desgaste típico da ferramenta de nitreto de silício sem revestimento na usinagem do ferro fundido vermicular. Como características principais de desgaste, observam-se: a marca do desgaste de flanco, abrasão – micro-estrias, a formação de cratera, arredondamento do gume da ferramenta e material oriundo das reações triboquímicas com o cavaco recobrimo a ferramenta.

Além das características descritas anteriormente, nota-se, na Figura 5-61a, a presença de material aderido recobrimo parte do gume e da face da ferramenta e, em menor intensidade, no flanco da ferramenta. Essa camada é similiar à camada encontrada recobrimo as ferramentas que usinaram o ferro fundido cinzento, porém, o filme originado sobre a ferramenta na usinagem do ferro fundido vermicular é mais delgado e apresenta somente ferro e magnésio na sua composição, como mostra a Figura 5-62a.

O filme que recobre a ferramenta após usinagem do ferro fundido vermicular é uma evidência de que a ferramenta de nitreto de silício reage com o material da peça, ferro fundido vermicular, sob altas temperaturas e pressão de contato. A elevada temperatura e o produto formado pela reação do ferro fundido vermicular em contato com a ferramenta reduzem as suas propriedades mecânicas, facilitando

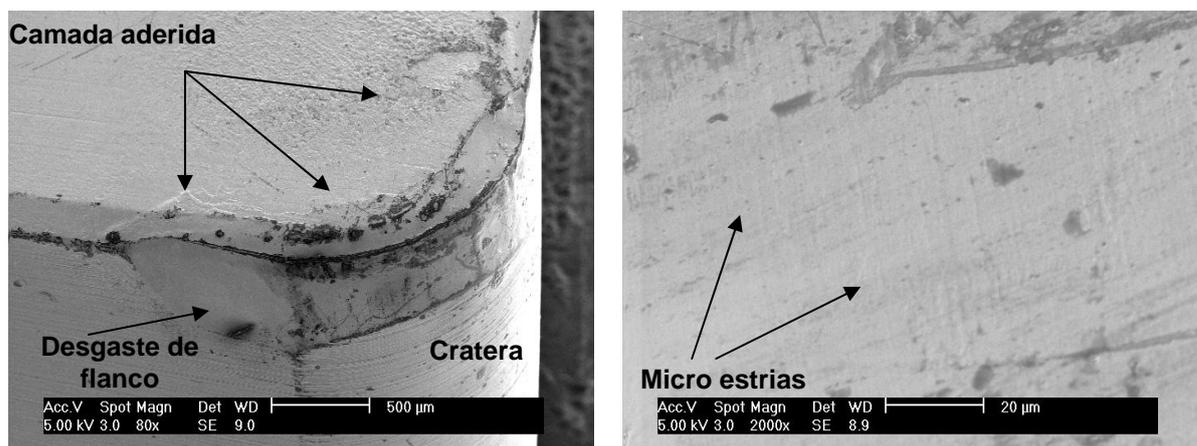
assim o seu desgaste pelo processo de abrasão. As evidências da ocorrência deste processo são expostas na Figura 5-62b.

Material usinado: Ferro fundido vermicular

Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – sem revestimento (Fabricante A)



a) Vista geral

b) aumento na região do desgaste de flanco

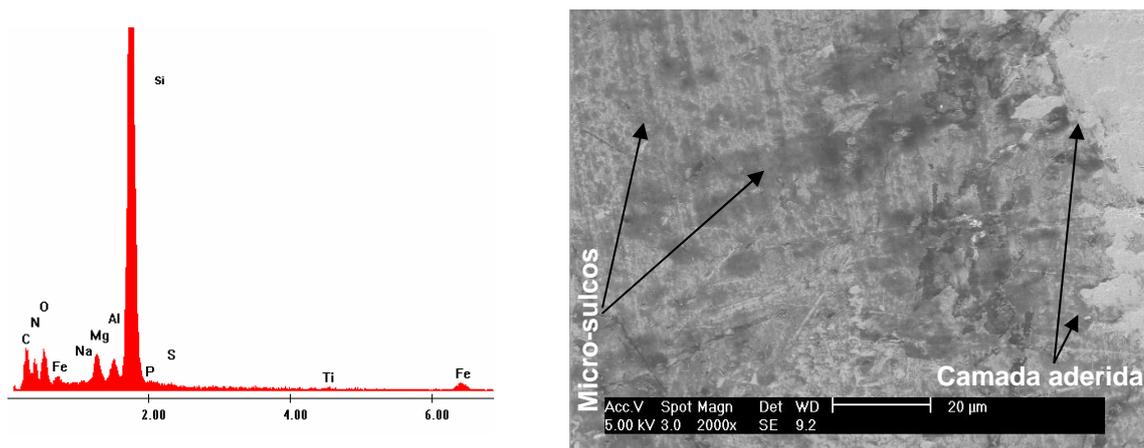
Figura 5-61: Caracterização do desgaste da ferramenta Si_3N_4 sem revestimento no microscópio eletrônico: a) vista geral da ferramenta; b) morfologia do desgaste de flanco (A_18).

Material usinado: Ferro fundido vermicular

Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – sem revestimento (Fabricante A)



a) Análise química do filme aderido

b)

Figura 5-62: a) Análise do filme metálico recobrendo a ferramenta e b) Caracterização da superfície desgastada do flanco para o ensaio A_18.

Ainda analisando a Figura 5-62b, é possível ver claramente duas regiões:

uma região recoberta por um filme metálico; e uma região em que o filme foi removido, deixando exposto o substrato. Nessa região exposta do substrato, pode-se identificar as estrias causadas na camada aderida (filme) pelo processo de remoção abrasiva.

Os elementos encontrados na camada aderida são similares aos elementos encontrados por Denkena (1992) nas ferramentas utilizadas na usinagem do ferro fundido nodular. Segundo Denkena, devido ao mecanismo de formação de cavaco não permitir o acesso do oxigênio à região do contato da ferramenta/cavaco, o que passivaria a ferramenta, o magnésio e o ferro reagem com o silício, formando silicatos de baixa resistência mecânica.

Os silicatos, por sua vez, apresentam pouca resistência às solicitações mecânicas e térmicas e são rapidamente removidos da superfície da ferramenta, em um processo contínuo de formação e remoção dessa camada, causando assim o desgaste da ferramenta.

Outra possibilidade é a reação do ferro com o nitreto de silício, formando silicetos de ferro. Este possui um ponto de fusão baixo (em torno de 1.200 °C) e amolece em temperaturas mais baixas (cerca de 600 °C) e seria facilmente removido, explicando a formação de cratera (LAUSCHER, 1988; KLOSE, 1993).

Com o objetivo de encontrar informações e evidências dos mecanismos de desgaste para a ferramenta de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido vermicular, dois caminhos foram utilizados: o primeiro consistiu na análise das ferramentas que usinaram o ferro fundido vermicular. Estas foram embutidas em resinas acrílicas perpendicularmente a sua marca do desgaste, polidas e submetidas a análises no microscópio eletrônico de varredura e microanálise química.

O segundo caminho foi a realização de experimentos para analisar a interação química da ferramenta de nitreto de silício com o ferro fundido vermicular em diferentes temperaturas. Esses experimentos serão discutidos separadamente mais adiante no Item 5.3.4.

Referente à primeira etapa da análise, a micrografia da Figura 5-63a mostra a ferramenta embutida perpendicularmente em relação ao desgaste de flanco. Aqui se buscou encontrar as evidências da formação do filme aderido sobre a ferramenta como demonstrado por Lauscher (1998) e Denkena (1992).

Material usinado: Ferro fundido vermicular

Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – sem revestimento (Fabricante A)

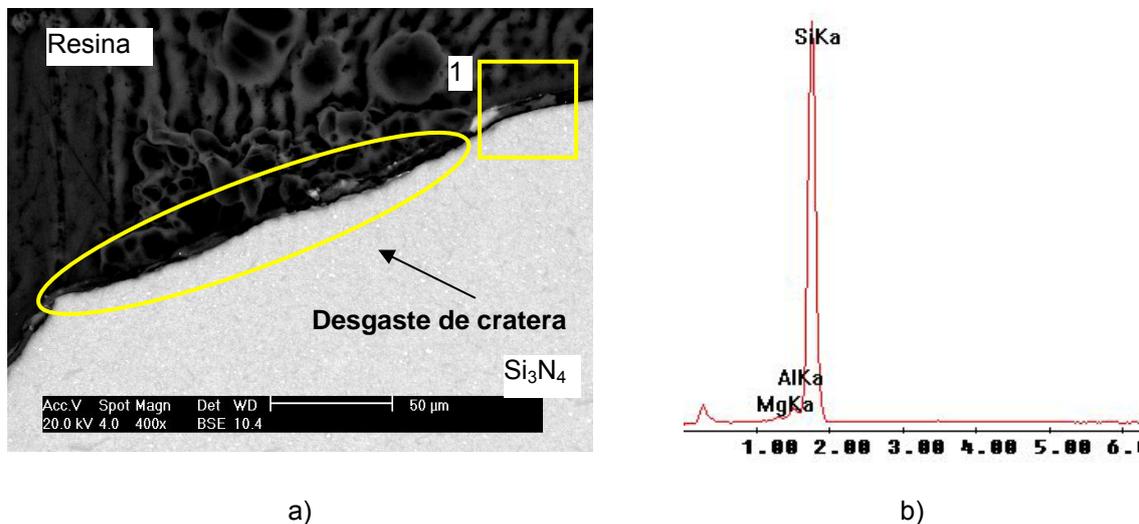


Figura 5-63: Vista perpendicular ao desgaste de flanco e análise química: a) micrografia da ferramenta seccionada; b) espectro da análise química (A_18).

Na figura é possível ver nitidamente o intenso desgaste a que a ferramenta esteve sujeita durante a usinagem do ferro fundido vermicular. Na região demarcada nessa figura, onde aconteceu o contato cavaco/ferramenta, observa-se o formato da cratera originado pela remoção do material.

A inspeção visual na região côncava do desgaste não possibilitou identificar indícios de nenhum material aderido sobre a ferramenta. Desta forma, buscou-se encontrar as evidências através da realização de análises químicas. Por se tratar da borda da ferramenta, a análise química se torna ainda mais difícil e, neste caso, não foi possível atingir a contagem mínima para fazer tal análise. Na região em que foi alcançada a contagem mínima para a realização da análise química (Figura 5-63b), foram encontrados somente elementos inerentes à composição da ferramenta.

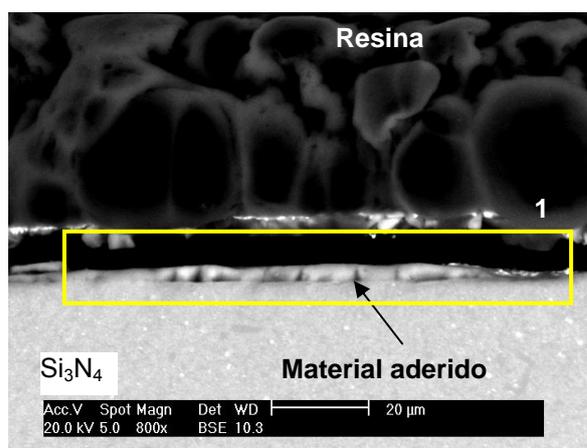
A utilização de maiores aumentos na análise das ferramentas permitiu verificar nitidamente a presença de uma camada aderida sobre a região desgastada e sobre a face da ferramenta, como é descrito na Figura 5-64a e Figura 5-64c.

Na Figura 5-64b e Figura 5-64d, são mostradas as análises químicas realizadas na região onde se encontrou material depositado sobre a ferramenta de corte apresentada na Figura 5-64a e Figura 5-64c, respectivamente. Os elementos encontrados foram o ferro, silício, traços de alumínio, oxigênio e carbono.

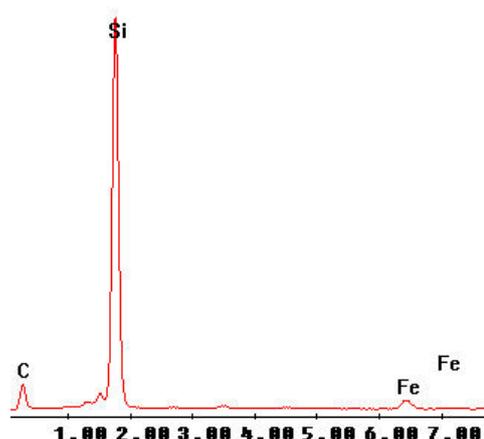
O silício e o alumínio são elementos que compõem a ferramenta de corte. O

silício também pode, juntamente com o ferro, ser oriundo do ferro fundido vermicular. Quanto ao elevado pico de carbono, esse se deve à utilização deste material para recobrir a ferramenta e assim melhorar a aquisição de imagem e análise química da ferramenta cerâmica no microscópio eletrônico de varredura.

Material usinado: Ferro fundido vermicular
Geometria: CNMX120712
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – sem revestimento

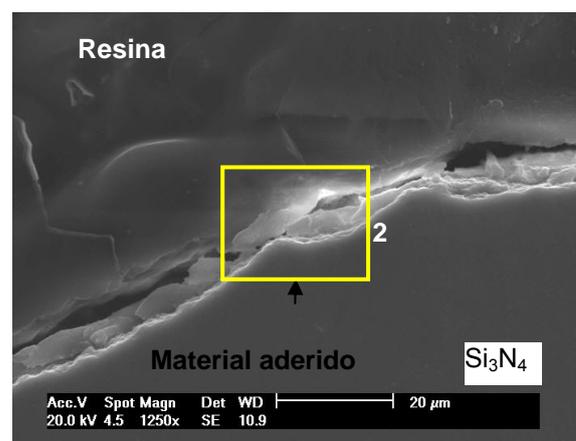


a)

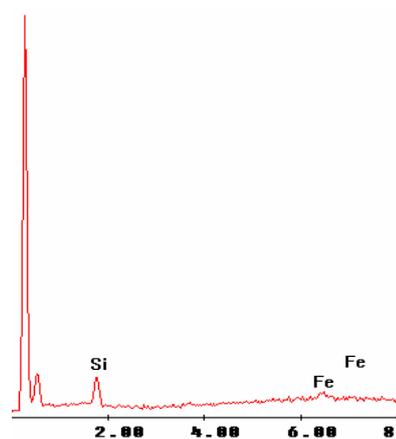


b)

Material usinado: Ferro fundido vermicular
Geometria: CNMX120712
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – revestida Al_2O_3



c)



d)

Figura 5-64: Vista perpendicular do desgaste de flanco a) ferramenta não revestida ensaio A_18; b) análise química na região 1 (a); c) ferramenta revestida ensaio A_02; e d) análise química na região 2 (c).

Os elementos encontrados sobre a ferramenta nas regiões desgastadas são os mesmos elementos encontrados e citados por Lauscher (1988), Denkena (1992) e Klose (1993) em suas pesquisas com o ferro fundido nodular. Ou seja, em função

da similaridade da composição química entre o ferro fundido vermicular e o nodular, e dos seus mecanismos de formação de cavaco, as reações químicas na interface cavaco/ferramenta que usinam esses materiais são semelhantes.

Nesta pesquisa, são encontradas as evidências de um filme recobrimo as ferramentas de nitreto de silício que usinaram o ferro fundido vermicular, mostrando que, devido à adesão entre o cavaco e a ferramenta, reações triboquímicas aconteceram e formaram o filme que recobre a ferramenta. Este filme apresenta como constituintes basicamente o ferro e o silício, materiais básicos para a formação de silicatos e silicetos de ferro. Esses acabam enfraquecendo a ferramenta de nitreto de silício.

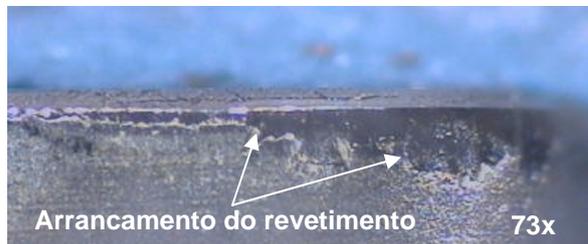
A avaliação da formação deste filme sobre a ferramenta foi prejudicada pela impossibilidade da realização de ensaios com a técnica de parada rápida (*Quick Stop Device - QSD*), situação essa que permitiria “congelar” os fenômenos que ocorrem na interface cavaco/ferramenta.

Pelo fato da não utilização do ensaio de parada rápida, grande parte do material aderido sobre a ferramenta pode ter sido removida durante a usinagem e/ou juntamente com a preparação da amostra. Porém, as análises realizadas apresentam evidências suficientes da ocorrência de reações triboquímicas durante a usinagem do ferro fundido vermicular.

Sobre as ferramentas revestidas, é importante enfatizar que o desgaste dessas ferramentas se inicia pela remoção do revestimento, causada pela sua quebra e posterior arrancamento e/ou desgaste. O arrancamento tem a sua origem nos problemas de aderência entre o substrato e o revestimento, que são ainda mais agravados com o aumento das solicitações térmicas e mecânicas. A Figura 5-65 exibe evidências da perda do revestimento.

Em virtude da diferença do coeficiente de dilatação térmica entre o revestimento e o substrato, a união desses dois materiais é prejudicada. Esse problema é agravado com o aumento das solicitações térmicas durante a usinagem. Quando submetido a elevadas temperaturas, a diferença no coeficiente de dilatação térmica entre o substrato e o revestimento gera um gradiente de tensões internas na interface substrato/revestimento que culminam em trincas que levam à remoção do revestimento.

Material usinado: Ferro fundido vermicular
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – revestida Al_2O_3



a)

Material usinado: Ferro fundido vermicular
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – revestida Al_2O_3+TiN



b)

Figura 5-65: Regiões desgastadas com perda do revestimento da ferramenta de nitreto de silício: a) ferramenta revestida com Al_2O_3 ensaio A_03; e b) ferramenta revestida com Al_2O_3+TiN ensaio A_10.

Outra causa da remoção do revestimento é a forte aderência que acontece entre o cavaco do ferro fundido vermicular e a ferramenta. Tal adesão altera o fluxo do cavaco e aumenta o seu grau de deformação, elevando assim o calor e o carregamento mecânico gerado na usinagem.

Neste ambiente, as reações químicas entre o cavaco e a ferramenta são facilitadas pelas condições de pressão, temperatura e o aumento da reatividade da ferramenta e do cavaco. Os produtos dessas reações triboquímicas na interface da ferramenta possuem resistência mecânica inferior ao material da ferramenta. Em razão disso, esses produtos são facilmente removidos pelo processo de adesão ou de abrasão, facilitando o desgaste da ferramenta.

A elevada quantidade de material aderido sobre a ferramenta mostra que junções entre o cavaco e o revestimento podem ocorrer. A remoção destas junções formadas pelo processo de adesão e reações triboquímicas ocorre praticamente de três maneiras.

A primeira acontece quando é formada uma forte junção/união entre o cavaco e a ferramenta. Em função da cinemática e dos carregamentos relacionados com a usinagem, parte do material que compõe a união é removida.

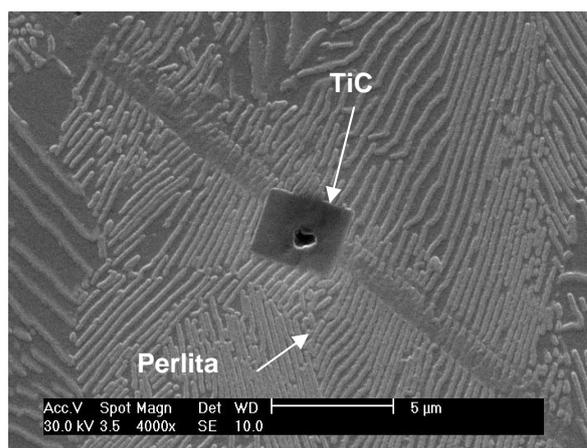
A segunda causa de remoção relacionada à adesão se dá quando é formada a união ou solda entre o cavaco e a ferramenta. Os sucessivos esforços de tração e compressão relacionados à separação e formação das uniões sobre a ferramenta levam à formação de trincas nos materiais, tanto no substrato como no revestimento. A trinca, ao alcançar o seu raio crítico de propagação ou outra frente de trincamento,

causa a remoção de grandes quantidades de material do revestimento.

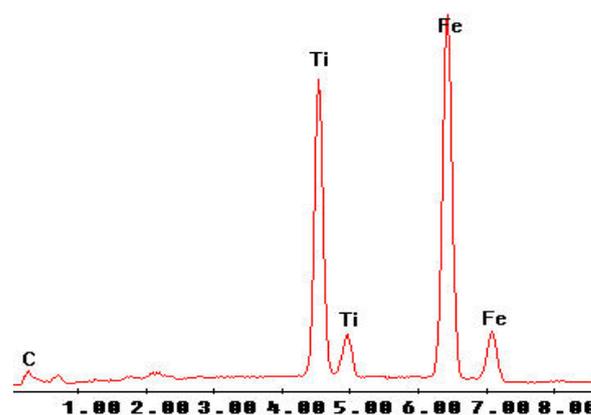
A remoção do revestimento deixa o substrato do nitreto de silício exposto e, desta forma, em decorrência da alta temperatura de usinagem e da afinidade química do ferro e do silício, o processo de adesão e de reações triboquímicas é acelerado ainda mais.

A terceira causa associada à adesão diz respeito à formação de tribofilmes, produtos oriundos das reações triboquímicas entre o cavaco e a ferramenta durante o processo de usinagem. O produto dessas reações é um filme sobre a superfície da ferramenta com propriedades mecânicas inferiores ao do substrato, silicetos e silicatos de ferro, por exemplo. Devido às elevadas solicitações mecânicas e térmicas durante a usinagem, ocorre o trincamento desse filme e/ou a sua remoção pelo processo abrasivo.

O desgaste da ferramenta pelo processo abrasivo acontece pela remoção destes produtos de pouca resistência ao desgaste formados na interface da ferramenta, silicatos e silicetos, ou mesmo pela remoção do próprio nitreto de silício por partículas duras oriundas do ferro fundido vermicular, como a cementita (800 HV), o carboneto de titânio (2.800-3.200 HV_{0,05}) e o carbonitreto de titânio (2.600-3.400 HV_{0,05}). Na Figura 5-66, são mostradas a identificação das cementitas da perlita e de um carboneto de titânio no ferro fundido vermicular.



a) Inclusão abrasiva de titânio



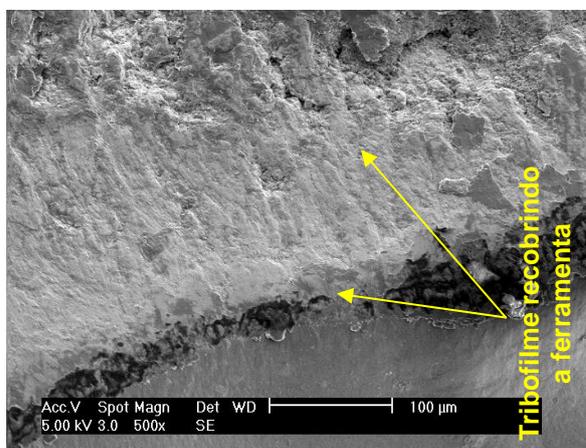
b) Análise química região 1 (a)

Figura 5-66: Identificação da cementita na perlita e de uma inclusão dura de carboneto de titânio no ferro fundido vermicular.

Com o aumento da temperatura de usinagem, ocorre a redução da dureza do

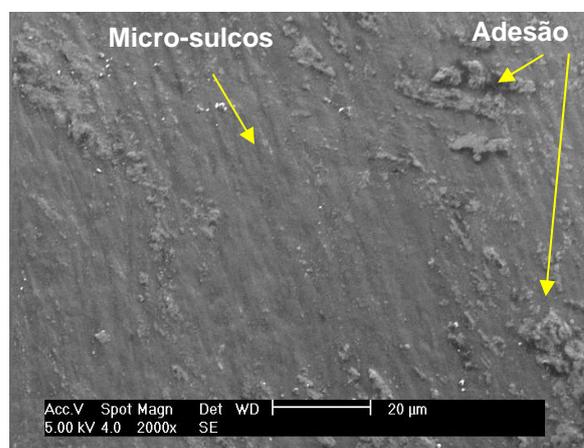
nitreto de silício, que, juntamente com a formação de produtos na interface cavaco/ferramenta de baixa resistência mecânica, enfraquecem a ferramenta e tornam possível que as partículas duras que compõem o ferro fundido vermicular desgastem a ferramenta pelo processo abrasivo. Esse comportamento explica a existência dos micro-sulcos nas superfícies desgastadas da ferramenta indicadas na Figura 5-67 e Figura 5-68.

Material usado: Ferro fundido vermicular
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – Al_2O_3 – sem pós-tratamento (Fabricante A)



Ensaio A_05

Material usado: Ferro fundido vermicular
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – Al_2O_3 – pós-tratamento por jateamento (Fabricante A)

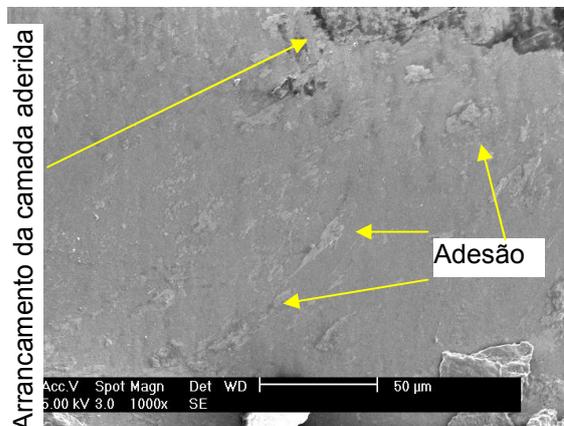


Ensaio A_08

Figura 5-67: Formação de tribo-filme recobrimdo a ferramenta e identificação de micro-sulcos e adesões sobre a ferramenta.

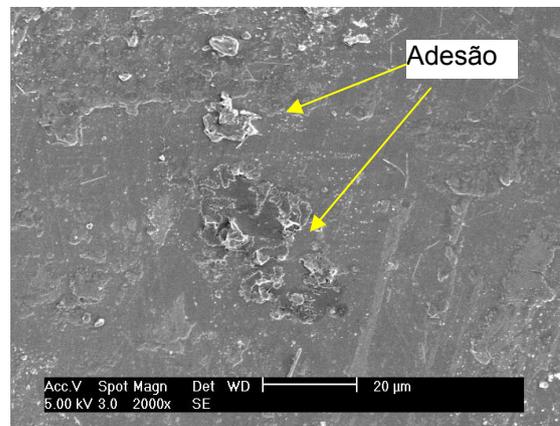
Após a remoção deste tribo-filme, o substrato é exposto novamente, possuindo uma superfície limpa de óxidos e com alta reatividade química, reiniciando o ciclo de formação e remoção do filme descrito anteriormente até a inutilização da ferramenta. Na Figura 5-69, são mostrados exemplos da morfologia das ferramentas de nitreto de silício desgastadas durante a usinagem do ferro fundido vermicular.

Material usinado: Ferro fundido vermicular
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – Al_2O_3 – pós-tratamento por polimento (Fabricante A)



A_02

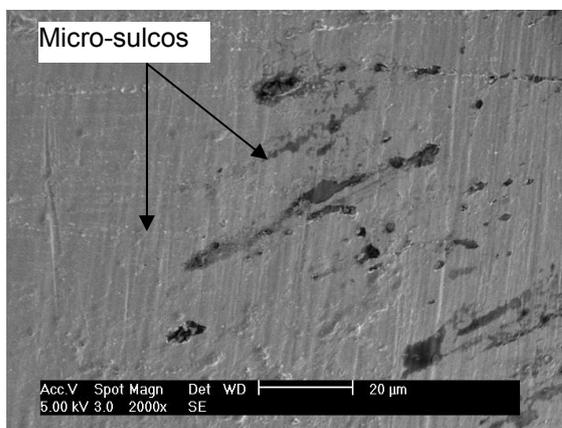
Material usinado: Ferro fundido vermicular
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – Al_2O_3+TiN – pós-tratamento por polimento (Fabricante A)



A_11

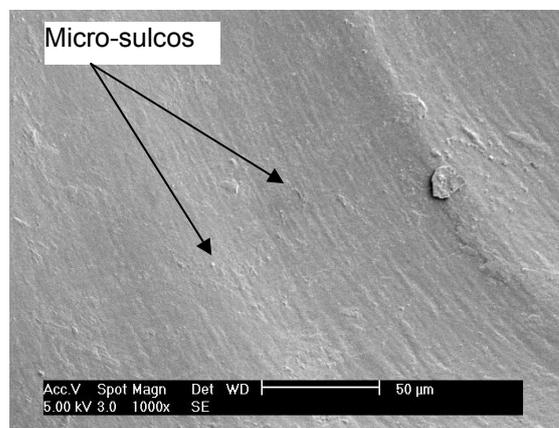
Figura 5-68: Identificação de adesão sobre as superfícies desgastadas das ferramentas.

Material usinado: Ferro fundido vermicular
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – revestida Al_2O_3+TiN



c) Micro-sulcos na ferramenta A_11

Material usinado: Ferro fundido vermicular
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – revestida Al_2O_3+TiN



d) Micro-sulcos na ferramnetta A_14

Figura 5-69: Exemplos da morfologia das superfícies desgastadas das ferramentas de nitreto de silício após a usinagem do ferro fundido vermicular.

Este comportamento da ferramenta de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido vermicular é causado basicamente pelo seu mecanismo de formação de cavaco. Como a grafita do ferro fundido vermicular possui extremidades arredondadas, esta grafita não age mais como pontos de concentração de tensão na

matriz de ferro, como acontece com a grafita na forma lamelar, o que faz com que aumente a resistência mecânica do ferro fundido vermicular. Além disso, a grafita não age mais como plano de propagação de trinca (Figura 5-70a).

As imperfeições que a grafita na forma vermicular apresenta e o fato de ela ser interconectada resultam em uma forte adesão dela à matriz de ferro, fazendo com que o cavaco não quebre e fique mais tempo em contato com a ferramenta, apresentando característica de formação de cavaco dúctil (Figura 5-70b).

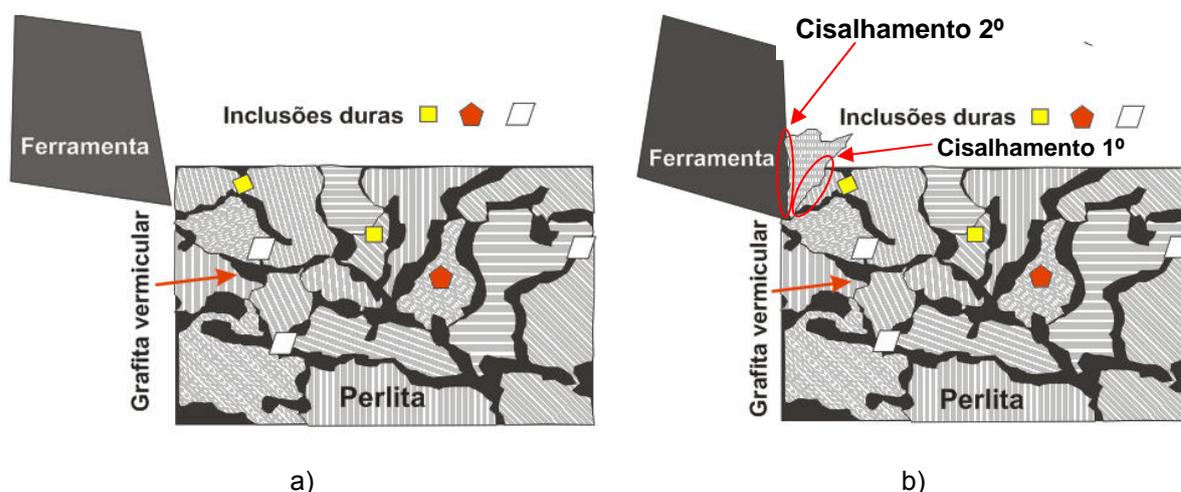


Figura 5-70: Mecanismo de formação de cavaco do ferro fundido vermicular: a) eminência de iniciar o corte e b) início do corte.

A maior adesividade, abrasividade e o maior tempo de contato entre o cavaco e a ferramenta aumentam a temperatura na interface cavaco/ferramenta, pois a ferramenta fica o tempo todo em contato com o cavaco.

O aumento da temperatura afeta negativamente a ferramenta de duas maneiras: a primeira é que o aumento da temperatura reduz a dureza a quente da cerâmica de nitreto de silício, deixando-a mais suscetível ao desgaste abrasivo. A outra é que, com o aumento da temperatura, criam-se as condições para que as reações triboquímicas entre a cerâmica e o ferro fundido vermicular possam ocorrer. A combinação desses dois fatores tem um papel fundamental na redução da vida da ferramenta.

No ferro fundido vermicular existem, em pequenas quantidades, inclusões abrasivas indesejáveis extremamente duras, como o carboneto de titânio e a cementita da perlitite. Durante a usinagem do ferro fundido vermicular, a ferramenta de nitreto de silício com sua dureza reduzida, em função da elevada temperatura e

devido à formação de produtos de pouca resistência ao desgaste em virtude das reações triboquímicas, encontra essas partículas sem nenhuma proteção (Figura 5-71a).

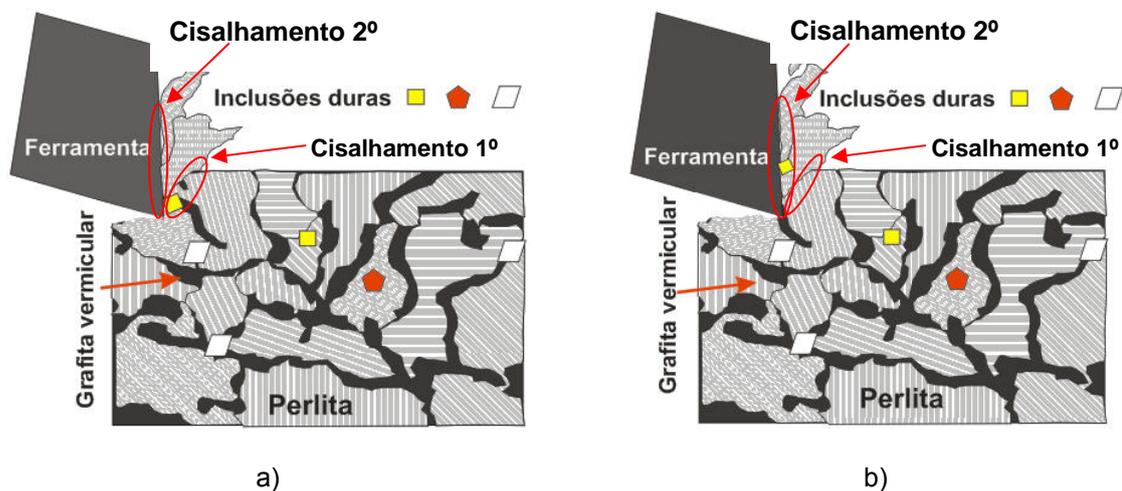


Figura 5-71: Mecanismo de formação de cavaco do ferro fundido vermicular e o seu efeito no desgaste da ferramenta: a) encontro de inclusões abrasivas; e b) remoção de material da ferramenta.

O resultado é que estas inclusões duras deslizam sobre a face e o flanco da ferramenta enfraquecida, causando o desgaste dela pelo processo abrasivo (Figura 5-71b).

A usinagem do ferro fundido cinzento é diferente, pois sobre a ferramenta cerâmica, durante a usinagem do ferro fundido cinzento, se forma uma camada protetora que diminui a temperatura da face da ferramenta, reduzindo assim a perda da dureza e a possibilidade de reatividade química da ferramenta com o ferro do cavaco. Além disso, a camada aderida evita que tais partículas abrasivas entrem em contato direto com a ferramenta, diminuindo assim a tendência de seu desgaste abrasivo.

As características e o mecanismo de desgaste das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido cinzento são mostrados detalhadamente a seguir.

5.3.3 Caracterização do desgaste das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício revestidas e não revestidas na usinagem do ferro fundido cinzento

As ferramentas cerâmicas, quando usinando o ferro fundido cinzento,

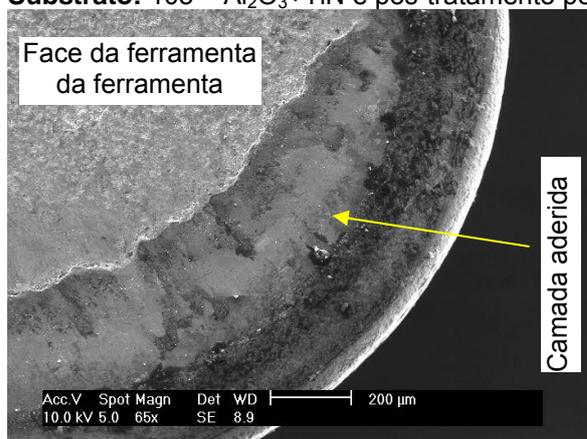
exibiram como característica básica uma camada de material aderido sobre si. A formação dessa camada é favorecida em função das características do mecanismo de formação de cavaco do ferro fundido cinzento e das inclusões de sulfeto de manganês contidas nele (MnS). A Figura 5-72a e Figura 5-73a apresentam a identificação da camada aderida revestindo a ferramenta.

Material usado: Ferro fundido cinzento

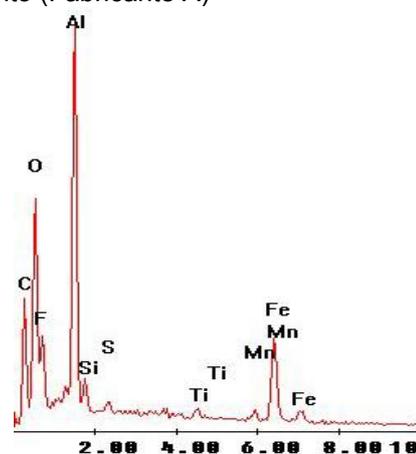
Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – Al_2O_3+TiN e pós-tratamento por polimento (Fabricante A)



a) Vista do raio da ferramenta



b) Análise química na camada aderida

Figura 5-72: Exemplo da camada aderida sobre a ferramenta usinando o ferro fundido cinzento:

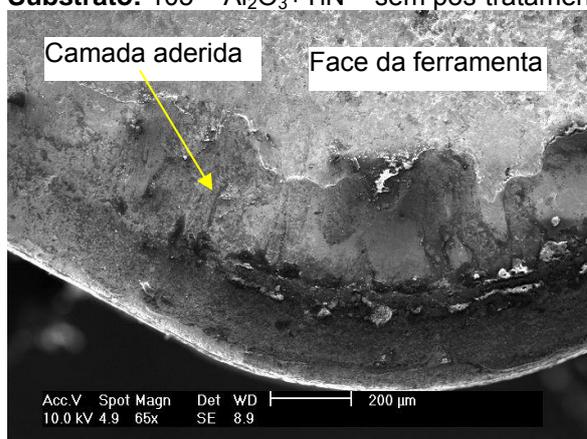
a) caracterização da morfologia; b) espectro da análise química da camada aderida (A_27).

Material usado: Ferro fundido cinzento

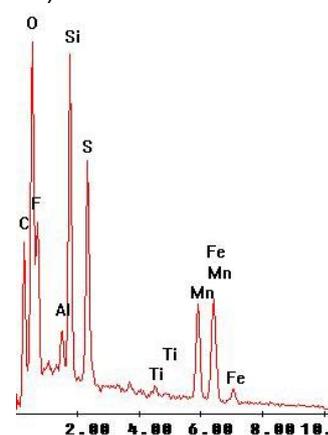
Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – Al_2O_3+TiN – sem pós-tratamento (Fabricante A)



a) Vista do raio da ferramenta



b) Espectro da análise química

Figura 5-73: Exemplo da camada aderida sobre a ferramenta usinando o ferro fundido cinzento:

a) caracterização da morfologia; b) espectro da análise química da camada aderida (A_30).

As análises químicas das camadas aderidas realizadas pela micro-sonda evidenciaram elementos como Fe, Mn, S e Si (Figura 5-72b e Figura 5-73b). Estes elementos são encontrados na composição do ferro fundido cinzento.

No ferro fundido cinzento, junto com a ferrita, perlita e grafita, faz parte dos constituintes metalográficos o sulfeto de manganês. Na literatura, existem vários relatos dos efeitos benéficos das inclusões de sulfeto de manganês como sendo as responsáveis pelas reduzidas taxas de desgaste das ferramentas que usinam o ferro fundido cinzento (ERICKSON; HARDY, 1976; BOEHS, 1979; GASTEL et al., 2000; REUTER, 2001; HECK et al, 2007).

Neste trabalho, são encontradas fortes evidências da presença deste composto recobrendo as ferramentas que usinaram o ferro fundido cinzento, sendo a presença desta camada mais uma causa para explicar, em parte, a diferença dos resultados obtidos com as ferramentas cerâmicas de nitreto de silício usinando o ferro fundido vermicular e o cinzento.

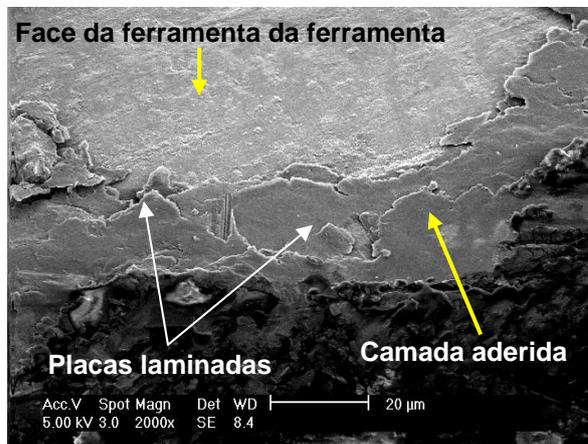
Como descrito anteriormente no Item 5.3.2, nas ferramentas que usinaram o ferro fundido vermicular, também ocorre a formação de um filme que recobre parte do gume da ferramenta. Devido as suas propriedades mecânicas e químicas, o filme que recobre a ferramenta cerâmica de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido vermicular acaba por acelerar o desgaste da ferramenta, situação essa diferente da verificada na usinagem do ferro fundido cinzento.

Para caracterizar a camada aderida sobre as ferramentas que usinaram o ferro fundido cinzento, foram realizadas análises com os microscópios óptico e eletrônico de varredura e micro-sonda de análise química, objetivando identificar a morfologia, a espessura, o comprimento da camada e a composição química da camada aderida.

A análise química da camada aderida mostra a presença de grande quantidade de Fe, Mn, S, Si, O e C. A presença de Mn e S indica que esta camada apresenta inclusões de MnS contidas no ferro fundido cinzento. Para afirmar com precisão a composição da camada aderida, é necessário determinar a estrutura do arranjo celular desta camada. Nada impede que essa camada seja um arranjo de um composto entre Si, Fe, Mn, e S.

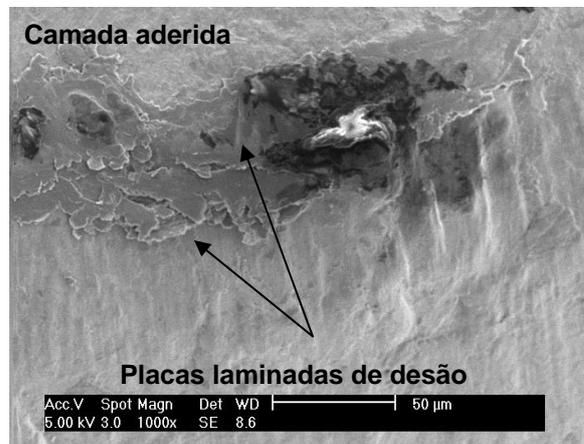
As imagens da caracterização obtidas com os microscópios óptico e eletrônico de varredura revelam que a camada aderida é deformada mecanicamente sobre o gume da ferramenta, apresentando um aspecto de laminação (Figura 5-74).

Material usinado: Ferro fundido cinzento
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – Al_2O_3+TiN – pós-tratamento por polimento (Fabricante A)



a) A_27

Material usinado: Ferro fundido cinzento
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – Al_2O_3+TiN – sem pós-tratamento (Fabricante A)



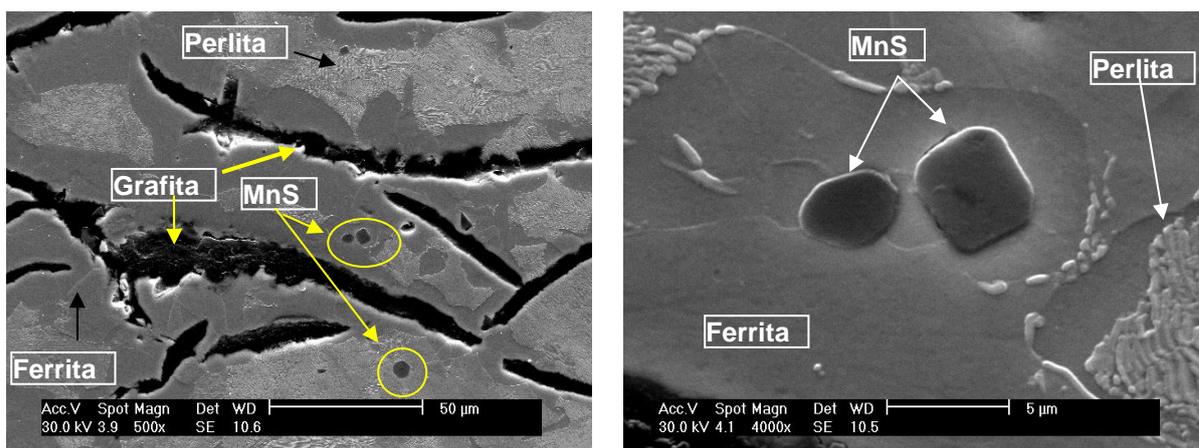
b) A_30

Figura 5-74: Identificação do mecanismo de formação da camada aderida na usinagem do ferro fundido cinzento.

A explicação para a formação desta camada são as inclusões de sulfeto de manganês contidas no ferro fundido cinzento. Na Figura 5-75, é mostrada a identificação de MnS na matriz do ferro fundido cinzento.

Durante a usinagem do ferro fundido cinzento, as inclusões de MnS, por serem moles (3,5 à 4 Mohs - Galiotto, 2005), são facilmente deformadas mecanicamente no plano de cisalhamento do cavaco, aumentando assim a sua área. Ao encontrarem o gume da ferramenta com elevada energia cinética, essas inclusões são fortemente aderidas à ferramenta. Por causa da cinemática do processo e do fluxo do cavaco, parte das inclusões que encontram o gume da ferramenta são laminadas sobre a face da ferramenta e parte sobre o flanco da ferramenta, formando um filme protetor.

A possibilidade de uma eventual fusão do MnS e seu espalhamento sobre a ferramenta é bem reduzida, visto que, segundo os dados de Galiotto (2005) e Heck et al. (2007), a sua temperatura de fusão é $1.610^{\circ}C$, temperatura essa bem acima das verificadas na usinagem. Porém, a temperatura de usinagem atingida é suficientemente alta para garantir o amolecimento e a deformação plástica dessas inclusões para recobrir e proteger a ferramenta contra os carregamentos mecânico, térmico e químico que ocorrem na usinagem do ferro fundido cinzento.



a) Forma da grafita do ferro fundido cinzento e inclusões de MnS

b) Inclusões de sulfeto de manganês

Figura 5-75: Identificação da forma da grafita do ferro fundido cinzento e das inclusões de sulfeto de manganês na sua microestrutura.

O mecanismo de formação de cavaco do ferro fundido cinzento, por ser do tipo frágil, facilita a adesão das inclusões sobre a ferramenta. Como as grafitas do ferro fundido cinzento são lamelas com extremidades afiadas, quando a ferramenta comprime o ferro fundido cinzento, ocorre o aumento de concentração de tensão nas extremidades das grafitas e, como elas são interconectadas, cria-se um plano de propagação de trincas à frente do gume (Figura 5-76a).

Com o avanço da ferramenta e essa encontrando grafitas conectadas até a superfície da peça, se dá o desprendimento de grande quantidade de material com menor força de corte. Como uma porção de material é removida à frente da ferramenta, a mesma se desloca em vazio, permitindo assim o seu resfriamento. Esse resfriamento possibilita a recristalização e aumento da dureza da adesão (Figura 5-76b).

Outro ponto importante é se a ferramenta, ao iniciar o contato com o ferro fundido cinzento, encontrar uma inclusão do sulfeto de manganês, como é mostrado na Figura 5-77. Neste caso, a superfície da ferramenta será recoberta pela inclusão de sulfeto de manganês. Assim, a ferramenta receberá primeiramente o impacto da inclusão mole, para depois receber o impacto das inclusões abrasivas, como no caso da cementita da perlita. Um exemplo da viabilidade da ocorrência desse mecanismo é expresso na Figura 5-78a e Figura 5-78b. Além disso, o arrancamento de material contribui para a liberação da grafita que age como lubrificante.

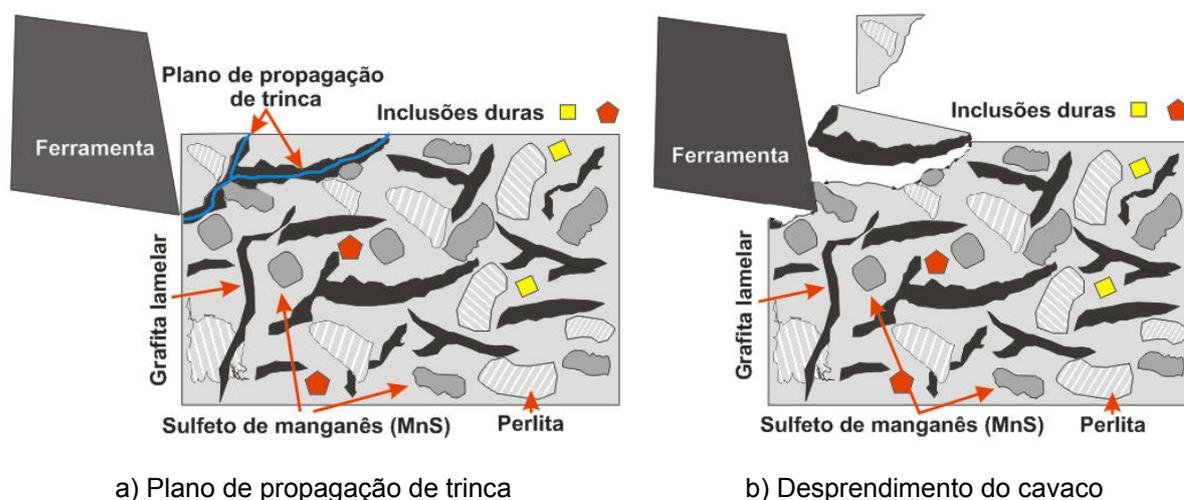


Figura 5-76: Mecanismo de formação de cavaco do ferro fundido cinzento.

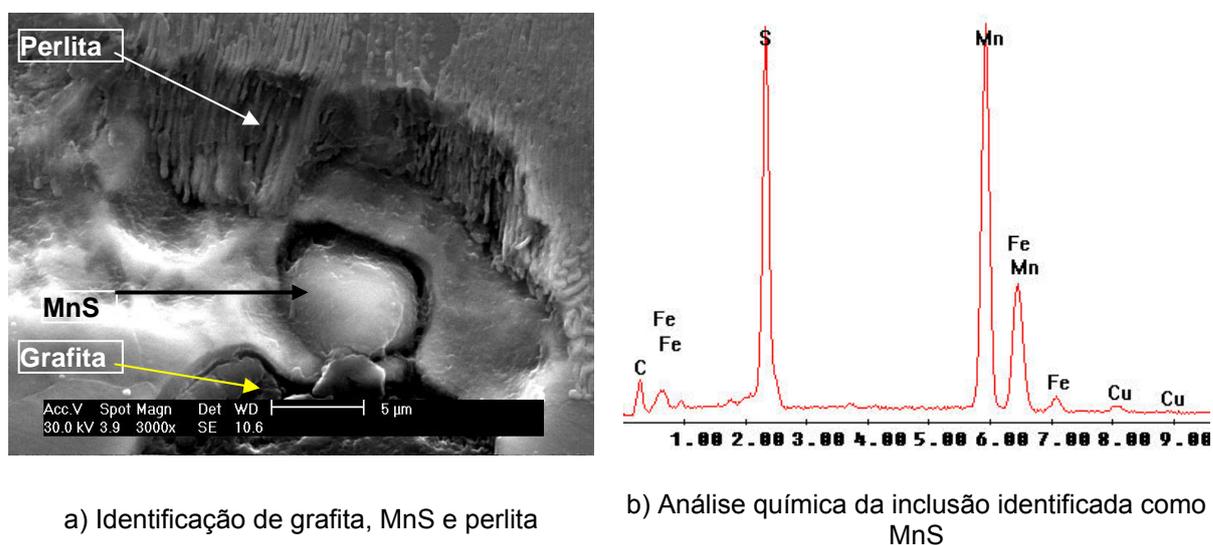


Figura 5-77: Identificação da constituição microestrutural do ferro fundido cinzento.

No ferro fundido cinzento, com a sucessão de colisões das inclusões com o gume da ferramenta, a camada aderida atinge uma altura crítica e, a partir deste momento, é laminada, aumentando a área revestida da ferramenta. Depois que a área laminada atinge também a sua altura crítica, essa começa a ser arrancada pelo próprio cavaco, como mostram a Figura 5-79 e Figura 5-80.

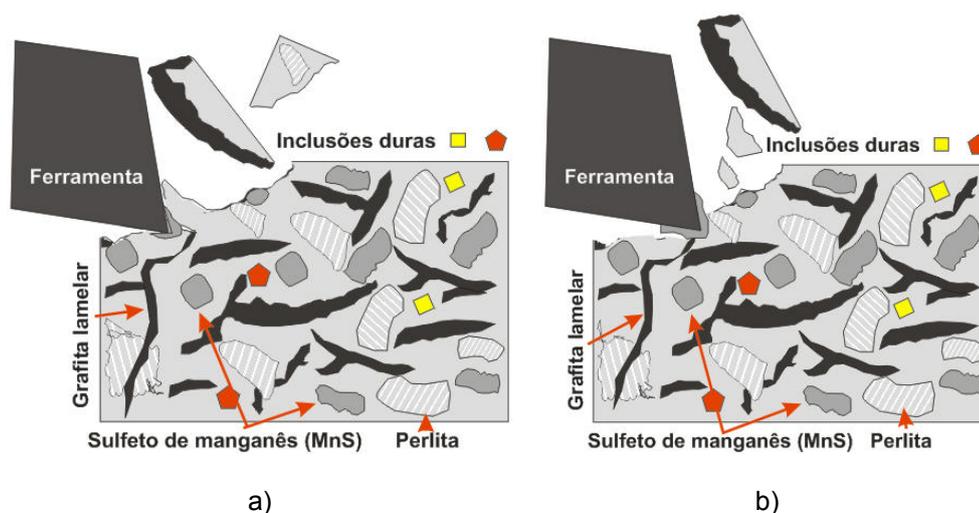
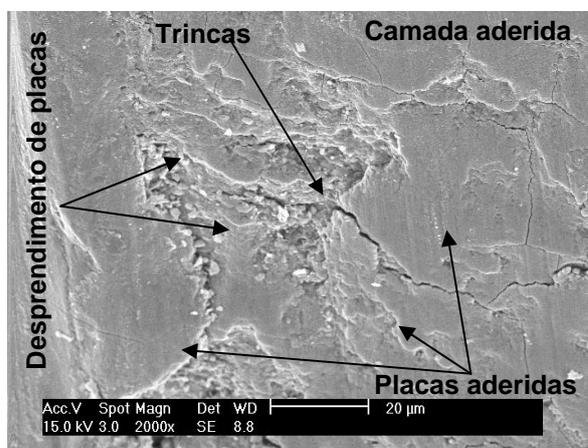


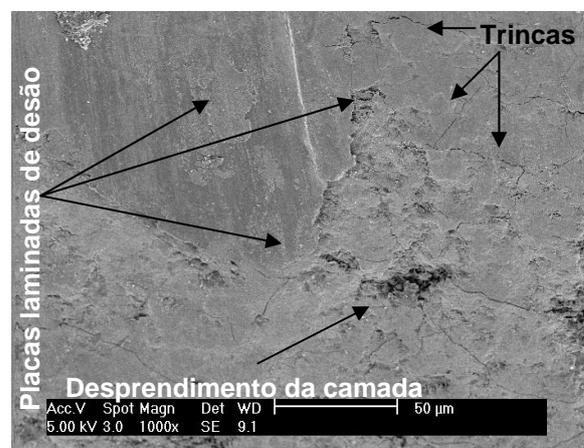
Figura 5-78: Mecanismo de formação da camada aderida sobre a ferramenta usando o ferro fundido cinzento: a) encontro da inclusão de MnS; e b) formação da camada aderida.

Material usado: Ferro fundido cinzento
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – $Al_2O_3 + TiN$ – pós-tratamento por polimento (Fabricante A)

Material usado: Ferro fundido cinzento
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – $Al_2O_3 + TiN$ – sem pós-tratamento (Fabricante A)



a) Ensaio A_27



b) Ensaio A_30

Figura 5-79: Exemplo de laminação da camada e do processo de remoção da camada aderida na ferramenta: a) ferramenta utilizada no ensaio A_27; e b) ferramenta utilizada no ensaio A_30.

Referente ao comprimento da camada aderida sobre a ferramenta, essa recobre praticamente toda a largura de usinagem de aproximadamente 2 mm. Os valores da espessura da camada variam ao longo da profundidade de corte, possuindo valores de até $47 \mu\text{m}$ de espessura. A medição da espessura das camadas aderidas usinando o ferro fundido cinzento é apresentada na Figura 5-81,

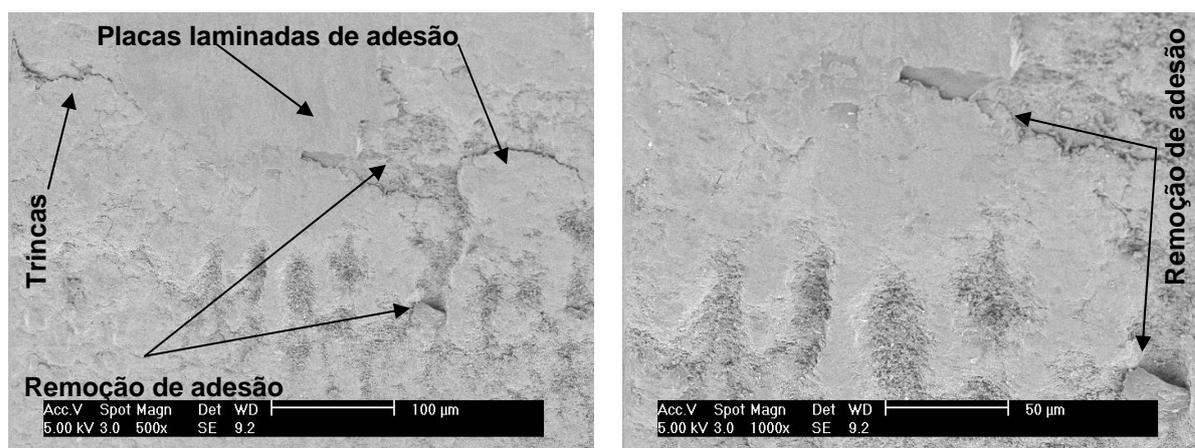
Figura 5-82 e Figura 5-83. É importante salientar que os valores encontrados para a espessura da camada aderida nas ferramentas utilizadas nesta pesquisa são bem maiores do que os cerca de 3 - 4 μm de espessura encontrados por Reuter (2001) e Heck et al (2007).

Material usinado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – Al_2O_3 – pós-tratamento por jateamento (Fabricante A)



a) Flanco da ferramenta

b) Aumento do flanco da ferramenta (a)

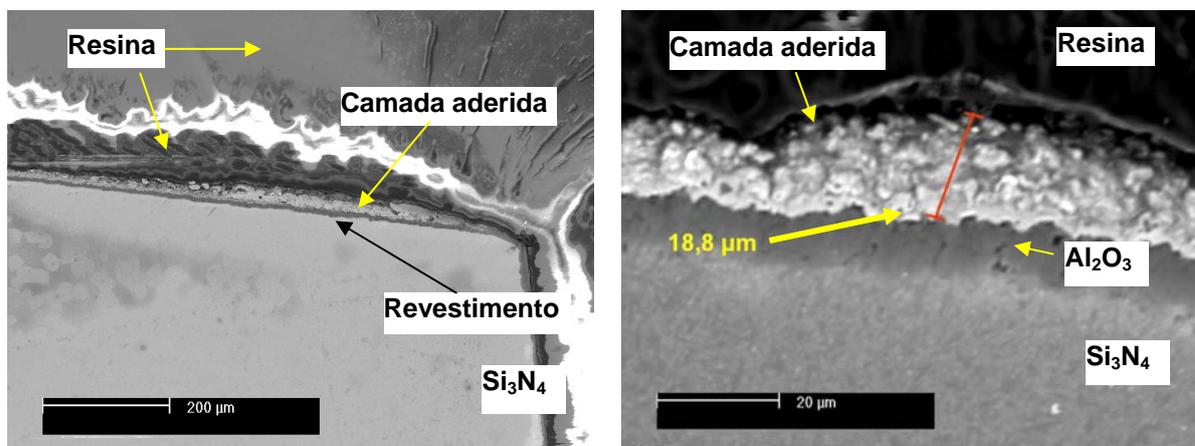
Figura 5-80: Exemplo de laminação da camada e do processo de remoção da camada aderida na ferramenta utilizada no ensaio A_36.

Material usinado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN}$ – sem pós-tratamento (Fabricante A)



a) Largura

b) Espessura

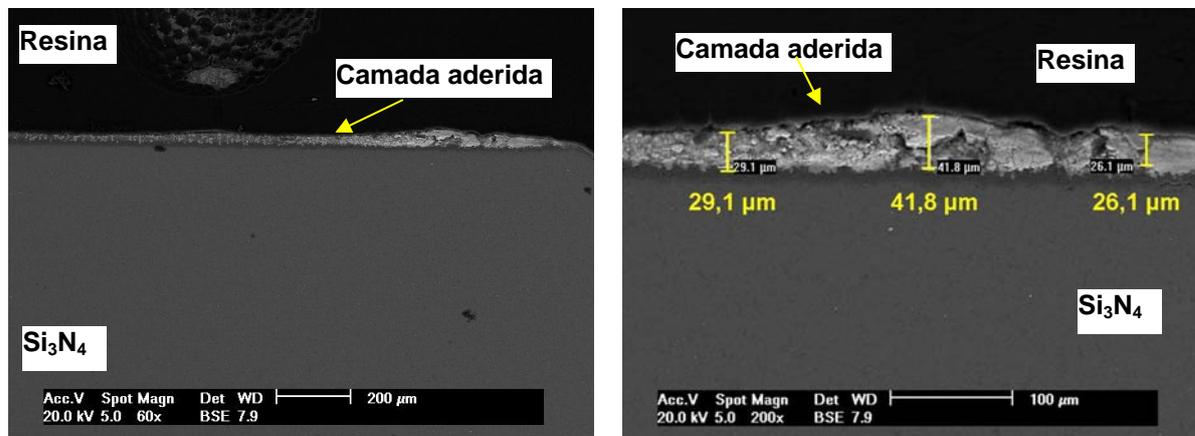
Figura 5-81: Caracterização da largura e da espessura da camada aderida (A_30).

Material usinado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN}$ – pós-tratamento por polimento (Fabricante A)



a) Largura

b) Espessura

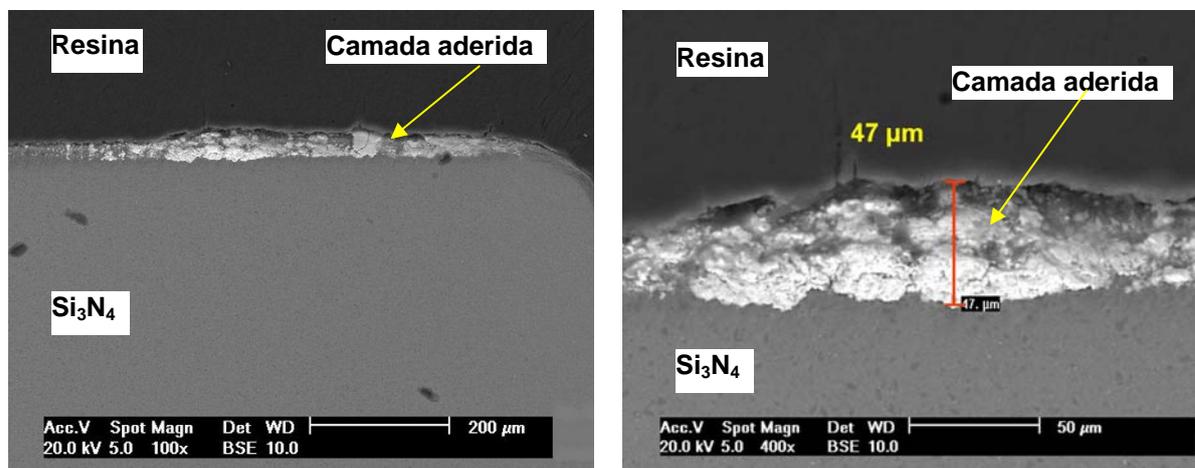
Figura 5-82: Caracterização da largura e da espessura da camada aderida (A_27).

Material usinado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – sem revestimento (Fabricante A)



a) Largura

b) Espessura

Figura 5-83: Caracterização da largura e da espessura da camada aderida (A_33).

O aumento da espessura da camada aderida acaba por diminuir a temperatura na interface da ferramenta, ocasionando o endurecimento da camada aderida e o aumento da sua resistência aos esforços de cisalhamento e de remoção por partículas abrasivas. Além disso, a redução da temperatura na interface da ferramenta diminui a perda da dureza da ferramenta, aumentando assim sua resistência ao desgaste abrasivo.

As causas da elevada espessura da camada aderida medida nesta pesquisa em relação à camada aderida encontrada por Reuter (2001) são várias, uma vez que a formação da camada aderida depende da quantidade de inclusões de MnS contidas no ferro fundido cinzento, do seu comprimento, do seu tipo, do tamanho da área da inclusão, dos parâmetros de corte, da afinidade química entre a inclusão e a ferramenta, da temperatura, da condutividade térmica da ferramenta, da energia de interface na ferramenta e no cavaco, da matriz de ferro do material usinado, da quantidade de inclusões abrasivas, entre outros fatores. A determinação de tais fatores não foi o objetivo desta tese devido ao enorme número de variáveis e equipamentos envolvidos para estudar as referidas causas.

A análise da composição química realizada sobre a camada aderida das ferramentas é mostrada na Figura 5-84. Aqui se observa a significativa presença de enxofre e manganês compondo a camada aderida.

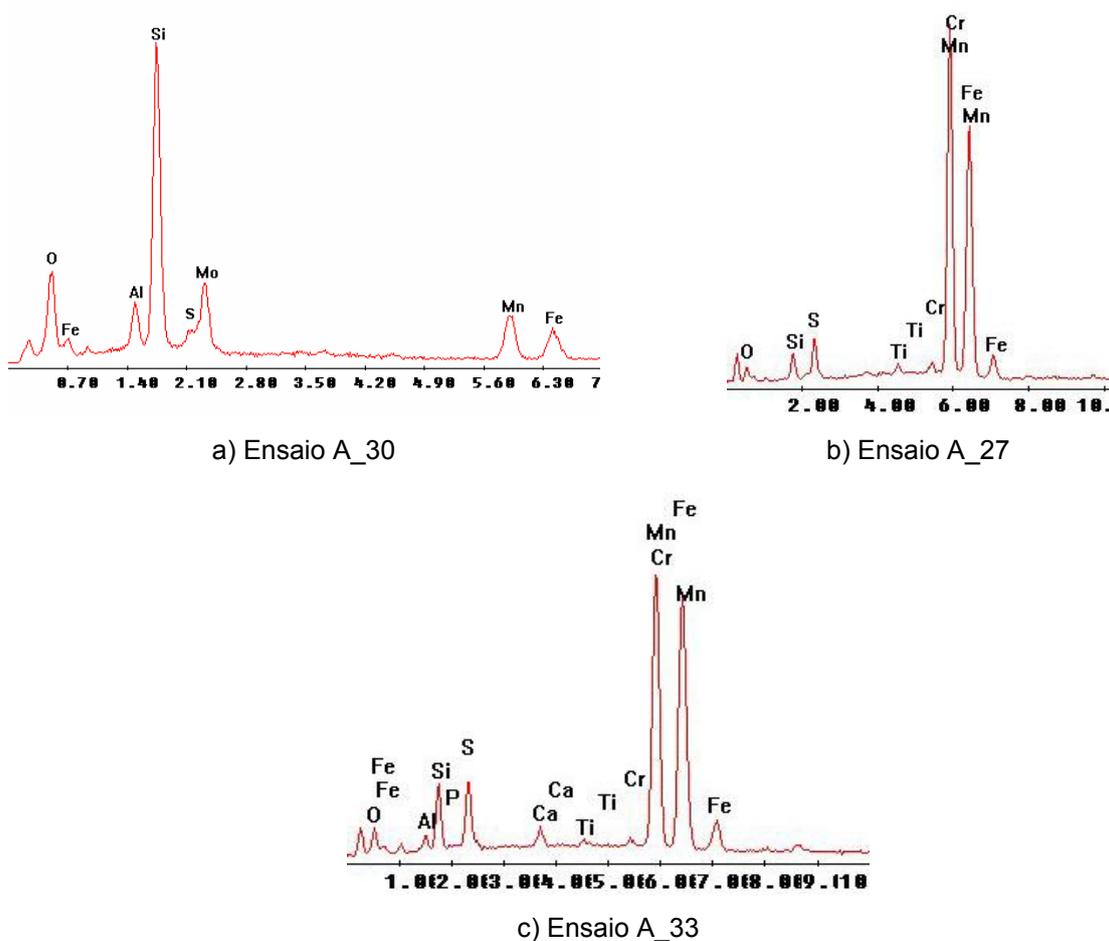


Figura 5-84: Espectro da análise química da camada aderida: a) Ensaio A_30; b) Ensaio A_27 e c) Ensaio A_33.

Após a formação e estabilização da camada aderida sobre a ferramenta, onde sua taxa de formação é igual a sua taxa de remoção, a camada aderida começa a reagir com o substrato da ferramenta ou com o revestimento da ferramenta através do mecanismo de difusão em função da elevada temperatura. Em decorrência da união e do longo tempo de contato em uma temperatura suficientemente alta para ocorrer a interação química, começam a surgir produtos oriundos dessa interação química e a dissolução do material da ferramenta/revestimento.

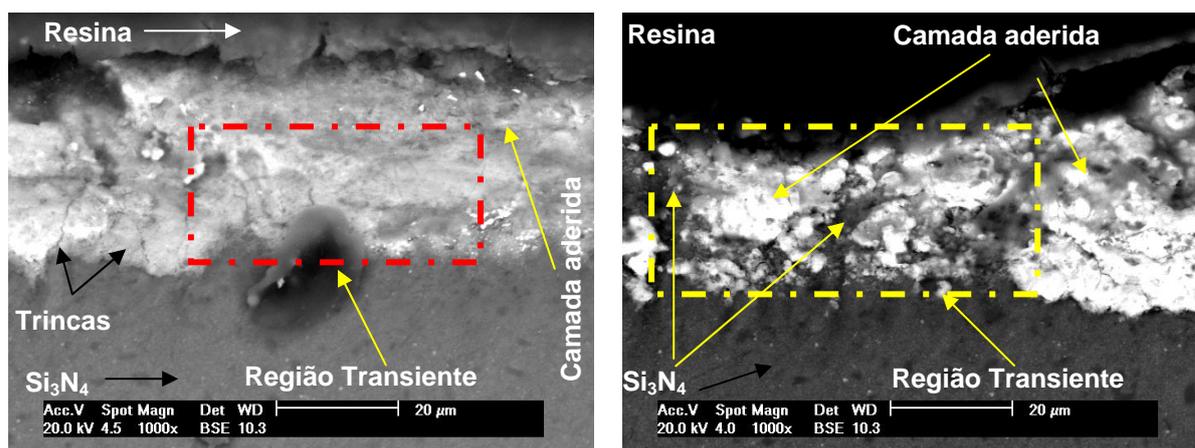
A Figura 5-85 destaca as imagens da caracterização da interação química da camada aderida para a ferramenta não revestida usando o ferro fundido cinzento.

Material usado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – sem revestimento (Fabricante A)



a) Ferramenta não revestida ensaio A_33

b) Ferramenta não revestida ensaio A_33

Figura 5-85: Interação da camada aderida com a ferramenta de nitreto de silício não revestida durante a usinagem do ferro fundido cinzento.

Na Figura 5-85a, identificam-se três regiões: a primeira mostra a camada aderida, a segunda, o nitreto de silício e a terceira, uma região transiente. Nessa mesma figura, observa-se, no seu canto esquerdo, a presença de trincas na interface entre a camada aderida e a ferramenta. A região transiente mostra uma região intermediária entre a ferramenta e a aderência, apresentando um produto oriundo da interação química entre a aderência e a ferramenta.

Na Figura 5-85b, é exibida uma região onde a espessura da camada diminui, podendo se ver o aspecto quebradiço da região delimitada como região transiente. Nessa região, a aderência foi praticamente toda arrancada durante a usinagem. Aqui

se percebe, na região transiente, uma estrutura dilacerada, que mostra que o produto formado pela interação da camada aderida com o nitreto de silício é pouco resistente aos esforços de usinagem.

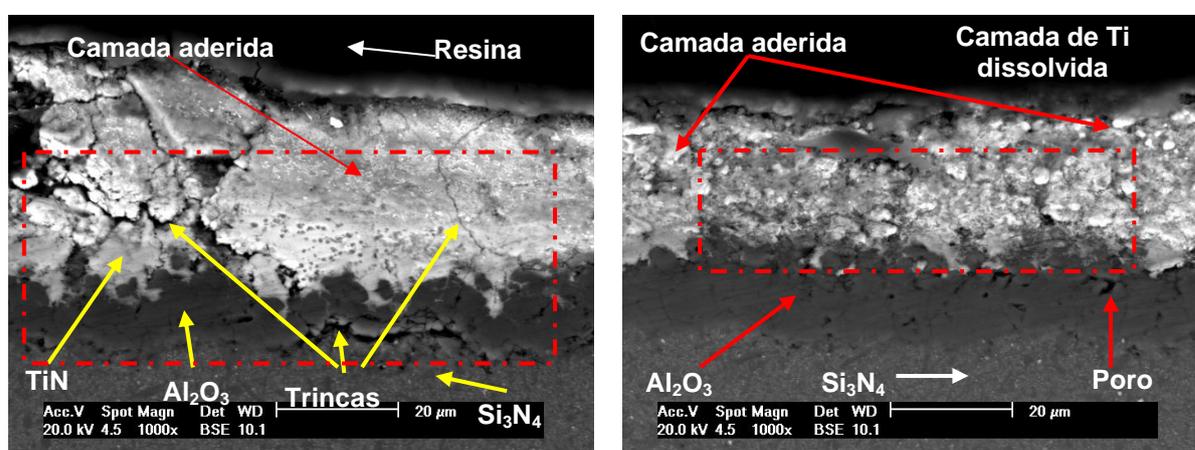
O mesmo comportamento é visto com as ferramentas revestidas, como descreve a Figura 5-86. Na ferramenta revestida, nota-se que, com o aumento do tempo de contato da camada aderida com o revestimento, ocorre a difusão e dissolução do revestimento.

Material usado: Ferro fundido cinzento

Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – $Al_2O_3 + TiN$ – pós-tratamento por polimento (Fabricante A)



a) Ferramenta ensaio A_27

b) Ferramenta ensaio A_27

Figura 5-86: Camada aderida verificada durante a usinagem do ferro fundido cinzento durante o ensaio A_27.

A Figura 5-86a apresenta quatro regiões: camada aderida, revestimento de nitreto de titânio, revestimento de óxido de alumínio e o substrato de nitreto de silício. Na mesma figura, observa-se que, na interface da camada aderida, há várias trincas. Essas trincas são oriundas do carregamento térmico e das trações tratativas para cisalhar a camada aderida e que, devido ao mecanismo de fadiga, ajudam a nucleação de trincas na interface entre o revestimento e a ferramenta. O arrancamento do material da ferramenta ou revestimento ocorre quando as trincas alcançam seu raio crítico de propagação ou a seção da adesão que une o substrato ao revestimento não resiste mais às tensões nela aplicadas. Esse mecanismo de fadiga pelas forças tratativas é transmitido até a interface do revestimento com o substrato, sendo verificada claramente a presença de trincas na interface do

revestimento com o substrato da ferramenta.

Outra informação importante obtida com a Figura 5-86a é que, na região demarcada com o retângulo pontilhado, observa-se que parte da camada aderida diluiu o revestimento de nitreto de titânio, sendo vistos somente alguns pontos desse material protegendo a ferramenta ainda.

Na Figura 5-86b, em uma região onde a espessura da camada é menor e a temperatura e os esforços mecânicos durante a usinagem do ferro fundido cinzento foram maiores, constata-se a dissolução inteira do revestimento de nitreto de titânio. Aqui, devido à segunda camada de revestimento de óxido de alumínio, o substrato da ferramenta ainda está protegido da ação dos desgastes químicos difusivos, pois o óxido de alumínio apresenta elevada estabilidade química para barrar o movimento difusivo do ferro em direção ao substrato. Porém, já é possível observar o processo de nucleação de trincas no revestimento de óxido de alumínio.

Na Figura 5-87, é mostrada uma região onde ocorre a difusão entre a camada aderida e a ferramenta e as análises químicas qualitativas destas regiões. Na figura são numeradas três regiões: a região identificada com o número 1 (Figura 5-87a) tem a sua análise química mostrada na Figura 5-87b. A análise química dessa região revela grande quantidade de alumínio, ferro e oxigênio e somente resquícios da presença de titânio. Isso indica que o revestimento de titânio formou um novo produto em contato com a camada aderida.

A análise química da região identificada com o número 2 mostra que, neste ponto, existe uma ilha de revestimento de nitreto de titânio que não foi dissolvida totalmente, apesar de mostrar um pico de ferro com pequena intensidade. Isso evidencia que essa camada de revestimento de nitreto de titânio não possui mais as suas propriedades físicas, químicas e mecânicas necessárias para proteger a ferramenta (Figura 5-87c).

A análise química da região 3 foi realizada na camada do revestimento descrita como óxido de alumínio. Aqui é possível ver nitidamente que o espectro da análise química apresenta um elevado pico de alumínio e oxigênio. Isso mostra que esta camada foi menos atacada pelo processo de difusão causado pelo processo de usinagem do ferro fundido cinzento. Neste ponto, fica clara a vantagem da dupla camada de revestimento, não sendo possível perceber nenhum traço de difusão de ferro para o nitreto de silício como o verificado na ferramenta não revestida.

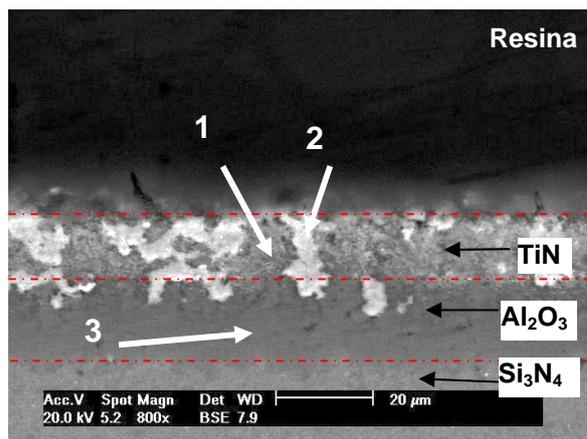
A Figura 5-88 exibe a profundidade da camada aderida e dos elementos difundidos na direção da ferramenta de nitreto de silício não revestida após a usinagem do ferro fundido cinzento.

Material usado: Ferro fundido cinzento

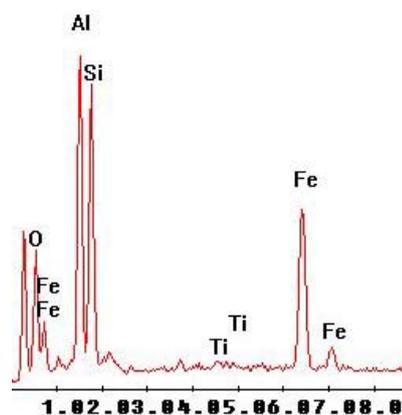
Geometria: CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

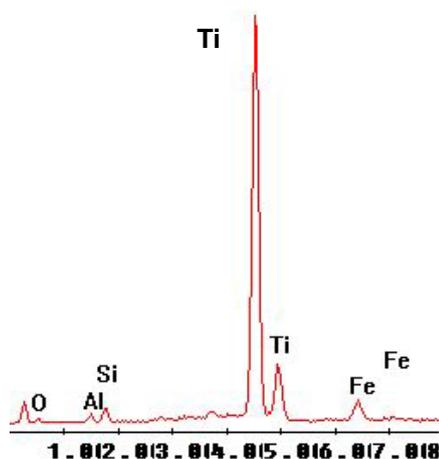
Substrato: 105 – $Al_2O_3 + TiN$ – pós-tratamento por polimento (Fabricante A)



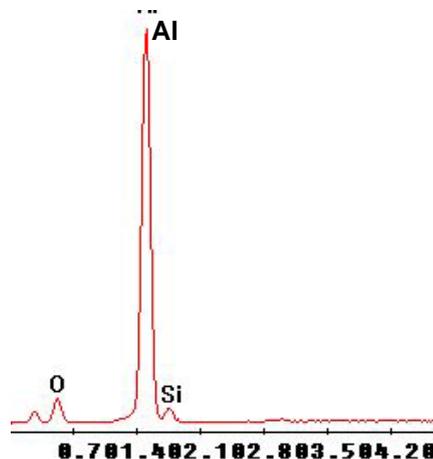
a) Flanco da ferramenta do ensaio A_27



b) Análise química da região 1



c) Análise química da região 2



d) Análise química da região 3

Figura 5-87: Caracterização da dissolução da camada de revestimento de nitreto de titânio durante a usinagem do ferro fundido cinzento.

Na Figura 5-88, observa-se que a camada aderida tem uma espessura na ordem de $30 \mu\text{m}$ e é constituída pelos elementos ferro, silício, manganês e enxofre. Entre a distância de $4,8$ até $26 \mu\text{m}$, nota-se um aumento na quantidade de enxofre e manganês e a redução da quantidade de ferro. O ferro apresenta grandes quantidades no início da medição, chegando a ter valores de até 20% do peso

atômico. Na proporção que se avança a medição para dentro da ferramenta, a quantidade de ferro vai sendo reduzida até chegar praticamente a zero, quando se atinge a profundidade de 28,4 μm .

Material usado: Ferro fundido cinzento **Geometria:** CNMX120712SN

Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco

Substrato: 105 – sem revestimento – (Fabricante A)

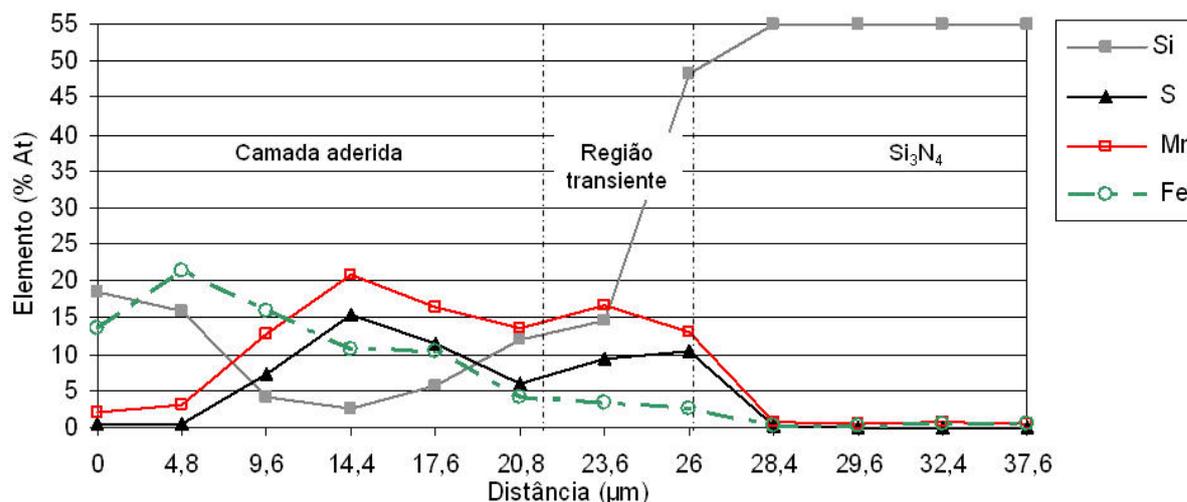


Figura 5-88: Caracterização dos elementos da camada aderida e da ferramenta de nitreto de silício não revestida na usinagem do ferro fundido cinzento – ensaio A_33.

A partir da distância de 20,8 μm , constata-se um aumento na quantidade de silício. Uma redução abrupta das quantidades de enxofre, manganês e ferro é verificada na distância de 28,4 μm . A distância de 20,8 e 28,4 μm é identificada como a região transiente e corresponde ao início do contato da camada aderida com o substrato, mostrando que o material da camada aderida difunde na direção da ferramenta por aproximadamente 10 μm .

No caso da ferramenta revestida, a situação é similar, porém, as camadas de revestimentos dificultam o processo de difusão durante a usinagem, como pode ser visto na Figura 5-89. Nessa figura, observam-se quatro regiões distintas: a primeira identificada como camada aderida e que se estende por cerca de 20 μm . A segunda, identificada como a região formada pelo revestimento do nitreto de titânio e que se estende por uma distância de 4 μm aproximadamente. Na segunda região, percebe-se nitidamente que as quantidades dos elementos que compõem a camada aderida, ferro, manganês, silício (provindo do ferro fundido cinzento) e enxofre, começam a decrescer a partir da distância 16,8 μm . É nesse ponto que o revestimento de nitreto de titânio sofre o processo de difusão e é dissolvido, formando um novo produto com

os elementos que compõem a camada aderida.

A terceira região é identificada como a camada de óxido de alumínio e tem uma espessura de aproximadamente 5 μm . Aqui se observa uma região transiente do revestimento de nitreto de silício para o óxido de alumínio, bem como uma intensa redução dos materiais difundidos provindos da camada aderida.

Material usado: Ferro fundido cinzento **Geometria:** CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 800$ m/min; $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN}$ – pós-tratamento por polimento (Fabricante A)

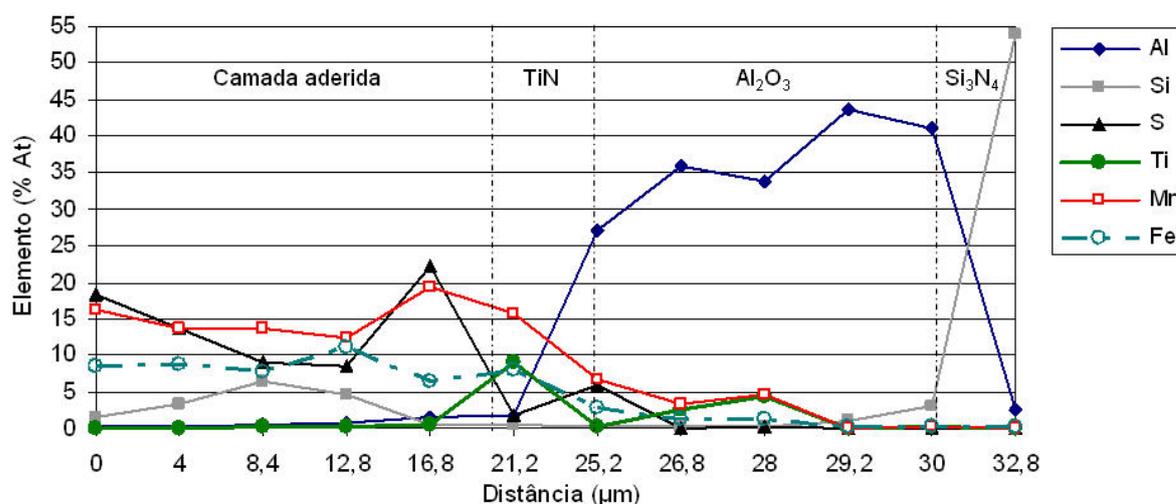


Figura 5-89: Caracterização dos elementos da camada aderida e da ferramenta de nitreto de silício revestida ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN}$) na usinagem do ferro fundido cinzento – ensaio A_27.

A quarta e última região é identificada como o substrato de nitreto de silício. Aqui, diferentemente da ferramenta não revestida, o substrato apresenta somente traços de alumínio. Os vestígios de alumínio são oriundos do revestimento de óxido de alumínio, que, por sua vez, barrou o movimento difusivo dos elementos da camada aderida. Isso se deve, principalmente, à excelente estabilidade química do óxido de alumínio.

Esses resultados mostram que a camada aderida com o tempo também causa o desgaste da ferramenta pelo mesmo processo de reações triboquímicas verificado na usinagem do ferro fundido vermicular, entretanto, com menor intensidade. Na usinagem do ferro fundido cinzento, depois que a camada aderida é formada, ocorre a difusão dos elementos dessa camada para o revestimento, causando a dissolução deste e formando produtos de baixa resistência mecânica. A partir do momento em que acontece a dissolução ou a remoção total do revestimento, ou o seu enfraquecimento devido à formação dos produtos de pouca

resistência ou pelo despredimento de material em função do desgaste adesivo e abrasivo, o mecanismo de desgaste da ferramenta revestida passa a ser igual ao da ferramenta não revestida, ocorrendo a difusão dos elementos da camada aderida diretamente para o substrato do nitreto de silício, ocasionando assim a dissolução da ferramenta e a formação de novos produtos de pouca resistência mecânica. Esses produtos são removidos pelo processo de desgaste adesivo ou abrasivo causado pelo deslizamento do próprio cavaco e de inclusões abrasivas inerentes ao material usinado.

Diferentemente da camada aderida verificada nas ferramentas de nitreto de silício que usinaram o ferro fundido vermicular, a camada aderida contendo elementos como manganês e enxofre retarda o processo de difusão e dissolução do nitreto de silício.

As pesquisas que analisaram a camada aderida sobre as ferramentas que usinaram o ferro fundido cinzento identificaram os elementos que compõem o sulfeto de manganês, enxofre e manganês, mas não realizaram a cristalografia do material sobre a ferramenta (GASTEL et al., 2000; REUTER, 2001; PEREIRA, 2005). Segundo Chao, Thomassen e Van Vlack (1962), as inclusões de MnS contidas em aços resulfurados de usinagem fácil devem apresentar a estrutura da alabandite para ter a sua usinabilidade melhorada. Os autores sustentam que a melhora na usinabilidade dos aços resulfurados se dá pela fragilização do cavaco e pela possível ação lubrificante do sulfeto de manganês na ferramenta (CHAO; THOMASSEN; VAN VLACK, 1962).

A caracterização do arranjo celular do material é de extrema importância, pois essa fornece informações sobre a presença de propriedades lubrificantes (quando possui um arranjo hexagonal). No caso da alabandite, como encontrado por Galiotto (2007) em um aço sinterizado, esta possui arranjo cúbico de face centrada. Além disso, se elementos como Cr e Fe estiveram presentes na camada aderida formada nas ferramentas que usinaram o ferro fundido cinzento, é interessante analisar a possibilidade da formação de um novo composto, sobretudo entre Fe, S, e Mn.

A tentativa da medição de difração de raios-X direta sobre a ferramenta mostrou-se inconveniente. A ferramenta era muito grande para as dimensões do aparelho e este possibilitou somente a indentificação das fases constituintes da cerâmica, sendo muito difícil identificar a presença de sulfeto de manganês. Na tentativa de solucionar tal problema, as ferramentas foram embutidas e cortadas

perpendicularmente em relação ao desgaste de flanco para tentar obter um melhor sinal da região pretendida.

Infelizmente, o uso desta técnica, da mesma forma que a realização dos ensaios de difração de raio-X sobre a ferramenta sem preparação, não permitiu a identificação da camada aderida, refletindo somente as raias do nitreto de silício.

5.3.4 Ensaios de difusão química dos ferros fundidos vermicular e cinzento com as ferramentas de nitreto de silício revestidas e sem revestimento

Como mostrado anteriormente nos Itens 5.3.2 e 5.3.3, a interação entre a ferramenta de nitreto de silício e os ferros fundidos vermicular e cinzento tem um papel primordial na determinação de como se desenvolve o desgaste da ferramenta na usinagem. Para esta pesquisa, é imensamente importante estudar a interação química estática dos ferros fundidos vermicular e cinzento com as ferramentas cerâmicas de nitreto de silício com e sem revestimento. Isso possibilita obter informações extremamente importantes para entender como acontecem as reações na interface entre as ferramentas de nitreto de silício e os ferros fundidos vermicular e cinzento.

O desenvolvimento do desgaste da ferramenta ocorre em uma situação muito complexa, em que fatores químicos, físicos e mecânicos atuam simultaneamente, dificultando uma análise precisa da interação que se dá na interface cavaco/ferramenta, especialmente sobre as reações triboquímicas, pois muitas das evidências dessas reações são removidas durante o processo de usinagem.

Para estudar a interação química dos ferros fundidos vermicular e cinzento com as ferramentas de nitreto de silício revestidas e não revestidas sem o efeito dos mecanismos de desgaste mecânico, foram realizados ensaios de interação química em condições de contato estático. Aqui se buscou analisar a compatibilidade química dos ferros fundidos vermicular e cinzento com as ferramentas de nitreto de silício com e sem revestimento em diferentes faixas de temperatura. O objetivo desses ensaios foi reproduzir as reações químicas que acontecem durante a usinagem e verificar se ocorrem diferenças no comportamento do nitreto de silício quando em contato com os ferros fundidos cinzento e vermicular sob elevadas temperaturas.

As temperaturas utilizadas nos ensaios foram 900 e 1.100 °C. A escolha dessas duas temperaturas foi baseada na faixa de temperatura de corte estimada

para a usinagem dos ferros fundidos com ferramentas cerâmicas, conforme é descrito na literatura da área (BRINKSMEIER; BARTSCH, 1988; KÖNIG; KLOCKE, 2002, TÖNSHOFF; DENKENA, 2004).

Para facilitar o entendimento dos experimentos, é mostrada na Tabela 5-3 a simbologia utilizada nos ensaios.

Tabela 5-3: Tabela com a identificação dos testes

FC = Ferro fundido cinzento	Si ₃ N ₄ = Nitreto de silício sem revestimento
FV = Ferro fundido vermicular	Si ₃ N ₄ R = Nitreto de silício revestido com Al ₂ O ₃ +TiN

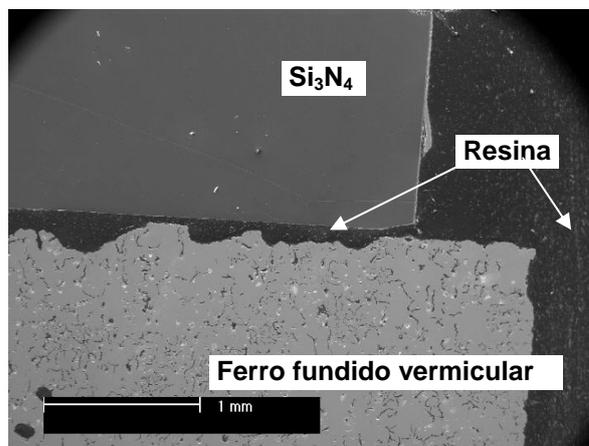
Deste modo, a identificação “FC/Si₃N₄R/1.100” significa ensaio de interação química entre o ferro fundido cinzento e a ferramenta de nitreto de silício revestida com Al₂O₃+TiN e ensaiada na temperatura de 1.100 °C.

A realização dos ensaios de interação química estática entre o nitreto de silício não revestido e os ferros fundidos cinzento e vermicular, ensaios FC/Si₃N₄/1.100 e FV/Si₃N₄/1.100, respectivamente, é esclarecedora, já que confirmou as afirmações e hipóteses postuladas na análise do desgaste das ferramentas após a usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento, trazendo novas e importantes informações sobre a interação entre esses materiais.

Na condição descrita anteriormente, ambos os ensaios, FC/Si₃N₄/1.100 e FV/Si₃N₄/1100, apresentaram a formação de uma fase líquida entre o nitreto de silício e os ferros fundidos. A solidificação dessa fase líquida formou uma junção que manteve os pares, ferros fundidos e o nitreto de silício, fortemente unidos.

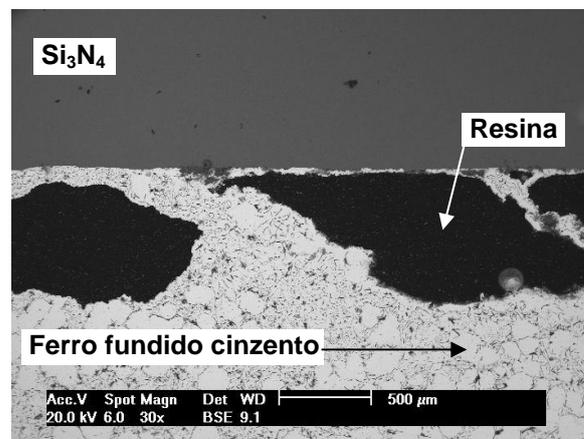
Para poder obter maiores informações sobre a interação dos pares, os mesmos foram embutidos, polidos e analisados no microscópio eletrônico de varredura, como poder ser visto na Figura 5-90. Aqui são exibidas as micrografias dos pares FC/Si₃N₄ e FV/Si₃N₄ para o ensaio na temperatura de 1.100 °C.

Par: Ferro fundido vermicular/ Si_3N_4 (105) – sem revestimento
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h



a) FV/ Si_3N_4 /1.100

Par: Ferro fundido cinzento/ Si_3N_4 (105) – sem revestimento
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h

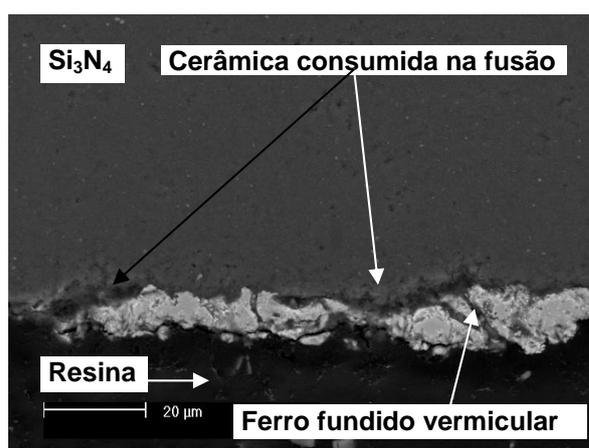


b) FC/ Si_3N_4 /1.100

Figura 5-90: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 1.100 °C: a) ferro fundido vermicular com nitreto de silício; e b) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício.

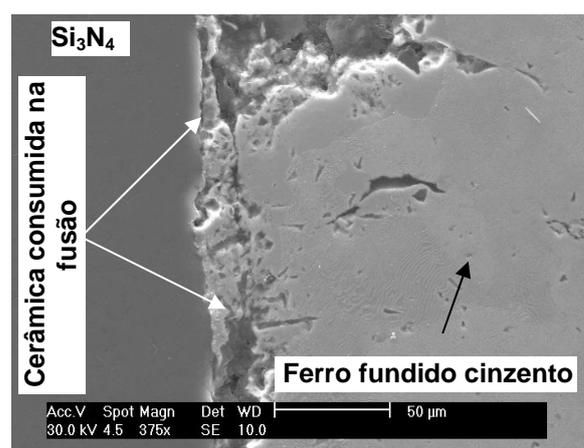
A análise da Figura 5-90 reforça a impressão de que somente os ferros fundidos fundiram-se, mas quando se analisam os pares com maiores aumentos, observa-se que a fase líquida avançou significativamente sobre a ferramenta cerâmica, como pode ser visualizado na Figura 5-91.

Par: Ferro fundido vermicular/ Si_3N_4 (105) – sem revestimento
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h



a) FV/ Si_3N_4 /1.100

Par: Ferro fundido cinzento/ Si_3N_4 (105) – sem revestimento
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h



b) FC/ Si_3N_4 /1.100

Figura 5-91: Comprovação da frente de fusão consumindo o nitreto de silício na temperatura de 1.100 °C: a) ferro fundido vermicular com o nitreto de silício; e b) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício.

A Figura 5-91 destaca a formação da fase líquida em ambos os pares dos ferros fundidos ensaiados, podendo ser notado ainda que a frente de fusão consumiu tanto material dos ferros fundidos vermicular e cinzento, como do nitreto de silício. Isso significa que, em função do processo de difusão, os aditivos de sinterização contidos na ferramenta se fundiram, dissolvendo o nitreto de silício e possibilitando formar novos produtos. A formação da fase líquida na interface ferramenta/peça nos pares de interação prova que os ferros fundidos vermicular e cinzento reagem quimicamente com a ferramenta de nitreto de silício.

Durante o processo de interação dos pares, ocorre o enriquecimento de silício na região de interface dos ferros fundidos, pois o silício da ferramenta se difunde nessa direção. Também é possível observar que o ferro provindo dos ferros fundidos difundiu em direção da ferramenta de nitreto de silício.

A formação da fase líquida pode ter ocorrido por duas causas: a primeira é que a difusão dos elementos silício e ferro fez com que, na região da interface entre a cerâmica e os ferros fundidos vermicular e cinzento, fosse atingido o ponto do eutético dos ferros fundidos, que possui temperatura de fusão na ordem de 1.140 °C, coexistindo austenita e fase líquida (CALLISTER, 2003). A segunda hipótese é a formação de um composto ferro-silício na interface que, de acordo com Heikinheimo et al. (1997), em temperaturas próximas a 1.200 °C, formam a fase líquida do eutético.

Os resultados encontrados na presente pesquisa são contrários aos resultados apresentados por Buljan e Wayne (1988). Buljan e Wayne, trabalhando com temperaturas na ordem de 1.375 °C, não encontraram interação entre o nitreto de silício e o ferro fundido cinzento, assim como não reportam nada sobre a formação de fases líquidas. Outros autores como Kalin et al. (2000a e b) realizaram experimentos de interação química entre aço e nitreto de silício em temperaturas na ordem de 1.200 °C e também não relataram a formação de fase líquida na interface dos pares.

Porém, sobre a formação de fases líquidas no nitreto de silício, Brinksmeier e Bartsch (1988), simulando o carregamento térmico da usinagem sob ferramentas de nitreto de silício, observaram a formação de fase líquida na ferramenta de nitreto de silício. Segundo Brinksmeier e Bartsch, se este mecanismo ocorresse durante a usinagem utilizando o nitreto de silício, a superfície lisa verificada nas ferramentas desgastadas seria causada pelo espalhamento da fase

fundida pelo cavaco sobre a ferramenta.

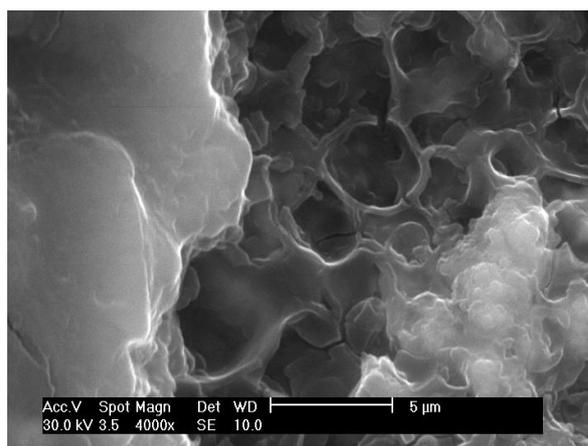
Nos experimentos realizados nesta pesquisa com as ferramentas cerâmicas de nitreto de silício sem revestimento sob temperatura de 1.100 °C, também foram verificadas a fusão e a formação de bolhas como as descritas por Brinksmeier e Bartsch (1988). Essas bolhas são mostradas na Figura 5-92.

Desta maneira, considerando que a velocidade na interface cavaco/ferramenta é zero (TRENT; WRIGHT, 2000) e que as temperaturas de usinagem do ferro fundido vermicular alcancem a marca dos 1.100 °C, tal mecanismo pode perfeitamente ocorrer em menor escala, todavia com intensidade suficiente para causar o enfraquecimento da ferramenta e aceleração do seu desgaste.

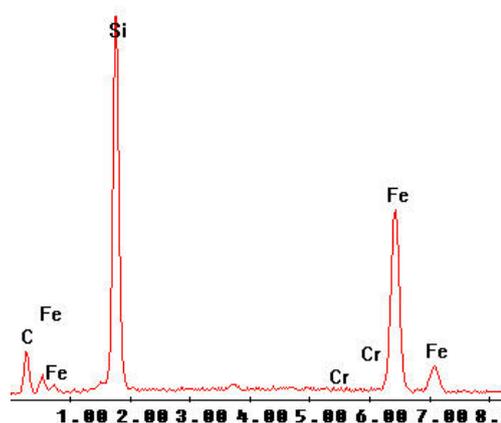
A análise química feita na região dos poros da superfície da Figura 5-92a é evidenciada na Figura 5-92b. Nessa figura, observa-se grande intensidade dos elementos ferro e silício, materiais esses que são os principais componentes que formam a junta entre a cerâmica e o ferro fundido cinzento.

Na Figura 5-93, Figura 5-94 e Figura 5-95, são apresentadas as micrografias realizadas nos pares de interação FC/Si₃N₄/1.100 e FV/Si₃N₄/1.100 atacadas com Nital concentração 2%.

Par: Ferro fundido cinzento/Si₃N₄ (105) – sem revestimento
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h



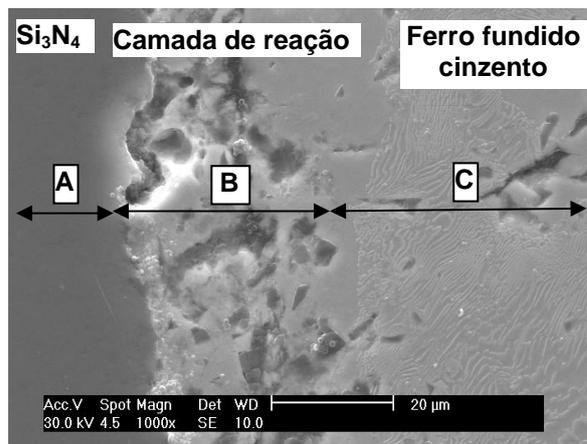
a)



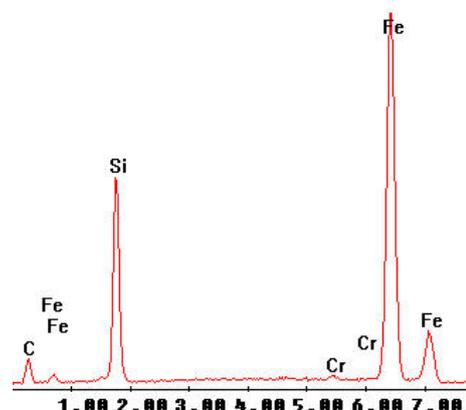
b)

Figura 5-92: Comprovação da fusão e formação de bolhas no nitreto de silício como descritas por BRINKSMEIER; BARTSCH (1988): a) Fusão e formação de bolhas; e b) Análise química.

Par: Ferro fundido cinzento/Si₃N₄ (105) – sem revestimento
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h



a)

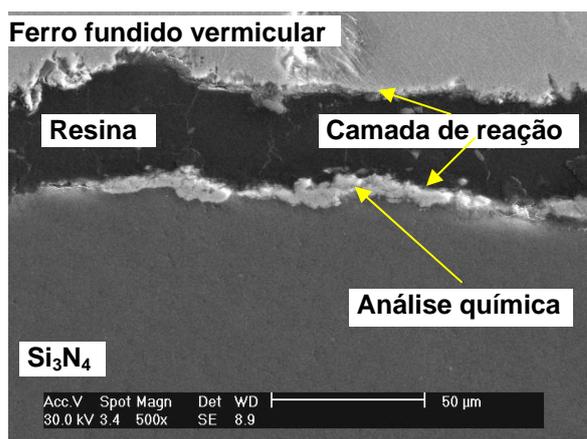
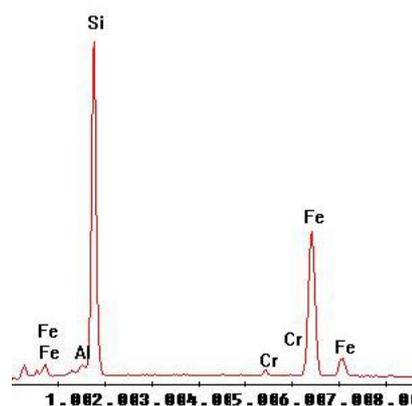


b)

Figura 5-93: Micrografia do par nitreto de silício e ferro fundido cinzento para temperatura de 1.100 °C atacada com nital 2%: a) análise micrográfica da região de interface; e b) análise química da região de interface.

Nestas figuras, é possível observar que, na interface para ambos os pares de interação, FC/Si₃N₄/1.100 e FV/Si₃N₄/1.100, ocorre a formação de regiões distintas de interação, da mesma forma que Kalin et al. (2000a e b) encontraram em aços.

Par: Ferro fundido vermicular/Si₃N₄ (105) – sem revestimento
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h

a) FV/Si₃N₄/1.100

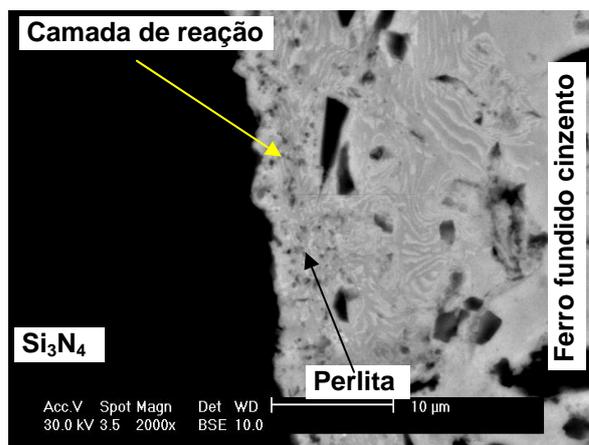
b) Análise química

Figura 5-94: Micrografia do par nitreto de silício e ferro fundido vermicular para temperatura de 1.100 °C atacada com nital 2%: a) análise micrográfica da região de interface; e b) análise química da região de interface

Na Figura 5-93a, a região demarcada com a letra (A) representa o lado

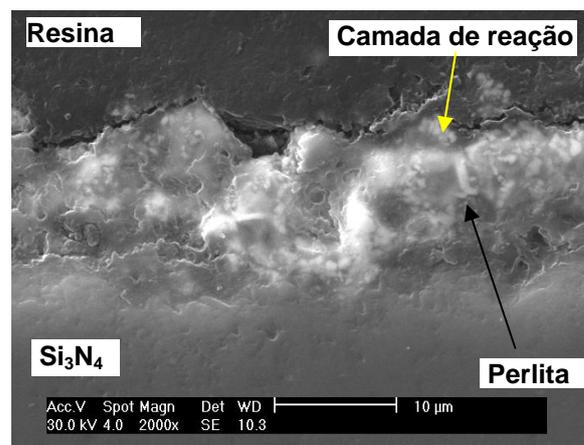
cerâmico que não sofreu interação química. A região identificada com a letra (C) mostra as estruturas originais dos ferros fundidos. Já a região (B) apresenta a região da interação entre a cerâmica e os ferros fundidos. Na região (B), é possível notar as lamelas de perlita se misturando com o material cerâmico, indicativo desse de uma camada de reação composta nitreto de silício, como é exibido na Figura 5-95.

Par: Ferro fundido cinzento/Si₃N₄ (105) – sem revestimento
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h



a) FC/Si₃N₄/1.100

Par: Ferro fundido vermicular/Si₃N₄ (105) – sem revestimento
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h



b) FV/Si₃N₄/1.100

Figura 5-95: Micrografia da morfologia da interface nitreto de silício/ferro fundido: a) Nitreto de silício formando par com o ferro fundido cinzento; e b) Nitreto de silício formando par com o ferro fundido vermicular.

Outra evidência da interação entre o nitreto de silício com os ferros fundidos vermicular e cinzento é obtida com a análise qualitativa da curva de penetração dos elementos difundidos entre o nitreto de silício e os ferros fundidos cinzento e vermicular, como mostram as figuras a seguir.

Nas figuras da análise semi-quantitativa das curvas de penetração, constata-se que ambos os pares ensaiados, FC/Si₃N₄/1.100 e FV/Si₃N₄/1.100, apresentam uma região de interação de no mínimo 20 µm. Além disso, ambos os ferros fundidos cinzento e vermicular reagem com o nitreto de silício de forma similar (Figura 5-96 e Figura 5-97).

Estes resultados confirmam a tese de que os produtos das reações triboquímicas na interface cavaco/ferramenta e suas características físicas, químicas e mecânicas podem acelerar ou retardar o desgaste da ferramenta de nitreto de silício. Na usinagem do ferro fundido cinzento, a camada aderida contendo elevadas

quantidades de manganês e enxofre retarda a reação do nitreto de silício com o ferro, evitando a formação de produtos de baixa resistência e a formação de possíveis fases líquidas, como a verificada neste ensaio.

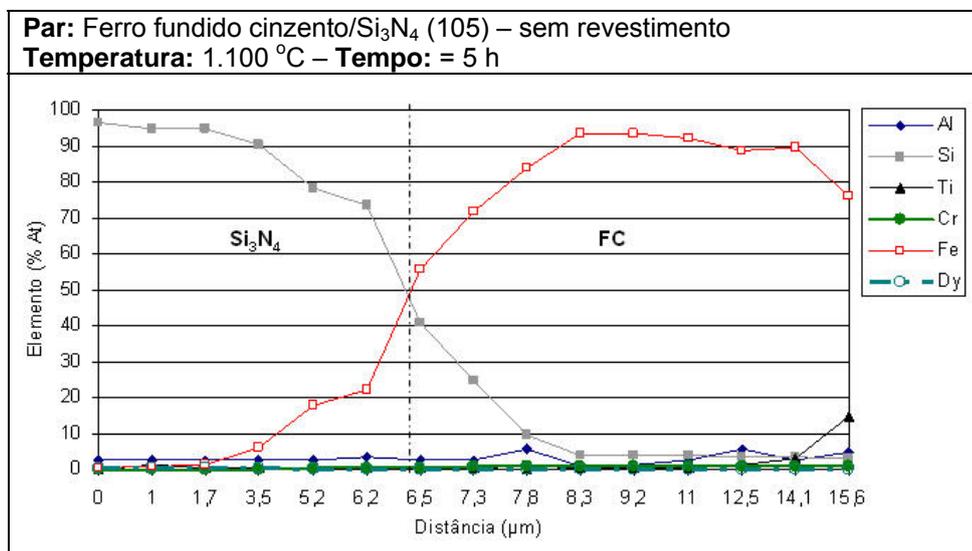


Figura 5-96: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido cinzento com o nitreto de silício na temperatura de 1.100 °C.

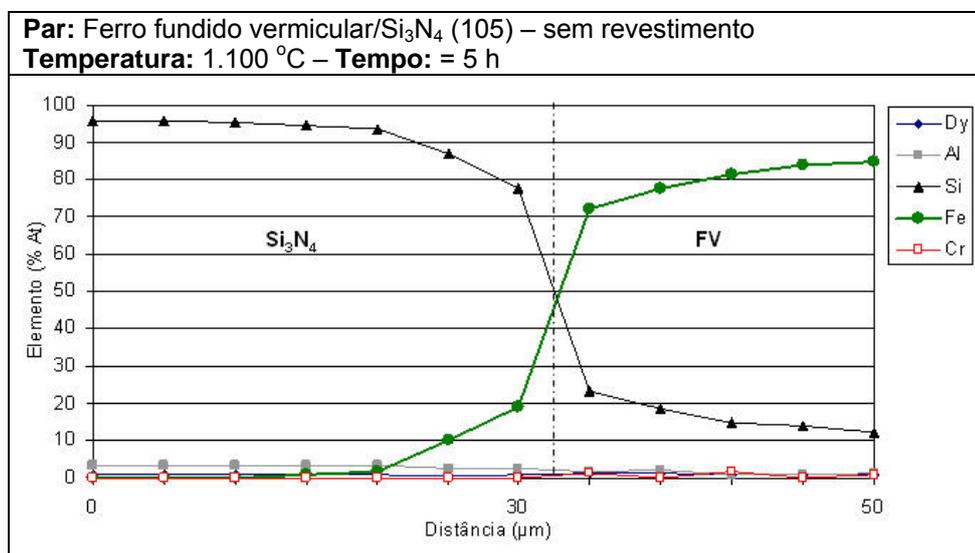


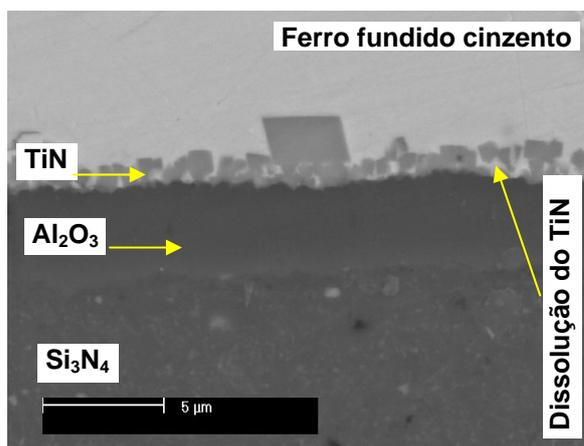
Figura 5-97: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido vermicular com o nitreto de silício na temperatura de 1.100 °C.

No caso do ferro fundido vermicular, onde a camada aderida é formada basicamente por ferro, a interação química entre o ferro e o nitreto de silício ocorre livremente, formando produtos de baixa resistência mecânica que são facilmente removidos. Ademais, como a velocidade da interface cavaco/ferramenta tende a

zero, se for atingida a temperatura de 1.100 °C durante a usinagem, é perfeitamente possível acontecer a formação de fase líquida nesta interface, como foi demonstrado aqui.

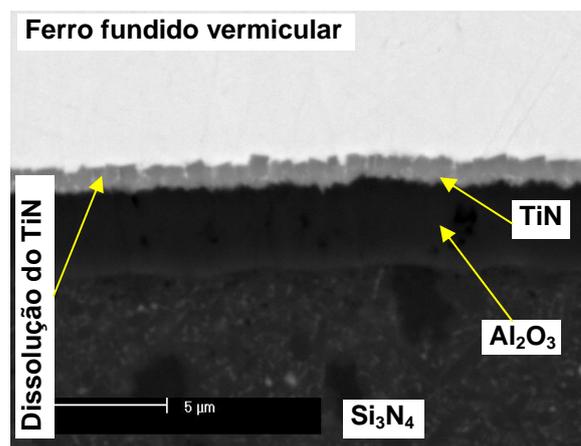
A realização dos ensaios com ferramentas cerâmicas de nitreto de silício revestidas, $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$, reforça o conhecimento da função protetora dos revestimentos e traz informações complementares de como se desenvolve o desgaste da ferramenta revestida durante a usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento. A Figura 5-98 mostra as micrografias dos pares FC/ $\text{Si}_3\text{N}_4\text{R}/1.100$ e FV/ $\text{Si}_3\text{N}_4\text{R}/1.100$.

Par: Ferro fundido cinzento/ Si_3N_4 (105) –
revestida com $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h



a)

Par: Ferro fundido vermicular/ Si_3N_4 (105) –
revestida com $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h



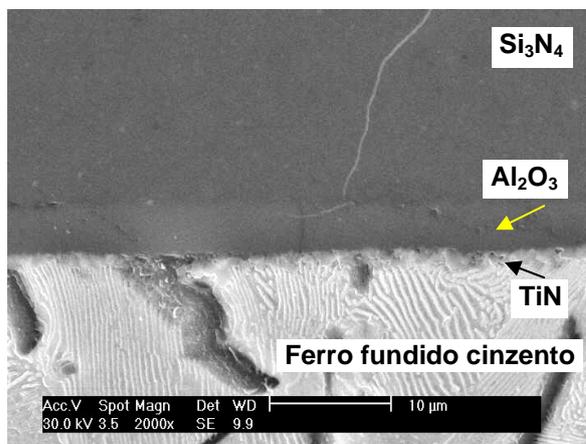
b)

Figura 5-98: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 1.100 °C: a) ferro fundido cinzento com nitreto de silício revestido; e b) ferro fundido vermicular com nitreto de silício revestido.

Na Figura 5-98, pode-se verificar que a interação da ferramenta revestida com os ferros fundidos vermicular e cinzento é limitada à camada mais externa de revestimento, a do nitreto de titânio. Essa camada de revestimento sofreu o ataque mais severo da frente de difusão, sendo parcialmente dissolvida pela matriz do ferro.

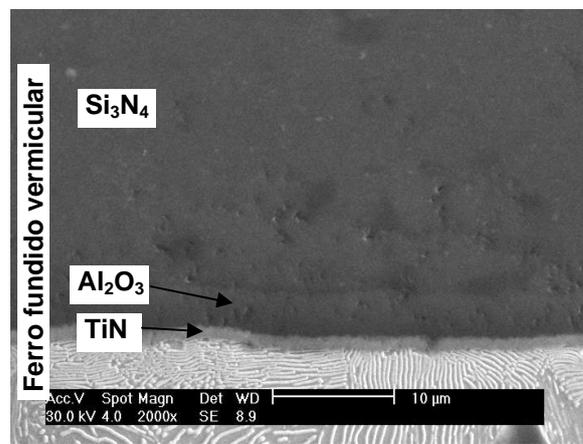
A revelação da microestrutura dos ferros fundidos com nital (2%) mostra uma grande concentração da cementita na região de interface entre a ferramenta e os ferros fundidos, sendo possível observar a união da cementita com o TiN (Figura 5-99).

Par: Ferro fundido cinzento/Si₃N₄ (105) –
revestida com Al₂O₃+TiN
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h



a)

Par: Ferro fundido vermicular/Si₃N₄ (105) –
revestida com Al₂O₃+TiN
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h



b)

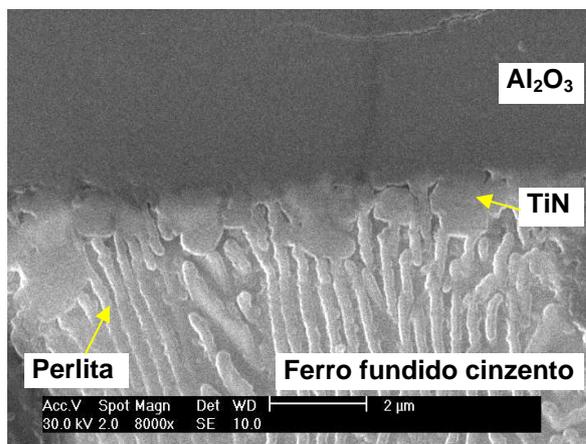
Figura 5-99: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 1.100 °C atacada com nital 2%: a) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício revestido; e b) ferro fundido vermicular com o nitreto de silício revestido.

A análise da interação da cementita com o revestimento de nitreto de titânio é reforçada ainda mais com a ampliação das micrografias da região de interface, como mostra a Figura 5-100.

A utilização de maiores aumentos mostra que, da mesma forma como acontece com as ferramentas não revestidas, em que o nitreto de silício é diluído na região de interface, na ferramenta revestida ocorre no plano inicial de contato a dissolução do revestimento de nitreto de titânio pelos ferros fundidos. A dissolução do revestimento mostra que um novo produto é formado no seu lugar com propriedades mecânicas provavelmente inferiores. A ocorrência da decomposição do revestimento e a formação de produtos de pouca resistência mecânica durante a usinagem ocasiona o enfraquecimento da ferramenta e a aceleração do seu desgaste. Porém, em relação as ferramentas de nitreto de silício não revestidas, a taxa de desgaste é bem menor.

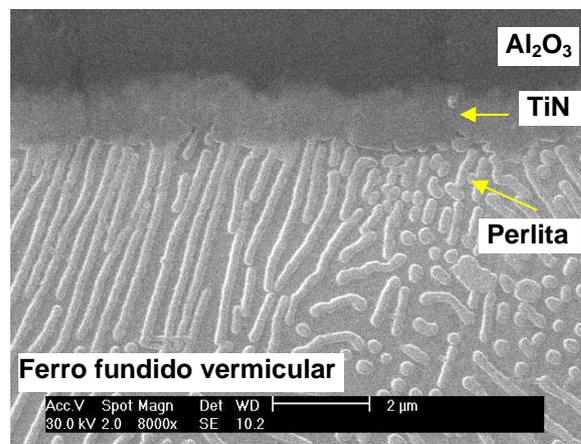
Outro fator que reduz a taxa de desgaste das ferramentas revestidas utilizadas neste ensaio é a segunda camada de revestimento de Al₂O₃, pois devido a sua maior estabilidade química, e por ela estar protegida pela camada externa de nitreto de titânio, ela evita o avanço da frente de difusão que dissolveu o nitreto de titânio, protegendo assim o substrato de nitreto de silício por mais tempo.

Par: Ferro fundido cinzento/Si₃N₄ (105) –
revestida com Al₂O₃+TiN
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h



a) Ferro fundido cinzento

Par: Ferro fundido vermicular/Si₃N₄ (105) –
revestida com Al₂O₃+TiN
Temperatura: 1.100 °C – **Tempo:** = 5 h



b) Ferro fundido vermicular

Figura 5-100: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 1.100 °C atacada com nital 2%: a) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício revestido; e b) ferro fundido vermicular com o nitreto de silício revestido.

Essas afirmações são confirmadas com a análise qualitativa da curva de penetração dos elementos difundidos entre o nitreto de silício revestido (Al₂O₃+TiN) com os ferros fundidos vermicular e cinzento, como é mostrado na Figura 5-101 e Figura 5-102.

Nestas figuras, é possível observar que a quantidade de ferro que penetra e dissolve o nitreto de titânio decresce consideravelmente quando esse encontra a camada do revestimento composta pelo óxido de alumínio. A partir desse ponto, o ferro não penetra mais na ferramenta e não alcança o substrato de nitreto de silício para a formação de produtos de pouca resistência, como verificado na ferramenta de nitreto de silício não revestida.

A realização dos ensaios com as ferramentas de nitreto de silício não revestidas formando par com os ferros fundidos vermicular e cinzento na temperatura de 900 °C, FC/Si₃N₄/900 e FV/Si₃N₄/900, mostrou que a temperatura em que ocorre o contato entre os pares é um fator extremamente importante para a interação. A Figura 5-103 apresenta a análise micrográfica do nitreto de silício não revestido com os ferros fundidos vermicular e cinzento na temperatura de 900 °C.

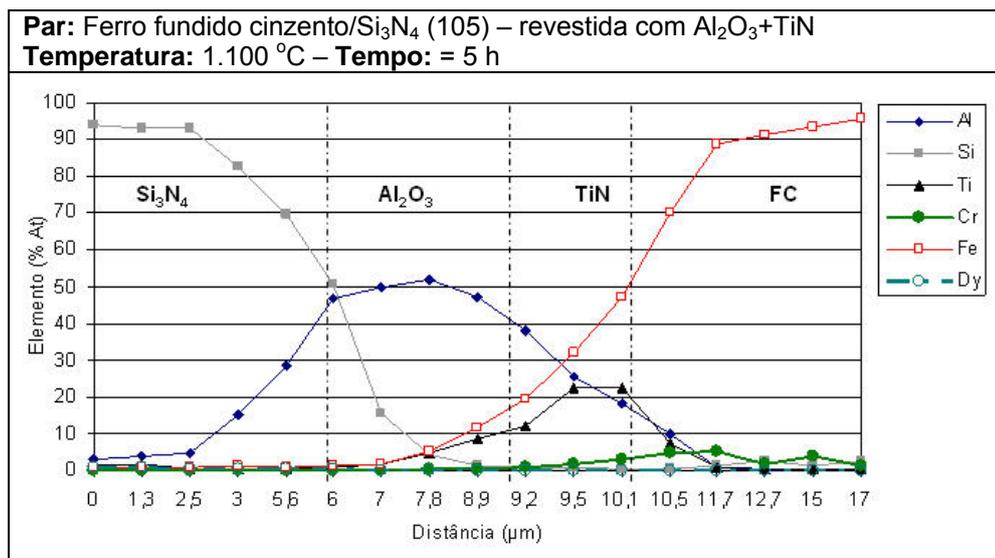


Figura 5-101: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido cinzento com o nitreto de silício revestido na temperatura de 1.100 °C.

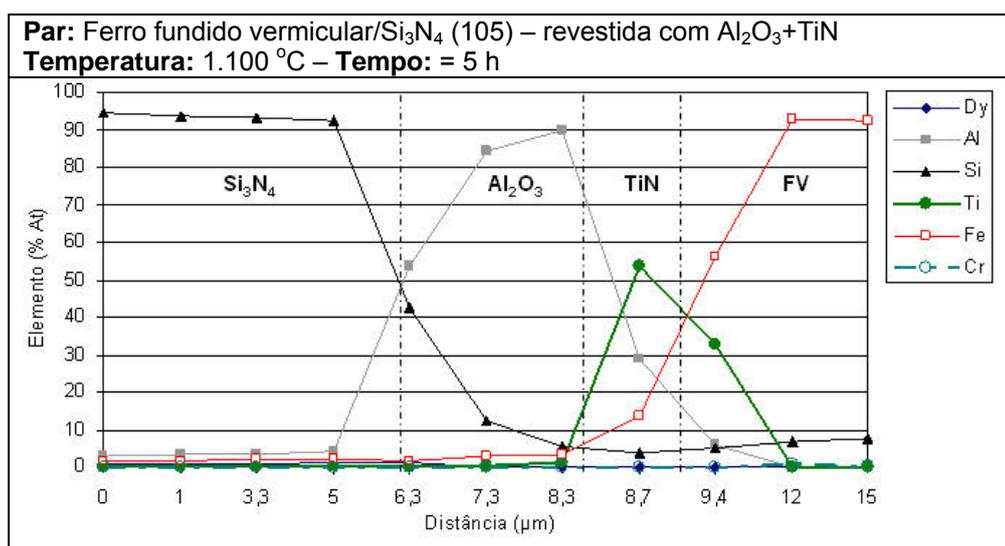
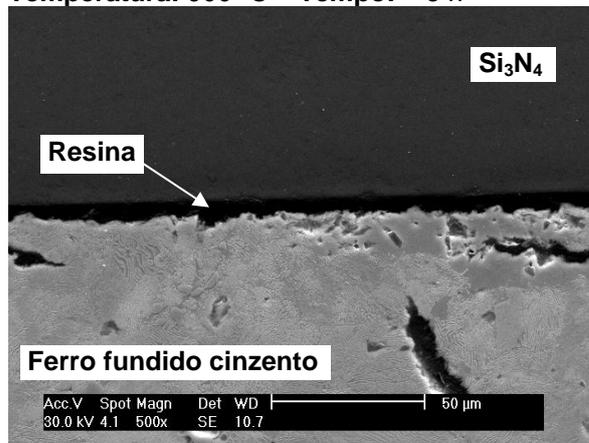


Figura 5-102: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido vermicular com o nitreto de silício revestido na temperatura de 1.100 °C.

Na Figura 5-103, percebe-se que as ferramentas de nitreto de silício não estão unidas aos ferros fundidos, diferentemente do verificado nos ensaios com o nitreto de silício não revestido com os ferros fundidos vermicular e cinzento na temperatura de 1.100 °C. A explicação dessa separação se dá de duas maneiras: a primeira é que, durante a realização do ensaio, o contato entre as superfícies do nitreto de silício e dos ferros fundidos foi insuficiente, o que facilitou a pouca reação.

Par: Ferro fundido cinzento/Si₃N₄ (105) – não revestida

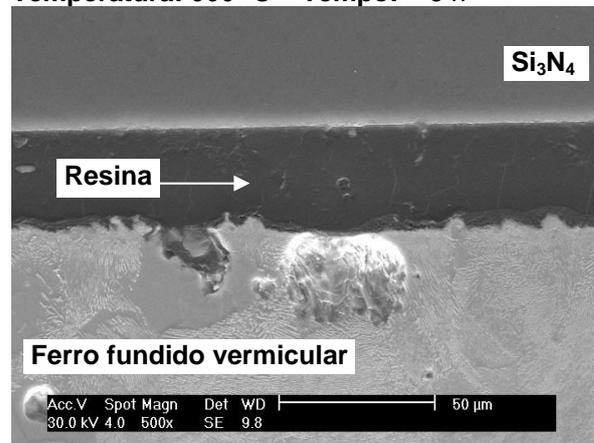
Temperatura: 900 °C – **Tempo:** = 5 h



a)

Par: Ferro fundido vermicular/Si₃N₄ (105) – não revestida

Temperatura: 900 °C – **Tempo:** = 5 h



b)

Figura 5-103: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 900 °C atacada com Nital 2%: a) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício; e b) ferro fundido vermicular com o nitreto de silício.

A segunda é que, na temperatura de 900 °C, a intensidade da interação é reduzida. A pouca energia liberada nessa faixa de temperatura para que ocorra a interação entre os pares não foi suficiente para formar uma união estável dos pares, como a verificada nos ensaios de 1.100 °C. Assim, devido à pouca resistência mecânica do produto formado pela interação química na temperatura de 900 °C e do grande gradiente de tensões que são geradas durante o resfriamento do par ensaiado (devido à diferença do coeficiente de dilatação térmica entre o nitreto de silício e os ferros fundidos), ocorre a separação dos pares.

A confirmação de que ocorreu a interação entre o nitreto de silício não revestido com os ferros fundidos vermicular e cinzento é obtida quando se analisa a curva de penetração dos elementos difundidos entre o nitreto de silício e os ferros fundidos, como é descrito na Figura 5-104 e Figura 5-105.

Estas figuras mostram que, apesar de as ferramentas não estarem em contato com os ferros fundidos após o resfriamento dos pares, é possível identificar interação entre o nitreto de silício e os ferros fundidos em uma largura aproximada de 10 μm. Nessa faixa da interface, observa-se que ocorreu a difusão de ferro oriundo dos ferros fundidos para o nitreto de silício e de silício do nitreto de silício para os ferros fundidos. Ou seja, apesar de não ser possível verificar a formação de novos produtos oriundos da reação do nitreto de silício com os ferros fundidos aqui

analisados, pode-se afirmar que ocorreu interação química, porém, em menor intensidade do que as interações verificadas na temperatura de 1.100 °C.

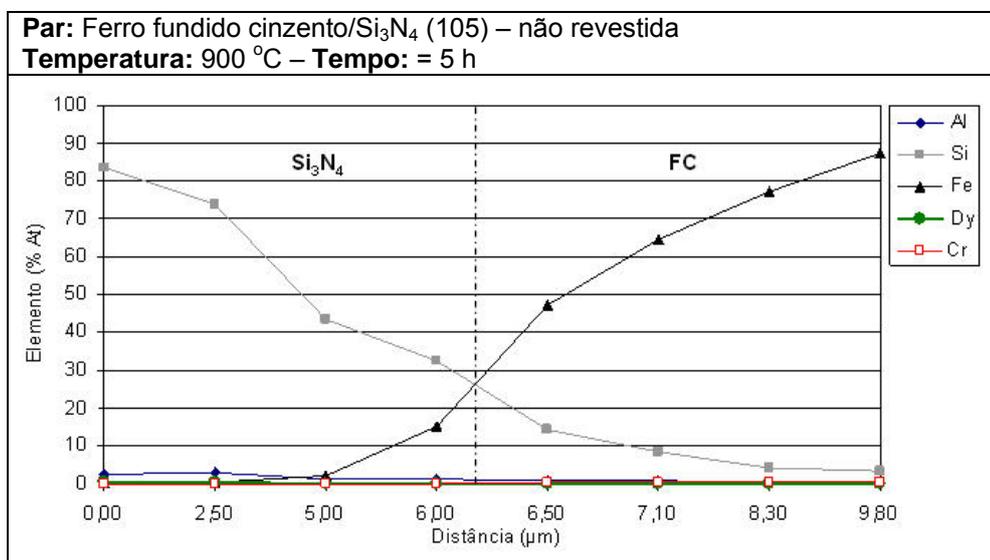


Figura 5-104: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido cinzento com o nitreto de silício na temperatura de 900 °C.

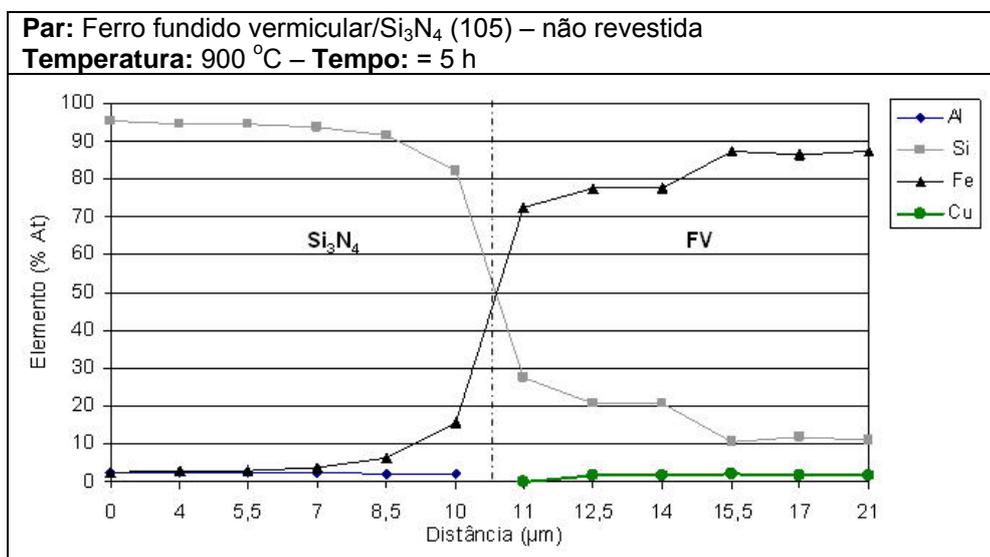
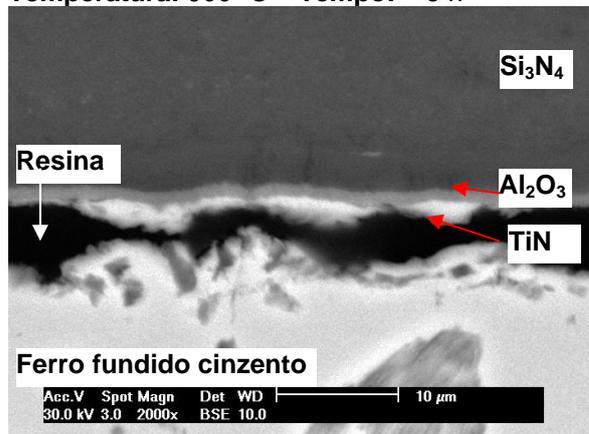


Figura 5-105: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido vermicular com o nitreto de silício na temperatura de 900 °C.

Nos ensaios realizados com as ferramentas revestidas de nitreto de silício, notou-se também um comportamento semelhante de interação química ao do verificado nos ensaios com as ferramentas não revestidas sob a mesma temperatura (900 °C). Nesses ensaios, também foi vista a separação dos pares após o resfriamento, como pode ser visto na Figura 5-106.

Par: Ferro fundido cinzento/ Si_3N_4 (105) –
revestida com Al_2O_3 +TiN

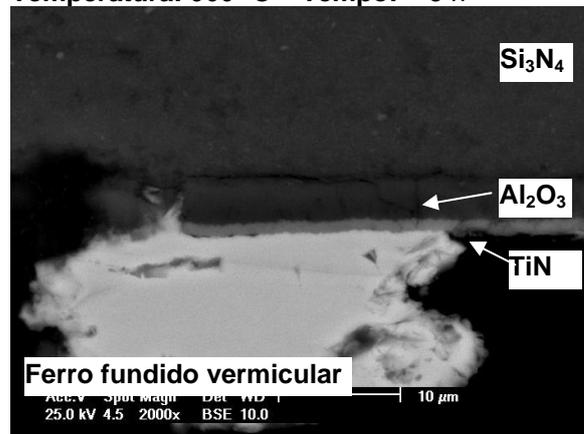
Temperatura: 900 °C – **Tempo:** = 5 h



a) Ferro fundido cinzento

Par: Ferro fundido vermicular/ Si_3N_4 (105) –
revestida com Al_2O_3 +TiN

Temperatura: 900 °C – **Tempo:** = 5 h



b) Ferro fundido vermicular

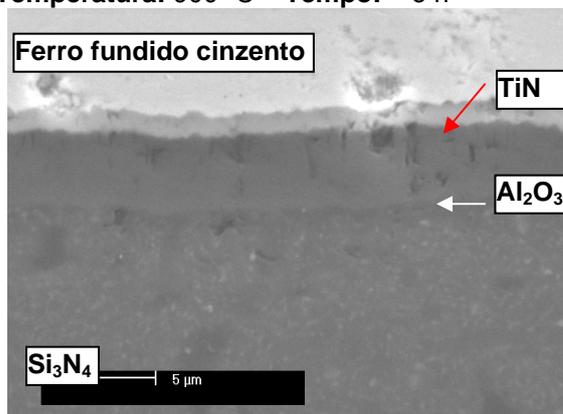
Figura 5-106: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 900 °C:

a) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício revestido; e b) ferro fundido vermicular com o nitreto de silício revestido.

A comparação destes resultados com os resultados dos ensaios com ferramentas cerâmicas de nitreto de silício revestidas em contato com os ferros fundidos a 1.100 °C mostra claramente que a camada externa do revestimento de TiN praticamente não foi atacada, mantendo a sua função protetora da ferramenta por muito mais tempo, como revela a Figura 5-107.

Par: Ferro fundido cinzento/ Si_3N_4 (105) –
revestida com Al_2O_3 +TiN

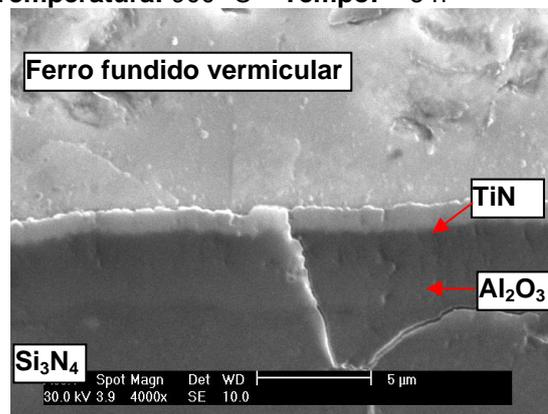
Temperatura: 900 °C – **Tempo:** = 5 h



a) Ferro fundido cinzento

Par: Ferro fundido vermicular/ Si_3N_4 (105) –
revestida com Al_2O_3 +TiN

Temperatura: 900 °C – **Tempo:** = 5 h



b) Ferro fundido vermicular

Figura 5-107: Análise micrográfica dos ensaios de interação química na temperatura de 900 °C:

a) ferro fundido cinzento com o nitreto de silício revestido; e b) ferro fundido vermicular com o nitreto de silício revestido.

A confirmação da baixa interação das ferramentas de nitreto de silício revestidas na temperatura de 900 °C é apresentada na análise qualitativa da penetração dos elementos difundidos, como pode ser visualizado na Figura 5-108 e Figura 5-109.

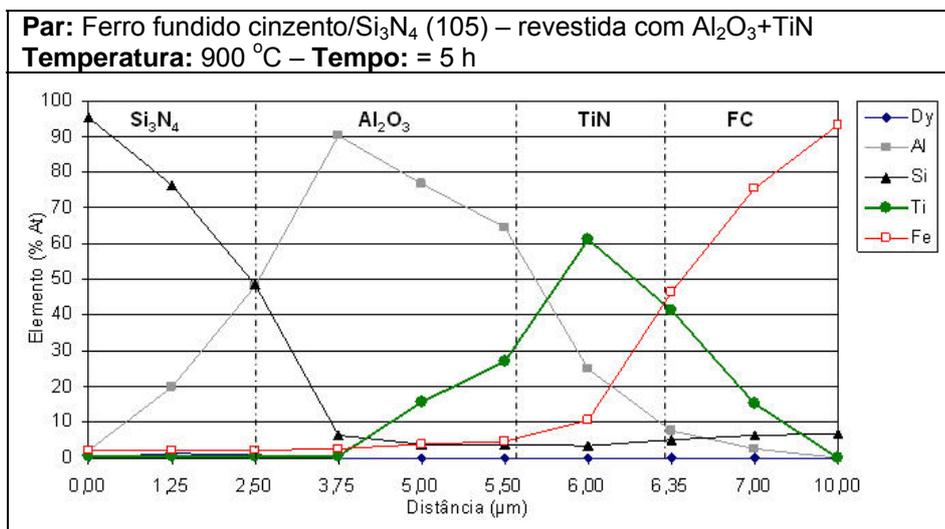


Figura 5-108: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido cinzento com o nitreto de silício revestido na temperatura de 900 °C.

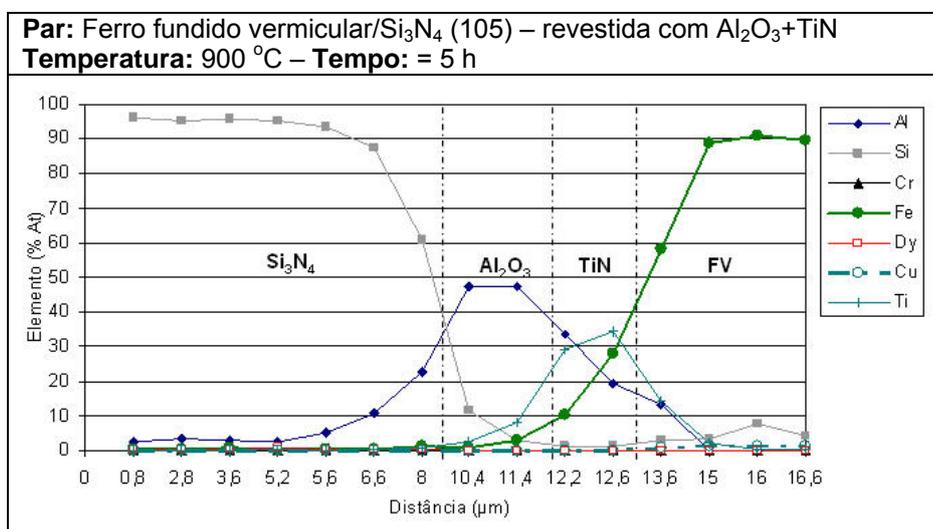


Figura 5-109: Curva de penetração dos elementos difundidos da interação ferro fundido vermicular com o nitreto de silício revestido na temperatura de 900 °C.

Nestas figuras, observa-se, em comparação com as ferramentas revestidas utilizadas nos ensaios com temperatura de 1.100 °C, um pico ou uma região bem definida contendo a camada de nitreto de titânio. Isso mostra que, após cinco horas de contato na temperatura de 900 °C, o nitreto de titânio ainda manteve a sua

integridade, não sendo dissolvido pelos ferros fundidos.

Os ensaios aqui realizados não identificaram diferenças no comportamento de interação química dos ferros fundidos vermicular e cinzento com as ferramentas de nitreto de silício com e sem revestimentos dentro de cada faixa de temperatura ensaiada. Ou seja, os ferros fundidos vermicular e cinzento reagiram de forma similar com o nitreto de silício revestido e não revestido nas condições aqui ensaiadas.

Tais resultados indicam que a camada aderida formada sobre a ferramenta durante a usinagem do ferro fundido cinzento, bem como as diferenças da resistência mecânica e o mecanismo de formação de cavaco dos ferros fundidos vermicular e cinzento têm um papel fundamental no desempenho das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício revestidas e não revestidas, pois a sobreposição desses fatores pode acelerar ou reduzir o desgaste das ferramentas de nitreto de silício. Isso explica a enorme diferença de comportamento de desgaste da ferramenta de nitreto de silício na usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento.

Com as técnicas utilizadas para a realização dos experimentos de interação estática e verificação da profundidade dos elementos difundidos, constatou-se que a reação dos ferros fundidos vermicular e cinzento com o Si_3N_4 é influenciada pela temperatura. Quanto maior a temperatura em que os pares foram ensaiados, maior foi a interação química desses.

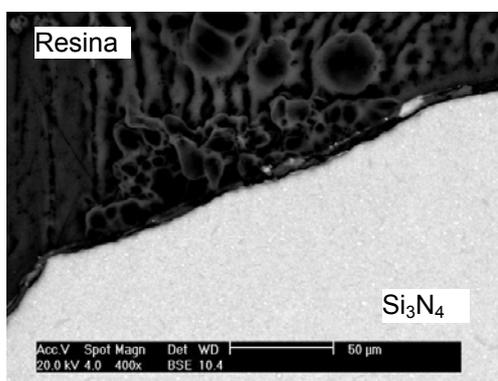
A instabilidade química do nitreto de silício com os ferros fundidos vermicular e cinzento sob altas temperaturas mostra que o que difere a usinagem do ferro fundido vermicular em relação ao ferro fundido cinzento com ferramentas de nitreto de silício é a diferença de resistência à tração dos materiais, o mecanismo de formação de cavaco e a formação da camada aderida sobre a ferramenta de corte, principalmente a formada na usinagem do ferro fundido cinzento. A camada aderida que reveste a ferramenta de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido cinzento apresenta grande quantidade de manganês e enxofre, materiais que juntos formam o sulfeto de manganês.

No caso da usinagem do ferro fundido cinzento, em virtude das inclusões de MnS nele contidas e de seu mecanismo de formação de cavaco, ocorre a formação de um filme que recobre e protege a ferramenta. Isso reduz a temperatura na interface da ferramenta e cria uma barreira na ferramenta contra a difusão, como mostrado anteriormente na Figura 5-85 e Figura 5-86.

Já na usinagem do ferro fundido vermicular, em função de o cavaco ficar mais tempo em contato com a ferramenta e pelo fato do material não possuir inclusões moles como o MnS, acontece a interação livre entre o ferro fundido vermicular e o nitreto de silício. Os produtos formados da interação cavaco/ferramenta são facilmente arrancados, o que leva ao rápido desgaste da ferramenta, sobretudo o desgaste de cratera, como destaca a Figura 5-110.

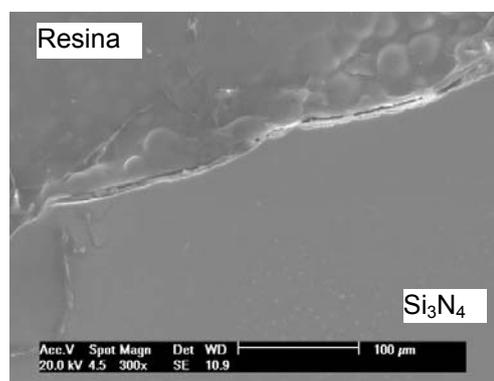
Quando se analisa o efeito da utilização do revestimento, fica clara a sua vantagem em proteger a ferramenta, não sendo possível verificar difusão de ferro para o nitreto de silício ou silício para o ferro fundido. Isso se deve principalmente à excelente estabilidade química do óxido de alumínio, que praticamente barra toda a difusão de ferro e silício. Já o nitreto de titânio apresenta boa estabilidade química, melhor que a do nitreto de silício, mas mesmo assim é possível observar a difusão de ferro para o nitreto de titânio e de titânio para os ferros fundidos, como mostraram a Figura 5-87a e Figura 5-100a.

Material usinado: Ferro fundido vermicular
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – sem revestimento



a) Ensaio A_18

Material usinado: Ferro fundido vermicular
Geometria: CNMX120712SN
Parâmetros de corte: $v_c = 400$ m/min;
 $a_p = 2$ mm e $f = 0,4$ mm – seco
Substrato: 105 – $Al_2O_3 + TiN$



b) Ensaio A_02

Figura 5-110: Análise do desgaste das ferramenta usinando o ferro fundido vermicular: a) ferramenta não revestida; e b) ferramenta revestida.

Os ensaios de interação química realizados variando a temperatura mostraram que a interação do nitreto de silício com os ferros fundidos é reduzida com a redução da temperatura. Isso indica que um caminho para melhorar a vida da ferramenta pode ser a utilização de fluido lubri-refrigerante para reduzir o coeficiente de atrito e resfriar a região do corte. Além disso, como o cavaco do ferro fundido

vermicular fica mais tempo em contato com a ferramenta do que o cavaco do ferro fundido cinzento, a utilização de fluidos de corte sob alta pressão poderia facilitar a quebra do cavaco, tornando-o mais intermitente e reduzindo assim o tempo de contato para que ocorram reações entre a ferramenta e o cavaco do ferro fundido vermicular.

5.4 Considerações sobre os resultados e a discussão

O desenvolvimento deste trabalho gerou uma enriquecedora quantidade de conhecimento sobre o uso e o desgaste de ferramentas de nitreto de silício na usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento. A metodologia empregada, que consistiu em testar vários substratos, revestimentos e parâmetros de corte, se mostrou extremamente válida, especialmente no que se refere ao uso destas ferramentas para a usinagem do ferro fundido vermicular. Isso trouxe vários aspectos inovadores sobre a utilização das ferramentas cerâmicas de nitreto e os seus mecanismos de desgaste.

Em relação ao ferro fundido vermicular, esta pesquisa fez significativos avanços. A aplicação de revestimento, Al_2O_3 e Al_2O_3+TiN , sobre as ferramentas cerâmicas de nitreto de silício permitiu um significativo avanço na vida dessas ferramentas. O tempo de vida normalmente alcançado com ferramentas de nitreto de silício não revestidas na usinagem do ferro fundido vermicular era de um minuto. Por meio do uso de revestimentos mono e multi-camadas e de processos especiais de tratamento do revestimento pós-deposição, foi possível quintuplicar a vida das ferramentas de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido vermicular. Apesar do desempenho dessas ferramentas, ainda são necessários avanços na melhora da adesão do revestimento com o substrato e na geometria da ferramenta.

O uso de ferramentas cerâmicas mistas na usinagem do ferro fundido vermicular, assim como descrito por Doré (2007), se mostrou auspicioso para aplicações futuras. Essas ferramentas alcançaram a mesma vida das ferramentas de nitreto de silício revestidas na usinagem do ferro fundido vermicular. Porém, aperfeiçoamentos na qualidade do material e na utilização de revestimento são necessários para melhorar ainda mais a sua confiabilidade e rendimento.

A utilização de ferramentas de metal-duro na usinagem do ferro fundido vermicular já é estado da arte. Como foi demonstrado aqui, a usinagem do ferro

fundido vermicular por essa ferramenta ainda apresenta os melhores desempenhos de vida da ferramenta, alcançando uma vida 50% maior que o valor obtido com as ferramentas de nitreto de silício revestidas. Todavia, as ferramentas de metal-duro possuíam uma taxa de remoção de cavaco 85% menor que a utilizada com as ferramentas de nitreto de silício revestidas. Ou seja, quando se analisa o volume de material removido pelas ferramentas de metal-duro (1.536 cm^3) e de nitreto de silício revestidas (1.600 cm^3), não se observam diferenças significativas, porém, o nitreto de silício remove essa quantidade de material 6,4 vezes mais rápido. Como vantagens para o nitreto de silício aparecem o seu custo, duas vezes mais alto, e a intensa formação de rebarba em relação ao metal-duro.

Referente às causas de desgaste das ferramentas de nitreto de silício revestidas e não revestidas na usinagem do ferro fundido vermicular, foram identificadas a difusão, a adesão e a abrasão. Em todas as análises realizadas nas ferramentas cerâmicas no microscópio óptico e eletrônico de varredura, foi vista uma fina camada de material provinda do ferro fundido vermicular recobrando a ferramenta.

A camada aderida é constituída basicamente por ferro e, em função das elevadas temperaturas e da elevada afinidade química entre o ferro e o silício, ocorre a formação de produtos de pouca resistência mecânica, como os silicetos e silicatos. Devido a sua pouca resistência mecânica, esses produtos são facilmente removidos pelos esforços de usinagem, explicando a formação de cratera e micro-sulcos que estas ferramentas apresentam após a usinagem do ferro fundido vermicular.

Nos ensaios de interação estática sob temperatura de $1.100 \text{ }^\circ\text{C}$, foi verificada a formação de uma fase líquida entre a ferramenta de nitreto de silício e o ferro fundido vermicular. Se essa temperatura é alcançada durante a usinagem do ferro fundido vermicular com as ferramentas cerâmicas de nitreto de silício, considerando que a velocidade de escoamento do cavaco na interface da ferramenta é zero, a formação dessa fase líquida seria perfeitamente possível, acelerando ainda mais o desgaste da ferramenta.

Em se tratando do ferro fundido cinzento, a utilização de ferramentas de nitreto de silício revestidas e não revestidas para a sua usinagem é amplamente recomendada, pois essas alcançam vidas extremamente elevadas em relação às vidas obtidas usinando o ferro fundido vermicular.

Usinando o ferro fundido cinzento com ferramentas de nitreto de silício não revestidas, o aumento na vida delas em relação aos resultados obtidos na usinagem do ferro fundido vermicular chegou a 50 vezes. Por sua vez, o aumento na vida das ferramentas de nitreto de silício revestidas usinando o ferro fundido cinzento em relação aos resultados obtidos na usinagem do ferro fundido vermicular ficou na ordem de 10 vezes. A vida das ferramentas de nitreto de silício usinando o ferro fundido cinzento foi tão elevada que os ensaios tiveram que ser interrompidos devido à falta de material para ser usinado.

Como principais causas para o melhor desempenho das ferramentas de nitreto de silício usinando o ferro fundido cinzento são apresentadas a menor resistência mecânica dessa liga; a sua forma da grafita, que influencia no mecanismo de formação de cavaco deixando-o intermitente; e as inclusões de MnS.

Tais diferenças facilitam a formação de uma camada protetora sobre a face da ferramenta de nitreto de silício que usina o ferro fundido cinzento. A camada apresenta grande quantidade de manganês e enxofre, elementos que compõem o sulfeto de manganês. Essa camada aderida age como uma barreira contra os mecanismos de desgaste abrasivo, difusivo e de adesão que ocorrem durante a usinagem.

A espessura da camada aderida sobre as ferramentas de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido cinzento chega a possuir valores na ordem de 47 μm , valor este bem superior aos encontrados por Gastel et al. (2000), Reuter (2001) e Heck et al. (2007) utilizando ferramentas de PCBN.

Os ensaios de interação química estática mostraram que tanto o ferro fundido vermicular como o cinzento reagem sob altas temperaturas com o nitreto de silício, dissolvendo o nitreto de silício e formando novos compostos de pouca resistência mecânica. Em temperaturas na ordem de 1.100 °C, ocorre a formação de fase líquida na interface entre o nitreto de silício e os ferros fundidos cinzento e vermicular, fato este não reportado por autores como Buljan e Wayne (1988) ou Kalin et al. (2000a e b) em seus ensaios com ferro fundido cinzento e aço.

Durante a condução da pesquisa, a principal diferença observada entre a usinagem do ferro fundido vermicular e o cinzento com ferramentas cerâmicas foi justamente a camada aderida sobre as ferramentas que usinaram os ferros fundidos vermicular e cinzento.

Na usinagem do ferro fundido vermicular, a camada é composta basicamente

por ferro e é extremamente fina. O ferro dessa camada reage com o nitreto de silício e forma produtos de pouca resistência mecânica. Esses são facilmente removidos em decorrência dos esforços e da cinemática do processo de usinagem. O processo de formação e remoção de produtos de pouca resistência mecânica se dá de forma contínua. A intensidade da sua repetição, formação e remoção, acaba por determinar a taxa de desgaste da ferramenta de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido vermicular.

Na usinagem do ferro fundido cinzento, a camada aderida formada sobre as ferramentas de nitreto de silício é composta basicamente por Fe, Mn e S e essa possui sobre a ferramenta uma função protetora, agindo de duas formas: na primeira, ela isola a ferramenta, evitando o contato direto da superfície do cavaco (altamente reativa) com a ferramenta de nitreto de silício; na segunda, ela age como um meio lubrificante, fazendo com que o cavaco deslize melhor sobre a ferramenta, diminuindo assim o atrito e o calor gerado na face da ferramenta.

Com o passar do tempo, os elementos que compõem esta camada aderida também reagem com a ferramenta ou com o revestimento da ferramenta, formando produtos de pouca resistência mecânica. Esses produtos acabam sendo removidos pelo processo de usinagem e, da mesma forma que é verificado na usinagem do ferro fundido vermicular, causam o desgaste da ferramenta. Nesse ponto, é imprescindível identificar a combinação ótima dos parâmetros de corte que favorecem à formação de uma camada aderida suficientemente espessa e estável para proteger a ferramenta de nitreto de silício por mais tempo dos mecanismos de desgastes atuantes na usinagem do ferro fundido cinzento. Essa situação é alcançada quando a taxa de formação ou deposição da camada aderida é maior que a sua taxa de remoção.

A formação da camada de MnS aderida sobre a superfície da ferramenta após a usinagem do ferro fundido cinzento é conhecida na literatura, porém o estudo da relação desta com o desgaste da ferramenta cerâmica; assim como, a sua caracterização e sua função no que tange às reações triboquímicas entre a ferramenta e o ferro fundido cinzento e em relação ao ferro fundido vermicular, foram pioneiros neste trabalho.

Neste contexto, os ensaios de interação química estática entre a ferramenta de nitreto de silício com e sem revestimento com os ferros fundidos vermicular e cinzento confirmam a importância da camada aderida sobre a ferramenta de nitreto

de silício quando usinando o ferro fundido cinzento, pois a ferramenta sem a camada protetora reagiu da mesma forma para ambos os tipos de ferro fundido aqui ensaiados.

Deste modo, a abordagem de buscar utilizar revestimentos sobre as ferramentas cerâmicas que usinam o ferro fundido vermicular se mostrou altamente racional na tentativa de retardar a ação dos mecanismos de desgaste e trouxe excelentes resultados na vida das ferramentas cerâmicas de nitreto de silício na usinagem do ferro fundido vermicular.

6 CONCLUSÕES E PROPOSTAS PARA NOVOS TRABALHOS

Esta pesquisa permitiu aprofundar o conhecimento sobre os mecanismos de desgaste das ferramentas de nitreto de silício quando aplicadas na usinagem do ferro fundido vermicular e do cinzento em processos de corte contínuo como mandrilamento e torneamento. Os resultados obtidos são de grande relevância para buscar soluções que permitam ampliar a utilização do nitreto de silício como ferramenta de corte.

Houve significativas contribuições no que tange à influência dos parâmetros de corte na vida e no processo de desgaste das ferramentas de nitreto de silício.

Na usinagem do ferro fundido vermicular observou-se que a utilização de velocidades de corte baixas não reduziu o desgaste da ferramenta. Esse mesmo comportamento foi verificado também com a redução do avanço. Isto evidencia que apesar do aumento do carregamento térmico causado pelo aumento da velocidade de corte e do avanço, a ferramenta fica menos tempo em contato com a peça, diminuindo assim o seu desgaste. No que diz respeito à profundidade de corte, valores menores mostraram-se mais favoráveis para as ferramentas

Por outro lado, constatou-se que para os referidos ferros fundidos as ferramentas de metal-duro ainda continuam proporcionando resultado superior ao das ferramentas de nitreto de silício, principalmente no que diz respeito à formação de rebarbas – no início e no final das peças, isto é, na entrada e saída da ferramenta. A formação de rebarbas negativas foi verificada em todos os experimentos com as ferramentas cerâmicas.

No que tange à natureza dos ferros fundidos, ficou evidente que embora a diferença na composição química entre os dois materiais em questão seja relativamente pequena, ela é suficiente para causar uma significativa diferença nas propriedades mecânicas e, por consequência, uma diferença ainda maior na usinabilidade dessas ligas. Isto significa que a usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas de nitreto de silício mostrou-se muito difícil e limitada, tendo em vista o intenso desgaste das ferramentas.

A utilização de revestimentos de Al_2O_3 e Al_2O_3+TiN sobre as ferramentas de nitreto de silício mostrou-se promissora e trouxe diminuição significativa no desgaste da ferramenta durante a usinagem do ferro fundido vermicular. Com a utilização de

ferramentas de nitreto de silício, revestidas com Al_2O_3 e $\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$, foi possível quintuplicar a vida das ferramentas. Isso mostra que o revestimento cumpriu com a sua função de proteger o substrato da ferramenta, retardando a ação dos mecanismos de desgastes discutidos ao longo deste trabalho. A utilização de técnicas de tratamento pós-revestimento (polimento e jateamento) realizadas nesta pesquisa não trouxe melhorias significativas à vida da ferramenta em relação as ferramentas revestidas sem pós-tratamento.

O emprego do nitreto de silício na usinagem do ferro fundido cinzento se mostrou amplamente viável, alcançando vidas elevadas nas ferramentas, aliadas a alta produtividade. Nesta pesquisa foram praticadas, com sucesso, velocidades de corte duas vezes maiores em relação ao ferro fundido vermicular.

Dentre as causas das discrepâncias existentes entre a usinagem dos dois tipos de ferros fundidos destaca-se a força de corte. Sob as mesmas condições de corte, as forças de usinagem para o ferro fundido vermicular foram em média 20% maiores que as medidas para o ferro fundido cinzento.

A grande diferença verificada na usinagem dos ferros fundidos aqui estudados é a presença de uma camada de material aderido sobre a ferramenta, formada basicamente por manganês e enxofre na usinagem do ferro fundido cinzento. A camada que se forma sobre a ferramenta protege-a de duas maneiras: agindo como uma barreira contra as reações triboquímicas; atuando como um lubrificante sólido, facilitando o deslizamento do cavaco sobre a face da ferramenta.

A adesão dessa camada à ferramenta ocorre provavelmente pela compressão das inclusões de MnS na quina da ferramenta, com posterior laminação dessas sobre a face e o flanco da ferramenta. Constatou-se que a espessura da citada camada pode atingir até cerca 47 μm , a partir da qual começa a diminuir novamente.

Os experimentos de difusão realizados em ambientes com temperatura e atmosfera controlada mostraram que as ferramentas de nitreto de silício, revestidas e não revestidas, reagem praticamente da mesma forma e intensidade com os ferros fundidos vermicular e o cinzento, resultando numa profundidade de interação bem similar para ambos os pares. Isso permite concluir que as diferenças nos desgastes das ferramentas são fortemente dependentes da forma de contato cavaco/ferramenta, isto é, do mecanismo de formação de cavaco, da temperatura e das reações triboquímicas que podem acontecer na interface cavaco-ferramenta-peça.

Na realização de ensaios de interação química estática foi identificada a formação de fase líquida na temperatura de 1.100 °C. Ademais, os ensaios de interação química comprovaram que os fenômenos na interface cavaco/ ferramenta (formação e tipo da camada aderida) durante a usinagem dos ferros fundidos vermicular e cinzento são de extrema importância na vida da ferramenta, uma vez que os dois tipos de ferro fundido apresentaram comportamentos semelhantes nos experimentos de interação química.

Quanto aos mecanismos de desgastes que atuam nas ferramentas de nitretos de silício aplicadas na usinagem dos ferros fundido cinzento e vermicular, conclui-se que as ferramentas cerâmicas estão sujeitas à difusão, adesão e abrasão.

Na usinagem do ferro fundido vermicular o processo de difusão favorece a formação de elementos indesejáveis, como os silicatos de ferro e ou ferro silicetos, que com menor resistência mecânica e estabilidade química que o material da ferramenta são facilmente removidos, pelo processo abrasivo. A comprovação da ocorrências de tais mecanismos se deu pela identificação de porções de materiais aderidos à ferramenta, pelos micro-sulcos e áreas polidas nas partes desgastadas da ferramenta e pelo resultado das interações químicas em experimentos estáticos entre o ferro fundido vermicular e o nitreto de silício nas temperaturas de 900 e 1.100 °C. Por outro lado, na usinagem do ferro fundido cinzento, a formação de uma camada aderida relativamente estável retarda a ação dos mecanismos de desgastes, prolongando assim a vida da ferramenta.

Como foi aqui demonstrado, os objetivos da pesquisa foram alcançados e a metodologia utilizada mostrou-se adequada, porém, exigindo análises e experimentos complexos, que envolveram elevado tempo e custo para a sua realização. Apesar das dificuldades encontradas, a realização desta tese trouxe significativas contribuições para o meio científico e industrial, abrindo novas oportunidades para aperfeiçoar o nitreto de silício e desenvolver novas técnicas de usinagem que permitam aumentar a produtividade da usinagem do ferro fundido vermicular, reduzindo os custos de fabricação deste.

6.1 Proposta para novos trabalhos

A realização desta pesquisa, além de permitir conhecer as características do desgaste das ferramentas cerâmicas usinando os ferros fundidos vermicular e

cinzento, trouxe inúmeras perguntas que não foram respondidas, bem como a necessidade de trabalhos para complementá-las. As sugestões para novos trabalhos são listadas abaixo:

- ✓ Pesquisar processos que auxiliem a fragilizar a formação de cavaco do ferro fundido vermicular;
- ✓ Analisar a viabilidade e desempenho da utilização de outros revestimentos, como TiC, TiAlN, TaC e AlCrN, mono e multi-camadas;
- ✓ Desenvolver revestimentos com propriedades auto-lubrificantes e viabilizar sua aplicação em ferramentas cerâmicas;
- ✓ Utilizar a texturização a laser ou o processo de polimento de superfície e avaliar a aderência do revestimento ao substrato da ferramenta cerâmica;
- ✓ Avaliar a influência da granulometria da cerâmica em relação à aderência do revestimento e à vida da ferramenta;
- ✓ Estudar a viabilidade da utilização de refrigeração sob altas pressões na usinagem do ferro fundido vermicular com ferramentas de Si₃N₄;
- ✓ Buscar melhorar a estabilidade química das ferramentas de nitreto de silício através do uso de aditivos e ou novas composições;
- ✓ Analisar a viabilidade da usinagem auxiliada por laser do ferro fundido vermicular com ferramentas de nitreto de silício;
- ✓ Investigar as propriedades lubrificantes do sulfeto de manganês depositado sobre a ferramenta;
- ✓ Desenvolver métodos para poder medir a dureza da camada protetora de MnS;
- ✓ Modelar a influência dos parâmetros de corte, da composição química do ferro fundido cinzento (quantidade de sulfeto de manganês), a forma e o tamanho das inclusões de sulfeto de manganês contidas no ferro fundido cinzento na taxa de formação e remoção da camada aderida;
- ✓ Realizar ensaios de difusão com os pares Si₃N₄/vermicular e Si₃N₄/MnS/vermicular e comparar a interação dos pares; e
- ✓ Realizar ensaios de difusão para verificar em que temperatura começa a ocorrer a interação química entre o ferro fundido e o nitreto de silício.

7 REFERÊNCIAS

ABELE, E.; SAHM, A.; SCHULZ, H. **Wear Mechanism when Machining Compacted Graphite Iron**. Anais do CIRP (S.I.). Vol. 51, 1. 2002. p. 53-56. 2002.

ABELE, E.; SCHRAMM, B. Wear behaviour of PCD in machining CGI. In: 2nd Industrial Diamond Conference – Diamond at Work. 2007 **Anais...** Roma. 2007.

AKDOGAN, G.; STOLARSKI, T. A. Wear in metal/silicon nitride sliding pairs. **Ceramics International**, vol. 29, p. 435-446. 2003.

ANDERSSON, P.; HOLMBERG, K. Limitations on the use of ceramics in unlubricated sliding applications due to transfer layer formation. **Wear**, vol. 175. p. 1-8. 1994.

ANDRADE, C. L. F. **Análise da furação do ferro fundido vermicular com brocas de metal-duro com canais retos revestidas com TiN e TiAlN**. 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 2005.

ARMAREGO, E. J. A.; KARRIR, V.; SMITH, A. J. R. Computer-Aided Predictive Models for Fundamental Rotary tool Cutting Processes. 1993. **CIRP**. Vol. 42-1, p. 49-54. 1993.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Peças em ferro fundido cinzento classificadas conforme resistência à tração: especificação**. ABNT NBR 6589. Set/1986.

BAGETTI, J. H. **Análise da Usinabilidade, Deformação e Temperatura no Fresamento dos Ferros Fundidos Vermicular e Cinzento**. 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 2008.

BATES, C. E. Study Examines Influences on Machinability of Iron Castings. **Modern Casting**, p. 36-39, Outubro 1996.

BOEHS, L. **Influência do sulfeto de manganês na usinabilidade do ferro fundido maleável preto ferrítico**. 1979. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 1979.

BORMANN, K. Machining capabilities in CGI. In: COMPACTED GRAPHITE IRON – MACHINING WORKSHOP, 5, 2002, Darmstadt. **Anais...**Darmstadt: PTW –

Institute of Production and Machine Tools Darmstadt, 2002.

BRINKSMEIER, E.; BARTSCH, S. **Ceramic Tools – Material Characteristics and Load Types Determine Wear Mechanisms**. Anais do CIRP (S.I.). Vol. 37. 1. 1988.

BULJAN, S. T.; WAYNE, S. F. Wear and Design of Ceramic Cutting Tool Material. **Wear**, vol. 133, p. 309-321, abril 1989.

CALLISTER Jr., W. D. **Materials Science and Engineering: An Introduction**. 6. ed. [S.I.]: John Wiley & Sons, Inc., 2003. ISBN 0-471-22471-5.

CHAO, H. C.; THOMASSEN, L; VAN VLACK, L. H. Inclusion Deformation: The Mechanism of Fracture and Deformation in MnS. Disponível em: <http://sambuca.umdl.umich.edu:8080/handle/2027.42/4117>. Publicado em 1962. Acesso em 10 de dezembro de 2007.

COOPER, K. P.; LOPER Jr., C. R. Some Properties of Compacted Graphite Cast Iron. **AFS Transactions: American Foundrymen Society Transaction**, Detroit, vol. 86, p. 241-248. 1978.

CRANMER, D. C. Friction and wear properties of monolithic silicon-based ceramics. **Journal of Materials Science**, vol. 20, p. 2029-2037, 1985.

DAWSON, S. Operational Properties of Compacted Graphite Iron: Feedback from ongoing test programmes. **SinterCast S.A**, Switzerland, Fev. 1994.

DAWSON, S. et al. The effect of Metallurgical Variables on the Machinability of Compacted Graphite Iron. In: COMPACTED GRAPHITE IRON – MACHINING WORKSHOP, 1999, Bad Nauheim. **Anais...** Bad Nauheim: 1999.

DAWSON, S.; SCHROEDER, T. Compacted Graphite Iron Offers a Viable Design Alternative. **Engineered Casting Solutions**, p.42-45. Spring 2000.

DAWSON, S. et al. The effect of metallurgical variables on the machinability of compacted graphite iron. In: SAE 2001 WOLRD CONGRESS, 2001, Detroit. **Artigo...**Michigan: SAE International. p. 1-19, 2001.

DAWSON, S. Practical applications for Compacted Graphite Iron. In: COMPACTED GRAPHITE IRON – MACHINING WORKSHOP, 5., 2002. Darmstadt. **Anais...** Darmstadt: PTW – Institute of Production and Machine Tools, 2002.

DENKENA, B. **Verschleißverhalten von Schneidkeramik bei instationärer Belastung**. Hannover, 1992. 158 p. Tese. Universität Hannover. Hannover, 1992.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da usiagem**

dos materiais. 1. ed. São Paulo: mm editora, 1999. 242 p.

DOBRZANSKI, L. A.; PAKULA, D.; HAJDUCZEK, E. Structure and properties of the multi-component TiAlSiN coatings obtained in the PVD process in the nitride tool ceramics. **Journal of Materials Processing Technology**. Vol. 157-158, p. 331-340. 2004.

DOBRZANSKI, L. A.; PAKULA, D. Comparison of the structure and properties of the PVD and CVD coatings deposited on nitride tool ceramics. **Journal of Materials Processing Technology**. Vol. 164-165, p. 832-842. 2005.

DORÉ, C. **Influência da variação da nodularidade na usinabilidade do ferro fundido vermicular**. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 2007.

ELLERMEIER, A.; XAVIER, F. A. Hochfeste Gusseisenwerkstoffe – Leichtbau und Höchstleistung. **Werkstatt und Betrieb**, Munique, 10/2005, p. 14-20. 2005.

ERICKSON, P. S.; HARDY, J. Effect of Manganese Sulfide Inclusions in Cast Gray Iron on Tool Life. **AFS Transactions: American Foundrymen Society Transaction**, Detroit, p. 407-416. 1976.

FANG, L. et al. Effect of graphitized cast irons hardness on wear of ceramics. **Wear**, vol. 221, p.55-56. 1998.

FANG, L.; GAO, Y.; ZHANG, Z. Tribology of Si₃N₄ with different glassy phase content sliding against grey cast iron lubricated with water. **Wear**, vol. 225-229, p. 896-904. 1999.

GAO, Y-M.; FANG, L.; SU, J-Y. The effect of tribofilm formation on the tribological characteristics of ceramic-cast iron sliding pairs. **Wear**, vol. 210, p. 1-7. 1997.

GASTEL, M. et al. Investigation of the wear mechanism of cubic boron nitride tools used for machining of compacted graphite iron and grey cast iron. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, vol. 18-6, 2000, p. 287-296. 2000.

GEORGIU, G. CGI High Speed Machine Tool Solutions. **In: 5° COMPACTED GRAPHITE IRON – MACHINING WORKSHOP**, 2002. Darmstadt. **Anais...** Darmstadt, 2002.

GODINHO, A. F. C. E. **Análise do mandrilamento de cilindros de blocos de motor em ferro fundido vermicular com diferentes concepções de ferramentas**. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) –

Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 2007.

GOMES, J. R. et al. Effect of α -/ β Si₃N₄-phase ratio and microstructure on the tribological behaviour up to 700 °C. **Wear**, vol. 239, p. 59-68. 2000.

GOMES, J. R. et al. Sliding speed-temperature wear transition maps for Si₃N₄/iron alloy couples. **Wear**, vol. 250, p. 293-298. 2001.

GUESSER, L. W.; GUEDES, L. C. Desenvolvimentos Recentes em Ferros Fundidos Aplicados à Indústria Automobilística. In: IX Simpósio de Engenharia Automotiva - AEA, 1997, São Paulo. **Anais...** 1997.

GUESSER, W.; SCHROEDER, T.; DAWSON, S. Production Experience with Compacted Graphite Iron Automotive Components. In: AFS CASTING CONGRESS, 105, 2001, Dallas. **Anais...** Dallas: 2001.

HECK, M. et al. Analytical Investigations Concerning the Wear Behaviour of Cutting Tools used for the Machining of Compacted Graphite Iron and Grey Cast Iron. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**. *In Press*. 2007.

HEIKINHEIMO, E. et al. Chemical Interaction Between Fe and Silicon Nitride Ceramic. **Journal of the European Society**, vol. 17, p. 25-31. 1997.

HORSFALL, M. A.; SERGEANT, G. F. The effect of different amounts of nodular graphite on the properties of compacted graphite irons. **AFS Transactions: American Foundrymen Society Transaction**, Detroit, p. 212-221. 1983.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARIZATION. **Compacted graphite cast iron: classification**. ISO16112:2006 (E).2006.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARIZATION. **Tool-life testing with single-point turning tools**. ISO3685:1993 (E).1993.

KALIN, M. et al. Influence of mechanical pressure and temperature on the chemical interaction between steel and silicon nitride ceramics. **Journal Materials Research**, vol. 15, nº 6, p.1367-1376. 2000a.

KALIN, M. et. al. Chemical reactivity of silicon nitride with steel and oxidised steel between 500 and 1200 °C. **Materials Science & Engineering**, vol. A281, p. 28-36. 2000b.

KLOCKE, F. et al. Improved Cutting Process with Adapted Coating Systems. **Annals of the CIRP**. v. 47/1. 1998.

KLOCKE, F.; KRIEG, T. Coated Tools for Metal Cutting – Features and Applications. **Annals of the CIRP**. V. 48/2. 1999.

KLOSE, H. J. **Einfluß der Werkstoffmorphologie auf die Zerspanbarkeit niedriglegierter Gußeisen**. Hannover, 1993. 164 p. Tese. Universität Hannover. Hannover, 1993.

KÖNIG, W.; KLOCKE, F. **Fertigungsverfahren Drehen, Fräsen, Bohren**. 7. ed. Berlin; Heidelberg, New York: Springer Verlag, 2002. 471 p. ISBN3-540-43304-x.

KRESS, J. Experiences and results in CGI machining on machining centres. In: COMPACTED GRAPHITE IRON – MACHINING WORKSHOP, 5, 2002, Darmstadt. **Anais...**Darmstadt: PTW – Institute of Production and Machine Tools Darmstadt, 2002.

LAUSCHER, J. **Drehen mit Siliciumnitrid-Schneidkeramik: Verschleißvorgänge und- mechanismen**. Aachen, 1988. 117 p. Tese. Fakultät für Maschinenwesen RWTH. Aachen, 1988.

LEYENDECKER, T. Endlich wieder Geld an der Schneide verdienen – Mit innovativen Beschichtung zu höherer Produktivität. **Werkstatt und Betrieb**, München, p. 16-39, Mar. 2006.

LEUZE, P. High Productivity Carbide Boring Tools for Roughing and Finishing CGI. In: COMPACTED GRAPHITE IRON – MACHINING WORKSHOP, 3, 2000, **Anais...**Darmstadt: PTW – Institute of Production and Machine Tools, 2000.

MANKOVA, I. Tribological behavior of coated and uncoated oxide ceramic inserts when machining. In: 7^o CIRP International Workshop on modelling of machining operations, 2004. **Anais...**Cluny: École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2004.

MANUAL FOSECO. Aspekte der Gießpraxis und ihr Einfluß auf die Bearbeitbarkeit von Gußstücken. **Foseco**, p. 5-12. 200-.

MARQUARD, R.; HELFRIED, S.; McDONALD, M. Crank it up: New materials create new possibilities. **Engine technology international**, v. 2, p. 58-60, 1998.

MARWANGA, R. O.; VOIGT, R. C.; COHEN, P. H. Influence of Graphite Morphology and Matrix Structure on Chip Formation During Machining of Gray Irons. **AFS Transactions**. vol. 800, p. 595-607. 1999.

MARWANGA, R. O.; VOIGT, R. C.; COHEN, P. H. Influence of Graphite Morphology and Matrix Structure on Chip Formation During Machining of Continuously Cast Ductile Irons. **AFS Transactions**. vol. 33, p.651-661. 2000.

MOCELLIN, F. **Avaliação da Usinabilidade do Ferro Fundido Vermicular em Ensaios de Furação**. 2002. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) –

Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 2002.

MOCELLIN, F. **Desenvolvimento de Tecnologia para Brunimento de Cilindros de Blocos de Motores em Ferro Fundido Vermicular**. 2007. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 2007.

MONTGOMERY, D. C.; RUNGER, G. C. **Estatística Aplicada e Probabilidade para Engenheiros**. 2ª Edição. Rio de Janeiro – RJ: Editora LTC, 2003. 463 p.

OLIVEIRA, F. J.; SILVA, R. F.; VIEIRA, J. M. Thermochemistry of contacts between silicon nitride ceramics and steels. **Acta Materialia**, vol. 48, p. 4659-4665. 2000.

OLIVEIRA, F. J.; SILVA, R. F.; VIEIRA, J. M. The reaction rate at Si₃N₄/steel interfaces as a function of sintering aids. **Journal of the European Ceramic Society**, vol. 22, p. 2561-2570. 2002.

PAKULA, D. et al. Structure and Properties of the Si₃N₄ nitride ceramics with hard wear resistant coatings. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 157-158, p. 388-393, 2004.

PAUCKSCH, E. **Zerspantechnik**. 11. Auflage. Wiesbaden. Vieweg, 1996. 404p.

PENG, Z. et al. Hard and wear-resistant titanium nitride films for ceramic cutting tools by pulsed high energy density plasma. **Surface & Coatings Technology**. vol. 166, p. 183-188, 2003.

PEREIRA, A. A. **Influência do Teor de Enxofre na Microestrutura, nas Propriedades Mecânicas e na Usinabilidade do Ferro Fundido Cinzento FC-25**. 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina. 2005.

PHILLIPS, C. W. Machinability of Compacted Graphite Iron. **AFS Transactions: American Foundrymen Society Transaction**, Detroit, p. 47-52. 1982.

POULACHON, G. et al. An investigation of the influence of sulphide inclusions on tool-wear in high speed milling of tool steels. **Wear**. vol. 250, p. 331-333. 2001.

POULACHON, G. et al. Sulphide inclusion effects on tool-wear in high productivity milling of tool steels. **Wear**. vol. 253, p. 339-356. 2002.

REUTER, U. et al. The Wear Process of CGI Cutting and Machining

Developments. In: COMPACTED GRAPHITE IRON – MACHINING WORKSHOP, 3. 2000. **Anais...** Darmstadt: PTW – Institute of Production and Machine Tools, 2000.

REUTER, U. **Verschleißmechanismen bei der Bearbeitung von Gußeisen mit PCBN-Schneidstoffen.** Darmstadt, 2001. 169 f. Tese. Technischen Universität Darmstadt. Darmstadt, 2001.

SAHM, A.; ABELE, E.; SCHULZ, H. State of the art in CGI machining. In: COMPACTED GRAPHITE IRON – MACHINING WORKSHOP, 5. 2002. **Anais...** Darmstadt: PTW – Institute of Production and Machine Tools, 2002.

SCHNEIDER, J. Schneidkeramik für die Zerspanung mit hohen Geschwindigkeiten und die Hartbearbeitung. In: **Wirtschaftliche spanende Fertigung mit neuen Werkzeugen und Verfahren.** 1997. **Anais...**Dortmund, 1997.

SCHNEIDER, J.; RICHTER, G. Beschichtete Siliziumnitridkeramiken. In: **VDI-AK Schneidstoffanwendung.** 2006. **Anais...**Köln, 2006a.

SCHNEIDER, J. RICHTER, G. Eine Keramik für viele Fälle – Neuer Hightec-Schneidstoff für das Hochleistungsdrehen. **Werkstatt und Betrieb**, München, p. 51-55, Jun. 2006b.

SCHÖNHERR, H. **Spanende Fertigung.** München; Wien: Editora Oldenbourg, 2002. 493 p. ISBN 3-486-25045-0.

SCHRAMM, B. Machining of Cast Iron Using PCD Tools. In: Machining Workshop, 9, 2007. **Anais...**Darmstadt: PTW – Institute für Production and Machine Tools, 2007.

SERGEANT, G. F.; EVANS, E. R. The production and properties of compacted graphite irons. **British Foundryman**, vol. 75, n° 5, p. 115-124 (1978).

SINTERCAST. Iron, the 21st Century Material. **Catálogo de Produtos.** SinterCast S.A.

SKVARENINA, S.; SHIN, Y. C. Laser-assisted machining of compacted graphite iron. **International Journal of Machine Tools & Manufacture – Design, Research and Application**, Vol. 46, p. 7-17 (2006).

STEMMER, C. E. **Ferramentas de corte I.** 3. ed. Florianópolis: Editora da UFSC, 1993. 249 p.

SUTOR, P. Tribology of Silicon Nitride and Silicon Nitride-Steel Sliding Pairs. **Ceramic Engineering and Science Proceedings**, vol. 5, p. 460-469. 1984.

TENNENHOUSE, G. J.; EZIS, A.; RUNKLE, F. D. Interaction of Silicon Nitride and Metal Surfaces. **Journal of the American Ceramic Society.** Vol. 68, p. 30-31,

1985.

TENNENHOUSE, G. J.; RUNKLE, F. R. The effects of Oxigen on the Wear of Si_3N_4 against Cast Iron and Steel. **Wear**, vol. 110, p. 75-81. 1986.

THOLL, M.; MAGATA, A.; DAWSON, S. Practical experience with passenger car engine blocks in high quality compacted graphite iron. **In: INTERNATIONAL CONGRESS & EXPOSITION**, 1996, Detroit. **Artigo...**Michigan: SAE International. P.61-69.

THORDENBERG, H. Helical milling for cylinder bores. **In: Compacted Graphite Iron – Machining Workshop**, 2000, Darmstadt. **Anais...** Darmstadt, 2000.

TÖNSHOFF, H. K.; DENKENA, B. **Spanen: Grundlagen**. 2. ed. Berlin; Heidelberg, New York: Springer Verlag, 2004. 417 p. ISBN 3-540-00588-9.

TRENT, E. M; WRIGHT, P. K. **Metal Cutting**. 4º ed. Woburn. Butterworth-Heinemann, 2000. 446 p. ISBN 0-7506-7069-X

VLEUGELS, J. et al. Machining of steel with sialon ceramics: influence of ceramic and workpiece composition on tool wear. **Wear**, vol. 189, n. 1-2, p. 32-34, outubro 1995.

VLEUGELS, J.; VAN DER BIEST, O. Chemical wear mechanisms of innovative ceramic cutting tools in the machining of steel. **Wear**, vol. 225-229, n. 1, p. 285-294, Abril 1999.

WERTHEIM, R.; AGRANOV, D. Wear Behaviour of Silicon Nitride Tools as a Function of Their Specific Properties. **Annal of the CIRP**. v. 35/1. 1986.

WERTHEIM, R. et al. Development of Cutting tool Materials for Machining CGI and ADI. **In: COMPACTED GRAPHITE IRON – MACHINING WORKSHOP**, 5. 2002. **Anais...**Darmstadt: PTW – Institute of Production and Machine Tools, 2002.

WOODRUFF, D. C. Helical Milling Method to Finish Machine Compacted Graphite Iron (CGI) Cylinder Bores. **In: MACHINING WORKSHOP**, 9. 2007. **Anais...**Darmstadt: PTW – Institute of Production and Machine Tools, 2007.

XAVIER, F. A. **Aspectos Tecnológicos do Torneamento do Ferro Fundido Vermicular com Ferramentas de Metal-duro, Cerâmica e CBN**. 2003. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 2003.

XAVIER, F. A.; SCHRAMM, B. Mit Keramik einem guten Schnitt machen. **Werkstatt und Betrieb**, Munique, 12/2005, p. 18-24. 2005.

XAVIER, F. A.; SCHRAMM, B. Materiais cerâmicos de corte. **Máquinas e**

Metals, São Paulo, nº 493, p. 32-49. 2007.

XINGZHONG, Z.; et al. Wear behavior of Si₃N₄ ceramic cutting tool material against stainless steel in dry and water-lubricated conditions. **Ceramic International**, vol. 25, p-309-315. 1999.

ZIEGLER, K. R.; WALLACE, J. F. The Effect of Matrix Structure and Alloying on the Properties of Compacted Graphite Iron. **Transactions of the American Foundrymen's Society**. Vol. 92, p. 735-748, 1984.

Zum Gahr , K. H. Microstructure and Wear of Materials – Tribology series, 10. Amsterdam, 1987.