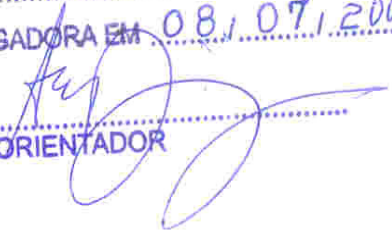


ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR Sílvia do
Nascimento Rosa E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 08/07/2009


ORIENTADOR

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

Influência do teor de titânio no torneamento do ferro fundido vermicular

Autor: Sílvia do Nascimento Rosa
Orientador: Anselmo Eduardo Diniz

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

Influência do teor de titânio no torneamento do ferro fundido vermicular

Autor: Sílvia do Nascimento Rosa
Orientador: Anselmo Eduardo Diniz

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

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2009
SP – Brasil

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

R71i Rosa, Sílvia do Nascimento
Influência do teor de titânio no torneamento do ferro fundido vermicular / Sílvia do Nascimento Rosa. -- Campinas, SP: [s.n.], 2009.

Orientador: Anselmo Eduardo Diniz.

Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Ferro fundido. 2. Usinagem. 3. Desgaste mecânico. 4. Cerâmica. 5. Metalurgia do pó. I. Diniz, Anselmo Eduardo. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Influence of the titanium content in the turning of compacted graphite iron

Palavras-chave em Inglês: Cast-iron, Machining, Mechanical wear, Ceramics, Powder metallurgy

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Márcio Bacci da Silva, Olívio Novaski

Data da defesa: 08/07/2009

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

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

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

**Influência do teor de titânio no torneamento do
ferro fundido vermicular**

Autor: Sílvia do Nascimento Rosa

Orientador: Anselmo Eduardo Diniz

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



**Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz, Presidente
Faculdade de Engenharia Mecânica - Unicamp**



**Prof. Dr. Márcio Bacci da Silva
Faculdade de Engenharia Mecânica - UFU**



**Prof. Dr. Olívio Novaski
Faculdade de Engenharia Mecânica - Unicamp**

Campinas, 08 de julho de 2009.

Dedicatória

Dedico este trabalho a meus pais, Eurípedes e Joana Darc, que me apoiaram em todas as fases de meus estudos e foram essenciais para meu desenvolvimento pessoal; ao meu irmão Flávio, à minha cunhada Edilma e ao meu sobrinho Lander Wilker, fontes de motivação e apoio.

Agradecimentos

A Deus, pela saúde, pelo talento e por Sua bondade.

Ao professor Anselmo Eduardo Diniz, pela oportunidade, pelos fundamentos teóricos e pela paciência nos momentos de distração.

Ao professor Álisson Rocha Machado e ao amigo Nelis Evangelista Luiz, pelos conhecimentos e oportunidades concedidos durante o período de iniciação científica.

Aos amigos Armando, Bruno, Carlos, Edson, Ezzizis, Germano, Henrique, José Manuel, Luciano, Mário, Marta, Neide, Paola, Rosemeire, Vanderlei, docentes, técnicos e secretárias da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp, que sempre estiveram dispostos a ajudar e pela companhia.

Aos amigos e professores da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, Karina, Ângela, Alberto Arnaldo e Henara, pela ajuda nos experimentos finais.

Às empresas Fundação Tupy e Sandvik Coromant, pelo fornecimento de insumos e apoio técnico-financeiro a este projeto.

À Capes, pela concessão da bolsa de estudos.

*“Fiz das pedras que encontrei no caminho
degraus para alcançar
meus objetivos.”*

Resumo

ROSA, Sílvia do Nascimento, *Influência do teor de titânio no torneamento do ferro fundido vermicular*, Campinas,: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009. 96 p. Dissertação (Mestrado).

O ferro fundido vermicular, sigla inglesa CGI (Compacted Graphite Iron), devido às suas boas propriedades mecânicas, tem encontrado diversas aplicações na área automobilística. Uma das aplicações é a produção de blocos de motores diesel de alta potência, que devido ao aumento de resistência comparado com o ferro fundido cinzento, permite aumento de pressão no cilindro que induz a alta produção de potência. O resultado é a melhor queima do combustível que gera economia e, conseqüentemente, diminuição da emissão de poluentes, contribuindo com as exigências das leis ambientais. No entanto, boas propriedades dos materiais são conseguidas geralmente através de melhoramentos no processo de produção, como por exemplo, adição de elementos de liga. Assim, o objetivo deste trabalho é estudar a influência do teor de titânio, elemento químico que melhora a resistência ao desgaste do ferro fundido, no desempenho do processo de torneamento, com ferramentas de metal duro e cerâmicas, utilizando duas velocidades de corte. Os resultados mostram que a liga com maior teor de titânio gera menor vida das ferramentas e que as ferramentas cerâmicas não são viáveis para a usinagem do vermicular estudado. *Attrition*, abrasão e difusão foram os principais mecanismos de desgaste de ferramenta verificados neste trabalho.

Palavras Chave: metal duro, cerâmica, desgaste de ferramenta, potência de corte

Abstract

ROSA, Sílvia do Nascimento, *Influence of the titanium content in the turning of compacted graphite iron*, Campinas,: Mechanical Engineering Faculty, State University of Campinas, 2009. 96 p. Thesis (MSc).

Due to its good mechanical properties, the compacted (vermicular) graphite iron (CGI) has found a lot of applications in the automobilistic field. One of the applications is the production of high power diesel engine blocks that, due to the higher strength compared to the usual gray cast iron, allows the increase of the pressure inside the cylinder and, consequently, production of high level of energy. The result is the better fuel burning what decreases the fuel consumption and the pollutants' emission levels. However, good materials properties are obtained generally through improvements in the process of the production, for example, addition of alloy elements. Thus, the goal of this work is to study the influence of the titanium content, chemical element which improves the wear resistance of the cast iron, in the turning operation performance, with carbides and ceramics tools, using two cutting speeds. The results show that the alloy with the highest titanium content generated the shortest tool life and that ceramics tools are not suitable for turning of the vermicular alloys studied. Attrition, abrasion and diffusion were the main tool wear mechanisms verified in this work.

Key words: carbide, ceramics, tool wear, cutting power

Sumário

Dedicatória.....	iv
Agradecimentos	v
Resumo	vii
Abstract.....	viii
Sumário.....	ix
Lista de Figuras	xi
Lista de Tabelas	xv
Nomenclatura.....	xvi
Capítulo 1	1
Introdução	1
Capítulo 2	4
Ferro Fundido Vermicular	4
2.1 - Classificação	8
2.2 - Obtenção	8
2.3 – Elementos de liga	9
2.4 - Tempo de desmoldagem.....	11
2.5 – Carbonetos	12
2.6 – Usinagem do ferro fundido vermicular	14
Capítulo 3	19

Ferramentas de corte e Mecanismos de desgaste	19
3.1 – Material para ferramenta de corte.....	19
3.2 – Estudo de caso	25
3.3 – Desgaste de ferramentas	27
3.4 – Mecanismos de desgaste.....	31
3.5 – Estudo de caso	33
Capítulo 4	36
Métodos e Procedimentos Experimentais.....	36
4.1 – Introdução	36
4.2 – Máquina ferramenta.....	36
4.3 – Ferramentas e porta-ferramenta.....	37
4.4 – Material usinado	40
4.5 – Avaliação do processo.....	46
4.6 – Planejamento Experimental.....	49
Capítulo 5	51
Resultados e Discussões	51
5.1 – Ferramenta de Metal Duro.....	51
5.2 – Ferramenta cerâmica.....	74
Capítulo 6	88
Conclusões e Sugestões para trabalhos futuros	88
Referências Bibliográficas.....	91

Lista de Figuras

Figura 2.1 – Formas típicas da grafita (ELKEM ASA, 2008).....	5
Figura 2.2 – Representação do tamanho padrão dos nódulos em grafita forma VI, com ampliação de 100x (ELKEM ASA, 2008).....	5
Figura 2.3 – Morfologia das grafitas nos ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular, respectivamente. (DAWSON et al., 2001).	6
Figura 2.4 – A curva de CGI estável existe no intervalo de aproximadamente 0,008% de magnésio e é separado do ferro fundido cinzento por uma transição abrupta (adaptado de DAWSON, 2002).	10
Figura 2.5– Micro-dureza de diferentes carbonetos a 20°C (adaptado de POULACHON et al., 2003).	14
Figura 2.6 - Formação do cavaco no ferro fundido (Cohen et al., 2000; <i>apud</i> Mocellin, 2002)...	15
Figura 2.7 – O efeito da adição de titânio na vida da ferramenta (adaptado de DAWSON E SCHROEDER, 2004).	16
Figura 2.8 – Inclusões de carbonitretos cúbicos de titânio (DAWSON et al., 2001).	17
Figura 2.9 – O efeito do teor de silício na vida da ferramenta durante o torneamento longitudinal de CGI com ferramentas de CBN e metal duro (adaptado de DAWSON, 2001).	17
Figura 3.1 – Micrografia típica de um metal duro (RODRIGUES et al., 2006)	21
Figura 3.2 – Micro-dureza de camadas de recobrimento e do metal duro (ABELE E DÖRR, 2002, <i>apud</i> TELES, 2007; BALZERS, 2008).	23
Figura 3.3 – Vida da ferramenta em torneamento longitudinal (adaptado de ABELE, SAHM e SCHULZ, 2002).	25
Figura 3.4 - Tempo de vida das ferramentas dos fabricantes A e B, utilizando metal duro, cerâmica e CBN em diferentes condições de corte (Xavier, 2003).	27
Figura 3.5 Principais áreas de desgaste de uma ferramenta de corte (DEARNLEY e TRENT, 1982; <i>apud</i> MACHADO e DA SILVA, 2004).	28
Figura 3.6– Desgaste de flanco na aresta de corte de uma pastilha (SANDVIK, 2005).	28

Figura 3.7 – Desgaste de cratera na aresta de corte de uma pastilha (SANDVIK, 2005).	29
Figura 3.8 – Desgaste de entalhe na aresta de corte de uma pastilha (SANDVIK, 2005).	29
Figura 3.9 – Deformação plástica na aresta de corte (SANDVIK, 2005).	30
Figura 3.10 – Trincas na aresta de corte decorrente de variação térmica (SANDVIK, 2005).	31
Figura 3.11 - Quebra de aresta da pastilha de corte (SANDVIK, 2005).	31
Figura 3.12 - Resultados obtidos na usinagem das ligas de ferro fundido vermicular com ferramentas de metal duro (MD) e cerâmica (CER) (DORÉ, 2007).	34
Figura 4.1 – Torno CNC Romi utilizados nos experimentos.	37
Figura 4.2 - Pastilhas utilizadas no teste: metal duro e cerâmica.	38
Figura 4.3 – Suporte para ferramentas utilizado no processo de torneamento.	39
Figura 4.4 – Fixação do corpo de prova utilizado no ensaio de torneamento.	39
Figura 4.5 – Micrografia da liga L1 atacada com Nital 3%, mostrando (a) o núcleo da amostra e (b) o espaçamento interlamelar da perlita (Tupy, 2008).	41
Figura 4.6 – Carbonetos na matriz da liga L1 atacada com Nital 1%.	42
Figura 4.7 – Imagem do carboneto da liga L1 no MEV e o espectro da análise química por EDS.	42
Figura 4.8 – Micrografia da liga L2 atacada com Nital 3%, mostrando (a) o núcleo da amostra e (b) o espaçamento interlamelar da perlita (Tupy, 2008).	43
Figura 4.9 – Carbonetos encontrados na matriz da liga L2 atacada com Nital 1%.	43
Figura 4.10 – Imagem do carboneto da liga L2 no MEV e espectro da análise química por EDS.	44
Figura 4.11 – Micrografia da liga L3 atacada com Nital 3%, mostrando (a) o núcleo da amostra e (b) o espaçamento interlamelar da perlita (Tupy, 2008).	44
Figura 4.12 – Carbonetos encontrados na matriz da liga L3 atacada com Nital 1%.	45
Figura 4.13 – Imagem do carboneto da liga L3 no MEV e espectro da análise química por EDS.	45
Figura 4.14 – Corpo de prova utilizado no ensaio de torneamento.	46
Figura 4.15 - Ferramenta de metal duro no fim de vida ($VB_{máx} = 0,300$ mm).	47
Figura 4.16 – Conjunto de equipamentos para a medição do desgaste.	48
Figura 4.17 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).	48
Figura 5.1 – Vida da ferramenta vs condições de usinagem, para as ligas L1 e L2.	52
Figura 5.2 – Gráfico de Pareto do efeito.	53
Figura 5.3 – Gráfico do efeito principal.	53
Figura 5.4 – Vida da ferramenta vs condições de usinagem, para as ligas L1 e L3.	55
Figura 5.5 – Gráfico de Pareto do efeito.	55
Figura 5.6 – Gráfico do efeito principal.	56

Figura 5.7 – Gráfico de Pareto do efeito.	57
Figura 5.8 – Gráfico do efeito principal.	57
Figura 5.9 - Vida de ferramenta v_c condições de corte para liga L2 e L3.	58
Figura 5.10 – Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L1 aos 38 minutos de usinagem, com $v_c = 160$ m/min.	59
Figura 5.11 – Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L2 aos 11,68 minutos de usinagem, com $v_c = 160$ m/min.	60
Figura 5.12 – Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L3 aos 11,76 minutos de usinagem com $v_c = 160$ m/min.	60
Figura 5.13 – Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L1 aos 11,76 minutos de usinagem com $v_c = 250$ m/min.	61
Figura 5.14 – Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L2 aos 8,39 minutos de usinagem com $v_c = 250$ m/min.	62
Figura 5.15 – Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L3 aos 8,39 minutos de usinagem com $v_c = 250$ m/min.	62
Figura 5.16 - Rugosidade média (R_a) vs tempo de corte (réplica 1 e 2) em $v_c = 160$ m/min.	64
Figura 5.17 - Rugosidade média (R_a) vs tempo de corte (réplica 1 e 2) em $v_c = 250$ m/min.	64
Figura 5.18 - Rugosidade máxima (R_y) vs tempo de corte (réplica 1 e 2) em $v_c = 160$ m/min.	65
Figura 5.19 - Rugosidade máxima (R_y) vs tempo de corte (réplica 1 e 2) em $v_c = 250$ m/min.	66
Figura 5.20 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte ($v_c = 160$ m/min) – liga L1.	67
Figura 5.21 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte ($v_c = 160$ m/min) – liga L2.	68
Figura 5.22 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte ($v_c = 160$ m/min) – liga L3.	68
Figura 5.23 – Distribuição de potência para a liga L1 na velocidade de corte de 160 m/min.	69
Figura 5.24 - Distribuição de potência para a liga L2 na velocidade de corte de 160 m/min.	69
Figura 5.25 - Distribuição de potência para a liga L3 na velocidade de corte de 160 m/min.	70
Figura 5.26 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte ($v_c = 250$ m/min) – liga L1.	71
Figura 5.27 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte ($v_c = 250$ m/min) – liga L2.	71
Figura 5.28 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte ($v_c = 250$ m/min) – liga L3.	72
Figura 5.29 - Distribuição de potência para a liga L1 na velocidade de corte de 250 m/min.	72
Figura 5.30 - Distribuição de potência para a liga L2 na velocidade de corte de 250 m/min.	73
Figura 5.31 - Distribuição de potência para a liga L3 na velocidade de corte de 250 m/min.	73

Figura 5.32 – Tempo de corte vs velocidade de corte das ferramentas à base de Al_2O_3 e de Si_3N_4 (Sialon) na liga L1.	75
Figura 5.33 – Volume de cavaco removido vs velocidade de corte da ferramenta à base de Al_2O_3 e Si_3N_4 (Sialon) na liga L1.	76
Figura 5.34 - Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L1 aos 3,38 minutos de usinagem com $v_c = 250$ m/min – ferramenta de Si_3N_4	77
Figura 5.35 - Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L1 aos 49 segundos de usinagem com $v_c = 500$ m/min – ferramenta de Si_3N_4	77
Figura 5.36 – Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L1 aos 6 minutos de usinagem com $v_c = 250$ m/min.....	79
Figura 5.37 – Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L1 aos 3 minutos de usinagem com $v_c = 500$ m/min.....	80
Figura 5.38 – Rugosidade média e máxima vs tempo de corte, para a liga L1 em $v_c = 250$ m/min para a ferramenta à base de Al_2O_3	82
Figura 5.39 - Rugosidade média e máxima vs tempo de corte, para a liga L1 em $v_c = 500$ m/min para a ferramenta à base de Al_2O_3	82
Figura 5.40 - Rugosidade média e máxima vs tempo de corte, para a liga L1 em $v_c = 250$ m/min para a ferramenta de Sialon.	83
Figura 5.41 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte para a ferramenta à base de Al_2O_3 em $v_c = 250$ m/min.....	84
Figura 5.42 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte para a ferramenta de Sialon em $v_c = 250$ m/min.	84
Figura 5.43 – Distribuição de potência para a ferramenta à base de Si_3N_4 , na liga L1 e velocidade de corte 250 m/min.....	86
Figura 5.44 - Distribuição de potência para a ferramenta à base de Al_2O_3 , na liga L1 e velocidade de corte de 250 m/min.	86
Figura 5.45 - Distribuição de potência para a ferramenta à base de Al_2O_3 , na liga L1 e velocidade de corte de 500 m/min.	87

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 – Propriedades típicas de cinzento perlítico, vermicular e nodular (adaptado de DAWSON, 2001).	7
Tabela 2.2 – Influência da nodularidade nas propriedades do ferro fundido vermicular perlítico (adaptado de SINTERCAST, 2001).	7
Tabela 2.3 – Classes de CGI de acordo com a norma alemã VDG W50 de 2002 (adaptado de GUESSER, DURAN e KRAUSE, 2004).	8
Tabela 2.4 – Teor de titânio no CGI (adaptado de DAWSON, 2001).	11
Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas das ligas utilizadas nos ensaios (Tupy, 2008).	40
Tabela 4.2 – Caracterização das ligas quanto à matriz (Tupy, 2008).	40
Tabela 4.3– Composição química das ligas.....	41
Tabela 4.4 – Condições de usinagem utilizadas nos ensaios.....	49
Tabela 4.5 – Planejamento fatorial para a ferramenta de metal duro.	50

Nomenclatura

Letras Latinas

a_p	profundidade de usinagem	[mm]
E	modulo de elasticidade	[GPa]
f	avanço	[mm]
F_c	força de corte	[N]
HB	hardness Brinell	[kgf/mm ²]
P_c	potência de corte	[kW]
R_a	rugosidade média	[mm]
R_y	rugosidade máxima	[mm]
$VB_{Bmáx}$	desgaste de flanco máximo	[mm]
v_c	velocidade de corte	[m/min]

Letras gregas

γ_o	ângulo de saída da ferramenta	[°]
σ_e	limite de escoamento	[MPa]
σ_u	limite de resistência à tração	[MPa]
λ_o	ângulo de inclinação da ferramenta	[°]
χ_o	ângulo de posição da ferramenta	[°]

Siglas

ABM	Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais
ANFAVEA	Associação Nacional dos Fabricantes de Veículos Automotores
APC	aresta postiça de corte
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CBN	<i>cubic boron nitride</i>
CFC	estrutura cúbica de face centrada
CGI	<i>Compacted Graphite Iron</i>
CNC	computed numeric control
CONAMA	Conselho Nacional do Meio Ambiente
CVD	<i>Chemical Vapour Deposition</i>
EDS	<i>Energy Dispersive x-ray Spectrometer</i>
IBAMA	Instituto Brasileiro do Meio Ambiente e dos Recursos Naturais
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MQF	mínima quantidade de fluido
PVD	<i>physical vapour deposition</i>
SAE	Society of Automotive Engineers
VDG	<i>Verein Deutscher Giessereifachleute</i>

Capítulo 1

Introdução

A fabricação de peças e componentes de máquinas a partir de ligas metálicas de ferro fundido representa a maior parcela de peças fundidas no mundo (SANTOS e CASTELLO BRANCO, 1991). A produção de ferro fundido no Brasil em 2005 foi cerca de 2.400.000 toneladas, sendo que 67% do consumo de fundidos se destinavam para o uso em veículos de carga e passeio (ABM, 2006). Nesta condição, o Brasil se coloca entre os sete maiores produtores mundiais de peças fundidas. Essa crescente importância que os ferros fundidos vêm assumindo no desenvolvimento do país levou à realização de várias pesquisas na tentativa de conhecer melhor tanto a tecnologia de fabricação quanto as aplicações destas ligas (SANTOS e CASTELLO BRANCO, 1991).

O ferro fundido vermicular, sigla inglesa CGI (Compacted Graphite Iron), é conhecido há pelo menos seis décadas, mas devido à dificuldade de se manter o magnésio no nível desejado, sua produção só era realizada em laboratório. Além da matéria prima ser principalmente proveniente de sucata, cuja composição variava de lote a lote, o magnésio se evaporava durante a fundição, dificultando o controle de seu teor na liga. Somente no começo da década de 90, que empresas especializadas em desenvolver tecnologias de ferro fundido passaram a pesquisar métodos para produzir o vermicular em escala industrial, pois havia necessidade de lançar no mercado um material mais resistente. Em linhas gerais, essas empresas descobriram uma forma para controlar a quantidade de magnésio durante o processo de fundição (GUESSER, 1997).

A fadiga, que não é causada por resistência mecânica insuficiente, mas por início de trincas devido à falta de plasticidade, particularmente em altas temperaturas, pode ser a responsável por mais que 80% das falhas dos componentes. O alongamento, do ferro fundido cinzento em trabalhos pesados, é normalmente menos que 1%, o que em muitos casos não é suficiente. Substituindo o ferro fundido cinzento por um material de maior resistência, ductilidade e tenacidade, tal como o ferro fundido nodular, não é sempre possível devido suas pobres propriedades de fundição, menor condutividade térmica, maior módulo de elasticidade, e assim por diante. Em tais casos, o ferro fundido vermicular pode diminuir esta distância entre os dois materiais, porque suas propriedades mecânicas são próximas àsquelas do nodular, enquanto que suas propriedades físicas (expansão, condutividade) e propriedades em temperaturas elevadas (fadiga térmica, choque térmico) são próximas àsquelas do cinzento (ASM, 1990). Com tais características o CGI tem encontrado diversas aplicações na área automobilística, como por exemplo, sua aplicação na produção de motores diesel de alta potência. Devido ao aumento de resistência comparado com o ferro fundido cinzento, o vermicular permite um aumento de pressão no cilindro que induz a alta produção de potência e a economia de combustível (HECK et al., 2007).

Dentre os países das Américas, o Brasil é o segundo país com maior frota de veículos em uso (SINDIPEÇAS, 2007); sua frota circulante é de 24.269.166 veículos, sendo que 10% desta é movida a diesel (AUTOMOTIVE BUSINESS, 2007). Como os motores a diesel são uns dos grandes causadores do efeito estufa e considerando apenas a frota brasileira, o ferro fundido vermicular sendo usado nestes motores, poderá de alguma forma contribuir com as leis ambientais. Isso já é evidente, pois um acordo firmado no Ministério Público Federal, entre Petrobrás, IBAMA, ANFAVEA e outras instituições, prevê que a partir de 2010, as frotas de ônibus da maioria das capitais brasileiras devem utilizar o diesel S-50 (50 p.p.m. de enxofre), de forma a emitir menos poluente, a fim de que a resolução 315/2002 e 403/2008 do CONAMA sejam cumpridas. Mas para que a emissão de poluentes diminua a 70%, as montadoras precisam trocar o tipo de motor comercializado por modelos que possuem padrões de emissões similares aos europeus. Mas para que todo este processo tenha sucesso também é necessário que as empresas utilizem parâmetros de processos de fabricação viáveis, contribuindo assim para o custo final do produto.

Uma das dificuldades que atualmente as empresas vêm enfrentando com a usinagem do ferro fundido vermicular é o alto desgaste das ferramentas. Quando se compara a usinagem do ferro fundido vermicular com o ferro fundido cinzento, a vida da ferramenta diminui por um fator de aproximadamente 20, especialmente em altas velocidades e em operações de cortes contínuos, limitando seu uso em larga escala (HECK et al., 2007). Dentre as várias causas desta diferença, a microestrutura da liga, a adição de elementos de liga (por exemplo, o titânio que promove formação de carbonetos) e alguns parâmetros de fundição, podem influenciar de forma negativa na usinabilidade do CGI.

Portanto, o presente trabalho visa analisar a usinabilidade de três ligas de ferro fundido vermicular, em função das ferramentas de corte (metal duro e material cerâmico), do processo de torneamento longitudinal e da influência dos parâmetros de fundição (elementos de liga e tempo de desmoldagem) a fim de contribuir com o desenvolvimento da indústria brasileira que produz peças de ferro fundido vermicular.

No capítulo 2 foram descritas algumas particularidades do ferro fundido vermicular, como obtenção, elementos de liga, carbonetos, usinabilidade, etc. No capítulo 3 faz-se uma revisão dos mecanismos de desgaste. O capítulo 4 contém informações sobre as ligas do trabalho, as máquinas, os equipamentos e o planejamento experimental utilizados. O capítulo 5 são apresentados os resultados e as possíveis explicações destes e, por fim, no capítulo 6 são citadas as principais conclusões e algumas sugestões para trabalhos futuros.

Capítulo 2

Ferro Fundido Vermicular

Os produtos siderúrgicos comuns obtidos por fusão, com menos de 2% de carbono são considerados aços e, com teores mais elevados que estes, ferros fundidos. A passagem dos aços para os ferros fundidos é gradual e o limite de 2% corresponde apenas a um determinado ponto do diagrama de equilíbrio, que foi tomado como separação convencional entre os dois produtos (COLPAERT, 1974). O ferro fundido é normalmente considerado uma liga ternária Fe-C-Si na qual o silício está freqüentemente presente em teores superiores ao do próprio carbono (CHAUVERINI, 2005).

As propriedades dos ferros fundidos estão ligadas tanto à morfologia da grafita quanto à estrutura da matriz, as quais desempenham importantes funções. O aspecto e a forma de apresentação da grafita são especificados pela norma ASTM A 247.

A forma da grafita nos ferros fundidos se classifica em seis formas típicas, apresentadas na Figura 2.1. As formas I, III e VI são típicas dos ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular, respectivamente; ou seja, são as que geralmente surgem em maior quantidade na morfologia destes. As outras formas, tais como II, IV, V e VI podem aparecer no ferro fundido vermicular e as formas IV e V no ferro fundido nodular, devido a vários fatores, como a quantidade de certos elementos químicos, espessura da seção do fundido, tratamento térmico, etc.

Os tamanhos das grafitas nos ferros fundidos nodulares e vermiculares são classificados em seis tipos, conforme Figura 2.2.

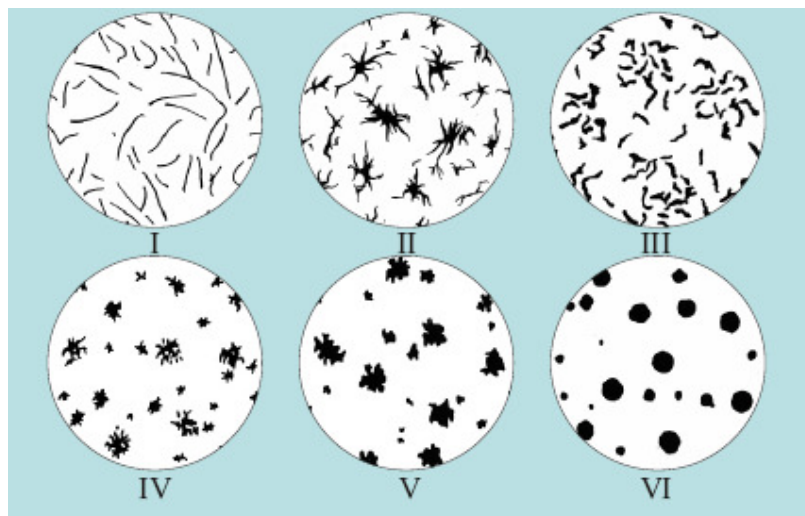


Figura 2.1 – Formas típicas da grafita (ELKEM ASA, 2008).

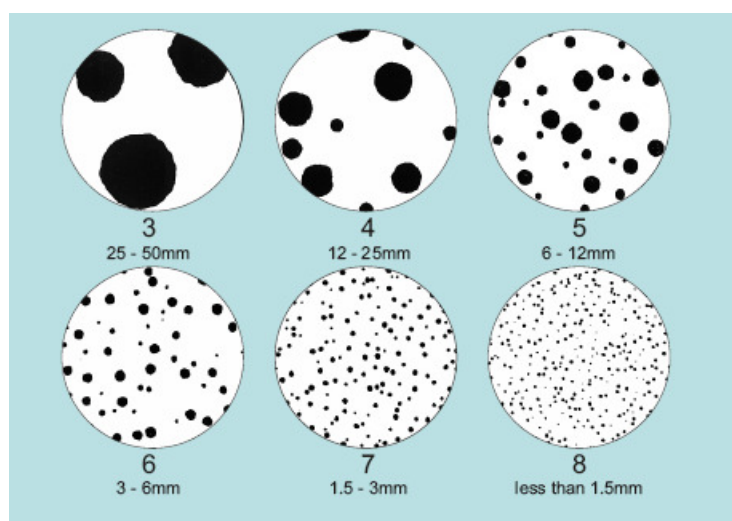


Figura 2.2 – Representação do tamanho padrão dos nódulos em grafita forma VI, com ampliação de 100x (ELKEM ASA, 2008).

Como observado nas figuras anteriores, o ferro fundido cinzento é caracterizado por lamelas de grafitas orientadas aleatoriamente, enquanto as partículas da grafita em ferro fundido dúctil (também chamado de ferro fundido nodular) estão presentes como esferas individuais. Já as partículas de grafita no ferro fundido vermicular aparecem na forma de “vermes” ou de partículas vermiculares. Essas partículas são alongadas e orientadas aleatoriamente como no ferro cinzento, porém são mais curtas, mais grossas e de bordas arredondadas. Além disso, quando

vistas em microscópio eletrônico de varredura (ver Figura 2.3), as grafitas compactadas individuais estão conectadas como uma morfologia de um complexo de coral. Juntamente com as arestas arredondadas e as superfícies irregulares acidentadas do ferro fundido vermicular, a morfologia de corais conduz a uma forte aderência entre a grafita e a matriz do ferro. A superfície lisa das lamelas de grafita do ferro fundido cinzento promove início e crescimento de trincas e, assim, torna o material fraco e frágil. Já a morfologia enredada da grafita do vermicular elimina o caminho das fraturas naturais, fornecendo assim propriedades mecânicas superiores (ABELE, SAHM e SCHULZ, 2002; DAWSON, 2007).

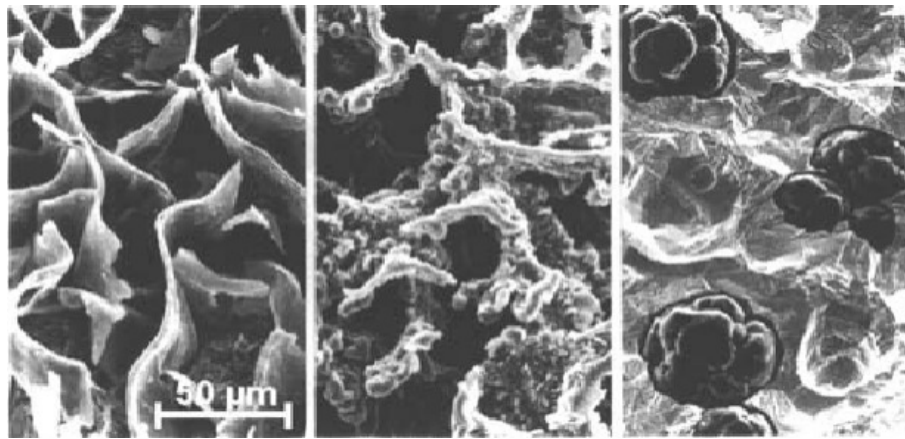


Figura 2.3 – Morfologia das grafitas nos ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular, respectivamente. (DAWSON et al., 2001).

Os componentes e fases presentes em grande porcentagem na matriz dos ferros fundidos são grafita, ferrita e/ou perlita. Durante a solidificação o material passa por uma faixa de temperatura na qual se encontra sob a forma de austenita e abaixo de 725° C o material se transforma em ferrita ou perlita. Se a velocidade de resfriamento é lenta o suficiente e as condições químicas são favoráveis, os átomos de carbono migram para formar partículas de grafita. Entretanto, se os átomos não conseguirem sair da matriz ocorrerá a formação de perlita, constituída por uma estrutura lamelar alternada entre ferrita e cementita (Fe_3C), que reforçam a matriz tornando-a mais dura e resistente (DAWSON, 2001). A razão perlita/ferrita é outro fator determinante na resistência mecânica do material. Um aumento de 15% para 95% de perlita no ferro fundido vermicular mantendo as demais variáveis inalteradas, induz a um aumento de tensão limite de resistência de 300 MPa para 480 MPa, que dificulta sua usinagem (DAWSON, 1999).

A Tabela 2.1 mostra algumas propriedades relativas ao ferro fundido cinzento perlítico, vermicular e nodular.

Tabela 2.1 – Propriedades típicas de cinzento perlítico, vermicular e nodular (adaptado de DAWSON, 2001).

Propriedades	Cinzento	Vermicular	Nodular
Resistência à tração (MPa)	250	450	750
Modulo 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
Capacidade de amortecimento relativa	1,0	0,35	0,22

O ferro fundido vermicular inclui invariavelmente algumas partículas (esferoidais) de grafita nodular. Quando a nodularidade aumenta, aumenta também a rigidez diminuindo a usinabilidade e a condutividade térmica. Além disso, com o aumento da nodularidade a resistência mecânica do material também é elevada, prejudicando sua usinabilidade (DAWSON, 2007). A Tabela 2.2 mostra a influência da proporção de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas e físicas do ferro fundido vermicular.

Tabela 2.2 – Influência da nodularidade nas propriedades do ferro fundido vermicular perlítico (adaptado de SINTERCAST, 2001).

Propriedades (25°C)	Nodularidade (%)				
	10	30	50	70	90
Resistência à Tração (MPa)	450	520	590	640	700
Limite de Elasticidade 0,2% (MPa)	370	390	410	440	490
Limite de Fadiga (MPa)	210	220	230	240	255
Módulo de Elasticidade (GPa)	145	150	155	155	160
Alongamento (%)	1-2	1-3	2-4	2-5	3-6
Expansão Térmica ($\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$)	11,0	11,0	11,0	11,5	12,0
Condutividade Térmica ($\text{W}/\text{m}^\circ\text{C}$)	36	33	31	30	28

2.1 - Classificação

Várias organizações nacionais e internacionais desenvolveram e publicaram normas para o CGI, tais como ISO, SAE, VDG, ASTM, etc. Essas normas especificam as classes do CGI em termos do limite de resistência à tração e da microestrutura, expressada em porcentagem de nodularidade.

Durante 2006, a ISO designou para o ferro fundido vermicular a abreviação “GJV” e cinco classes foram especificadas baseadas no mínimo limite de resistência à tração, incluindo: GJV 300 (ferrítico), GJV 350, GJV 400, GJV 450 (perlítico) e GJV 500 (ligado) (DAWSON, 2007).

A Tabela 2.3 mostra as propriedades mecânicas do CGI, da classe 300 a 500 MPa, segundo a norma alemã VDG.

Tabela 2.3 – Classes de CGI de acordo com a norma alemã VDG W50 de 2002 (adaptado de GUESSER, DURAN e KRAUSE, 2004).

Classe	σ_u (MPa)	σ_e (MPa)	E (%)	HB 30 (resultados típicos)
EN-GJV-300	300-375	220-295	1,5	140-210
EN-GJV-350	350-425	260-335	1,5	160-220
EN-GJV-400	400-475	300-375	1,0	180-240
EN-GJV-450	450-525	340-415	1,0	200-250
EN-GJV-500	500-575	380-455	0,5	220-260

2.2 - Obtenção

As duas maneiras de obtenção do ferro fundido vermicular são por processos intermediários entre os processos de obtenção do cinzento e do nodular (MOCELLIN, 2002). São eles:

- ❖ Adicionando à liga elementos nodularizantes como magnésio, porém em uma concentração insuficiente para formar ferro fundido nodular, resultando em um material intermediário.

- ❖ Adicionando elementos nodularizantes suficientes para formar o ferro nodular e, ao mesmo tempo, elementos anti-nodularizantes como o titânio.

Pode-se dizer que a segunda alternativa é mais facilmente realizável, pois não exige um controle tão rigoroso da quantidade de magnésio na liga. Porém, implica em uma adição de titânio, o qual tenderá a formar carbonetos e carbonitretos duros. A primeira alternativa, por não exigir a adição de titânio, não apresenta o mesmo problema. Porém, esse método exige um método mais criterioso de fabricação, utilizando equipamentos especiais que garantam a composição química adequada (DAWSON, 1994).

2.3 – Elementos de liga

A adição de elementos anti-nodularizantes, o tamanho da seção e a taxa de resfriamento do fundido, são alguns dos vários fatores que afetam a formação da grafita vermicular. Estes fatores por sua vez, interagem com cada outro e afetam também o resultado da estrutura da matriz (SHY et al.; 1999).

Nesta parte citar-se-á alguns efeitos de certos elementos de liga que aparecem na composição química dos ferros fundidos:

Silício: promove formação de ferrita. O ferro fundido vermicular contém tipicamente 2,0–2,4% de silício, juntamente com adição intencional de estabilizadores de perlita para conseguir o nível desejado desta. Entretanto, se os estabilizadores de perlita são reduzidos ao teor residual e o teor de silício é aumentado para 3,0% ou mais, o CGI terá uma matriz predominantemente ferrítica (DAWSON, 2001) e o carbono se deslocará da matriz para as grafitas.

Magnésio: a diferença de composição química entre ferro fundido cinzento e vermicular está na quantidade de magnésio. No cinzento não há este elemento ou há quantidade muito pequena. Já no vermicular o elemento tem que ser mantido numa faixa muito estreita e é nesta faixa que se consegue as propriedades do vermicular. Assim o magnésio exerce a função de confinar/compactar a forma da grafita na solidificação. Por ter afinidade pelo enxofre, se não houver um procedimento de dessulfuração da liga, o magnésio presente tenderá a formar sulfeto, o que impede que ele tenha o efeito que se deseja na liga de CGI (GEORGIU, 2002). Embora o atual tamanho e localização da curva para CGI estável ser diferente para cada produto, esta

geralmente se estende entre 0,008 e 0,016% de magnésio, como mostrado na Figura 2.4. Entretanto, na prática, a faixa usual de magnésio é bem menor. Simultaneamente, a porcentagem de magnésio residual não deve ser muito próxima ao limite superior da faixa estável do CGI a fim de minimizar a formação de grafita nodular em seções finas no resfriamento rápido (DAWSON, 2002).

Enxofre: o enxofre juntamente com o manganês forma o sulfeto de manganês (MnS). Este está entre as inclusões favoráveis da usinagem, pois dependendo das condições forma-se uma camada protetora de sulfeto de manganês na superfície da ferramenta, que promove redução de calor na ferramenta e diminui a força de corte (POULACHON, 2002; FANG e ZHANG, 1996). No processo de usinagem do ferro fundido cinzento, essa camada se forma e esta é uma das razões que faz a vida da ferramenta na usinagem do ferro fundido cinzento ser maior a do vermicular. Isto porque a camada está ausente no vermicular, uma vez que o teor de enxofre desta liga é cerca de dez vezes menor que o teor de enxofre do ferro fundido cinzento, o que é insuficiente para permitir a produção desta camada protetora. Além disso, devido ao fato do magnésio ser um forte formador de sulfeto, tem-se preferencialmente a formação de inclusões de sulfeto de magnésio (MgS) do que de sulfeto de manganês (MnS) (HECK et al., 2007; ABELE, SAHM E SCHULZ, 2002; GEORGIU, 2002).

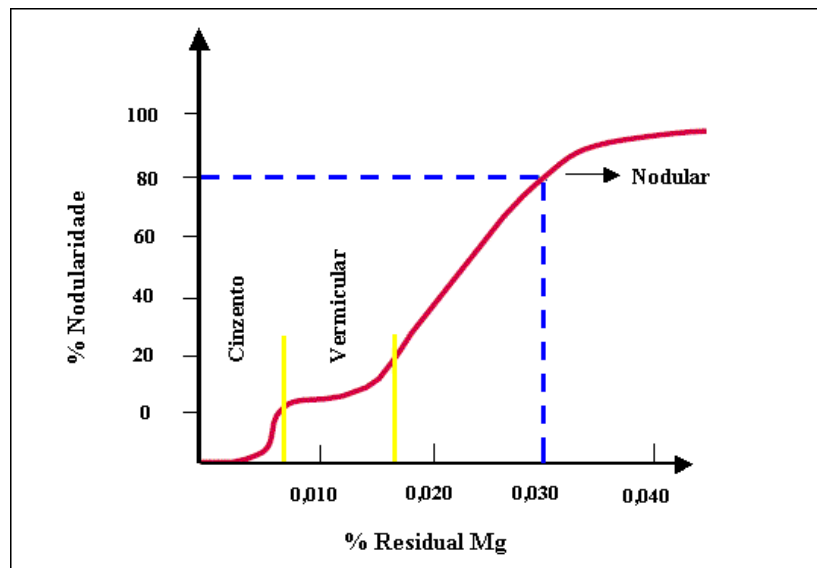


Figura 2.4 – A curva de CGI estável existe no intervalo de aproximadamente 0,008% de magnésio e é separado do ferro fundido cinzento por uma transição abrupta (adaptado de DAWSON, 2002).

Cromo: é adicionado à liga para aumentar a resistência à tração sob elevadas temperaturas, é um potente formador de perlita e age aumentando a solubilidade do carbono no ferro. Dawson et al. (2001) recomenda que o teor de cromo esteja abaixo de 0,08%, por ser um resíduo que forma carbonetos.

Titânio: é tipicamente presente nos ferros fundido na faixa de 0,005% - 0,02%. O titânio reage com o carbono ou nitrogênio presente no ferro fundido para formar duras inclusões de carbonitreto (Ti(C,N)) que são atualmente mais duras que o carboneto de tungstênio. Como as inclusões Ti(C,N) formam-se no estado líquido, as mesmas são livres para crescerem com uma forma cúbica de acordo com sua estrutura cristalina. No caso de ferro fundido vermicular, grandes quantidades de titânio foram usadas historicamente para prevenir a formação de grafita nodular e assim aumentar a faixa estável do magnésio para produção de CGI. O teor de titânio no CGI pode ser explicado como na Tabela 2.4 (DAWSON et al., 2001):

Tabela 2.4 – Teor de titânio no CGI (adaptado de DAWSON, 2001).

%Ti	Explicação Metalúrgica
0,005 – 0,02	Típico teor residual
0,04 – 0,07	Adição intencional para melhorar a resistência ao desgaste.
0,10 – 0,25	Adição intencional para aumentar a produção estável do CGI.

2.4 - Tempo de desmoldagem

Os processos de fabricação que conferem à peça forma, ou dimensão ou acabamento, ou a combinação destes, sem ou com remoção de cavacos, estão constantemente utilizando alta tecnologia para que qualidade e economia de tempo sejam o diferencial na concorrência do mercado. Pesquisas em materiais, ferramentas, fluidos de corte, máquina-ferramenta, software de simulação, etc, estão diariamente sendo desenvolvidas. Mesmo com toda esta tecnologia, sem o conhecimento das características particulares de cada processo torna-se impossível obter o produto final desejado. No processo de fundição todo este contexto também é seguido. Características como o tipo de processo de moldagem, a rigidez e compactação do molde, o tipo e composição da areia utilizada na confecção de moldes e machos, tempo de desmoldagem disponível para a linha de produção, características do metal de base, composição química,

tratamentos de nodularização e inoculação, forma do vazamento (manual ou automático), são algumas variáveis que podem alterar completamente as características do fundido.

Por exemplo, o tempo de desmoldagem, que influencia diretamente o tempo de resfriamento da liga, depende essencialmente das características da linha de moldagem. O usual é a situação em que a transformação eutetóide ocorra apenas após a desmoldagem, o que conduz a grandes variações na microestrutura. Porém o desejável é que o projeto da linha de moldagem seja tal que a reação eutetóide ocorra dentro do molde, em toda a peça, de modo que paradas na linha de moldagem não se reflitam em variações de propriedades mecânicas nas peças. Existem sistemas de simulação que permitem prever o tempo de desmoldagem necessário, e que podem ser úteis ao fundidor, principalmente em casos de peças com as quais não existe experiência prática prévia (GUESSER e HILÁRIO, 1999).

A questão é que os parâmetros não são avaliados separadamente. A presença da perlita em fundidos seria um exemplo. Além da composição química ela depende do número de grafitas e do tempo de desmoldagem. Um aumento da velocidade de resfriamento diminui o espaçamento interlamelar da perlita, o que proporciona um aumento da resistência da matriz (SANTOS e CASTELLO BRANCO, 1991). Assim, outros constituintes do fundido irão depender de outros fatores e obter um fundido com determinadas características para uma aplicação específica já torna o processo um tanto complexo. Deste modo com o auxílio de software de simulação numérico garante-se uma parte do processo e a outra parte se destina a pesquisa em laboratórios. Esta última geralmente responde se as variáveis do processo tiveram influência negativa, positiva ou se não influenciaram nas características do fundido.

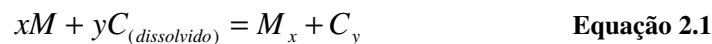
2.5 – Carbonetos

Carbetos (também carburetos ou carbonetos) são todos os compostos binários de carbono. Estes compostos podem ser classificados de acordo com o tipo de ligação química que ocorre na sua formação. Eles são classificados em: carbetos iônicos, carbetos covalentes, carbetos metálicos.

Os carbetos metálicos ou intersticiais são formados dos metais do quarto ao sétimo grupos da tabela periódica, a partir da adição do carbono, cujos átomos que possuem raio atômico

equivalente ao raio atômico do metal, ocupam posições estáveis nos espaços entre os átomos metálicos. Os carbetos metálicos formados com elementos do quarto ao sexto grupo período da tabela periódica são denominados carbetos de metais refratários. Esta denominação deve-se ao fato que estes compostos têm ponto de fusão extremamente alto (2000 a 4000 °C), extrema dureza e boa resistência ao desgaste. Os carbetos de metais refratários são de grande interesse industrial, pois são empregados como materiais estruturais resistentes a altas temperaturas e atmosfera corrosiva, abrasiva, supercondutores, etc.

Os carbonetos formados podem ser apresentados conforme a equação:



Onde:

(M = Cr, Fe, V, W, etc), M_xC_y o carboneto.

Os carbonetos podem formar-se tanto durante a solidificação como no estado sólido. Na solidificação, dependendo da composição química base, da velocidade de resfriamento, da presença de elementos de liga e de teores de modificadores (N, Al, metais de terras raras, etc), forma-se geralmente carbonetos complexos de composição eutética, contendo elementos formadores de carbonetos. Estes podem assumir diversas estequiometrias como: MC, M_2C , M_6C , M_4C_3 , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, etc. Fortes elementos formadores de carbonetos como titânio, nióbio e tântalo, quando adicionados em teores suficientes, promovem a formação de carbonetos tipo MC. Molibdênio, vanádio, carbono, cálcio e alumínio são estabilizadores de carbonetos tipo M_2C , enquanto que os do tipo M_6C são estabilizados (ou favorecidos) pela presença de tungstênio, silício, nitrogênio, oxigênio e nióbio.

O carboneto complexo tipo M_6C de estrutura cúbica de face centrada (CFC) está presente em todos os aços rápidos e é o principal responsável pela sua resistência ao desgaste. Ele apresenta formulações do tipo $(Fe,Cr,V)_4(W,Mo)_2C$ e $(Fe,Cr,V)_3(W,Mo)_3C$, onde o Cr e o V aparecem apenas em pequenas quantidades substituindo o Fe, e é formado principalmente durante a solidificação segundo reação eutética. Eles são conhecidos como carbonetos primários. Quando as ligas são expostas a temperaturas elevadas, ocorre precipitação de finos carbonetos dispersos e estes são chamados de carbonetos secundários (PADILHA e GUEDES, 1994).

Os carbonetos complexos apresentam diferentes morfologias, variação estequiométrica em função da temperatura e diferentes valores de micro-dureza (ver Figura 2.5). Exemplos de variação estequiométrica:

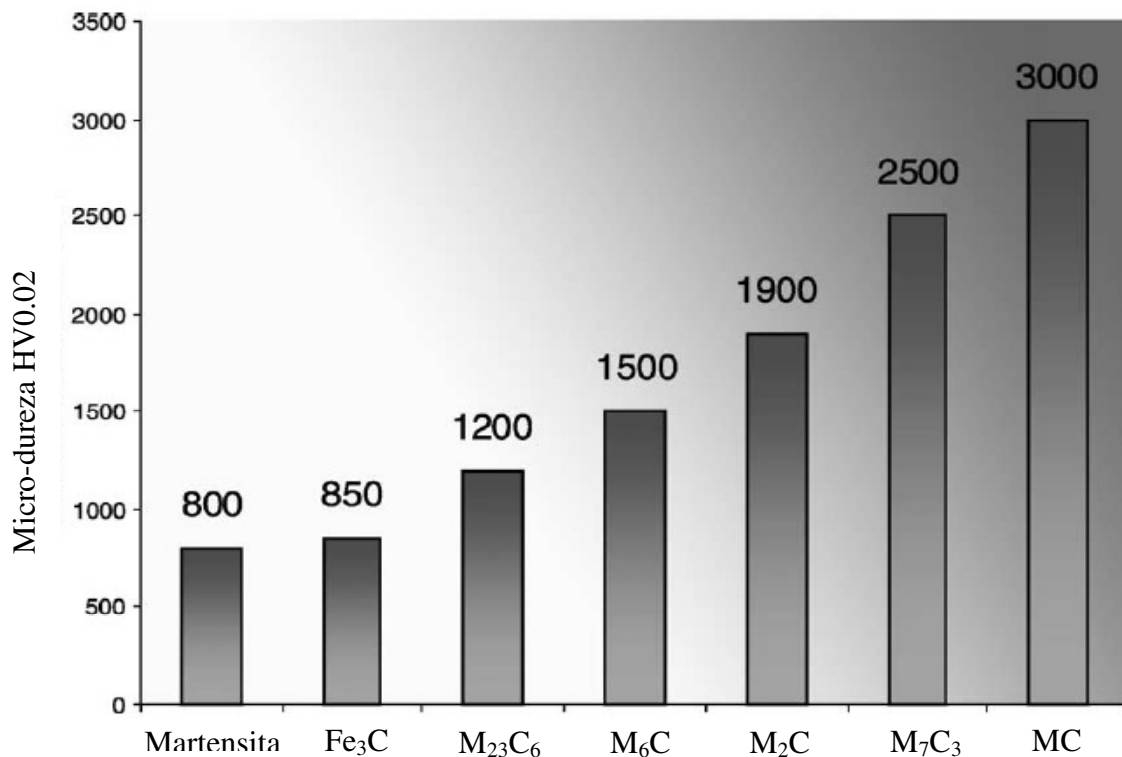
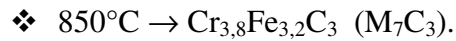
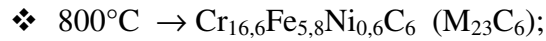


Figura 2.5– Micro-dureza de diferentes carbonetos a 20°C (adaptado de POULACHON et al., 2003).

2.6 – Usinagem do ferro fundido vermicular

2.6.1 – Formação de cavacos

Na usinagem do ferro fundido, o cavaco é influenciado pela forma da grafita. No ferro fundido cinzento, durante a usinagem, a ferramenta primeiramente comprime o material. Como as suas grafitas possuem lamelas afiadas, ocorre uma concentração de tensão nas suas extremidades, e devido ao fato de elas serem interconectadas, cria-se um plano de propagação de

trincas à frente da aresta de corte (Figura 2.6a). Com o avanço da ferramenta, o material é removido completamente com uma menor força de corte (Figura 2.6b). 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 (Figura 2.6c). O arrancamento de material contribui para a liberação da grafita que age como lubrificante, mas a rugosidade da superfície usinada é prejudicada (Figura 2.6d) (GEORGIU, 2002).

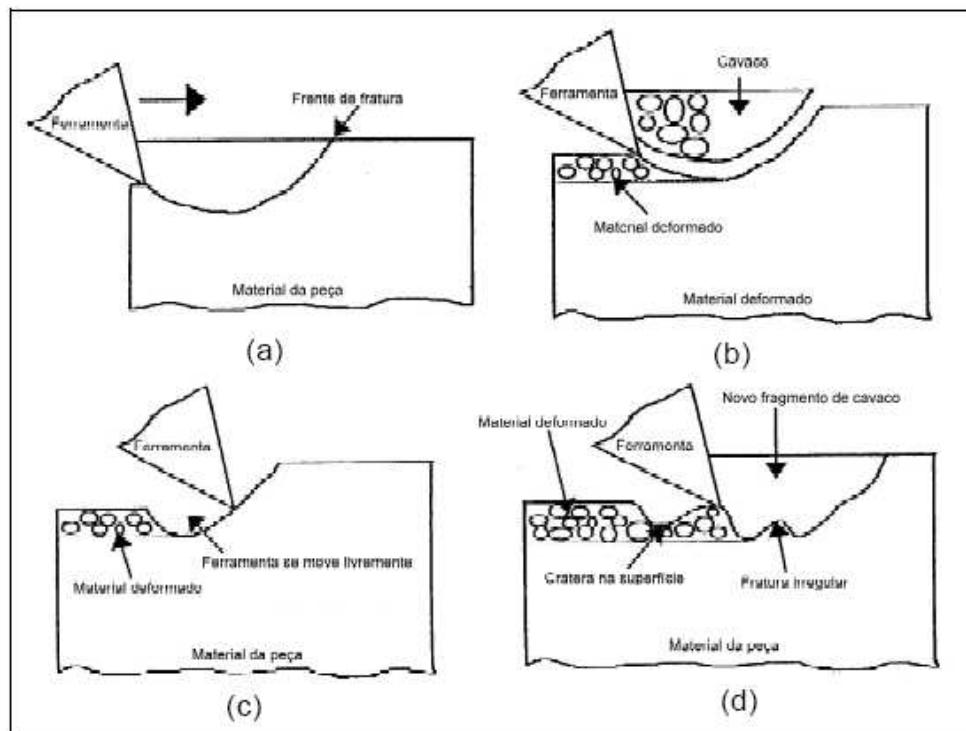


Figura 2.6 - Formação do cavaco no ferro fundido (Cohen et al., 2000; *apud* Mocellin, 2002).

A formação do cavaco do CGI é segmentada, com característica dúctil do nodular e frágil do cinzento. Como ocorre no ferro fundido cinzento, o CGI é usinado através de uma trinca no plano da grafita que possui uma resistência menor aos esforços de corte. A diferença é que, como as arestas das lamelas das grafitas são arredondadas, o corte requer uma maior força, já que o formato do cavaco é muito mais parecido com a formação ocorrida durante a usinagem do nodular (GEORGIU, 2002).

2.6.2 – Influência dos elementos de liga na usinabilidade do CGI

❖ *Titânio*

A quantidade de titânio no ferro fundido vermicular é restrita, devido à sua tendência de formar carbonetos e carbonitretos. Dawson et al. (2001), utilizando o processo de torneamento no CGI perlítico, com ferramenta de metal duro e velocidades de 150 e 250 m/min concluíram que, quando se aumenta o teor do titânio na liga a vida da ferramenta diminui drasticamente. Conforme apresentado na Figura 2.7, para valores menores que 0,05% de titânio a vida da ferramenta decresce rapidamente, e acima deste valor a vida continua a decrescer, mas de uma maneira menos brusca. Interessante notar nesta figura que, nestes ensaios, a influência da velocidade de corte na vida da ferramenta não foi tão acentuada (principalmente para teores de titânio acima de 0,05%), como normalmente ocorre na usinagem de outras ligas.

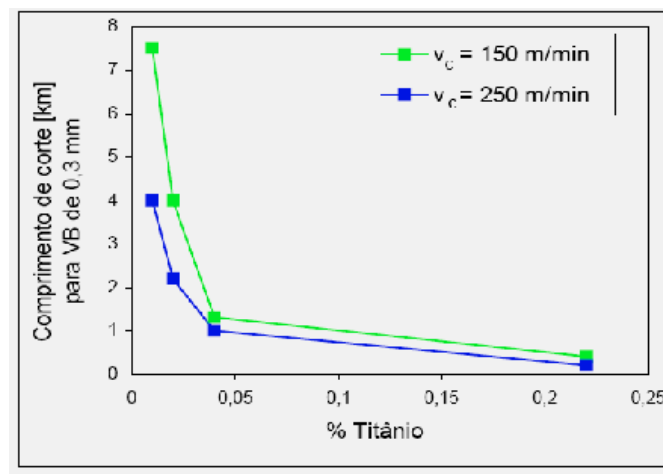


Figura 2.7 – O efeito da adição de titânio na vida da ferramenta (adaptado de DAWSON E SCHROEDER, 2004).

De acordo com Dawson et al. (2001), o aumento na proporção de titânio de 0,01 para 0,02% é suficiente para reduzir a vida da ferramenta de corte em aproximadamente 50%. Ainda segundo eles as inclusões de carbonitretos, conforme Figura 2.8, são mais duras que do carboneto de tungstênio e significativamente aumenta a influência do mecanismo de abrasão sobre o desgaste da ferramenta. Guesser et al. (2001) avaliaram a influência do titânio e concluíram que, para cada adição de 0,10% de titânio, há a formação de mais de 1000 inclusões de carbonitretos de titânio em uma área usinada de 1mm^2 .

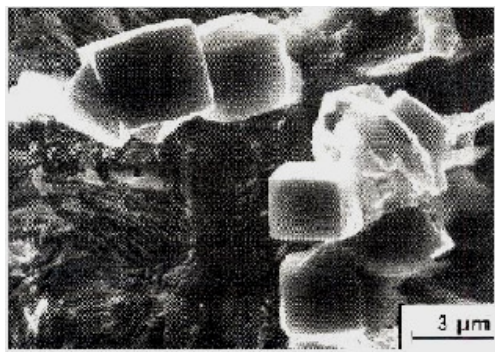


Figura 2.8 – Inclusões de carbonitreto cúbicos de titânio (DAWSON et al., 2001).

❖ *Silício*

Testes de torneamento longitudinal realizados por Dawson et al. (2001), para avaliar o efeito da adição de silício na liga, utilizando corpos de prova de CGI obtidos com valores entre 3,0% e 4,0 % de silício, foram comparados com ferros fundidos vermiculares padrões estabilizados com cobre e estanho e com um ferro fundido cinzento. A Figura 2.9 mostra os resultados dos experimentos, onde nos ferros fundidos de numeração 2 e 3 a letra “P” se refere à perlita.

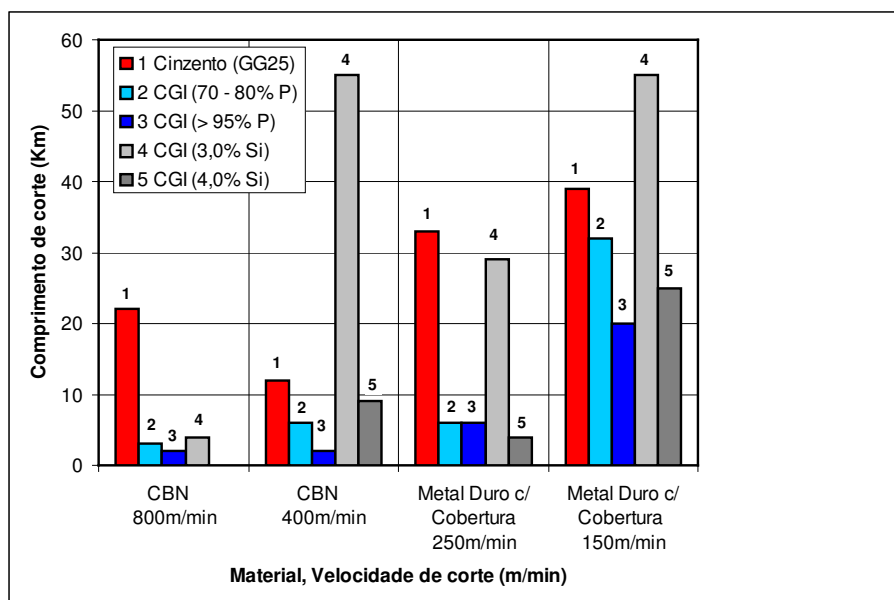


Figura 2.9 – O efeito do teor de silício na vida da ferramenta durante o torneamento longitudinal de CGI com ferramentas de CBN e metal duro (adaptado de DAWSON, 2001).

Estes resultados obtidos mostram que com a adição de 3,0% de silício a usinabilidade do CGI é melhorada, mas sua dureza e resistência mecânica são demasiadamente afetadas, isto é, diminuídas para aplicações em blocos de motores. A liga que continha 4,0% de silício, apresentou resistência mecânica satisfatória, porém mostrou uma redução da sua usinabilidade e uma perda em torno de 15% na sua condutividade térmica (DAWSON et al., 2001).

2.6.3– Microestrutura da matriz

A usinabilidade do ferro fundido depende fortemente de sua microestrutura. A forma da grafita no ferro fundido determina o seu tipo. A presença de grafita proporciona características de fácil usinagem, enquanto sua forma e quantidade estabelecem o possível acabamento da superfície a ser obtido com um processo de corte, além da força de corte necessária. A microestrutura do metal ao redor da grafita determina a vida da ferramenta e estabelece a maior vantagem de velocidades de corte e avanços (ASM, 1989).

Pequenas variações na microestrutura podem fazer uma diferença na usinagem do ferro fundido, que seria muito significativa em alta produção. Na usinagem dos ferros fundidos, a vida da ferramenta e as velocidades de corte são diretamente influenciadas pela microestrutura. Grafita no ferro fundido é importante para suas características de fácil usinagem, mas a vida da ferramenta é dependente da microestrutura do metal da matriz ao redor da grafita (ASM, 1989).

Mills e Redford (1983, *apud* Bezerra 2003) relatam que quando o espaçamento interlamelar da perlita diminui, a vida da ferramenta decresce. Segundo eles, se na microestrutura da matriz de ferros fundidos cinzentos contendo 2,5% de grafita, a perlita passar de grossa a fina com 5% em excesso de carboneto de ferro, o índice de vida da ferramenta diminui em média seis vezes.

Embora o índice de vida foi referente ao ferro fundido cinzento, pode-se provavelmente esperar que as taxas de desgaste da ferramenta aumentam com o aumento das proporções de perlita em matrizes perlita/ferrítica e com a diminuição do espaçamento interlamelar da perlita também nos demais ferros fundidos.

Capítulo 3

Ferramentas de corte e Mecanismos de desgaste

3.1 – Material para ferramenta de corte

O processo de usinagem, que utiliza como ferramenta um material mais duro que o da peça, é a operação mais comum entre os processos de fabricação existentes. Baseado no princípio da dureza relativa, o surgimento de novos materiais e ligas estruturais com excelentes propriedades de resistência mecânica e elevada dureza contribui para o aparecimento de novos materiais de ferramentas mais resistentes para as operações de usinagem (MACHADO et al., 2009).

Devido à sofisticação dos métodos de fabricação e combinações de elementos, resultando nos materiais de alto desempenho hoje disponíveis, é possível selecionar o material adequado da ferramenta a fim de obter sucesso na operação de usinagem. DINIZ, MARCONDES e COPPINI (2006), citam uma série de fatores para uma seleção criteriosa do material da ferramenta:

- ❖ Material a ser usinado;
- ❖ Processo de usinagem;
- ❖ Condição da máquina operatriz;
- ❖ Forma e dimensões da ferramenta;
- ❖ Custo do material da ferramenta;

- ❖ Condições de usinagem;
- ❖ Condições da operação.

Além de considerar estes fatores, é necessário que o material apresente características que o habilitem a desempenhar adequadamente seu papel. Dentre estas características encontram-se: dureza a quente, resistência ao desgaste, tenacidade e estabilidade química.

Os materiais para ferramentas de corte existentes hoje no mercado mundial estão listados abaixo, sendo que à medida que se desce nesta lista aumenta-se a dureza (ou resistência ao desgaste) e diminui-se a tenacidade, conforme MACHADO et al. (2009):

- ❖ Aço carbono;
- ❖ Aço rápido;
- ❖ Metal duro;
- ❖ Cermets;
- ❖ Cerâmicas;
- ❖ Nitreto Cúbico de Boro;
- ❖ Diamante natural.

O próximo item apresentará uma revisão bibliográfica de dois materiais para ferramenta que são frequentemente utilizados na usinagem de ferros fundidos, que são o metal duro e o material cerâmico.

3.1.1 – Metal Duro

No final da década de 20, na Alemanha, Schröter conseguiu produzir em laboratório o WC (carboneto de tungstênio) em pó pela primeira vez. A mistura deste pó principalmente com o cobalto, também em pó, trouxe ao mercado na década de 30, um grupo de materiais de ferramentas de alta dureza e resistência à compressão: o metal duro (MACHADO et al., 2009). A microestrutura típica deste material é mostrada na Figura 3.1.

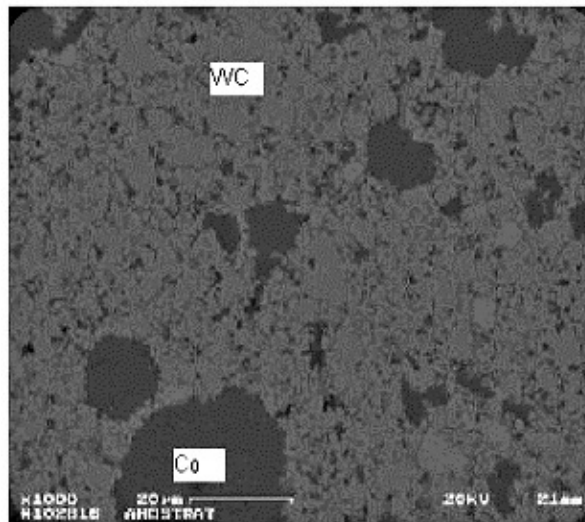


Figura 3.1 – Micrografia típica de um metal duro (RODRIGUES et al., 2006)

A norma ISO classifica o metal duro de acordo com suas aplicações em seis classes designadas pelas letras P, M, K, H, S, N, conforme sua aplicação na usinagem. A classe K é aplicável para usinagem de materiais frágeis, que formam cavacos curtos (ferros fundidos e latões) e que não atiram muito com a superfície de saída da ferramenta, pois ao sofrerem uma pequena deformação se rompem e se desprendem da região de corte. Já a classe N, que tem composição química similar à classe K, é aplicável a materiais não ferrosos (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2006).

Elementos de ligas adicionados ao metal duro, tais como carboneto de titânio (TiC), carboneto de tântalo (TaC) e carboneto de nióbio (NbC), tem por finalidade melhorar as propriedades físicas e mecânicas da ferramenta. Por exemplo, pode-se reduzir o calor gerado com a adição de TiC e melhorar a tenacidade com a adição de TaC e NbC.

A diminuição do tamanho do grão é outro meio para melhorar as características do material. Devido ao maior fator de empacotamento que grãos muito pequenos propiciam, à medida que se diminui o tamanho de grão do metal duro aumenta-se a dureza, resistência ao desgaste e tenacidade do material (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2006).

O uso de revestimentos também é outro fator que contribui para o desempenho da ferramenta de metal duro, pois sua utilização possui como função conjugar na mesma ferramenta

as propriedades de tenacidade no núcleo e dureza, resistência ao desgaste e estabilidade química na superfície.

O metal duro pode ser recoberto por dois processos, o PVD (*Physical Vapour Deposition*) e o CVD (*Chemical Vapour Deposition*). O PVD é feito sob alto vácuo em temperaturas que variam na ordem de 150° e 500°C e o CVD requer um tratamento térmico em temperaturas da ordem de 1000°C. Recentemente foram criados novos processos CVD que demandam temperaturas pouco mais baixas: o CVD com média temperatura (MT-CVD) requer temperatura no intervalo de 750° a 900°C e o CVD plasma assistido (PCVD ou PACVD) temperatura no intervalo de 600° a 900°C. Como desvantagens do CVD pode-se citar as elevadas temperaturas de processo, a impossibilidade de revestimentos com vários metais, as arestas que precisam ser arredondadas (espessura do revestimento) e a utilização de cloretos metálicos tóxicos que constitui ação lesiva para o meio ambiente (BALZERS, 2008).

As camadas de cobertura mais utilizadas nas ferramentas de corte são:

Carboneto de titânio (TiC): possui excelente resistência ao desgaste por abrasão, capacidade de adesão ao núcleo do metal duro, baixa tendência de soldagem com o material da peça, baixo coeficiente de dilatação térmica. Como característica negativa desta camada pode-se citar a necessidade de se ter uma barreira térmica acima desta camada para evitar o desgaste difusivo durante o processo de usinagem, devido ao fato desta camada conter carbono.

Carbonitreto de titânio (TiCN): tem propriedade similares ao TiC, porém o coeficiente de atrito é mais baixo.

Óxido de alumínio (Al₂O₃): possui alta resistência ao desgaste por abrasão, alta resistência a ataques químicos e à oxidação, estabilidade térmica, porém apresenta pequena resistência a choques térmicos e mecânicos. É o principal responsável pela baixa tendência de formação de desgaste de cratera das ferramentas de metal duro recoberto devido a sua alta estabilidade química com o ferro (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2006).

Nitreto de titânio (TiN): primeira camada disponível comercialmente. Normalmente se apresenta como a camada externa, por propiciar baixos coeficientes de atrito entre a ferramenta e o cavaco.

Nitreto de titânio-alumínio (TiAlN ou TiAl): possui alta resistência à oxidação, baixa condutividade térmica, alta dureza a frio e a quente e alta estabilidade química. Só é possível de ser obtido pelo processo PVD.

Nitreto de titânio-alumínio Multicamadas (TiAlN): É um dos últimos desenvolvimentos no revestimento, combinando diferentes proporções alternadas Ti e Al.

A Figura 3.2 mostra as micro-durezas das camadas de cobertura mais comuns comparadas com o metal duro.

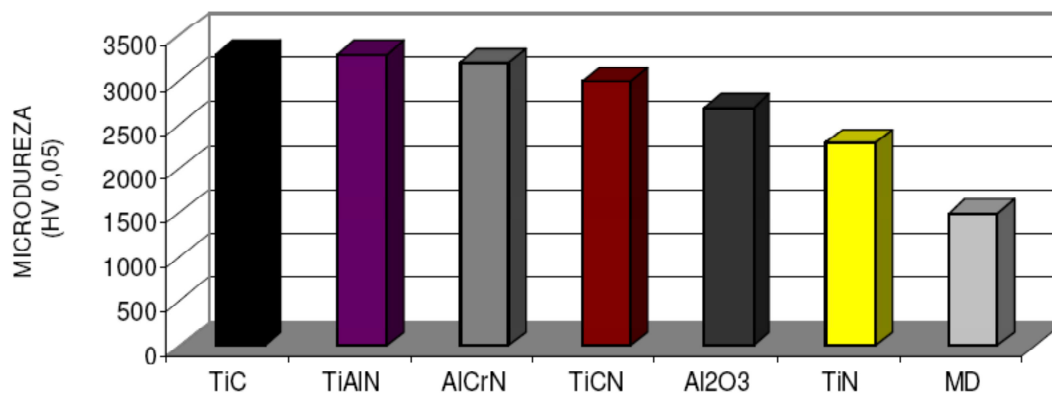


Figura 3.2 – Micro-dureza de camadas de recobrimento e do metal duro (ABELE E DÖRR, 2002, apud TELES, 2007; BALZERS, 2008).

3.1.2 – Cerâmica

“As cerâmicas são compostas de elementos metálicos e não-metálicos, geralmente na forma de óxidos, carbonetos e nitretos. Elas existem em uma grande variedade de composição e forma. A maioria tem estrutura cristalina, mas em contraste com os metais, as ligações entre os elementos são iônicas ou covalentes. A ausência de elétrons livres faz com que as cerâmicas sejam pobres condutoras de eletricidade e que, em seções finas, sejam transparentes. Devido às fortes ligações primárias, a maioria das cerâmicas tem alto ponto de fusão” (ASM, 1990; MACHADO et al., 2009).

As cerâmicas são classificadas em cerâmicas tradicionais e cerâmicas avançadas. Nas cerâmicas tradicionais são utilizadas maiores quantidades de matérias primas como argilo-minerais, areia e processos simples de manufatura, enquanto que nas cerâmicas avançadas são empregadas matérias primas sintéticas como óxidos, nitretos, boretos e carbetos, sob processos sofisticados.

Boa estabilidade química e térmica, baixa condutividade térmica, dureza a quente, boa resistência à fluência e à compressão e baixa resistência à tração são algumas das propriedades da cerâmica.

As cerâmicas utilizadas como ferramentas de corte são cerâmicas avançadas e podem ser classificadas como à base de óxido de alumínio (Al_2O_3) e à base de nitreto de silício (Si_3N_4). As cerâmicas à base de óxido de alumínio dividem-se em cerâmicas puras, mistas e reforçadas com “whiskers”.

As cerâmicas puras são aquelas constituídas somente por óxidos. Apresentam ótima estabilidade química, porém são frágeis em relação à tenacidade e dureza a quente. Por isso são recomendadas para operações de torneamento em acabamento de peças de aço endurecido e/ou ferro fundido. As cerâmicas mistas contêm além da alumina o carboneto de titânio ou o nitreto de titânio e, por apresentar péssima tenacidade, é recomendada para corte de superfícies lisas. Já as cerâmicas reforçadas com “whiskers” são aplicadas na usinagem de ligas de titânio e níquel resistentes ao calor e torneamento de superfícies interrompidas de aço endurecido, uma vez que sua tenacidade é boa quando comparada com os outros cerâmicos (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2006).

As ferramentas à base de nitreto de silício são cristais deste com uma fase intergranular de SiO_2 que são sinterizados na presença de Al_2O_3 (sialon), óxido de ítrio (Y_2O_3), óxido de manganês (MgO) e outros. Estas ferramentas são ótimas em relação à dureza a quente e resistência ao choque térmico e são boas em termos de tenacidade, porém são péssimas com relação à estabilidade química. Devido a isso são utilizadas na usinagem de ferro fundido em operação de desbaste ou em fresamento (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2006).

3.2 – Estudo de caso

Dos dados fornecidos pela literatura até o momento desta pesquisa, no processo de torneamento o metal duro tem apresentado melhores resultados quando se trata da usinagem tanto do ferro fundido cinzento quanto do vermicular, porém utilizando baixas velocidades de corte. Isto pode ser constatado em um trabalho citado por Abele, Sahm e Schulz (2002), ilustrado na Figura 3.3, que mostra resultados de vida da ferramenta em torneamento longitudinal, com ferramentas de metal duro, de cerâmica e de nitreto de boro cúbico, tanto na usinagem do ferro fundido cinzento, quanto na usinagem do vermicular.

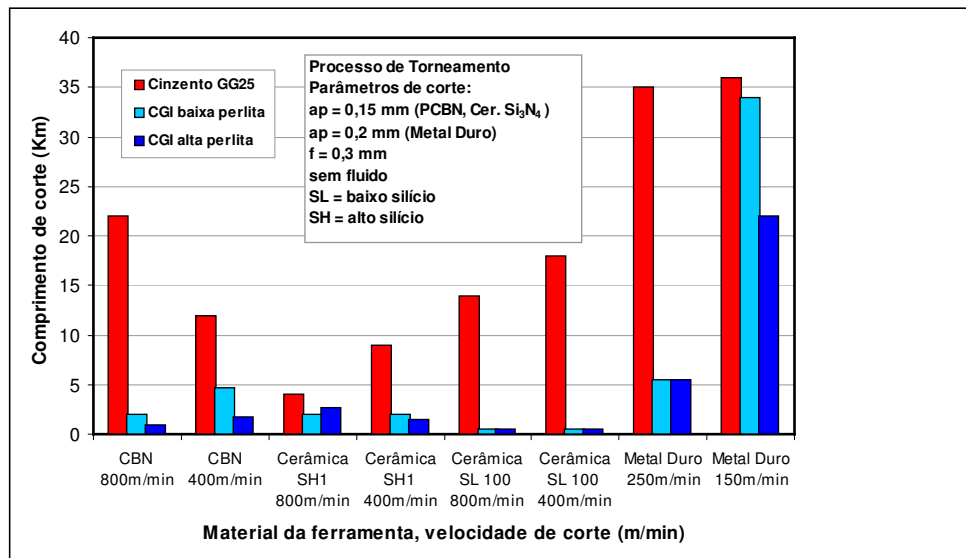


Figura 3.3 – Vida da ferramenta em torneamento longitudinal (adaptado de ABELE, SAHM e SCHULZ, 2002).

Pode-se ver nesta figura que:

- a vida da ferramenta sempre se apresentou maior na usinagem do ferro fundido cinzento que na usinagem do vermicular;
- o metal duro apresentou a maior vida da ferramenta na usinagem do vermicular que qualquer outra ferramenta testada. Porém, há que se considerar que as velocidades utilizadas nos ensaios com metal duro foram menores que as utilizadas com as outras ferramentas;

- c) quando se usinou com metal duro com $v_c = 250$ m/min, a vida da ferramenta obtida na usinagem do cinzento foi muito maior que a obtida na usinagem do vermicular. Porém, quando se usinou com $v_c = 150$ m/min, as vidas das ferramentas utilizadas para usinar o ferro fundido vermicular se aproximaram da vida obtida na usinagem do cinzento;
- d) quando se usinou com metal duro as duas ligas de ferro fundido vermicular na velocidade de 250 m/min, a vida da ferramenta para ambas foi igual. Na velocidade de 150 m/min a liga de baixa perlita obteve maior vida;
- e) as ligas de ferro fundido vermicular foram as que obtiveram menor vida de ferramenta quando se utilizou ferramenta cerâmica com baixo teor de silício.

As diferenças entre as ferramentas usadas para usinar o cinzento e o vermicular em relação à vida, os autores atribuem à camada protetora de sulfeto de manganês (MnS) que está presente somente no ferro fundido cinzento. Assim vários autores defendem a pesquisa de novos materiais para ferramentas, revestimentos e técnicas de usinagem, para que haja uma possibilidade de melhores resultados com as ferramentas de CBN e de cerâmica.

Xavier (2003) realizando testes de torneamento externo com ferramentas de metal duro, cerâmica à base nitreto de silício (Si_3N_4) e CBN, verificou quais dessas ferramentas possuíam melhor desempenho na usinagem de ferro fundido vermicular. Para sua pesquisa Xavier utilizou um CGI que possuía uma matriz metálica com 92% de perlita e 8% de ferrita, grafita na forma III e IV sendo 92% de grafita vermicular e 8% de grafita nodular e dureza média de 236 HB. Nos resultados deste trabalho, mostrados na Figura 3.4 a ferramenta de metal-duro em baixa velocidade foi a que se mostrou mais adequada tecnicamente. Essa ferramenta possuía três camadas de revestimento sendo a primeira de carbonitreto de titânio (TiCN), a intermediária de óxido de alumínio (Al_2O_3) e a camada externa de nitreto de titânio (TiN). Xavier atribuiu o rendimento superior dessa ferramenta ao revestimento de TiN que proporcionou baixo coeficiente de atrito protegendo a mesma por mais tempo da ação dos mecanismos de desgaste. No ferro fundido vermicular estes mecanismos são potencializados devido a seu comportamento abrasivo, adesivo e ao comportamento dúctil do cavaco. Os resultados do estudo de Xavier mostram que a vida da ferramenta na usinagem do ferro fundido vermicular com cerâmica à base

de nitreto de silício, tanto em velocidade baixa quanto em velocidade alta, é baixa. Em torno de 10 minutos na velocidade de 250 m/min e 5 minutos para a velocidade de 500 m/min, para a ferramenta do fabricante B.

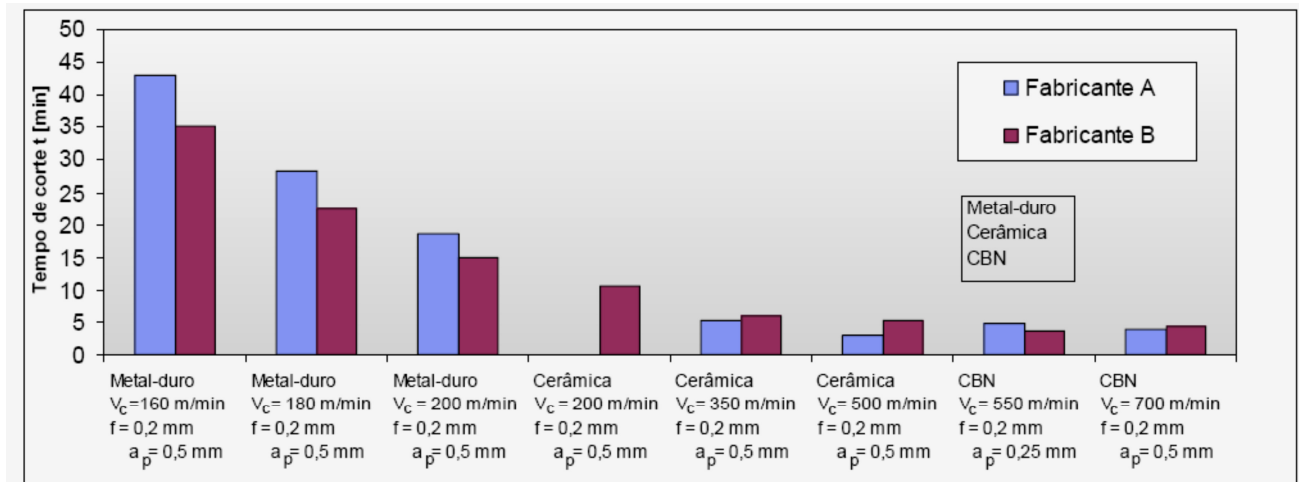


Figura 3.4 - Tempo de vida das ferramentas dos fabricantes A e B, utilizando metal duro, cerâmica e CBN em diferentes condições de corte (Xavier, 2003).

3.3 – Desgaste de Ferramentas

Segundo DINIZ, MARCONDES e COPPINI (2006), o fim da vida de uma ferramenta de corte em um dado processo de usinagem pode ser decorrente de duas causas principais:

- ❖ Desgaste: que é a perda contínua e microscópica de partículas da ferramenta devido à ação do corte. O desgaste acontece de forma progressiva e pode se desenvolver por diferentes mecanismos. Pode ser classificado como desgaste frontal (ou de flanco), de cratera ou de entalhe;
- ❖ Avarias: que são as demais ocorrências que aparecem na ferramenta em operação. Podem ser deformação plástica, lascamento, trincas e quebra da aresta de corte.

3.3.1 – Formas de Desgastes

As áreas mostradas na Figura 3.5 representam três tipos de desgastes que se verificam tanto na superfície de folga da ferramenta como na superfície de saída da ferramenta: *A - desgaste de cratera*, *B - desgaste de flanco*; *C e D - desgaste de entalhe*.

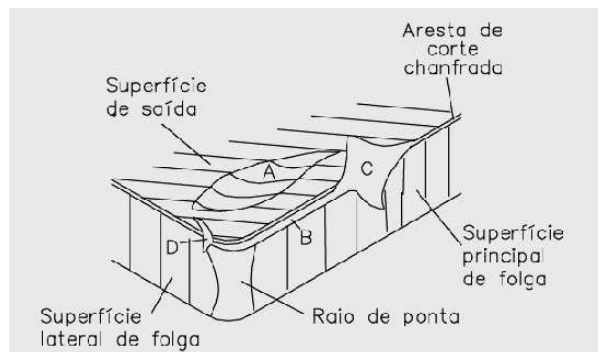


Figura 3.5 Principais áreas de desgaste de uma ferramenta de corte (DEARNLEY e TRENT, 1982; *apud* MACHADO e DA SILVA, 2004).

Desgaste frontal (ou de flanco): como mostrado na Figura 3.6, ocorre na superfície de folga da ferramenta, decorrente do contato entre peça e ferramenta. Este desgaste ocasiona deterioração do acabamento superficial da peça e, por modificar totalmente a forma da aresta de corte original faz com que a peça mude de dimensão, podendo sair de sua faixa de tolerância. É incentivado pelo aumento da velocidade de corte (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2006).



Figura 3.6– Desgaste de flanco na aresta de corte de uma pastilha (SANDVIK, 2005).

Desgaste de cratera: ocorre na superfície de saída da ferramenta, como ilustrado na Figura 3.7, usualmente decorrente da interação química entre o cavaco quente e o material da ferramenta. Em elevada velocidade de corte, finas partículas da ferramenta se aderem ao cavaco e são transportadas com ele, formando a cratera na superfície de saída da ferramenta, como mostrado na Figura 3.7. Excessivo desgaste de cratera debilita a aresta de corte, inibe o fluxo adequado do cavaco e incrementa o calor e a pressão sobre a ferramenta, podendo levar à fratura da aresta de corte. O uso de revestimentos duros, principalmente o revestimento de Al_2O_3 que é muito estável

quimicamente, o uso de ferramenta com ângulo de saída positivo que reduz a pressão sobre a ferramenta e diminui o contato entre o cavaco e o inserto, minimizam o desgaste de cratera (FERRER, 2006).



Figura 3.7 – Desgaste de cratera na aresta de corte de uma pastilha (SANDVIK, 2005).

Desgaste de entalhe: ocorre nos extremos de contato entre a superfície de folga da ferramenta e a peça, ver Figura 3.8. Ocasiona deterioração do acabamento superficial da peça e faz com que a peça mude de dimensão (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2006).

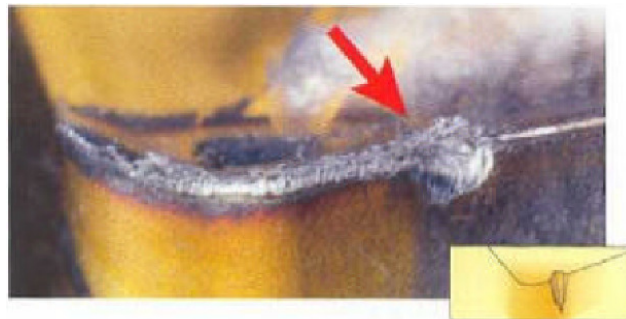


Figura 3.8 – Desgaste de entalhe na aresta de corte de uma pastilha (SANDVIK, 2005).

Ele ocorre principalmente na usinagem de materiais resistentes a altas temperaturas (tais como ligas de níquel, titânio, cobalto e aço inoxidável), aços muito macios ou outros materiais que tem forte tendência ao encruamento (SHAW, 2005; MACHADO e DA SILVA, 2004).

3.3.2 – Avarias

Deformação plástica da aresta de corte: a elevada pressão aplicada à ponta da ferramenta e a alta temperatura podem causar deformação, como mostrado na Figura 3.9. A escolha de um raio de ponta grande e de revestimentos duros ajudam a minimizar a deformação plástica. O primeiro porque distribui melhor o calor ao longo da aresta de corte e o segundo por suportar melhor as altas temperaturas de usinagem (FERRER, 2006).



Figura 3.9 – Deformação plástica na aresta de corte (SANDVIK, 2005).

Lascamento: este tipo de avaria retira partículas macroscópicas da ferramenta de maneira súbita e prejudica o acabamento da peça (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006). Esta avaria é mais frequente durante o corte interrompido, como acontece no fresamento. Nessas condições a aresta de corte pode ser danificada devido ao impacto com a peça ou à fadiga (FERRER, 2006).

Trincas: decorrente de variação térmica e mecânica. Se for de origem térmica, as trincas ocorrem perpendiculares à aresta de corte e de origem mecânica paralelas à aresta. O corte interrompido, o acesso irregular do fluido de corte e a variação de espessura de corte são alguns fatores que geram tais trincas (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2006). A Figura 3.10 ilustra trincas térmicas em uma pastilha de corte.

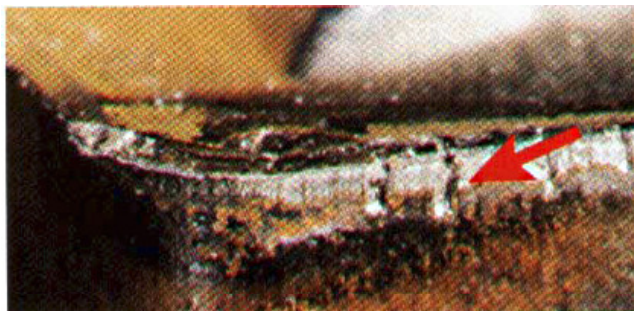


Figura 3.10 – Trincas na aresta de corte decorrente de variação térmica (SANDVIK, 2005).

Quebra: todos os desgastes e avarias ao crescerem podem gerar a quebra da ferramenta. O corte interrompido, a carga excessiva sobre a ferramenta, a ferramenta muito dura, entre outros, também podem ocasionar a quebra da ferramenta, sendo que, nestes casos, ela pode ocorrer inesperadamente, sem a presença de grandes desgastes ou avarias (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2006). Esta avaria pode ser observada pela Figura 3.11.



Figura 3.11 - Quebra de aresta da pastilha de corte (SANDVIK, 2005).

3.4 – Mecanismos de desgaste

Em condições normais de corte, um dos tipos de desgaste (cratera, entalhe e frontal) irá prevalecer e desenvolverá devido a vários mecanismos de desgaste, que são definidos abaixo:

Abrasão: é um mecanismo que envolve a perda de material por microsulcamento ou microcorte (ZUM GAHR, 1987), causado por partículas de elevada dureza relativa (carbonetos, carbonitretos ou até mesmo por partículas da ferramenta) e influenciada pela temperatura de corte, a qual reduz a dureza da ferramenta, facilitando a abrasão. Em ferramentas de corte, durante a usinagem, podem ocorrer dois tipos de abrasão: a dois e a três corpos. No caso de

abrasão a dois corpos, as partículas abrasivas são precipitados duros (óxidos, carbonetos, nitretos ou carbonitretos), pertencentes ao material da peça ou do cavaco. No caso da abrasão a três corpos, as partículas abrasivas são materiais da própria ferramenta, que se desprenderam por ‘attrition’, mergulhadas no fluxo de material adjacente (da peça ou da ferramenta) (MACHADO et al., 2009). Tanto o desgaste de flanco como o de cratera podem ser gerados por abrasão, mas este é mais importante no desgaste de flanco, já que a superfície de folga atrita contra um elemento rígido tal como a superfície da peça, enquanto o contato entre a superfície de saída e o cavaco envolve escorregamento e adesão (DINIZ e FERRER, 2008). A habilidade da ferramenta resistir ao mecanismo de abrasão está relacionada com sua dureza. A região do desgaste causada por abrasão geralmente contem riscos paralelos a direção de corte (SANDVIK, 2005).

Adesão (*Attrition*): geralmente ocorre sob baixas velocidades de corte, quando o fluxo de material na superfície de saída da ferramenta é irregular e o contato com a ferramenta é menos contínuo. Este mecanismo pode ser descrito como adesão e remoção sucessivas de material da peça/cavaco sobre a ferramenta, que também causa remoção de partículas da ferramenta. Sob estas condições, partículas microscópicas da ferramenta são extraídas e arrastadas junto com o fluxo de material. O fluxo irregular de material necessário para que o desgaste por ‘attrition’ ocorra é promovido pela zona de escorregamento entre o cavaco e a ferramenta, pelo corte interrompido, pela profundidade de corte variável e pela vibração (TRENT e WRIGHT, 2000). Como este mecanismo se processa em nível de grãos, as áreas desgastadas por ‘attrition’ tem uma aparência áspera (MACHADO et al., 2009).

Difusão: fenômeno microscópico ativado pela temperatura na zona de corte. Dependendo da temperatura, da duração do contato e da afinidade físico-química dos dois metais envolvidos na zona de fluxo, há a transferência de átomos de um metal para outro. Este mecanismo é responsável principalmente pelo desgaste de cratera, pois é nesta região que, devido à presença da zona de aderência e zona de fluxo entre cavaco e ferramenta, as condições necessárias para a difusão estão presentes. A difusão pode também ocorrer na superfície de folga da ferramenta, mas somente depois de algum desgaste já ter ocorrido através de outro mecanismo, pois somente depois de algum desgaste é que a aderência e o cisalhamento dentro da camada aderida (zona de fluxo) podem ocorrer (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006). A taxa de desgaste irá

aumentar com o aumento da velocidade de corte e de avanço. No microscópio as áreas desgastadas por difusão têm aparência lisa (MACHADO et al., 2009).

Oxidação: ocorre devido à presença das altas temperaturas, ar e água, contida nos fluidos de corte. Durante o corte formam-se óxidos porosos sobre a ferramenta, alguns mais resistentes outros não, os quais são removidos pelo atrito gerando desgaste (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006). O desgaste gerado pela oxidação se forma especialmente nas extremidades do contato cavaco-ferramenta devido ao acesso do ar nesta região, sendo esta uma possível explicação para o surgimento do desgaste de entalhe (SANDVIK, 2005).

Ainda não existe um consenso na literatura que explique exatamente o mecanismo que provoca o desgaste de entalhe. Pelo menos nove diferentes prováveis causas para o desenvolvimento desse entalhe são encontradas na literatura: presença de uma camada encruada de material na superfície da peça usinada previamente; concentração de tensão devido a um gradiente de tensão na superfície livre da ferramenta; formação de trincas térmicas devido a um alto gradiente de temperatura na superfície livre da ferramenta; presença de rebarba na aresta da superfície previamente usinada; velocidade maior na altura da profundidade de corte onde o diâmetro é maior (esta obviamente não pode ser a única causa, pois o desgaste de entalhe acontece também na ponta da ferramenta, onde a velocidade é menor); presença de uma camada de óxido abrasiva na superfície previamente usinada; fluxo de material de aresta postiça de corte, paralelo à aresta de corte (também não pode ser a causa, pois quanto maior a velocidade de corte, incluindo as velocidades onde a APC inexistente, mais problemática é a formação de desgaste de entalhe); fadiga da ferramenta devido à flutuação de força na superfície livre da ferramenta que acompanha os pequenos movimentos laterais das arestas dos cavacos; e partículas da ferramenta depositadas na superfície da peça previamente usinada, que agem como pequenas ferramentas de corte para induzir o desgaste (SHAW, 2005).

3.5 – Estudo de caso

Doré (2007) estudou a influência da nodularidade na vida de ferramenta de metal duro revestido, cerâmica à base de nitreto de silício (Si_3N_4) revestida e à base de óxido de alumínio (Al_2O_3), utilizando o processo de torneamento de longa duração. Os corpos de prova utilizados possuíam grafita na forma III e IV, e foram denominados de:

- ❖ VER-1 – matriz metálica com 98% de perlita, 94% de grafita vermicular e 6% de grafita nodular e 1% de carbonetos precipitados na matriz metálica;
- ❖ VER-2 – matriz metálica com 96% de perlita, 74% de grafita vermicular e 26% de grafita nodular;
- ❖ VER-3 – matriz metálica com 94% de perlita, 64% de grafita vermicular e 36% de grafita nodular.

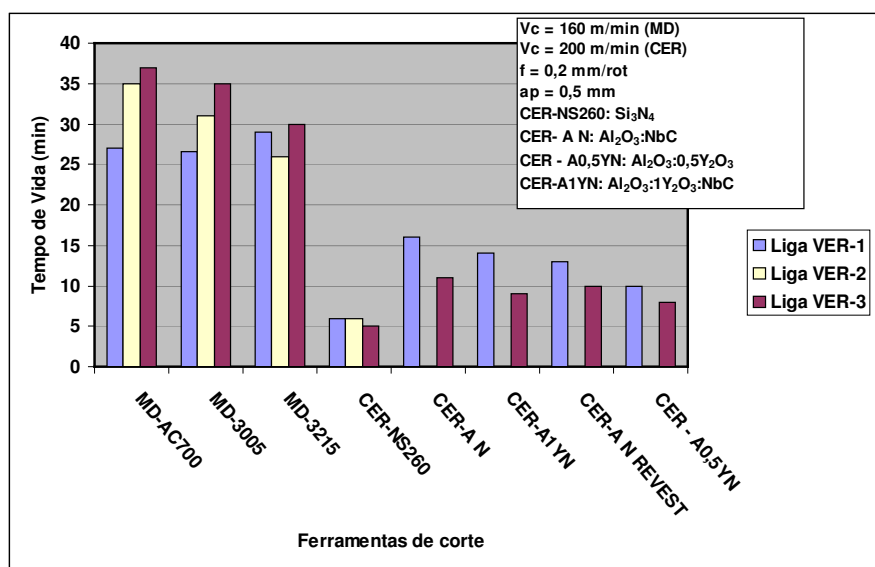


Figura 3.12 - Resultados obtidos na usinagem das ligas de ferro fundido vermicular com ferramentas de metal duro (MD) e cerâmica (CER) (DORÉ, 2007).

Como mostrado na Figura 3.12, as ferramentas de metal duro obtiveram os melhores resultados na usinagem das três ligas. O mecanismo de desgaste predominante foi a abrasão e nas ligas com maior nodularidade houve também fraturas nos substratos das ferramentas. A ferramenta MD-AC700 (“MD” é a codificação de metal duro utilizada na pesquisa) foi a de melhor desempenho, sendo este desempenho justificado por Doré, pelo fato desta não possuir aresta alisadora e as demais possuírem, o que gerou menor calor minimizando o desgaste.

Entre as ferramentas cerâmicas, aquelas à base de óxido de alumínio tiveram melhores resultados. Segundo Doré ocorreu abrasão devido às próprias partículas do substrato serem arrancadas pelo desgaste por adesão, fraturas de substrato e possivelmente difusão. O aumento da nodularidade favoreceu o desgaste por difusão.

Pela análise do gráfico, percebe-se que a liga VER-3, com menor porcentagem de perlita e maior porcentagem de grafitas em nódulos, apresentou a maior vida dentre as outras ligas quando usinada com metal duro.

Já a liga VER-1, maior porcentagem de perlita, menor porcentagem de grafitas em nódulos e presença de carbonetos, apresentou maior vida que a liga VER-3 quando usinada com cerâmica à base de óxido de alumínio.

Como se sabe, a grafita durante a formação do cavaco funciona como um lubrificante. Porém, há que se ressaltar que as diferentes formas de grafitas (lamelar, vermicular, nodular, etc) exigem esforços diferentes, como por exemplo, pontos de concentração de tensão que podem surgir em algumas regiões das grafitas. Em comparação com a perlita, possivelmente os esforços nesta serão maiores do que em qualquer forma de grafita. Assim os resultados de Doré são coerentes, pois quanto maior a porcentagem de perlita (e menor espessura lamelar, como mencionado no item 2.6.3) e carbonetos na liga, provavelmente menor será a vida da ferramenta.

Capítulo 4

Métodos e Procedimentos Experimentais

4.1 – Introdução

A parte experimental do estudo foi realizada no Laboratório de Usinagem dos Materiais do Departamento de Engenharia da Fabricação, na Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP.

Esta pesquisa tem como principal objetivo avaliar a influência do teor de titânio na vida da ferramenta no torneamento longitudinal em ligas de ferro fundido vermicular em operação de semi-acabamento com pastilhas de metal duro e de cerâmica.

Este capítulo descreve as condições em que os ensaios foram realizados, as características dos materiais usinados, as especificações de ferramentas, porta-ferramenta, máquina-ferramenta, sistemas de monitoramento, análise de desgaste e o desenvolvimento do planejamento experimental.

4.2 – Máquina ferramenta

Os experimentos foram realizados no torno CNC da marca Romi, modelo *Galaxy 20*. Os principais dados da máquina são: potência de 15 kW e rotação de 4500 rpm no eixo árvore. A Figura 4.1 mostra uma vista da máquina-ferramenta.



Figura 4.1 – Torno CNC Romi utilizados nos experimentos.

4.3 – Ferramentas e porta-ferramenta

Os ensaios foram realizados com ferramentas e porta-ferramenta fornecidos pela empresa Sandvik Coromant.

A ferramenta de metal duro utilizada foi a de geometria SNMG 120408, equivalente à classe GC, ISO HC-K10, com cobertura CVD constituída por três camadas: nitreto de titânio (TiN), óxido de alumínio (Al_2O_3) e carbonitreto de titânio (TiCN). A camada de TiN era removida da superfície de saída por um processo de jateamento da superfície, que promovia aumento nas tensões residuais compressivas da pastilha, o que melhora sua tenacidade. Assim, a superfície de saída da ferramenta era composta por duas camadas Al_2O_3 e TiCN, como mostrado na Figura 4.2. A ferramenta negativa foi escolhida, pois com esta se consegue uma maior resistência da cunha da ferramenta. Isto é desejável no corte de materiais como o ferro fundido, pois este é normalmente um material heterogêneo, o que faz com que seu corte se pareça com o corte interrompido, necessitando de uma geometria de ferramenta mais resistente aos choques (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2006).

As ferramentas de material cerâmico utilizadas foram de classificações diferentes, com geometria SNGA 120408 (sem quebra cavacos) equivalente à classe CC, ISO CM-K10 (cerâmica mista à base de alumina (Al_2O_3) com carboneto de titânio) e à classe GC, ISO CC-K10 (Sialon que possui substrato de nitreto de silício (Si_3N_4) com uma fina camada de cobertura de TiN – Al_2O_3). A geometria da ferramenta de metal duro diferia da geometria das ferramentas cerâmicas não somente pela presença de quebra-cavacos, como também pelo fato de que as ferramentas cerâmicas apresentavam chanfro na aresta de corte (ver características dos chanfros na Figura 4.2). Assim, a geometria de corte que se tinha quando se utilizava ferramenta cerâmica era mais negativa do que quando se utilizava ferramenta de metal duro, apesar de se utilizar o mesmo porta-ferramenta em todos os materiais de ferramenta testados.

A Figura 4.2 mostra as três pastilhas utilizadas nos testes.

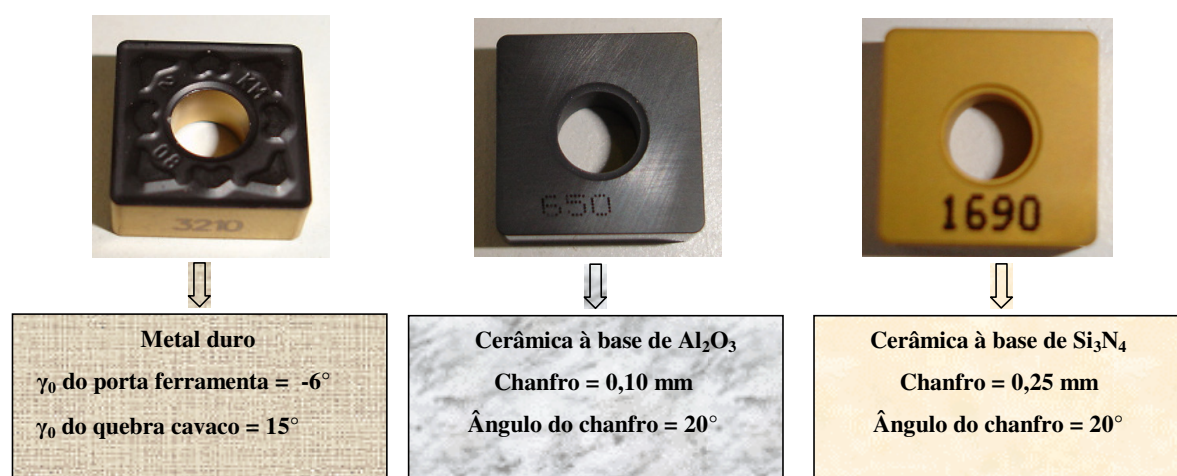


Figura 4.2- Pastilhas utilizadas no teste: metal duro e cerâmica.

Para a fixação das pastilhas na torre porta-ferramentas do torno foi utilizado o suporte código PSBNR-2525M-12, mostrado na Figura 4.3.

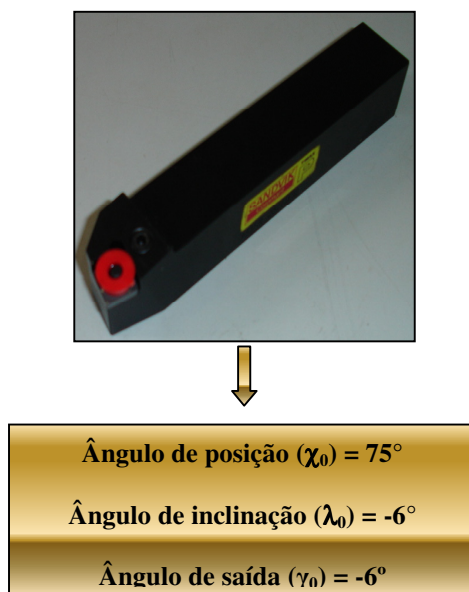


Figura 4.3 – Suporte para ferramentas utilizado no processo de torneamento.

Para a fixação dos corpos de prova foram utilizados um contra-ponto e uma placa de três castanhas. Um dispositivo cônico de bronze foi feito para fixar o corpo de prova no contra-ponto. A Figura 4.4 mostra o corpo de prova fixado para o ensaio de torneamento. Durante os ensaios não eram retiradas nem a peça para a medição de rugosidade (a medição desta era feita com a peça presa na máquina) nem o suporte da ferramenta, somente a pastilha para a medição dos desgastes. Este procedimento foi adotado a fim de evitar possíveis alterações de posição do suporte e variação de profundidade de corte.

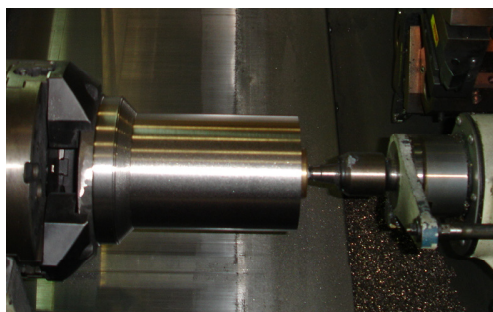


Figura 4.4 – Fixação do corpo de prova utilizado no ensaio de torneamento.

4.4 – Material usinado

Os ensaios foram realizados com três ligas de ferro fundido vermicular, fundidos pela Tupy S.A.. Os ensaios de dureza e de tração foram realizados no Laboratório Metalúrgico da empresa fornecedora dos corpos de prova e os resultados estão mostrados na Tabela 4.1 e 4.2. Algumas das análises metalográficas foram realizadas no Laboratório Metalúrgico da empresa e outras no Laboratório de Tribologia e Materiais (LTM) da Universidade Federal de Uberlândia (UFU).

Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas das ligas utilizadas nos ensaios (Tupy, 2008).

Liga	Dureza Brinell (5/570)		Ensaio de tração		
	<i>Superfície</i>	<i>Núcleo</i>	σ_u (MPa)	σ_e (MPa)	A (%)
L1	231	234	517	399	1,92
L2	245	240	490	394	1,13
L3	231	228	513	394	1,50

Tabela 4.2 – Caracterização das ligas quanto à matriz (Tupy, 2008).

Liga	Matriz perlítica	Espaçamento da lamela de perlita [μm] (S _o)	Grafita						
			Forma	Nodular	Tamanho (%)				
					8	7	6	5	4
L1	98%	0,45	III - VI	7 %	15	36	33	14	2
L2	99%	0,30	III - VI	12%	14	33	35	17	1
L3	97%	0,35	III - VI	16%	13	34	35	16	2

A composição química das amostras é mostrada na Tabela 4.3. Observando a tabela percebe-se que os teores dos elementos químicos nas ligas são praticamente semelhantes. Mesmo assim não se pode afirmar que as ligas são iguais, pois apesar desta pequena diferença na composição suas propriedades mecânicas não são iguais. Há que se observar que duas das ligas (L2 e L3) tem 0,03% de Ti e a liga L1 tem 0,007% de Ti. Interessante ressaltar que as ligas L1 e

L2 tiveram 2h30 de tempo de desmoldagem e a liga L3 4h30. Estudar a influência desta diferença residual do teor de titânio na usinabilidade da liga é um dos objetivos deste trabalho.

Tabela 4.3– Composição química das ligas.

Liga	Composição química %									
	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Cu</i>	<i>Mg</i>	<i>Sn</i>	<i>Ti</i>
L1	3,41	2,37	0,32	0,02	0,009	0,03	0,68	0,012	0,07	0,007
L2	3,35	2,41	0,32	0,02	0,008	0,03	0,68	0,013	0,07	0,03
L3	3,40	2,47	0,32	0,04	0,007	0,03	0,69	0,013	0,07	0,03

Para análise de micrografia as amostras foram lixadas, polidas e atacadas com Nital (1% para análise de carbonetos e a 3% para análise do núcleo e do espaçamento de perlita). As imagens do núcleo das amostras e o espaçamento da perlita foram fornecidos pela Tupy Fundição. Para obter as imagens dos carbonetos foi utilizado um microdurômetro da *Shimadzu* do LTM da UFU, e as amostras foram atacadas com Nital 1% durante 9 segundos.

A Figura 4.5 mostra o núcleo da amostra da liga L1, sendo que as grafitas vermiculares e nodulares são visualizadas na Figura 4.5a e na 4.5b o espaçamento interlamelar da perlita. Na Figura 4.6 são identificados os carbonetos encontrados na matriz.

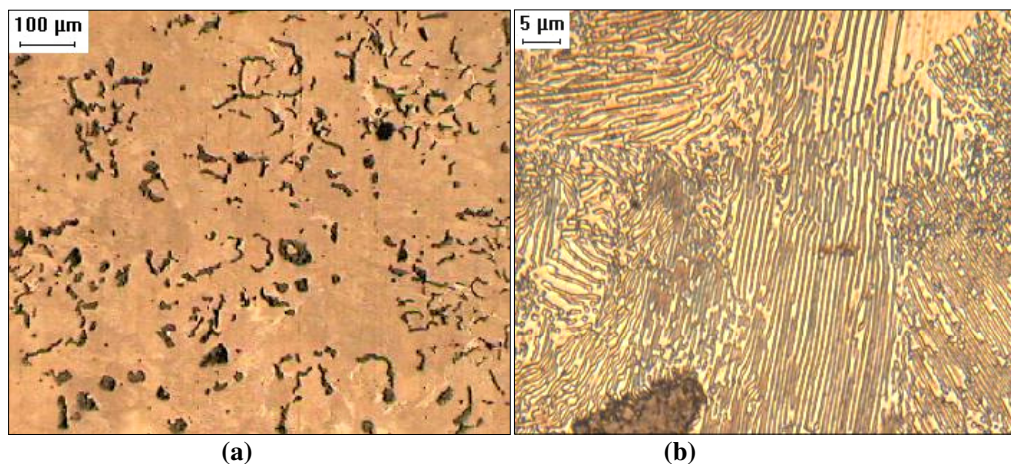


Figura 4.5 – Micrografia da liga L1 atacada com Nital 3%, mostrando (a) o núcleo da amostra e (b) o espaçamento interlamelar da perlita (Tupy, 2008).

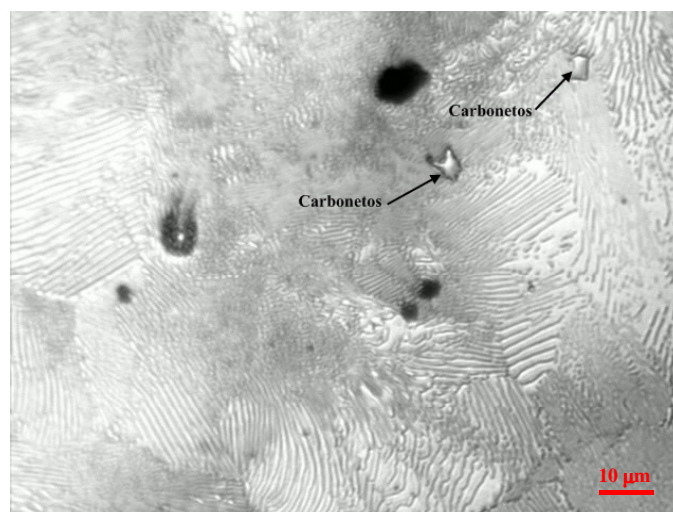
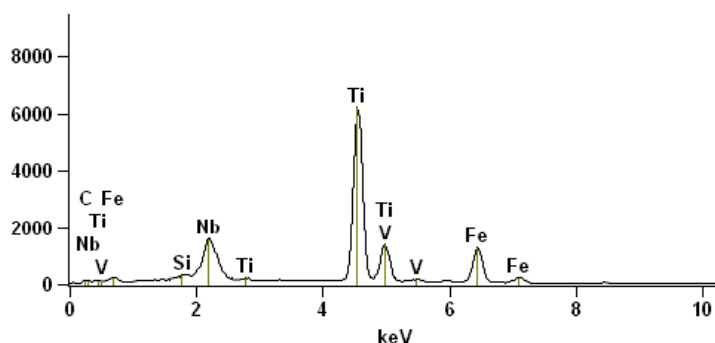


Figura 4.6 – Carbonetos na matriz da liga L1 atacada com Nital 1%.

No microdurômetro foram obtidas as imagens da matriz da liga L1 para a contagem aleatória dos carbonetos. Numa área de 120 mm^2 foram contados em média trinta e cinco carbonetos, ou seja, $0,29 \text{ carboneto/mm}^2$, sendo que estes se localizavam geralmente próximos ao eutético de fósforo e eram dispersos. Devido ao maior desgaste da matriz durante o lixamento e polimento, os carbonetos apareciam em relevo, o que de certo modo facilitava a identificação dos mesmos. A Figura 4.7 mostra o carboneto da liga L1 (imagem obtida no Microscópio Eletrônico de Varredura) e o espectro da análise química, que detectou ocorrência de titânio, ferro, vanádio e nióbio neste carboneto.



MEV



EDS

Figura 4.7 – Imagem do carboneto da liga L1 no MEV e o espectro da análise química por EDS.

A Figura 4.8 mostra o núcleo da amostra da liga L2. As grafitas vermiculares e nodulares são vistas na Figura 4.8a e o espaçamento interlamelar da perlita na Figura 4.8b.

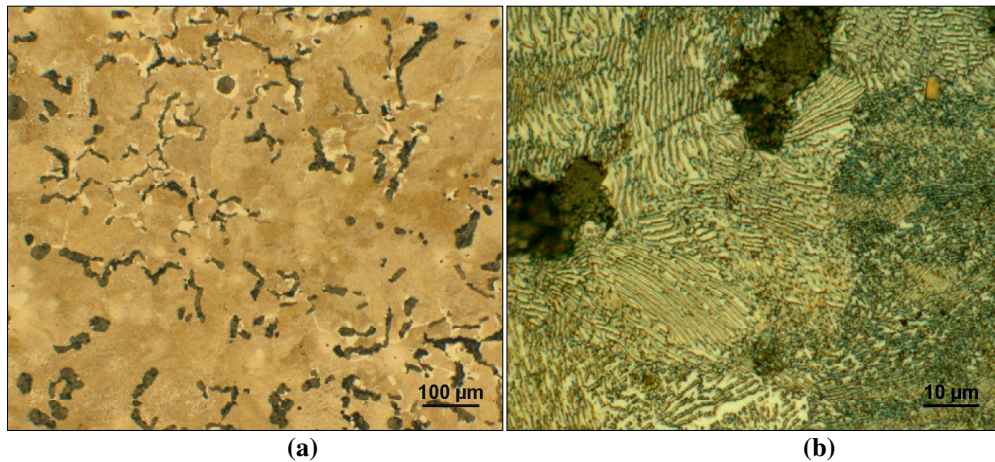


Figura 4.8 – Micrografia da liga L2 atacada com Nital 3%, mostrando (a) o núcleo da amostra e (b) o espaçamento interlamelar da perlita (Tupy, 2008).

Na liga L2 foi analisada uma área de 110 mm² e em média, cento e nove carbonetos foram encontrados, ou seja, 0,99 carboneto/mm². Nesta liga os carbonetos se localizavam na matriz perlítica e também próximos ao eutético, mas não com tanta frequência como na liga L1. A Figura 4.9 mostra as diversas formas dos carbonetos encontrados na liga L2. Há que se notar que, esta liga possui aproximadamente 4,3 vezes mais teor de titânio que a liga L1 e pouco mais de três vezes mais carbonetos.



Figura 4.9 – Carbonetos encontrados na matriz da liga L2 atacada com Nital 1%.

A Figura 4.10 mostra o carboneto da liga L2 (imagem obtida pelo Microscópio Eletrônico de Varredura) e seu espectro da análise química, que detectou ocorrência de titânio, ferro, vanádio e nióbio.

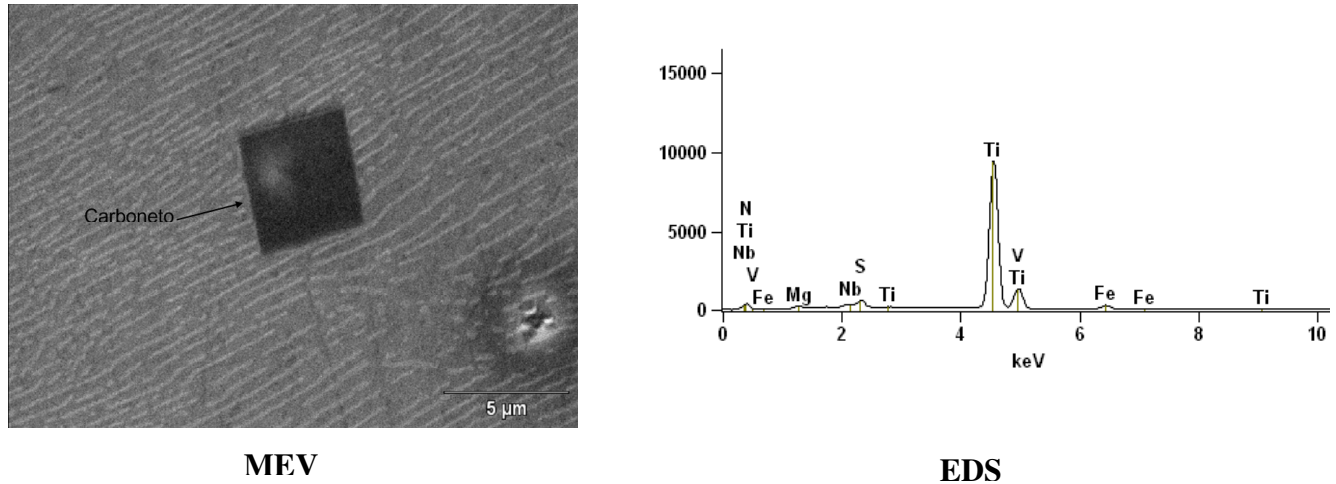


Figura 4.10 – Imagem do carboneto da liga L2 no MEV e espectro da análise química por EDS.

A Figura 4.11 mostra o núcleo de uma amostra da liga L3, contendo grafitas vermiculares e nodulares na Figura 4.11a e em 4.11b o espaçamento interlamelar da perlita. A Figura 4.12 identifica uma das formas dos carbonetos da liga L3.

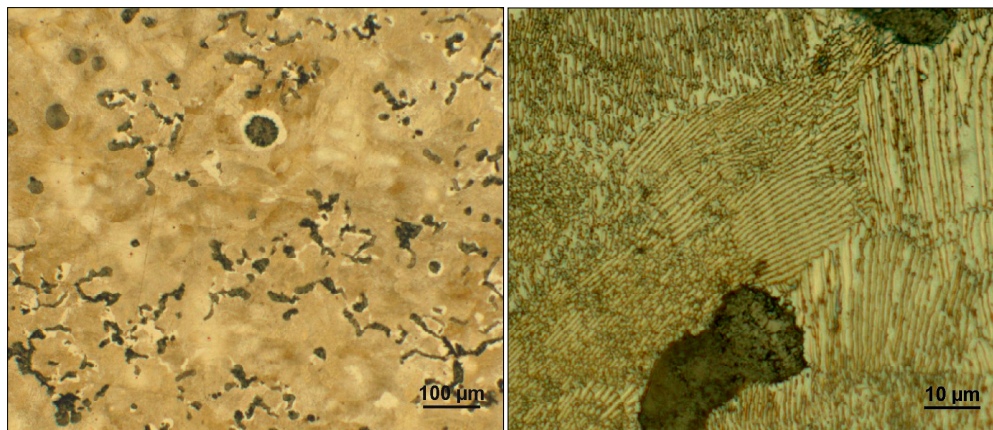


Figura 4.11 – Micrografia da liga L3 atacada com Nital 3%, mostrando (a) o núcleo da amostra e (b) o espaçamento interlamelar da perlita (Tupy, 2008).

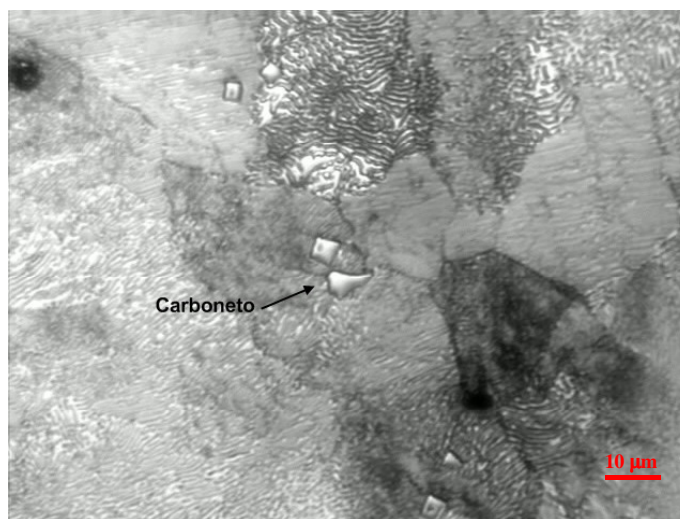
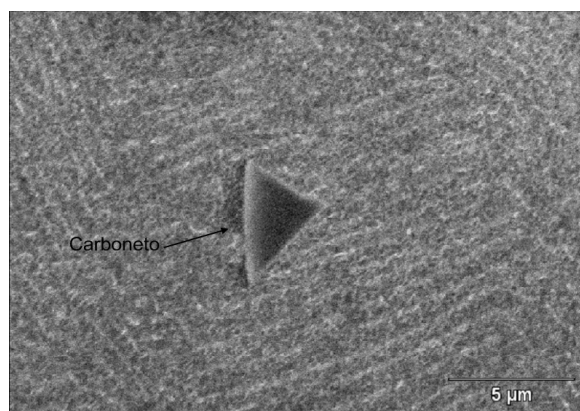
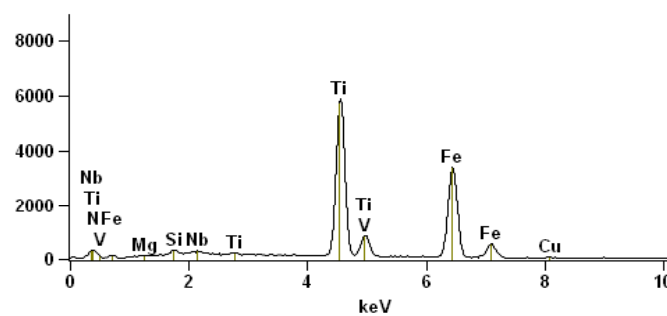


Figura 4.12 – Carbonetos encontrados na matriz da liga L3 atacada com Nital 1%.

Na liga L3 foram encontrados em média, cento e sessenta e dois carbonetos, em uma área de 143 mm², ou seja, 1,13 carboneto/mm². Novamente, tem-se uma liga com 4,3 vezes mais de teor de titânio que a liga L1, porém quase quatro vezes mais carbonetos. Na Figura 4.13 é mostrado uma das formas dos carbonetos da liga L3 e seu espectro da análise química, que detectou ocorrência de titânio, ferro, vanádio e nióbio.



MEV



EDS

Figura 4.13 – Imagem do carboneto da liga L3 no MEV e espectro da análise química por EDS.

Percebe-se que nas três ligas houve ocorrência de titânio, vanádio, nióbio e ferro, o que provavelmente indica que os carbonetos formados sejam do tipo M_xC_y , ou seja, carbonetos complexos. Outros elementos podem também estar presentes, mas devido ao peso atômico baixo, não foi possível a identificação destes. Como exemplo pode-se citar o nitrogênio, que poderia estar presente no carboneto complexo.

A geometria dos corpos de prova utilizados na operação de torneamento proporcionou um melhor aproveitamento na usinagem do material, evitando interrupções e preparação do material em curtos períodos de tempo. Suas dimensões estão mostradas na Figura 4.14. Os ensaios consistiam do processo de torneamento longitudinal destes corpos de prova em sucessivas passadas com redução do diâmetro usinado em cada passada.

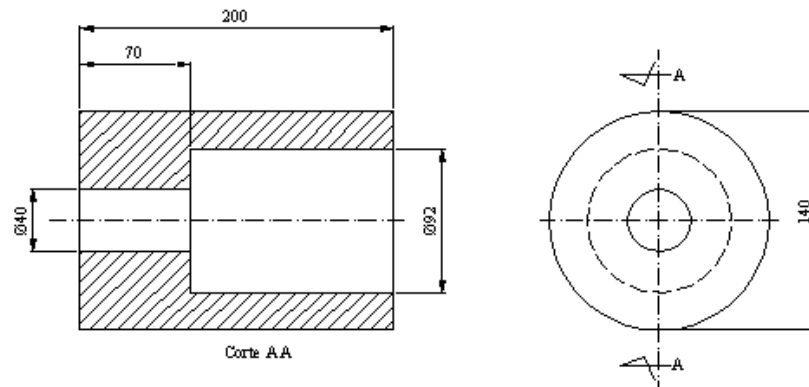


Figura 4.14 – Corpo de prova utilizado no ensaio de torneamento.

4.5 – Avaliação do processo

Os processos de torneamento das três ligas foram avaliados através da aquisição de potência, medição do desgaste da ferramenta e da rugosidade da peça. Durante os ensaios o desgaste de flanco foi a variável monitorada ($VB_{Bmáx}$).

Para a aquisição da potência elétrica consumida pelo motor foi utilizado o *software LabView 8.0* da *National Instruments*. O sinal foi captado com uma taxa de amostragem de 100 Hz, enviado pelo comando numérico em volts e depois convertido em kW pela relação 1 volts = 1,47 kW. Depois da aquisição os dados foram tratados por outro *software*, o *Scilab 4.1.2*. A

potência elétrica consumida pelo motor principal da máquina capturada por este sistema é afetada pelo rendimento da máquina. Mesmo assim é um indicador da potência mecânica, que por sua vez fornece informações sobre a potência de usinagem. O objetivo da coleta digital dos dados de potência foi obter informações se o teor de titânio influenciava no consumo de potência de usinagem em magnitude representativa e se seria possível utilizar essas informações para monitorar a vida da ferramenta.

O ensaio era finalizado quando o valor de desgaste de flanco máximo ($VB_{Bmáx}$) atingia 300 μm , ilustrado na Figura 4.15. Para o monitoramento do desgaste foi utilizado um microscópio óptico *Kontrol* modelo KET 300, com ampliação de 90x em conjunto com um software analisador de imagens, mostrado na Figura 4.16. Durante cada ensaio a pastilha que corresponde à ferramenta era retirada diversas vezes do porta-ferramenta para a medição de desgaste .

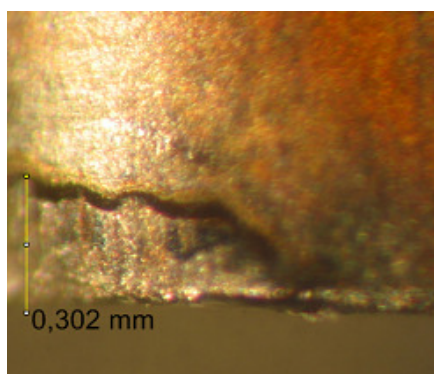


Figura 4.15 - Ferramenta de metal duro no fim de vida ($VB_{máx} = 0,300 \text{ mm}$).

Os mecanismos de desgaste na aresta de corte foram analisados no Laboratório de Materiais, com auxílio de um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), modelo JXA-840A, mostrado na Figura 4.17. Também foram realizadas análises qualitativas dos elementos químicos, presentes na superfície desgastada das pastilhas, utilizando o sistema EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva). Este tipo de análise foi realizado nas arestas de corte utilizadas após o término dos ensaios (ferramenta em fim de vida).



Figura 4.16 – Conjunto de equipamentos para a medição do desgaste.



Figura 4.17 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

A rugosidade da superfície usinada foi medida utilizando-se um rugosímetro portátil modelo *SurfTest* SJ-201 P fabricado pela *Mitutoyo*. Os parâmetros medidos foram R_a e R_y utilizando *cut-off* de 0,8 mm. O rugosímetro era fixado através da base magnética na torre porta-ferramentas do torno e a medição era feita no sentido axial do cilindro (sentido de avanço do torneamento). Sempre que a pastilha era retirada para medição do desgaste, aproveitava-se a parada do ensaio para também proceder à medição da rugosidade da peça.

4.6 – Planejamento Experimental

Os planejamentos fatoriais permitem a investigação do efeito de duas ou mais variáveis de influência. Esses planejamentos são aplicados por meio da construção de arranjos com a combinação das diferentes variáveis do experimento e permitem quantificar tanto o efeito individual como o efeito combinado das variáveis, quando ocorre a interação. Por outro lado, os planejamentos fatoriais costumam ser de execução demorada, devido ao número muito grande de ensaios demandados com o aumento do número de variáveis envolvidas (MONTGOMERY, 2007).

Os experimentos foram realizados de forma aleatória e com duas réplicas em cada situação. Para melhor compreensão dos resultados foram feitas três análises, trabalhando com as ligas duas a duas, quando se utilizou ferramenta de metal duro. Com isso utilizou-se o planejamento fatorial 2^2 (duas variáveis a dois níveis), sendo que as variáveis eram a liga e a velocidade de corte e a principal variável de resposta era o tempo de vida da ferramenta.

Os níveis das variáveis foram escolhidos de acordo com as recomendações dos fabricantes, a Tupy Fundições Ltda e a Sandvik do Brasil. Como o catálogo da fabricante de ferramenta de corte ainda não possui recomendações para o ferro fundido vermicular, partiu-se das recomendações intermediárias dos ferros fundidos cinzento e nodular, e testes preliminares foram realizados para obter as condições ideais de corte e que estão na Tabela 4.4. A Tabela 4.5 mostra o Planejamento Fatorial utilizado nos experimentos. Os ensaios foram realizados sem fluido de corte e terminava quando o desgaste de flanco máximo atingia 300 μm .

Tabela 4.4 – Condições de usinagem utilizadas nos ensaios.

Ferramenta	Liga	v_c (m/min)	f (mm/rot)	a_p (mm)	Cobertura
GC 3210 (metal duro)	L1, L2 e L3	160	0,15	1	TiN/Al ₂ O ₃ /TiCN
		250			
GC 1690 (Sialon)	L1	250	0,15	1	Sem cobertura
CC 650 (cerâmica de Al ₂ O ₃)		500			TiN/Al ₂ O ₃

Tabela 4.5 – Planejamento fatorial para a ferramenta de metal duro.

Planejamento	Níveis	-1	+1
1ª etapa	Velocidade de corte	160	250
	Ligas	L1	L2
2ª etapa	Velocidade de corte	160	250
	Ligas	L1	L3
3ª etapa	Velocidade de corte	160	250
	Ligas	L2	L3
	Total de ensaios	6 testes + repetições	

Os resultados do processo de usinagem utilizando as ferramentas cerâmicas não foram analisados estatisticamente. Como no começo dos testes foram realizados ensaios preliminares, nas condições testadas para estas ferramentas a vida da ferramenta foi abaixo do esperado, e não foram realizadas réplicas. Porém no capítulo 5 serão discutidos os resultados obtidos com estas ferramentas.

Capítulo 5

Resultados e Discussões

5.1 – Ferramenta de Metal Duro

A usinagem é um processo bastante imprevisível, que pode tornar um processo complexo e simples ao mesmo tempo. É complexo devido às dificuldades em se determinar as imprevisíveis condições ideais de corte, e é simples porque, uma vez determinadas as condições ideais de corte, o cavaco se forma corretamente, dispensando qualquer tipo de ação especial do operador (MACHADO e DA SILVA, 2004). Devido a essa definição paradoxal é que mais uma vez a ferramenta de metal duro é analisada na usinagem de ferro fundido vermicular.

Pesquisas realizadas em torneamento longitudinal com ferro fundido vermicular têm mostrado um bom desempenho com ferramentas de metal duro em baixas velocidades (ver Figuras 2.9, 3.3 e 3.4). Mas as condições de corte, de máquina, a microestrutura do material usinado e a própria ferramenta de corte são diferentes em cada pesquisa. E com todas essas condições variando não é possível em usinagem extrapolar os resultados para um mesmo material ou ferramenta. Assim, o objetivo destes experimentos é verificar se a ferramenta de metal duro continuará tendo um bom desempenho usinando o material nas condições propostas. Além disso, pretende-se verificar a influência do teor de titânio na vida da ferramenta, na rugosidade da peça e na potência consumida pelo processo.

5.1.1 – Tempo de vida das ligas

O *software* utilizado para gerar os gráficos dos efeitos entre as variáveis em estudo foi *Minitab 15*. Os dados dos gráficos representam o valor médio de dois experimentos, com confiabilidade de 90%.

A Figura 5.1 mostra o gráfico dos valores de tempo de corte médio que as ligas L1 e L2 atingiram nas velocidades de corte de 160 e 250 m/min e desgaste de flanco máximo de 300 μm (vida de ferramenta). As barras no gráfico representam o valor médio enquanto os números acima da barra são os desvios padrões.

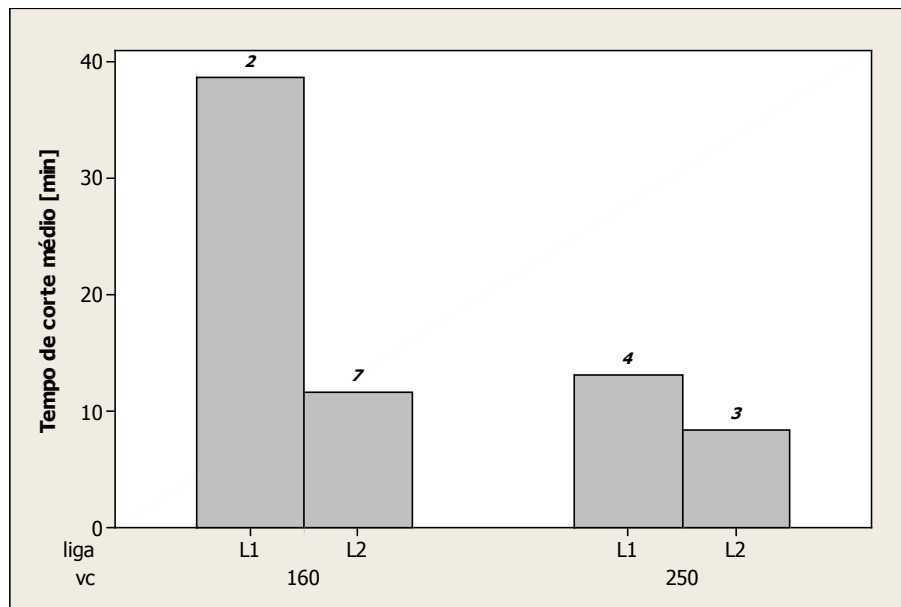


Figura 5.1 – Vida da ferramenta vs condições de usinagem, para as ligas L1 e L2.

A Figura 5.2 mostra o gráfico de Pareto do efeito em ordem de significância. Observa-se que os três fatores, bem como a interação entre eles, influenciam na vida da ferramenta. Porém, o fator B (liga) é o mais significativo de todos e a interação entre os fatores A e B é a que tem menor influência.

A Figura 5.3 mostra o efeito que cada fator, individualmente, causa na resposta de tempo de vida da ferramenta quando os níveis são passados do nível (-) para o nível (+). O nível (-) corresponde ao menor valor da variável e o nível (+) ao maior valor.

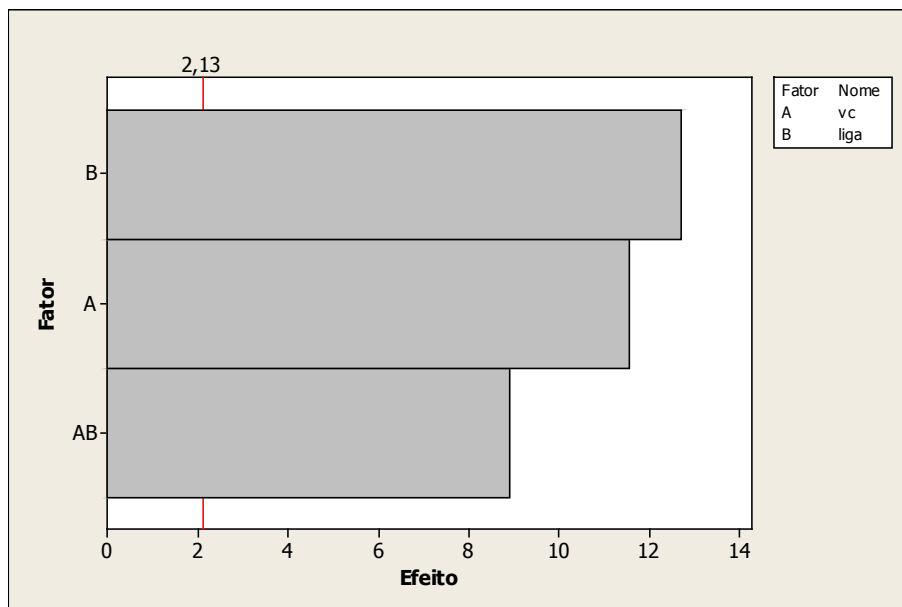


Figura 5.2 – Gráfico de Pareto do efeito.

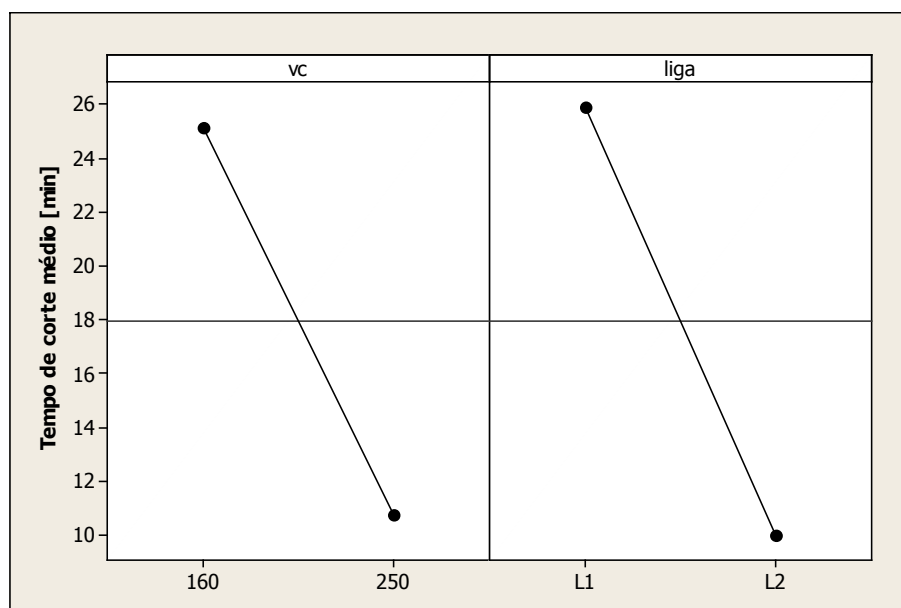


Figura 5.3 – Gráfico do efeito principal.

Como pode ser verificada na Figura 5.1, a liga L1 proporcionou a maior vida de ferramenta. Ao comparar as duas ligas na mesma velocidade, a vida de ferramenta para a liga L1 foi em média, 3,3 vezes superior para $v_c = 160$ m/min, e uma vez e meio superior para $v_c = 250$ m/min. Este resultado pode estar relacionado a três fatores: ao teor de titânio, ao espaçamento

interlamelar de perlita e à porcentagem de nodularidade. Na liga L2 o teor de titânio é 4,3 vezes maior (e o número médio de carbonetos por área da amostra é em média 3,4 vezes maior), a porcentagem de grafitas em nódulos é 1,7 vezes maior e o espaçamento interlamelar de perlita é 1,5 vezes menor que na liga L1. Nesta liga o corte provavelmente é um corte heterogêneo, pois a ferramenta se depara constantemente com diferentes fases (carbonetos, perlitas e grafitas) e o cisalhamento de cada fase ocorre de uma forma diferente, o que também requer esforços diferentes. Além disso, a tendência à ocorrência de desgaste abrasivo da ferramenta é maior, devido ao maior número de carbonetos (pontos duros) na liga.

Como era de se esperar, o aumento da velocidade de corte causou diminuição da vida da ferramenta. Há que se notar, porém, que na liga L1, o aumento da velocidade de corte de 160 para 250 m/min causou um decréscimo de cerca três vezes na vida da ferramenta, enquanto na liga L2, este mesmo aumento de velocidade causou decréscimo 33% na vida da ferramenta.

Para a análise da resposta de tempo de corte entre as ligas L1 e L3, a mesma metodologia gráfica foi aplicada para a interpretação dos resultados.

A Figura 5.4 mostra que o tempo de corte médio (vida da ferramenta) na liga L1, tanto na velocidade de corte 160 e 250 m/min, é superior ao da liga L3, quando o desgaste de flanco máximo atingiu 0,3 mm. Os números acima da barra equivalem ao desvio padrão.

Na Figura 5.5 observa-se novamente que tanto a liga, quanto a velocidade de corte e a interação entre elas influenciaram a vida da ferramenta. Há que se notar que, como na análise anterior (análise da vida da ferramenta quando se usinou as ligas L1 e L2), a liga foi mais influente que a velocidade de corte na vida da ferramenta.

Todavia, os dois fatores têm forte influência na vida da ferramenta, pois ambos têm valores de efeito bem maiores que o valor limite, abaixo do qual o efeito não é mais significativo (2,13). Isto pode ser visto pela forte inclinação das curvas mostradas na Figura 5.6.

Na liga L3 o teor de titânio é 4,3 vezes maior (e o número de carbonetos médio por unidade de área é quase quatro vezes maior), a porcentagem de grafitas em nódulos é 2,2 vezes maior e o espaçamento interlamelar de perlita é 1,2 vezes menor que na liga L1. Provavelmente estas foram as causas para uma menor vida da ferramenta quando se usinou a liga L3. A vida de ferramenta

na liga L3 foi, em média, 2,9 vezes inferior para $v_c = 160$ m/min, e 1,4 vezes inferior para $v_c = 250$ m/min.

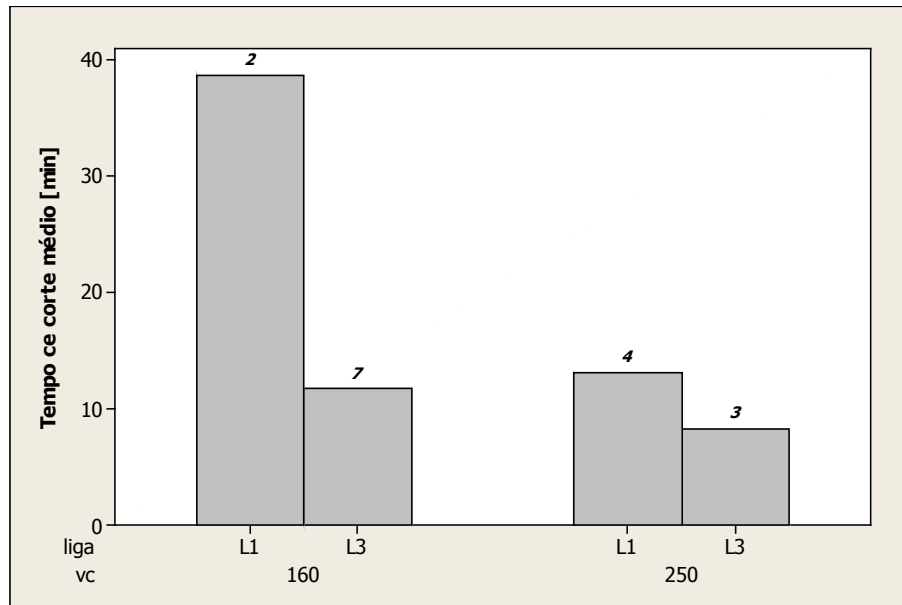


Figura 5.4 – Vida da ferramenta vs condições de usinagem, para as ligas L1 e L3.

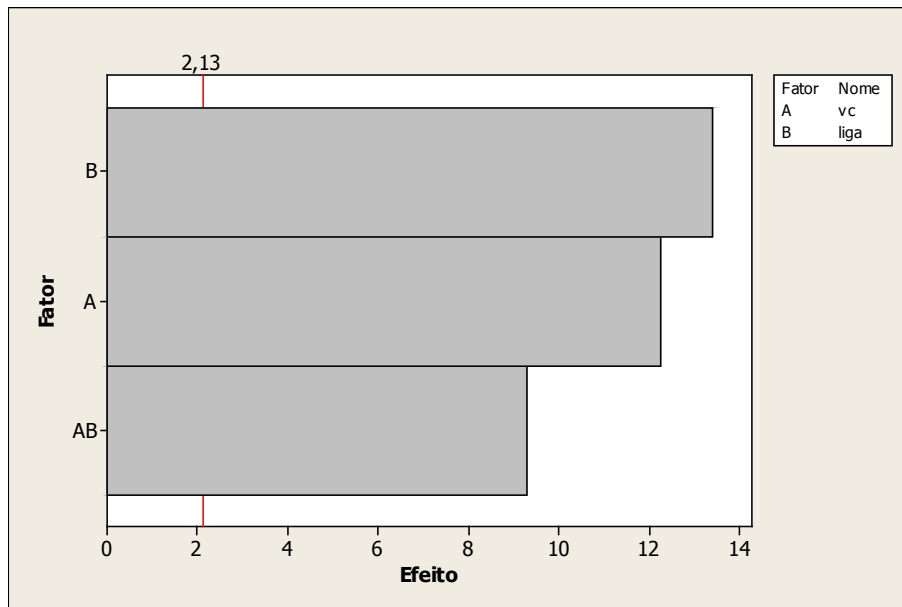


Figura 5.5 – Gráfico de Pareto do efeito.

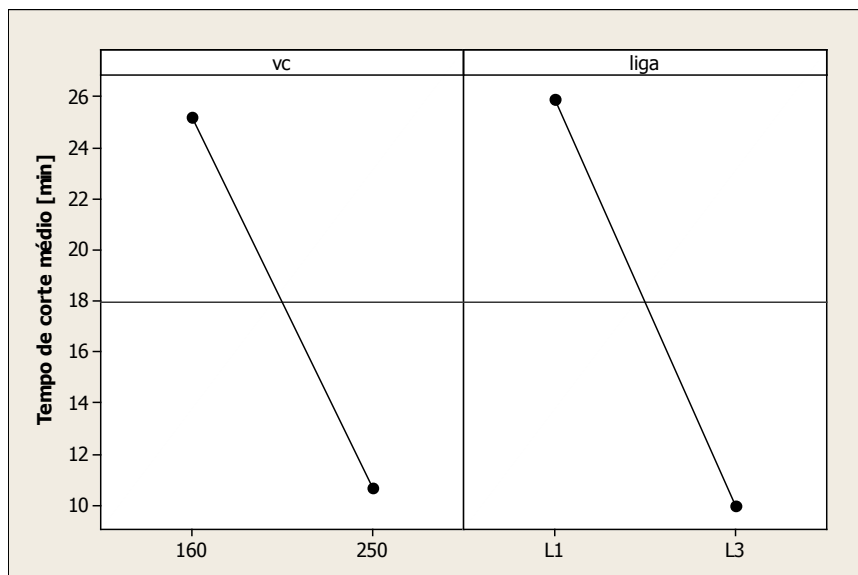


Figura 5.6 – Gráfico do efeito principal.

Feitas as comparações entre as ligas L2 e L3 (que possuem maior teor de Ti) com a liga L1 (menor teor de Ti), vê-se que as ligas de maior teor de titânio apresentaram menor vida da ferramenta. Porém, como as duas ligas de maior teor também apresentam outras variáveis que poderiam ter causado diminuição da vida (espaçamento de perlita e nódulos de grafita), a comparação entre estas duas ligas (feita a seguir), irá determinar se é realmente o teor de titânio que fez a vida da ferramenta cair, ou se os outros fatores foram igualmente importantes.

Para a análise do tempo de corte entre as ligas L2 e L3, também foi aplicada a mesma metodologia gráfica para interpretação dos resultados.

Conforme as Figuras 5.7 e 5.8 somente a velocidade de corte é significativa na variação do tempo de corte entre as liga L2 e L3. Estas ligas são pouco diferentes em termos de espaçamento interlamelar da perlita e em termos de número médio de carbonetos por unidade de área, idênticas em termos de teor de titânio na liga e bastante diferentes com relação à porcentagem de nodularidade (ver Tabelas 4.1 e 4.2). Assim, o fato da liga não ser fator de influência na vida de ferramenta quando se compara as ligas L2 e L3, conduz à conclusão de que quando se comparou a liga L1 com as ligas L2 e L3, não foi o percentual de nódulos de grafita que influenciou a forte diminuição de vida da ferramenta que ocorreu, mas sim o teor de titânio e o número de carbonetos que ele forma. Em outras palavras, conclui-se que o teor de titânio (e

consequentemente o número maior de carbonetos) é o principal fator causador da diminuição da vida da ferramenta nestas ligas. A diminuição da espessura da perlita (tem-se a perlita mais espessa na liga L1 e menos espessa na liga L2) talvez também seja a responsável por parte da diminuição da vida da ferramenta. Nesta análise apenas a velocidade de corte teve influência significativa na vida da ferramenta, e gerou uma diferença de vida em média de 1,4 vezes maior para as duas ligas, como mostrado na Figura 5.9.

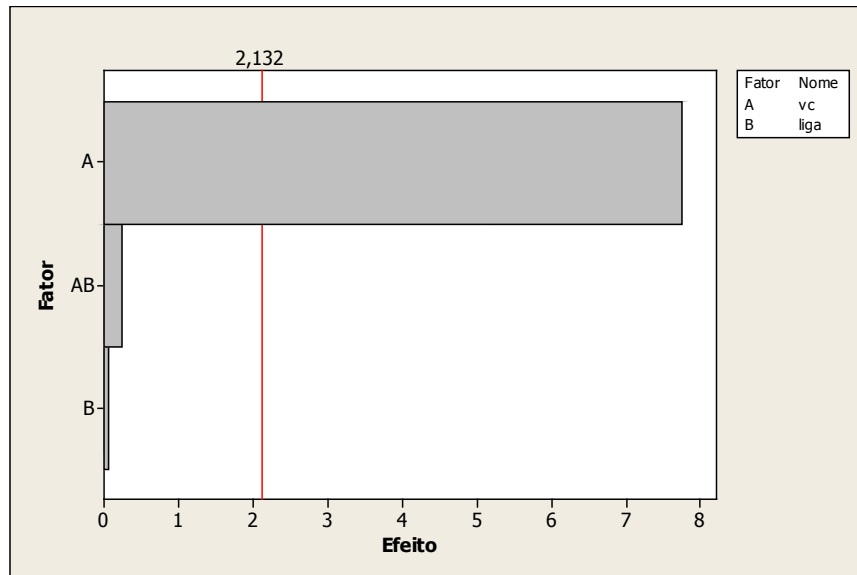


Figura 5.7 – Gráfico de Pareto do efeito.

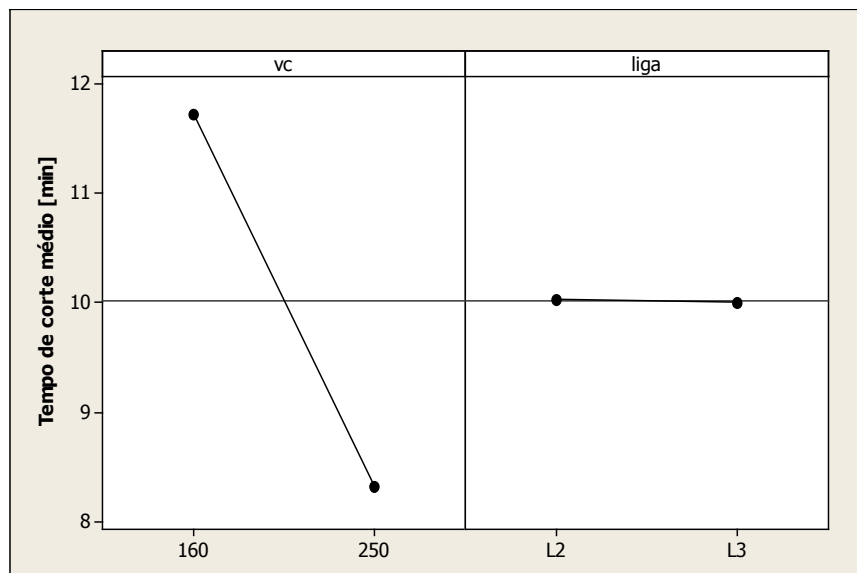


Figura 5.8 – Gráfico do efeito principal.

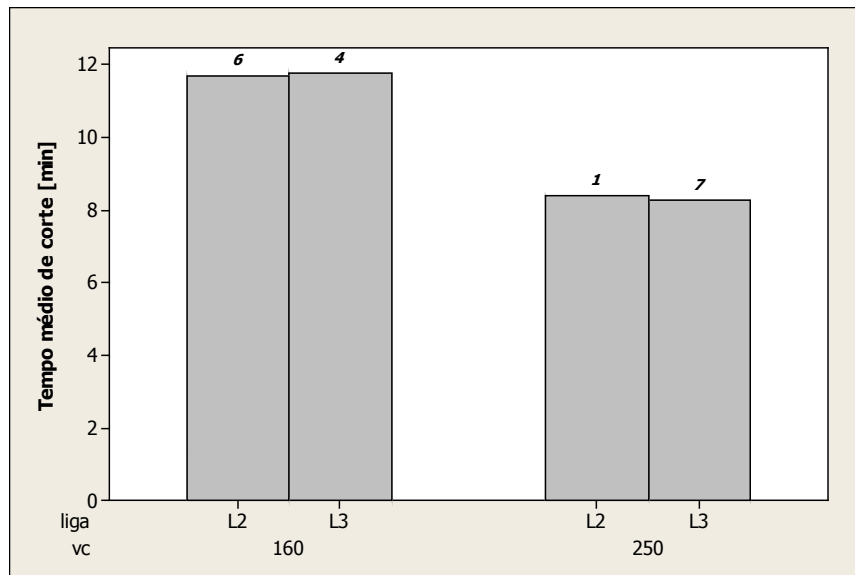


Figura 5.9 - Vida de ferramenta vc condições de corte para liga L2 e L3.

Dawson et. al (2001) relatou que o teor de titânio acima de 0,05% no ferro fundido vermicular diminui a vida da ferramenta e a velocidade de corte não tem influência significativa. Dawson et al. (2001) e Abele, Sahm e Schulz (2002), usinando ferro fundido vermicular com velocidade de 150 m/min constataram que porcentagens relativamente altas de perlita influenciaram a vida da ferramenta, mas em velocidade de 250 m/min a porcentagem não é significativa. Doré (2007) mostrou que quanto menor a porcentagem de grafitas nodulares maior é a influência sobre a vida de ferramenta. Na sua pesquisa, usinando ferro fundido vermicular a 160 m/min, a vida da ferramenta na liga que possuía 26% de nódulos de grafita era em média 3 minutos menor que na liga com 36% de nódulos. Quando a diferença de porcentagem de nodularidade passou de 6% para 26% e de 6 % para 36% a vida em média aumentou 8 minutos. E nesse caso a diferença também foi atribuída a 1% de carbonetos na liga de 6 % de nodularidade.

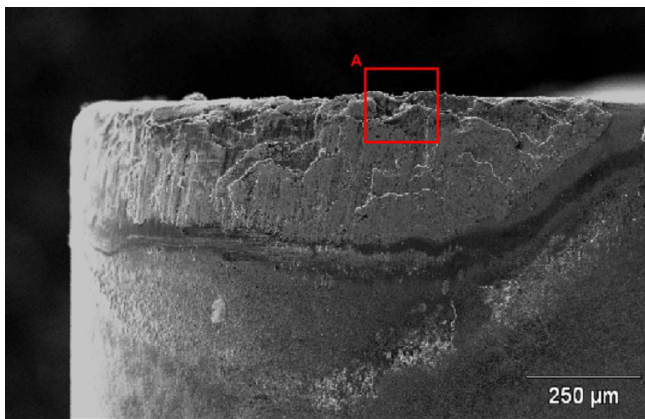
Em comparação com as pesquisas citadas pode-se dizer que a porcentagem de perlita não foi influente porque a diferença desta entre as ligas é muito baixa. A diferença no tempo de desmoldagem (2 horas) entre as ligas L2 e L3, não influenciou no corte das duas ligas, para o processo de torneamento longitudinal; certamente ele influenciou nas características microestruturais das ligas, mas não na usinabilidade das mesmas.

5.1.2 – Mecanismos de desgaste

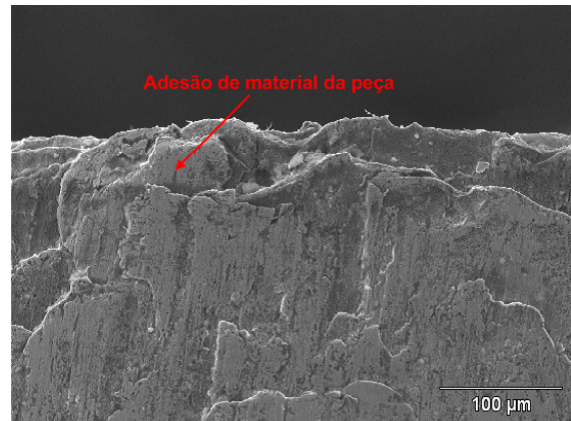
Durante os ensaios, a cada diâmetro usinado o desgaste era medido ao passo que, ao atingir 300 μm de desgaste de flanco máximo o ensaio era finalizado. Este monitoramento numérico era realizado com o auxílio de um Microscópio Óptico. Para caracterizar os mecanismos de desgaste foi necessário que as pastilhas em fim de vida fossem analisadas no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) equipado com sistema EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva). As figuras apresentadas aqui são aquelas que melhor representaram o fenômeno para cada ferramenta e condição de usinagem.

As Figuras 5.10, 5.11 e 5.12 mostram a superfície de folga da aresta de corte de metal duro na velocidade de 160 m/min, quando se usinou ligas as L1, L2 e L3 respectivamente.

A aparência áspera no flanco da ferramenta e as análises EDS realizadas nas regiões dos detalhes “A” (Figuras 5.10, 5.11 e 5.12) que identificaram altos teores de ferro mostram que o mecanismo de desgaste predominante para as duas ligas foi provavelmente a adesão.

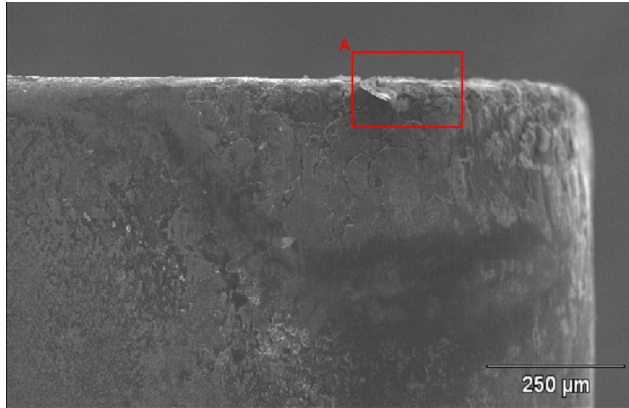


SUPERFÍCIE DE FOLGA

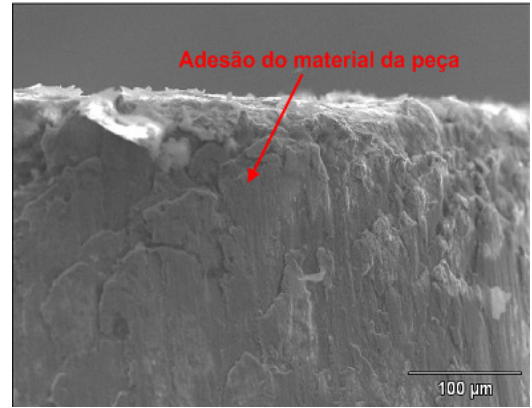


DETALHE “A”

Figura 5.10 – Desgaste de flanco ($VB_{B\text{máx}}$) na liga L1 aos 38 minutos de usinagem, com $v_c = 160$ m/min.

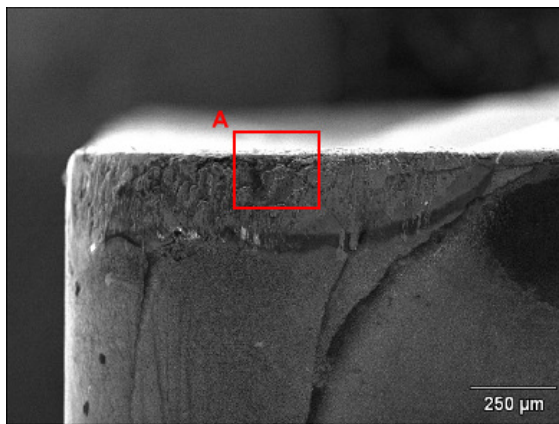


SUPERFÍCIE DE FOLGA



DETALHE “A”

Figura 5.11 – Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L2 aos 11,68 minutos de usinagem, com $v_c = 160$ m/min.



SUPERFÍCIE DE FOLGA



DETALHE “A”

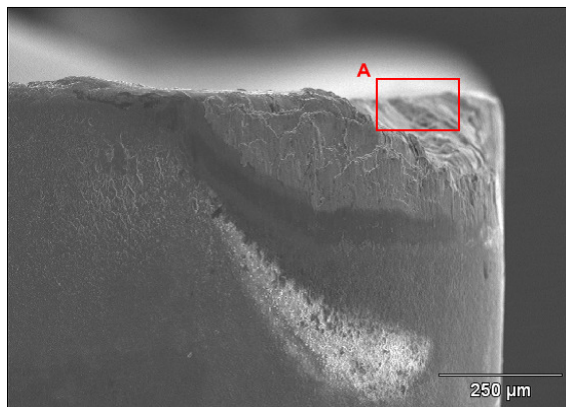
Figura 5.12 – Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L3 aos 11,76 minutos de usinagem com $v_c = 160$ m/min.

As justificavas para o predomínio do mecanismo de adesão na ferramenta de metal duro seriam as condições favoráveis (temperatura e pressão) desenvolvidas durante o corte entre superfície de folga e a peça, contribuindo para a interação entre os dois materiais. Isto porque, à medida que o desgaste evoluía, uma nova superfície se formava e, com as altas temperaturas desenvolvidas na região, a interação entre superfície recém formada e a ferramenta era favorecida. E para haver adesão de material da peça na superfície de folga da ferramenta é necessário que haja extrusão de cavaco de tal maneira que parte dele consiga passar entre aresta de corte e peça e aderir à superfície de folga, ou seja, é necessário que o material tenha alguma

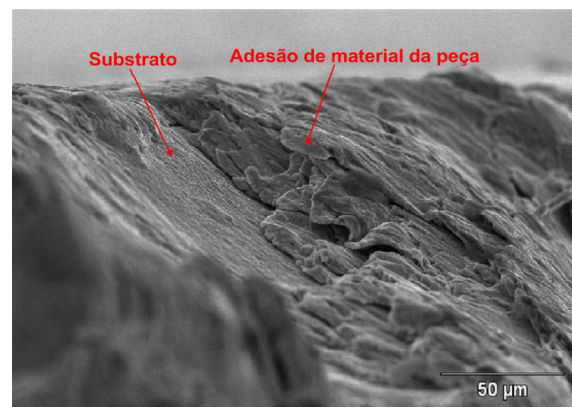
ductilidade a fim de permitir sua deformação e, posterior passagem entre aresta e peça. Isto demonstra que, mesmo estas ligas sendo de ferro fundido, elas apresentam alguma ductilidade. Trent e Wright (2000) afirmam que para que uma zona de aderência (*seizure*) se forme na superfície de folga e dê início ao mecanismo de “attrition”, algum outro tipo de desgaste já dever ter ocorrido, gerado por algum outro mecanismo de desgaste, como por exemplo, a abrasão. Como as ligas de maior teor de titânio e maior concentração de carbonetos foram as que apresentaram menor vida da ferramenta, pode-se supor que, pelo menos na usinagem destas ligas ocorreu um intenso processo abrasivo anterior à adesão. Esta adesão intensificava o processo de desgaste pois, quando ela era removida pelo fluxo de cavaco/superfície de folga, removia consigo partículas da ferramenta. Este mecanismo foi denominado por Trent (2000) como “attrition”.

Estudos feitos por Xavier (2003) e Doré (2007), mostraram que no corte da liga de ferro fundido vermicular com ferramenta de metal duro houve abrasão. Como explicado anteriormente, pode ser que microlascamentos foram desenvolvidos na aresta, mas estes micros sulcos foram preenchidos com material da peça à medida que o desgaste de flanco aumentava.

Para a velocidade de 250 m/min o mecanismo de adesão também foi predominante, como pode ser observado nas Figuras 5.13, 5.14 e 5.15.



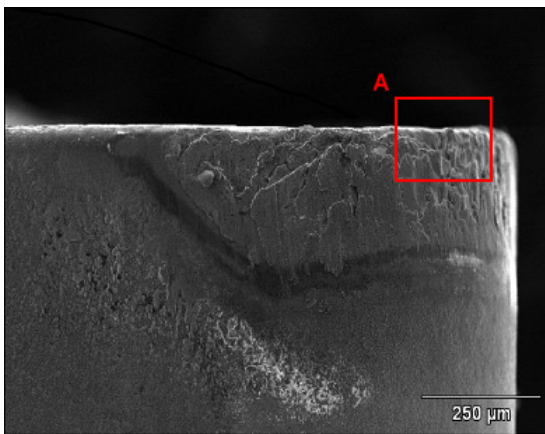
SUPERFÍCIE DE FOLGA



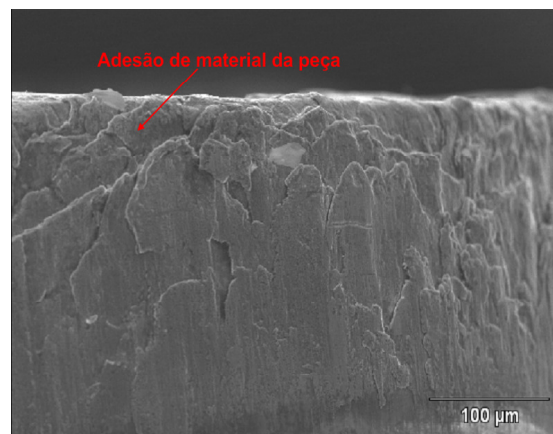
DETAIHE “A”

Figura 5.13 – Desgaste de flanco ($VB_{B_{\max}}$) na liga L1 aos 11,76 minutos de usinagem com $v_c = 250$ m/min.

Nas análises estatísticas foi dito que a velocidade teve influência significativa na vida da ferramenta, o que pôde ser comprovado nestas imagens realizadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV). Percebe-se que na Figura 5.13, referente à liga L1, uma porção de material da ferramenta foi retirada. Provavelmente a maior quantidade de calor imputada ao processo, devido à maior velocidade, favoreceu a interação entre região desgastada e peça. Nas ferramentas que usinaram as ligas L2 e L3 não houve microlascamentos porque possivelmente o processo abrasivo foi tão intenso que não houve tempo para que o mesmo ocorresse, ou seja, a aresta de corte não atingiu temperatura suficiente para que parte desta fosse removida pelo cavaco/peça.

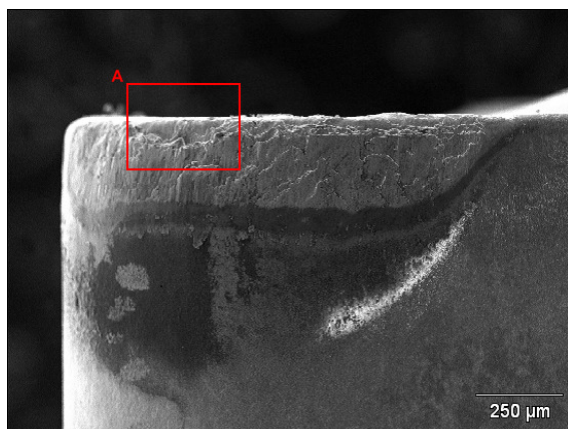


SUPERFÍCIE DE FOLGA

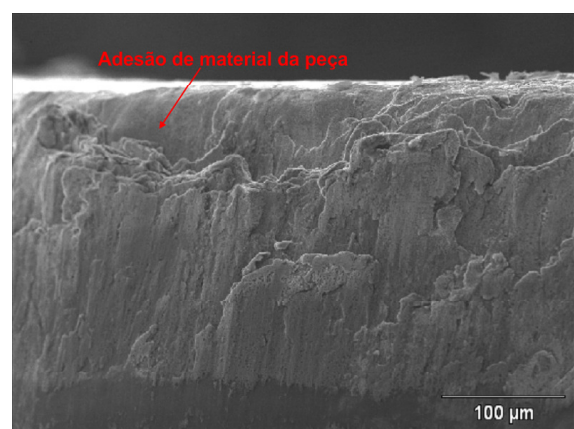


DETALHE “A”

Figura 5.14 – Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L2 aos 8,39 minutos de usinagem com $v_c = 250$ m/min.



SUPERFÍCIE DE FOLGA



DETALHE “A”

Figura 5.15 – Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L3 aos 8,39 minutos de usinagem com $v_c = 250$ m/min.

Além disso, como a vida da ferramenta que usinou a liga L1 foi maior, qualquer vibração inerente ao processo de usinagem (que segundo Trent e Wright (2000) incentiva o mecanismo de *attrition*) pôde gerar um maior número de choques ferramenta-peça, o que conduziu a ferramenta à fadiga mecânica e, assim, ao microlascamento da aresta, como se vê na Figura 5.13.

Concluindo, o mecanismo de desgaste predominante nas ferramentas que tornearam estas ligas de ferro fundido vermicular foi a adesão (*attrition*), pelo menos quando a ferramenta estava perto de seu momento de fim de vida. Em valores menores de desgaste, a abrasão pode ter ocorrido intensamente, principalmente nas ligas com maiores teores de titânio e maiores concentrações de carbonetos, mas este mecanismo não pode ser comprovado por estes ensaios.

5.1.3 – Rugosidade

Do ponto de vista da usinagem, a obtenção da rugosidade em uma superfície usinada depende da interação de dois grupos de variáveis: a) os parâmetros de usinagem, a geometria da ferramenta e as estratégias de usinagem; b) o desgaste da ferramenta, a vibração no processo, a rigidez da máquina-ferramenta e dos dispositivos de fixação, a composição química e a homogeneidade do material usinado. A influência das variáveis do primeiro grupo pode ser definida com cálculos da rugosidade teórica, mas a influência do segundo grupo é de difícil estimativa (VIVANCOS et al., 2004).

Nos gráficos de rugosidade serão mostrados os valores ao longo da vida da ferramenta de metal duro. Os dados de rugosidade apresentados serão das duas réplicas dos experimentos. As Figuras 5.16 e 5.17 mostram os valores de Rugosidade Média (R_a) nas velocidades de 160 e 250 m/min, respectivamente.

Como mostrado na Figura 5.16, durante aproximadamente os 25 minutos de corte na liga L1 o R_a se manteve em média a 1 μm . Nas ligas L2 e L3 o valor da rugosidade média no começo do corte se manteve abaixo de 1 μm , aumentando bruscamente seu valor depois de aproximadamente 8 minutos de corte.

Para a velocidade de 250 m/min, mostrado na figura abaixo, em todas as ligas, durante os 4 minutos de corte a rugosidade média manteve-se abaixo de 1 μm . Nesta velocidade o

comportamento da rugosidade é similar ao de velocidade 160 m/min. O valor de R_a aumenta de maneira brusca à medida que se aproxima o fim de vida da ferramenta.

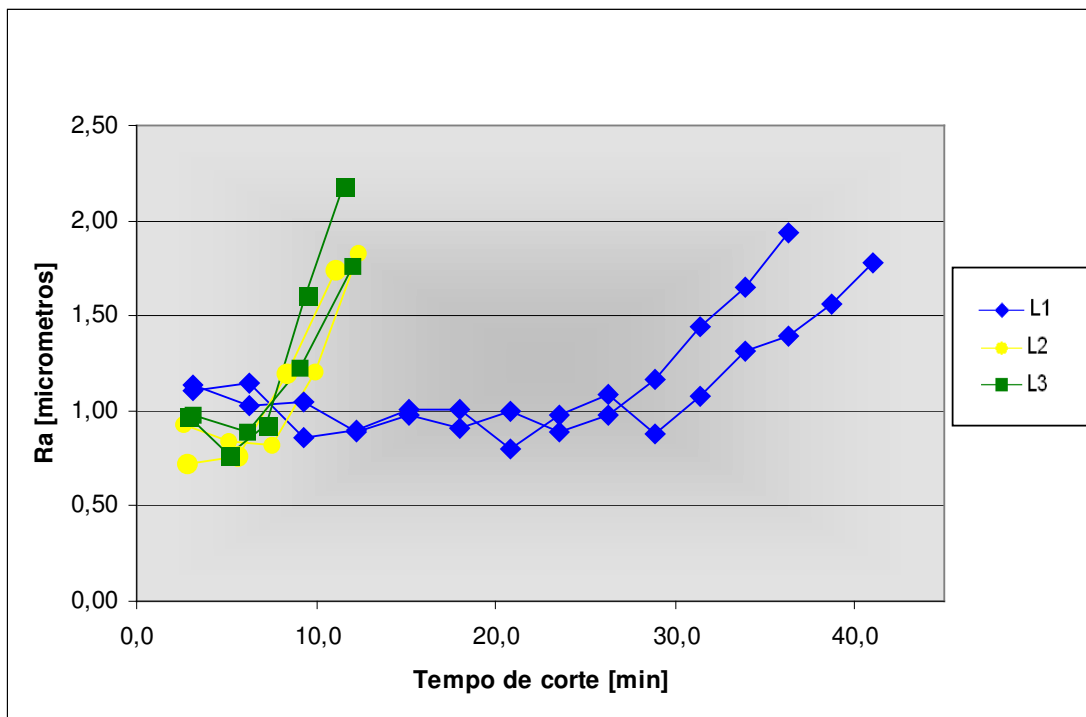


Figura 5.16 - Rugosidade média (R_a) vs tempo de corte (réplica 1 e 2) em $v_c = 160$ m/min.

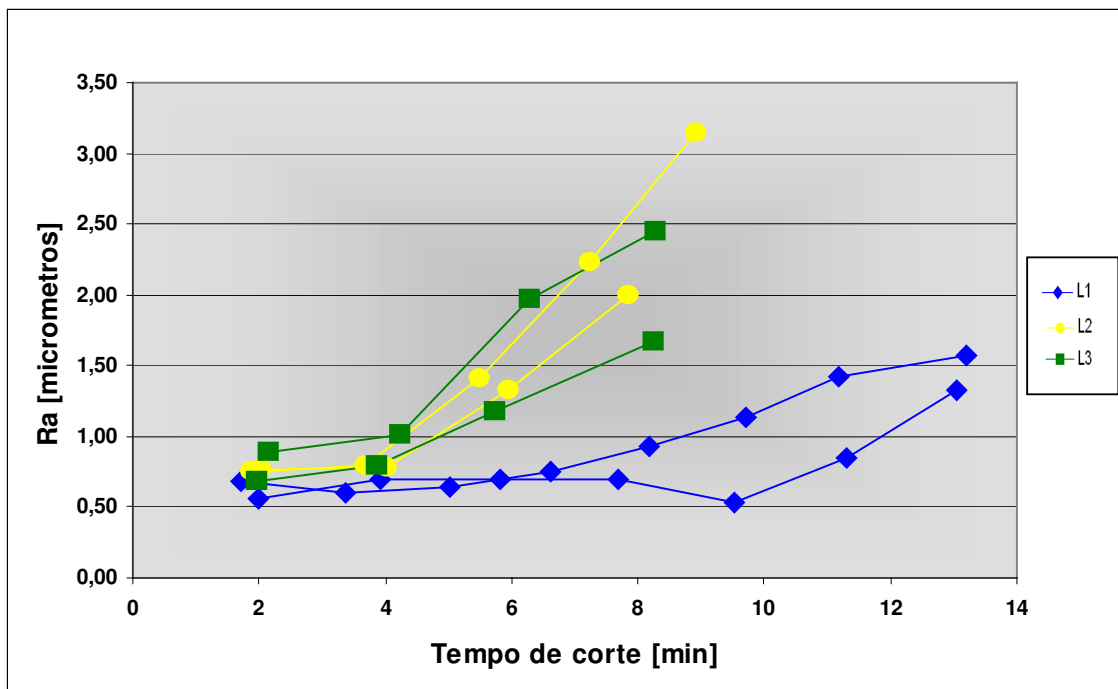


Figura 5.17 - Rugosidade média (R_a) vs tempo de corte (réplica 1 e 2) em $v_c = 250$ m/min.

Analisando os dois grupos que determinam a rugosidade, conforme VIVANCOS, vê-se que no início da vida da ferramenta os valores de rugosidade eram bem próximos para todas as ligas usinadas. Então, pode-se dizer que os parâmetros de usinagem e a geometria da ferramenta tiveram maior contribuição para a determinação da rugosidade. Depois de algum tempo de corte, quando o desgaste da ferramenta já era tal que causava mudança substancial da forma da ponta da ferramenta é que a rugosidade crescia de maneira mais intensa. Em outras palavras, a liga usinada (diferentes microestruturas e vazios que surgiam nos corpos de provas) somente influenciou indiretamente o comportamento da rugosidade, já que ela influenciou o crescimento do desgaste.

As Figuras 5.18 e 5.19 mostram os valores da Rugosidade Máxima (R_y) nas velocidades de 160 e 250 m/min, respectivamente.

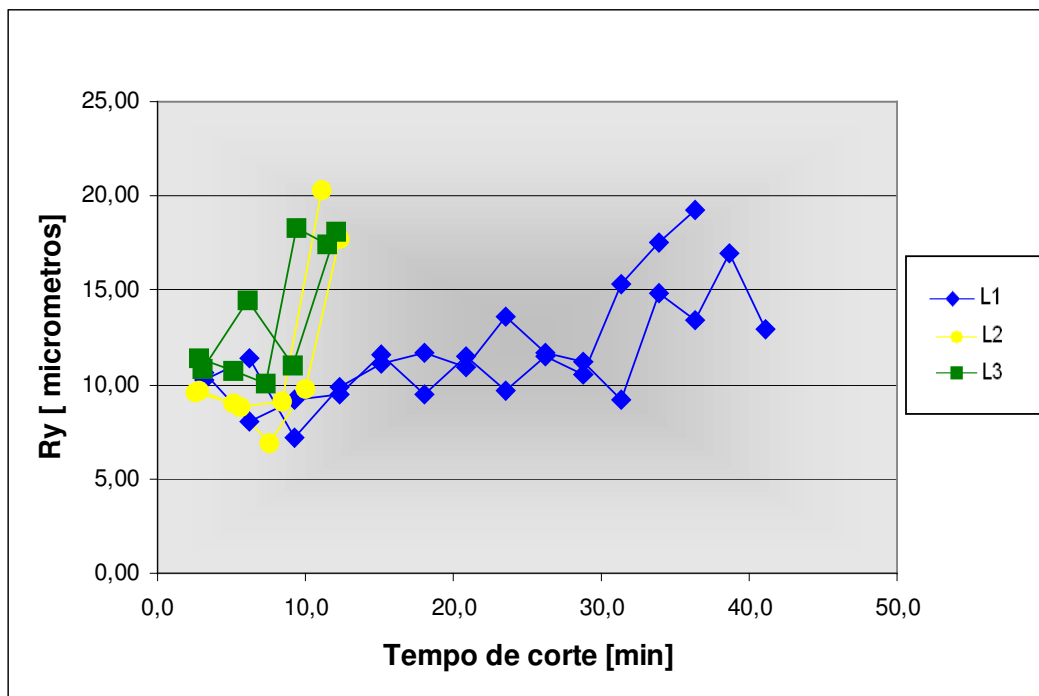


Figura 5.18 - Rugosidade máxima (R_y) vs tempo de corte (réplica 1 e 2) em $v_c = 160$ m/min.

Na velocidade de corte de 160 m/min o valor máximo de rugosidade na liga L1 ficou em média de 12 μm e na velocidade de 250 m/min em torno de 10 μm , do começo à metade do tempo de corte. Nas ligas L2 e L3 R_y atingiu valores maiores na velocidade de 250 m/min. Com o aumento do desgaste, a geometria da ponta da ferramenta mudava e consequentemente os valores

da rugosidade máxima (R_y) cresce, que de modo geral pode-se dizer que não houve diferenças significativas entre o comportamento de R_a e R_y .

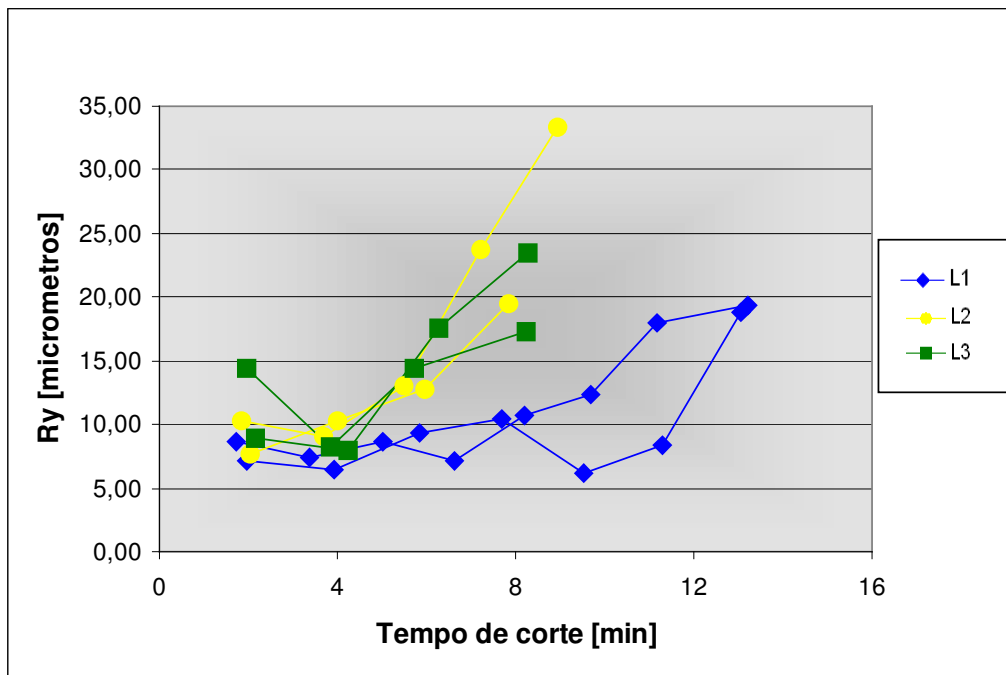


Figura 5.19 - Rugosidade máxima (R_y) vs tempo de corte (réplica 1 e 2) em $v_c = 250$ m/min.

5.1.4 – Potência

A Figura 5.20 mostra a evolução do desgaste e da potência em função do tempo de corte, para a liga L1 na velocidade de corte de 160 m/min. A curva de potência desta liga é uma curva típica do crescimento da força de corte com o tempo de corte, que pode indicar que o desgaste de cratera não ocorre (ver Figura 5.10) e que o crescimento do desgaste de flanco é bem lento. A força de corte cresce lentamente com o tempo de corte até atingir um determinado valor de desgaste de flanco, a partir do qual o substrato da ferramenta passa a ter contato mais intenso com a peça e o desgaste de flanco passa a crescer rapidamente, fazendo com que a força de corte também cresça muito rápida (DINIZ, MARCONDES E COPPINI, 2008). Para a ferramenta de metal duro utilizada neste estudo torneando a liga L1, o valor de desgaste crítico (valor do desgaste a partir do qual a força e a potência de corte passam a crescer mais rapidamente) foi pouco menor que 0,2 mm.

Essa análise se aplica à potência de corte (P_c), pois ela está relacionada com a força de corte (F_c), segundo a relação:

$$P_c = \frac{F_c \times v_c}{60 \times 10^3} \quad \text{Equação 5.1}$$

(P_c em kW, F_c em N e v_c em m/min).

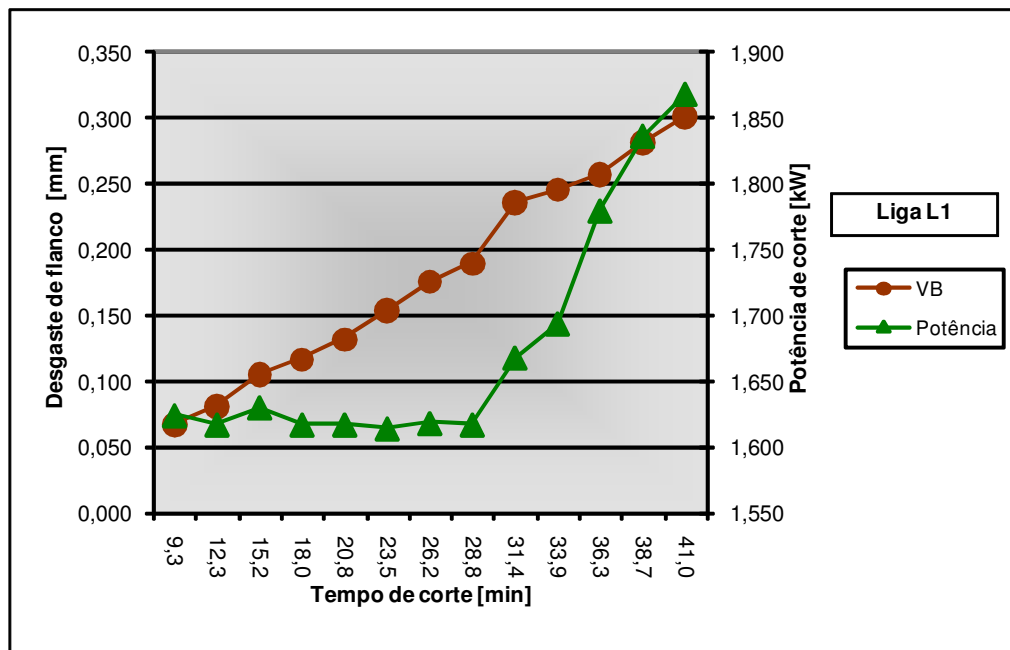


Figura 5.20 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte ($v_c = 160$ m/min) – liga L1.

Para verificar a existência desta mudança de inclinação das curvas de potência na usinagem das ligas L2 e L3, foram feitos os gráficos mostrados nas Figuras 5.21 e 5.22.

Comparando o gráfico da liga L1 com o gráfico da liga L2 e L3, observa-se que nestes dois últimos gráficos não existe aquele patamar praticamente sem crescimento da potência antes que a ferramenta atinja o desgaste crítico, o que confirma que a usinabilidade destas duas ligas é inferior à da liga L1 na velocidade de 160 m/min, isto é, a inclinação da curva de potência é bastante alta desde o início da vida da ferramenta.

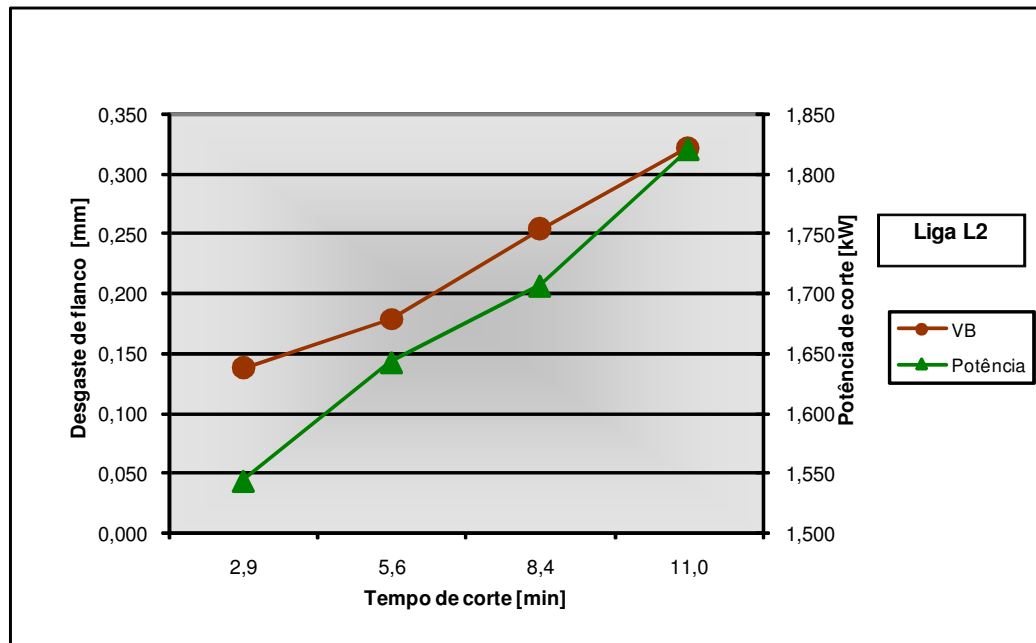


Figura 5.21 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte ($v_c = 160$ m/min) – liga L2.

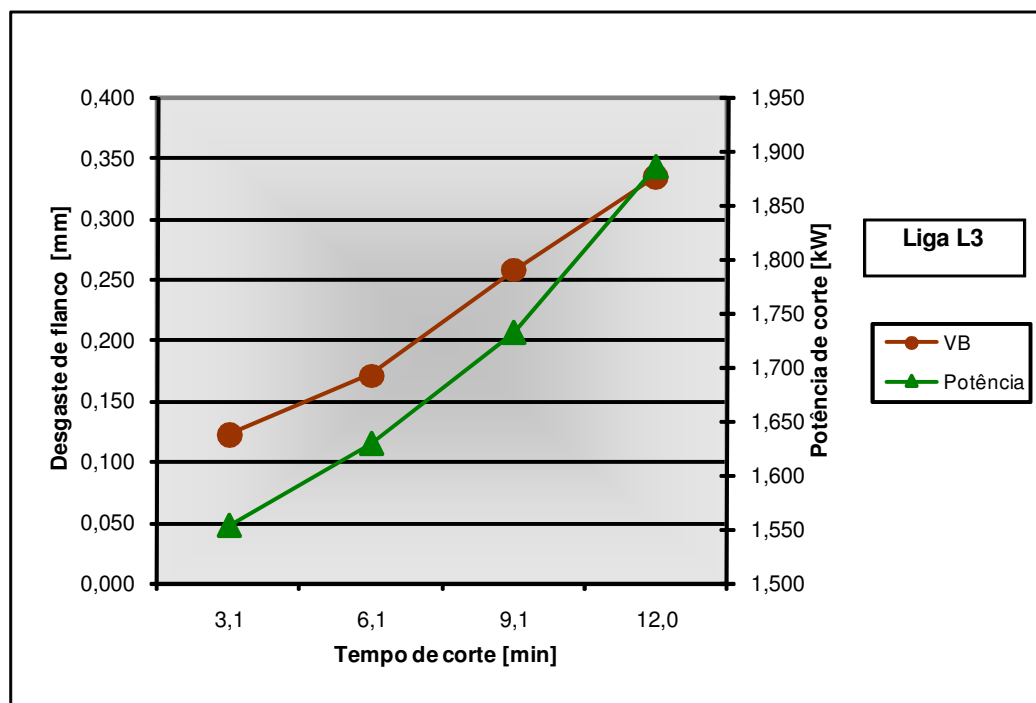


Figura 5.22 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte ($v_c = 160$ m/min) – liga L3.

A liga usinada não influenciou o valor da potência de corte. Pode-se ver que, no início da vida da ferramenta tais valores foram de 1,62 kW para a liga L1, 1,54 kW para a liga L2 e 1,55 kW para a liga L3, o que não configura nenhuma variação que tenha alguma confiabilidade estatística. Também no fim da vida da ferramenta a faixa de variação foi pequena, de 1,82 a 1,88 kW.

Os valores de potências analisados correspondem à média desta em cada passe da ferramenta. Para analisar o valor da potência em cada deslocamento da ferramenta dentro do passe, utilizou-se o software Scilab 4.1.2, para confecção de gráficos a fim de observar o comportamento da potência em cada diâmetro da peça usinada. As formas das distribuições de potências estão mostradas nas Figuras 5.23, 5.24 e 5.25.

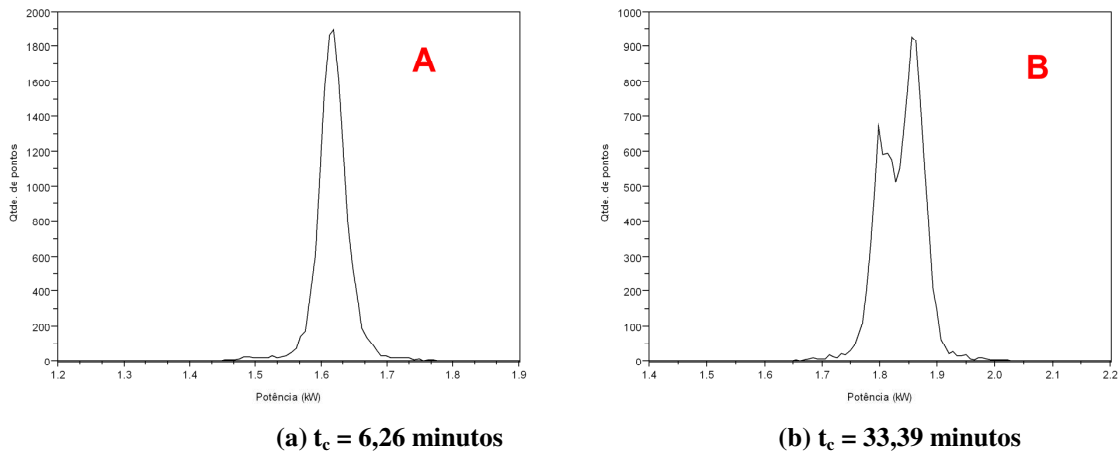


Figura 5.23 – Distribuição de potência para a liga L1 na velocidade de corte de 160 m/min.

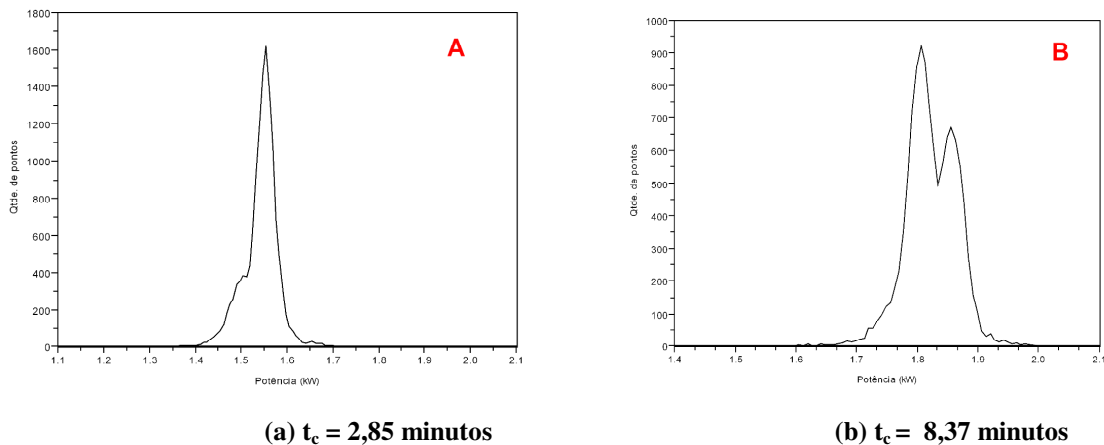


Figura 5.24 - Distribuição de potência para a liga L2 na velocidade de corte de 160 m/min.

Analisando os gráficos de distribuição dos valores da potência de corte gerados pelo *software* em cada diâmetro e em diferentes valores do tempo de corte, nota-se que para as três ligas na velocidade de 160 m/min, surgiram em tempos de corte aleatórios dois picos de potência, ou seja, duas distribuições com médias muito diferentes foram formadas. Em outras palavras, curva com um só pico e bem concentrada como a da Figura 5.23a ocorreram aleatoriamente tanto no início quanto no fim da vida da ferramenta, bem como curvas com vários picos, como a da Figura 5.23b, também ocorreram em vários momentos da vida da ferramenta. Assim, a forma da curva de distribuição de potência não foi influenciada pelo crescimento do desgaste da ferramenta. Uma provável explicação para esse fato pode estar relacionada com a quantidade de carbonetos complexos formados na liga, e que podem ter tido distribuição aleatória ao longo dos diâmetros usinados.

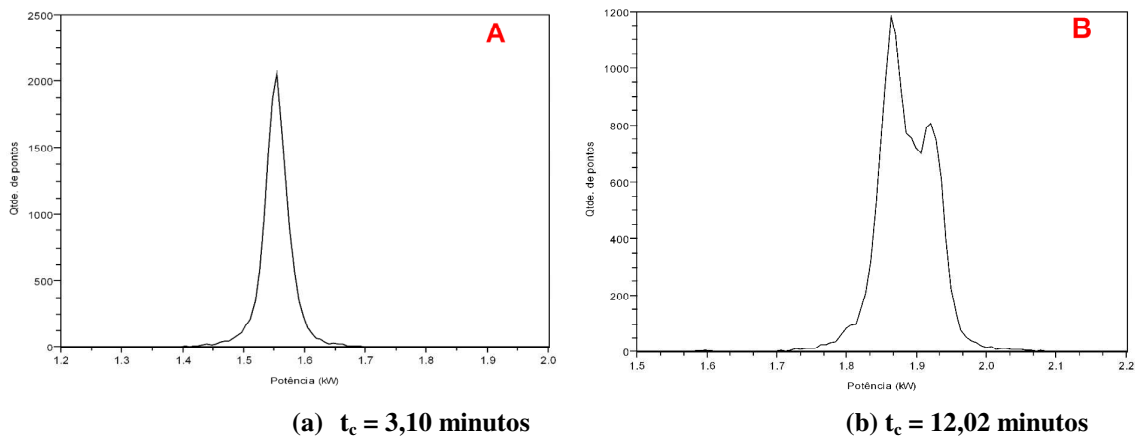


Figura 5.25 - Distribuição de potência para a liga L3 na velocidade de corte de 160 m/min.

Para a velocidade de 250 m/min as mesmas análises gráficas foram feitas, e a evolução do desgaste e da potência em função do tempo de corte, para as ligas L1, L2 e L3 estão mostradas nas Figuras 5.26, 5.27 e 5.28.

Para a velocidade 250 m/min, nas ligas L1 e L2, o patamar em que a força cresce lentamente até atingir um desgaste crítico foi bastante curto e na liga L3 nem existiu. Nesta condição de corte a força cresceu rapidamente com o desgaste e logo nos primeiros passes da ferramenta sobre a peça o desgaste de flanco crítico foi atingido. Nota-se que este permanece em média no valor de 0,2 mm, para as ligas L1 e L2, e para a liga L3 pelo gráfico não se pode supor qual seria este valor.

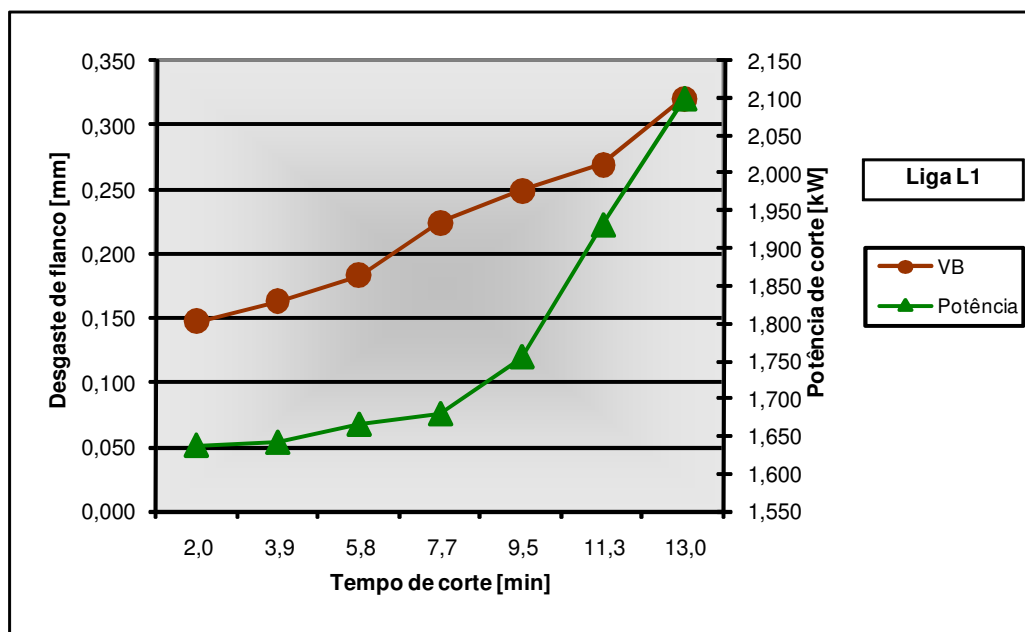


Figura 5.26 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte ($v_c = 250$ m/min) – liga L1.

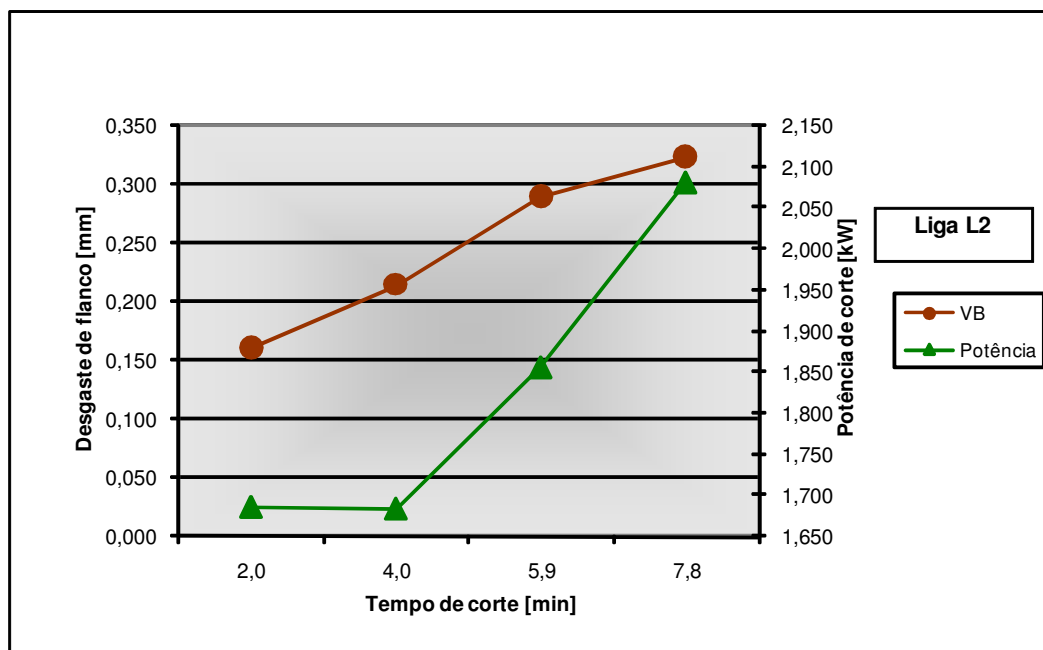


Figura 5.27 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte ($v_c = 250$ m/min) – liga L2.

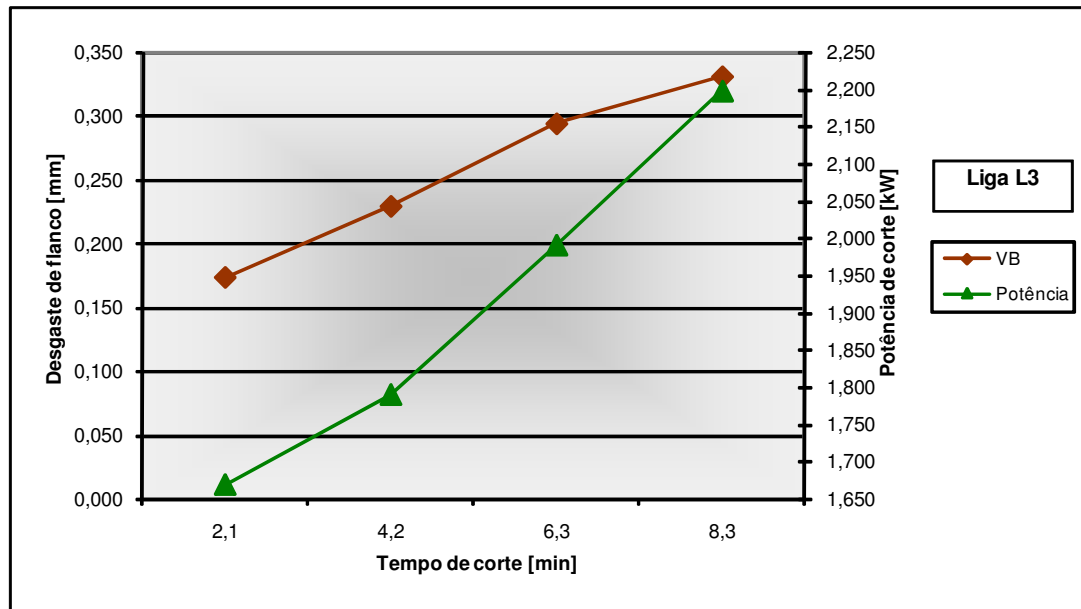


Figura 5.28 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte ($v_c = 250$ m/min) – liga L3.

Da mesma forma realizada anteriormente, gráficos de distribuição de potência foram gerados pelo *software Scilab*, para as três ligas na condição de corte com velocidade de 250 m/min, a fim de visualizar melhor o comportamento da potência em cada diâmetro e em diferentes valores do tempo de corte. As Figuras 5.29, 5.30 e 5.31, mostram respectivamente, a distribuição de potência para a liga L1, L2 e L3.

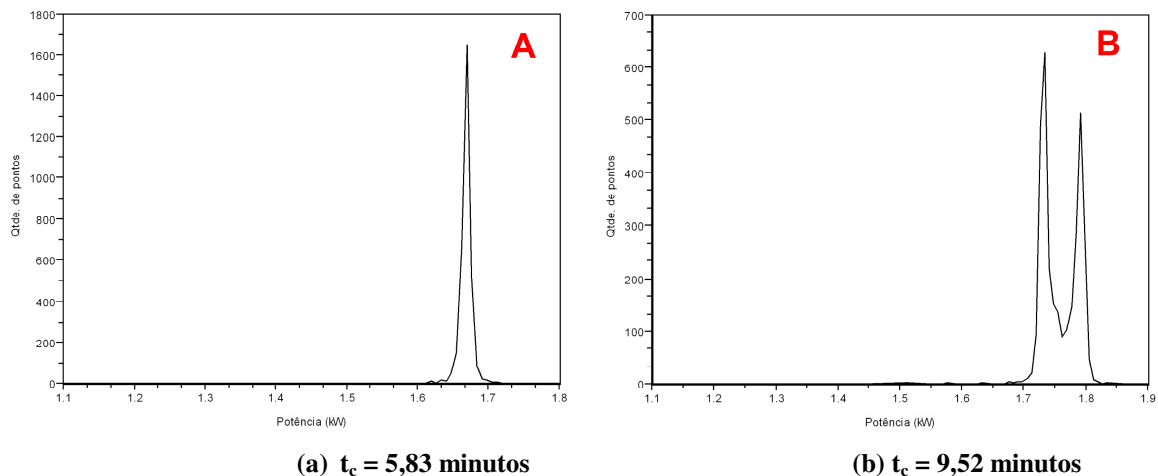
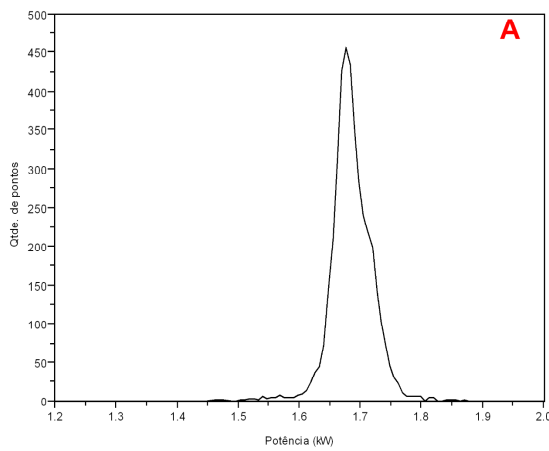


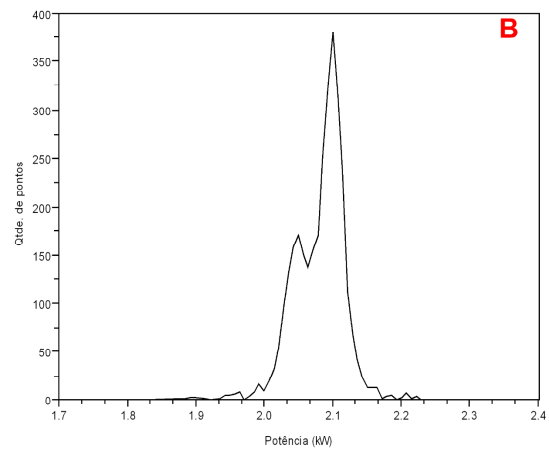
Figura 5.29 - Distribuição de potência para a liga L1 na velocidade de corte de 250 m/min.

Analisando os gráficos percebe-se que, novamente curvas com um só pico, bem concentrada (Figura 5.29a) e com vários picos (Figura 5.29b) ocorreram aleatoriamente, tanto no

início quanto no fim da vida da ferramenta. Possivelmente quando se forma um único pico, a ferramenta está desgastando normalmente devido à interação ferramenta-peça. A cada passe o desgaste continua aumentando, e se há uma condição para que o desgaste aumente, como por exemplo, o aumento de velocidade e/ou da quantidade de carbonetos formados na matriz da peça, o aumento de potência ocorre naquele diâmetro no qual a ferramenta está trabalhando, e o valor da potência varia no passe analisado o que faz surgir outro pico. Isto pode ocorrer tanto no início (valor pequeno de desgaste), quanto no fim da vida da ferramenta (valor maior de desgaste).

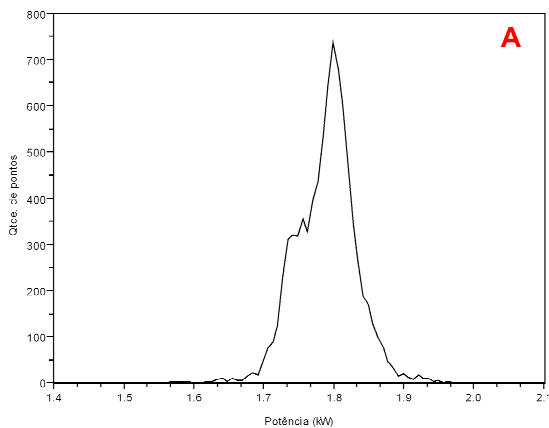


(a) $t_c = 2,02$ minutos

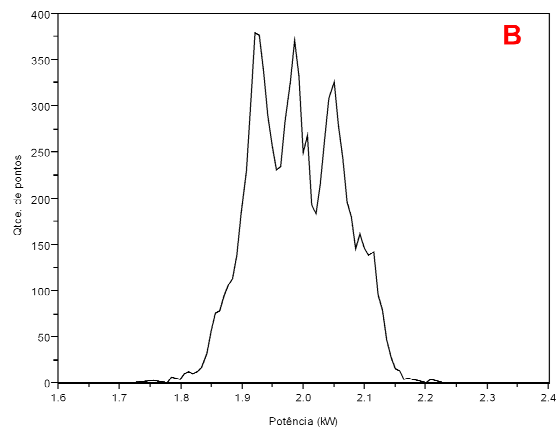


(b) $t_c = 7,85$ minutos

Figura 5.30 - Distribuição de potência para a liga L2 na velocidade de corte de 250 m/min.



(a) $t_c = 4,23$ minutos



(b) $t_c = 6,27$ minutos

Figura 5.31 - Distribuição de potência para a liga L3 na velocidade de corte de 250 m/min.

Assim, na liga L3 houve três patamares de potência, que possivelmente pode estar relacionado ao fenômeno chamado por Trent e Wright (2000) de *stick-slip* (adesão e arrancamento), ou seja, houve adesão de material da peça, mas quando a ferramenta se deparou com as partículas duras dos carbonetos o material aderido foi arrancado, expondo a área desgastada e mais frágil para a ação de partículas duras. Isso pode ter acontecido ciclicamente o que gerou valores de potências diferentes representadas pelos picos. Possivelmente quanto maior a frequência desse ciclo, maiores seriam as quantidades de picos surgidos, pois maior seria a variação da potência.

Concluindo, para o processo de torneamento estudado nesta pesquisa os parâmetros de medição (desgaste, potência e rugosidade) em conjunto contribuíram para o melhor entendimento dos resultados. A aquisição de sinal de potência juntamente com o tratamento dos seus resultados foi um parâmetro de muita utilidade, pois concedeu condição para formulação de uma hipótese de como os carbonetos formados na matriz das ligas influenciaram na vida da ferramenta.

5.2 – Ferramenta cerâmica

5.2.1 – Tempo de corte

Pode-se dizer que a pesquisa em usinagem dos materiais é quase toda experimental, o que dificulta ou até mesmo impede que os resultados da maioria dos processos sejam extrapolados. Isso porque durante a interação peça, cavaco, ferramenta é impossível visualizar o que ocorre nas interfaces, e também quase impossível afirmar com certeza o que realmente ocorreu durante o corte. Isso se verifica ao analisar as Figuras 5.32 e 5.33, que corresponde ao tempo de vida das ferramentas cerâmicas a base de nitreto de silício e óxido de alumínio, nas velocidades de 250 e 500 m/min para a liga L1.

Analisando as características das duas ferramentas, a princípio se esperava maior vida com a ferramenta de Sialon. Como o corte de ferro fundido se assemelha ao interrompido e a Sialon possui maior tenacidade se comparada com a ferramenta à base de Al_2O_3 , ela suportaria os choques inerentes à característica da matriz do ferro fundido vermicular estudado. Percebe-se que

nas duas velocidades de corte a ferramenta de nitreto de silício removeu menor quantidade de cavaco se comparada com a ferramenta de Al_2O_3 e atingiu o valor de desgaste de flanco de 406 μm na velocidade de 250 m/min e desgaste de 425 μm em 500 m/min. Já a ferramenta de óxido de alumínio removeu maior quantidade de cavaco, atingiu desgaste de flanco máximo de 320 e 344 μm em 250 e 500 m/min, respectivamente, com volume de cavaco removido muito próximo para as duas velocidades.

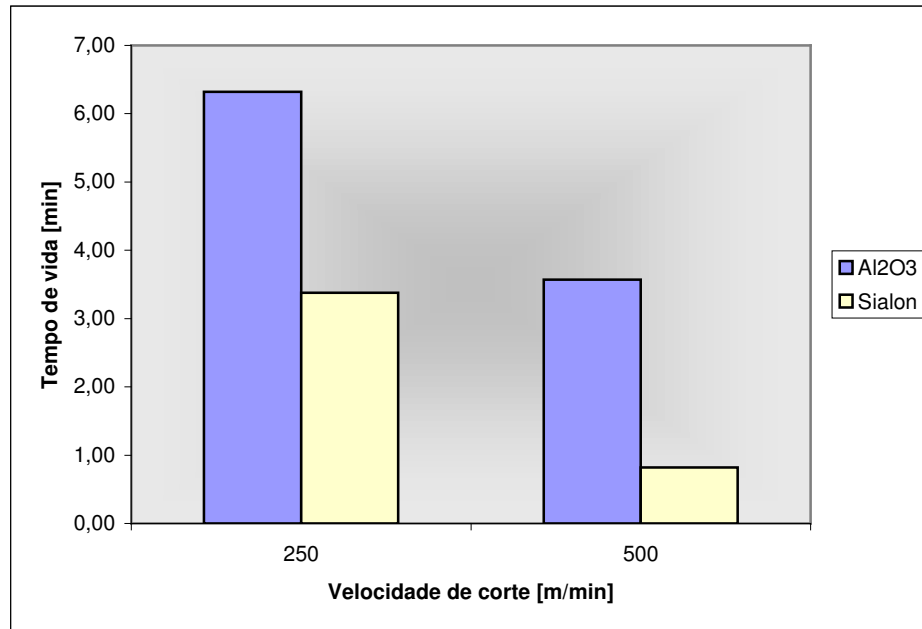


Figura 5.32 – Tempo de corte vs velocidade de corte das ferramentas à base de Al_2O_3 e de Si_3N_4 (Sialon) na liga L1.

O resultado de tempo de corte superior ao da ferramenta de Si_3N_4 não era esperado, como dito anteriormente, pois além da ferramenta de Al_2O_3 não ter boa tenacidade, a mesma não possuía camada de cobertura. Supunha-se que com todas essas “desvantagens” ela não resistiria e falharia em menor tempo. No entanto, como visto o resultado foi oposto. Pesquisa como a de Doré (2007), mostrou que com a ferramenta de Al_2O_3 se consegue melhores resultados se comparado com os resultados da ferramenta de nitreto de silício. Este pesquisador conseguiu em média, com velocidade de 200 m/min, 5 minutos de vida para Si_3N_4 e 11 minutos para Al_2O_3 . Xavier (2003) obteve 10 e 5 minutos de vida da ferramenta à base de nitreto de silício nas velocidades de 200 e 500 m/min, respectivamente, ao trabalhar com torneamento de ferro

fundido. O que deve ser ressaltado nestes trabalhos é que os autores trabalharam com condições de usinagem diferentes das utilizadas nesta pesquisa.

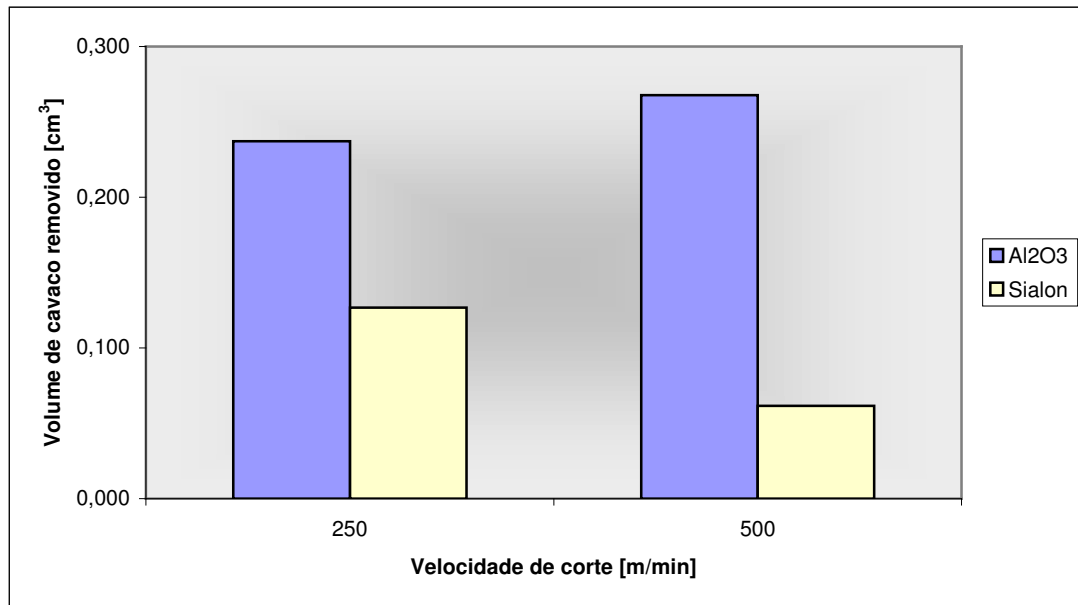
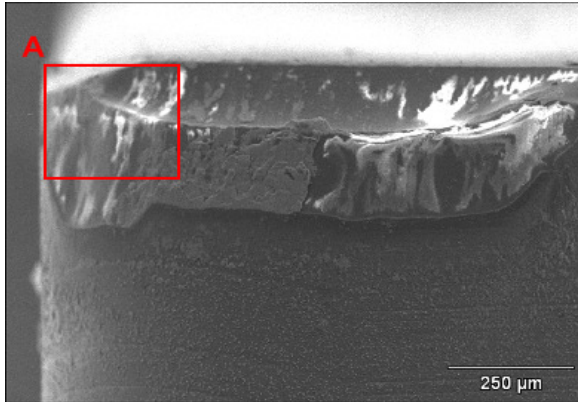


Figura 5.33 – Volume de cavaco removido vs velocidade de corte da ferramenta à base de Al_2O_3 e Si_3N_4 (Sialon) na liga L1.

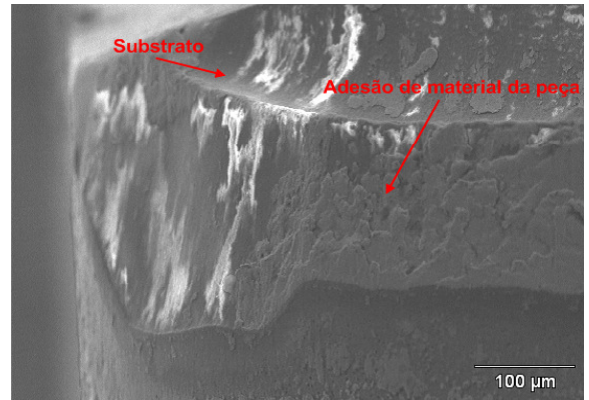
Enfim, há que se considerar, que a vida da ferramenta cerâmica, mesmo a de Al_2O_3 que obteve maior vida entre as cerâmicas, na velocidade de 250 m/min foi muito menor que aquela obtida com a ferramenta de metal duro (ver Figura 5.1), o que inviabiliza o uso também deste tipo de cerâmica no torneamento do ferro fundido vermicular.

5.2.2 – Mecanismo de desgaste

Ao analisar as arestas de corte da ferramenta de Sialon ao MEV percebeu-se que nas duas velocidades houve na superfície de folga presença significativa de material aderido da peça. Na superfície de saída da ferramenta apareceram partes claras, possivelmente relativas à formação de óxido de silício, pois nestas partes detectou-se por EDS a presença de silício. As Figuras 5.34 e 5.35 mostram a superfície de flanco da ferramenta de Si_3N_4 na velocidade de 250 e 500 m/min, respectivamente.

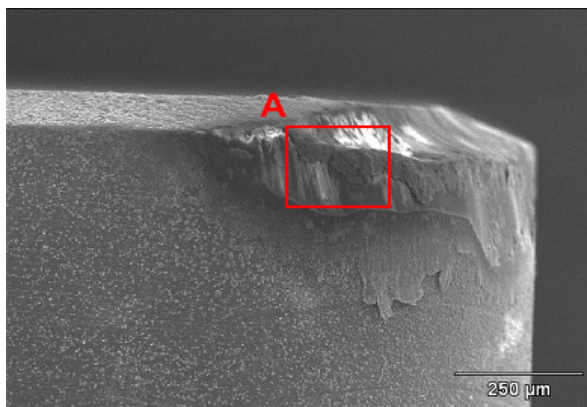


SUPERFÍCIE DE FOLGA



DETALHE “A”

Figura 5.34 - Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L1 aos 3,38 minutos de usinagem com $v_c = 250$ m/min – ferramenta de Si_3N_4 .



SUPERFÍCIE DE FOLGA



DETALHE “A”

Figura 5.35 - Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L1 aos 49 segundos de usinagem com $v_c = 500$ m/min – ferramenta de Si_3N_4 .

Como a Sialon tem baixa estabilidade química com o ferro, provavelmente a difusão aconteceria. Por outro lado, o contato cavaco-superfície da ferramenta é muito curto, pois o cavaco do ferro fundido se forma e, logo em seguida, se desprende da superfície de saída da ferramenta, o que não contribuiria para que a difusão ocorresse. Mesmo assim a difusão ocorreu, a julgar pela aparência lisa da superfície de saída (ver detalhe “A” da Figura 5.34 e da Figura 5.35). Também a região da superfície de folga mais próxima à ponta da ferramenta utilizada na velocidade de 250 m/min (detalhe “A” Figura 5.34) e a região do desgaste de flanco ao lado da camada de material aderido da ferramenta utilizada na velocidade de 500 m/min (detalhe “A”

Figura 5.35) mostraram indícios da ocorrência de difusão. Nota-se também larga adesão de material da peça na superfície de folga das ferramentas utilizadas nas duas velocidades de corte, indicando também desgaste por “attrition”.

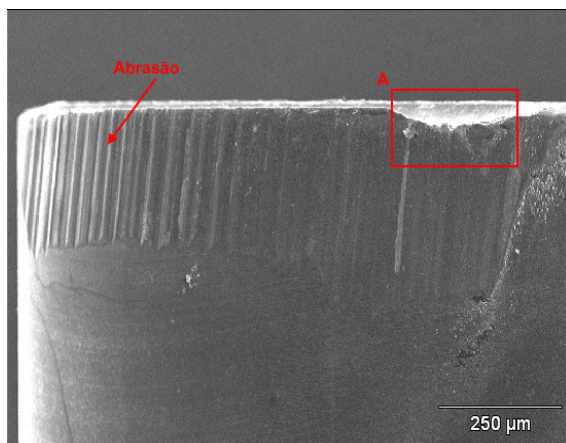
Há que se lembrar os seguintes pontos com relação à usinagem de ferro fundido com ferramenta de Sialon:

- ❖ sabe-se que a ferramenta em questão não tem boa estabilidade química, mas para minimizar esta desvantagem a ferramenta possui duas camadas de cobertura, com finalidade de diminuir o fluxo de calor em direção ao substrato e diminuir o coeficiente de atrito entre cavaco ferramenta, o que poderia minimizar a difusão;
- ❖ sabe-se que a temperatura e pressão na interface entre peça e ferramenta são relativamente altas, apesar que para este material e condições de usinagem não se sabe a ordem de grandeza destes valores;
- ❖ como se viu anteriormente(ver Figura 3.3) a vida da ferramenta que usina ferro fundido cinzento é bem maior que quando ela usina ferro fundido vermicular. Na Figura 3.3, quando o Sialon possuía menor teor de silício, o tempo de vida da ferramenta era maior do que o obtido quando se utilizou ferramenta com maior teor de silício, para a usinagem do ferro fundido cinzento. Quando se usinou o vermicular o resultado foi oposto, mas com vida de ferramenta muito baixa.

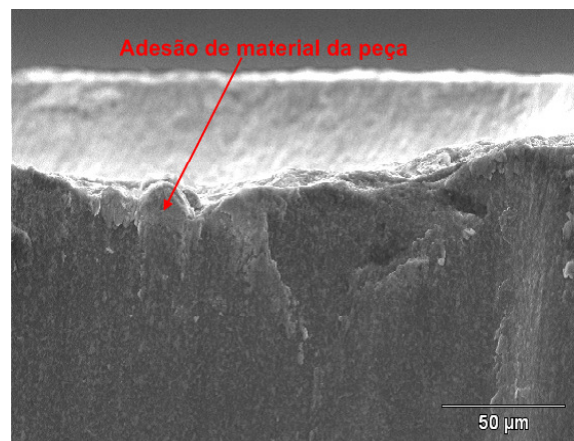
Então a seguinte hipótese foi construída para explicar os mecanismos de desgaste da ferramenta à base de nitreto de silício: a combinação de altas temperatura e pressão aliada à composição química do ferro fundido vermicular atinge condições termodinâmicas favoráveis para uma intensa difusão de átomos. Isso porque nos pontos da aresta onde a camada de cobertura é consumida a difusão se desenvolve muito rapidamente (pois existe condição para isso) e facilita o desenvolvimento de outros mecanismos como a oxidação e a adesão. Vê-se que na Figura 5.34 um grande desgaste de cratera, desgaste que não ocorreu nas ferramentas de metal duro. Como se sabe é na superfície de saída que a difusão é facilitada devido à presença das zonas de aderência e de fluxo. Devido a estas condições, tem-se temperatura alta (devido ao cisalhamento de cavaco na zona de fluxo), pressão sobre a ferramenta alta (o que possibilita um contato muito íntimo entre cavaco e ferramenta) e tempo de contato (devido à aderência do

cavaco sobre a ferramenta). Assim, se houver alguma afinidade química entre a ferramenta e o material do cavaco (que é o caso da ferramenta de Si_3N_4 com o ferro) a difusão deve ocorrer (DINIZ, COPPINI e MARCONDES, 2008). Logo abaixo da camada de material da peça aderida, vê-se uma superfície de desgaste bastante lisa mostrando o substrato (figuras 5.34 e 5.35). Trent e Wright (2000) afirmam que quando a difusão ocorre a superfície desgastada tem aparência lisa. Além disso, também afirmam que, para a difusão ocorrer, tem que haver uma zona de aderência, que usualmente ocorre na superfície de saída, como já citado, mas que pode ocorrer também na superfície de folga, depois que algum desgaste já tenha acontecido, gerado por outro mecanismo. Assim, pode-se dizer que a difusão foi que fez com que o desgaste de flanco crescesse tão rapidamente quanto o que ocorreu com esta ferramenta, mas também que outro mecanismo de desgaste, como a adesão ocorreu antes da difusão, a fim de que criasse as condições para que a difusão ocorresse.

O mecanismo de desgaste da ferramenta de óxido de alumínio se mostrou claro desde o começo dos testes. Quando se monitorava o desgaste de flanco da ferramenta ao microscópio óptico já era nítido o mecanismo de abrasão ao longo da vida da ferramenta. Analisando ao MEV isso não foi diferente, como mostrado nas Figuras 5.36 e 5.37. Estas figuras mostram as arestas de corte utilizadas nas velocidades de 250 e 500 m/min respectivamente. Nelas podem-se ver na região desgastada da superfície de folga os sulcos paralelos à direção de corte típicos do processo abrasivo, com pouco material de peça aderido.

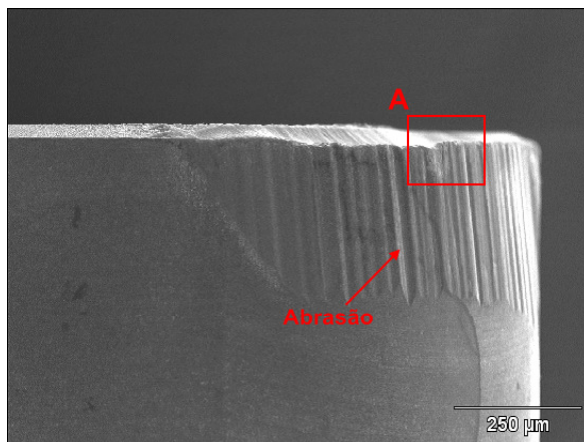


SUPERFÍCIE DE FOLGA

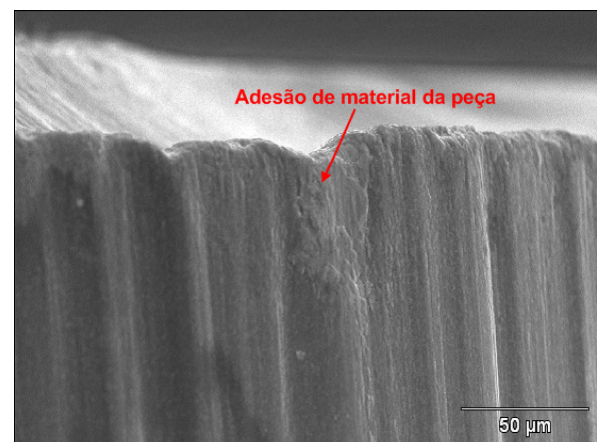


DETALHE "A"

Figura 5.36 – Desgaste de flanco ($\text{VB}_{\text{Bmáx}}$) na liga L1 aos 6 minutos de usinagem com $v_c = 250$ m/min.



SUPERFÍCIE DE FOLGA



DETALHE “A”

Figura 5.37 – Desgaste de flanco ($VB_{Bmáx}$) na liga L1 aos 3 minutos de usinagem com $v_c = 500$ m/min.

Este resultado gerou a seguinte questão: Por que somente na ferramenta de Al_2O_3 , ocorreu o mecanismo de abrasão? Primeiramente, este mecanismo pode ter ocorrido sim nas outras ferramentas, de metal duro e de material cerâmico à base de nitreto de silício, porém não foi possível identificá-lo, uma vez que os mecanismos de adesão (no metal duro) e difusão (na Sialon) foram mais rápidos e levaram a ferramenta ao fim de sua vida. Já a cerâmica à base de óxido de alumínio possui alta estabilidade química com o ferro, o que dificultou a ocorrência do mecanismo de difusão.

Devem ainda ser comentados os seguintes pontos:

- a) com relação à geometria da ferramenta - a ferramenta de metal duro não possui chanfro na aresta de corte. Com isso, tem uma geometria da aresta mais positiva que a ferramenta cerâmica, que possui este chanfro, como mostrado no capítulo 4. A hipótese aqui é que a geometria mais positiva da ferramenta de metal duro, ao encontrar um carboneto duro tendia a arrancá-lo, não permitindo que ele atritasse contra a ferramenta causando desgaste abrasivo. Já a geometria bastante negativa da aresta de corte da ferramenta de cerâmica comprimia o carboneto duro contra a matriz, deformando-a, mas sem quebrá-lo ou arrancá-lo. Com isso, o carboneto atritava bastante contra a superfície de folga da ferramenta, causando o desgaste abrasivo visto na Figura 5.37. Para se comprovar esta hipótese necessitar-se-ia testar

ferramentas de metal duro com a mesma geometria de aresta que a utilizada neste trabalho nas ferramentas cerâmicas.

- b) com relação à cobertura da ferramenta – a ferramenta de metal duro possui coberturas. Essas coberturas têm dureza igual ou maior que a ferramenta cerâmica. Assim elas protegem a ferramenta de metal duro de um desgaste abrasivo mais intenso. Após a formação de um desgaste inicial, provavelmente causado por abrasão, a adesão de material da peça passa a cobrir a região já desgastada e a dificultar a continuação do desgaste abrasivo. Como a cobertura da ferramenta tem coeficiente de atrito pequeno, a adesão, que se torna o mecanismo de desgaste intenso, também tem dificuldades de progredir, o que aumenta a vida da ferramenta e a torna maior que a vida obtida com a cerâmica mista. Já com a ferramenta cerâmica, como não existe cobertura, a abrasão progride rapidamente, encerrando precocemente sua vida. Para se comprovar esta hipótese, ensaios com ferramentas cerâmicas com coberturas de baixo coeficiente de atrito teriam que ser realizados. Esta é uma das sugestões para trabalhos futuros.

5.2.3– Rugosidade

As Figuras 5.38 e 5.39 mostram os resultados de rugosidade média e máxima quando usinando com ferramenta de óxido de alumínio, para as velocidades de 250 e 500 m/min, respectivamente.

Na velocidade menor a rugosidade média nas primeiras passadas variou muito pouco e atingiu valor abaixo de 1 μm , ou seja, até a metade da vida da ferramenta. Na metade final da vida da ferramenta o desgaste teve variação brusca. Esse comportamento foi próximo ao observado na ferramenta de metal duro com velocidade de 160 m/min (Figura 5.16).

Na velocidade de 500 m/min o desgaste cresce rapidamente e a curva tanto de R_a quanto de R_y tendem a uma exponencial positiva. Há que se notar, porém, que os valores de rugosidade obtidos com esta ferramenta cerâmica são muito similares aos obtidos com as ferramentas de metal duro, mesmo com as diferenças de geometria de aresta de corte e velocidade de corte. Tanto com aquela ferramenta, quanto com esta, os valores da rugosidade média (R_a) estavam

próximos à 0,7 μm no início da vida da ferramenta e menores que 2 μm ao fim da vida da ferramenta.

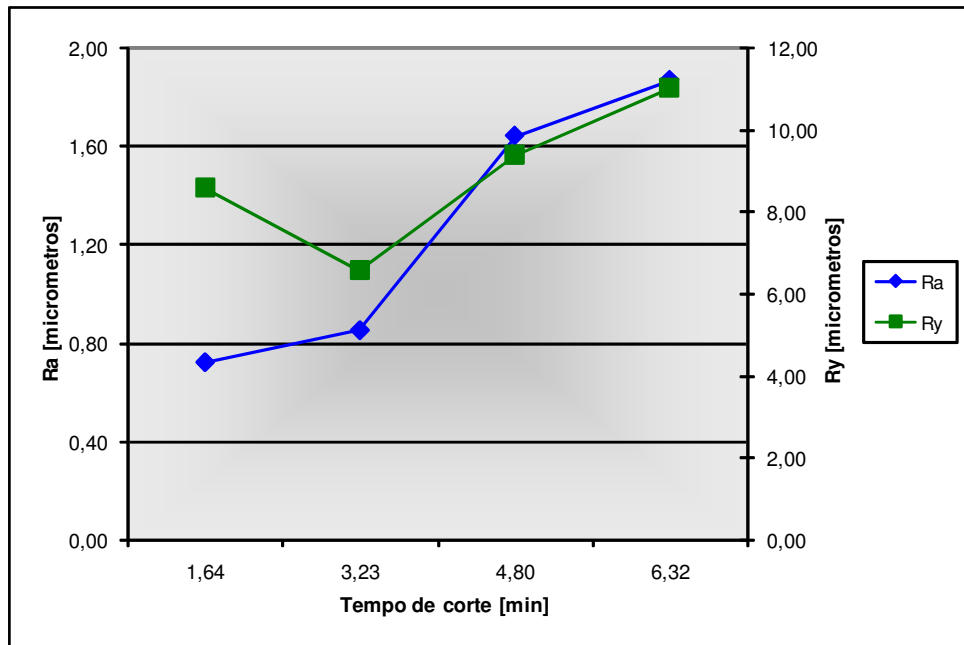


Figura 5.38 – Rugosidade média e máxima vs tempo de corte, para a liga L1 em $v_c = 250$ m/min para a ferramenta à base de Al_2O_3 .

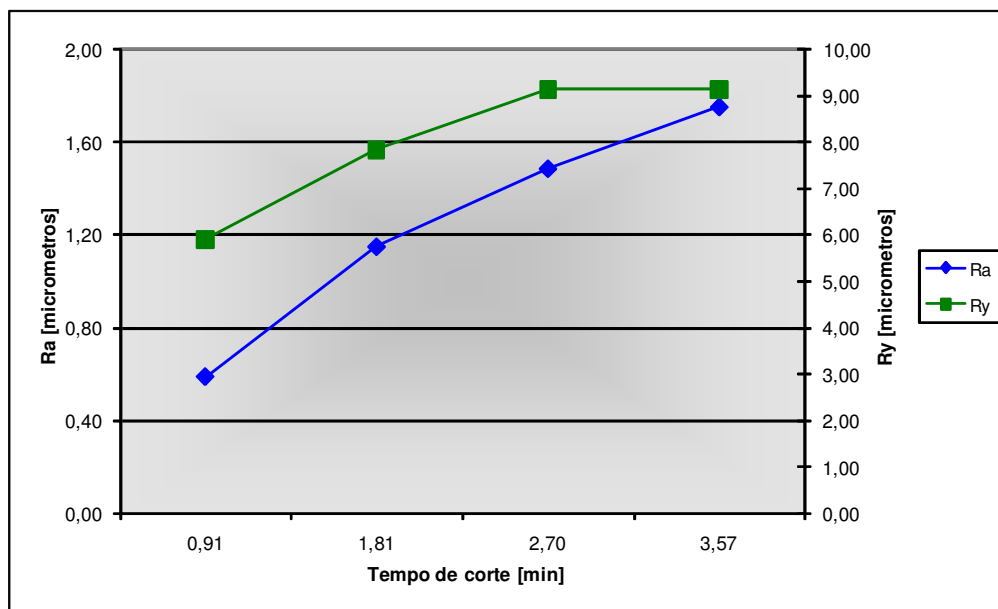


Figura 5.39 - Rugosidade média e máxima vs tempo de corte, para a liga L1 em $v_c = 500$ m/min para a ferramenta à base de Al_2O_3 .

A Figura 5.40 mostra o resultado de rugosidade média e máxima da Sialon, na velocidade de 250 m/min. Nota-se que o valor de R_a obtido no primeiro diâmetro usinado já é bem maior que aquele obtido inicialmente com a ferramenta cerâmica a base de Al_2O_3 (comparar figuras 5.38 e 5.40), já que o desgaste da ferramenta de Sialon já era bem alto após a primeira passada.

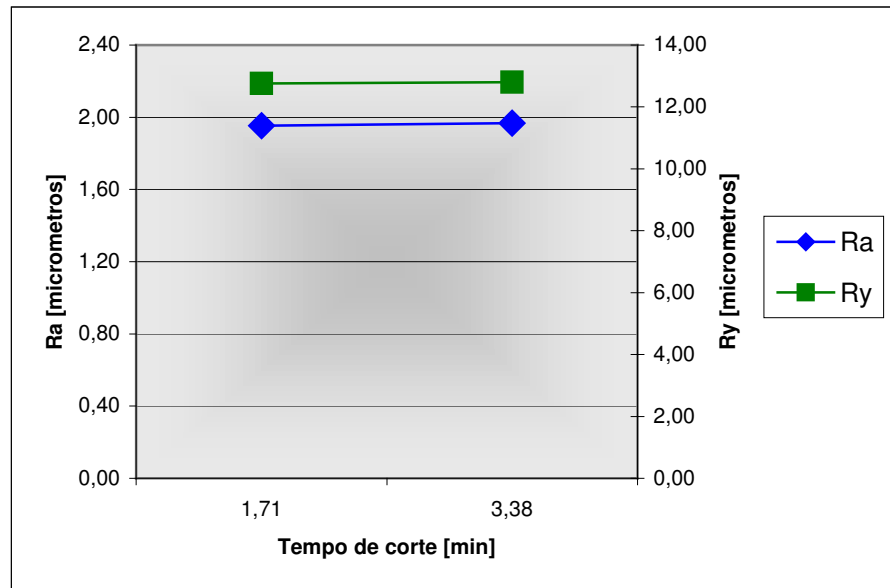


Figura 5.40 - Rugosidade média e máxima vs tempo de corte, para a liga L1 em $v_c = 250$ m/min para a ferramenta de Sialon.

Como na velocidade de 500 m/min esta ferramenta em apenas um passe atingiu o desgaste de flanco máximo, o gráfico relativo a esta condição não será mostrado.

5.2.4 – Potência de corte

Não foi possível monitorar a evolução do desgaste ao longo dos ensaios para as duas ferramentas cerâmicas. Na velocidade de 250 m/min para as duas ferramentas foi possível o monitoramento, mas na velocidade de 500 m/min esse procedimento não foi realizado para a Sialon e para a Al_2O_3 somente no início e fim de vida, devido à pequena vida de ferramenta obtida.

As Figuras 5.41 e 5.42 mostram o comportamento do desgaste versus a potência de corte, na velocidade de corte de 250 m/min, para as ferramentas de óxido de alumínio e Sialon, respectivamente.

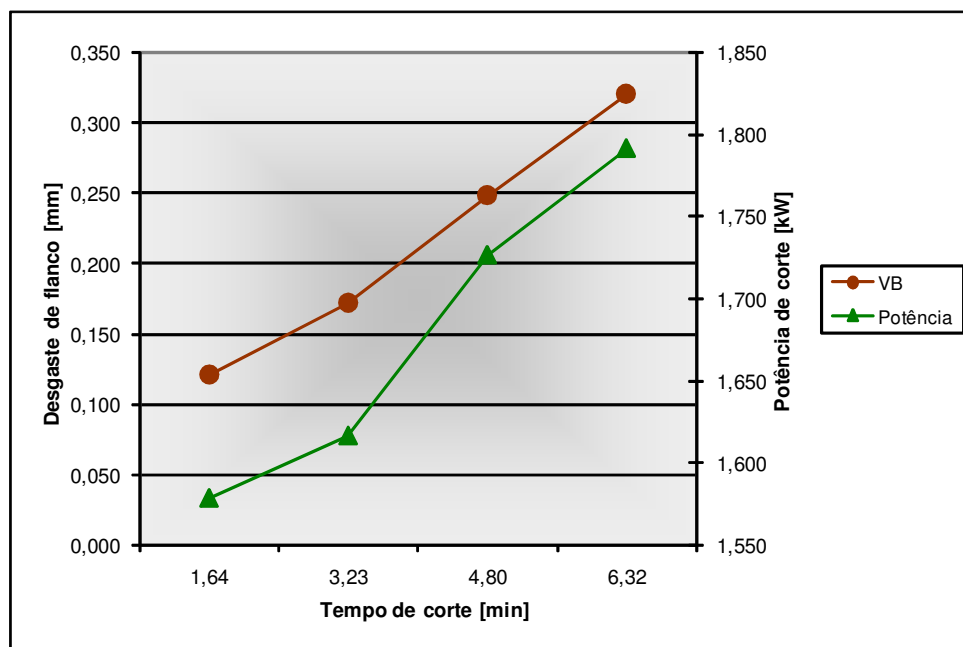


Figura 5.41 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte para a ferramenta à base de Al_2O_3 em $v_c = 250 \text{ m/min}$.

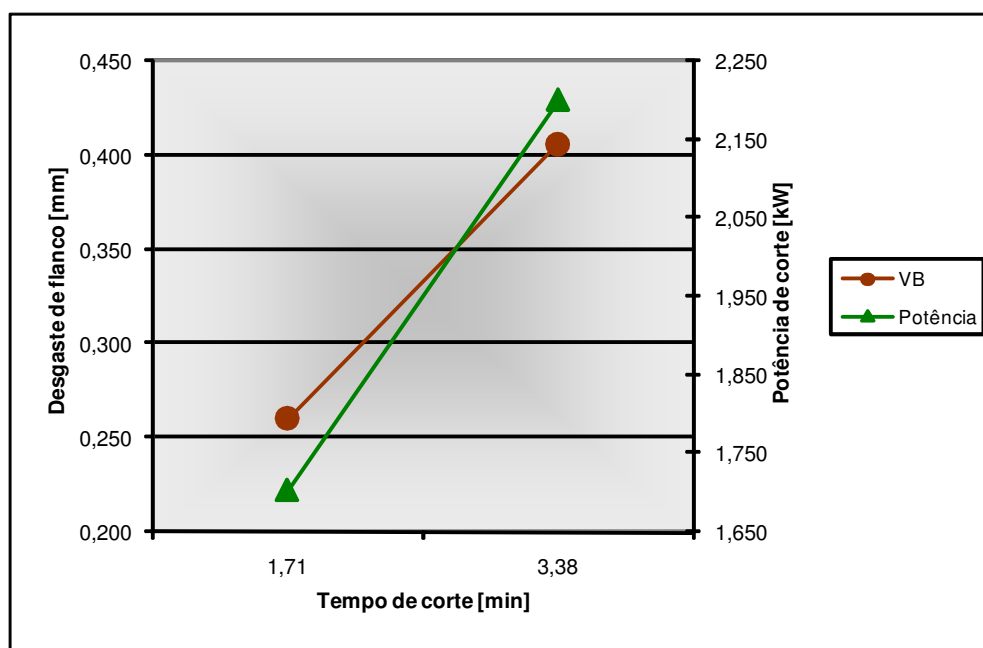


Figura 5.42 - Desgaste de flanco (VB) e potência de corte (kW) vs tempo de corte para a ferramenta de Sialon em $v_c = 250 \text{ m/min}$.

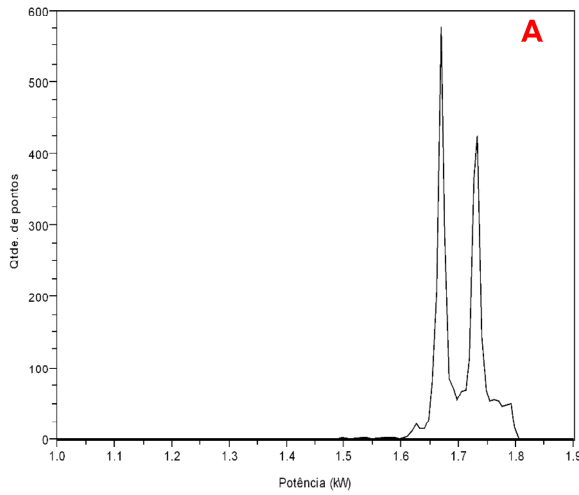
Observa-se que para as duas ferramentas as curvas de potência crescem rapidamente. Percebe-se que o valor da potência de corte no início da vida da ferramenta de Al_2O_3 não foi muito diferente àquele que havia ocorrido quando se usinou com ferramenta de metal duro na mesma velocidade de corte, isto é, algo próximo à 1,64 kW (ver também Figura 5.26), mostrando

que a geometria mais negativa da aresta de corte não influenciou na potência. Isto era de se esperar, porque o material usinado possui baixa ductilidade, o que faz com que a diminuição do ângulo de saída não aumente muito a deformação de cavaco e, com isso, não cause crescimento da pressão específica de corte (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2008). Porém, a potência ao fim da vida da ferramenta foi menor quando se utilizou ferramenta de Al_2O_3 do que quando se utilizou ferramenta de metal duro. Enquanto se utilizou ferramenta de metal duro a potência ao fim da vida ultrapassou 2 kW, quando se utilizou ferramenta de Al_2O_3 este valor era menor que 1,8 kW. Isto mostra que o desgaste predominante adesivo da ferramenta de metal duro gera maior crescimento da força e da potência de corte que o desgaste predominante abrasivo desta ferramenta cerâmica. E isto é confirmado ao observar o gráfico da ferramenta Sialon que, também gerou valores de potências próximos à ferramenta de metal duro, tanto no começo da vida quanto no final da vida (apesar da menor vida). Nota-se também que na Sialon o desgaste predominante não foi o desgaste abrasivo.

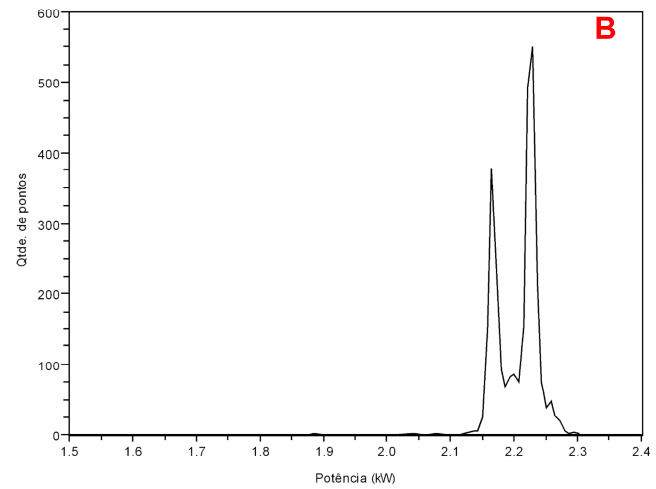
Para analisar o comportamento da potência em cada diâmetro foram feitos os mesmos gráficos de dispersão da potência em cada passada da ferramenta já construídos quando da análise do corte realizado com ferramenta de metal duro, para verificar a ocorrência ou não dos picos de potência.

A Figura 5.43 mostra a distribuição de potência na velocidade de 250 m/min para a ferramenta Sialon. Como mostrado na figura, para esta ferramenta não ocorreu um só pico e bem concentrado, mas vários picos.

Os gráficos de potência para a ferramenta à base de Al_2O_3 são mostrados nas Figuras 5.44 e 5.45. Para a velocidade de 250 m/min ocorreram tanto um só pico e bem concentrado (figura 5.44b), quanto vários picos em tempos de corte e diâmetros aleatórios (figura 5.44a). Para a velocidade de 500 m/min, em que a aquisição do sinal de potência foi realizada para o primeiro e último passe da ferramenta sob a peça, ocorreram vários picos.

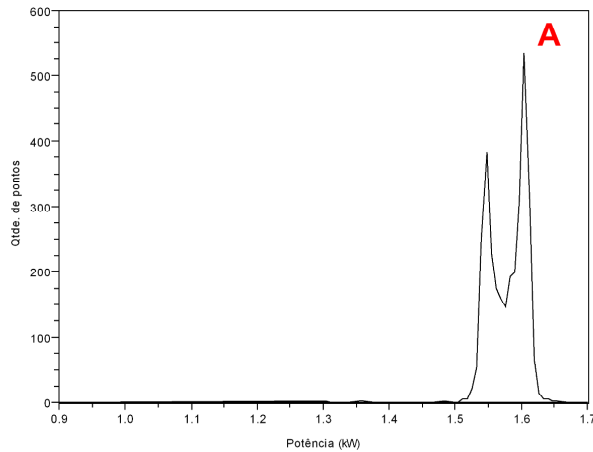


(a) $t_c = 1,71$ minutos

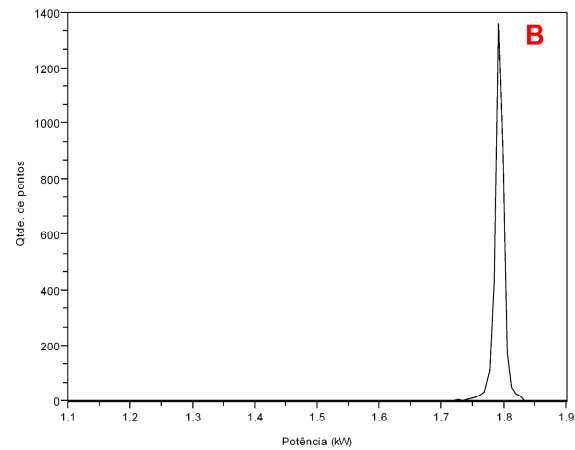


(b) $t_c = 3,38$ minutos

Figura 5.43 – Distribuição de potência para a ferramenta à base de Si_3N_4 , na liga L1 e velocidade de corte 250 m/min.



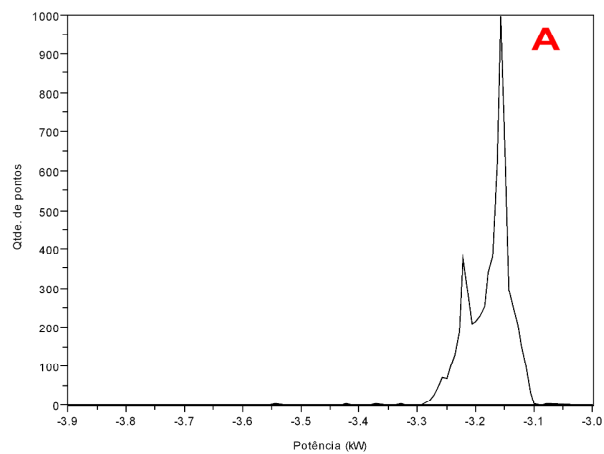
(a) $t_c = 1,64$ minutos



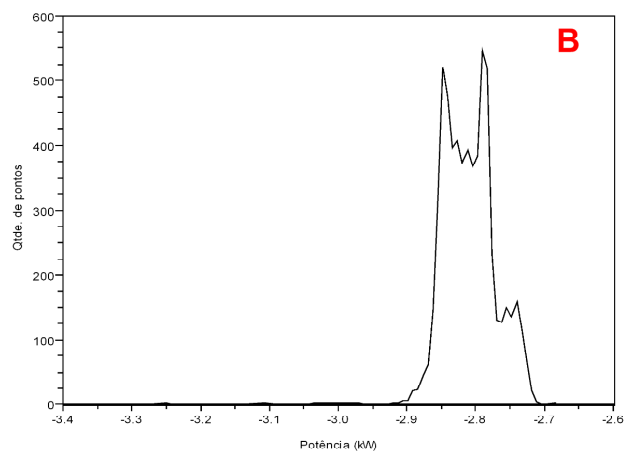
(b) $t_c = 6,32$ minutos

Figura 5.44 - Distribuição de potência para a ferramenta à base de Al_2O_3 , na liga L1 e velocidade de corte de 250 m/min.

Concluindo, para todas as ferramentas nas análises de distribuição de potência, ocorreram um só pico e bem concentrado como também vários picos aleatoriamente. Provavelmente no momento que ocorreu mais de um pico foi o instante que a ferramenta se deparou com mais quantidades de carbonetos complexos, surgindo duas médias de potência.



(a) $t_c = 0,91$ minutos



(b) $t_c = 3,51$ minutos

Figura 5.45 - Distribuição de potência para a ferramenta à base de Al_2O_3 , na liga L1 e velocidade de corte de 500 m/min.

Capítulo 6

Conclusões e Sugestões para trabalhos futuros

O objetivo do trabalho foi verificar como o elemento de liga titânio influencia na usinabilidade do ferro fundido vermicular. As análises de mecanismos de desgaste, potência de corte e a rugosidade, foram realizadas com o intuito de melhores esclarecimentos para o processo analisado, e percebeu-se que sempre as análises destas variáveis em conjunto esclareciam os resultados.

Baseado nos resultados obtidos no processo de torneamento longitudinal utilizando as ligas L1, L2 e L3, pode-se concluir que:

- ❖ a liga L1 com 0,007% de titânio tem melhor usinabilidade que as ligas L2 e L3, com 0,03% de titânio;
- ❖ a diferença de tempo de desmoldagem de 2h30 para a liga L1 e L2 e de 4h30 para a liga L3, que possivelmente gerou diferença na nodularidade da liga e no espaçamento da perlita, não teve influência significativa na usinabilidade;
- ❖ o teor de titânio nas ligas apesar de muito baixo, foi o principal responsável pela redução significativa da vida da ferramenta quando se aumentou o teor de titânio;
- ❖ os parâmetros de usinagem e a geometria da ferramenta foram as variáveis importantes para a determinação da rugosidade, e a liga influenciou somente no comportamento desta;

- ❖ o teor de titânio foi a variável importante no comportamento da potência de corte;
- ❖ a ferramenta de metal duro é a opção mais adequada para usinar as três ligas de ferro fundido vermicular, em baixas velocidades;
- ❖ em todas as ligas a velocidade de corte de 160 m/min promoveu uma maior vida da ferramenta quando comparada à velocidade de 250 m/min, utilizando ferramenta de metal duro;
- ❖ as ferramentas cerâmicas à base de nitreto de silício e à base de óxido de alumínio não são adequadas para usinagem da liga L1.

Sugestões para futuros trabalhos no processo de torneamento longitudinal são:

- ❖ analisar criteriosamente o processo com a ferramenta à base de nitreto de silício e trabalhar com um sistema (o mais adequado) para captar os valores de temperatura de corte. O principal objetivo seria entender e explicar o mecanismo de desgaste desta ferramenta;
- ❖ utilizar ferramenta de cermets com altas velocidades. Com baixas velocidades o metal duro proporciona vida da ferramenta adequada. Em altas velocidades (500 a 800 m/min) a ferramenta de cermets seria um potencial, pois além do preço ser mais acessível (se comparado às ferramentas projetadas para altas velocidades de corte) possui propriedades intermediárias ao metal duro e cerâmica: resistência ao desgaste, estabilidade química, dureza a quente e conseguem manter uma tenacidade na aresta de corte comparável ao metal duro;
- ❖ utilizar ferramentas de metal duro com menores tamanhos de grão e também com outras camadas de cobertura;
- ❖ utilizar ferramenta cerâmica à base óxido de alumínio com micro-geometria da aresta de corte similar ao do metal duro. O objetivo é verificar se com esta geometria da ferramenta tente a “empurrar” os carbonetos para a matriz. Outra possibilidade neste tópico é testar ferramenta de metal duro com mesma geometria de aresta das ferramentas cerâmicas;

- ❖ utilizar fluido de corte refrigerante com a ferramenta de metal duro. Como o sistema de Mínima Quantidade de Fuido (MQF) está sendo muito utilizado, poderia utilizar este sistema para verificar se é possível usinar a velocidades entre 250 e 350m/min com vida similar aos resultados obtidos com a ferramenta a 160 m/min.

Referências Bibliográficas

ABELE, E.; SAHM, A.; SCHULZ, H. Wear Mechanism when Machining Compacted Graphite Iron. *CIRP Annals*, v.51, n. 1, p 53-56, 2002.

ABM: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. Disponível em: <<http://www.abmbrasil.com.br/cim/downloads/>>. Acesso em: 3 mar. 2008.

ASM INTERNATIONAL. ASM Machining Processes. Machining of Cast Irons. In: *Metals Handbook*, v. 16 – 9 ed. Materials Park: ASM International, 1988. p. 648-665.

BALZERS BALINIT DO BRASIL: **Aplicações – Usinagem**. Disponível em:<<http://www.oerlikonbalzerscoating.com/bbr/>>. Acesso em: 11 nov. 2008.

BEZERRA, Alexandre Araújo. *Estudo do desgaste no roscamento com alta velocidade em ferro fundido*. 2003. 209 p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos.

BRASIL. Ministério do Meio Ambiente. Resolução n. 315, de 2002. *Dispõe sobre a nova etapa do Programa de Controle de Emissões Veiculares - PROCONVE* – Publicação DOU n.224, Brasília, DF, p. 90-92, novembro 2002.

BRASIL. Ministério do Meio Ambiente. Resolução n. 403, de 2008. *Dispõe sobre a nova fase de exigência do Programa de Controle da Poluição do Ar por Veículos Automotores- PROCONVE* – Publicação DOU n.220, Brasília, DF, p. 92-93, novembro 2008.

CHIAVERINI, V. *Aços e ferros fundidos*. 7.ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. 576p.

COLAPERT, H. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. 3 ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1974.

DAWSON, S. Operational properties of compacted graphite iron: Feedback from ongoing test programmes. SinterCast S.A. - *Technical Publication*, 1994.

DAWSON, S.; Compacted Graphite Iron: Mechanical and Physical Properties for Engine Design. SinterCast - *Technical Publication*, 1999.

DAWSON, S.; HOLLINGER, I.; ROBBINS, H.; DAETH, J.; REUTER, U.; SCHULZ, H. The effect of metallurgical variables on the machinability of compacted graphite iron. *SAE World Congress*, 2001.

DAWSON, S. Process Control for the Production of Compacted Graphite Iron. *AFS Casting Congress*, 2002.

DAWSON, S.; SCHROEDER, T. Practical Applications for Compacted Graphite Iron. *AFS Transactions*, 2004.

DAWSON, S.; Compacted Graphite Iron – A New Material for Highly Stressed Cylinder Blocks and Cylinder Heads. *Internationales Wiener Motorensymposium*, 2007.

DAXIN, Z.; YUANHAO, Z.; JIANYONG, L.; HANJUN, H.; XIAOXIAN, H. Characterization of titanium-containing compounds in gray cast. *Tsinghua Science and Technology*, v.13, n.2, p.127-131, 2008.

DEPOORTER, G. L.; BROG, T. K.; READEY, M. J. Structural Ceramics. *Metals Handbook*, v. 2 – Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Material, 9 ed. Materials Park: ASM International, 1990. p. 1019-1024.

DINIZ, A.E., FERRER, J.A.G. A comparison between silicon nitride-based ceramic and coated carbide tools in the face milling of irregular surfaces. *Journal of Materials Processing Technology*, v.206, n.1-3, p.294-304, 2008.

DINIZ, A.E.; MARCONDES, F.C.; COPPINI, N.L. *Tecnologia da Usinagem dos Materiais*, 6 ed. São Paulo: Artiliber Editora, 2008. 262p.

DORÉ, Christian. *Influência da Variação da Nodularidade na Usinabilidade do Ferro Fundido Vermicular*. 2007. 132 p. Tese (Mestrado) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

ELKEM. *Graphite Structures in Cast Irons*. Elkem ASA, Foundry Products Division. Disponível em: <www.joinville.udesc.br/portal/professores/guesser/>. Acesso em: janeiro de 2008.

FANG, X. D.; ZHANG, D. An investigation of adhering layer formation during tool wear progression in turning of free-cutting stainless steel. *Wear*, v.197, n.1-2, p.169-178, 1996.

FERRARESI, D. *Fundamentos da Usinagem dos Metais*, vol. 1, São Paulo: Editora Edgard Blücher LTDA, 1970. 754p.

GEORGIU, G. High Speed Machining of Compacted Graphite Iron. *Compacted Graphite Iron Machining Workshop*, 2002.

GRZESIK, W.; RECH, J.; ZAK, K.; CLAUDIN, C. Machining performance of pearlitic-ferritic nodular cast iron with coated carbide and silicon nitride ceramic tools. *Internacional Journal of Machine Tools and Manufacture*. v.49, n.2, p.125-133, 2009.

GUESSER, L. W.; GUEDES, L. C. Desenvolvimentos recentes em ferros fundidos aplicados à indústria automobilística. *IX Simpósio de Engenharia Automotiva*, 1997.

GUESSER, L. W.; HILÁRIO, D. G. Ferros fundidos nodulares perlíticos. *CONAF*, 1999.

GUESSER, L. W.; SCHROEDER, T.; DAWSON, S. Production experience with compacted graphite iron automotive components. *AFS Transactions*, 2001.

GUESSER, L. W.; DURAN, P. V.; KRAUSE, W. *Compacted Graphite iron for Diesel Engine Cylinder Blocks*. Disponível em: <<http://www.tupy.com.br/downloads/>> Acesso em: 15 abr. 2009.

HECK, M.; ORTNER, H.M.; FLEGE, S.; REUTER, U.; ENSINGER, W. 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*, v.26, n.3, p.197-206, 2007.

MACHADO, A.R.; DA SILVA, M.B. *Usinagem dos Metais*. 8 versão Uberlândia: Editora da UFU, 2004. 266 p.

MACHADO, A.R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; DA SILVA, M.B. *Teoria da Usinagem dos Materiais*. 1 ed. São Paulo: Editora Blucher, 2009. 384 p.

MOCELLIN, F. *Avaliação da usinabilidade do ferro fundido vermicular em ensaios de furação*. 2002. 112p. Tese (Mestrado) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. *Aços Inoxidáveis Austeníticos – Microestrutura e Propriedades*. 1ª ed. São Paulo: Editora Hemus, 1994. 170 p.

POULACHON, G.; DESSOLY, M.; LEBRUN, J. L.; CALVEZ, C. Le; PRUNET, V.; JAWAHIR, I.S. Sulphide inclusion effects on tool-wear in high productivity milling of tool steels. *Wear*, v.253, n.3-4, p.339-356, 2002.

POULACHON, G.; BANDYOPADHYAY, B. P.; JAWAHIR, I. S.; PHEULPIN, S.; SEGUIN, E. Wear behavior of CBN tools while turning various hardened steels. *Wear*, v.256, n.3-4, p.302-310, 2004.

RODRIGUES, M. F. et al. **Sinterização da liga WC/10Co por altas pressões**. Matéria (Rio J.) vol.11 n.3, 2006. Disponível em: <<http://www.scielo.br>>. Acesso em: fevereiro de 2008.

SANDVIK COROMANT. *Manual Técnico de Usinagem*. Manual. São Paulo, 2005. 600 p

SANDVIK COROMANT. *Catálogo Principal*. Catálogo. São Paulo, 2008. 1157 p.

SANTOS, A. B. S.; CASTELLO BRANCO, C.H. *Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares*. 4º ed. São Paulo: Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 1991. 199 p.

SHAW, M.C. *Metal Cutting Principles*. 2 ed. New York: Oxford University Press, 2004. 651 p.

SHY, Y.H.; HSU, C. H.; LEE, S. C.; HOU, C. Y. Effects of titanium addition and section size on microstructure and mechanical properties of compacted graphite cast iron. *Materials Science and Engineering*, v.278, n.1-2, p. 54-60, 2000.

SINTERCAST. *Compacted Graphite Iron*. Technical Publications. Disponível em: < www.sintercast.com >. Acesso em: janeiro de 2008.

SINTERCAST. *Graphite Shape from Start do End*. Technical Publications. Disponível em: < www.sintercast.com >. Acesso em: fevereiro de 2008.

SINTERCAST. *Material Data Sheet*. Technical Publications, 2001. Disponível em: < www.sintercast.com >. Acesso em: fevereiro de 2008.

STEFANESCU, D.M.; HUMMER, R.; NECHTELBERGER, E. Compacted Graphite Iron. In: *Metals Handbook*, v. 15 – Casting, 9 ed. Materials Park: ASM International, 1990. p. 667-677.

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

TRENT, E.; WRIGHT, P. *Metal Cutting*. 4^a ed. Woburn: Editora Butterworth-Heinemann, 2000. 446p.

VIVANCOS, J.; LUIS, C. J.; COSTA, L.; ORTIZ, J. A. Optimal machining parameters selection in high speed milling of hardened steels for injection moulds. *Journal of Materials Processing Technology*, v.155-156, n.1-3, p.1505-1512, 2004.

XAVIER, Fábio Antônio. *Aspectos tecnológicos do torneamento do ferro fundido vermicular com ferramentas de metal-duro, cerâmica e CBN*. 2003. 146 p. Tese (Mestrado) - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

ZUM GAHR, K. H. *Microstructure and wear of materials*. 1^a ed. Amsterdam. Elsevier Science Publishers B.V., 1987, 560 p.