

MAURO ARAÚJO MEDEIROS

INFLUÊNCIA DOS CARBONITRETOS DE TITÂNIO NA
USINABILIDADE DO AÇO VP100 UTILIZADO EM
MOLDES DE INJEÇÃO DE PLÁSTICO



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2011

MAURO ARAÚJO MEDEIROS

**INFLUÊNCIA DOS CARBONITRETOS DE TITÂNIO NA USINABILIDADE
DO AÇO VP100 UTILIZADO EM MOLDES DE INJEÇÃO DE PLÁSTICO**

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Márcio Bacci da Silva

UBERLÂNDIA – MG

2011

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Sistema de Bibliotecas da UFU , MG, Brasil

M488i Medeiros, Mauro Araújo, 1967-
2012 Influência dos carbonitreto de titânio na usinabilidade do aço
VP100 utilizado em moldes de injeção de plástico / Mauro Araújo
Medeiros. - 2011.
126 f. : il.

Orientador: Márcio Bacci da Silva.

Tese (doutorado) – Universidade Federal de Uberlândia,
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
Inclui bibliografia.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Metais - Usinabilidade -
Teses. 3. Aço - Teses. I. Silva, Márcio Bacci da, 1964- II. Univer-
sidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621

DEDICATÓRIA

Aos meus pais Magno e Arlete, pela educação que nos foi proporcionada, à minha mulher Rose Núbia, pelos incentivos e compreensão e a meus filhos Adrian e Sofia pelas horas agradáveis.

AGRADECIMENTOS

Ao Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem – LEPU, na figura dos Professores Marcio Bacci da Silva e Alisson Rocha Machado pelas orientações e pelo apoio na pesquisa;

À companheira de pesquisa e grande amiga Flávia Cristina Sousa e Silva, pelo apoio irrestrito durante toda a pesquisa;

À Villares Metals na figura do Engenheiro Celso Barbosa e de seus assessores pelo fornecimento do material e das informações necessárias à pesquisa;

Aos Professores Eder, Rosemar e Rosenda pelo apoio na pesquisa;

Ao Cláudio Nascimento pelo apoio logístico;

Ao aluno de iniciação científica Frederico Mariano pelo apoio na aquisição dos dados;

À Ângela do LTM, pelo apoio nos ensaios metalográficos;

Ao Reginaldo e demais técnicos pelo apoio na oficina;

Aos colegas de laboratório Fabio Lima, Débora Oliveira, Janaina Aparecida, e demais colegas pelo apoio e convivência;

Ao Programa de Pós-graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, em especial à secretaria da Pós-graduação Kelly Rúbia Costa pelo apoio acadêmico prestado;

Ao Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia do Maranhão, em especial aos colegas do Departamento de Mecânica e Materiais por conceder a oportunidade da realização desse trabalho;

A CAPEs pelo financiamento da pesquisa e à FAPEMIG pelo apoio financeiro junto aos congressos acadêmicos.

Resumo

Este trabalho tem por objetivo investigar a influência dos carbonitreto de titânio, bem como de outros elementos microestruturais, na usinabilidade do aço VP100 com 270 e 350 partes por milhão de titânio, tendo como elemento de comparação o aço VP20 ISO. Tal estudo se justifica considerando-se que o VP100 trata-se um aço para moldes de injeção de plástico recém lançado no mercado cujos aspectos relativos à sua usinabilidade não foram ainda plenamente explorado, havendo ainda um grande vazio de conhecimento sobre esse material a ser investigado. Os resultados obtidos são discutidos considerando-se, inicialmente, a variação das forças de usinagem em função da variação da velocidade de corte, do avanço e da profundidade de corte nos ensaios de torneamento. Em seguida, são avaliados o volume de material removido, bem como os valores da rugosidade média quadrática R_q , para cada tipo de material usinado e condição de corte aplicada, em função da evolução do desgaste das ferramentas utilizadas nos ensaios de fresamento. A realização dos ensaios foi feita a partir de um planejamento estatístico dos experimentos, onde as variáveis relevantes relativas aos parâmetros, tanto da constituição química das ligas como de sua usinabilidade, definem os fatores e respostas de interesse na investigação. As ferramentas utilizadas foram as mesmas em todas as condições testadas, por tanto não se constituíram em uma variável do processo, bem como a utilização de fluido de corte, pois todos os testes foram realizados a seco. O VP20 ISO apresentou melhor desempenho em usinagem seguido pelo VP100 com 350 ppm de titânio, sendo que o VP100 com 270 ppm de titânio apresentou pior desempenho. Foram observadas diferenças relevantes na microestrutura dos materiais tais como a quantidade, o tamanho, a forma e a distribuição dos carbonitreto de titânio nas duas modalidades do VP100, o que contribuiu para as diferenças no comportamento em usinagem dos materiais.

Palavras Chave: Aço VP 100, Usinabilidade, Carbonitreto de titânio, Aços para molde.

Abstract

This work aims to investigate the influence of titanium carbonitride and other microstructural elements, on the machinability of VP100 steel with 270 and 350 parts per million of titanium, have the VP20 ISO steel with comparator. Such a study is justified considering that the VP100 is a steel for plastic injection molds on the market whose recently released its machinability aspects have not yet been fully exploited, there is still a big gap in knowledge about this material to be investigated. The results are discussed considering initially, the variation of machining forces due to the variation of cutting speed, feed and depth of cut in turning tests. Next, are evaluated the volume of material removed, and the mean square roughness R_q values for each type of material machined and cutting condition applied, depending on the evolution of the tool wear used in milling tests. The performance of the tests was made from a statistical design of experiments, where the relevant variables on the parameters of both the chemical composition of alloys and their machinability, define the factors and responses of interest in research. The tools used were the same in all conditions tested, therefore not constituted in a process variable, and the use of cutting fluid, since all tests were performed dry. The VP20 ISO showed better performance in machining followed by the VP100 with 350 ppm titanium, and the VP100 with 270 ppm titanium had a worse performance. Significant differences were observed in the microstructure of materials such as quantity, size, shape and distribution of titanium carbonitrides in the two modes of VP100, which contributed to the differences in the behavior of materials in machining.

Keywords: VP 100 steel, machinability, titanium carbonitride, mold steels

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Comparação entre o VP100 e o VP20 ISO, quanto aos seus desempenhos em termos de tempo de usinagem até o fim de vida da ferramenta no processo de fresamento.....	Pg. 7
Figura 2.2 - Comparação entre o VP100 e o VP20 ISO, quanto aos seus desempenhos em termos de volume de material removido até o fim de vida da ferramenta no processo de fresamento.....	8
Figura 2.3 - Corrida: 4831131 do aço VP100 contendo Ti = 380 ppm, Mn = 1,81%, N = 110 ppm e S = 0,003%.....	9
Figura 2.4 - Corrida: 4833198 do aço VP100 contendo Ti = 250 ppm, Mn = 1,90%, N = 065 ppm e S = 0,004%.....	9
Figura 2.5 - Corrida: 4837007 do aço VP 100 contendo Ti = 260 ppm, Mn = 2,00%, N = 058 ppm e S = 0,004%.....	10
Figura 2.6 - Desgaste de flanco em função do tempo e do comprimento usinado para o P20 e VP20, no fresamento com $V_c = 208$ m/min, $a_p = 2,07$ mm, $f_z = 0,09$ mm/dente a seco.....	11
Figura 2.7 - (a)Distribuição de partículas identificadas como carbonitretos eutéticos; (b) detalhe da geometria poliédrica característica dos carbonitretos eutéticos.....	14
Figura 2.8 - Diagrama esquemático da formação da bainita.....	16
Figura 2.9 - Fotomicrografia por MEV de uma estrutura bainítica.....	18
Figura 2.10 - Fotomicrografia do aço multifásico obtido na condição de têmpera aquecimento intercrítico a 780°C e transformação isotérmica a 350°C por 1800s. Reagente: Nital 2%.....	19
Figura 2.11 - Componentes da Força de Usinagem. a) no torneamento; b) no fresamento.....	21
Figura 2.12 - Forças que agem na cunha cortante.....	22
Figura 2.13 - Círculo de Merchant.....	23
Figura 2.14 – Zonas de cisalhamento primária e secundária.....	24

Figura 2.15 - Principais áreas de desgaste de uma ferramenta de corte.....	26
Figura 2.16 - Parâmetros utilizados para medir os desgastes das ferramentas de corte.....	26
Figura 2.17 - Comportamento do desgaste de uma ferramenta de corte com o tempo de corte.....	27
Figura 2.18 - Rugosidade superficial teórica gerada pelas marcas de avanço.....	29
Figura 2.19 - Forças de usinagem variando em função do comprimento de corte...	34
Figura 2.20 - Vida da ferramenta variando em função das condições de corte.....	35
Figura 2.21 - Rugosidade variando em função dos parâmetros de corte e do material da peça.....	36
Figura 2.22 - Evolução do desgaste em um ferramenta de metal duro revestida com TiCNi.....	37
Figura 2.23 – Vida de ferramenta em função dos tipos de ferramentas para $v_c = 300$ m/min, $f_z = 0,20$ mm/dt, incr. em $a_e = 0,5$ mm, incr. em $a_p = 0,25$ mm e inclinação da parede de 45°	38
Figura 2.24 - Detalhes de microlascamentos e material aderido na superfície de folga em uma ferramenta de metal duro com revestimento.....	39
Figura 2.25 - Variação da força de usinagem e suas componentes para as velocidades de corte de 140m/min, 220m/min, 400m/min, 650m/min e 1000m/min, o avanço por dente $f_z = 0,05$ mm/dente.....	39
Figura 2.26 - Comportamento da temperatura, medida na superfície da peça, com a variação da velocidade de corte.....	40
Figura 2.27 - Resultados dos ensaios de desbaste para ferramenta IN2030 e IN2005.....	41
Figura 2.28 - a) Micrografia do aço VP100 com a presença de Carbonitreto de Titânio b) Faiscamento durante o fresamento do aço VP100.....	42
Figura 2.29 - Volume de material retirado em função do inserto e da condição de corte.....	43
Figura 2.30 - Desgaste de flanco da ferramenta R300-1032E-PL 1010 em função do volume retirado.....	43

Figura 2.31 - Gráfico média com intervalo de confiança indicando a tendência de comportamento das forças de corte, de avanço e passiva quando comparados os aços VP20 e VP50IM.....	44
Figura 2.32 - Gráfico média com intervalo de confiança indicando a tendência de comportamento das forças de corte, de avanço e passiva quando comparados os aços VP20 e DIN1.2711.....	44
Figura 2.33 - Gráfico média com intervalo de confiança indicando a tendência de comportamento das forças de corte, de avanço e passiva quando comparados os aços VP50IM e DIN1.2711.....	45
Figura 2.34 - Rugosidade média com diferentes amplitudes e frequências.....	46
Figura 2.35 - Resultados obtidos com corte tradicional em corpo de prova não nitretado.....	48
Figura 2.36 - Resultados obtidos com corte tradicional em corpo de prova nitretado.....	48
Figura 2.37 - Resultados obtidos com corte com vibração elíptica em corpo de prova não nitretado.....	49
Figura 2.38 - Resultados obtidos com corte com vibração elíptica em corpo de prova nitretado.....	49
Figura 2.39 – Desgaste uniforme de flanco em função do comprimento linear fresado, para diferentes valores de v_c ($f_z = 0,10 \text{ mm.rev}^{-1}$). Pastilhas classe GC1025.....	50
Figura 2.40 – Desgaste uniforme de flanco em função do comprimento linear fresado, para diferentes valores de v_c ($f_z = 0,20 \text{ mm.rev}^{-1}$). Pastilhas classe GC1025.....	50
Figura 2.41 – Micrografia óptica do Impax HH mostrando uma fina estrutura contendo martensita com a presença de alguma bainita.....	51
Figura 2.42 – Micrografia óptica do Nimax mostrando uma predominância de estrutura bainita.....	51
Figura 2.43 - Desgaste de flanco em função do comprimento usinado.....	52
Figura 2.44 - Condições de Usinagem X Volume de material usinado.....	53

Figura 3.1 - Fluxograma das etapas experimentais do trabalho.....	54
Figura 3.2 - Tarugo de VP100 e dinamômetro utilizado nos testes de força no torneamento.....	55
Figura 3.3 - Bloco de VP100 com 350 ppm de titânio, utilizados nos ensaios de fresamento.....	56
Figura 3.4 - Ferramenta utilizada nos testes de força no torneamento.....	57
Figura 3.5 - Fresa de topo utilizada nos ensaios de fresamento com $D1 = 32$ mm e $L = 100$ mm.....	57
Figura 3.6 - Máquinas-ferramenta utilizadas nos ensaios: a) Torno Mecânico Multiplic 35D b) Centro de Usinagem Discovery 760.....	58
Figura 3.7 - Esquema de montagem do sistema de aquisição de força.....	58
Figura 3.8 - Esquema de montagem do sistema de aquisição de imagens do desgaste das ferramentas.....	59
Figura 3.9 - Esquema de montagem do rugosímetro.....	60
Figura 3.10 - Trajetória da fresa do início ao fim de um ciclo de fresamento completo.....	60
Figura 3.11 - Desenho esquemático do volume de material removido por passada completa a cada ciclo de fresamento.....	61
Figura 3.12 - Formato do corte realizado nas amostras antes da preparação metalográfica.....	62
Figura 3.13 - Microscópio ótico Modelo Lambda utilizado na análise das microestruturas.....	64
Figura 3.14 - Microscópio Eletrônico de Varredura utilizado na análise das microestruturas.....	64
Figura 3.15 - Durômetro Universal Wolpert utilizado nos ensaios de dureza.....	65
Figura 3.16 - Microdurômetro utilizado nos ensaios, pertencente ao LTM.....	66
Figura 3.17 - Equipamento de EDX semelhante ao utilizado na caracterização das amostras.....	66

Figura 4.1 - Comportamento das componentes das forças de usinagem no torneamento para o aço VP20 ISO.....	67
Figura 4.2 - Comportamento das componentes das forças de usinagem no torneamento para o aço VP100 270.....	68
Figura 4.3 - Comportamento das componentes das forças de usinagem no torneamento para o aço VP 100 350.....	68
Figura 4.4 - Força de corte no torneamento em função de oito condições de usinagem diferentes para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de titânio.....	69
Figura 4.5 - Força de avanço no torneamento em função de oito condições de usinagem diferentes para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de titânio.....	70
Figura 4.6 Força passiva no torneamento em função de oito condições de usinagem diferentes para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de titânio.....	71
Figura 4.7 - Gráfico de Pareto com a estimativa dos efeitos das variáveis na força de corte do VP20 ISO com o VP 100 com 270 ppm de Ti.....	72
Figura 4.8 - Gráfico de Pareto com a estimativa dos efeitos das variáveis na força de corte do VP20 ISO com o VP100 com 350 ppm de Ti.....	73
Figura 4.9 - Gráfico de Pareto com a estimativa dos efeitos das variáveis na força de corte do VP 100 com 270 e 350 ppm de Ti.....	74
Figura 4.10 – Volume de material removido no fresamento dos aços VP20 ISO, VP100 270 e VP100 350 para cada uma das condições de usinagem da Tab. 3.4..	75
Figura 4.11 - Desgaste de flanco da ferramenta em função do volume de material removido no fresamento para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 1 da Tab. 3.4.....	76
Figura 4.12 - Desgaste de flanco da ferramenta em função do volume de material removido no fresamento para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 3 da Tab. 3.4.....	77

Figura 4.13 - Desgaste de flanco da ferramenta em função do volume de material removido no fresamento para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 2 da Tab. 3.4.....	77
Figura 4.14 - Desgaste de flanco da ferramenta em função do volume de material removido no fresamento para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 7 da Tab. 3.4.....	78
Figura 4.15 - Desgaste de flanco da ferramenta em função do volume de material removido no fresamento para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 5 da Tab. 3.4.....	78
Figura 4.16 - Desgaste de flanco da ferramenta em função do volume de material removido no fresamento para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 4 da Tab. 3.4.....	79
Figura 4.17 - Desgaste de flanco da ferramenta em função do volume de material removido no fresamento para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 6 da Tab. 3.4.....	79
Figura 4.18 - Desgaste de flanco da ferramenta em função do volume de material removido no fresamento para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 8 da Tab. 3.4.....	80
Figura 4.19 - Micrografias indicando a presença de carbonitreto de titânio na microestrutura do aço VP100 com 270 ppm de Ti, contendo 02 partículas visíveis.	81
Figura 4.20 - Micrografias indicando a presença de carbonitreto de titânio na microestrutura do aço VP100 com 270 ppm de Ti e contendo 01 partícula visível...	81
Figura 4.21 - Micrografias indicando a presença de carbonitreto de titânio na microestrutura do aço VP100 com 270 ppm de Ti e contendo 01 partícula visível...	82
Figura 4.22 - Micrografias indicando a presença de carbonitreto de titânio na microestrutura do aço VP100 com 270 ppm de Ti sem a presença partículas visíveis.....	82
Figura 4.23 - Micrografias indicando a presença de carbonitreto de titânio na microestrutura do aço VP100 com 350 ppm de Ti contendo 04 partículas visíveis...	83

Figura 4.24 - Micrografias indicando a presença de carbonitreto de titânio na microestrutura do aço VP100 com 350 ppm de Ti contendo 03 partículas visíveis...	83
Figura 4.25 - Micrografias indicando a presença de carbonitreto de titânio na microestrutura do aço VP100 com 350 ppm de Ti contendo 02 partículas visíveis...	84
Figura 4.26 - Micrografias indicando a presença de carbonitreto de titânio na microestrutura do aço VP100 com 350 ppm de Ti contendo 01 partícula visível.....	84
Figura 4.27 - Micrografia revelando as indentações realizadas nos carbonitretos de titânio presentes no aço VP100 com 350 ppm de Ti.....	86
Figura 4.28 - Microestrutura dos aços (a) VP100 com 270 ppm de Ti apresentando a fase branca grosseiramente dispersa na microestrutura (b) VP100 com 350 ppm de Ti apresentando uma distribuição mais homogênea entre as fases.....	88
Figura 4.29 - Micrografias (a) do VP100 com 270 ppm de Ti apresentando uma concentração de fase branca em uma área específica e (b) VP100 com 350 ppm de Ti apresentando a fase branca distribuída de forma mais homogênea na microestrutura.....	89
Figura 4.30 - Micrografia do VP100 com 270 ppm de Ti apresentando a indentação da fase branca, realizada nos ensaios de microdureza.....	90
Figura 4.31 - Micrografia do VP20 ISO.....	91
Figura 4.32 - Trinca em junção triplíce observada no VP20 ISO.....	92
Figura 4.33 - Trinca entre contornos de grão observada no VP100 com 350 ppm de Ti.....	93
Figura 4.34 - Trinca com a presença de um carbonitreto de titânio entre contornos de grãos observada no VP100 com 350 ppm de Ti.....	93
Figura 4.35 - Micrografia do VP100 com 270 ppm de Ti obtida a partir do MEV.....	94
Figura 4.36 - Resultados do ensaio de EDX no VP20 ISO.....	95
Figura 4.37 - Resultados do ensaio de EDX no VP100 com 270 ppm de Ti.....	95
Figura 4.38 - Resultados do ensaio de EDX no VP100 com 350 ppm de Ti.....	96
Figura 4.39 - Rugosidade Rq em função do desgaste de flanco para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 1 da Tab. 3.4.....	97

Figura 4.40 - Rugosidade R_q em função do desgaste de flanco para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 6 da Tab. 3.4.....	98
Figura 4.41 - Rugosidade R_q em função do desgaste de flanco para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 2 da Tab. 3.4.....	98
Figura 4.42 - Rugosidade R_q em função do desgaste de flanco para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 3 da Tab. 3.4.....	99
Figura 4.43 - Rugosidade R_q em função do desgaste de flanco para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 7 da Tab. 3.4.....	99
Figura 4.44 - Rugosidade R_q em função do desgaste de flanco para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 4 da Tab. 3.4.....	100
Figura 4.45 - Rugosidade R_q em função do desgaste de flanco para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 8 da Tab. 3.4.....	100
Figura 4.46 - Rugosidade R_q em função do desgaste de flanco para os aços VP20 ISO e VP100 com 270 e 350 ppm de Ti na condição 5 da Tab. 3.4.....	101
Figura 4.47 - Evolução do desgaste da ferramenta utilizada nos ensaios de fresamento do aço VP100 com 350 ppm de titânio na 4ª condição de usinagem da Tab. 3.4 com $V_c = 200$ m/min, $a_p = 1$ mm, $f_z = 0,2$ mm/dente e $a_e = 24$ mm a) 1ª passada b) 2ª e última passada.....	101
Figura 4.48 - Desgaste de flanco da ferramenta utilizada no fresamento do VP20 ISO com $V_c = 100$ m/min, $a_p = 2$ mm, $f_z = 0, 1$ mm/dente com a presença de material aderido.....	104
Figura 4.49 - MEV do desgaste de flanco da ferramenta utilizada no fresamento do VP20 ISO com $V_c = 100$ m/min, $a_p = 2$ mm, $f_z = 0, 1$ mm/dente indicando a região onde ocorreu a aderência do material da peça.....	104
Figura 4.50 - Avaria por lascamento da ferramenta utilizada no fresamento do VP100 270 com $V_c = 100$ m/min, $a_p = 2$ mm, $f_z = 0,1$ mm/dente.....	105
Figura 4.51 - Detalhe do desgaste de flanco da ferramenta utilizada no fresamento do VP100 350 com $V_c = 100$ m/min, $a_p = 2$ mm, $f_z = 0,1$ mm/dente obtido a partir do MEV.....	106

Figura 4.52 - Gráfico de Pareto com a estimativa dos efeitos das variáveis no volume de material removido do VP100 com 350 ppm de Ti e do VP20 ISO.....	107
Figura 4.53 - Gráfico de Pareto com a estimativa dos efeitos das variáveis no volume de material remoído do VP100 com 270 ppm de Ti e do VP20 ISO.....	108
Figura 4.54 - Gráfico de Pareto com a estimativa dos efeitos das variáveis no volume de material removído do VP100 com 270 e 350 ppm de Ti.....	108
Figura 4.55 - Gráfico de Pareto com a estimativa dos efeitos das variáveis na rugosidade média quadrática Rq do VP100 com 270 e 350 ppm de Ti.....	110
Figura 4.56 - Gráfico de Pareto com a estimativa dos efeitos das variáveis na rugosidade média quadrática Rq do VP20 ISO com o VP100 com 270 ppm de Ti...	111
Figura 4.57 - Gráfico de Pareto com a estimativa dos efeitos das variáveis na rugosidade média quadrática Rq do VP20 ISO com o VP100 com 350 ppm de Ti...	111

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Frações volumétricas medidas e calculadas de diferentes tipos de carbonitreto.....	Pg. 15
Tabela 2.2 - Composição química e propriedades dos aços W 1.2311, W 1.2312 e SP300.....	32
Tabela 2.3 - Composição química dos materiais das peças utilizadas por Isik.....	33
Tabela 3.1 - Composição química dos aços.....	56
Tabela 3.2 - Níveis das variáveis independentes.....	62
Tabela 3.3 - Condições dos testes de acordo com o planejamento fatorial 2^4	62
Tabela 3.4 - Condições de usinagem utilizadas nos testes de torneamento e de fresamento.....	63
Tabela 3.5 Resultados do ensaio de dureza Rockwell C.....	65
Tabela 4.1 - Dureza de alguns revestimentos à temperatura ambiente.....	85

LISTA DE SÍMBOLOS

A	- Área da Superfície Fresada
ABNT	- Associação Brasileira de Normas Técnicas
a_e	- Penetração de Trabalho
Al	- Alumínio
APC	- Aresta Postiça de Corte
a_p	- Profundidade de Corte
α	- Ângulo de Folga
B	- Boro
Bs	- Bainita Superior
C	- Carbono
Ca	- Cálcio
CBN	- Nitreto Cúbico de Boro
CNC	- Comando Numérico Computadorizado
Cr	- Cromo
CV	- Cavalo Vapor
CVD	- Deposição Química ao Vapor
D	- Diâmetro
DIN	- Norma da Indústria Alemã
$\Delta\sigma_{ss}$	- Incremento de resistência causado por solução sólida
$\Delta\sigma_p$	- Endurecimento causado pela presença da perlita
$\Delta\sigma_{tg}$	- Participação do refino de grão ferrítico no limite de escoamento
$\Delta\sigma_d$	- Endurecimento causado pela geração de discordâncias
$\Delta\sigma_{ppt}$	- Endurecimento causado pela precipitação de partículas finas na matriz
EDS	- Espectrometria de Energia Dispersiva
EDX	- Espectrometria de Energia Dispersiva de raio x
f	- Avanço
Fap	- Força de Apoio
Fc	- Força de Corte

Fe	- Ferro
Ff	- Força de Avanço
Fp	- Força Passiva
Ft	- Força Ativa
Fu	- Força de Usinagem
f_z	- Avanço por Dente
φ	- Ângulo da Direção de Avanço
ϕ	- Ângulo de Cisalhamento
γ	- Ângulo de Saída
h'	- Espessura do Cavaco
h	- Espessura de Corte
HB	- Escala de Dureza Brinell
HRC	- Escala de Dureza Rockwell C
HV	- Escala de Dureza Vickers
ISO	- Organização Internacional de Normas Técnicas
KT	- Profundidade da Cratera,
L	- Comprimento Linear Fresado
LEPU	- Laboratório de Pesquisas em Usinagem
LTM	- Laboratório de Tecnologia de Materiais
MD	- Metal Duro
MEV	- Microscópio Eletrônico de Varredura
Mn	- Manganês
Mo	- Molibdênio
MPa	- Megapascal
Ms	- Martensita
μm	- Micrometro
N	- Nitrogênio
Nb	- Nióbio
Ni	- Níquel
nm	- Nanômetro

n_p	- Número de ciclos completos de fresamento
PCBN	- Nitreto de Boro Policristalino
PCD	- Diamante Poicristalino
ppm	- Partes por Milhão
PVD	- Deposição por Pressão de Vapor
Q	- Taxa de Remoção de Cavaco
R_a	- Rugosidade Média
R_e	- Resistência à Tração
R_m	- Máxima Resistência à Tração
R_q	- Rugosidade Média Quadrática
R_t	- Distância vertical máxima entre o pico mais elevado e o vale mais profundo
R_z	- Média das Rugosidades R_t
S	- Enxofre
Si	- Silício
σ_o	- Limite de escoamento intrínseco da ferrita
σ_y	- Limite de Escoamento
T	- Tempo
Ti	- Titânio
TiC	- Carboneto de Titânio
TiCN	- Carbonitreto de Titânio
TiAlNi	- Nitreto de Titânio Alumínio
TiN	- Nitreto de Titânio
V	- Vanádio
VB_B	- Desgaste de Flanco Médio,
VB_{Bmax}	- Desgaste de Flanco Máximo,
VB_N	- Desgaste de Entalhe.
V_c	- Velocidade de Corte
V_e	- Velocidade Efetiva de Corte
V_f	- Velocidade de Avanço
V_{rem}	- Volume de Material Removido

Ws - Ferrita de Widmanstätten
z - Número de Dentes

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1 – Introdução.....	1
CAPÍTULO 2 – Revisão da Literatura Sobre Usinabilidade de Aços Endurecidos.....	6
2.1. Propriedades e aplicações importantes do aço VP100.....	6
2.2. A influência de microligantes e da formação de carbonitretos nos aços	12
2.2.1. <i>A morfologia da bainita.....</i>	16
2.3. Parâmetros utilizados para avaliar a usinabilidade de aços.....	20
2.3.1 <i>Força de Usinagem.....</i>	20
2.3.2. <i>Desgaste, avarias e deformação plástica das ferramentas de corte.....</i>	25
2.3.3. <i>Rugosidade como parâmetro de usinabilidade.....</i>	28
2.4. Usinabilidade de aços endurecidos.....	30
CAPÍTULO 3 – Materiais e Métodos.....	54
3.1. Corpos de prova utilizados.....	55
3.2. Ferramentas utilizadas.....	56
3.3. Máquinas-ferramenta utilizadas.....	57
3.4. Monitoramento do processo.....	58
3.5. Condições de corte.....	61
3.6. Preparação das amostras para análise metalográfica e caracterização dos materiais.....	63
3.7. Ensaio de dureza e microdureza.....	65
3.8. Análise das amostras utilizando a técnica de espectrometria de energia dispersiva de raio X – EDX.....	66
CAPÍTULO 4 – Resultados e Discussões.....	67
4.1. Resultados relativos aos ensaios de força no torneamento.....	67

4.1.1. <i>Análise estatística dos resultados obtidos nos ensaios de força no torneamento</i>	71
4.2. Resultados relativos aos ensaios de fresamento.....	74
4.2.1. <i>Resultados relativos às análises metalográficas dos materiais testados</i>	80
4.2.2. <i>Resultados relativos à evolução dos valores da rugosidade média quadrática dos materiais obtidos nos testes de fresamento</i>	97
4.2.3. <i>Análise das formas e mecanismos de desgastes ocorridos nos ensaios de fresamento</i>	105
4.2.4. <i>Análise estatística dos resultados obtidos nos ensaios de fresamento</i>	107
CAPÍTULO 5 – Conclusões	112
5.1. Sugestões para trabalhos futuros.....	114
CAPÍTULO 6 – Bibliografia	116
6.1. Referências bibliográficas	116
6.1.1. <i>Bibliografia citada</i>	116
6.1.2. <i>Bibliografia consultada</i>	123

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

Moldes e matrizes são conjuntos de componentes cuja função é a de proporcionar a moldagem ou conformação plástica da matéria prima. No caso da injeção de plástico e da fundição, os componentes funcionais são denominados cavidade e insertos. Já no forjamento, estes são chamados de matrizes, enquanto que na estampagem são denominados punções e matrizes. Esses dispositivos são equipados com peças padronizadas que asseguram o funcionamento da montagem em áreas como alinhamento, mecanismo de injeção, aquecimento e resfriamento do molde.

Os moldes para injeção de plásticos são utilizados na produção de componentes em escala industrial e são fabricados em aços com propriedades mecânicas adequadas e com grau de dureza geralmente elevado. Nesse contexto, a usinabilidade segue em uma direção oposta a estas propriedades tornando a fabricação destes moldes uma tarefa difícil, demorada e cara. Além do que, a concepção dos moldes exige que sejam utilizados materiais com excelente acabamento superficial e elevada resistência à corrosão (ALTAN, et al., 1993).

Os aços-ferramenta são os materiais mais utilizados na confecção dos componentes funcionais dos moldes e matrizes. Entretanto, segundo Unger (2006), a utilização de algumas ligas e alumínio tem sido aplicada para esse fim. A seleção de um aço-ferramenta apropriado à construção do molde, deve correlacionar as propriedades do aço com as necessidades do processo. Nesse caso, as propriedades a serem consideradas para seleção dos aços-ferramenta são: a

dureza, a resistência ao desgaste, a tenacidade, a dureza a quente, a profundidade de têmpera e o tamanho de grão (ROBERTS ; CARY,1992).

A grande variedade de aços-ferramenta utilizados para fabricação de moldes e matrizes, sugere uma classificação que facilite a escolha do mais indicado para cada aplicação específica. No caso do forjamento e fundição, por exemplo, os aços-ferramenta da série H para trabalho a quente, são indicados para resistir às temperaturas envolvidas no processo que giram em torno de 315 a 650 °C. Entre estes aços estão o H13 com alto teor de cromo e H21 com alto teor de tungstênio, cujas durezas variam entorno de 45 a 56 HRC. Para os moldes de plásticos utilizam-se aços-ferramenta para trabalho a frio tais como o P20, o P6, e alguns aços inoxidáveis, que possuem durezas entre 32 e 58 HRC. Já para ferramentas de estampagem, são recomendados os aços-ferramenta A2, D2, D4, M2 e M4 com dureza superior a 58 HRC (FALLBÖHMER et al., 2000).

Alguns estudos buscam conseguir uma diminuição nos custos de fabricação de peças usinadas através de maiores taxas de remoção de material e aumento de vida de ferramenta de corte sem, contudo, acarretar prejuízo nas propriedades mecânicas dos aços. Os resultados levaram ao desenvolvimento dos aços com usinabilidade melhorada pela desoxidação com o cálcio, muitas vezes denominados aços tratados ao cálcio.

A usinabilidade sofre grande influência da metalurgia do material da peça. Dependendo de vários fatores como o tipo, a quantidade, o tamanho, a forma e a distribuição das inclusões ou partículas de segunda fase no aço, pode-se ter efeitos benéficos ou maléficos sobre a usinabilidade. A formação da camada protetora é um dos mecanismos benéficos pelo qual as inclusões podem auxiliar na diminuição do desgaste da ferramenta (MILAM; MACHADO; BARBOSA, 2000).

A conformação de plásticos é um importante ramo da indústria mecânica que utiliza moldes de injeção de plástico como dispositivo fundamental na fabricação de peças com variados tipos e aplicações. Esses moldes podem apresentar formas complexas com tamanhos diversos devendo possuir exatidão dimensional e superfície com alto grau de polimento, suficiente para proporcionar a qualidade adequada ao produto a ser fabricado em série e com alta produtividade (MESQUITA; BARBOSA, 2005).

A obtenção dessas características nos moldes para injeção de plástico exige operações de usinagem de acabamento que se constituem em uma etapa crítica, correspondendo à maior fração do custo total de produção do mesmo. Esses dispositivos possuem grande vida útil, sendo que deixam de ser utilizados, geralmente apenas quando o projeto da peça é substituído (MESQUITA; BARBOSA, 2005).

As propriedades de maior relevância nos moldes de injeção de plástico estão relacionadas às características do seu processamento, principalmente no que diz respeito à sua usinabilidade, polibilidade e tratamento térmico. O grau de polimento da superfície é fundamental para o acabamento da peça a ser fabricada, sendo que essa característica depende da polibilidade do material do molde, que por sua vez é afetada por vários fatores metalúrgicos como alguns tipos de inclusões metálicas (MESQUITA; BARBOSA, 2005).

Um outro aspecto importante a ser considerado na fabricação de um molde de injeção de plástico é a sua usinabilidade que possui uma relação direta com aspectos metalúrgicos intrínsecos ao material, bem como com os parâmetros de usinagem utilizados no processo (MESQUITA; BARBOSA, 2005).

A indústria automobilística é um dos setores que apresenta grande demanda de peças produzidas a partir de moldes de injeção de plástico, onde a produção de painéis e pára-choques, por exemplo, necessitam de grandes moldes, cuja confecção implica na remoção de um grande volume de material com uma grande produtividade, o que levanta a necessidade de melhorar a usinabilidade do aço utilizado nos moldes, objetivando a redução do consumo das ferramentas, bem como do tempo de usinagem (MESQUITA; BARBOSA, 2003).

Nesse contexto, este trabalho tem por objetivo investigar a influência dos cabonitreto de titânio, bem como de outros elementos microestruturais, na usinabilidade do aço VP100 com 270 e 350 partes por milhão de titânio, tendo como elemento de comparação o aço VP20 ISO. Tal estudo se justifica considerando-se que o aço VP100 trata-se de um material para moldes de injeção de plástico recém lançado no mercado, cujos aspectos relativos à sua usinabilidade não foram ainda plenamente explorados, havendo ainda um grande vazio de conhecimento sobre a usinabilidade desse material a ser investigado.

Este trabalho apresenta inicialmente alguns resultados da literatura relacionados ao estudo em questão onde são demonstradas as abordagens feitas por alguns autores na investigação do comportamento de aços endurecidos utilizados em moldes de injeção de plástico e outras aplicações, durante operações de usinagem. Em seguida são apresentados os materiais e métodos aplicados na pesquisa em foco, cujos resultados demonstram o comportamento do aço VP20 ISO e do aço VP100 através de gráficos comparativos que indicam a influência dos parâmetros metalúrgicos, relativos a cada material, e de usinagem relativos ao processo.

Os resultados obtidos são discutidos considerando-se, inicialmente, a variação das forças de usinagem em função da variação da velocidade de corte, do avanço e da profundidade de corte nos ensaios de torneamento.

São avaliados também o volume de material removido, bem como os valores da rugosidade média quadrática R_q , para cada tipo de material usinado e condição de corte aplicada, em função da evolução do desgaste das ferramentas utilizadas nos ensaios de vida no fresamento.

A realização dos ensaios foi feita a partir de um planejamento estatístico dos experimentos, onde as variáveis relevantes relativas aos parâmetros, tanto da constituição química das ligas como de sua usinabilidade, definem os fatores e respostas de interesse na investigação. Nesse caso, os fatores relativos ao processo de usinagem considerados foram a velocidade de corte, o avanço, e a profundidade de corte. Já os fatores relativos ao material da peça correspondem à sua composição química e microestrutura.

As ferramentas utilizadas foram as mesmas em todas as condições testadas, portanto não se constituíram em uma variável do processo, bem como a utilização de fluido de corte, pois todos os testes foram realizados na condição a seco.

A definição dos níveis relativos ao planejamento fatorial foi baseada em uma matriz de planejamento, onde três fatores de entrada foram selecionados os quais variaram a dois níveis cada um para três materiais diferentes. Desta forma, obteve-se um planejamento fatorial 2^4 considerando a variação em dois níveis de cada uma das três variáveis relativas às condições de corte, aplicada sempre à comparação de dois dos três aços utilizados o que resultou em 16 experimentos com o objetivo de

detectar a relevância das variáveis de entrada nos resultados obtidos nos testes de torneamento e fresamento do aço VP100 e do aço VP20 ISO.

Nos resultados obtidos, o VP20 ISO foi o material que apresentou melhor desempenho em usinagem seguido pelo VP100 com 350 ppm de titânio, sendo que o VP100 com 270 ppm de titânio apresentou pior desempenho. Foram observadas diferenças relevantes na microestrutura dos materiais tais como a quantidade, o tamanho, a forma e a distribuição dos carbonitreto de titânio nas duas modalidades do VP100, às quais foram atribuídas as diferenças no comportamento em usinagem dos materiais testados. Tais resultados prestam uma relevante contribuição no entendimento do comportamento em usinagem dos materiais ensaiados.

CAPÍTULO II

REVISÃO DA LITERATURA SOBRE USINABILIDADE DE AÇOS ENDURECIDOS

2.1. Propriedades e aplicações importantes do aço VP100

O aço VP100 é um material desenvolvido com elementos microligantes, como titânio e vanádio, que pode ser endurecido em condições de resfriamento diferentes da têmpera tradicional, apresentando dureza homogênea da superfície para o núcleo do bloco com dimensões de até 400 x 1200 mm² de secção (MESQUITA; CAPUCCIO; BARBOSA, 2009).

O menor uso de elementos de liga no aço VP100, como por exemplo, o baixo teor de cromo, contribui para a diminuição dos custos de fabricação do mesmo, aumentando sua competitividade. A sua concepção não emprega altas taxas de resfriamento, levando a uma considerável redução das tensões residuais. Além destas características, o fato deste aço possuir teor de carbono menor que os aços tradicionais, faz com que, após aplicação de solda, ele apresente o ajuste por usinagem facilitado, devido à menor dureza gerada. O baixo teor de carbono torna o aço menos suscetível ao endurecimento causado pelo resfriamento rápido ao ar após a interrupção do calor gerado pela aplicação da solda. Para usiná-lo, recomenda-se menores velocidades de corte e maiores avanços, sendo seu comportamento, nos processos de texturização e polimento, semelhante ao dos aços tradicionais como, por exemplo, o VP20 ISO (MESQUITA; CAPUCCIO; BARBOSA, 2009).

O aço VP100 oferece propriedades diferenciadas quando comparado com outros aços nas aplicações de moldes, porta moldes e outros dispositivos que

necessitam de alta resistência, com aproximadamente 32 HRC de dureza, além de uma boa qualidade superficial. Seu principal concorrente nessa faixa de resistência mecânica é o aço DIN 1.2738 da classe P20, cujo similar produzido pela Villares Metals é o aço VP20 ISO, com o qual deve ser comparado em termos de uniformidade de dureza após tratamento térmico, usinabilidade, soldabilidade, condutividade térmica e tensões residuais. As Figuras 2.1 e 2.2 apresentam uma comparação entre o VP100 e o VP20 ISO, quanto aos seus desempenhos em termos de tempo de usinagem e volume de material removido até o fim de vida da ferramenta (MESQUITA; CAPUCCIO; BARBOSA, 2009).

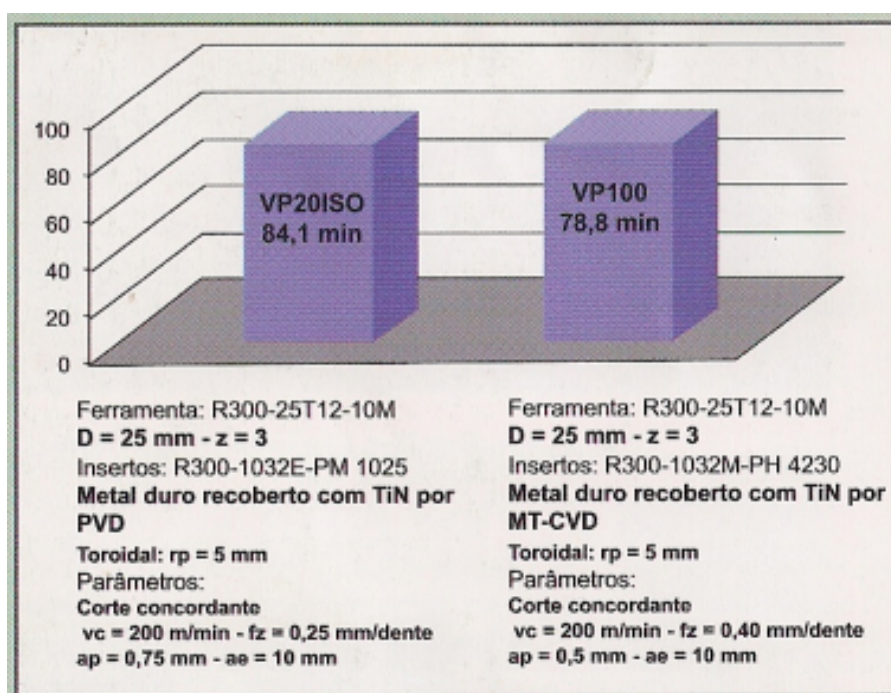


Figura 2.1 - Comparação entre o VP100 e o VP20 ISO, quanto aos seus desempenhos em termos de tempo de usinagem até o fim de vida da ferramenta no processo de fresamento (MESQUITA; CAPUCCIO; BARBOSA, 2009)

A Figura 2.1 indica que o VP 100 quando comparado com o VP20 ISO, apresentou um comportamento em usinagem, em termos de vida da ferramenta, bem próximo ao apresentado por este último, demonstrando ter uma boa usinabilidade para as condições apresentadas no gráfico. Vale ressaltar que os autores desconsideraram as diferenças entre as ferramentas e os parâmetros f_z e a_p nas condições testadas para cada material. Fato análogo ocorre na Fig. 2.2.

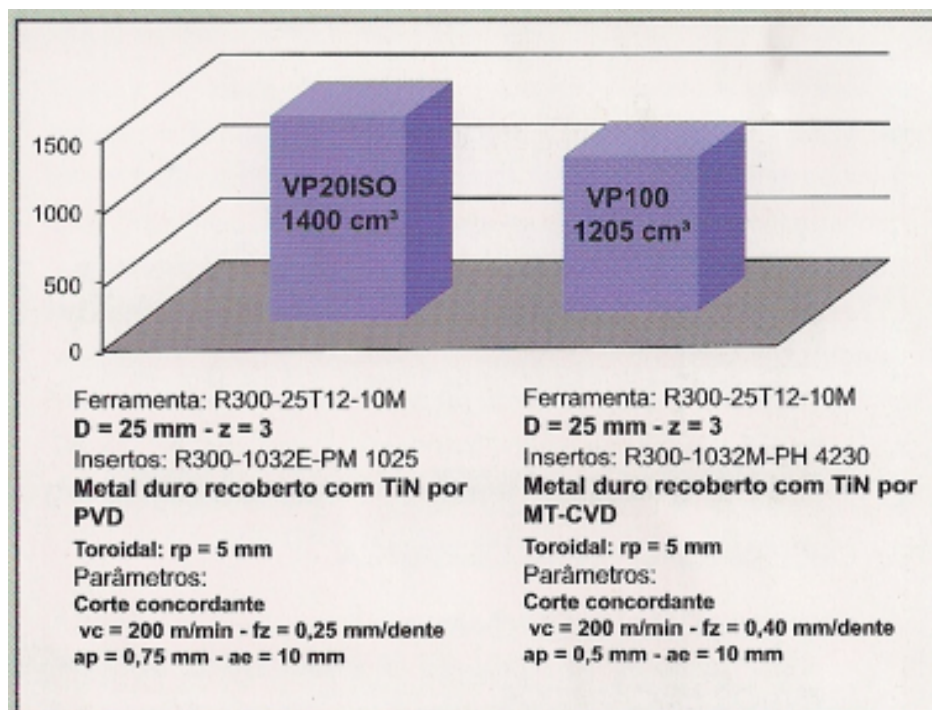


Figura 2.2 - Comparação entre o VP100 e o VP20 ISO, quanto aos seus desempenhos em termos de volume de material removido até o fim de vida da ferramenta no processo de fresamento (MESQUITA; CAPUCCIO; BARBOSA, 2009)

Em estudo apresentado por Barbosa; Bacalhau (2011) relativo à contagem de carbonitretos de titânio no aço VP100 com teores de titânio e nitrogênio variados, foi avaliado a distribuição em área de carbonitretos de titânio em três corridas industriais do aço VP100.

Os autores chegaram à conclusão que a redução no teor de nitrogênio diminuiu significativamente a fração grosseira de carbonitretos de titânio. Nessa investigação, os autores também esperam que a redução da fração dessas partículas grosseiras favoreça a usinabilidade do material (BARBOSA; BACALHAU, 2011).

A partir dos gráficos obtidos nesse estudo, é possível observar que o VP100 com 260 ppm de Ti e 058 ppm de N foi o que apresentou uma maior quantidade de áreas com a menor contagem de carbonitretos, quando comparado com os VP 100 obtidos nas outras corridas e que continham um maior percentual de nitrogênio. As Figuras 2.3 a 2.5, apresentam alguns dos resultados dessa investigação.

Distribuição de carbonitreto de Ti - Aço VP100

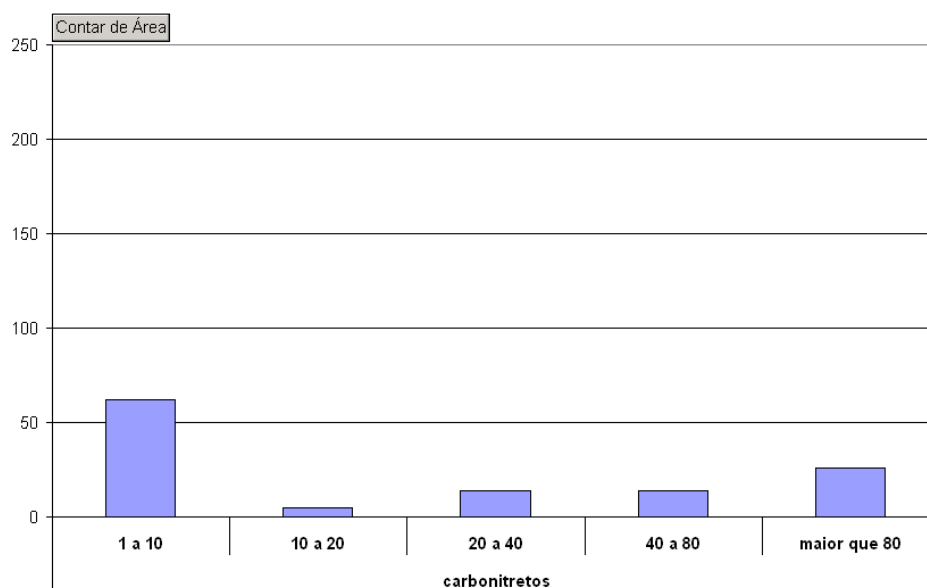


Figura 2.3 - Corrida: 4831131 do aço VP100 contendo Ti = 380 ppm, Mn = 1,81%, N = 110 ppm e S = 0,003% (BARBOSA; BACALHAU, 2011)

Distribuição de carbonitreto de Ti - Aço VP100

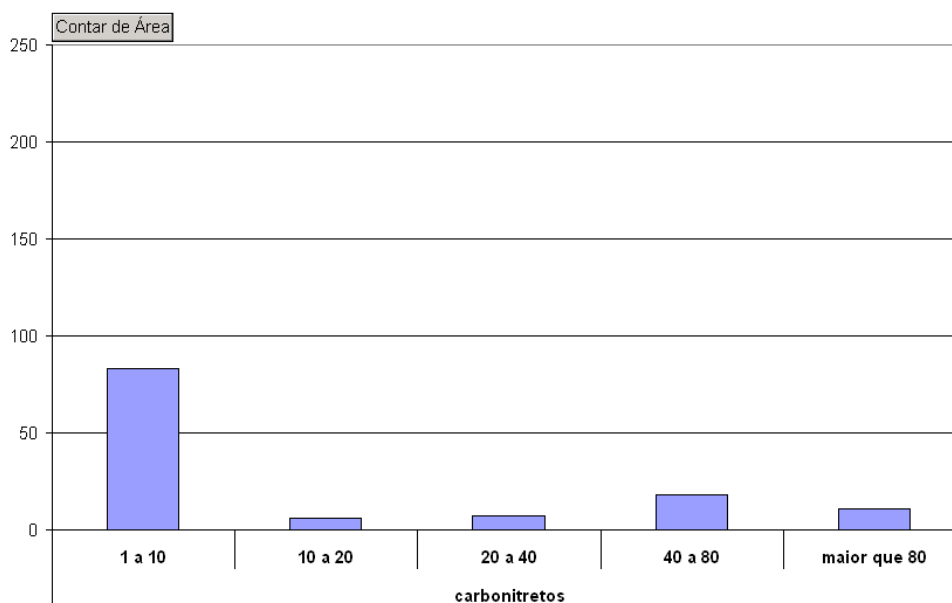


Figura 2.4 - Corrida: 4833198 do aço VP100 contendo Ti = 250 ppm, Mn = 1,90%, N = 065 ppm e S = 0,004% (BARBOSA; BACALHAU, 2011)

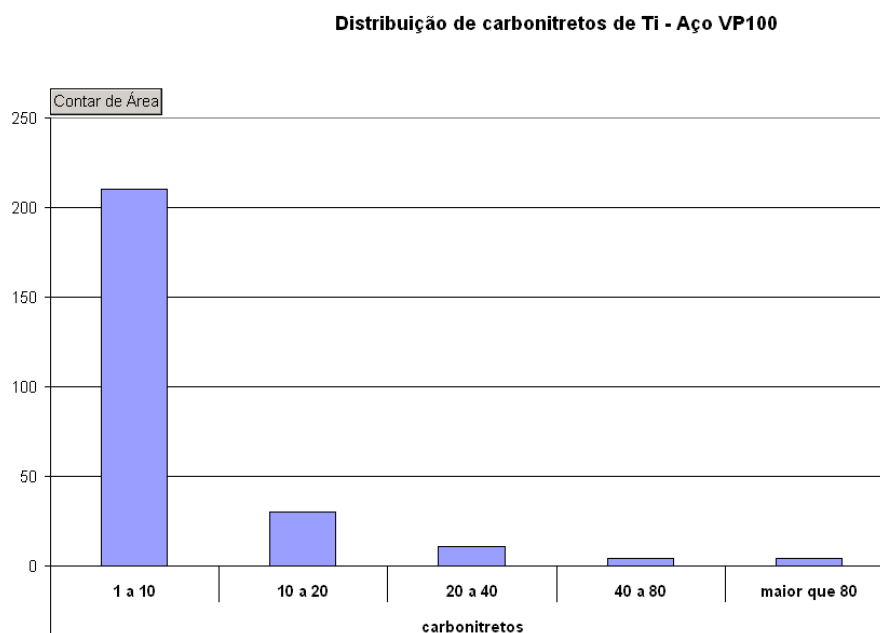


Figura 2.5 - Corrida: 4837007 do aço VP 100 contendo Ti = 260 ppm, Mn = 2,00%, N = 058 ppm e S = 0,004% (BARBOSA; BACALHAU, 2011)

O aço VP20 ISO é similar ao aço ABNT P20, porém com modificação nos teores de manganês e níquel, sendo que durante a sua fabricação, visa-se a obtenção de reduzidos níveis de inclusões com uma morfologia adequada. Adições de cálcio também são empregadas, sendo que o teor residual deste elemento será o responsável pela modificação do tipo e morfologia das inclusões, proporcionando aumento da usinabilidade, reduzindo o efeito danoso das inclusões duras de alumina e silicatos, formando inclusões ternárias do tipo $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaO}$. Ocorre ainda a formação de sulfeto de cálcio na superfície das inclusões minimizando o efeito abrasivo das inclusões sobre a aresta da ferramenta de corte. O resultado conjunto desses fatores gera a melhoria de usinabilidade (MESQUITA; BARBOSA, 2003). A Figura 2.6 mostra uma comparação entre o desempenho dos aços ABNT P20 e VP20 ISO em operações de usinagem onde é possível observar a superioridade do VP20 ISO em relação à vida da ferramenta e ao volume de material retirado, respectivamente.



Figura 2.6 - Desgaste de flanco em função do tempo e do comprimento usinado para o P20 e VP20, no fresamento com $V_c = 208$ m/min, $a_p = 2,07$ mm, $f_z = 0,09$ mm/dente a seco (MESQUITA; BARBOSA, 2003)

Nos aços tradicionais utilizados na fabricação de moldes, com dureza em torno de 35HRC e resistência a tração de aproximadamente 1030 MPa até a ruptura, são empregados elevados teores de elementos de liga tais como, Cr, Ni e Mn, que conferem ao aço a capacidade de endurecimento por têmpera em grandes seções. Essa temperabilidade é fundamental nos moldes com cavidade profunda. Contudo, a adição de alguns desses elementos como o níquel, por exemplo, eleva o valor do produto final. Além disso, o fato do resfriamento não ocorrer de forma uniforme da superfície ao núcleo durante a têmpera, leva ao surgimento de tensões residuais promovendo um comportamento não uniforme durante a usinagem (MESQUITA; CAPUCCIO; BARBOSA, 2009).

Na busca por minimizar esses efeitos, o aço VP100 foi desenvolvido para ser endurecido com velocidades de resfriamento mais lentas que o processo de têmpera tradicional, graças ao efeito dos elementos microligantes como Ti e V que induzem a formação de uma microestrutura de bainita inferior, cuja dureza é homogênea para resfriamentos rápidos e lentos. Como citado anteriormente, esse aço conta também com um menor teor de elementos de liga como o Cr, o que melhora a sua condutividade térmica em cerca de 10% em relação ao VP20 ISO (MESQUITA; CAPUCCIO; BARBOSA, 2009).

Considerando que o VP100 trata-se de um aço microligado ao Ti e ao V e que apresenta uma microestrutura de bainita inferior com a presença de partículas de carbonitreto de titânio, dedica-se o tópico a seguir para prestar informações fundamentais sobre essas estruturas, com o intuito de se obter um melhor entendimento sobre os fenômenos que foram analisados e que são apresentados nos resultados deste trabalho.

2.2. A influência de microligantes e da formação de carbonitreto nos aços

Baseado na relação microestrutura e propriedades mecânicas, os aços microligados possuem alta resistência e baixos teores de elementos de liga. Alguns setores da indústria metal mecânica vem apresentando um aumento de demanda por esse tipo de aço, considerando as vantagens apresentadas pelo mesmo. Através da combinação do uso de microligantes com um tratamento termomecânico adequado obtém-se ganhos em propriedades como, resistência, tenacidade e soldabilidade. As propriedades mecânicas são obtidas em função do refinamento do tamanho de grão ferrítico final, juntamente com um endurecimento por precipitação controlado. Os elementos microligantes tais como, Nb e Ti, facilitam o refinamento do grão através da precipitação e do ancoramento por soluto na austenita e contribuem para o aumento da resistência através da precipitação na ferrita durante e após a transformação austenita – ferrita (ELISEI et al., 2006).

Um elemento químico é considerado microligante quando, em porcentagens menores que 0,1% em peso, exerce influência nas propriedades e microestrutura de um aço. Alguns dos principais elementos microligantes conhecidos são o Nb, Ti, Al, Si, B e Mo. Os elementos microligantes tem como principais efeitos o controle do tamanho de grão austenítico no reaquecimento, o retardo da recristalização da austenita e o endurecimento por precipitação (ELISEI et al., 2006).

Sugimoto et al. (1993) demonstram que a austenita retida pode ser obtida por uma transformação parcial da bainita em aços com concentrações de silício em torno de 1,5 a 2,5% em peso. Nesse estudo, os autores relacionam a porcentagem de silício com as diferentes propriedades obtidas em aços multifásicos.

A precipitação de compostos microligantes pode ocorrer na austenita, na transformação da austenita para a ferrita ou na ferrita. Com o abaixamento da

temperatura na região da austenita, ocorre a precipitação, devido à expulsão dos átomos do elemento microligante da rede cristalina, proveniente da redução de solubilidade.

A quantidade e tempo de precipitação dependem da temperatura. Com a deformação, há aumento da cinética de precipitação, chamada de precipitação por deformação. Isso ocorre devido ao aumento do número de pontos de alta energia existentes na matriz, causado pela deformação (ELISEI et al., 2006).

A adição de elementos de liga com forte afinidade pelo carbono e/ou nitrogênio como titânio, nióbio e vanádio, juntamente com um processamento termomecânico controlado, proporcionam a esses aços elevados níveis de resistência mecânica e tenacidade, sem aumentos significativos nos custos de fabricação (GALLEGO; VENTRELLA, 2000).

Os microligantes promovem diferentes efeitos sobre a microestrutura. O titânio forma carbonitretos estáveis a altas temperaturas, que contribuem no controle do crescimento de grão austenítico anterior ao processamento termomecânico. O nióbio possui uma solubilidade intermediária e forte influência sobre a cinética de recristalização, que resulta usualmente no refino de grão ferrítico após a transformação de fase. O vanádio é o elemento cujos carbonitretos apresentam maior solubilidade, sendo normalmente adicionado para promover o endurecimento da matriz ferrítica por precipitação (GLADMAN, 1997).

Gallego e Ventrella (2000) investigaram a precipitação de carbonitretos de titânio, nióbio e vanádio em um aço microligado comercial, laminado em regime industrial para tiras a quente. Como resultado, os autores obtiveram algumas micrografias que demonstram a morfologia e os efeitos dessas partículas nas propriedades do aço microligado Nb-Ti-V investigado. A Figura 2.7 mostra algumas partículas que apresentam contraste e geometria típicas dos carbonitretos eutéticos (KESTENBACH, 1980). Essas partículas são nucleadas no seio do aço líquido, meio que também favorece o seu crescimento. Após a solidificação e o processamento termomecânico do aço, os ramos dendríticos são fragmentados devido à grande fragilidade do composto, podendo se mostrar na forma de grupos de partículas quando observados ao microscópio óptico.

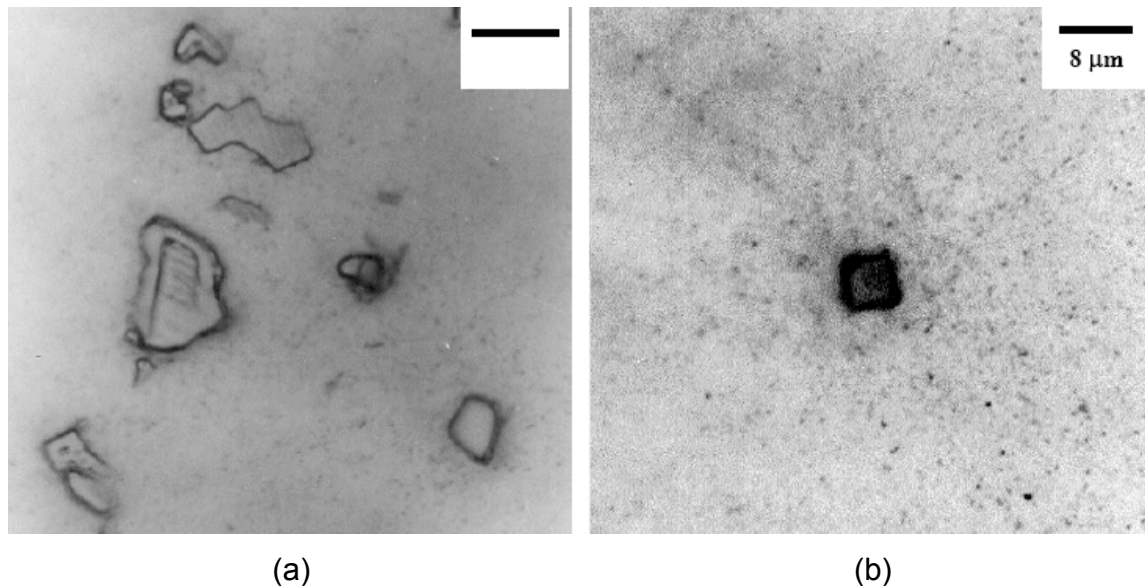


Figura 2.7 - (a) Distribuição de partículas identificadas como carbonitreto eutéticos; (b) detalhe da geometria poliédrica característica dos carbonitreto eutéticos (GALLEGO; VENTRELLA, 2000)

Gallego e Ventrella (2000) também realizaram estudos complementares com espectroscopia de dispersão de energia (EDS) que demonstraram a presença de nióbio e titânio na composição química dos carbonitreto eutéticos, o que os levou a supor que na formação desses compostos uma quantidade considerável dos microligantes foi consumida. Deste modo tornou-se importante a determinação da quantidade destes carbonitreto através de técnicas de metalografia quantitativa, visando estimar a quantidade de nióbio e titânio disponíveis para precipitação fina. Considerando-se os dados referentes aos carbonitreto eutéticos, os autores estimaram que cerca de 57,5% dos microligantes não estão disponíveis para precipitação fina, capaz de atuar tanto no controle do tamanho de grão quanto no endurecimento por precipitação.

Gallego et al. (2002) investigaram a presença de carbonitreto eutéticos em aços Nb -Ti e Nb - Ti - V submetidos ao processo industrial para fabricação de tiras a quente, no qual foram austenitizados a 1225 °C.

De acordo com os autores devido à complexidade dos efeitos de segregação durante a solidificação, as partículas eutéticas em aços multi-microligados com titânio são usualmente carbonitreto mistos, contendo nióbio juntamente com o titânio. Uma vez formadas, estas partículas dificilmente serão dissolvidas durante a

etapa de aquecimento do lingote. Assim, a formação de carbonitretos eutéticos interfere na quantidade de elementos microligantes que deveriam estar disponíveis para o retardo da recristalização da austenita e endurecimento por precipitação na seqüência final de passes da laminação a quente. Embora vários autores tenham investigado a composição química dos carbonitretos eutéticos em função de seu tamanho, forma e temperatura de formação, pouca informação é conhecida dessas partículas em aços microligados comerciais (GALLEGO et al., 2002).

Segundo os autores, a importância prática dos efeitos da segregação pode ser prontamente apreciada quando comparadas as diferentes frações volumétricas de carbonitretos eutéticos e não-dissolvidos na Tab. 2.1.

Tabela 2.1 - Frações volumétricas medidas e calculadas de diferentes tipos de carbonitretos (GALLEGO et al., 2002)

Aço	$V_{f\max}$ teórico	carbonitretos eutéticos	carbonitretos insolúveis	Perda total de microligantes	$TiN_{\max}$ teórico	perda adicional devido segregação
NbTi-1	13.1×10^{-4}	5.6×10^{-4}	0.8×10^{-4}	49 %	4.01×10^{-4}	60 %
NbTi-3	26.1×10^{-4}	8.5×10^{-4}	desconhecido	> 33 %	5.35×10^{-4}	> 59 %
NbTiV	17.4×10^{-4}	5.0×10^{-4}	1.6×10^{-4}	38 %	5.35×10^{-4}	23 %

Na prática industrial, as adições de titânio aos aços microligados são comumente realizadas para serem hiperestequiométricas em relação ao teor de nitrogênio do aço. Isto significa que, teoricamente, a perda de elementos microligantes deveria depender somente da quantidade de nitrogênio, que correspondia a 60 ppm no aço NbTi -1 e 80 ppm nos aços NbTi - 3 e NbTiV. Quando foi comparada a quantidade total de carbonitretos grosseiros (eutéticos juntamente com os não-dissolvidos) com a máxima quantidade teórica de TiN, entretanto, pode ser constatados na última coluna da Tab. 4.3 que os efeitos da segregação levaram a um acréscimo significativo da perda total de elementos microligantes e que este aumento parece ser maior em aços que possuem maior proporção de Ti em relação à adição total de microligantes. Esta última observação sugere que a fixação do nitrogênio pelo titânio seja possivelmente mais eficaz se apenas quantidades estequiométricas de titânio forem utilizadas na composição dos aços microligados (GALLEGO et al., 2002).

As relações entre microestrutura e propriedades mecânicas podem ser expressas por modelos matemáticos que relacionam o limite de escoamento (σ_y) aos parâmetros metalúrgicos relacionados à microestrutura do material, como por exemplo a equação 2.1 (JIAN, 1990).

$$\sigma_y = \sigma_o + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_p + \Delta\sigma_{tg} + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{ppt} \quad (2.1)$$

Da Equação 2.1 tem-se que σ_o é o limite de escoamento intrínseco da ferrita; $\Delta\sigma_{ss}$ é o incremento de resistência causado por solução sólida; $\Delta\sigma_p$ é o endurecimento causado pela presença da perlita; $\Delta\sigma_{tg}$ é a participação do refino de grão ferrítico no limite de escoamento; $\Delta\sigma_d$ é o endurecimento causado pela geração de discordâncias e $\Delta\sigma_{ppt}$ pela precipitação de partículas finas na matriz (JIAN, 1990).

2.2.1 A morfologia da bainita

A bainita é uma estrutura formada a partir de um aço austenitizado e resfriado rapidamente, mantido a temperaturas menores que 500°C conforme ilustrado na Fig. 2.8. A bainita se constitui de uma mistura de ferrita e carboneto, sendo que, para temperaturas entre 300 e 540°C, a bainita se forma como uma série de ripas paralelas ou agulhas de ferrita que se encontram separadas por partículas alongadas da fase cementita, cuja denominação é conhecida por bainita superior. Para temperaturas entre aproximadamente 200 e 300°C, tem-se a formação da bainita inferior (BHADESHIA, 1999).

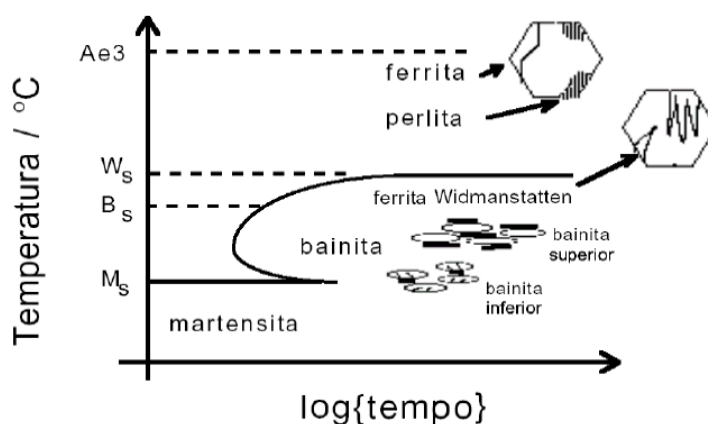


Figura 2.8 - Diagrama esquemático da formação da bainita (BHADESHIA, 1999)

As morfologias da bainita variam com o acréscimo de carbono e adição de elementos de liga. O microconstituente bainítico é formado a partir da austenita, sendo basicamente composto pela ferrita e por carbonetos. A morfologia de ambos dependerá de quatro parâmetros essenciais que são: o teor de carbono, o teor de elementos de liga, o tratamento térmico realizado e o tempo de permanência na temperatura de transformação destes tratamentos (SANTOS, 2005).

Genericamente, a bainita é descrita como sendo um constituinte dos aços, formado pela decomposição da austenita, localizada entre o campo de formação da martensita e o campo de formação da ferrita e da perlita, constituindo-se de um agregado de ferrita acicular e carbonetos. O campo de transformação bainítico pode assumir duas possibilidades de acordo com o seu aspecto estrutural, cuja temperatura de transformação encontra-se por volta de 350°C, podendo apresentar dois tipos de estruturas, conhecidas como bainita superior e bainita inferior, (BRAMFITT; SPEER, 1990).

A transformação da bainita pode ocorrer isotermicamente ou durante um resfriamento contínuo. As estruturas obtidas através do processamento isotérmico possuem uma microestrutura diferente comparada com as estruturas obtidas através do processamento por resfriamento contínuo. Dependendo do tipo de bainita que se deseja obter, utiliza-se um processamento específico. Existem grandes similaridades entre a bainita e ferrita Widmanstätten, e isso tem causado algumas divergências com respeito aos mecanismos de transformação. O problema da complexa formação do constituinte bainítico envolve a cinética de transformação da austenita em ferrita, a segregação de carbono entre estas fases, a precipitação de cementita, bem como a acomodação e relaxação da tensão da transformação (SANTOS, 2005).

A Figura 2.9 apresenta uma fotomicrografia de uma estrutura bainítica, indicando as fases presentes na mesma, cuja composição consiste de partículas alongadas de cementita (Fe_3C) em uma matriz ferrítica circundada por uma fase martensítica (CALISTER, 2007).

Martensita

Cementita

Ferrita

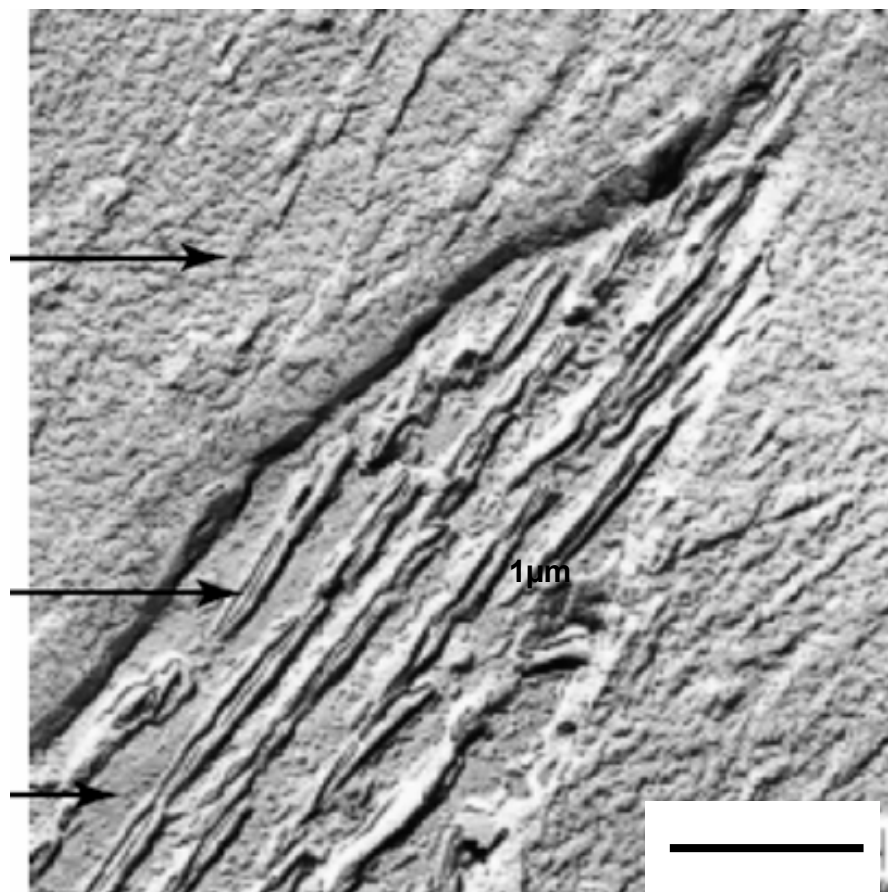


Figura 2.9 - Fotomicrografia por MEV de uma estrutura bainítica (METALS HANDBOOK, 1973)

Os aços VP100 possuem estrutura bainítica inferior, em razão disso são apresentados a seguir alguns comentários sobre aspectos fundamentais relativos a essa classificação da estrutura bainítica.

A bainita inferior se apresenta na forma de plaquetas finas organizadas na forma de feixes separadas por carbonetos ou por um filme de austenita retida com alto teor de carbono. A microestrutura de ambas as bainitas, inferior e superior apresentam semelhanças. Contudo, a bainita superior apresenta características que a diferem da bainita inferior. Nesta última, os precipitados de carbonetos estão tanto no interior das ripas de ferrita como entre elas, enquanto que na bainita superior os carbonetos encontram-se entre as ripas de ferrita. Existem dois tipos de precipitados de carbonetos: o que cresce a partir da austenita enriquecida em carbono e que

separa as plaquetas da ferrita bainítica, e um segundo carboneto, que precipita a partir da ferrita saturada (BHADESHIA, 1999).

A bainita inferior possui carbonetos extremamente finos, com espessura em escala nanométrica cuja ordem de grandeza gira em torno de 500 nm de comprimento. Esses carbonetos se precipitam no interior da ferrita, onde uma pequena quantidade é dividida com a austenita residual. Nesse caso, pequenas quantidades de carbonetos finos são precipitados entre as ripas de ferrita. O resultado dessas interações levam a bainita inferior a apresentar maior tenacidade que a bainita superior. Por outro lado, os carbonetos grosseiros de cementita presentes na bainita superior apresentam tendência a serem pontos de nucleação de microcavidades e de trincas de clivagem (SANTOS, 2005).

Santos (2005) utilizou o reagente químico Nital na revelação de microestruturas de aços multifásicos contendo bainita na microestrutura, e observou algumas limitações na identificação de determinadas fases, especialmente quando elas estão em coexistência. Os resultados mostraram o aparecimento de uma estrutura diferenciada em duas tonalidades de cinza. A tonalidade cinza clara identificou a presença da ferrita e da austenita retida, enquanto a tonalidade cinza escura caracterizou a martensita e a bainita. Este ataque químico impossibilitou a diferenciação entre ferrita e austenita retida, assim como entre martensita e bainita. A Figura 2.10 ilustra uma fotomicrografia obtida através do reagente Nital 2%, para o aço multifásico obtido na condição de têmpera intercrítica a 780°C e de transformação bainítica a 350°C por 1800s.

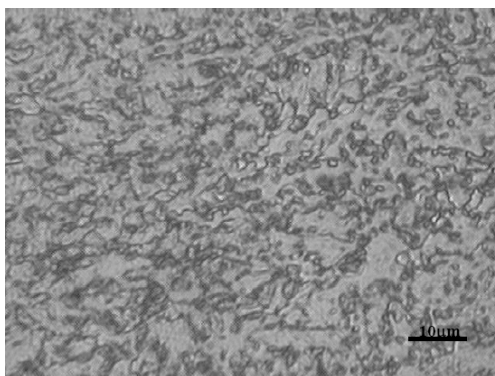


Figura 2.10 - Fotomicrografia do aço multifásico obtido na condição de têmpera aquecimento intercrítico a 780°C e transformação isotérmica a 350°C por 1800s. Reagente: Nital 2% (SANTOS, 2005)

2.3. Parâmetros utilizados para avaliar a usinabilidade de aços

A usinabilidade pode ser considerada uma propriedade do material, cuja medida depende de parâmetros do processo de usinagem. De acordo com Trent (1991) entretanto, a usinabilidade não é uma propriedade, mas o modo do material se comportar durante a usinagem. De uma forma geral, esta pode ser definida como sendo uma grandeza que indica a facilidade ou dificuldade de se usinar um material (MACHADO et al.; 2009).

Alguns dos parâmetros utilizados para avaliar a usinabilidade de um material são: a força de usinagem, a vida da ferramenta, a qualidade superficial e a temperatura de corte, sendo que as condições de teste também se tornam fatores fundamentais na determinação da referida propriedade (MACHADO et al.; 2009).

Neste trabalho foram utilizados como parâmetros para avaliar a usinabilidade dos materiais investigados as componentes da força de usinagem, o desgaste e a qualidade superficial. Por esta razão, maior ênfase foi dada aos aspectos de usinabilidade relacionados com esses parâmetros.

2.3.1 Força de Usinagem

A Figura 2.11 apresenta as componentes da força de usinagem F_u segundo a norma DIN 6584 para os processos de torneamento e fresamento (FERRARESI, 1988). Todas estas três componentes podem ser determinadas prontamente com o auxílio de um dinamômetro, pois suas direções são claramente conhecidas (MACHADO et al.; 2009).

Na Figura 2.11 é possível observar que a força passiva F_p aparece com uma terceira componente da força de usinagem F_u , juntamente com a força de corte F_c e de avanço F_f . Ainda na Fig. 2.11, além das componentes F_c e F_f , aparecem também as componentes F_t força ativa e F_{ap} força de apoio. No caso do torneamento, o ângulo da direção de avanço φ é igual a 90° e, por isso, a força F_{ap} confunde-se com F_c (FERRARESI, 1988).

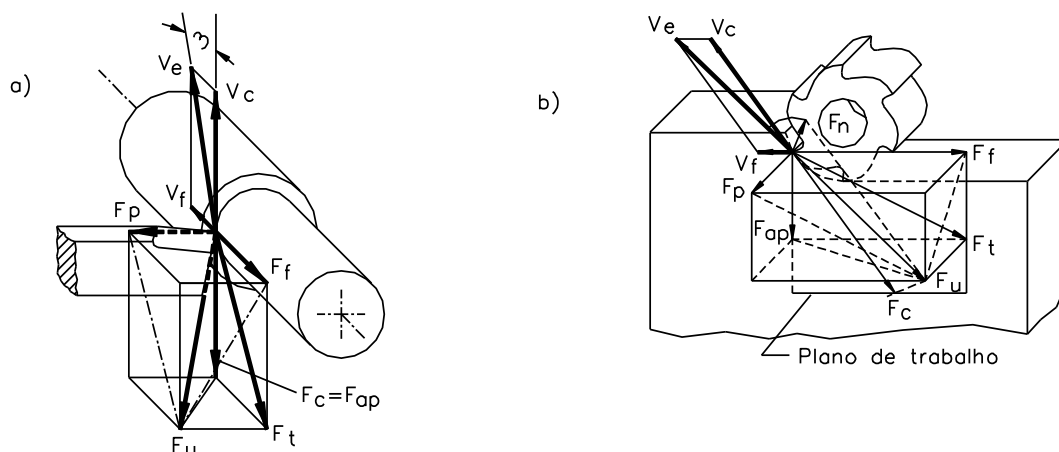


Figura 2.11 - Componentes da Força de Usinagem. a) no torneamento; b) no fresamento (FERRARESI, 1988)

Com base nesse modelo, a relação da força de usinagem com as suas componentes é dada por:

$$\vec{F}_u = \vec{F}_c + \vec{F}_f + \vec{F}_p \quad (2.2)$$

$$\vec{F}_u = \vec{F}_{ap} + \vec{F}_f + \vec{F}_p \quad (2.3)$$

No caso do corte ortogonal, a representação das forças que agem na cunha cortante são ilustradas na Fig. 2.12, onde observa-se dois importantes conjuntos de forças que atuam na ferramenta. O grupo das forças provenientes da ação da ferramenta sobre a superfície inferior da cunha do cavaco, cuja resultante é F_u e o grupo das forças provenientes da ação da peça sobre o plano de cisalhamento primário, cuja resultante é F_u' .

A força F_u é a resultante de duas componentes ortogonais. F_T que é a força de atrito, corresponde à energia consumida no plano de cisalhamento secundário e F_N que é força normal perpendicular a F_T . Da forma correlata, F_u' é a resultante das forças F_Z , que corresponde à força no plano de cisalhamento primário, ou seja, a energia consumida para cisalhar o material naquele plano, bem como, e em F_{NZ} , que é a força responsável pelo esforço de compressão no referido plano, sendo perpendicular a F_Z .

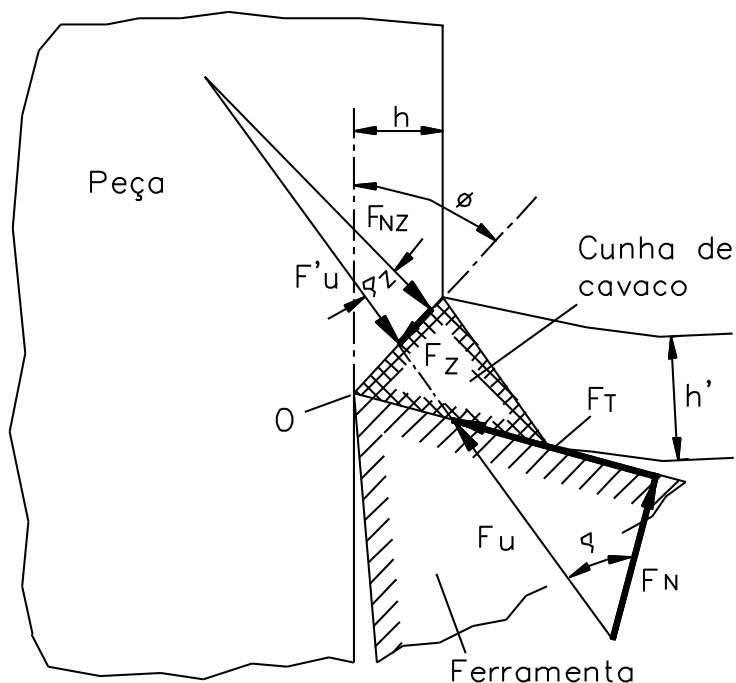


Figura 2.12 - Forças que agem na cunha cortante (MERCHANT, 1954)

Nesse caso o equilíbrio mecânico é dado pela equação:

$$\vec{F}_u + \vec{F}_u' = 0 \quad (2.4)$$

A resultante F_u pode ainda ser decomposta em F_c , a força de corte, na direção de corte, responsável pelo trabalho total realizado no corte, e em F_f , a força de avanço, na direção de avanço e perpendicular a F_c , no caso do torneamento. Com base nessas relações tem-se:

$$\vec{F}_u = \vec{F}_c + \vec{F}_f \quad (2.5)$$

Uma visão mais detalhada e completa deste sistema de forças é dada pelo círculo de Merchant, ilustrados na Fig. 2.13.

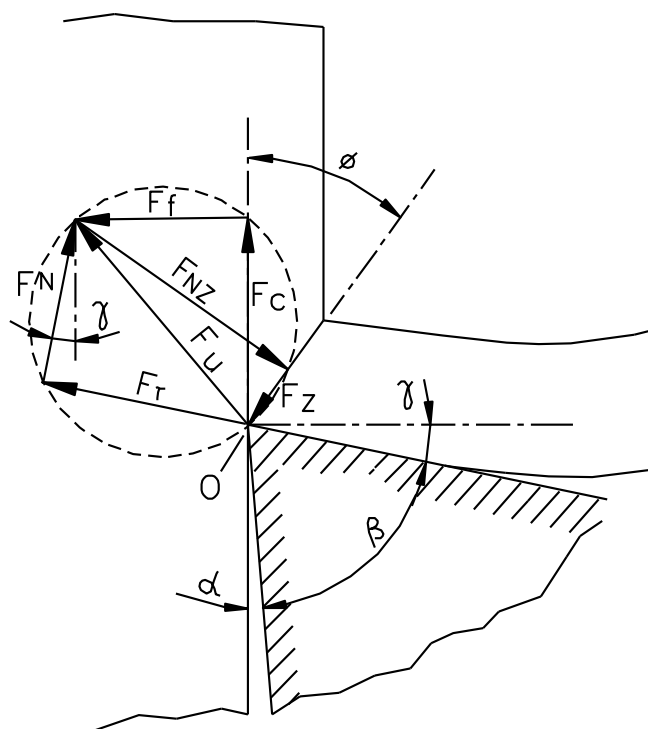


Figura 2.13 - Círculo de Merchant (FERRARESI, 1988)

Nesse sistema a força resultante F_u é transladada para a ponta da ferramenta, de modo que o diâmetro do círculo seja igual ao seu módulo. Este recurso torna evidente a relação entre as componentes F_c e F_f da força F_u , que podem ser determinadas com a utilização de dinamômetros, o que possibilita a determinação das outras componentes com base nos valores do ângulo de saída γ e de cisalhamento ϕ . A partir dessas relações tem-se as seguintes equações:

$$F_T = F_c \cdot \sin \gamma + F_f \cdot \cos \gamma \quad (2.6)$$

$$F_N = F_c \cdot \cos \gamma - F_f \cdot \sin \gamma \quad (2.7)$$

$$F_z = F_c \cdot \cos \phi - F_f \cdot \sin \phi \quad (2.8)$$

$$F_{Nz} = F_c \cdot \sin \phi + F_f \cdot \cos \phi \quad (2.9)$$

Os principais fatores que influenciam a força de usinagem são as áreas dos planos de cisalhamento primário e secundário e a resistência ao cisalhamento do

material da peça, nesses planos. Sendo assim, qualquer parâmetro pode ser analisado, com base nos seus efeitos sobre estes dois fatores principais, onde muitos deles vão atuar nos dois fatores e os resultados vão depender da predominância de um sobre o outro (MACHADO et al.; 2009).

A Figura 2.14 ilustra a localização do plano e da zona de cisalhamento primário, bem como da zona de cisalhamento secundária, o que permite intuir a influência da profundidade de corte e do avanço nas referidas zonas de modo a induzir um aumento nas componentes das forças de usinagem.

Aumentando-se a velocidade de corte a força de usinagem tende a sofrer uma ligeira redução pela maior geração de calor e conseqüente redução da resistência ao cisalhamento do material nas zonas de cisalhamento, bem como pela ligeira redução na área de contato cavaco-ferramenta, sendo que para valores altos de velocidades de corte a força se torna praticamente constante.

O aumento do avanço e da profundidade de corte leva a um aumento das áreas dos planos de cisalhamento primário e secundário, gerando um aumento da força de usinagem, numa proporção direta. Entretanto, o efeito do avanço tende a ser maior que o da profundidade de corte (MACHADO et al.; 2009).

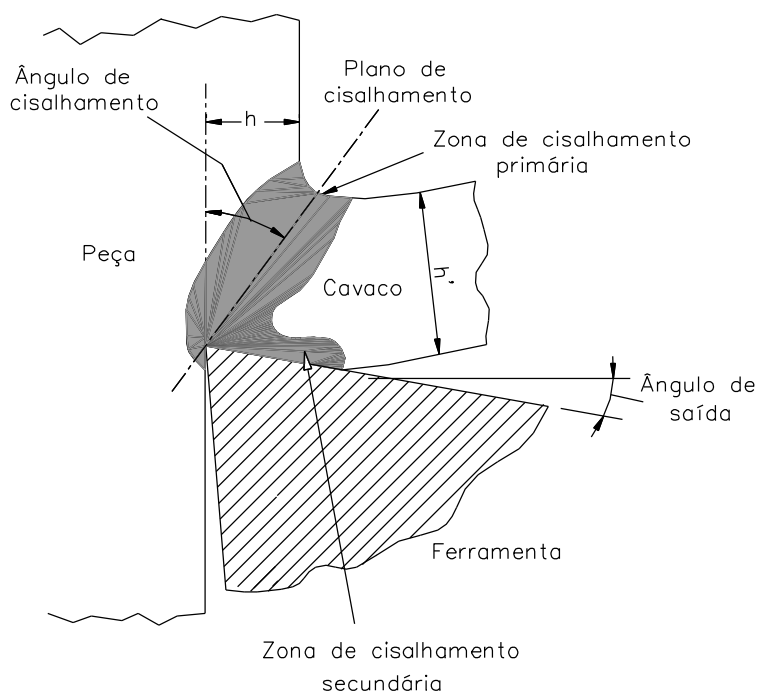


Figura 2.14 - Zonas de cisalhamento primária e secundária (MACHADO et al.; 2009)

2.3.2. *Desgaste, avarias e deformação plástica das ferramentas de corte*

O desgaste em ferramentas de corte é definido pela norma ISO 3685 (1977) como sendo a mudança da forma original da ferramenta durante o corte gerado pela perda gradual de material, como consequência das interações tribológicas entre a ferramenta e a peça. São vários os mecanismos que podem gerar o desgaste, nos quais, a temperatura exerce um forte efeito, cuja intensidade vai variar de acordo com os materiais da ferramenta e da peça (MACHADO et al.; 2009).

A avaria em ferramentas de corte ocorre de forma repentina através da quebra ou do lascamento que levam a uma considerável perda de material da ferramenta. No caso do fresamento, onde o corte é interrompido, o desenvolvimento do desgaste somente se dará de forma uniforme, na superfície de folga ou saída, se a ferramenta de corte possuir tenacidade suficiente para resistir aos choques mecânicos e térmicos inerentes a tais processos. Caso contrário, a aresta de corte pode sofrer avarias devido aos choques mecânicos originados na entrada ou na saída da peça, ou pelo choque de origem térmica, causado pela flutuação da temperatura durante os ciclos ativo e inativo da ferramenta. Já a deformação plástica implica no deslocamento de massa que gera mudanças na geometria da ferramenta de corte, através do cisalhamento ocasionado pelas altas tensões que atuam sobre a superfície da ferramenta de corte durante as operações de usinagem, podendo levar à total destruição da cunha cortante. A deformação plástica ocorre com mais frequência em ferramentas que possuem baixa resistência ao cisalhamento e boa tenacidade, o que é o caso do aço-rápido, das ligas fundidas e do metal duro. A ocorrência nas cerâmicas é pouco provável devido a uma maior fragilidade deste grupo de materiais cuja capacidade de deformação plástica é menor em relação aos outros materiais citados (MACHADO et al.; 2009).

Para um melhor entendimento das formas de desgaste, convém considerar a clássica Fig. 2.15 apresentada por (DEARNLEY; TRENT, 1982), onde é possível observar as principais formas de desgaste às quais uma ferramenta de corte está sujeita.

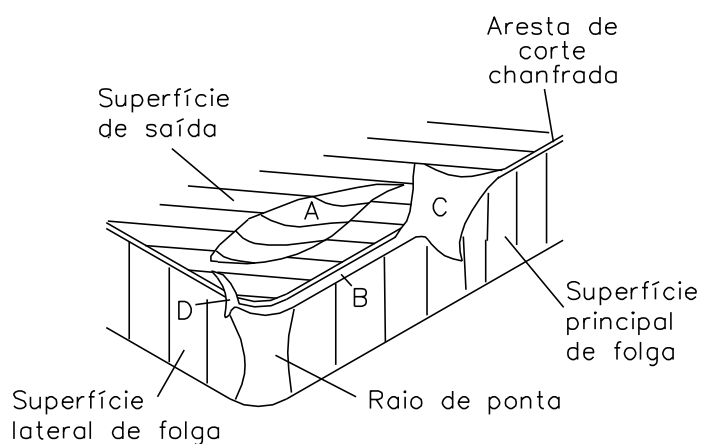


Figura 2.15 - Principais áreas de desgaste de uma ferramenta de corte (DEARNLEY; TRENT, 1982)

A Figura 2.15, ilustra as posições e principais formas de desgaste, sendo que A indica o desgaste de cratera, B indica o desgaste de flanco e C e D o desgaste de entalhe. Um detalhamento destas formas de desgaste é apresentado pela norma ISO 3685 de 1977 através da Fig. 2.16, que estabelece um padrão geométrico de medição para cada forma de desgaste.

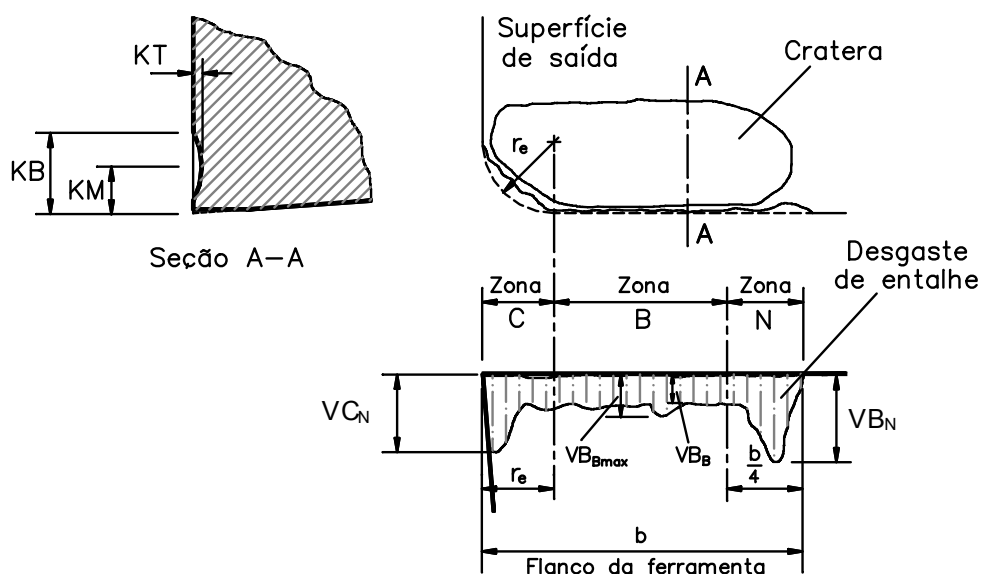


Figura 2.16 - Parâmetros utilizados para medir os desgastes das ferramentas de corte (ISO 3685, 1977)

A terminologia indicada na figura 2.16 tem o seguinte significado:

KT = profundidade da cratera,

VB_B = desgaste de flanco médio,

VB_{Bmax} = desgaste de flanco máximo,

VB_N e VC_N = desgaste de entalhe.

O fim de vida da ferramenta de corte é determinado com base em critérios de modo a manter o processo produtivo dentro de condições econômicas adequadas. A curva da Fig. 2.17 apresenta o comportamento padrão do desgaste de uma ferramenta de usinagem.

No estágio I, a ferramenta sofre um desgaste acentuado no início do corte, devido a uma adequação ao sistema tribológico envolvido, sendo que a cunha cortante se acomoda ao processo, passando a apresentar uma taxa de desgaste menor no estágio II, que apresenta uma taxa de desgaste constante onde a ferramenta já se encontra acomodada ao processo cujos mecanismos de desgaste operam numa taxa constante até o início do estágio III, que é caracterizado por um aumento acentuado na taxa de desgaste que leva a ferramenta de corte ao seu fim de vida (MACHADO et al.; 2009).

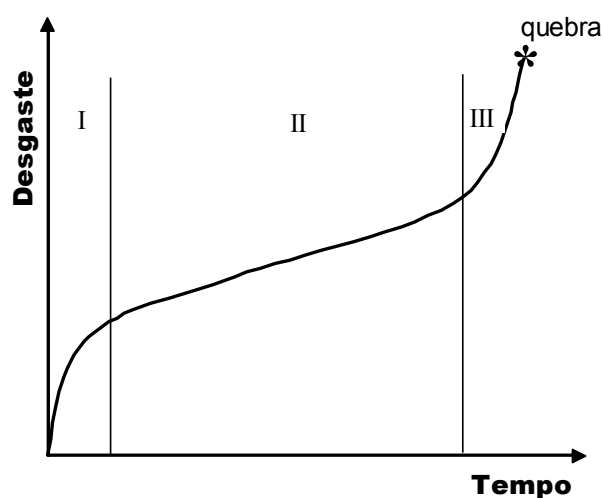


Figura 2.17 - Comportamento do desgaste de uma ferramenta de corte com o tempo de corte (MACHADO et al.; 2009)

Os critérios de fim de vida recomendados pela norma ISO 3685 de 1977 para ferramentas de aço-rápido, metal duro e cerâmica, em operações de desbaste são:

- I. Desgaste de flanco médio, $VB_B = 0,3 \text{ mm}$;
- II. Desgaste de flanco máximo, $VB_{B\max} = 0,6 \text{ mm}$;
- III. Profundidade da cratera, $KT = 0,06 + 0,3f_c$, onde f_c é o avanço de corte em mm/rev;
- IV. Desgaste de entalhe, VB_N e $VC_N = 1,0 \text{ mm}$;
- V. Falha catastrófica.

O desgaste abrasivo acontece quando material é removido da superfície por partículas duras que podem estar soltas, entre duas superfícies com movimento relativo, ou emergindo de uma das superfícies. A abrasão é considerada a três corpos quando as partículas duras são livres para rolarem e escorregarem entre as duas superfícies. No caso em que as partículas emergem de uma das superfícies, a abrasão é considerada a dois corpos (HUTCHINGS, 1995).

No caso de abrasão a dois corpos, as partículas abrasivas são precipitados duros tais como óxidos, carbonetos, nitretos ou carbonitretos, que pertencem ao próprio material da peça. Já no caso de abrasão a três corpos, as partículas abrasivas são materiais desprendidos da própria ferramenta. A aparência característica do desgaste abrasivo contém a presença de vários sulcos paralelos entre si formados na direção do fluxo do material da peça (MACHADO et al.; 2009).

2.3.3. Rugosidade como parâmetro de usinabilidade

A rugosidade gerada em uma superfície usinada trata-se de finas irregularidades ou erros micro-geométricos causados por fenômenos originários do processo de corte tais como: marcas de avanço, aresta postiça de corte e desgaste da ferramenta. Em uma operação hipotética de usinagem sob condições ideais onde utiliza-se uma ferramenta nova, cujo atrito entre as superfícies em contato é desconsiderado, não ocorrendo vibração e não havendo a formação de APC, a rugosidade teórica será formada pelo avanço em relação ao raio da ferramenta na

peça. A Figura 2.18 ilustra estas marcas para o caso específico de uma operação de torneamento cilíndrico externo utilizando uma ferramenta com raio de ponta r , sendo que, para esse caso hipotético, as marcas de avanço coincidem com os espaçamentos entre as rugosidades (MACHADO et al.; 2009).

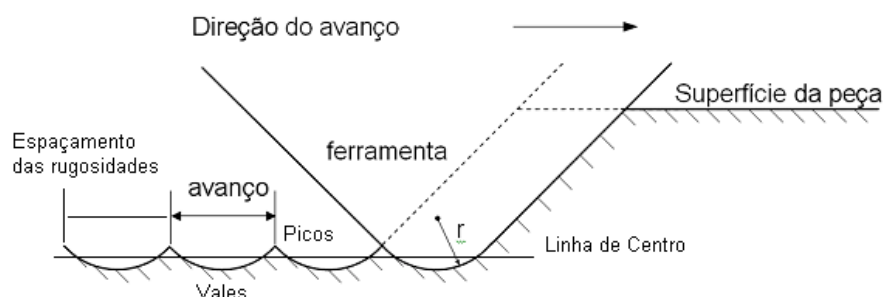


Figura 2.18 - Rugosidade superficial teórica gerada pelas marcas de avanço adaptado de Machado et al. (2009)

As condições de usinagem sempre exercem alguma influência na rugosidade que em geral é menor quando:

- as deflexões oriundas dos esforços de usinagem ou das vibrações geradas, são pequenas;
- ferramenta e peça encontram-se alinhadas;
- o material apresenta uma microestrutura com características propícias à pequenos valores de rugosidade;
- a máquina ferramenta apresenta-se devidamente alinhada, sem desgastes e folgas excessivas nas guias e partes giratórias;
- a aresta de corte apresenta boa integridade; e
- durante o corte não haja a ocorrência do fenômeno da aresta postiça de corte.

Em baixas velocidades de corte pode ocorrer a formação da aresta postiça de corte, levando a um acabamento com alta rugosidade. Essa condição combinada com um alto valor de avanço resulta numa piora da qualidade da superfície. O acabamento melhora quando se aumenta a velocidade de corte devido à eliminação da aresta postiça com o aumento da temperatura, evitando que porções do material da peça cisalhadas durante o processo permaneçam aderidas à superfície em

usinagem. A altura dos picos e a profundidade dos vales das marcas de avanço tendem a aumentar com o avanço. Já a profundidade de corte aumenta as componentes das forças de usinagem e, portanto as deflexões, bem como as alturas das ondulações (MACHADO et al.; 2009).

2.4. Usinabilidade de aços endurecidos

A usinabilidade dos aços endurecidos tem sido um ponto de interesse em indústrias de moldes e matrizes devido a sua vasta aplicação na fabricação desses dispositivos, onde processos de usinagem são necessários para a obtenção de superfícies com o acabamento e precisão nas dimensões requeridas para tal aplicação. Entretanto, a existência de uma grande quantidade de inclusões endurecidas, formadas por carbonetos na matriz, tornam esses materiais difíceis de serem usinados (EL MANSORI; NOUARIB, 2007).

O processo de usinagem representa uma grande parte do custo geral da produção, sendo um importante aspecto no uso dessa tecnologia, principalmente devido ao grande volume de material a ser retirado para dar forma a matriz (EL MANSORI; NOUARIB, 2007).

O desgaste prematuro de ferramentas de corte pode ser visto como uma manifestação da pobre usinabilidade dessas ligas. Em alguns casos, a alta resistência mecânica e a alta reatividade química a elevadas temperaturas, são fatores que afetam o desgaste da ferramenta. A baixa difusividade térmica desses materiais, também contribui para as elevadas temperaturas na interface cavaco-ferramenta (EL MANSORI; NOUARIB, 2007).

Segundo Ezugwu, Wang, Machado (1999), o desgaste prematuro de ferramentas de corte resulta a partir de uma ativação simultânea de fenômenos mecânicos e físico-químicos durante o processo de usinagem. Alguns desses fenômenos são listados a seguir:

- o forte endurecimento do material da peça contribui expressivamente para o desgaste abrasivo severo causado pela inclusão de grandes carbonetos na microestrutura da superfície endurecida;

- a tendência do material da ferramenta de corte reagir quimicamente com a superfície sob usinagem devido as altas temperaturas de corte, leva ao fenômeno de difusão com desgaste químico;
- a formação do cavaco endurecido, cujo controle é difícil durante o processo de corte, contribui para o desgaste pela formação de crateras e camadas de adesão;
- a fraca difusividade térmica desses materiais gera uma elevada temperatura na interface cavaco-ferramenta, bem como, elevados gradientes térmicos dentro do material.

De acordo com os pontos abordados acima, a vida da ferramenta para um dado carregamento mecânico e térmico pode ser aumentada se o material da ferramenta combinar alta dureza a alta temperatura, boa resistência ao choque e ao desgaste, elevada tenacidade e uma adequada estabilidade química a altas temperaturas. Entretanto, é difícil a combinação de todos esses requisitos juntos no mesmo material da ferramenta de corte e sob condições de carregamentos extremos (EZUGWU; PASHBY, 1992).

A comparação entre diferentes ferramentas testadas em alguns materiais com características refratárias mostrou que o aço-rápido não é aplicável para essas operações de corte devido à sua baixa dureza e rigidez. Seu módulo de Young, relativamente baixo, leva a vibrações, particularmente em ferramentas com pequenos diâmetros. Ferramentas de material cermet não suportam choques, vibrações e processos de corte interrompido. Ferramentas de nitreto de boro cúbico policristalino (PCBN) são indicadas para suportarem os impactos mecânicos. Ferramentas de diamante policristalino (PCD) não são indicadas para usinagem de aços, devido à alta reatividade do diamante e a sua transformação em grafite em temperaturas em torno de 750°C. Metal duro das classes ISO P e K com alto módulo de elasticidade, reduzem as vibrações. Ferramentas revestidas com TiN, TiCN e TiAlN exibem uma boa performance (EL MANSORI; NOUARIB, 2007). O CBN tem demonstrado bom desempenho na usinagem dos aços, ligas de níquel, ligas de titânio e ferros fundidos, sendo termicamente estável a temperaturas em torno de 1200°C, apresentando resistência ao ataque químico maior que o diamante (MACHADO et al.; 2009).

Com relação à geometria da ferramenta, recomenda-se um ângulo de saída pequeno para as de metal duro, onde devem ser utilizados valores altos para os avanços com baixas velocidades de corte, não superiores a 50 m/min. Nesse caso, o desgaste de flanco acontece com maior intensidade, podendo haver a ocorrência de cratera. Também pode ser esperado a ocorrência da destruição da aresta de corte por cisalhamento e deformação, devido à tensão de compressão agindo a elevadas temperaturas na zona de fluxo, havendo ainda a possibilidade de desgaste de entalhe (MACHADO et al.; 2009).

Rech; Le Calvez; Dessoly (2004) realizaram estudos comparativos de usinabilidade entre três tipos de aços para moldes de injeção de plástico cujas composições químicas são apresentadas na Tab. 2.2, onde observa-se a variação do teor de enxofre como um dos principais fatores a afetar a usinabilidade desses materiais.

Tabela 2.2 - Composição química e propriedades dos aços W 1.2311, W 1.2312 e SP300 (RECH; LE CALVEZ; DESSOLY, 2004)

		R_e (MPa)	R_m (MPa)	ϵ (%)	HB	Análise química (% ponderal)					
						C	Mn	Cr	Mo	S	B (ppm)
40CrMnMo8	W1.2311	800	1000	10	300	0.40	1.4	1.9	0.2	-	-
40CrMnMo8S	W1.2312	800	1000	10	300	0.40	1.4	1.9	0.2	0.07	-
SP300	SP300	800	1000	13.5	300	0.25	1.3	1.3	0.4	0.02	25

Nesse caso, os testes foram feitos utilizando-se operações de fresamento de topo com $V_c = 150$ m/min, $f_z = 0,3$ mm/dente, $a_e = 20$ mm, $a_p = 3$ mm, sendo adotado um fim de vida quando o desgaste atinge um valor de $V_B = 0,3$ mm. Foram observados um tempo de vida de ferramenta $T = 23$ minutos para o W1.2311, $T = 42$ minutos para o W1.2312 e $T = 44$ minutos para o SP300. Esse resultado implica em um ganho de aproximadamente 80% na vida dos aços W12312 e SP300 em relação ao W12311.

Os autores também consideraram a variação na taxa de remoção de cavaco para um mesmo tempo de vida da ferramenta $T = 30$ minutos com um $V_B = 0,3$ mm, e observaram que o aço W 1.2311 nas condições de $V_c = 150$ m/min, $f_z = 0,20$ mm,

$a_e = 30$ mm e $a_p = 4$ mm, apresentou uma taxa de $Q = 125$ cm³/min. Já o aço W 1.2312, em condições semelhantes, porém com $f_z = 0,25$ mm/dente e $a_p = 5$ mm, obteve uma taxa de remoção de cavaco de $Q = 190$ cm³/min representando um ganho de 90% em comparação com o W 1.2311. Nas mesmas condições de corte utilizadas para o W 1.2312 e com um $f_z = 0,30$ mm/dente, os autores obtiveram uma taxa de remoção de cavaco $Q = 225$ cm³/min o que representa um aumento de 80% na taxa de remoção se comparado com o W 1.2311 e de 20% se comparado com o W 1.2312. Com base nesses resultados, os autores observaram que a adição de enxofre, bem como outras mudanças na composição química, propiciaram um ganho de usinabilidade, sendo que o SP300 apresentou usinabilidade igual ou melhor que o W 1.2312, com uma qualidade da superfície final tão boa quanto à do W 1.2311.

Isik (2007) realizou testes de torneamento em três tipos de aços ferramentas utilizados na confecção de moldes de injeção de plástico, sob várias combinações de velocidade, avanço e profundidade de corte, com o objetivo de investigar a correlação entre o desgaste e a vida da ferramenta, e a influência destes na rugosidade da superfície usinada. Para tanto, ele utilizou ferramentas de aço-rápido e metal duro sem revestimento e com revestimento de TiAlN, TiC + TiCN + TiN (ISO P25) sem a aplicação de fluido lubrificante. A Tabela 2.3 apresenta a composição química dos materiais utilizados nos testes.

Tabela 2.3 - Composição química dos materiais das peças utilizadas por Isik (2007)

Material das peças			
DIN Norm	90MnCrV8	X32CrMoV33	X42Cr13
AISI	O2	H10	Melhorado 20
Mn	2.00	0.30	0.50
Cr	0.40	3.00	13.60
Mo	—	2.80	—
V	0.10	0.50	0.30

Os ensaios evidenciaram que a velocidade de corte é o fator de maior influência na vida das ferramentas, sendo o avanço o segundo mais influente e por último a profundidade de corte. Alguns dos resultados obtidos são apresentados nos gráficos das Fig. 2.19 a 2.21.

No caso do gráfico da Fig. 2.19 é possível perceber um aumento das forças de usinagem com o comprimento de corte. Observa-se que a força de corte F_s apresenta maior valor, ao passo que as forças de avanço F_v e passiva F_r apresentam menores valores. Esse fenômeno ocorre devido ao fato do aumento do desgaste aumentar a área de contato ferramenta peça, o que gera maiores forças de corte.

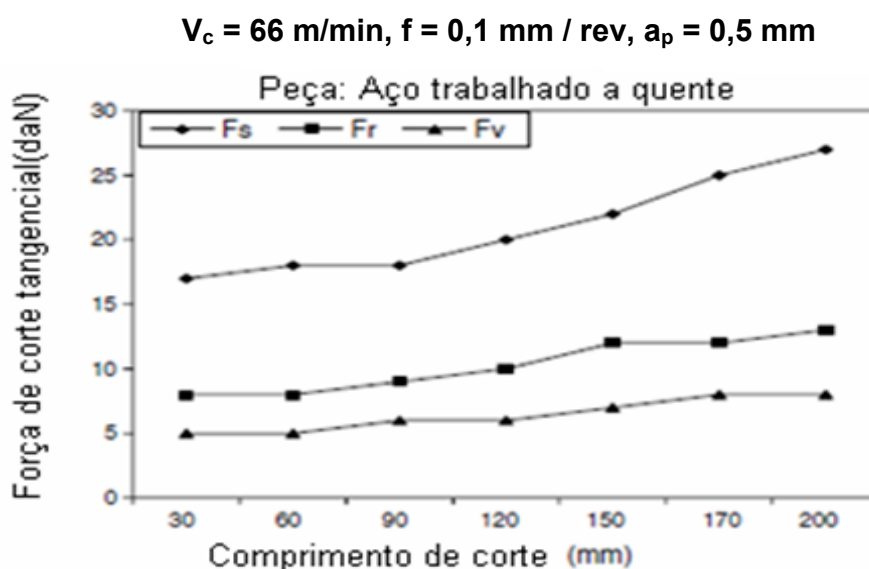


Figura 2.19 - Forças de usinagem variando em função do comprimento de corte (ISIK, 2007)

Já nos gráficos da Fig. 2.20 é possível observar uma maior influência da velocidade de corte sobre a vida da ferramenta em relação ao avanço e profundidade de corte, conforme citado anteriormente.

O comportamento da rugosidade em função desses parâmetros é apresentado no gráfico da Fig. 2.21, onde percebe-se que, nesse caso, o avanço é o fator de maior influência.

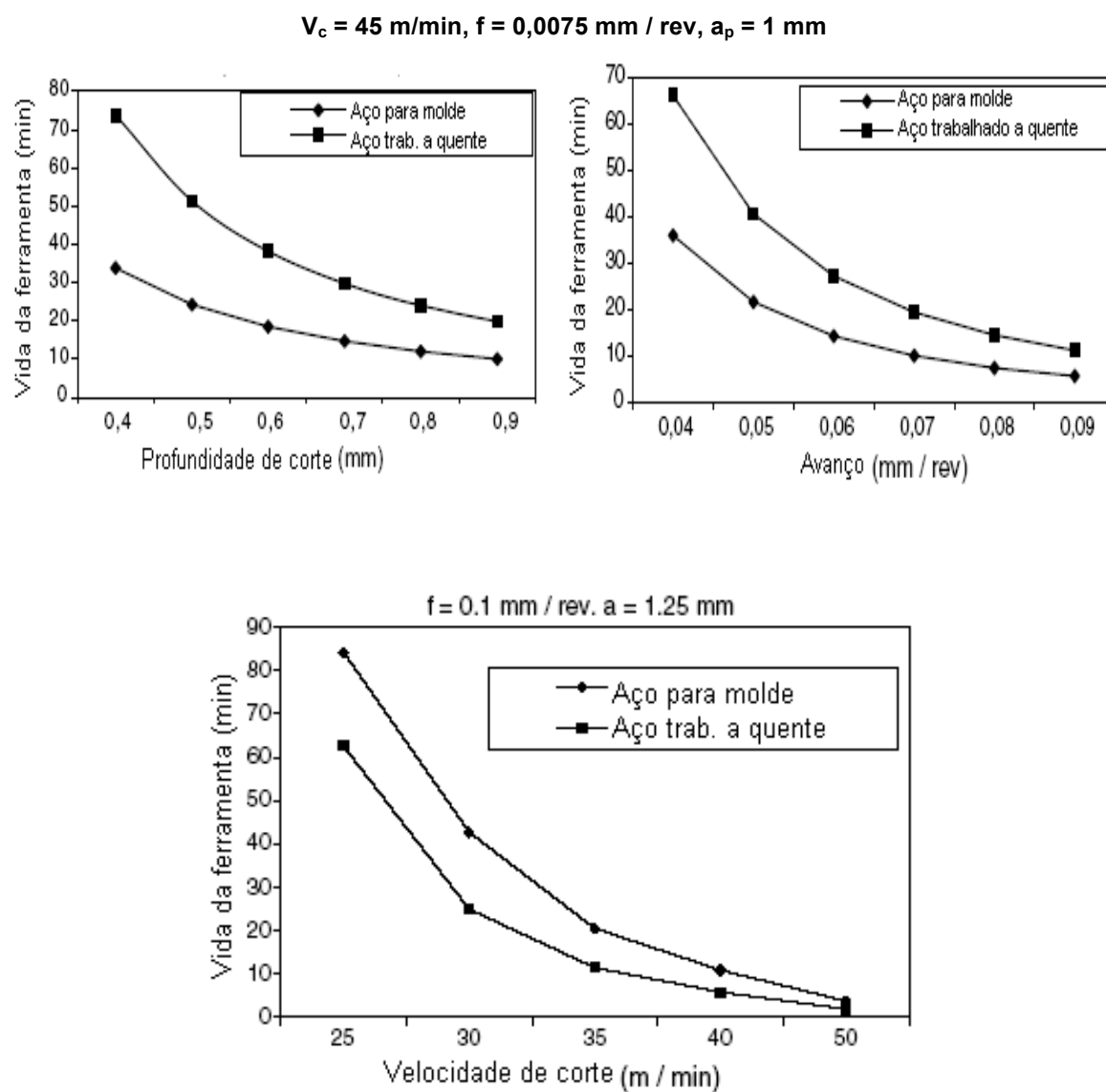


Figura 2.20 - Vida da ferramenta variando em função das condições de corte (ISIK, 2007)

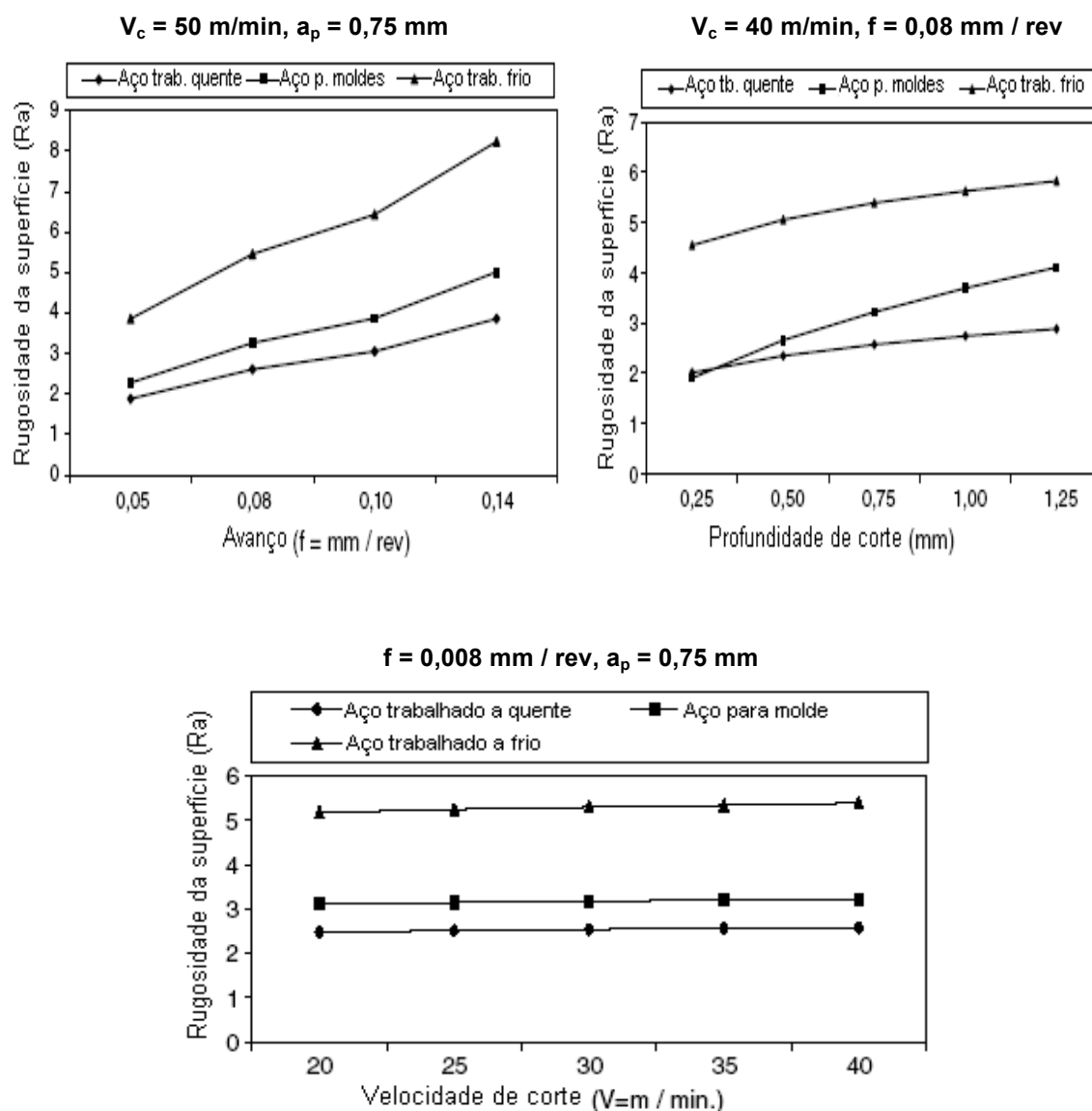


Figura 2.21 - Rugosidade variando em função dos parâmetros de corte e do material da peça (ISIK, 2007)

Urbanski et al. (2000) realizaram testes de usinagem com o aço ferramenta AISI H13 em alta velocidade por processos de fresamento utilizando ferramentas de metal duro revestida com TiCN com uma velocidade de corte igual a 200 m/min, profundidade de corte axial de 1 mm e radial de 0,5 mm, utilizando um avanço por dente de 0,1mm/dente. Para essas condições eles obtiveram a evolução do desgaste da aresta periférica apresentado na Fig. 2.22, onde é possível perceber que um V_B de 0,3 mm foi atingido ao final dos testes para um comprimento de corte de aproximadamente 250 m.

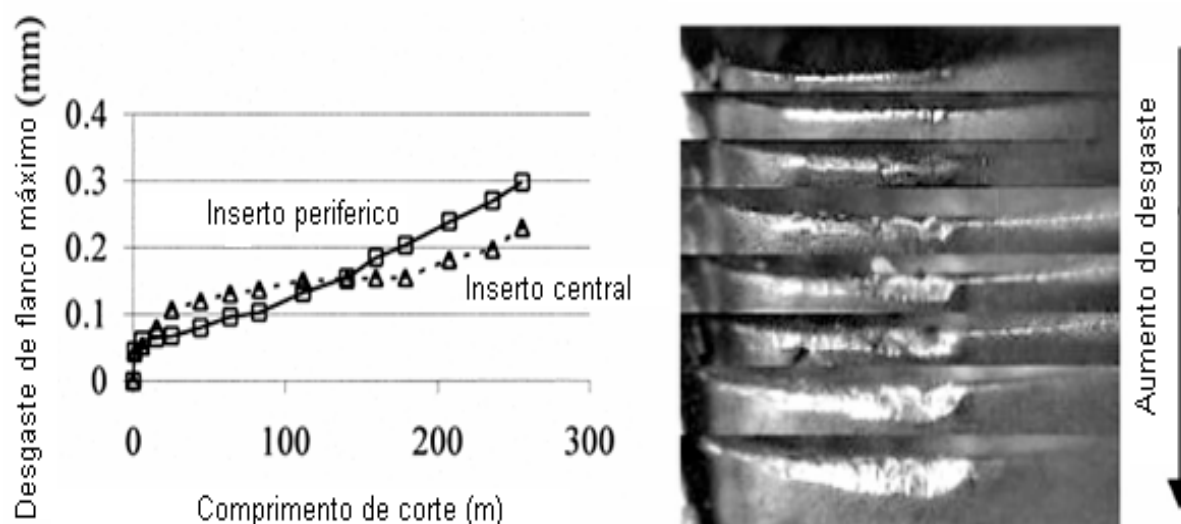


Figura 2.22 - Evolução do desgaste em ferramenta de metal duro revestida com TiCN na usinagem do aço AISI H13 (URBANSKI et al.; 2000)

Oliveira (2007) investigou o desempenho dos mecanismos de desgastes atuantes nas ferramentas de metal duro e cermet com revestimento multicamada de TiN/TiCN e sem revestimento, no fresamento de aço endurecido em condições de semi-acabamento com fresas de topo toroidal e, em condições de acabamento, com fresas de topo esférico. Os gráficos de vida de ferramenta utilizaram dois parâmetros para comparação: tempo de usinagem e área usinada. A Figura 2.23 mostra alguns dos resultados de vida de ferramenta obtidos pelo autor.

A análise dos resultados demonstra que tanto o substrato da ferramenta quanto o revestimento exerceram uma significativa influência na vida da ferramenta. O gráfico da Fig. 2.23 evidencia que a classe de metal duro com cobertura de TiN/TiCN proporcionou a maior vida de ferramenta. Este resultado demonstra a importância da maior resistência à abrasão e à difusão, bem como do menor coeficiente de atrito fornecido pela cobertura. Ao se realizar a mesma comparação com a classe de cermet, os resultados se invertem. A classe sem cobertura proporciona uma vida de ferramenta superior à classe com cobertura de TiN/TiCN. Uma hipótese para a explicação deste resultado é a fragilização da complexa estrutura do substrato de cermet causada pelo processo de deposição.

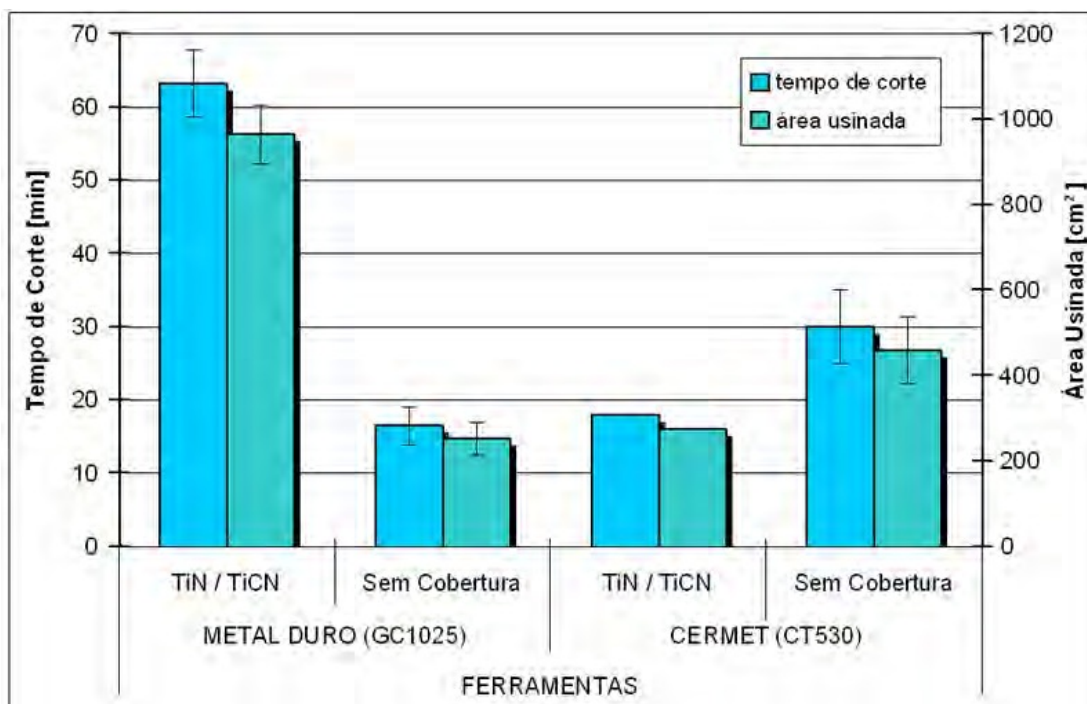


Figura 2.23 – Vida de ferramenta em função dos tipos de ferramentas para $v_c = 300$ m/min, $f_z = 0,20$ mm/dt, incr. em $a_e = 0,5$ mm, incr. em $a_p = 0,25$ mm e inclinação da parede de 45° (OLIVEIRA, 2007)

Com relação aos mecanismos de desgaste das ferramentas, Oliveira (2007) demonstrou que tais mecanismos são uma combinação de microlascamentos, ou seja, lascamentos menores do que o critério de fim de vida da ferramenta, além de adesões de material do corpo-de-prova na aresta. Segundo o autor, o aparecimento de microlascamentos na aresta de corte pode ser consequência de vários fenômenos tais como: a propagação de trincas originadas por fadiga mecânica e/ou térmica, as quais fragilizaram a cobertura e o substrato, levando-os ao colapso; choques com os carbonetos presentes no material do corpo-de-prova, os quais devido à elevada dureza causam fraturas localizadas na aresta; adesões de material do corpo-de-prova com posterior deslocamento, levando partes da cobertura e do substrato; a combinação de dois ou mais fenômenos citados. A Figura 2.24 apresenta algumas dessas evidências através de fotos no MEV de uma das ferramentas de metal duro utilizada.

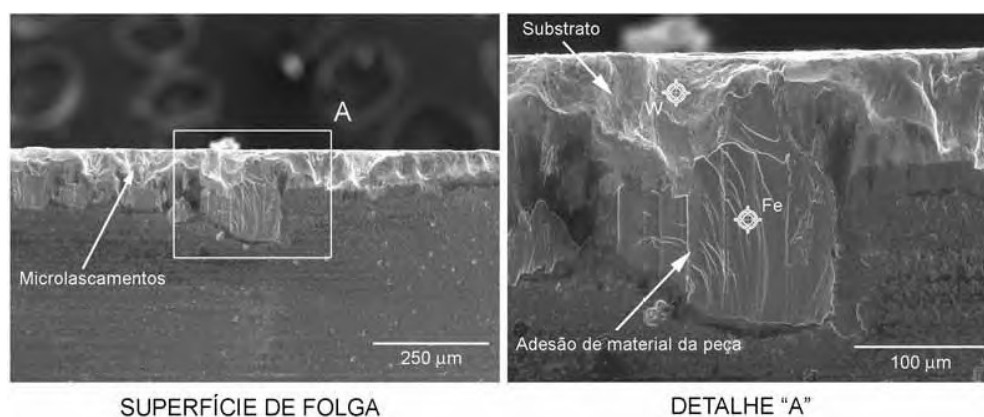


Figura 2.24 - Detalhes de microlascamentos e material aderido na superfície de folga em uma ferramenta de metal duro com revestimento (OLIVEIRA, 2007)

Deonísio (2004) realizou ensaios de usinagem em aço D2 endurecido com o objetivo de caracterizar a influência da variação dos valores de velocidade de corte na variação dos esforços, da temperatura e na qualidade da superfície usinada, utilizando ferramentas de metal duro e de CBN em operações de fresamento, nas velocidades de 140 m/min, 220 m/min, 400 m/min e 650 m/min e 1000 m/min. O autor observou que, com o aumento da velocidade de corte há a redução da tendência de crescimento da força de usinagem que pode se explicada pelo fenômeno de “amolecimento térmico”, na formação do cavaco, em função da elevação da temperatura na interface cavaco-ferramenta gerada pelo aumento da velocidade de corte. As Figuras 2.25 e 2.26 apresentam alguns resultados obtidos pelo autor.

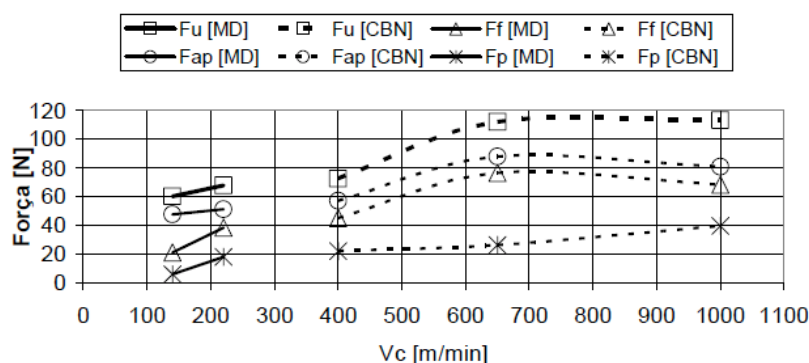


Figura 2.25 - Variação da força de usinagem e suas componentes para as velocidades de corte de 140 m/min, 220 m/min, 400 m/min, 650 m/min e 1000 m/min, com avanço por dente $f_z = 0,05\text{mm/dente}$ (DEONÍSIO, 2004)

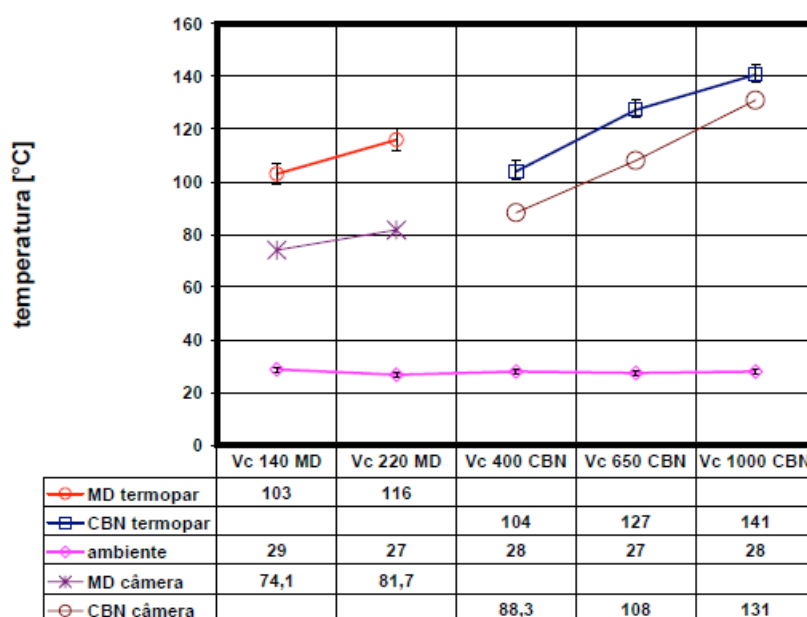


Figura 2.26 - Comportamento da temperatura, medida na superfície da peça, com a variação da velocidade de corte (DEONISIO, 2004)

Teixeira Filho (2006) investigou o uso de fluido de corte em operações de fresamento do aço inoxidável 15-5PH, e observou que ao utilizar a ferramenta de metal duro classe M30-M40 (IN2030) a condição sem fluido proporcionou a retirada de maior volume de cavaco nas duas velocidades de corte testadas. Para a velocidade de corte de 120 m/min a condição sem fluido possibilitou a remoção de um volume de cavaco 3,39 vezes maior do que na condição com aplicação externa de fluido de corte. Com um aumento da velocidade para 140 m/min, esta diferença passa a ser cerca de 5 vezes maior. Ainda segundo o autor, quando se utiliza fluido de corte, o gradiente de temperatura é maior, reduzindo drasticamente a vida da ferramenta e o volume de cavaco removido. Isto se deve, segundo o autor, à capacidade do fluido de corte de retirar calor da região de corte. Com isso, ele ratifica a inadequação do uso de emulsão abundante em processos de fresamento similares aos testados neste trabalho, principalmente devido à variação de temperatura sofrida pela aresta de corte em cada rotação.

A Figura 2.27 apresenta alguns dos resultados obtidos pelo autor demonstrando a ocorrência de tais fenômenos.

Material fresado: aço inoxidável 15-5PH (UNS 15500), dureza 35 HRC. **Operação:** Desbaste. **Ferramenta:** Metal duro classe M30-M40 (IN2030), PVD TiAlN e M20-M40 (IN2005), PVD TiAlN. **Inserto:** APKT080304R. **Parâmetros de corte:** $a_p=4,0$ mm; $a_e=13,3$ mm; $f_z=0,12(0,04)$ mm/inserto. Para $v_c=120$ m/min; $v_f=480(160)$ mm/min; $n=2005$ rpm. Para $v_c=140$ m/min; $v_f=563(188)$ mm/min; $n=2345$ rpm. **Fluido de corte:** Blaser Vasco 1000, concentração 7%. **Aplicação:** externa (vazão 45 l/min); interna (vazão 22,5 l/min)

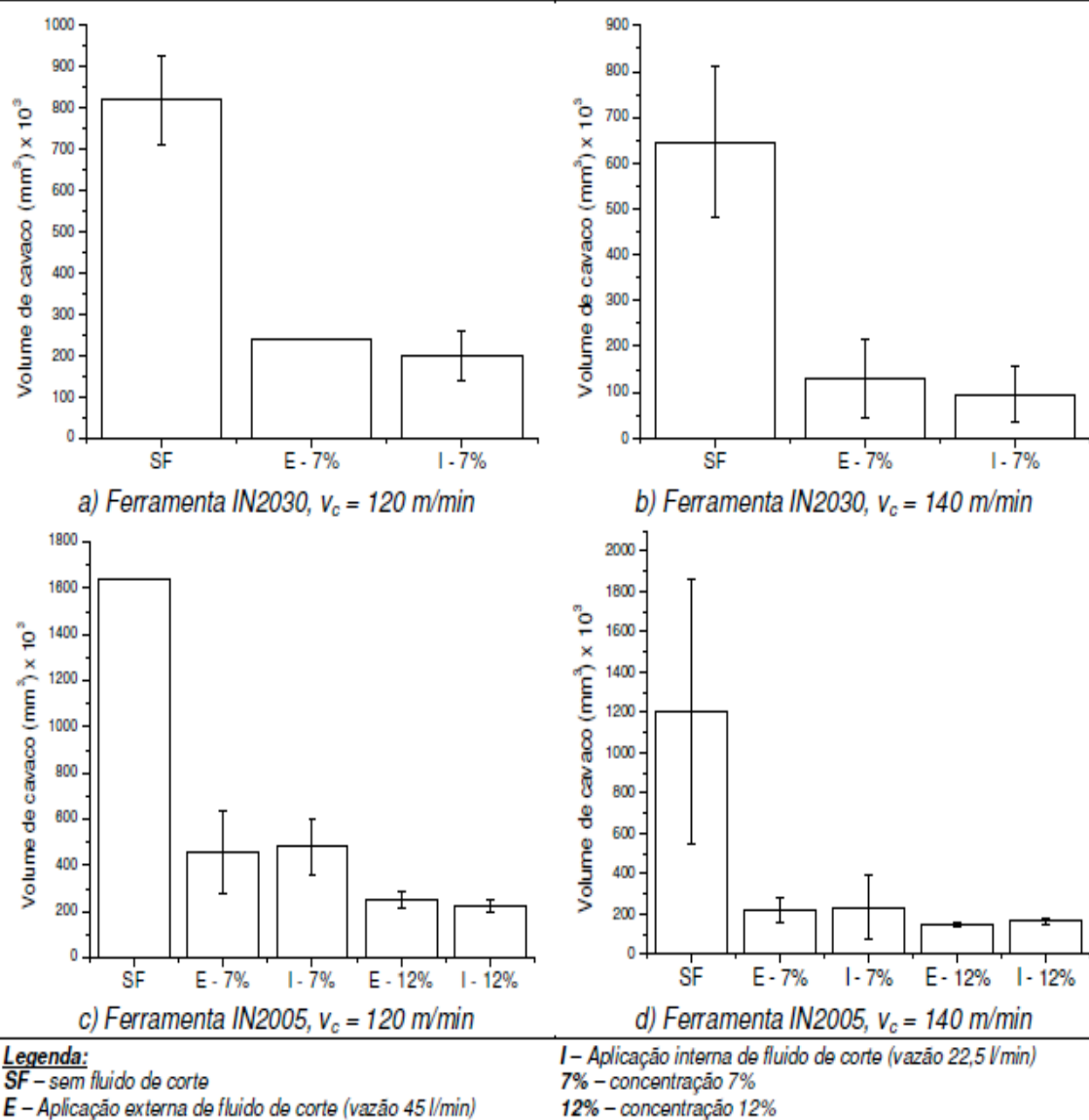


Figura 2.27 - Resultados dos ensaios de desbaste para ferramenta IN2030 e IN 2005 (TEIXEIRA FILHO, 2006)

Zanatta et al. (2009) realizaram ensaios de análise comparativa da usinabilidade do aço VP100, onde observaram que a condição de corte que proporcionou a maior quantidade de volume usinado foi aquela com velocidade de corte de 200 m/min e avanço de 0,4 mm/dente. Eles perceberam ainda que a

velocidade média combinada com um avanço alto evitou o desgaste prematuro da ferramenta por abrasão. Os autores concluíram que esta condição de corte foi a melhor para todas as classes de insertos utilizados. Eles também constataram que a pior condição avaliada foi a que utilizou velocidade de corte de 300 m/min com avanço de 0,2 mm/dente, devido, provavelmente, ao maior tempo de permanência da ferramenta atritando contra os carbonitreto de titânio, típicos do aço VP100, o que leva a um desgaste prematuro por abrasão da ferramenta. Os autores apresentaram micrografia constatando a presença de tais partículas na microestrutura desse aço, como observado na Fig. 2.28. Esta figura mostra também o faiscamento característico durante os ensaios com alta velocidade de corte e baixo avanço para esse tipo de material.



Figura 2.28 - a) Micrografia do aço VP100 com a presença de Carbonitreto de Titânio b) Faiscamento durante o fresamento do aço VP100 (ZANATTA et al., 2009)

As Figuras 2.29 e 2.30 apresentam alguns dos resultados obtidos por Zanatta et al. (2009) relativos à usinabilidade do aço VP100.

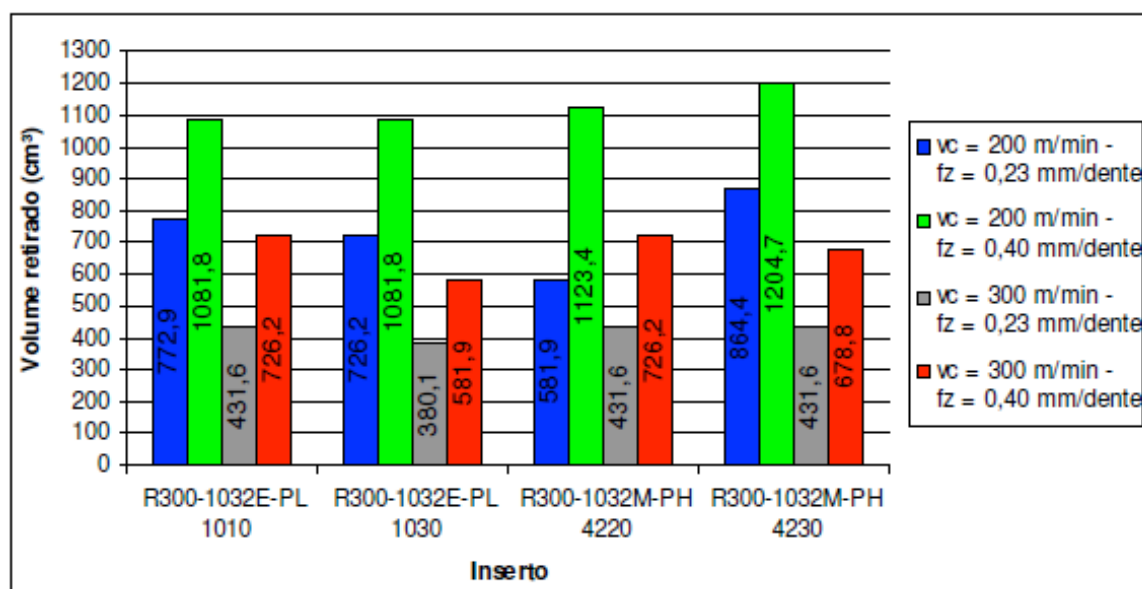


Figura 2.29 - Volume de material retirado em função do inserto e da condição de corte (ZANATTA et al, 2009)

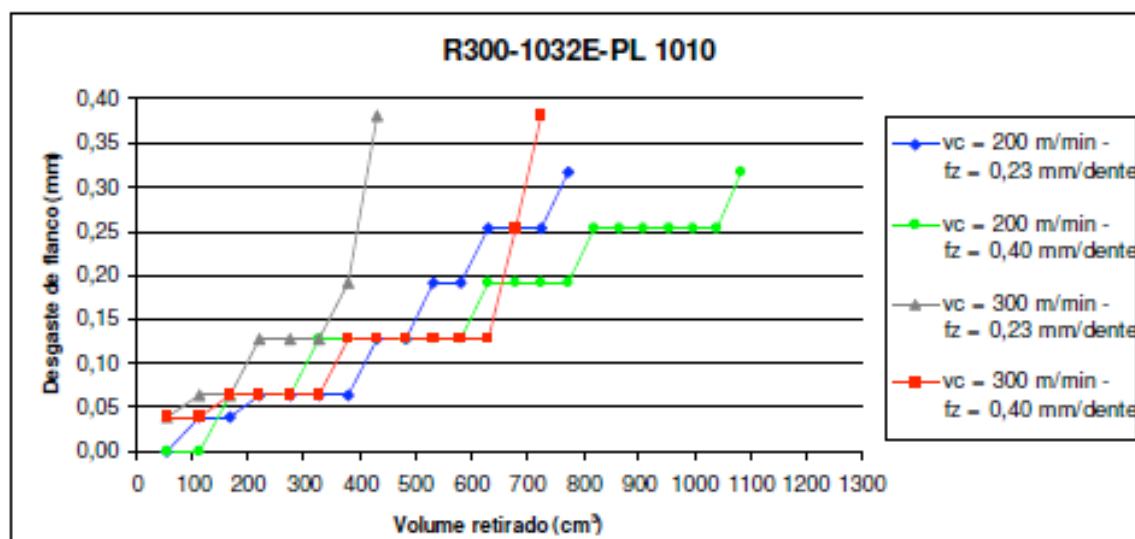


Figura 2.30 - Desgaste de flanco da ferramenta R300-1032E-PL 1010 em função do volume retirado (ZANATTA et al, 2009)

Silva et al. (2009) realizaram ensaios de usinabilidade em operações de torneamento utilizando os aços para moldes de injeção de plástico VP20, DIN1.2711 e VP50, onde foram levantadas as componentes da força de usinagem comparativas entre esses materiais, conforme apresentadas nas Fig. 2.31 a 2.33.

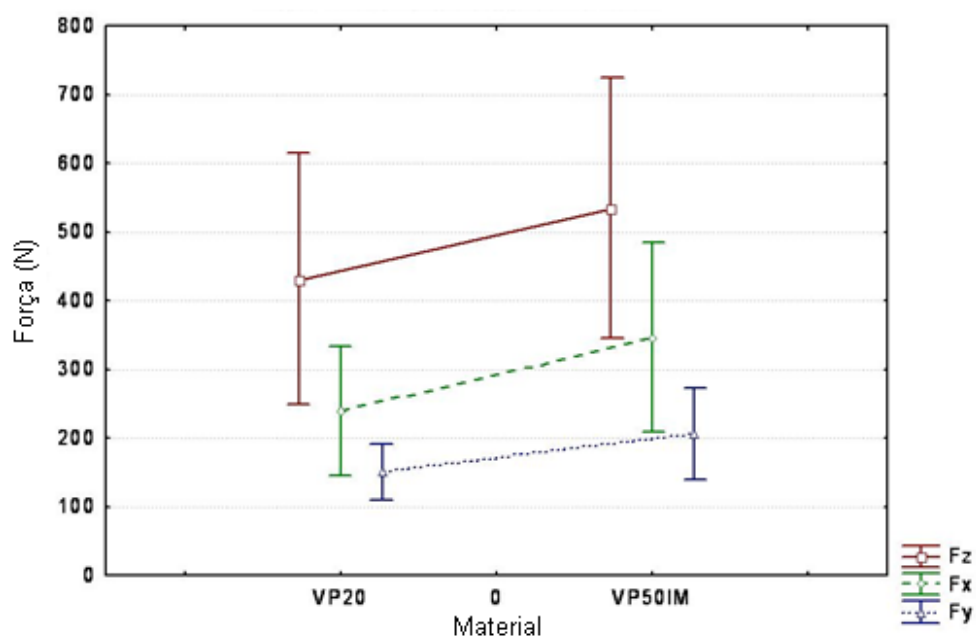


Figura 2.31 - Gráfico média com intervalo de confiança indicando a tendência de comportamento das forças de corte, de avanço e passiva quando comparados os aços VP20 e VP50IM (SILVA et al., 2009)

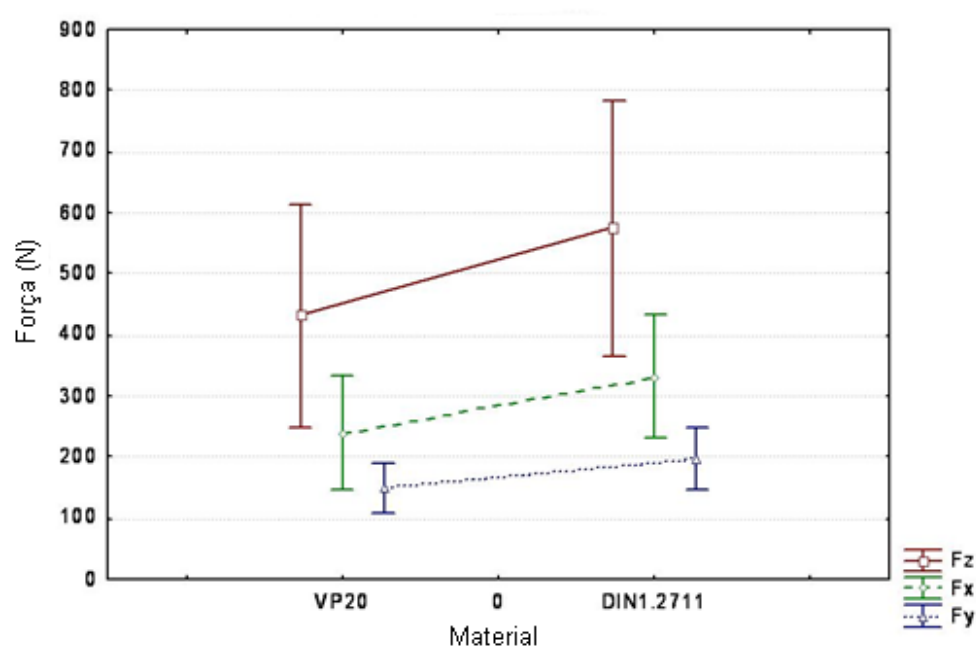


Figura 2.32 - Gráfico média com intervalo de confiança indicando a tendência de comportamento das forças de corte, de avanço e passiva quando comparados os aços VP20 e DIN1.2711 (SILVA et al., 2009)

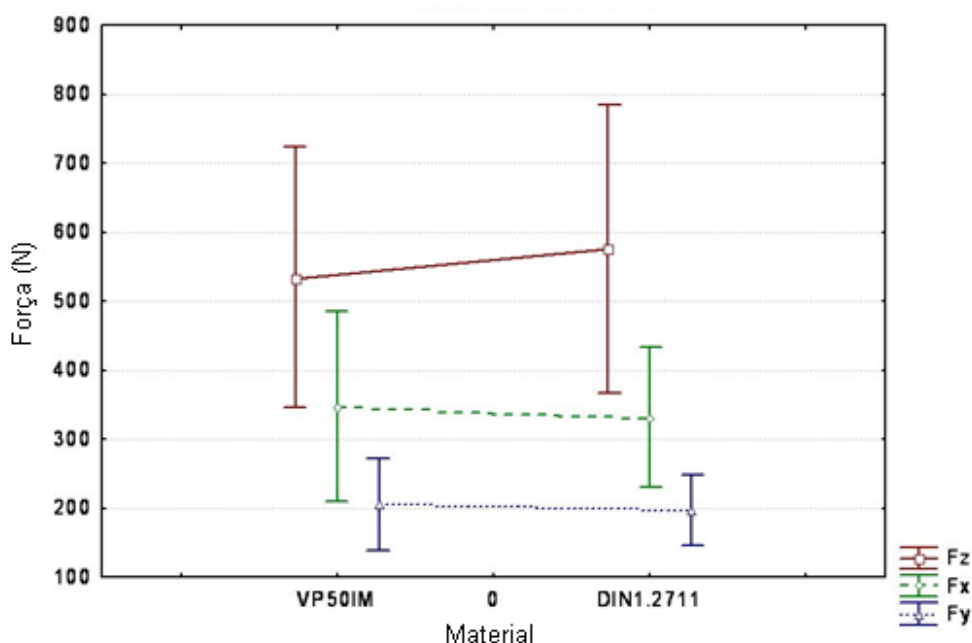


Figura 2.33 - Gráfico média com intervalo de confiança indicando a tendência de comportamento das forças de corte, de avanço e passiva quando comparados os aços VP50IM e DIN1.2711 (SILVA et al., 2009)

As figuras 2.31 a 2.33 indicam uma tendência de menores força de usinagem para o aço VP20 do que quando se usina os dois outros aço, VP50IM e DIN1.2711. Quando se compara qualquer um dos dois aços com o aço VP20, o aumento médio nas forças de corte e de avanço é de cerca de 100 N e na força de avanço de 50 N. Isso já era esperado, pois um aumento na dureza do material causa um acréscimo na resistência ao corte, o que, conseqüentemente, aumenta a força de usinagem.

Quando se compara a força de corte do aço VP50IM com o DIN1.2711 a tendência do aumento médio foi de aproximadamente 40 N. Embora esses materiais tenham a mesma dureza média, a dureza do aço DIN1.2711 é discretamente maior e homogênea até o núcleo, o que pode explicar o fato da força de corte tender a ser maior para esse material. A força de avanço e a força passiva mostram um decréscimo nos seus valores. Contudo, é um ligeiro decréscimo e, logo, a força de usinagem possui valores muito parecidos para esses dois materiais (SILVA et al., 2009).

Ding et al. (2010) utilizaram microfresamento de topo assistido por vibração bidimensional em aços ferramentas endurecidos com 55 e 58 HRC com o intuito de

verificar a influência dos efeitos dos parâmetros de vibração na rugosidade e no desgaste da ferramenta. Segundo estes autores, nesse tipo de experimento vibrações de micro amplitudes nas direções x e y são aplicadas à peça através de uma plataforma vibratória que produz valores de amplitude de vibração na faixa de 0,5 a 5 μm com frequências de vibração de até 3000 Hz. O autor concluiu que a rugosidade média R_a gerada na superfície usinada é menor no material com 55 HRC do que no material com 58 HRC, sendo que os valores de R_a decrescem com o aumento da amplitude e da frequência de vibração da peça, conforme pode ser observado na Fig. 2.34.

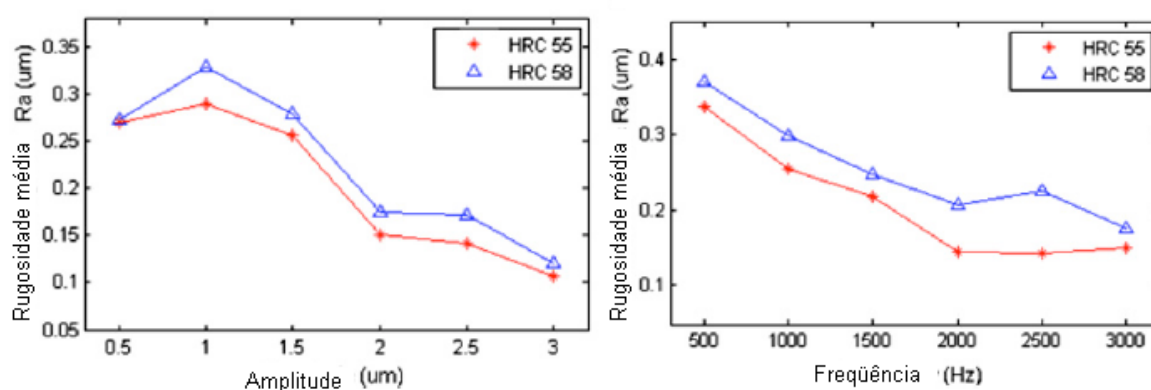


Figura 2.34 - Rugosidade média com diferentes amplitudes e frequências (DING et al., 2010)

Os autores justificam tal comportamento considerando que os movimentos intermitentes da peça possibilitam um maior espaço entre esta e a ferramenta, melhorando a remoção do cavaco e minimizando o desgaste da ferramenta, o que, segundo os autores, gera uma melhor rugosidade.

Wang et al. (2011) investigaram, separadamente, o efeito do tratamento de nitretação a plasma e do corte com vibração elíptica, bem como a combinação destes, na supressão do desgaste em usinagem de aços para matrizes AISI 4140, utilizando ferramentas de diamante de ultraprecisão. No corte com vibração elíptica, a ferramenta vibra elípticamente e avança na direção nominal de corte de forma simultânea (SHAMOTO et al., 2008). Segundo os autores, a separação periódica da ferramenta em relação à peça gerada pelo processo reduz a transferência de calor do cavaco para a ferramenta e permite a penetração de ar e moléculas de

lubrificantes na interface ferramenta – peça, diminuindo a possibilidade de reações químicas na mesma (WANG et al. , 2011).

Já em relação ao tratamento de nitretação a plasma, os autores afirmam que são gerados benefícios na superfície da peça que, quando combinados com a utilização de ferramenta de diamante de ultraprecisão e com uma profundidade de corte que atinja apenas a camada nitretada, minimizam os efeitos da reação química de grafitação da ferramenta na interface ferramenta – peça. Estes autores concluíram que houve uma redução significativa no desgaste da ferramenta, bem como a obtenção de uma superfície espelhada com baixa rugosidade de 80 nm (Rz), quando da utilização de operações de corte tradicional na superfície tratada com nitretação a plasma, em comparação com a superfície não nitretada (WANG et al., 2011).

Estes mesmos autores afirmam ainda que a utilização do corte com vibração elíptica na superfície sem tratamento com nitretação a plasma também representou uma significativa melhora nos resultados do desgaste da ferramenta de diamante e da rugosidade final da superfície usinada, em comparação com a utilização do corte sem vibração elíptica. Contudo, a combinação dos dois processos, ou seja, a usinagem com vibração elíptica na superfície com tratamento de nitretação a plasma, apresentou resultados inferiores, tanto de desgaste quanto de rugosidade, se comparados aos casos anteriores, contrariando as expectativas dos autores (WANG et al. , 2011). Alguns dos resultados obtidos pelos autores são apresentados na Fig. 2.35 a 2.38.

Ribeiro (2007) realizou estudo da influência de parâmetros de corte durante o fresamento frontal a seco do aço ferramenta VHSUPER nos estados recozido e temperado. Durante os testes foi avaliada a influência do substrato e revestimento das ferramentas, sendo uma de cermet e duas de metal duro revestido com TiCN + TiN e TiCN + TiN + Al₂O₃, além da velocidade de corte (V_c) e avanço por aresta (f_z) sobre vida das ferramentas, mecanismos de desgaste, rugosidade da peça, forças de usinagem e desvios dimensionais e geométricos. O autor concluiu que o aumento da velocidade de corte é bem mais significativo do que o aumento do avanço sobre a diminuição da vida das ferramentas. Com todos os valores de avanço empregados, a menor velocidade de corte ($V_c = 120 \text{ m.min}^{-1}$) resultou nos maiores

valores de comprimento fresado e a maior velocidade ($V_c = 280 \text{ m.min}^{-1}$) os menores valores.

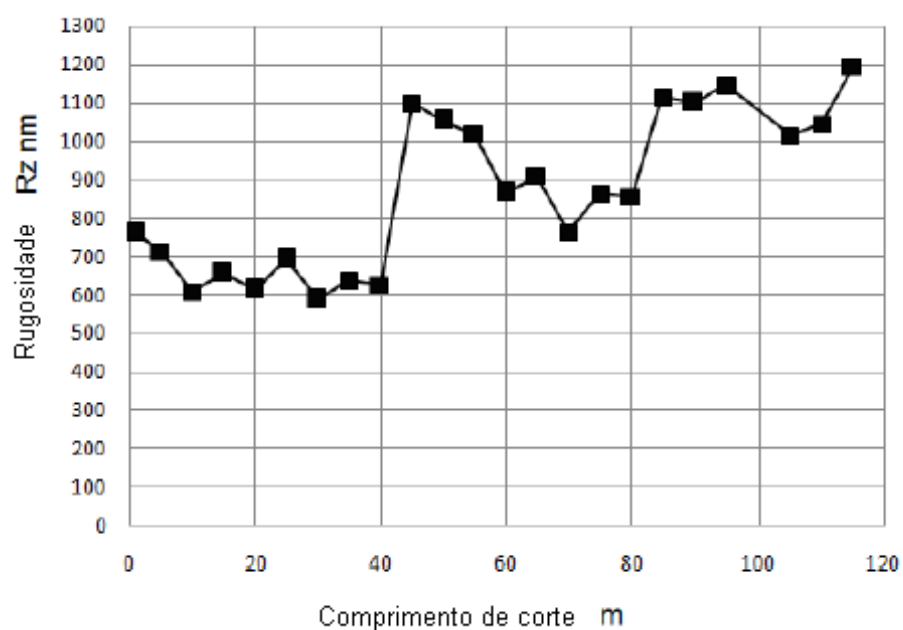


Figura 2.35 - Resultados obtidos com corte tradicional em corpo de prova não nitretado (WANG et al.; 2011)

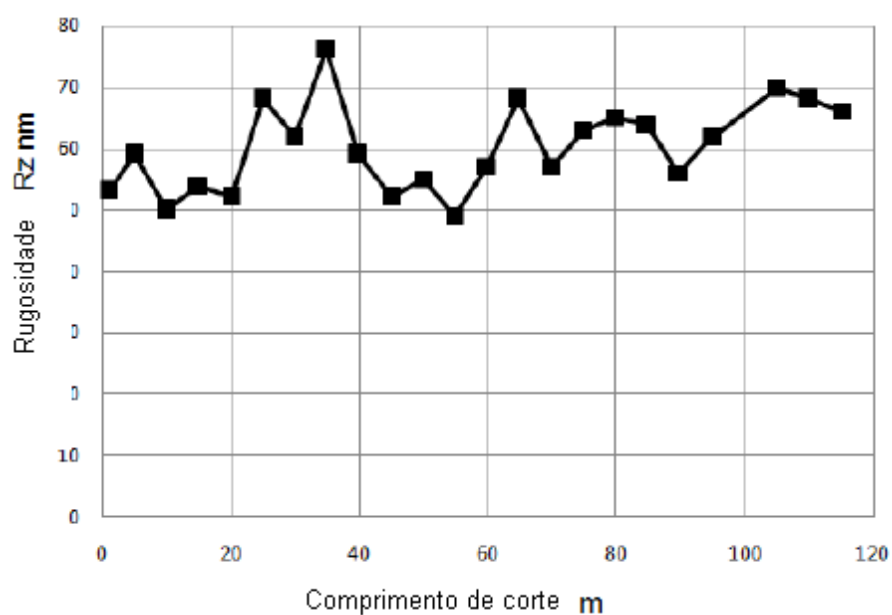


Figura 2.36 - Resultados obtidos com corte tradicional em corpo de prova nitretado (WANG et al.; 2011)

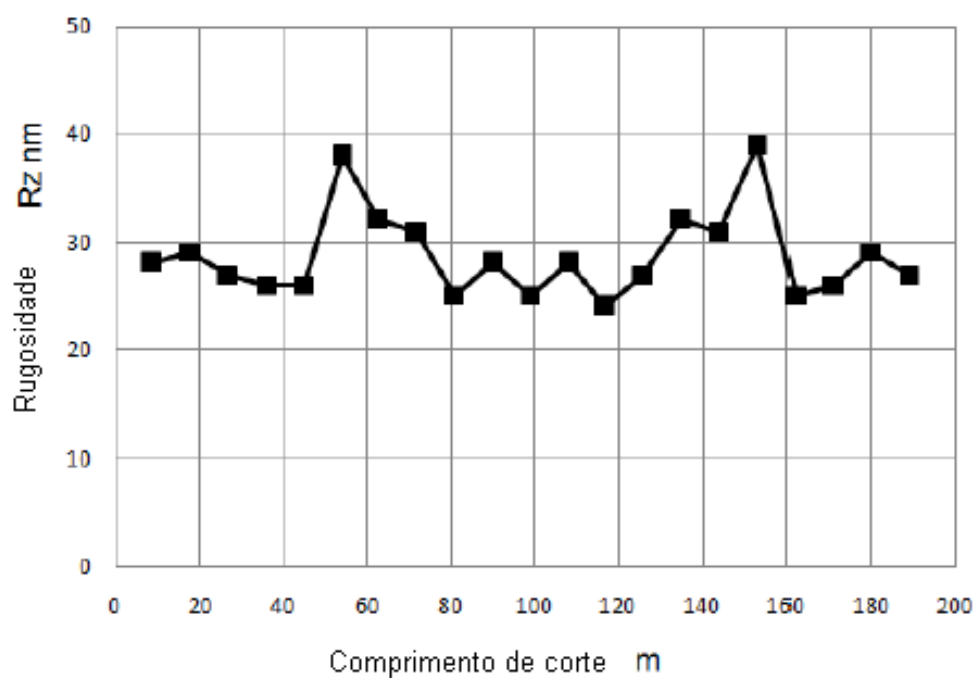


Figura 2.37 - Resultados obtidos com corte com vibração elíptica em corpo de prova não nitretado (WANG et al.; 2011)

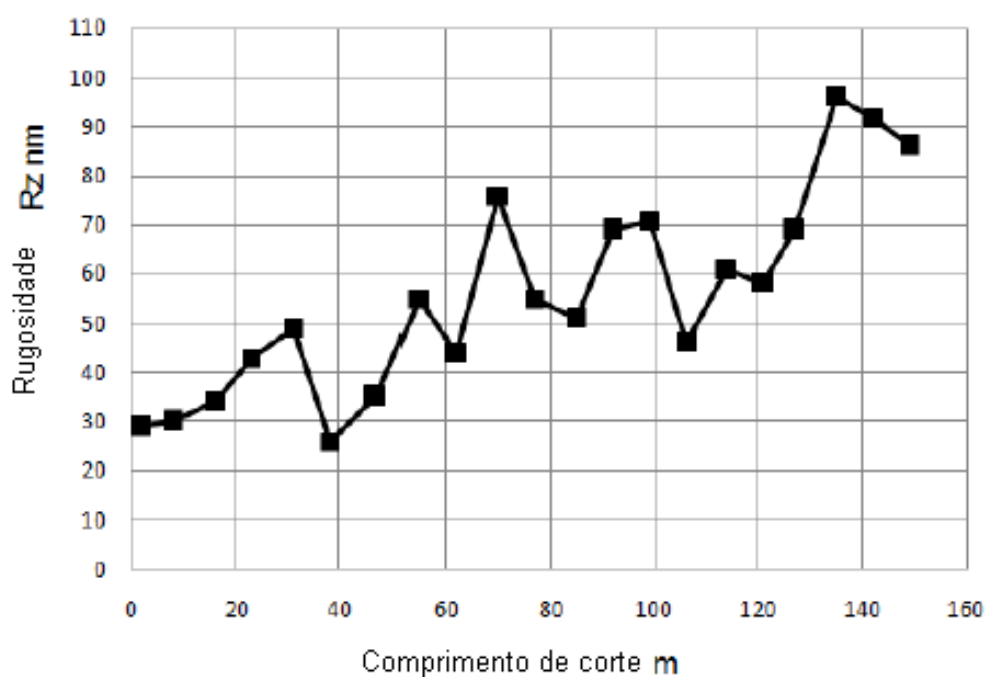


Figura 2.38 - Resultados obtidos com corte com vibração elíptica em corpo de prova nitretado (WANG et al.; 2011)

As Figuras 2.39 e 2.40 apresentam alguns dos resultados obtidos por Ribeiro (2007).

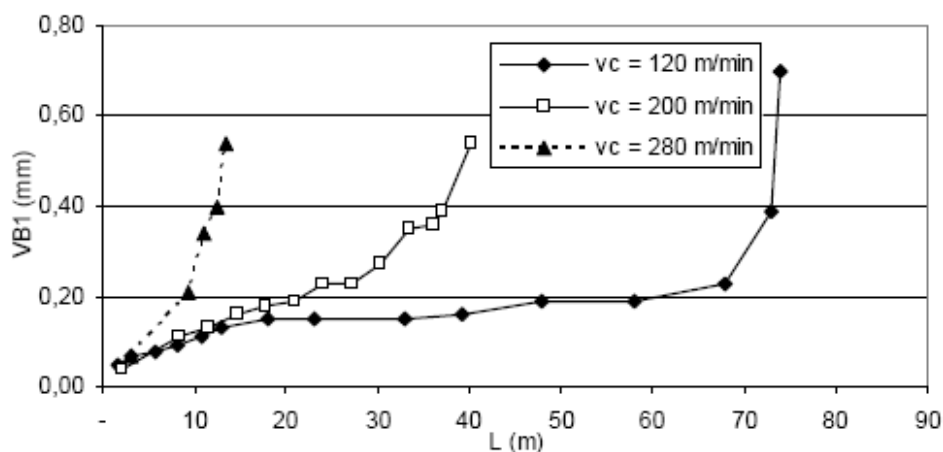


Figura 2.39 – Desgaste uniforme de flanco em função do comprimento linear fresado, para diferentes valores de V_c ($f_z = 0,10$ mm.rev⁻¹). Pastilhas classe GC1025 (RIBEIRO, 2007)

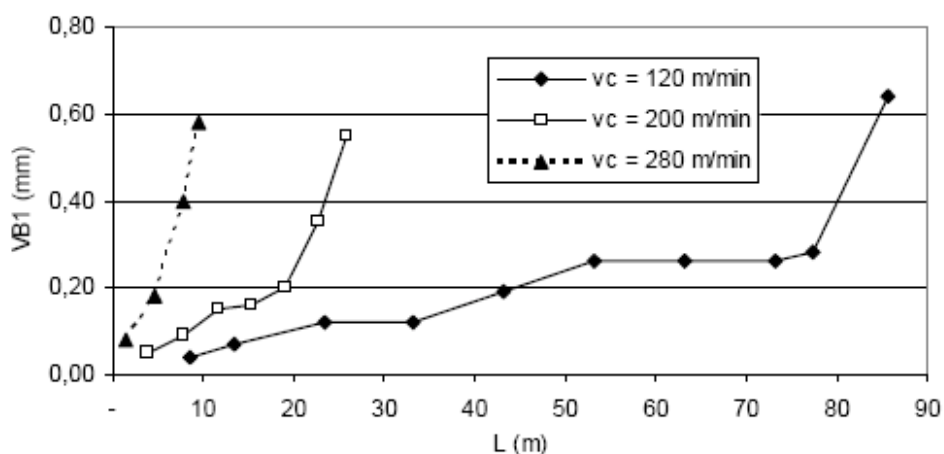


Figura 2.40 – Desgaste uniforme de flanco em função do comprimento linear fresado, para diferentes valores de V_c ($f_z = 0,20$ mm.rev⁻¹). Pastilhas classe GC1025 (RIBEIRO, 2007)

Hoseiny et al. (2011), realizaram estudos comparativos entre as microestruturas de dois tipos de aços para moldes pré-endurecidos, sendo eles o

Uddeholm Impax HH temperado e o Uddeholm Nimax endurecido por resfriamento contínuo. Os autores correlacionaram a microestrutura, observada por diferentes técnicas de microscopia, com os procedimentos de processamento industrial aos quais os materiais foram submetidos. Os resultados mostraram que o material temperado apresentou grandes quantidades de carbonetos do tipo M_3C formado dentro das placas de martensita, bem como nos contornos de grãos da austenita. Por outro lado, a microestrutura do material resfriado continuamente, consistiu de bainita de densidade muito menor com finas partículas de cementita. Ambos os materiais apresentaram dureza de 40 HRC mais ou menos constante ao longo da seção. As Figuras 2.41 e 2.42 apresentam duas das micrografias dos materiais analisados, com predominância de martensita e de bainita, respectivamente



Figura 2.41 – Micrografia óptica do Impax HH mostrando uma fina estrutura contendo martensita com a presença de alguma bainita (HOSEINY et al. ,2011)

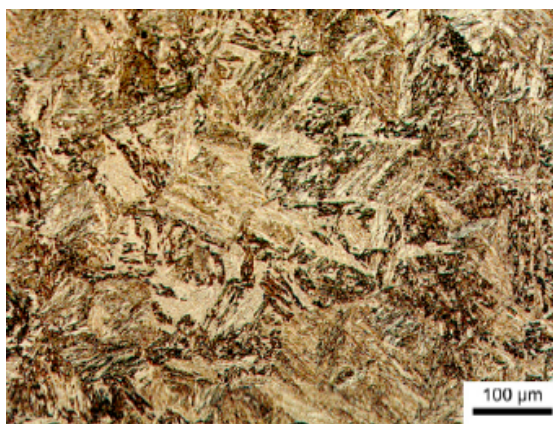


Figura 2.42 – Micrografia óptica do Nimax mostrando uma predominância de estrutura bainita (HOSEINY et al. ,2011)

Carvalho e Freitas (2005) investigaram a usinabilidade dos aços VP50IM e N2711, ambos com dureza de 40 HRC, e também o VP50IM apenas solubilizado, com dureza de 32 HRC, durante o processo de furação. A Figura 2.43 apresenta a evolução do desgaste de flanco das brocas.

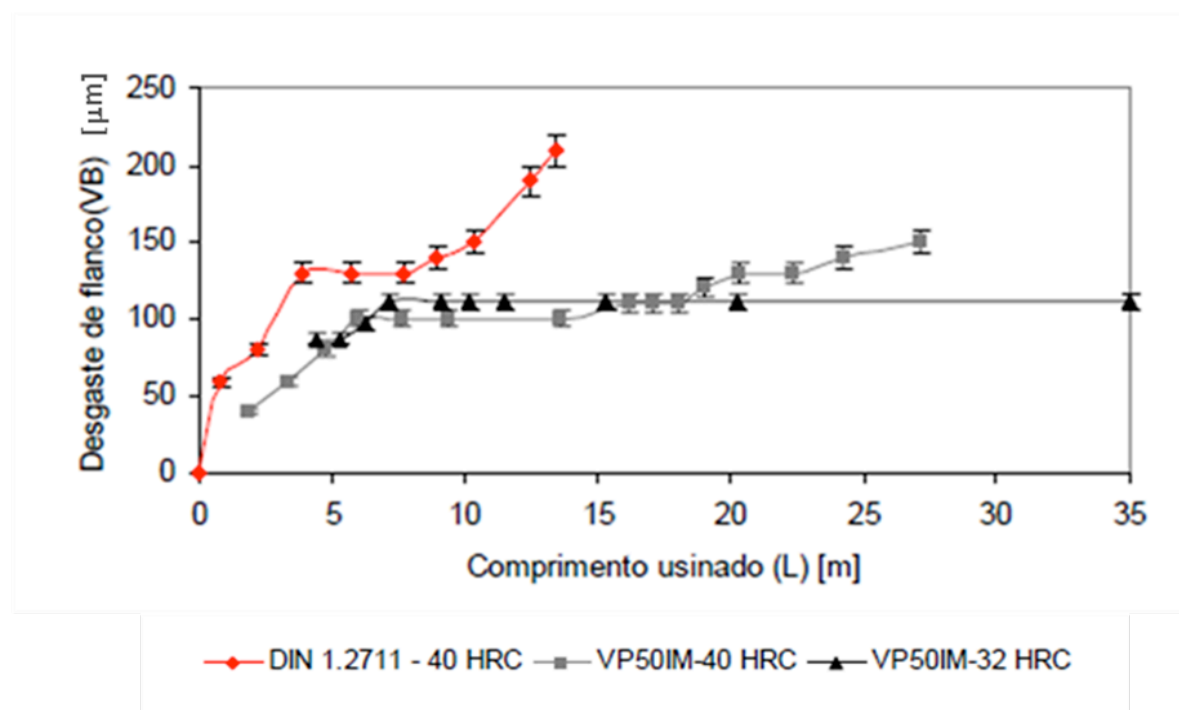


Figura 2.43 - Desgaste de flanco em função do comprimento usinado (CARVALHO; FREITAS, 2005).

Desta figura observa-se que a vida da ferramenta de corte para o aço VP50 IM com dureza de 40 HRC é significativamente maior em comparação ao aço N2711, de dureza semelhante. De acordo com os autores, esse comportamento se deve a maior presença de carbonetos do aço N2711 e a maior concentração de enxofre do aço VP50 IM. Desse modo, o efeito abrasivo do aço N2711 sobre a ferramenta de corte é substancialmente maior.

Silva et al. (2011) realizaram estudos de usinabilidade comparando o volume de material removido entre os aços VP50 IM e N2711 em operações de fresamento de topo sem a utilização de fluidos de corte. Os resultados referentes ao volume de material usinado dos dois aços utilizados são apresentados na Fig. 4.44.

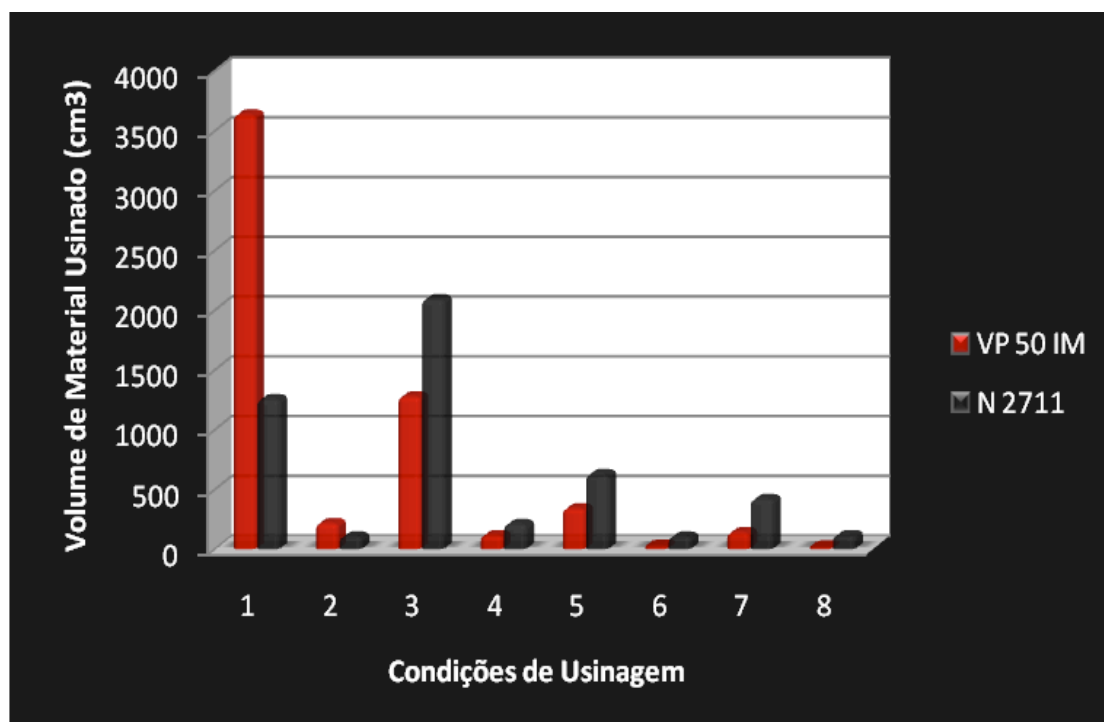


Figura 2.44 - Condições de Usinagem X Volume de material usinado (SILVA et al., 2011)

Os autores observaram que, apenas nas duas primeiras condições, onde o único parâmetro que altera é a velocidade de corte, o volume de material usinado até o fim de vida no aço VP50IM foi superior ao do aço N2711. Nessas condições fica evidente o efeito da existência em maior quantidade dos sulfetos de manganês no VP50IM do que no N2711. Segundo os autores, esses sulfetos, que possuem baixa dureza, agem de forma a lubrificar a ferramenta de corte, facilitando o corte (MESQUITA E BARBOSA, 2005). Porém, nas demais condições de corte, esse fenômeno não foi significativo. Em condições mais severas de usinagem, os dois materiais apresentaram pouca diferença em termos de quantidade de material usinado. Ainda segundo os autores, estes resultados confirmam a maior eficiência dos elementos facilitadores do corte, no caso o MnS, apenas em condições de corte baixas. Em velocidades mais altas, as altas taxas de deformações da zona de fluxo dificultam a ação lubrificante dos precipitados. Isto acontece, também com os elementos de baixo ponto de fusão que são adicionados para melhorar a usinabilidade dos metais, como o chumbo, o bismuto, o selênio e o telúrio (LUIS, 2007), (LUIS; MACHADO, 2008).

1ª Etapa dos testes de usinabilidade:
Ensaio de força no torneamento.

Microscopia
ótica e MEV
das
ferramentas.

CAPÍTULO III

EDX das amostras

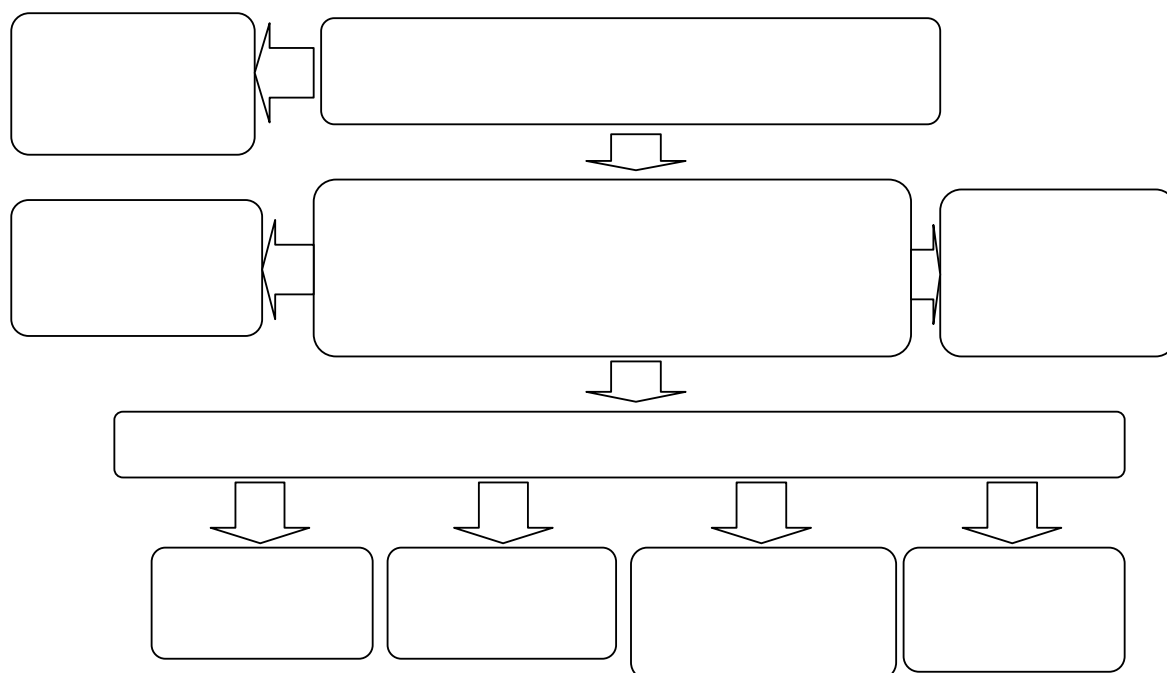


Figura 3.1 – Fluxograma das etapas experimentais do trabalho

3.1. Corpos de prova utilizados

Os corpos de prova utilizados nessa pesquisa foram confeccionados a partir de duas modalidades do aço VP100 recém lançado pela Villares Metals que tem aplicação na confecção de moldes de injeção de plástico, cujas principais características estão relatadas no tópico 2.1 por se tratarem de parte da revisão bibliográfica deste trabalho. Para os testes de torneamento foram utilizados dois tarugos do VP100, sendo um com 350 ppm de titânio, cujas dimensões são de 190 mm de comprimento e 90 mm de diâmetro, e o outro com 270 ppm de Titânio, cujas dimensões são 380 mm de comprimento e 90 mm de diâmetro . Um tarugo do aço VP20 ISO com 390 mm de comprimento e 100 mm de diâmetro foi utilizado como material de comparação por ser, atualmente, um dos mais utilizados na confecção de moldes de injeção de plástico em aplicações semelhantes às do aço VP100. A Figura 3.2 apresenta um dos tarugos do aço VP100, bem como o dinamômetro utilizado nos testes de força no torneamento.

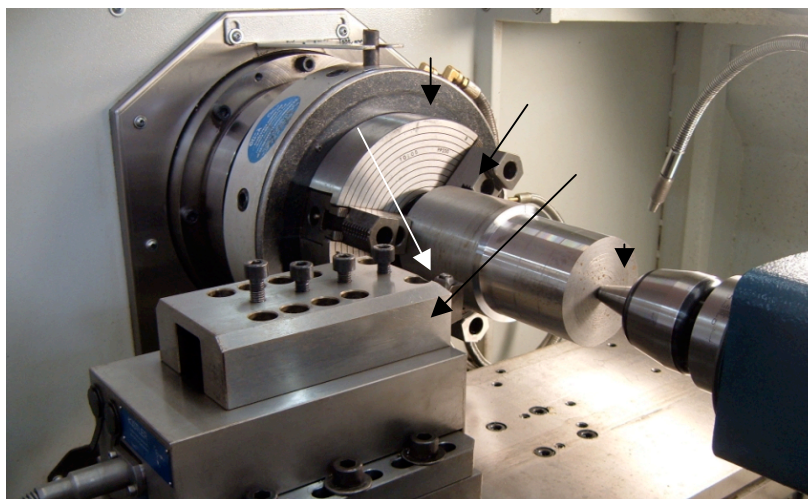


Figura 3.2 - Tarugo de VP100 e dinamômetro utilizado nos testes de força no torneamento

Nas operações de fresamento foram utilizados um bloco quadrado do aço VP20 ISO com 355 mm x 308 mm x 188 mm e dois blocos quadrados de VP100 com 270 e 350 ppm de titânio, cujas dimensões são de 203 mm x 203 mm x 184 mm

conforme ilustrado na Fig. 3.3. A composição química dos aços é apresentada na Tab. 3.1.



Figura 3.3 - Bloco de VP100 com 350 ppm de titânio, utilizados nos ensaios de fresamento

Tabela 3.1 - Composição química dos aços estudados

Material	C	Mn	Cr	Mo	Ni	Si	Al	Cu	Ti	N	S	V
VP20 ISO	0,36	1,60	1,80	0,20	0,80	0,30	—	—	—	—	0,003	—
VP100 270	0,21	1,92	0,57	0,22	0,4	0,42	0,013	0,04	0,027	0,0065	0,003	0,15
VP100 350	0,23	1,81	0,6	0,23	0,42	0,39	0,01	0,07	0,035	0,011	0,0028	0,14

3.2. Ferramentas utilizadas

Para os ensaios de torneamento as ferramentas utilizadas foram insertos de metal duro com especificação ISO SNMG 120404 – PM 4235 e suporte com especificação DSBNR 2525 M 12, ambos fornecidos pela Sandvik Coromant. A Figura 3.4 apresenta tal ferramenta.

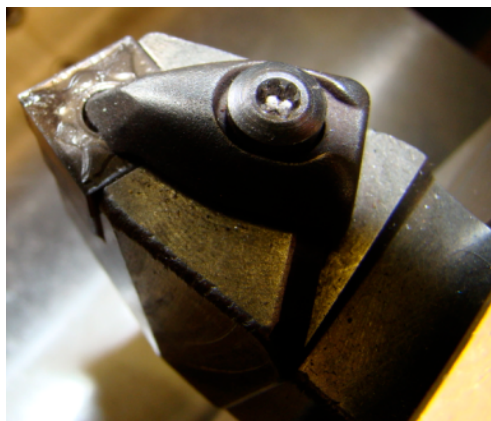


Figura 3.4 - Ferramenta utilizada nos testes de força no torneamento

Já para as operações de fresamento, utilizou-se insertos de metal duro revestido KC725M da Kennametal, com uma camada tripla de TiN, TiCN e TiN, depositada pelo método PVD, montadas em uma fresa de topo haste weldon 32A03F039B32SSP10G com três pastilhas, também da Kennametal, conforme apresentado na Fig. 3.5. Em ambos os casos, os testes foram realizados a seco.

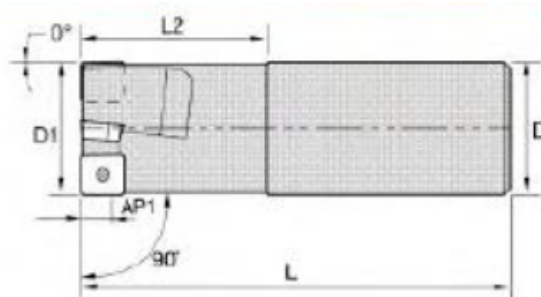


Figura 3.5 - Fresa de topo utilizada nos ensaios de fresamento com $D1 = 32 \text{ mm}$ e $L = 100 \text{ mm}$

3.3. Máquinas-ferramenta utilizadas

Os ensaios de força de usinagem foram realizados em um torno Multiplic 35D CNC GE FANUC marca ROMI com faixa de rotação de 3 a 3000 rpm e potência de 15 cv. Já os ensaios de fresamento, foram realizados em um Centro de Usinagem Discovery 760 CNC SIEMENS 810D, também da marca ROMI, com faixa de rotação de 7 à 7000 rpm e 15 cv de potência. A Figura 3.6 apresenta esses equipamentos.