

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

MON
621
5586i
TESISEM

**INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO CRIOGÊNICO NO
DESEMPENHO DE FERRAMENTAS DE AÇO RÁPIDO**

Dissertação apresentada
à Universidade Federal de Uberlândia por

FLÁVIO JOSÉ DA SILVA

Como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Álisson Rocha Machado – Orientador (UFU)
Prof. Dr. Sinésio Domingues Franco (UFU)
Prof. Dr. José Roberto Tavares Branco (CETEC-MG)
Eng.º. Antônio Maria de Souza Júnior (FIAT Automóveis S. A.)

SISBI/UFU



1000196826

Uberlândia, 10 de Dezembro de 1999



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
COORDENAÇÃO DO CURSO DE PÓS GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA MECÂNICA
Av . João Naves de Ávila 2160 Campus Santa Mônica Uberlândia - MG 38408-100
Fone: 0XX342394149- FAX: 0 XX342394282

ALUNO: Flávio José da Silva

NÚMERO DE MATRÍCULA: 5972623-4

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: Materiais e Processos de Fabricação

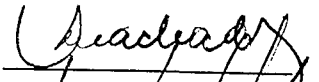

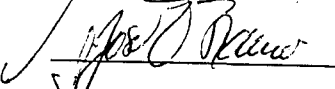
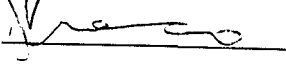
PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA: NÍVEL MESTRADO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO:

Influência do Tratamento Criogênico no Desempenho de Ferramentas de Aço Rápido

ORIENTADOR: Prof. Dr. Álisson Rocha Machado

A Dissertação foi APROVADA em reunião pública, realizada no Anfiteatro da Biblioteca do Campus Santa Mônica, em 10 de dezembro de 1999, as 8 h 30 min , com a seguinte Banca Examinadora:

NOME		ASSINATURA
Álisson Rocha Machado, Prof. Dr.	UFU	
Antonio Maria de Souza Júnior, Eng ^o	FIAT	
José Roberto Tavares Branco, Prof. Dr.	CETEC	
Sinésio Domingues Franco, Prof. Dr.	UFU	

Uberlândia, 10 de dezembro de 1999.

*Aos meus pais, José Daniel
e Maria de Jesus,
meus irmãos,
Jesus, Marina, Rosa, Guilherme,
Paulo, Fernando
a Lourdinha e Dadá
a meus Tios Ribamar e Luiza,
a toda minha família e amigos,
e em especial a Deus por ter me dado
o direito e a felicidade de viver.*

AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr Álisson Rocha Machado, pelo apoio, confiança e orientação no trabalho. Aos colegas do Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem (LEPU), Alexandre Martins, Anderson Clayton, André Luis Beloni, Júlio Cesar Milan, Sandro Cardoso, Walter Gennari, Wisley Falco Sales, Márcio Bacci e ao técnico Reginaldo Ferreira e ao mestre Alexandre Araújo pelo apoio e amizade.

Ao Júlio Cesar Milan por me ajudar com a confecção dos desenhos em CAD.

À FIAT Automóveis S.A. pela parceria na realização deste trabalho. Ao engenheiro Antônio Maria de Souza Júnior, ao técnico Roney G. Gonçalves e demais companheiros do departamento, pelo apoio técnico e ajuda indispensável para a realização dos testes. Aos engenheiros Marcelo M. C. Espíndola e Vagner V. D. Lopes do departamento metalúrgico da Fiat pela valiosa colaboração durante as medições dos desgastes das ferramentas.

A Janete A. Fernandes e Marta F. Q. Lima da secretaria do curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica UFU por toda ajuda e carinho que me deram durante o curso.

Ao alunos de iniciação científica Edmundo Dias, Jorge Sereno, Bergson Merchiorato, Fabiano de Andrade e Edvon Alves Cordeiro.

A toda equipe do Laboratório de Tribologia e Materiais (LTM) da UFU pelo apoio, e em especial, ao prof. Dr Sinésio Domingues pela contribuição dada ao trabalho e atenção dispensada.

A todos os técnicos da Oficina Mecânica pela ajuda indispensável e demais amigos dos laboratórios de Soldagem, Usinagem não tradicional, Térmica e Dinâmica.

A todos aqueles que fizeram parte do tempo em que vivi na Republica Jurassic: os amigos Hélio Cordeiro, Alexandre Carlos, Anderson Clayton, Fábio Carvajal, Sandro Metrevele, Francisco Aurilo e Marcelo Braga e Maria.da Conceição, e àqueles que, hoje convivem comigo, em especial Dona Teresinha e todos os amigos do pensionato.

A Cryo Quality, em especial ao Eng. químico Edson Monteiro, pelo realização do tratamento criogênico e colaboração no trabalho.

A Villares S/A, em especial ao Eng. Celso Antonio Barbosa, pela realização das análises microestruturais.

Ao convênio CAPES, pelo apoio financeiro.

E finalmente a todos aqueles que diretamente ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho.

SUMÁRIO

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO	1
------------	---

CAPITULO II

REVISÃO BIBLIOGRAFICA	5
2.1 FERRAMENTAS DE AÇO-RÁPIDO	5
2.1.1 Evolução do aço-rápido	5
2.1.2 Classificação dos aços-rápidos	6
2.1.3 Influência dos elementos de liga nas propriedades do aço-rápido	8
2.1.4 Ferramentas de aço-rápido revestidas	10
2.1.5 Ferramentas de aço-rápido fabricadas pela metalurgia do pó	11
2.2 TRATAMENTO TÉRMICO DE FERRAMENTAS	12
2.2.1 Diagrama de equilíbrio ferro-carbono	13
2.2.2 Transformação da austenita	14
2.2.3 Transformação martensítica	17
2.2.4 Revenimento	20
2.2.5 Distorções durante o tratamento térmico dos aços	23
2.3 TRATAMENTO CRIOGÊNICO	25
2.3.1 Variações dos tipos de tratamentos criogênicos	26
2.3.2 Mecanismos propostos para as mudanças ocorridas com o tratamento criogênico	30
2.3.3 Propriedades influenciadas pelo tratamento criogênico	36
2.4 VIDA E DESGASTE DAS FERRAMENTAS DE CORTE	41
2.4.1 Vida da ferramenta	41
2.4.2 Desgaste das ferramentas	44
2.4.3 Formas de desgaste	44
2.4.4 Mecanismos de desgaste	45

CAPÍTULO III

PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	49
3.1 FERRAMENTAS UTILIZADAS	50
3.2 TRATAMENTO CRIOGÊNICO	51
3.3 TESTES DE LABORATÓRIO	52
3.3.1 Análise microestrutural	52
3.3.2 Ferramentas de barras	52
3.3.3 Brocas helicoidais	55
3.3.4 Fresas de topo	59
3.4 TESTES NO CHÃO DE FÁBRICA	60
3.4.1 Fresas de perfil	61
3.4.2 Brocas de centro	63

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES	65
4.1 TESTES DE LABORATÓRIO	65
4.1.1 Análise Microestrutural	65
4.1.2 Ferramentas de barras	67
4.1.3 Brocas helicoidail	70
4.1.4 Fresa de topo	84
4.2 TESTES DE CHÃO DE FÁBRICA	87
4.2.1 Fresa de perfil	87
4.2.2 Brocas de centro	93
4.3 SUMÁRIO DOS PRINCIPAIS RESULTADOS	97

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES	99
------------	----

CAPÍTULO VI

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	101
----------------------------------	-----

CAPÍTULO VII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	103
7.1 Referências Citadas	103
7.2 Referências Complementares	107

CAPÍTULO VIII

ANEXOS	109
ANEXO 1	109
8.1 Determinação da austenita retida pelo método de comparação direta	109
8.2 Desenho de ferramentas	111
ANEXO 2	123
8.3 Tabelas de dados (Desgaste X número de furos)	123
8.4 Tabelas de dados (Potência X número de furos)	126

LISTA DE SÍMBOLOS

SÍMBOLOS

- γ_o ≡ ângulo de saída
- α_o ≡ ângulo de folga
- ϵ_r ≡ ângulo de ponta
- χ_r ≡ ângulo de posição
- λ_s ≡ ângulo de inclinação
- A_p = profundidade de corte
- f ≡ avanço [mm/volta]
- f ≡ fração volumétrica
- f_z ≡ avanço por dente [mm/dente]
- HSS ≡ aço-rápido
- HV ≡ dureza Vickers
- K ≡ constante
- KT = profundidade de cratera
- LD ≡ lado direito
- LE ≡ lado esquerdo
- M_f ≡ temperatura final de transformação austenita-martensita
- M_i ≡ temperatura início de transformação austenita-martensita
- n ≡ rotação [rpm]
- PM ≡ metalurgia do pó
- R_a ≡ rugosidade aritmética média [μm]
- VB_B ≡ desgaste de flanco médio
- $VB_{B\text{máx}}$ ≡ desgaste de flanco máximo
- V_c ≡ velocidade de corte [m/min]
- v_f ≡ velocidade de avanço [mm/min]

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Diagrama de equilíbrio ferro-carbono : α , ferrita ; γ , austenita; δ , ferrita; Fe ₃ C, cementita (De Garmo et al., 1988).....	13
Figura 2.2 – Diagrama de fases ferro-carbono simplificado (De Garmo et al., 1988).....	15
Figura 2.3 – Diagrama TTT e CCT para um aço de composição eutetóide, mostrando curvas de resfriamento e as estruturas resultantes (De Garmo et al., 1988).....	16
Figura 2.4 – Tipo de estrutura da martensita em função do teor de carbono do aço (Chiaverini, 1987).....	17
Figura 2.5 – Influência do teor de carbono na temperatura de início e final de formação da martensita (Reasbeck, 1989).....	18
Figura 2.6 – Representação esquemática da formação do reticulado tetragonal característico da martensita (Chiavreini, 1987).....	21
Figura 2.7 – Diagrama esquemático representativo das operações de têmpera e revenido (Chiaveirine, 1987).....	21
Figura 2.8 – Efeito da temperatura de revenido na dureza do aço-rápido temperado em diferentes temperaturas (Ferraresi, 1977)	22
Figura 2.9 – Dureza secundária dos aços-rápidos: a)-efeitos individuais; b)-combinação de efeitos.....	22
Figura 2.10 – Célula de resfriamento utilizada por Gulyaev (1937).....	27
Figura 2.11 – (a) Processo de tratamento Cryotough com nitrogênio líquido a -196 °C (Taylor, 1978), (b) Típico processador criogênico [http://www.dspcryo.com].....	28
Figura 2.12 – (a) sistema de banho em nitrogênio líquido do processo NBP, (b) carga de aço AISI H13 depois do banho, sobre um ventilador para aquecimento a temperatura ambiente (Kamody, 1999).....	29
Figura 2.13 – Micrografias feitas por microscópio eletrônico de transmissão para o aço M2 em diferentes ciclos de tratamentos térmicos (TC = Tratamento Criogênico), Yun et. al. (1998).....	35
Figura 2.14 – Efeito da temperatura criogênica, (a) na dureza, (b) na tenacidade, do aço ferramenta D2 depois de austenitizado a varias temperaturas. Todas as amostras tratadas criogenicamente foram revenidas a 200 °C (Collins e Dormer, 1997).....	38

Figura 2.15 – (a) Efeito da temperatura criogênica no número de carbonetos (b) Efeito do tempo à temperatura criogênica no número de carbonetos. Todas as amostras tratadas criogenicamente foram revenidas a 200 °C (Collins e Dormer, 1997).....	39
Figura 2.16 – (a) Efeito da temperatura criogênica na taxa de desgaste (b) Efeito do tempo à temperatura criogênica na taxa de desgaste. Todas as amostras tratadas criogenicamente foram revenidas a 200 °C (Collins e Dormer, 1997).....	40
Figura 2.17 – Determinação da curva de vida da ferramenta. $T \times V_c$ a) curvas auxiliares de desgaste em função do tempo de usinagem, b) curva de vida da ferramenta para $V_B=0,8$ mm (Ferraresi, 1977).....	42
Figura 2.18 – Representação em escalas logarítmicas da curva de vida da ferramenta (Ferraresi, 1977).....	43
Figura 2.19 – Principais áreas de desgaste de uma ferramenta de corte (Dearnley e Trent, 1982).....	44
Figura 2.20 – Mecanismos de desgaste ativos durante a usinagem (Weinert e Meister, 1998).....	46
Figura 3.1 – Fluxograma com resumo dos testes realizados.....	49
Figura 3.2 – Tipos de ferramentas testadas.....	50
Figura 3.3 – Tipos de ferramentas testadas.....	51
Figura 3.4 – Detalhes do teste de Faceamento rápido de Brandsma.....	53
Figura 3.5 – Abrasômetro e detalhe do teste.....	54
Figura 3.6 – Fresadora CNC utilizada nos ensaios.....	55
Figura 3.7 – Sistema de aquisição de potência (Milan, 1999).....	56
Figura 3.8 – Microscópio ferramenteiro (Milan, 1999).....	57
Figura 3.9 – Direção de aplicação do fluido contra a broca (Sales, 1999).....	57
Figura 3.10 – Características da broca desgastada (Söderberg e Vingsbo, 1981).....	59
Figura 3.11 – Fresamento de topo.....	60
Figura 3.12 – Perfil dos dentes da engrenagem usinado pela fresa direita e fresa esquerda.....	61
Figura 3.13 – Acabamento superficial do perfil das engrenagens.....	62
Figura 4.1 – Gráficos de resultado do teste de faceamento.....	67
Figura 4.2 – Taxa de desgaste abrasivo a dois corpos com lixa 600 e 80 mesh de Al_2O_3 para as amostras tratada e não tratada.....	68
Figura 4.3 – Superfícies de desgaste típicas das amostras, (a) tratada e (b) não tratada, após ensaios de desgaste abrasivo (dois corpos), lixa de Al_2O_3 , 80 mesh..	69

Figura 4.4 – Desgaste de flanco - Broca 7.5 mm; v_c 30 [m/min]; f 0.11 [mm/rev].....	70
Figura 4.5 – Potência - Broca 7.5 mm; v_c 30 [m/min]; f 0.11 [mm/rev].....	71
Figura 4.6 – Desgaste de flanco - Broca 7.5 mm; v_c 35 [m/min]; f 0.11 [mm/rev].....	72
Figura 4.7 – Potência - Broca 7.5 mm; v_c 35 [m/min]; f 0.11 [mm/rev].	72
Figura 4.8 – Falha catastrófica apresentada pela broca tratada criogenicamente (91 furos); $v_c=$ 35 [m/min]; $f=$ 0.11[mm/rev].....	73
Figura 4.9 – Desgaste de flanco - Broca 7.5 mm; v_c 40 [m/min]; f 0.11 [mm/rev].....	73
Figura 4.10 – Potência - Broca 7.5 mm; v_c 45 [m/min]; f 0.11 [mm/rev].....	74
Figura 4.11 – Desgaste da aresta de corte da broca 7.5 mm; $v_c=$ 40 [m/min]; $f=$ 0.11 [mm/rev].....	74
Figura 4.12 – Número de furos para critério de vida de falha catastrófica.....	75
Figura 4.13 – Número de furos para critérios de vida de desgaste de flanco $VB_B=$ 0.3 mm $VB_{Bmáx} =$ 0.7 mm e falha catastrófica.....	76
Figura 4.14 – Desgaste de flanco - Broca 10 mm; v_c 10 [m/min]; f 0.13 [mm/rev].....	77
Figura 4.15 – Potência - Broca 10 mm; v_c 10 [m/min]; f 0.13 [mm/rev].....	77
Figura 4.16 – Arestas de corte e pontas das brocas 10 mm; $v_c=$ 10[m/min]; $f=$ 0.13[mm/rev].....	78
Figura 4.17 – Detalhe (E) da Figura 4.16 (d).....	78
Figura 4.18 – Desgaste de flanco - Broca 10 mm; v_c 20 [m/min]; f 0.13 [mm/rev].....	79
Figura 4.19 – Potência - Broca 10 mm; v_c 20 [m/min]; f 0.13 [mm/rev].....	80
Figura 4.20 – Desgaste de flanco - Broca 10 mm; v_c 40 [m/min]; f 0.13 [mm/rev].....	80
Figura 4.21 – Potência - Broca 10 mm; v_c 40 [m/min]; f 0.13 [mm/rev].....	81
Figura 4.22 – Numero de furos para critérios de vida de desgaste de flanco máximo $VB_{Bmáx}=$ 0.7 mm, falha catastrófica e limite de 144 furos.....	82
Figura 4.23 – Potência média consumida brocas 7.5 e 10 mm de diâmetro.....	82
Figura 4.24 – Curva de desgaste para o fresamento de topo $v_c=$ 25m/min.....	84
Figura 4.25 – Potência média para o fresamento de topo $v_c=$ 25m/min.....	85
Figura 4.26 – Curva de desgaste para o fresamento de topo $v_c=$ 30 m/min.....	86
Figura 4.27 – Potência média para o fresamento de topo $v_c=$ 30 m/min.....	86
Figura 4.28 – (a) Desgaste das fresas com afiação original (200 peças); (b) Rugosidade das superfícies dos dentes da engrenagem lado esquerdo (LE) e lado direito (LD).....	88
Figura 4.29 – Arestas de corte das fresas direita após usinar 200 peças.....	89
Figura 4.30 – Detalhe A da Figura 4.28 (aresta de corte fresa direita não tratada com 200 peças produzidas).....	89

Figura 4.31 – (a) Desgaste das fresas com reafiação (140 peças); (b) Rugosidade das superfícies dos dentes da engrenagem lado esquerdo elado direito.....	90
Figura 4.32 – Arestas de corte das fresas reafiadas esquerda após testes com 140 peças.....	91
Figura 4.33 – Média de peças feitas em um total de quatro reafiações adotando o critério de fim de vida a presença de rebarbas.....	92
Figura 4.34 – Determinação do desgaste VB_B necessário para que se atinja o substrato da fresa de perfil usando desenho em escala feito em CAD.....	92
Figura 4.35 – Desgaste de flanco médio e máximo para brocas de aço-rápido sinterizado.....	93
Figura 4.36 – Desgaste das brocas de centro de aço-rápido sinterizado (a) Desgaste de flanco médio e máximo (b) Desgaste por número de peças.....	94
Figura 4.37 – Desgaste de flanco médio e máximo para brocas de aço-rápido M2 (dentes 1 e 2).....	95
Figura 4.38 – Brocas de centro aço-rápido M2.....	96

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Classificação dos aços-rápidos segundo a AISI.....	7
Tabela 2.2 – Máxima dureza obtida no grupo M (Metals HandBook, 1990).....	8
Tabela 2.3 – Formas alotrópicas do ferro.....	14
Tabela 2.4 – Efeito da adição dos elementos de liga na temperatura M_i e austenita retida em aço 1% C (Roberts et al.,1980).....	19
Tabela 2.5 – Microconstituintes em vários aços ferramentas após temperados (Zamborsky,1986).....	19
Tabela 2.6 – Ciclos de tratamentos térmicos estudados por Alexandru et al. (1990).....	31
Tabela 2.7 – Ciclos de tratamentos térmicos estudados para o aço-rápido T15 (Yen e Kamody,1997).....	33
Tabela 2.8 – Ciclos de tratamentos térmicos estudados para o aço-rápido M2 (Yun et al., 1998).....	34
Tabela 4.1 – Percentual de austenita retida das ferramentas.....	65
Tabela 4.2 – Resultado de dureza das ferramentas.....	67
Tabela 4.3 – Número de furos para critério de vida $VB_B = 0.3\text{mm}$, $BB_{\text{máx}} = 0.7\text{mm}$ e falha catastrófica.....	75
Tabela 4.4 – Número de furos para critério de vida $VB_B = 0.3\text{mm}$, $VB_B_{\text{máx}} = 0.7\text{mm}$ e falha catastrófica e limite de 144 furos realizados.....	81
Tabela 4.5 – Sumário dos principais resultados.....	97

Silva, F. J, 1999 – “Influência do Tratamento Criogênico no Desempenho de Ferramentas de Aço-Rápido”, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG

RESUMO

Este trabalho teve como objetivo verificar o efeito do tratamento criogênico no desempenho de ferramentas de aço-rápido M2. Uma das etapas do ciclo de tratamento criogênico consiste de exposição da ferramenta a uma atmosfera de nitrogênio líquido em temperaturas de aproximadamente $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ por um determinado período de tempo. Após a realização do tratamento criogênico, o material tem sua microestrutura alterada em dois aspectos: menor percentual de austenita retida e a presença de finos carbonetos precipitados provenientes do revenimento da martensita. Foram realizados testes específicos de usinagem em laboratório e na linha de produção de uma indústria de autopeças. Os resultados de usinagem mostraram vantagens para as ferramentas tratadas em alguns testes. Os testes de faceamento rápido mostraram aumento significativo de até 44% no desempenho das ferramentas tratadas criogenicamente. Os testes feitos na furação do aço ABNT 8640 com brocas helicoidais de aço-rápido tratadas criogenicamente mostraram aumento na vida da ferramentas de 60 a 343%, principalmente quando o critério de vida considerado foi a falha catastrófica. Os testes no processo de fresamento com fresas de topo praticamente não apresentaram mudanças no desempenho das ferramentas tratadas com relação às não tratadas criogenicamente. Os testes no chão de fábrica com fresas de perfil revestidas com TiN apresentaram uma diminuição no desempenho das ferramentas depois de submetidas ao tratamento criogênico. Testes com brocas de centro de aço rápido sinterizado e não sinterizado não apresentaram mudanças sensíveis no desempenho com o efeito do tratamento criogênico. Também foram feitos testes de resistência ao desgaste e análises microestruturais para ajudar explicar os resultados encontrados nos testes de usinagem. Foi observado que, praticamente, não teve alteração no percentual de austenita retida e na dureza com o tratamento criogênico. O aumento no desempenho de ferramentas tratadas criogenicamente com relação às ferramentas sem este tipo de tratamento foi atribuído à presença de finos carbonetos que surgem durante o ciclo de tratamento criogênico. Neste trabalho, para as condições de testes aplicadas, não foi observado alterações na taxa de desgaste abrasivo a dois corpos depois do tratamento criogênico.

Palavras-chave

Aço rápido. Tratamento criogênico. Vida de ferramenta. Furação. Fresamento. Desgaste abrasivo

Silva, F.J., 1999 – “Effect of Cryogenic Treatment on the Performance of High Speed Cutting Tools”, Master Dissertation, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG.

ABSTRACT

The performance of cutting tools of high speed steel tools ABNT M2 cryogenic treated is studied in this work. The cryogenic treatment consists of submitting the tools to temperatures of $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ using vapour of nitrogen. As a result there will be less residual austenite and precipitation of very fine carbides. Machining tests were carried out in laboratory and in the production line of an automotive industry. The treated tools gave better results than untreated tools for some machining tests. The life of treated tools had an increase of about 44 % in rapid facing tests. The treatment also increases tool life from 60 to 343 % when drilling ABNT 8640 steel, mainly when the end life criterion used is catastrophic rupture of the tool. No effect of cryogenic treatment in the tools performance was observed in face milling operations. Milling tests in the production line revealed that the treatment is detrimental to the life of TiN coated tools. It was also observed no effect when machining with center drills. Pin on disc wear tests and microstructure analysis were also carried out to support the results from the machining tests. The results shown that the cryogenic treatment do not change neither the percentage of residual austenite nor the tool hardness. The improvement of the wear resistance in some tests can be attributed to the precipitation fine carbides.

Key words

High speed steel . Cryogenic treatment . Tool life . Drilling . Milling . Abrasive wear .

Capítulo I

INTRODUÇÃO

A tecnologia de usinagem capaz de gerar maior produtividade e qualidade com menor custo é cada vez mais requerida nos campos da manufatura. O uso de maiores velocidades de corte e avanços é uma alternativa para a obtenção de maior produtividade por proporcionar uma redução do tempo de horas trabalhadas por peça. Por outro lado, condições de corte mais severas também levam a uma diminuição na vida da ferramenta pelo aumento do desgaste da mesma. Desta forma, as ferramentas de corte constituem objeto de estudo na busca para obter materiais cada vez mais resistentes e, assim, garantir maior produtividade. Tomando-se como princípio a idéia do constante aperfeiçoamento, as ferramentas de corte sofreram uma grande evolução durante a história. Segundo Ferraresi, a ferramenta foi um dos primeiros instrumentos a ser utilizado pelo homem desde a pré-histórica. Primeiro de madeira e osso, depois de pedra, metal, e hoje, de uma grande variedade de tipos de materiais, os quais, em geral, apresentam excelentes propriedades, principalmente, dureza, tenacidade, inércia química e resistência ao desgaste. As máquinas-ferramentas também tiveram uma grande evolução nos últimos tempos, tendo um papel muito importante no desenvolvimento de novas ferramentas e para o aumento da produtividade.

O tratamento criogênico surge neste contexto como uma alternativa para o aumento da produtividade e redução dos custos, através da possibilidade do aumento da vida da ferramenta. Dentre os processo de têmpera criogênica, um deles consiste de um tratamento térmico a seco no qual a ferramenta é resfriada suavemente a -196°C e mantida nesta temperatura de 20 a 60 horas. Após este período, a temperatura é elevada a $+196^{\circ}\text{C}$ e suavemente resfriada até a temperatura ambiente. Mudanças microestruturais no material da ferramenta são atribuídas ao tratamento criogênico. A transformação da austenita retida, normalmente presente nos aços-ferramentas, em martensita e a precipitação de microcarbonetos são tidos como os principais mecanismos responsáveis pelo aumento da resistência das ferramentas tratadas criogenicamente, sendo o último considerado o de maior influência para o ganho de resistência ao desgaste (maior vida) pelas ferramentas de corte de aço-rápido (Yun et al., 1998).

Alguns questionamentos podem ser feitos : como ocorrem estas mudanças na estrutura do material das ferramentas, como estas mudanças podem agir para o aumento da resistência ao desgaste e da vida das ferramentas de corte, o tratamento é sempre eficiente e ainda, as condições de corte podem influenciar nos resultados?. Para responder estas perguntas exige-se

um melhor entendimento sobre o tratamento criogênico, para assim garantir maior eficiência na aplicação desta técnica.

Apesar deste tipo de tratamento já ser usado nos EUA por algumas empresas e os resultados obtidos nestas aplicações terem sido bastante satisfatórios, no Brasil muito pouco ou quase nada tem sido explorado sobre este assunto.

As primeiras aplicações desta técnica no Brasil estão sendo implementadas pela Cryo Quality Ltda, a qual vem tentando difundir o uso do tratamento criogênico em alguns setores da indústria metal-mecânica, como uma alternativa para melhorar o desempenho de ferramentas de corte, matrizes, facas de guilhotina, estampos, entre outros, normalmente de aço-rápido.

Um fator de motivação para a realização deste trabalho foi a oportunidade de integrar a Universidade e a Empresa, buscando soluções para problemas, desenvolvendo novas tecnologias e trocando conhecimentos. A competitividade e a busca pela qualidade dos produtos faz com que, cada vez mais, as empresas busquem melhorias de seus processos produtivos através do uso de novas tecnologias. Neste trabalho teve-se a participação de uma indústria automobilística, a FIAT Automóveis S/A, além da Cryo Quality Ltda, prestadora de serviços em tratamentos criogênicos, e a Universidade. O objetivo foi estudar o desempenho de ferramentas de corte de aço-rápido, depois de submetidas ao tratamento criogênico, aplicadas na linha de produção de peças automotivas, comparando com ferramentas que sofreram apenas tratamentos térmicos convencionais.

Por se tratar de uma investigação totalmente experimental, os ensaios foram divididos em duas etapas. Na primeira foram realizados testes em laboratório, seguindo metodologias apropriadas no processo de torneamento, furação e fresamento de topo, além de testes específicos de resistência ao desgaste. Uma segunda etapa foi feita na linha de produção da indústria automobilística nos processos de furação e fresamento. Estes testes sempre objetivaram comparar o desempenho de ferramentas tratadas criogenicamente com outras não tratadas. A vida das ferramentas, a potência consumida durante o corte e o acabamento superficial das peças usinadas foram os principais parâmetros considerados individualmente ou em conjunto, para comparação de desempenhos.

No próximo capítulo apresenta-se a revisão bibliográfica do assunto, na qual foram abordados os temas sobre ferramentas de aço-rápido, tratamentos térmicos dos aços, tratamento criogênico e vida de ferramentas, com o objetivo de proporcionar o entendimento básico das teorias relevantes ao trabalho.

No capítulo 3, "Procedimentos Experimentais", apresentam-se a metodologia, os materiais e os equipamentos utilizados na execução do trabalho.

No capítulo 4 são apresentados e discutidos os resultados dos testes de usinabilidade, das análises microestruturais e do teste de resistência ao desgaste abrasivo.

No capítulo 5 são apresentadas as principais conclusões do trabalho.

No capítulo 6, "Sugestões para Trabalhos Futuros", são apresentadas propostas para novas investigações a serem feitas, visando complementar o presente trabalho.

As referências citadas e consultadas durante todo o desenvolvimento do trabalho são apresentadas no capítulo 7.

Por final, apresentam-se no capítulo 8 alguns anexos.

Capítulo II

REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1 FERRAMENTAS DE AÇO-RÁPIDO

Um aço-ferramenta é qualquer aço usado para fazer ferramentas para cortar, conformar ou de outra maneira, transformar um material em uma peça ou componente adaptado para uso definitivo (Metals Handbook, 1990). Os primeiros aços-ferramentas utilizados foram os aço-carbono simples que, hoje em dia, constituem-se de uma grande variedade de classes, propriedades e aplicações.

A necessidade de novos materiais de ferramentas capazes de processar os novos materiais desenvolvidos, cada vez mais resistentes, e a exigência do avanço tecnológico visando sempre o aumento da produtividade e a economia no corte, levaram ao surgimento de muitos materiais de ferramentas com propriedades excelentes. Dentre os principais materiais de ferramentas existentes, além do metal duro, dos cermets, das cerâmicas e dos ultraduros (CBN e PCD), temos também o aço-rápido, que mesmo depois de um século do seu desenvolvimento ainda é muito utilizado nas indústrias, principalmente em brocas, fresas, coccinets, brochas, matrizes e em algumas ferramentas de barras para aplicações em torneamento de peças de diâmetros reduzidos, cuja velocidade de corte conseguida é inferior à velocidade econômica de corte dos materiais de ferramentas mais resistentes (Machado e da Silva, 1993).

2.1.1 Evolução do aço-rápido

A vasta aplicação dos aços-rápidos como ferramentas de corte deve-se principalmente a sua constante evolução nestes últimos cem anos e ao seu baixo custo de aquisição. Em 1861, Robert Mushet, um Escocês, desenvolveu uma das primeiras ligas de aço contendo 2%C, 2.5%Mn e 7%W, que certamente possuía melhor capacidade de corte que as ferramentas de aço-carbono comum, utilizadas até então.

Depois veio a invenção do aço-rápido, que foi atribuída a Taylor e White, em 1898. A principal contribuição dada por eles não foi primeiramente a composição selecionada para o aço (0,67% C, 18,91% W, 5,47% Cr, 0,11% Mn, 0,29% V), mas sim, o tratamento térmico proposto. Eles haviam descoberto que o aço de Mushet, quando temperado a temperaturas de

1200° C, ao invés de 750°C como o praticado na época, adquiria uma capacidade de corte sem precedentes, dando um grande aumento na produtividade. As velocidades de corte puderam ser aumentadas em uma ordem de grandeza de 3 a 5 m/min com as ferramentas de aço-carbono e para 30 a 35 m/min com os aços-rápidos (Machado e da Silva, 1993). Devido a este grande aumento na velocidade de corte foi dado o nome de aço-rápido para este tipo de material. O próximo estágio de desenvolvimento do aço-rápido envolveu a adição de outros elementos ainda não experimentados, primeiramente o vanádio e alguns anos depois, o cobalto.

A escassez de tungstênio, durante a segunda guerra mundial, levou os pesquisadores da época a experimentarem aço-rápido contendo menos teores daquele elemento. Passou-se a usar também molibdênio como substituto do tungstênio. Contudo, devido à maior tendência do molibdênio à descarbonetação e sensibilidade ao superaquecimento, alguns fabricantes de ferramentas consideraram esta troca uma prática um pouco duvidosa. Só com o desenvolvimento dos tratamentos térmicos, usando-se banhos de sal aquecidos por eletricidade ao invés de fornos, foi possível obter um maior controle e precisão das temperaturas, eliminando-se em parte o risco de descarbonetação e superaquecimento ao qual as ferramentas de aço-rápido ao molibdênio eram vulneráveis (Shaw, 1984).

Outros elementos tais como o alumínio, manganês, níquel, nióbio e titânio, também foram adicionados ao aço-rápido na tentativa de melhorar o desempenho do mesmo. Contudo estas experiências não tiveram muito sucesso.

Com o passar dos anos, as propriedades destes materiais foram bastante melhoradas. A perfeita combinação dos elementos de liga e o domínio dos processos de tratamento térmico conferiram ao aço-rápido excelentes propriedades de dureza e resistência ao desgaste combinadas com boa tenacidade. Hoje, uma grande variedade de aços-rápidos está disponível no mercado, incluindo as ferramentas de aço-rápido revestidas e as ferramentas de aço-rápido fabricadas pela metalurgia do pó.

2.1.2 Classificação dos aços-rápidos

A *American Iron and Steel Institute* (AISI) classifica os aços-rápidos como o apresentado na Tabela 2.1. Esta classificação é dividida em dois grupos, os aços-rápidos ao molibdênio ou grupo M, e os aços-rápidos ao tungstênio ou grupo T.

Os aços-rápidos dos grupos M e T possuem o mesmo desempenho, sendo que os do grupo M possuem um custo inicial menor (aproximadamente 40% menor que similar do grupo T). Esta diferença em custo resulta do menor peso atômico do molibdênio, quase metade do peso atômico do tungstênio. Baseado na densidade, apenas metade da quantidade de

molibdênio em relação ao tungstênio é requerida para produzir a mesma proporção atômica (Metals HandBook, 1990).

Tabela 2.1 – Classificação dos aços-rápidos segundo a AISI.

Classificação dos aços rápidos segundo o "American Iron and Steel Institute" (AISI)									
AISI	C	Mn	Si	Cr	V	W	Mo	Co	Outros
Tipos ao W									
T1	0,70/0,75	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,10	1,00/1,20	18,00/18,25	0,70 (opc.)	-	-
T2	0,80/0,85	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,25	2,00/2,15	18,00/18,50	0,50/0,75 (opc.)	-	-
T2	0,95/0,98	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,25	2,00/2,15	18,00/18,50	0,50/0,75 (opc.)	-	-
T7	0,70/0,75	0,10/0,40	0,10/0,40	4,50/5,00	1,50/1,80	13,50/14,50	-	-	-
T9	1,22/1,28	0,10/0,40	0,10/0,40	3,75/4,25	3,75/4,25	18,00/18,50	0,71 (opc.)	-	-
Tipos ao W - Co									
T4	0,70/0,75	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,50	1,00/1,25	18,00/19,00	0,60/0,70 (opc.)	4,75/5,25	-
T5	0,77/0,85	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,50	1,85/2,00	18,50/19,00	0,85/1,00 (opc.)	7,60/9,00	-
T6	0,75/0,85	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,50	1,60/2,00	18,75/20,50	0,60/0,80 (opc.)	11,50/12,25	-
T8	0,75/0,80	0,10/0,40	0,10/0,40	3,75/4,25	2,00/2,25	13,75/14,00	0,75	5,00/5,25	-
T15	1,50/1,60	0,10/0,40	0,10/0,40	4,50/4,75	4,75/5,00	12,50/13,50	0,50 (opc.)	4,75/5,25	-
Tipos ao Mo									
M1	0,78/0,85	0,10/0,40	0,10/0,40	3,75/4,00	1,00/1,25	1,50/1,65	8,00/9,00	-	-
M7	0,97/1,03	0,10/0,40	0,10/0,40	3,75/4,00	1,90/2,10	1,50/1,75	8,50/8,75	-	-
M10	0,85/0,90	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,25	1,90/2,10	-	8,00/8,50	-	-
Tipos ao Mo - Co									
M30	0,80/0,85	0,10/0,40	0,10/0,40	3,75/4,25	1,10/1,40	1,50/1,80	8,25/8,50	4,75/5,25	-
M33	1,05/1,10	0,10/0,40	0,10/0,40	3,50/4,00	1,05/1,25	1,30/1,70	9,25/9,75	7,75/8,25	-
M34	0,87/0,93	0,10/0,40	0,10/0,40	3,50/4,00	1,85/2,25	1,30/1,60	8,45/8,95	8,00/8,50	-
M42	1,05/1,10	0,10/0,40	0,10/0,40	3,75/4,25	1,10/1,40	1,30/1,60	9,25/9,75	7,75/8,25	-
M43	1,15/1,25	0,10/0,40	0,10/0,40	3,75/4,25	1,60/2,00	2,50/2,75	7,75/8,20	8,00/8,50	-
M46	1,20/1,25	0,10/0,40	0,10/0,40	3,75/4,25	3,00/3,30	1,75/2,20	8,00/8,50	8,00/8,50	-
Tipos ao Mo - W									
M2	0,80/0,85	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,25	1,70/2,10	6,00/6,50	4,75/5,25	-	-
M3	1,00/1,10	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,25	2,40/2,55	6,00/6,25	5,70/6,25	-	-
(tipo 1) M3	1,10/1,20	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,25	3,00/3,30	5,60/6,25	5,00/6,25	-	-
(tipo 2) M4	1,25/1,30	0,10/0,40	0,10/0,40	4,25/4,50	3,75/4,25	5,50/6,00	4,50/4,75	-	-
Tipos Mo - W - Co									
M6	0,75/0,80	0,10/0,40	0,10/0,40	3,75/4,25	1,25/1,55	3,75/4,25	4,75/5,25	11,50/12,50	-
M15	1,50/1,60	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,75	4,75/5,25	6,25/6,75	3,00/5,00	4,75/5,25	-
M35	0,80/0,85	0,10/0,40	0,10/0,40	3,90/4,40	1,75/2,15	6,15/6,65	4,75/5,25	4,75/5,25	-
M36	0,80/0,90	0,10/0,40	0,10/0,40	3,75/4,25	1,65/2,00	5,50/6,00	4,25/5,25	7,75/9,00	-
M41	1,05/1,10	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,75	1,65/2,00	6,25/6,75	3,00/5,00	4,75/5,25	-
M44	1,10/1,20	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,75	2,00/2,25	5,00/5,50	5,00/6,25	11,50/12,50	-
M45	1,20/1,25	0,10/0,40	0,10/0,40	4,00/4,75	1,60/2,00	6,75/8,10	4,75/5,25	5,25/5,75	-

O grupo de aço ao molibdênio (M) tem uma tenacidade levemente maior que o grupo (T) a uma mesma dureza, entretanto, eles possuem propriedades mecânicas similares. O tipo M2 e outras classes do grupo M têm maior resistência ao amolecimento a elevadas temperaturas como resultado dos elementos de liga. Os aços-rápidos do grupo M são endurecidos profundamente e devem ser austenitizados a temperaturas menores que aquelas usadas na têmpera dos aços-rápido do grupo T para evitar fusões incipientes. Os aços do grupo M podem atingir uma dureza máxima quando temperados em temperaturas de 1175° a 1230°C, contra 1205° a 1300°C dos aços do grupo T (Metals HandBook, 1990). A dureza máxima que os aços do grupo M pode atingir é mostrada na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 – Máxima dureza obtida no grupo M (Metals HandBook, 1990).

GRUPO	MAX. DUREZA HRC
M1, M2, M10 (baixo carbono)	65
M30, M33, M34, M36	65
M3, M4, M7 (alto carbono)	66
M41, M42, M43, M44, M46 (alto carbono + Co)	69 a 70

A dureza de aços rápidos ao tungstênio varia com o teor de carbono e elementos de liga, de modo que uma dureza de 64,5 pode ser facilmente atingida. Tipos que possuem alto teor de carbono, tal como o T15, podem ser endurecidos a 67 HRC.

Aços com altos teores de liga e carbono produzem um grande número de carbonetos duros e resistentes ao desgaste na microestrutura. As propriedades de dureza, tenacidade, dureza a quente, dureza a frio e resistência ao desgaste das ferramentas de aço-rápido dependem principalmente da composição, do tipo, do tamanho, da distribuição e da quantidade dos carbonetos na matriz. O aumento do conteúdo de carbono e vanádio nos aços-rápidos aumenta a resistência ao desgaste, enquanto o cobalto aumenta a dureza a quente. Os aços-rápidos do grupo T são caracterizados pela alta dureza a quente e resistência ao desgaste, principalmente aqueles contendo mais que 1.5% de vanádio e mais que 1.0% de carbono.

Dependendo da aplicação, estas propriedades podem ser obtidas com maior ou menor intensidade pela combinação adequada dos elementos de liga e tratamento térmico.

2.1.3 Influência dos elementos de liga nas propriedades do aço-rápido

Como visto na Tabela 2.1, os principais elementos de liga do aço-rápido são o C, Cr, Mo, W, Co e V. Estes elementos de liga, com exceção do cobalto, têm de um modo geral a função de formar carbonetos duros e resistentes na estrutura do material, através da combinação com o carbono, além de aumentar a temperabilidade dos aços.

Molibdênio e tungstênio

São elementos de liga que, de um modo geral, podem ser substituídos um pelo outro na proporção em peso de 2W para 1Mo, sem maiores efeitos no desempenho das ferramentas de aço-rápido. O molibdênio forma carbonetos tipo M_2C e o tungstênio do tipo $M_{12}C$ e M_6C , onde este último possui dureza de aproximadamente 1500 HV e dissolve-se apenas parcialmente na austenita em temperaturas superiores a 980°C. Estes carbonetos são essenciais para dureza secundária e também concedem boa resistência ao desgaste nas ferramentas de aço-rápido. O aço-rápido, contendo apenas tungstênio, tem a tendência de formar carbonetos mais

grosseiros, resultando normalmente em baixa tenacidade. Em geral, o aço ao tungstênio apresenta maior dureza e menor tendência a descarbonetação. Ao contrário, o molibdênio aumenta substancialmente a tendência à descarbonetação. Devido ao menor ponto de fusão, os aços ao Mo são temperados em temperaturas inferiores aos do tipo T. Nos aços ao Mo a austenita residual é menos estável que nos aços ao W, resultando em temperaturas de revenimento inferiores. Do mesmo modo, as durezas a quente são também inferiores.

Carbono e vanádio

Aparecem em teores que variam de 0.7 a 1.6 C% e 1 a 5 V%. O vanádio aumenta a dureza a quente dos aços, aumentando a eficiência no corte. Quanto mais C, maior a formação de carbonetos complexos, o que representa maior dureza e resistência ao desgaste. Estes dois elementos combinam-se formando os carbonetos mais duros encontrados no aço-rápido, do tipo MC, que possuem excelente resistência ao desgaste e dureza de aproximadamente 2500 HV. Carbonetos VC e V_3C_4 são relativamente estáveis, pois o carbono presente encontra-se fortemente combinado com vanádio. Toda vez que se eleva o teor de vanádio nos aços-rápidos, deve-se elevar também o teor de carbono, pois caso contrário, ele promove a ferritização do aço, diminuindo-se a dureza apreciavelmente. O maior teor de carbono também levará a maior retenção de austenita na têmpera, exigindo maiores temperaturas de revenimento. Se a composição química e o tratamento térmico são balanceados de forma que a austenita seja transformada em martensita, pode-se obter uma alta dureza secundária, porém, isso pode resultar em maior fragilidade do aço. Os aços-rápidos de alto teor de carbono e alto teor de vanádio são conhecidos como aços **super-rápidos**, possuindo maior resistência ao desgaste e portanto, maior eficiência no corte.

Cobalto

Aumenta significativamente a dureza a quente, o que permite maiores velocidades de corte, aumentando a eficiência das ferramentas em operações de altas temperaturas, como é o caso de corte de desbaste e em corte a altas velocidades. O cobalto não forma carbonetos, pois ele é dissolvido na matriz. O ponto de fusão da liga é aumentado e ele proporciona, também, uma queda na taxa de difusão dos elementos de liga, inibindo por conseguinte, a coalescência de carbonetos secundários. Isto permite temperaturas de têmpera mais elevadas sem o risco de problemas sérios de crescimento de grão. Maiores temperaturas de têmpera permitem que maiores quantidades de elementos de liga entrem em solução e, por conseguinte, aumentarem a dureza a quente. O cobalto aumenta ainda a condutividade

térmica do aço-rápido e produz grandes quantidades de austenita retida na têmpera, resultando em maiores endurecimentos secundários no revenimento.

Cromo

É usado geralmente em torno de 4% no aço-rápido e forma um carboneto do tipo $M_{23}C_6$, que é totalmente dissolvido durante a têmpera. Este elemento de liga tem o papel de aumentar a temperabilidade e a dureza secundária. Ele também diminui a oxidação do aço durante o tratamento térmico, mas a maneira exata que o cromo influencia na dureza secundária ainda não é conhecida.

Outros

O enxofre, em teores de 0.05% a 0.2%, pode ser adicionado para melhorar a usinabilidade dos aços-rápidos, inclusive o acabamento superficial. A tenacidade, entretanto, é afetada negativamente. O titânio pode substituir parte ou completamente o vanádio. Outros elementos como o boro e o nióbio podem também, eventualmente, ser encontrados nos aços-rápidos, formando precipitados que aumentam a resistência da liga.

2.1.4 Ferramentas de aço-rápido revestidas

As primeiras ferramentas a serem revestidas foram as de metal duro no final da década de 60. Os aços-rápidos foram receber as coberturas apenas uma década mais tarde (Komanduri e Desai, 1982). Isto porque a técnica de revestimento, primeiramente aplicada às ferramentas de metal duro, é a CVD (*Chemical Vapour Deposition* ou deposição química a vapor) que requer um tratamento térmico a temperaturas da ordem de $\sim 1000^\circ\text{C}$. A esta temperatura, a estrutura metalúrgica do aço-rápido é significativamente alterada e, portanto, não aplicável a este grupo de materiais para ferramentas. Só com a introdução do método de deposição PVD (*Physical Vapour Deposition* ou deposição física a vapor), que usa temperaturas de tratamento inferiores (da ordem de 500°C), que as ferramentas de aços-rápidos foram recobertas com sucesso.

O objetivo principal do revestimento é obter uma ferramenta com características tenazes no núcleo e duras, resistentes ao desgaste e quimicamente inertes na superfície.

Nos aços-rápidos, as camadas de revestimento comumente utilizadas são de TiN e TiCN. Hoje, a aplicação de ferramentas de aço-rápido revestidas com estas camadas garante maior vida às ferramentas e velocidades de corte superiores à das ferramentas com o

revestimento. É comum encontrar brocas, fresas, hóbies e segmentos de brochas de aço rápido revestidas. As técnicas de revestimento têm sido intensamente pesquisadas e o domínio do processo PVD hoje garante a popularização e aplicação do método a custos bem modestos.

As ferramentas de aço-rápido são normalmente reafiadas após o desgaste excessivo na primeira vida. Isto implica na necessidade de novo recobrimento, uma vez que a reafiação é feita pela retificação da zona desgastada, que normalmente excede à camada revestida entrando pelo substrato. Pode acontecer que o usuário opte pela utilização da ferramenta reafiada sem novo procedimento de revestimento. Neste caso, ele passa a utilizar uma ferramenta que fica com uma das superfícies sem cobertura. Brocas e fresas são normalmente reafiadas pela retificação da superfície de folga, ficando a superfície de saída sempre com a camada revestida. Hóbies são reafiados pela retificação da superfície de saída, neste caso quem fica sempre com o revestimento são as superfícies de folgas (Machado e Da Silva, 1993).

2.1.5 Ferramentas de aço-rápido fabricadas pela metalurgia do pó

As ferramentas fabricadas pela metalurgia do pó têm a vantagem de possibilitar a obtenção de carbonetos muito menores e mais dispersas na matriz, além de facilitar a incorporação de um número maior de elementos de liga (carbonetos) que o processo de fabricação convencional. Hoje são encontradas no mercado fresas, brocas e outras ferramentas de aço-rápido fabricadas por este processo. Um fator que limita a utilização de ferramentas de aço-rápido fabricadas pela metalurgia do pó, ou simplesmente PM (*Powder Metallurgy*), é a forma complexa que algumas ferramentas possuem. O processo necessita de uma matriz de compactação do pó, que deve possuir o negativo do formato da ferramenta. Formas complexas dificultam esta etapa, inibindo a aplicação.

Machado e Da Silva (1999), citam as vantagens ou características apresentadas pelas ferramentas de aço-rápido fabricadas pela metalurgia do pó, em comparação com aquelas fabricadas pelo método de fundição convencional.

- Nas ferramentas de aço-rápido confeccionadas pela metalurgia do pó (PM), as partículas de carbonetos são mais finas e a dispersão mais uniforme. Os pós são obtidos de aço previamente ligados pelo processo de atomização, o que garante partículas (da ordem de 100 μm) contendo carbonetos bem finos e distribuídos. Os pós dessas partículas serão compactados e sinterizados para formar o produto que pode ou não ainda sofrer um processo de retificação final.

- O tamanho dos carbonetos do aço-rápido -PM é da ordem de 1 a 3 μm , enquanto que no aço-rápido convencional, mesmo após a conformação a quente, é da ordem de 3 a 16 μm . Portanto, em média, a granulação dos carbonetos no aço-rápido-PM é 3 vezes menor que aqueles dos aço-rápido convencional. Aço-rápido-PM apresenta porosidade, o que diminui a resistência à tração, mas pode apresentar melhor resistência à compressão.
- Aço-rápido-PM tem melhor usinabilidade na retífica que o aço-rápido convencional devido à granulação mais fina.
- Pelo mesmo motivo, os aço-rápido-PM têm maior tenacidade que os aço-rápido convencionais.

2.2 TRATAMENTO TÉRMICO DE FERRAMENTAS

O desempenho de uma ferramenta depende de muitos fatores, dentre eles podemos citar as condições de usinagem, material da peça e o tipo de material e geometria da ferramenta. A maioria dos materiais de ferramenta de corte devem ser submetidos a um adequado tratamento térmico para adquirir as principais propriedades requeridas a uma ferramenta, ou seja, dureza, resistência ao desgaste e tenacidade.

Define-se como tratamento térmico, um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento a que são submetidos os aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidades de aquecimento e resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades ou conferir-lhes características determinadas (Chiaverini, 1988). Os objetivos do tratamento térmico são alcançados sem que haja mudanças na forma do produto.

Nos tratamentos térmicos dos aços três principais aspectos devem ser levados em consideração: a composição química do aço, a aplicação do aço e o método de endurecimento e resfriamento, tais como: têmpera em água, têmpera em óleo e têmpera em ar.

Os aços-rápidos são usados na fabricação de matrizes e principalmente de ferramentas de usinagem. Para a obtenção das propriedades requeridas a uma ferramenta este grupo de aço é submetido basicamente a dois tipos de tratamentos térmicos: têmpera e revenimento. Para o entendimento destes processos térmicos e as relações entre a estrutura e o tratamento térmico torna-se essencial o conhecimento do diagrama de equilíbrio Fe-C.

Estas mudanças são totalmente espontâneas e reversíveis e dependentes da mudança de temperatura do material. A alotropia do ferro permite que as ligas ferrosas sejam submetidas à determinadas operações de tratamento térmico que modificam profundamente as suas propriedades mecânicas (Chiaverini, 1988).

Tabela 2.3 – Formas alotrópicas do ferro

Faixa de Temp. °C	Símbolo	Fase	Estrutura cristalina
1538 – 1394	δ Fe	Delta	ccc
1394 – 912	γ Fe	Gama	cfc
912 e abaixo	α Fe	Alfa	ccc

Como mostra na Tabela 2.3, são duas as estruturas cristalinas do ferro, ccc-cúbica de corpo centrado e cfc-cúbica de face centrada.

A microestrutura resultante do tratamento térmico do aço é composta de uma ou mais fases às quais os átomos de ferro, carbono e outros elementos estão associados. Existem quatro fases no diagrama de equilíbrio, três delas correspondem às formas alotrópicas do ferro puro e a quarta é o carboneto de ferro Fe_3C a 6,67% C.

A fase delta é conhecida como ferrita- δ , presente apenas a elevadas temperaturas, e é de pouca importância na engenharia. Outra fase é a alfa, também conhecida como ferrita- α . Estas duas fases conhecidas como ferrita possuem o mesmo tipo de estrutura cristalina (ccc), diferenciando-se basicamente no tamanho do parâmetro de rede.

A fase gama é uma das mais importantes na prática dos tratamentos térmicos, pois a partir dela são obtidos os demais microconstituintes dos aços. Uma propriedade importante da fase gama (austenita) é que ela pode manter em solução quantidades apreciáveis de carbono, ao contrário da forma alfa (ferrita) que só dissolve quantidades insignificantes de carbono.

No diagrama, três distintas reações estão presentes: a eutética, a peritética e a eutetóide, sendo esta última, a mais importante para os tratamentos térmicos. A reação eutetóide localiza-se na zona austenítica, entre as linhas A1, Acm, e A3, onde ocorrem as transformações da austenita no resfriamento e reposição da austenita no aquecimento.

2.2.2 Transformação da austenita

Na faixa correspondente aos aços (0.008 % e 2.11 % de C), no resfriamento lento, a austenita pode se transformar nos seguintes microconstituintes :

- Ferrita e Perlita - aços hipoeutetóides (0,008 a 0,77 % de C), entre as linhas A1 e A3
- Perlita - aços eutetóides (0,77 % de C).
- Cementita e Perlita - aços hipereutetóides (0,77 a 2,11 % de C).

Pelo resfriamento lento, a austenita se transforma em ferrita ou ferrita e cementita, como pode ser visto na Figura 2.2. Com 0,77 % de C, um aço forma o produto chamado perlita, por uma reação eutetóide onde austenita se transforma em ferrita e cementita. Nestas condições de baixa velocidade de resfriamento, a decomposição da austenita ocorre por processo de difusão, envolvendo movimento de átomos de carbono e elementos de liga (Chiaverini, 1987).

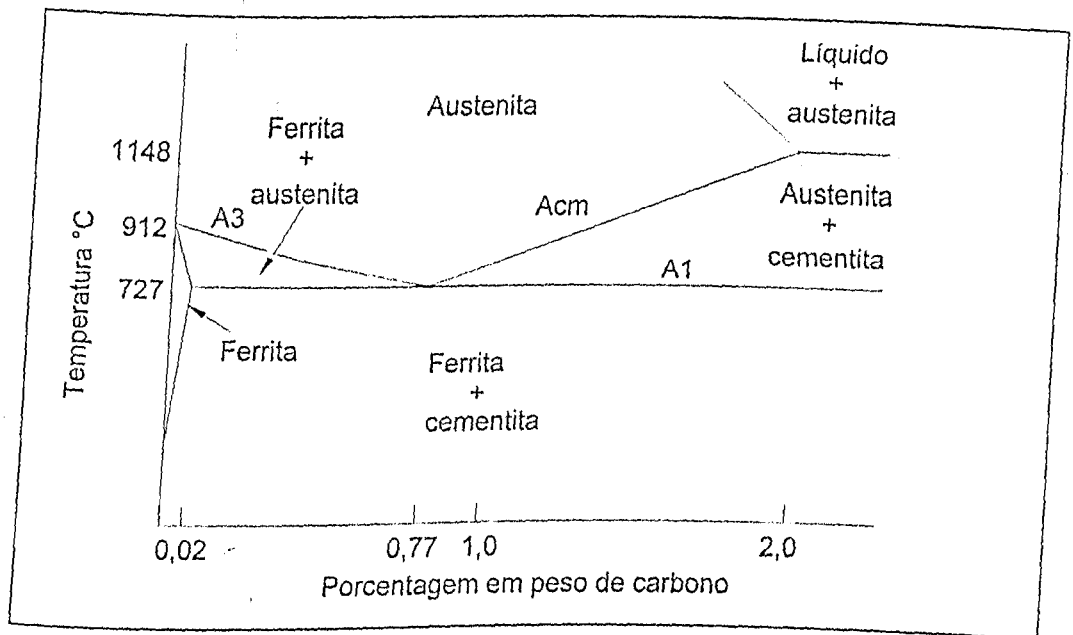


Figura 2.2 – Diagrama de fases ferro-carbono simplificado (De Garmo et al., 1988)

Aumentando-se a velocidade de resfriamento, os microconstituintes resultantes adquirem feições diferentes que afetam propriedades dos aços. Finalmente haverá uma velocidade de resfriamento, denominada de velocidade crítica, na qual os constituintes normais não são formados e o único microconstituente resultante da transformação da austenita será a martensita. Ela possui uma estrutura totalmente diferente dos outros constituintes, e em consequência, propriedades também diferentes

Vê-se que a transformação da austenita pode produzir uma larga variedade de microestruturas, que vai depender principalmente da composição do aço e da variação de temperatura durante o resfriamento.

O diagrama de transformação isotérmica (TTT) é usado para descrever as condições nas quais os vários tipos de microestruturas se formam. O diagrama é baseado na

decomposição da austenita a temperaturas constantes, embora na prática, os tratamentos térmicos sejam realizados com resfriamento contínuo.

A Figura 2.3 mostra as curvas de resfriamento contínuo (CCT) superpostas a um diagrama de transformação isotérmica (TTT) para um aço eutetóide.

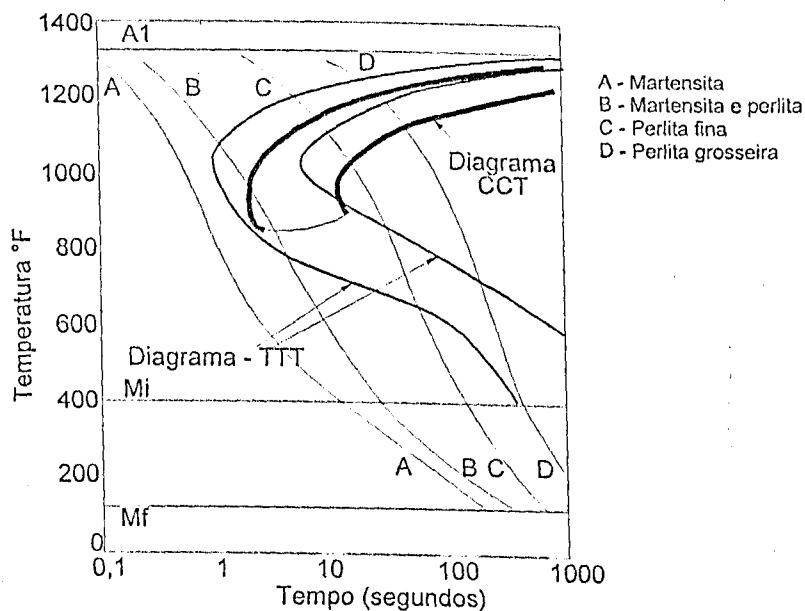


Figura 2.3 – Diagrama TTT e CCT para um aço de composição eutetóide, mostrando curvas de resfriamento e as estruturas resultantes (De Garmo et al., 1988).

As linhas Mi e Mf, horizontais, da figura marcam o início e o fim da transformação da austenita em martensita. Uma vez iniciada, esta transformação só depende da temperatura, o que significa que, uma vez iniciada a formação da martensita, ela só continua na medida que houver queda de temperatura, independente do tempo de permanência à temperatura (Chiaverini, 1987).

Todos os microconstituintes, com exceção da bainita, são obtidos por resfriamento contínuo. A bainita é obtida por transformações isotérmicas abaixo do cotovelo ou joelho da curvas em C, entre 550 e 200 °C (1047 e 418 °F). A bainita é, de certo modo, semelhante à perlita, pois não passa de uma microestrutura das fases ferrita e cementita. Contudo, ao passo que na perlita a ferrita e cementita as microestruturas estão dispostas em arranjo lamelar, na bainita a ferrita pode aparecer, como na martensita, em placas finas estreitas, contendo uma estrutura de discordâncias. Admite-se que a formação da bainita envolve mecanismos de difusão e de cisalhamento.

2.2.3 Transformação martensítica

O tratamento de têmpera visa a obtenção do constituinte "martensita", a qual não se forma em condições de equilíbrio. Em geral necessita-se de um rápido resfriamento bem abaixo da temperatura A1 para que haja a formação da martensita.

A formação da martensita dá-se no resfriamento contínuo por mecanismo de cisalhamento sem que ocorra difusão de átomos. A inexistência de difusão se deve ao fato da martensita formar-se somente quando, no resfriamento, uma determinada temperatura M_i é atingida. O início de formação da martensita é, pois, instantâneo e a quantidade de martensita formada cresce à medida que a temperatura cai. Se, após uma certa quantidade de transformação, a temperatura for mantida constante, não se prossegue a formação deste constituinte. Para que a transformação prossiga, é necessário que a temperatura volte a cair até que seja ultrapassada a linha M_f - temperatura de fim de transformação da austenita em martensita (Chaverini, 1987).

O tipo de martensita depende do teor de carbono do aço. A Figura 2.4 apresenta dois tipos da estrutura da martensita em função do teor de carbono, baseados na sua morfologia e características microestruturais. Para aço de baixo e médio carbono, as placas de martensita se caracterizam por serem finas, e para o aço com carbono superior a 1 % estas placas já são mais largas, apresentando uma estrutura mais grosseira. Há uma estrutura mista para teores de carbono entre 0,6 e 1 % (Krauss, 1986).

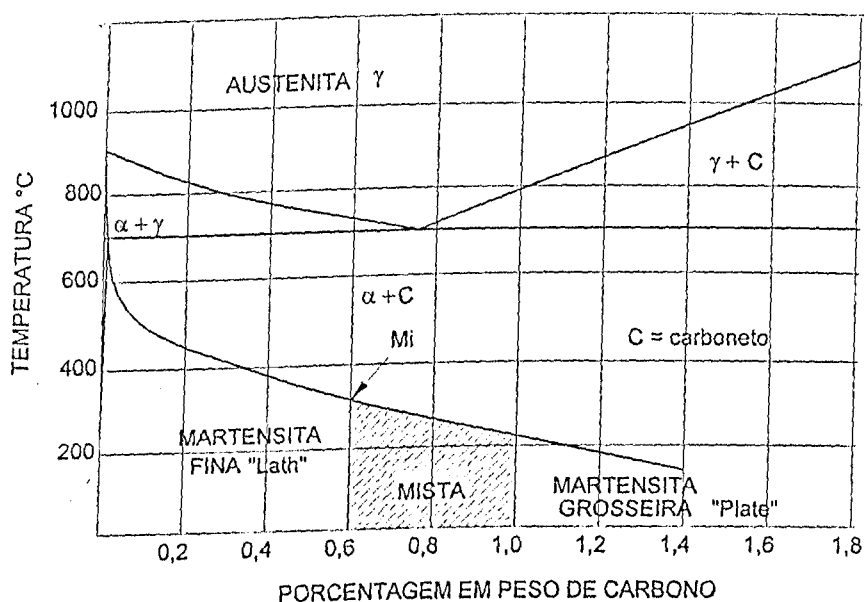


Figura 2.4 – Tipo de estrutura da martensita em função do teor de carbono do aço. (Chiaverini, 1987)

A Equação 2.1 foi desenvolvida para estimar a fração de volume (f) de martensita formada na têmpera em uma dada temperatura T_x , conhecida a temperatura M_i , para um dado aço (Krauss, 1986).

$$f = 1 - \exp. [0.011 (M_i - T_x)]$$

(2.1)

A temperatura M_i , na verdade, é função da composição química do aço. O carbono é o elemento que tem maior influência nesta temperatura, rebaixando as linhas M_i e M_f (Figura 2.5).

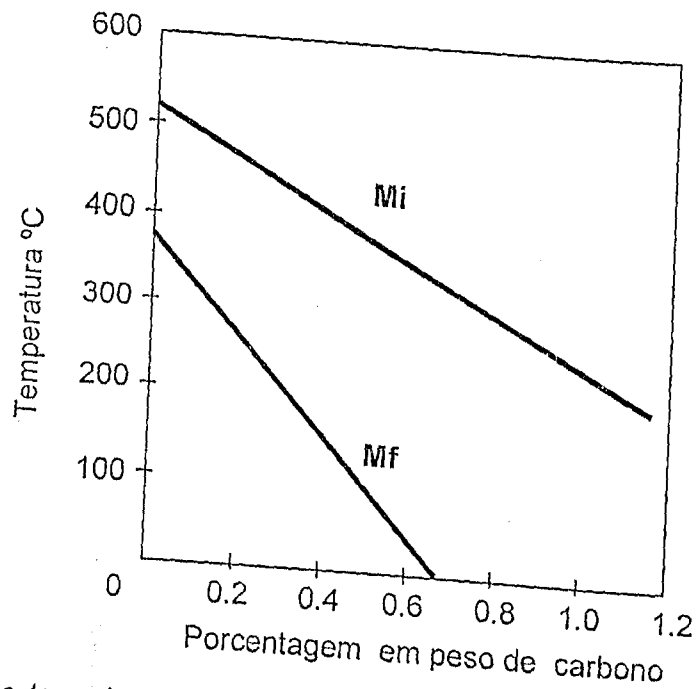


Figura 2.5 – Influência do teor de carbono na temperatura de início e final de formação da martensita (Reasbeck, 1989).

Os elementos de liga retardam a formação dos constituintes de baixa dureza (ferrita e cementita) e contribuem para a formação da martensita, viabilizando utilizar-se taxas de resfriamento na têmpera menos severas com possibilidade de ocorrer difusão, o que diminui a tensão superficial residual, distorções e a formação de trincas decorrentes do resfriamento. Por outro lado, no aço-rápido, estes elementos, com exceção do cobalto, também rebaixam as linhas M_i e M_f . A Tabela 2.4 mostra o efeito dos elementos de liga na mudança da temperatura de início de transformação austenita em martensita (M_i) e no percentual de austenita observada após têmpera até a temperatura ambiente.

Tabela 2.4 – Efeito da adição dos elementos de liga na temperatura M_i e austenita retida em aço 1% C (Roberts et al., 1980)

Elemento	Mudança na temp. M_i para 1 % do elemento	Mudança no % de austenita retida para 1 % do elemento
Carbono	-540 °F	+50 %
Manganês	-60 °F	+20 %
Cromo	-40 °F	+11 %
Níquel	-30 °F	+10 %
Molibdênio	-20 °F	+9 %
Tungstênio	-20 °F	+8 %
Cobalto	+10 °F	-3 %
alumínio	+30 °F	-4 %

Isto significa que o resfriamento até a temperatura ambiente, poderá ocasionar em grande quantidade de austenita retida. Quantidade excessiva de austenita retida após o tratamento térmico pode resultar em dureza abaixo do valor desejado, como também, afetar a estabilidade dimensional, resistência e tenacidade de ferramentas e matrizes.

Para o aço eutetóide, a temperatura M_f é de aproximadamente de -50 °C , assim, após a têmpera até a temperatura ambiente, algum percentual de austenita vai estar presente. A Tabela 2.5 mostra valores típicos de austenita retida para alguns tipos de aço temperados nas temperaturas de austenitização recomendadas e resfriamento até a temperatura ambiente (Zamborsky, 1986).

Tabela 2.5 – Microconstituintes em vários aços ferramentas após tempera (Zamborsky, 1986).

Aço	Temperatura (tempo)	Dureza HRC	Martensita (% vol.)	Austenita Retida (% vol.)	Carbonetos Não dissolvidos (% vol.)
W1	790°C (30 mim)	67.0	85.5	9	2.5
L3	845°C (30mim)	66.5	90	7	3.0
M2	1225°C (6 mim)	64	71.5	20	8.5
D2	1040°C (30mim)	62	45	40	15

A martensita de aços é considerada uma solução sólida supersaturada de carbono no ferro alfa; essa supersaturação provoca uma distorção do reticulado cúbico centrado, que resulta na extrema dureza possuída pela martensita. Na realidade, um átomo de carbono em solução intersticial no ferro alfa, transforma o reticulado cúbico em tetragonal. Entende-se que essa tetragonalidade deva-se ao fato de um átomo de carbono posicionar-se na aresta do cubo, entre os átomos de ferro localizados nos vértices (Chiaveine, 1987) como na Figura 2.6.

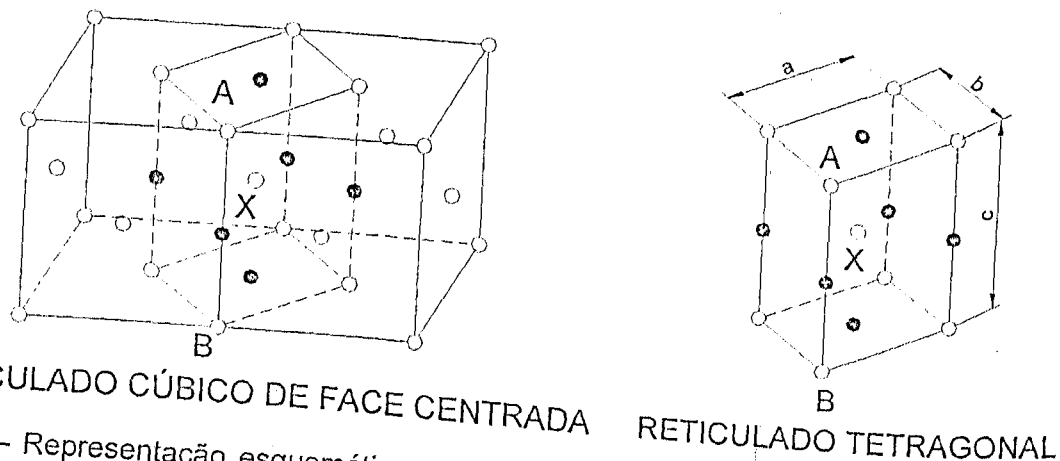


Figura 2.6 – Representação esquemática da formação do reticulado tetragonal característico da martensita (Chiaveini, 1987), ● átomos de carbono e ○ átomos de ferro

Os pontos pretos da Figura 2.6 representam posições que podem ser ocupadas por átomos de carbono no reticulado do ferro γ . Essa localização seria devida ao fato de que o centro da célula ccc do ferro α já está ocupado por um átomo de ferro. O resultado desta mudança atômica é um aumento da distância entre os átomos A e B de ferro, e uma diminuição de espaço nas direções transversais "a e b". A variação dos parâmetros do reticulado cúbico transforma-o em tetragonal; esta variação é acentuada pelo aumento do teor de carbono.

De qualquer modo, as condições de formação da martensita são responsáveis pela sua elevada dureza e aparecimento de tensões internas de grande intensidade.

2.2.4 Revenimento

A martensita dos aços carbono é uma microestrutura supersaturada em carbono, com alta densidade de discordâncias (considerável energia de deformação). Como resultado destas características, a martensita é uma estrutura instável que se decompõe quando reaquecida. Esta decomposição da martensita tem como benefícios práticos o aumento da tenacidade e por esta razão, quase todos os aços temperados são reaquecidos a temperaturas abaixo de Ac_1 (Krauss, 1986). Este processo de tratamento térmico é chamado de revenimento (Figura 2.7).

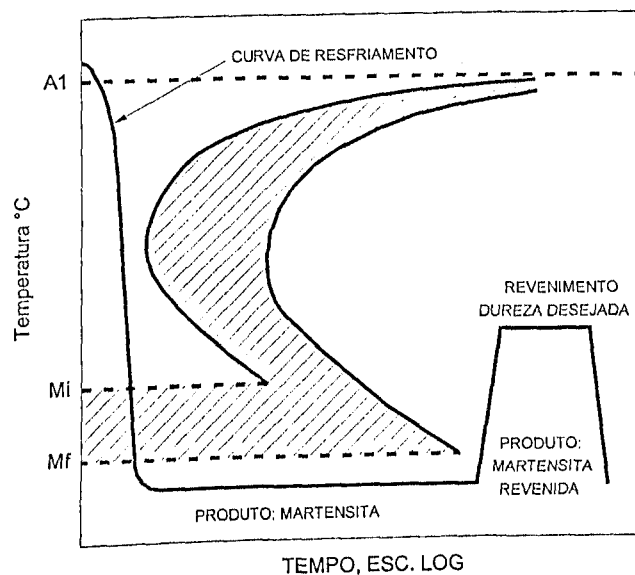


Figura 2.7 – Diagrama esquemático representativo das operações de têmpera e revenimento (Chiaverine, 1987).

Uma variedade de microestruturas pode ser produzida pelo revenimento da martensita. Os átomos de carbono rearranjam-se em várias configurações e estruturas dentro do cristal da martensita. Com o revenimento entre as temperaturas de 100 °C e A1, vários tipos de carbonetos dispersos na matriz martensítica podem ser produzidos (Krauss, 1986).

Segundo Meng et al. (1994), a evolução estrutural da martensita com o aumento da temperatura no revenimento pode ser dividida em quatro etapas: (a) formação de agrupamentos de átomos de carbono e estruturas ordenadas, (b) decomposição da martensita em martensita com baixo carbono (0.2 a 0.3 % de C em peso) e partículas de carbonetos de transição ϵ , (c) transformação da austenita retida em ferrita e cementita, (d) conversão de carbonetos de transição em cementita e completa perda da tetragonalidade da martensita. Apesar de existir conhecimento sobre os efeitos do revenimento na estrutura, os mecanismos das mudanças estruturais envolvidas durante o revenimento, principalmente com relação a precipitação de carbonetos na martensita, não são totalmente entendidos.

Significantes aumentos na tenacidade são obtidos pelo revenimento em temperaturas acima de 150 °C. A dureza, contudo, mantém-se alta devido principalmente à dispersão de carbonetos extremamente finos e à retenção de muitas discordâncias introduzidas na transformação martensítica.

Em algumas composições de aço-ferramenta altamente ligados, no revenimento entre 540 e 595 °C, há a precipitação de carbonetos secundários. Sua formação em aços-ferramentas contendo grandes quantidades de elementos formadores de carbonetos, tais como o cromo, molibdênio e tungstênio.

Diferentemente do que acontece com os aços que são temperados e revenidos, cuja dureza exibe uma queda contínua com o aumento da temperatura de revenimento, os aços-rápidos apresentam uma elevação de dureza (dureza secundária) quando revenidos em temperaturas na faixa de 480 a 565 °C, dependendo de sua composição (Figura 2.8). Observe-se que o comportamento da dureza, depende não só da temperatura de revenimento, mas também da temperatura de têmpera.

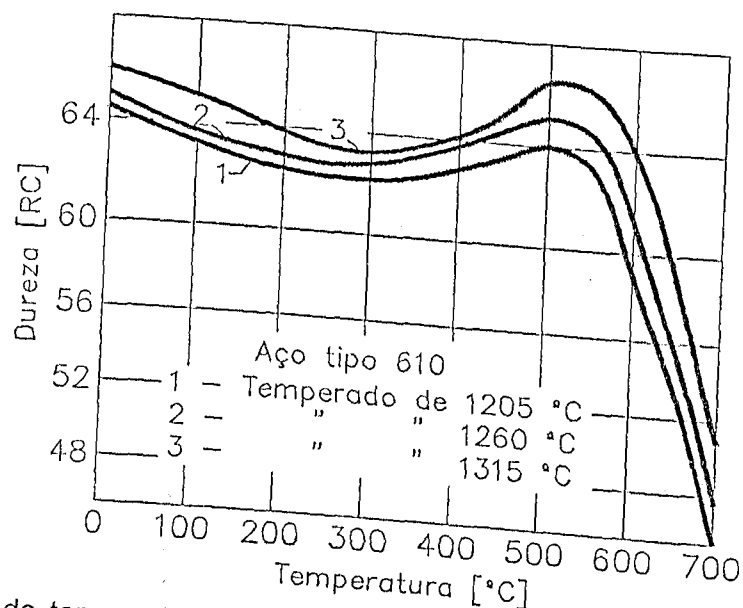


Figura 2.8 – Efeito da temperatura de revenimento na dureza do aço-rápido temperado em diferentes temperaturas (Ferraresi, 1977).

O fenômeno de crescimento da dureza após revenimento na faixa de temperatura de 480 a 565 °C, é denominado de endurecimento secundário (Chiaverini, 1987), sendo causado pela combinação dos processos apresentados na Figura 2.9.

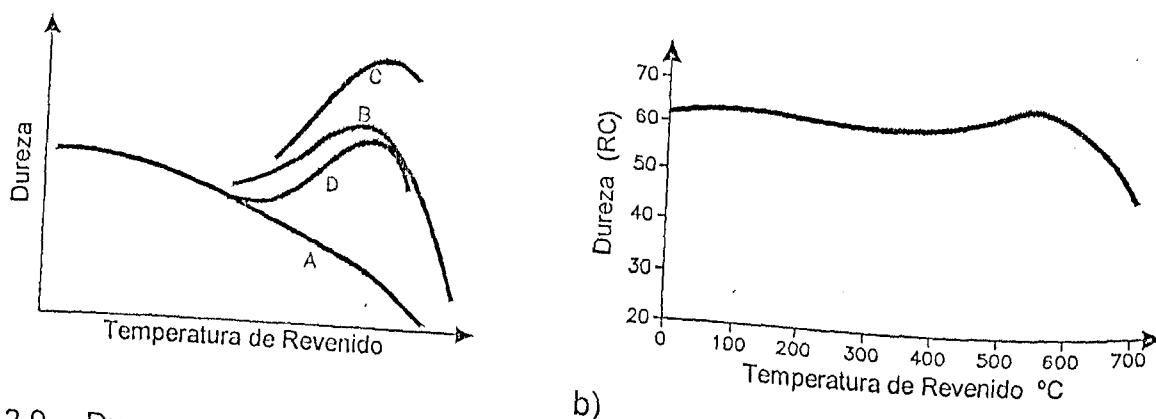


Figura 2.9 – Dureza secundária dos aços-rápidos: a) - efeitos individuais; b) - combinação de efeitos.

A curva "A" da Figura 2.9a representa o efeito do revenimento da martensita (decomposição da martensita), que causa uma queda de dureza. Já a curva "B" representa o

efeito de precipitação de carbonetos secundários, que causa uma elevação na dureza, e a curva "C" representa o efeito da transformação da austenita retida, a qual provoca mais elevação na dureza. A curva "D" é o resultado obtido pela combinação desses efeitos, que é ilustrada isoladamente na Figura 2.9b.

O tungstênio e/ou o molibdênio formam carbonetos complexos com o Fe do tipo M_6C , que se dissolvem apenas parcialmente na austenita em temperaturas superiores a 980 °C. Portanto, aumentando-se a temperatura acima destes valores, tem-se a dissolução cada vez maior dos carbonetos complexos. Fazendo-se o resfriamento do material a taxas superiores a crítica - tratamento de têmpera - os carbonetos não se precipitam, pois as condições de mobilidade atômica e de tempo não são favoráveis. A precipitação irá ocorrer no tratamento de revenimento nas faixas de temperaturas já citadas, isto é, 480 a 565 °C, dependendo da composição do aço. Os carbonetos, assim formados, são denominados de carbonetos secundários e se apresentam finamente distribuídos na matriz. Isto garante um acréscimo de dureza considerável aos aços-rápidos.

Portanto, é importante neste tratamento a temperatura de austenitização, que neste caso, é bem mais elevada que no caso dos aços carbono e aços ligas, nos quais as temperaturas são ligeiramente acima das linhas A_3 e A_1 , do diagrama de equilíbrio Fe-C. Neste caso, as temperaturas são bem mais elevadas para garantir a maior quantidade possível de dissolução de carbonetos primários (complexos de Fe/W/Mo do tipo M_6C), para assim obter maior garantia de precipitação dos carbonetos secundários durante o revenimento (do tipo M_2C).

2.2.5 Distorções durante o tratamento térmico dos aços.

Distorção é toda mudança irreversível sofrida por uma peça de aço-ferramenta inclui todas as no tamanho e forma resultantes do processamento, do tratamento térmico e da variação de temperatura e cargas em serviço (Zamborsky, 1986). O controle das distorções faz-se necessário principalmente quando o componente deve interagir com outros durante o serviço ou quando o custo para corrigi-las são elevados. Muitas vezes a correção de uma distorção prejudica algumas propriedades desejadas no material e inclui outras que não o são.

Tanto distorção de forma como de tamanho podem ocorrer durante um tratamento térmico. As distorções de tamanho são resultantes da mudança de volume devido às transformações na estrutura metalúrgica da peça durante o tratamento térmico. As distorções de forma são decorrentes tanto de tensões residuais como de tensões aplicadas.

Muitas mudanças na estrutura metalúrgica do material ocorrem durante o tratamento térmico. Durante transformação da austenita em martensita, o aço expande proporcionalmente

à quantidade de carbono em solução na austenita. O revenimento feito para aumentar a tenacidade e diminuir as tensões é acompanhado de mudanças metalúrgicas que ocasionam contrações no volume do material.

Em aços-rápidos M2 e M41, ocorre uma expansão em torno de 0,2 % (2 mm/m) quando temperado e revenido em uma faixa de temperatura de 540 a 495 °C para o desenvolvimento da total dureza secundária (Zamborsky, 1986).

Algumas técnicas são usadas para o controle da distorção de forma, dentre elas temos a estabilização, que envolve a redução da quantidade de austenita retida no material tratado termicamente. A austenita retida pode, posteriormente, transformar-se e provocar distorções no material se este for submetido a um reaquecimento ou a uma tensão. Esta transformação da austenita em martensita temperada também pode causar trincas, principalmente em peças de formas mais complexas e feitas de aços-ferramentas altamente ligados (Herberling, 1992).

Na usinagem, o calor e as tensões geradas durante o corte podem transformar alguma austenita retida, presente nas ferramentas de aço rápido, em martensita não revenida durante o resfriamento, depois do corte. Estas transformações causam tensões concentradas na ferramenta, aumentando a possibilidade de geração de trincas, podendo resultar no colapso da ferramenta (Huffman, 1974). Por outro lado, se não houver a formação de trincas, a transformação da austenita retida em martensita poderá aumentar a resistência do aço-rápido.

O tratamento sub-zero, realizado de preferência logo após a têmpera e antes do revenimento, consegue transformar grande parte da austenita retida, por atingir a temperatura final de transformação M_f . Como regra geral, um simples tratamento sub-zero seguido de um revenimento é suficiente. Apenas para componentes cuja a principal característica é a estabilidade dimensional, recomenda-se até três ciclos de resfriamentos, alternados com o revenimento (Herberling, 1992).

2.3 TRATAMENTO CRIOGÊNICO

O tratamento criogênico é um tipo de tratamento sub-zero que usa temperaturas próximas à do nitrogênio líquido (- 196 °C) com objetivo de alterar as propriedades dos materiais, tais como resistência ao desgaste, tenacidade, dureza e dureza a quente, dentre outras.

Esta parte do trabalho tem o objetivo de mostrar as principais teorias referentes ao tratamento criogênico, bem como os resultados de pesquisas de alguns trabalhos realizados. Trabalhos estes que, apresentam um enfoque nas transformações metalúrgicas ocorridas durante o tratamento criogênico. Observa-se que os resultados encontrados na literatura, às vezes, não são coincidentes, causando uma certa confusão e dúvidas sobre as mudanças microestruturais envolvidas e propriedades melhoradas. Isto se dá principalmente pelas variadas técnicas de tratamento criogênico e à falta de um melhor detalhamento de como estas foram aplicadas. Considerações também devem ser feitas quanto às diversas variáveis que podem influenciar no efeito do tratamento criogênico.

A utilização de temperaturas abaixo de zero para a melhoria das propriedades do aço não é uma prática recente. Segundo Rick Frey (1986), os antigos fabricantes Suíços expunham os componentes de seus relógios às severas temperaturas do inverno nos Alpes, com o objetivo de melhorar suas propriedades. Hoje, com o avanço tecnológico, este tipo de prática está deixando de ser mais que uma arte, tornando-se uma ciência. Atualmente, os processos criogênicos são usados em vários campos da ciência e em diversas aplicações, como na medicina (Criobiologia), física (Supercondutores) e outros. A antiga União Soviética teve uma participação importante no desenvolvimento da física e técnicas de baixas temperaturas, através de descobertas de fenômenos e formulação de teorias, principalmente durante a Segunda Guerra Mundial (Gavroglu, 1993).

Nas últimas décadas, um grande interesse tem sido demonstrado pelo efeito de baixas temperaturas no tratamento térmico dos aços, particularmente dos aços ferramentas. Alguns dados da literatura indicam que a vida das ferramentas de corte e outros componentes pode aumentar significativamente após serem submetidos ao tratamento térmico sub-zero (abaixo de 0 °C). Os resultados apresentados chegam a ser surpreendentes e, dependendo da aplicação, foram obtidos aumentos na vida das ferramentas, variando de 92 a 817 % com as ferramentas tratadas a -196 °C (Paulin, 1992). O tratamento, diferentemente dos revestimentos, é aplicado em todo o volume, não apenas superficialmente; o que garante a manutenção de suas propriedades após a reafiação. Porém, a falta de consenso metalúrgico sobre os mecanismos envolvidos no aumento da resistência ao desgaste (e conseqüentemente na vida das ferramentas) e alguns resultados contraditórios encontrados na literatura (Smol'nikov e

Kossovick, 1980; Teseitline et al., 1980 e Zhumd', 1980), acarretam em questionamentos a respeito do uso prática deste tipo de tratamento. Em um artigo publicado na revista "Popular Science" (Gilmore, 1987) foi feita a seguinte pergunta: " Se o tratamento criogênico é tão bom e relativamente barato, por que não é universalmente aplicado ? ". Respondeu-se que, " Em primeiro lugar, ele nem sempre funciona, e quando funciona não é previsível". A comercialização da técnica de criogênia metalúrgica é recente, e as investigações científicas também. Portanto, o teor da resposta encontrado no artigo de Gilmore pode ser mudado à medida que novas descobertas são feitas e o domínio da técnica avança.

2.3.1 Variações dos tipos de tratamentos criogênicos

Os processos de tratamento encontrados na literatura são bastante variados. Eles são diferenciados principalmente pela temperatura, tempo de tratamento e formas de resfriamento.

Collins (1996), entre outros autores, adota a classificação do tratamento sub-zero em duas categorias, tomando-se como referência a grandeza da temperatura de tratamento. São elas:

1 - Tratamento a Frio - "*Cold Treatment*"

- ▶ Temperaturas até $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ em média

2 - Tratamento Criogênico - "*Cryogenic Treatment*"

- ▶ Temperaturas próximas à do nitrogênio líquido ($-196\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Além desta classificação, existem outras variações nos processos de tratamento como, por exemplo, a taxa de resfriamento, que pode ser lenta ou rápida. O resfriamento rápido geralmente é feito pela imersão direta no meio refrigerante, principalmente o nitrogênio líquido, e o lento através da exposição da peça em uma atmosfera gasosa do refrigerante.

Algumas dúvidas são levantadas com relação às formas de resfriamento. Uma delas é a possibilidade do choque térmico, causando distorção e trincas, quando no resfriamento rápido por imersão em nitrogênio líquido, e a outra é o longo período de tempo gasto no ciclo de tratamento criogênico lento, em geral 24 h ou mais (Kamody, 1999).

A aplicação do tratamento em aços-ferramentas é feita antes ou após o revenimento, entretanto, há dúvidas sobre qual é o mais adequado e quantos ciclos são necessários para melhor usar o tratamento criogênico (Alexandru et al., 1990 e Yun et al., 1998).

Um dos primeiros métodos usados em tratamento sub-zero foi proposto na antiga União Soviética por Gulyaev (1937), com o objetivo de eliminar a austenita retida presente nos aços após a têmpera. As ferramentas eram tratadas em um banho

um recipiente com a parte interna de cobre e a externa de aço isolada termicamente (Figura 2.10). O espaço entre as duas camadas do recipiente era preenchido com dióxido de carbono sólido ou outras substâncias como etano, etileno, freon-13, etc. As temperaturas usadas eram na faixa de -80 a -100 °C por um período de $\frac{1}{2}$ a 1 hora.

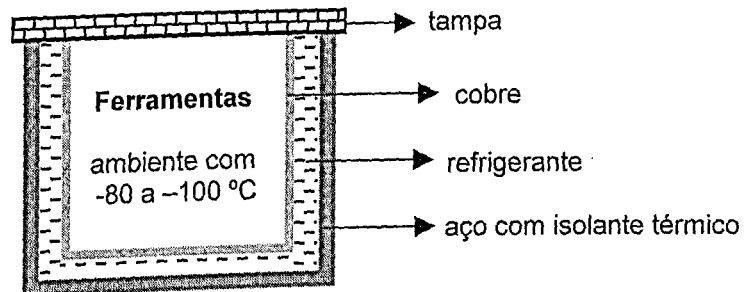


Figura 2.10 – Célula de resfriamento utilizada por Gulyaev (1937).

Em 1972, alguns tratamentos foram feitos em ferramentas prontas para o uso pela imersão direta (shock cooling) em nitrogênio líquido a -196 °C, durante 10 min. Os testes foram feitos em condições de produção em várias indústrias. Foram observados aumento na vida das ferramentas em 70 % das 200 fábricas envolvidas, mas somente em alguns tipos de ferramentas (Zhud', 1980)

Outro tipo de tratamento criogênico era feito após o revenido pela imersão em nitrogênio a -196 °C e posterior aquecimento a 400 °C de 30 a 60 min. Isto evitava o aparecimento de trincas, com resultados que apresentaram um aumento de 50 a 100 % na vida das ferramentas tratadas (Pampolo, 1980).

Barron (1974) cita que na década de 60, algumas companhias começaram a desenvolver processos de tratamento criogênico para melhorar a resistência ao desgaste de ferramentas de corte, engrenagens e facas de guilhotina. Um processo chamado *Per-O-Bonding*, foi citado por Barron como o que apresentava os melhores resultados no aumento na vida das ferramentas (até de 600 %). Este processo consistia de um resfriamento bem lento até -196 °C (2.5 °C/mim), mantendo-se esta temperatura por 20 horas em média e um aquecimento lento (2.5 °C/mim) até a temperatura ambiente, posteriormente aquecendo-se a $+196$ °C para alívio das tensões que podem ocorrer no processo (Miller, 1980). Durante o processo, as peças não entram em contato com o nitrogênio. Barron cita que o uso de processo a seco evita problemas de choque térmico devido a imersão direta em nitrogênio líquido e garante um maior controle das temperatura da peça resfriada.

Outro processo citado na literatura por Taylor (1978) foi desenvolvido pela BOC Ltda, chamado de Cryotough, que consistia de um pré-resfriamento em temperaturas próximas a -196 °C (3 horas) e imersão direta em nitrogênio líquido a -196 °C e mantido por 10 horas em média (Figura 2.11a), com aumento nas vidas de brocas e matrizes de até 600%, de hobbies

de até 300% e de fresas de até 200%. Reasbeck (1989) cita este mesmo processo, porém, feito com resfriamento controlado a $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ em 8 horas, para evitar choque térmico, e ao atingir a temperatura a peça sofria um banho em nitrogênio líquido por 28 horas e aquecimento até temperatura ambiente em 30 horas.

Hoje parte dos tratamentos criogênicos são feitos em máquinas chamadas “processadores criogênicos” (Figura 2.11b). Estes equipamentos são capazes de realizar o ciclo de resfriamento e aquecimento com maior controle de temperatura e maior repetibilidade do processo, através do uso de computadores que controlam o fluxo de nitrogênio dentro da câmara de resfriamento. O tratamento, neste caso, é feito através de um resfriamento lento a $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ em uma atmosfera gasosa de nitrogênio (processo a seco) e mantido nesta temperatura por períodos de 20 a 60 horas, retornando depois lentamente a temperatura ambiente e posterior aquecimento a $+196\text{ }^{\circ}\text{C}$. Este tipo de processo é diferente daqueles no qual o material é banhado com nitrogênio líquido (Paulin, 1992).

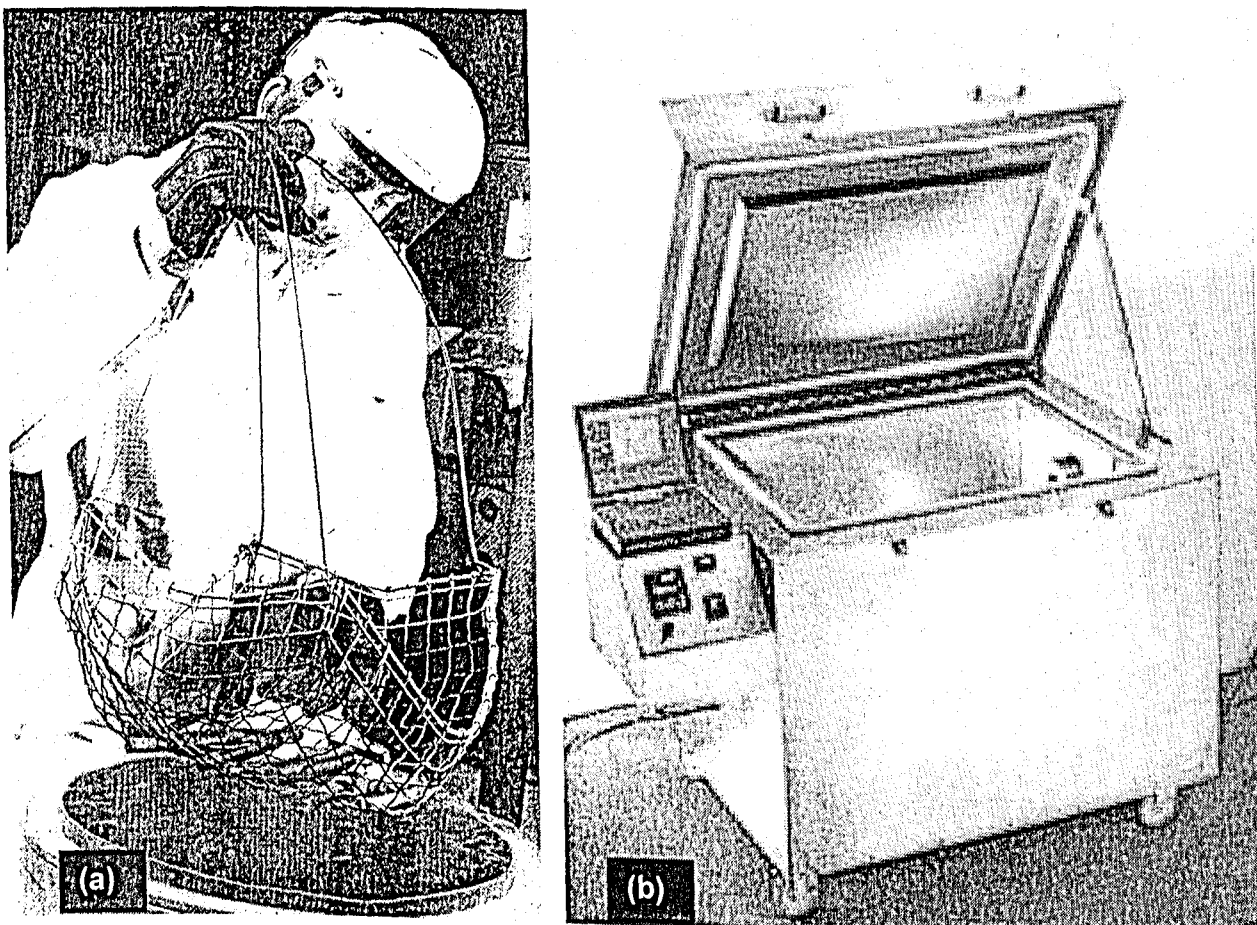


Figura 2.11 – (a) Processo de tratamento *Cryotough* com nitrogênio líquido a $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Taylor, 1978), (b) Típico processador criogênico [<http://www.dspcryo.com>].

O tratamento por imersão direta em nitrogênio líquido ainda é praticado, mesmo com a disponibilidade dos equipamentos que realizam o processo a seco. A NU-Bit Inc, empresa americana, desenvolveu um destes processos denominado de NBP, que consiste na imersão da peça em nitrogênio a $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$. A etapa de imersão é feita durante 10 min e a peça é mantida a temperatura criogênica por um tempo necessário para atingir o equilíbrio, que depende da dimensão da peça. Após este período, a peça é aquecida a temperatura ambiente, totalizando um tempo de tratamento que varia de 1 a 2 horas. A Figura 2.12 ilustra este processo.

Segundo Kamody (1999), o tempo requerido nos processos de tratamentos criogênicos convencionais, a seco e com baixa taxa de resfriamento, é muito grande, em geral maior que 24 horas, tornando-o inadequado para ser incorporado ao ciclo de tratamento convencional de têmpera e revenido. Mesmo com a possibilidade de choque térmico no processo de imersão em nitrogênio líquido, resultados satisfatórios com aumento na resistência ao desgaste e na vida de ferramentas de 42 a 211 % foram encontrados (Cohen e Kamondy, 1998).

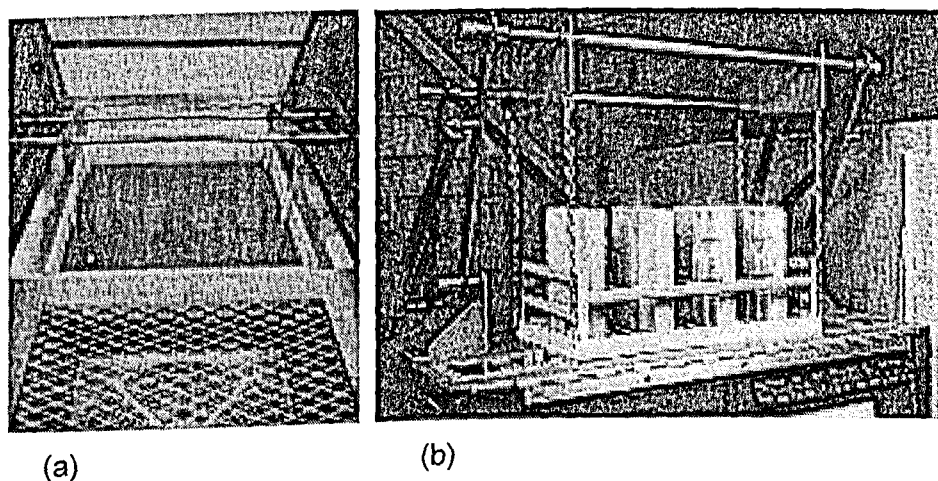


Figura 2.12 – (a) sistema de banho em nitrogênio líquido do processo *NBP*, (b) carga de aço AISI H13 depois do banho, sobre um ventilador para aquecimento a temperatura ambiente (Kamody, 1999).

Mesmo com diferentes tipos de tratamento criogênico, os resultados obtidos com o uso desta técnica, em geral, são favoráveis ao aumento do desempenho das ferramentas, apesar da obtenção de resultados que não conferem mudança nenhuma ou até apresentam piores desempenhos em alguns casos. Esta inconstância nos resultados deve-se principalmente ao não conhecimento de todos os mecanismos envolvidos e das variáveis que influenciam os mesmos.

2.3.2 Mecanismos propostos para as mudanças ocorridas com o tratamento criogênico

Os primeiros a usarem este tipo de técnica aplicavam temperaturas na faixa de -80 a -100 °C por um período de tempo de ½ a 1 hora, e atribuíam o aumento na resistência ao desgaste das ferramentas, basicamente à transformação da austenita retida, mais macia, em martensita, mais dura, e à obtenção de uma estrutura mais estável (Gulyaev, 1937). Pesquisas recentes feitas por Collins e Dormer (1997), afirmam que a transformação da austenita não é o único mecanismo existente no aumento da resistência ao desgaste. Eles verificaram que o tratamento criogênico tem efeito principalmente na martensita, causando mudanças cristalográficas e microestruturais que resultam em precipitação e distribuição mais fina de carbonetos na microestrutura revenida, com subsequente aumento na tenacidade e resistência ao desgaste.

Em geral, a adição de elementos de liga abaixa as linhas M_i (temperatura de início da transformação austenita-martensita) e M_f (temperatura final de transformação austenita-martensita), ao ponto desta última situar-se a temperaturas abaixo de zero na escala °C. O efeito isolado do teor de carbono nestas temperaturas é ilustrado na Figura 2.5.

Os tratamentos térmicos convencionais normalmente usam condições de resfriamento até somente a temperatura ambiente, o que poderá resultar na presença de austenita retida, como citado já citado no item 2.2. O principal problema da presença de alguma austenita retida, principalmente em componentes que necessitam maior precisão dimensional, é a posterior transformação da austenita retida durante o uso deste componente, quando submetido a um reaquecimento ou a um campo de tensões, provocando distorções no material. Esta transformação da austenita em martensita não revenida também pode causar trincas, principalmente em peças de formas mais complexas e feitas de aços-ferramentas altamente ligados (Herberling, 1992).

Em 1974, Barron atribuiu a outro mecanismo presente, a responsabilidade do aumento da resistência ao desgaste e maior desempenho da ferramenta, além da transformação da austenita retida em martensita. Ele verificou que os materiais submetidos a tratamentos térmicos convencionais de forma eficiente apresentavam pouco teor de austenita retida. Porém quando submetidos ao tratamento criogênico eles adquiriam desempenho ainda melhor que aqueles não tratados criogenicamente. Este mecanismo seria dependente do tempo e da temperatura de tratamento devido ao longo período que as ferramentas precisavam ficar a temperaturas criogênicas (acima de 8 horas). A microestrutura observada antes do tratamento criogênico apresentava partículas de carbonetos relativamente grandes (2.5 μm) dispersas na matriz. Depois do tratamento criogênico foram encontrados além de carbonetos maiores, partículas de carbonetos com 0.5 μm na microestrutura. A presença finos carbonetos poderia,

de certa forma, contribuir para o aumento da resistência ao desgaste. Desta forma, Barron atribuiu a maior resistência ao desgaste à transformação da austenita retida em martensita e à presença de pequenas e duras partículas de carbonetos dentro da martensita, entre as partículas de carboneto maiores.

Popandopulo e Zhukova (1980) realizaram estudos de dilatométrica e análises de fases durante o tratamento criogênico por imersão em nitrogênio líquido. Eles observaram uma redução no volume das amostras na faixa de -90 °C a $+20\text{ °C}$. Atribuiu-se este comportamento à decomposição parcial da martensita e à precipitação de átomos de carbono nas discordâncias, bem como à formação de carbonetos submicroscópicos.

Paulin (1992) também cita a presença destes finos carbonetos precipitados e sua importância nas propriedades do material. O carbono precipitado reduz a tensão interna da martensita e minimiza sua susceptibilidade ao surgimento de microtrincas, enquanto a distribuição de carbonetos finos e muito duros aumenta a resistência ao desgaste.

Uma pesquisa feita variando o ciclo criogênico, em aços equivalentes ao M2, fez a quantificação das partículas precipitadas e verificou sua influência nas características do material (Alexandru et al., 1990). O estudo envolveu sete amostras, cada uma submetida a diferentes ciclos de aquecimento e resfriamento (até -70 °C), como descrito na Tabela 2.6.

Tabela 2.6 – Ciclos de tratamentos térmicos estudados por Alexandru et al. (1990).

A	Têmpera 1230°C					Ciclo	A(%)	M(%)	C(%)	N _c	T (mim)
B	Têmpera 1230°C	+	Duplo Revenido 560°C			A	42,6	66,6	6,9	-	-
C	Têmpera 1230°C	+	Sub-Zero (-70°C)			B	12,8	74,6	12,5	23.410,24	22
G	Têmpera 1230°C	+	Sub-Zero (-70°C)	+	Simples Revenido 560°C	C	7,5	84,9	7,6	-	38
H	Têmpera 1230°C	+	Simples Revenido 560°C	+	Sub-Zero (-70°C)	G	2,2	85,3	12,5	30.928,49	49
M	Têmpera 1230°C	+	Simples Revenido 560°C	+	Sub-Zero (-70°C)	H	13,3	71,2	15,5	23.788,52	47
N	Têmpera 1230°C	+	Simples Revenido 560°C	+	Sub-Zero (-70°C)	M	1,6	79,9	18,5	42.869,81	51
						N	0,9	81,7	17,4	69.646,09	45

A=Austenita ; M=Martensita ; C=Carbonetos
 N_c=Número de carbonetos menor que 1µm / mm²
 T = Vida da ferramenta (mim)

Com a utilização de microscópio eletrônico de transmissão (JOEL IXA-5A), difratômetro de raios-X (DRON-1X), analisador de imagens (Quantimet 720) e um dilatômetro diferencial (Chevenard), a microestrutura foi analisada e as partículas de carbonetos foram quantificadas. Os resultados confirmaram um aumento na precipitação de carbonetos (variando de 6.9 a 18.5 %), redução da austenita retida (variando de 42.6 a 0.9 %) e aumento da quantidade de martensita (variando de 66,6 a 85,3 %), dependendo do ciclo de tratamento térmico. Os testes

de usinagem feitos em ferramentas de barra no torneamento de aço ABNT 1050, apresentaram um aumento significativo na vida das ferramentas tratadas criogenicamente (Tabela 2.6).

Atribuiu-se o aumento na vida das ferramentas à redução para quantidades mínimas de austenita retida, maior quantidade de martensita, maior densidade de carbonetos finos (menores que $1\mu\text{m}$) e uma distribuição mais favorável dos elementos de liga entre os carbonetos na matriz.

Barron (1982), após tratar criogenicamente vários materiais, incluindo o aço rápido M2, a $-84\text{ }^\circ\text{C}$ (mantendo-o nesta temperatura por 24 horas) encontrou um aumento significativo na resistência ao desgaste abrasivo a dois corpos quando comparado com o tratamento térmico de têmpera e revenimento convencional. Quando a temperatura do tratamento criogênico foi reduzida a $-196\text{ }^\circ\text{C}$ obteve-se uma resistência ainda maior.

Meng et al. (1994) realizaram tratamentos criogênicos em aços ferramenta e, através de técnicas de difração de raios-X e microscopia eletrônica de transmissão, verificaram a presença de microcarbonetos tipo η , com dimensões que variavam de 0.02 a $0.04\ \mu\text{m}$ de comprimento e 0.005 a $0.01\ \mu\text{m}$ de seção. Foi atribuído a estes carbonetos a maior resistência ao desgaste, ao invés da transformação da austenita retida em martensita, como colocado em muitas pesquisas. Neste trabalho feito por Meng et al. foi proposto um modelo para o mecanismo de precipitação dos carbonetos η , no qual, resumidamente, átomos de carbono trocariam de posição rapidamente devido as deformações (contração e expansão) da rede devido ao ciclo de tratamento criogênico.

Yen e Kamody (1997) também constataram a precipitação destes carbonetos no revenimento depois do tratamento criogênico por imersão direta em nitrogênio líquido (ciclo total de tratamento de 1 a 2 horas). As transformações sofridas pelas amostras durante o tratamento foram divididas em três etapas:

- 1- a austenita retida transforma-se em nova martensita, a qual tem diferentes parâmetros de rede (maior relação c/a) que a martensita original (Figura 2.6b);
- 2- com o aquecimento até a temperatura ambiente, o parâmetro de rede da nova martensita diminui. A relação c/a da nova martensita aproxima-se daquela da martensita original, porém não chega a ser a mesma;
- 3- no processo de revenimento ocorre a precipitação de carbonetos tipo (η) na matriz da nova martensita formada.

Fez-se, então, uma avaliação da influência do tempo e temperatura de revenimento no percentual dos carbonetos (η) precipitados e a transformação da austenita retida em aço-rápido T-15, cujos resultados são mostrados na Tabela 2.7. Nota-se que, depois do tratamento

criogênico, o percentual de austenita retida diminuiu de 17.7 para 7.5 % em média. Observa-se também que este percentual manteve-se quase o mesmo para os diferentes ciclos de revenimento, verificando-se a suposição que a transformação da austenita retida em martensita ocorre como resultado do tratamento criogênico não dependendo das condições de revenimento. As condições de revenimento, contudo, tiveram grande influência na quantidade de carbonetos tipo (η) precipitados. Quanto maior o tempo e a temperatura de revenimento maior a quantidade de carbonetos, chegando a variar de 3.1 %, no revenimento a 204 °C por 1 hora a 6.2 % para um a 538 °C por 2 horas.

Tabela 2.7 – Ciclos de tratamentos térmicos estudados para o aço-rápido T15 (Yen e Kamody,1997).

						G	A(%)	MC(%)	C(%)	HRC	T1 (mim)	T2 (mim)	Pm1	Pm2	Pm3
1	Austenitização 1221°C (10 mim)	+	Mantido 149°C (30 mim)	+		1	17.7	82.3	0	62.6	960	81	5.65	4.12	2.55
2	Austenitização 1221°C (10 mim)	+	Mantido 149°C (30 mim)	+	Imersão N líquido -196 Ciclo 1 a 2 h	2	7.8	92.3	0	64.6	737	93	6.70	2.29	2.92
3	Austenitização 1221°C (10 mim)	+	Mantido 149°C (30 mim)	+	Imersão N líquido -196 Ciclo 1 a 2 h	3	7.5	89.4	3.1	63.4	1122	77	7.15	3.15	2.65
4	Austenitização 1221°C (10 mim)	+	Mantido 149°C (30 mim)	+	Imersão N líquido -196 Ciclo 1 a 2 h	4	7.6	89.0	3.4	61.5	1231	91	5.88	1.67	2.96
5	Austenitização 1221°C (10 mim)	+	Mantido 149°C (30 mim)	+	Imersão N líquido -196 Ciclo 1 a 2 h	5	7.3	88.6	4.1	60.2	900	67	3.95	1.42	2.71
6	Austenitização 1221°C (10 mim)	+	Mantido 149°C (30 mim)	+	Imersão N líquido -196 Ciclo 1 a 2 h	6	7.7	87.7	4.6	62.9	1080	122	3.25	1.89	2.58
7	Austenitização 1221°C (10 mim)	+	Mantido 149°C (30 mim)	+	Imersão N líquido -196 Ciclo 1 a 2 h	7	7.2	87.5	5.3	63.7	1265	150	1.81	1.43	2.33
8	Austenitização 1221°C (10 mim)	+	Mantido 149°C (30 mim)	+	Imersão N líquido -196 Ciclo 1 a 2 h	8	7.7	86.1	6.2	61.3	2180	155	1.94	1.61	2.40

G = Grupo
 A = Austenita
 MC = Martensita e Carbonetos Residuais
 C = Carboneto (η)
 T1 = Vida ferramenta a 61 m/mim
 T2 = Vida ferramenta a 91.5 m/mim
 Pm1 = Perda de massa (10^{-6} g/m) à 6 m/s de velocidade
 Pm2 = Perda de massa (10^{-6} g/m) à 8 m/s de velocidade
 Pm3 = Perda de massa (10^{-6} g/m) à 10 m/s de velocidade

Comparando-se a resistência ao desgaste entre os grupos 1 e 2 e com o teor de austenita retida, observa-se que esta apresenta tanto um ganho quanto uma perda na resistência ao desgaste para diferentes condições de teste, em especial, à velocidade usada no teste. Esta influência da velocidade na resistência ao desgaste abrasivo, também foi observada nos outros grupos, mas em geral observa-se que quanto maior a quantidade de microcarbonetos η , menor a perda de massa. Concluiu-se então que, a precipitação destes carbonetos é mais importante que a transformação da austenita retida no aumento da resistência ao desgaste abrasivo, levantadas por este método.

Analisando a Tabela 2.7 para o teste de torneamento do aço AISI 4340 com ferramentas T15, observa-se que os grupos 6, 7 e 8 (maiores percentuais de carbonetos (η)) tiveram maiores vidas nas duas velocidades de corte usadas. O grupo 5 teve a menor vida

quando comparado aos outros grupos, principalmente para a velocidade de corte de 91.5 m/min. Este resultado foi atribuído ao menor valor de dureza adquirido por este grupo.

Em recente trabalho, Yun et al. (1998) verificaram mudanças nas propriedades do aço-rápido M2 submetido a diferentes ciclos de tratamento criogênico à $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Tabela 2.8). Comparando-se o ciclo tradicional de têmpera e revenimento (A) com o outros ciclos de tratamento criogênico, observou-se um aumento de 11,5 % na resistência à flexão, 43 % na tenacidade ao impacto, e mudanças na dureza a temperatura ambiente e na dureza a quente. Os resultados também foram atribuídos à transformação da austenita retida em martensita e à precipitação de carbonetos ultrafinos, sendo o último fator considerado como o ponto chave para as mudanças nestas propriedades.

Tabela 2.8 – Ciclos de tratamentos térmicos estudados para o aço-rápido M2 (Yun et al., 1998).

Ciclo	Dureza (HRC)	Dureza a Quente (HRC)			RF (MPa)	TI (J/mm ²)
		600 °C	625 °C	630 °C		
A	63,7	60,6	57,8	55,7	2583	3,5
B	64,8	62,1	57,1	57,5	2880	4,4
C	65,0	63,0	59,3	58,0	2873	4,4
D	65,4	63,1	61,7	59,5	3096	5,0
E	64,3	61,8	58,1	57,3	2611	3,9

A	Têmpera 1250°C	+	Triplo Revenido 560°C	
B	Têmpera 1250°C	+	1 ciclo de TC (-196) Total 24 h	+ Triplo Revenido 560°C
C	Têmpera 1250°C	+	1 ciclo de TC (-196) Total 48 h	+ Triplo Revenido 560°C
D	Têmpera 1250°C	+	3 ciclos de TC (-196) Total 48 h	+ Triplo Revenido 560°C
E	Têmpera 1250°C	+	Triplo Revenido 560°C	+ 1 ciclo de TC (-196) Total 48 h

RF = Resistência a Flexão
 TI = Tenacidade ao Impacto
 TC = Tratamento Criogênico

A Figura 2.13 apresenta as micrografias do aço M2 feitas por microscopia eletrônica de transmissão. A Figura 2.13(a) mostra uma estrutura apenas temperada composta de martensita e austenita retida, sem a presença de fases precipitadas na estrutura cristalina. Depois do revenimento, a estrutura passa a apresentar precipitados, como também, um grande número de compactas linhas pretas na martensita (Figura 2.13(b)).

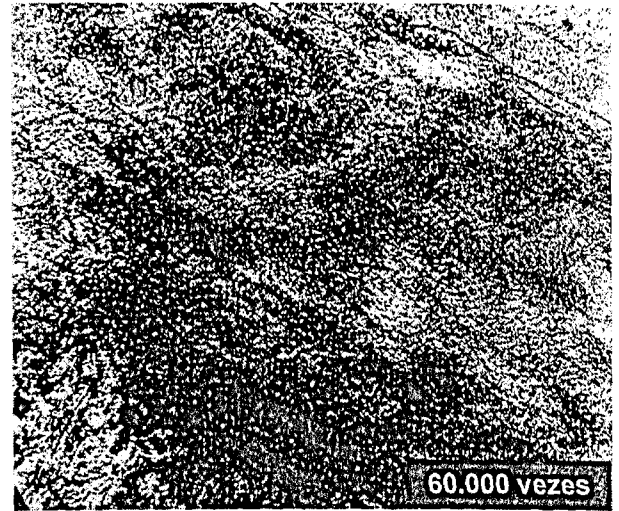
O tratamento criogênico, após a têmpera, promove grande mudanças na microestrutura, principalmente na transformação da austenita retida em martensita (Figura 2.13(c)). Uma análise mais detalhada da estrutura, verificou a presença de carbonetos ultrafinos provenientes da decomposição da martensita. Observou-se, com o revenimento após o tratamento criogênico, linhas um pouco mais claras, mais compactas e dispostas em uma certa seqüência (Figura 2.13d). Os carbonetos precipitados são maiores e melhor distribuídos que aqueles observados só com o tratamento criogênico sem revenimento, porém bem menores e melhor distribuídos que aqueles obtidos só com o tratamento térmico convencional.

Os resultados de testes com uma fresa de disco de aço M2 submetido ao tratamento criogênico (ciclo D e estrutura cristalina semelhante a da Figura 2.13(d)) na usinagem de anéis de pistão feitos de ferro fundido, mostraram uma produção de 440 anéis para a ferramenta

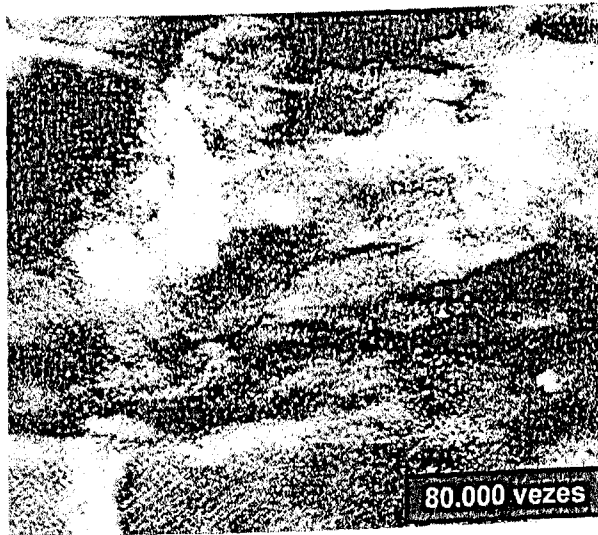
tratada criogenicamente, contra 220 anéis feitos com a ferramenta sem tratamento criogênico (ciclo A - estrutura cristalina semelhante a Figura 2.13(b)).



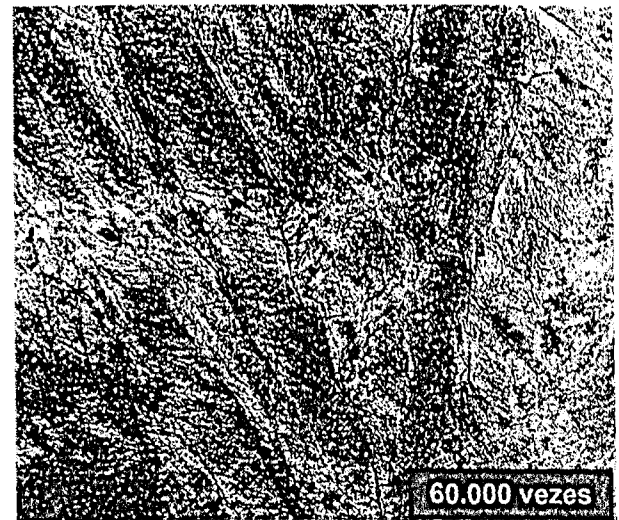
(a) M2- temperado.



(b) M2- temperado e revenido



(c) M2- temperado e TC.



(d) M2- temperado, TC e revenido.

Figura 2.13 – Micrografias feitas por microscópio eletrônico de transmissão para o aço M2 em diferentes ciclos de tratamentos térmicos (TC = Tratamento Criogênico), Yun et. al. (1998).

Segundo Collins e Dormer(1997), finos carbonetos se precipitam na estrutura cristalina devido a mudanças microestruturais que ocorrem na martensita, fenômeno este, denominado de “Condicionamento da martensita a baixas temperaturas”. Apesar de se tratar de um mecanismo ainda não totalmente entendido, Collins (1996) sugere que, com o resfriamento contínuo a energia e a instabilidade da martensita aumentam, possivelmente afetando a rede de discordâncias presente, devido a contração nos espaçamentos interatômicos. Existindo tempo suficiente de permanência a baixas temperaturas, átomos de carbono poderão migrar e

se agrupar. Devido à baixas temperaturas esta migração é lenta e por isto demandam longos tempos (de 24 a 72 horas). No aquecimento subsequente, à temperatura ambiente ou acima dela, estes agrupamentos de carbono funcionam como núcleos para a formação de finos carbonetos nos aços tratados criogenicamente. Este mecanismo tem melhores resultados em materiais com menor quantidade de austenita retida (maior quantidade de martensita) visto que se trata de um fenômeno que ocorre na cadeia martensítica. Neste processo, a martensita formada na temperatura ambiente, ou acima dela, se tornaria condicionada em temperaturas de -196°C . A martensita formada da austenita durante o resfriamento até -80° precisaria de temperaturas ainda menores que -196° para se condicionar.

Pode-se ver, que a transformação da austenita retida e a precipitação de microcarbonetos têm sido abordados por muitos autores como sendo os principais mecanismos responsáveis pela maior resistência ao desgaste de ferramentas tratadas criogenicamente. Possivelmente, outros mecanismos podem estar presentes (Reasbeck, 1989), devido a resultados benéficos do tratamento criogênico encontrado também em ligas de cobre (eletrodos de solda), metal duro e alumínio para aplicações aeroespaciais. Um maior entendimento destes mecanismo e como eles podem influenciar propriedades de materiais torna-se necessário.

2.3.3 Propriedades influenciadas pelo tratamento criogênico

Das propriedades influenciadas pelo tratamento criogênico, a resistência ao desgaste abrasivo, em geral, é a mais pesquisada e citada na literatura, principalmente por Barron (1982); Thompson e Brown (1992); Meng, et al. (1993); Collins e Dormer (1997); Yen e Kamody (1997). Parte dos materiais testados nestas pesquisas apresentaram aumento na resistência ao desgaste abrasivo. Os resultados mostraram também ser dependentes de algumas variáveis; tais como, as condições usadas no teste, composição do material, quantidade de austenita e carbonetos precipitados e condições do tratamento criogênico (temperaturas e tempo de resfriamento).

Paralelamente ao estudo do desgaste abrasivo, outras propriedades do material também foram avaliadas e correlacionadas entre si e com o aumento na vida das ferramentas, entre elas, a dureza do material. Existe uma certa divergência entre os resultados de dureza encontrados. Barron (1972) não observou mudanças significativas na dureza de vários materiais tratados criogenicamente, incluindo a aço-rápido M2, porém outros trabalhos (Alexandru et al., 1990 e Yun et al., 1998) já citam mudanças na dureza à temperatura ambiente e dureza a quente para este mesmo aço. Esta variação, entretanto, é de apenas 1 a 2 pontos na escala HRC. Foi observado também que o ganho ou aumento na dureza não tem relação direta com o aumento na resistência ao desgaste do material (Thompson e Brown, 1992).

Moore e Collins (1993) fizeram vários testes em alguns aços variando as condições de tratamento criogênico para verificar o efeito destas na dureza. Foi constatado que, em alguns dos materiais testados, apenas a temperatura criogênica teve influência. Já para outros materiais, a taxa de resfriamento e o tempo mantido à temperatura criogênica também influenciaram na dureza. A mudança em outras propriedades, tais como, a tenacidade ao impacto e resistência à flexão, também são atribuídos ao tratamento criogênico (Alexandru et al., 1990 e Yun et al., 1998).

Popandopulo e Zhukova (1980) verificaram mudanças na resistividade elétrica (aumento) e na densidade (diminuição) de um tipo de aço depois do tratamento criogênico por imersão em nitrogênio líquido a $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (15min).

A estabilidade dimensional foi considerada o principal fator no uso de tratamentos sub-zero. O tratamento criogênico consegue maior estabilidade dimensional por eliminar a possibilidade de transformações espontâneas da austenita retida proveniente dos tratamentos térmicos convencionais nos componentes em serviço (Brown, 1995).

Collins (1996), através de uma revisão na literatura e alguns testes, fez uma avaliação das propriedades influenciadas pelos dois principais mecanismos envolvidos na alteração das propriedades, a saber:

1- transformação da austenita retida;

- ✓ aumento na dureza (quanto maior a quantidade de austenita transformada, maior o aumento na dureza);
- ✓ redução na tenacidade;
- ✓ um modesto aumento ou nenhum efeito na resistência ao desgaste;
- ✓ estabilidade dimensional.

2- Precipitação de finos carbonetos;

- ✓ aumento na resistência ao desgaste;
- ✓ aumento na tenacidade;
- ✓ pouco aumento ou nenhum efeito na dureza.

Apesar da dureza poder não ser afetada, Yun et al. (1998) reporta que, a resistência mecânica e a dureza a quente são consideravelmente aumentadas pela precipitação dos finos carbonetos.

Em outro artigo, Collins e Dormer (1997) fazem um estudo mais detalhado do efeito do tratamento criogênico nas propriedades do aço ferramentas D2. A Figura 2.14 mostra o efeito da temperatura criogênica na dureza e tenacidade. Observa-se que a temperatura de austenitização tem influência no efeito do tratamento criogênico. Isto se deve principalmente a

maior ou menor quantidade de austenita retida na matriz devido a temperatura de austenitização. Quanto maior a temperatura de austenitização maior a quantidade de austenita retida (Okorafor, 1987). Na Figura 2.14(a) até $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ tem-se um aumento na dureza devido a transformação da austenita retida em martensita, fato este não muito evidente para a temperatura de austenitização à $970\text{ }^{\circ}\text{C}$, onde a quantidade de austenita retida é inferior àquelas austenitizadas em maiores temperaturas.

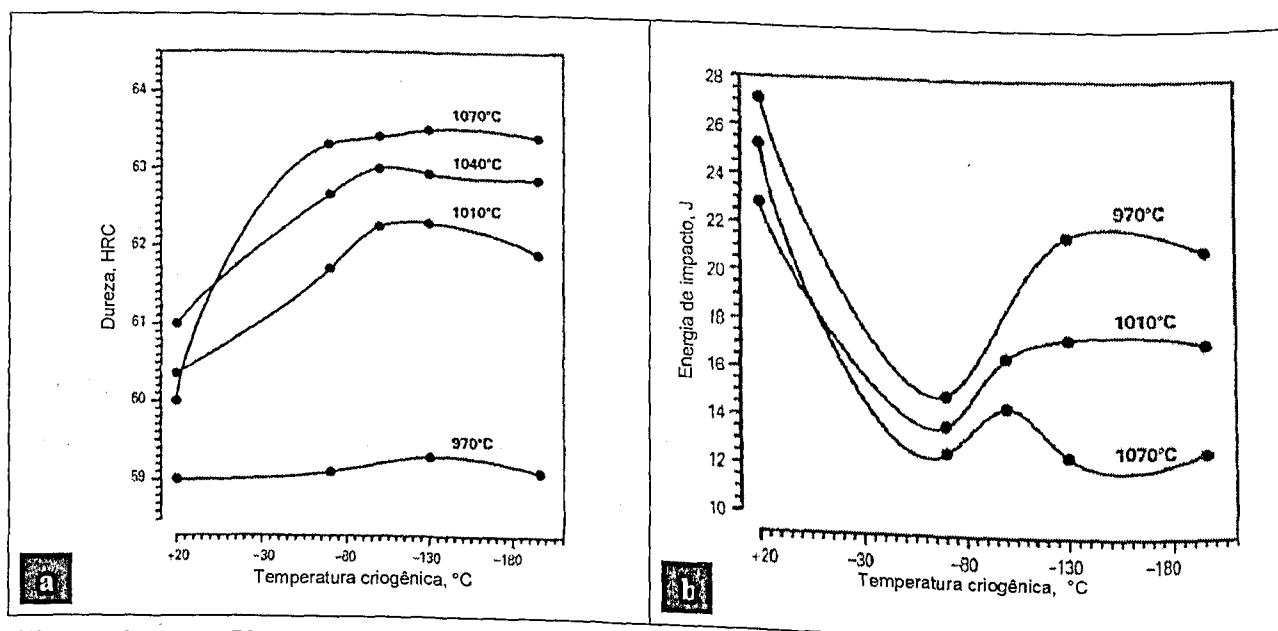


Figura 2.14 – Efeito da temperatura criogênica, (a) na dureza, (b) na tenacidade, do aço ferramenta D2 depois de austenitizado a várias temperaturas. Todas as amostras tratadas criogenicamente foram revenidas a $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Collins e Dormer, 1997).

Segundo Collins (1996), a maioria dos aços quando resfriados a temperaturas entre -80 e $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$ tem quase toda a austenita retida eliminada, desde que, esta austenita retida ainda não tenha sido estabilizada, quando deixada por um longo período de tempo à temperatura ambiente ou acima desta, antes do tratamento criogênico ser realizado. Excessivo tempo a temperatura ambiente ou revenimento antes do tratamento subzero tende a estabilizar a austenita, reduzindo ou até mesmo eliminando a transformação da austenita durante futuro resfriamento (Roberts et al., 1980). Apesar disto, Yun et al. (1998), observa que, para o aço-rápido M2, o tratamento criogênico pode ser aplicado após a têmpera e o revenimento ou entre a têmpera e o revenimento, e que os resultados obtidos neste último ciclo, são aparentemente melhores.

Na Figura 2.14(b) observa-se um comportamento oposto àquele da Figura 2.14(a), isto é, com o resfriamento até próximo de $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ a tenacidade ao impacto é reduzida enquanto a dureza aumenta. Isto é explicado de forma análoga ao resultado do tratamento criogênico para

dureza, pela transformação da austenita retida em martensita, quanto menor a quantidade de austenita retida menor a tenacidade.

Em aço-rápido, a tenacidade à fratura da matriz é diretamente proporcional ao percentual de austenita retida, sendo que, para o aço-rápido ao molibdênio, a cada 1 % de austenita retida tem-se um aumento de 4,5-6 % na tenacidade à fratura. Já para o aço-rápido ao tungstênio este aumento é de 4,1-4,8 % (Jerzy Pacyna, 1987).

Observa-se que a tenacidade foi bastante reduzida na faixa de transformação da austenita em martensita, entretanto, em temperaturas abaixo de -80 °C a tenacidade tende a aumentar. Acredita-se que isto se deve a mudanças microestruturais que ocorrem na martensita, resultando em precipitação de carbonetos, visto que, quase toda austenita já foi eliminada. Nota-se na Figura 2.14(b) que para temperaturas de austenitização menores este efeito é bem mais pronunciado, na qual maiores quantidades de martensita estariam presentes, e portanto, maior quantidade de precipitação de carbonetos.

Na Figura 2.15, observa-se que, em temperaturas de austenitização menores, a quantidade de carbonetos precipitados durante a fase de revenimento do tratamento criogênico é bem maior, devido a maior quantidade de martensita presente antes do tratamento criogênico, como proposto por Collins e Dormer (1997), resultando assim, em maior resistência ao desgaste (Figura 2.16).

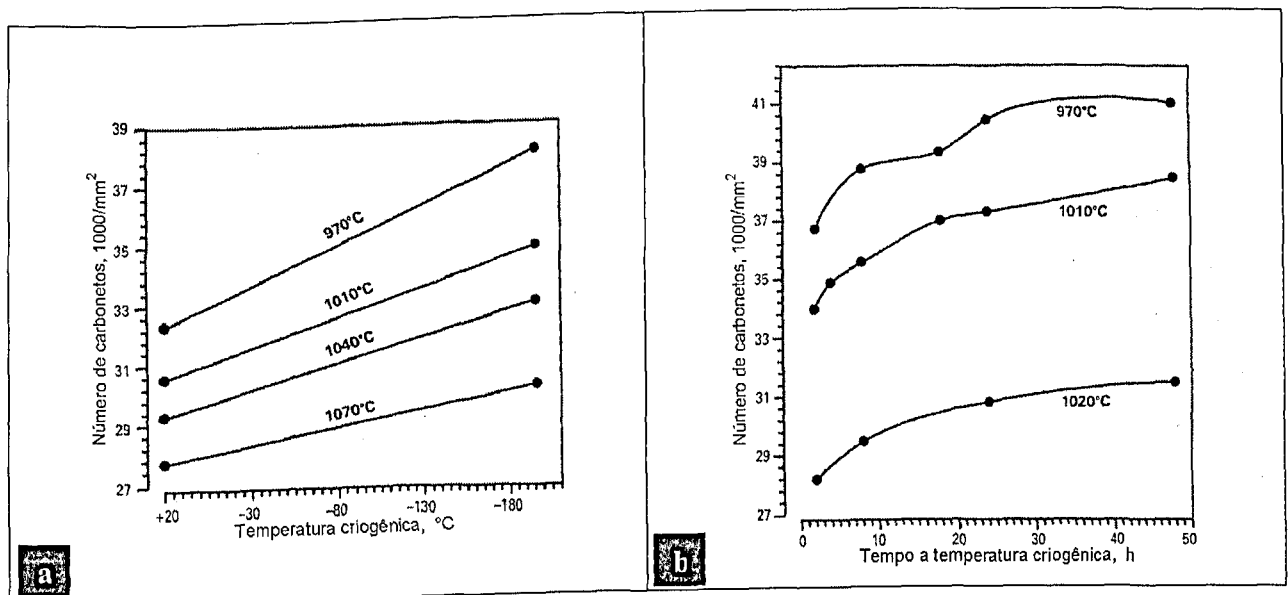


Figura 2.15 – (a) Efeito da temperatura criogênica na densidade de carbonetos (b) Efeito do tempo à temperatura criogênica na densidade de carbonetos. Todas as amostras tratadas criogenicamente foram revenidas a 200 °C (Collins e Dormer, 1997).

Além da temperatura de austenitização, o tempo e a temperatura criogênica influenciam na quantidade de carbonetos precipitados, os quais, desempenham papel importante na resistência ao desgaste.

Maiores temperaturas criogênicas e tempo de tratamento resultam em menor taxa de desgaste, como ilustrado na Figura 2.16. Isso se deve, principalmente, pela maior quantidade de carbonetos formados na matriz martensítica

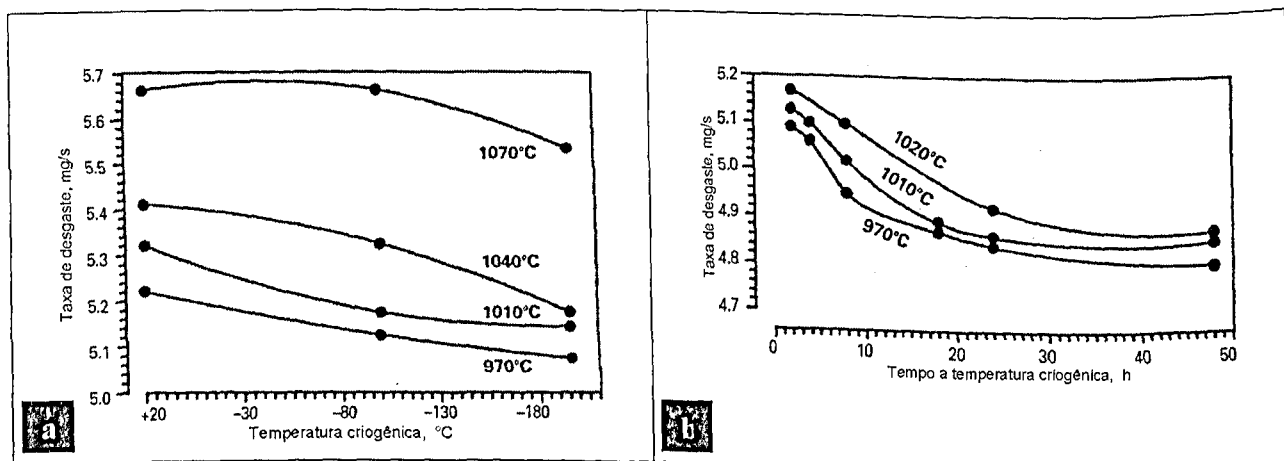


Figura 2.16 – (a) Efeito da temperatura criogênica na taxa de desgaste (b) Efeito do tempo à temperatura criogênica na taxa de desgaste. Todas as amostras tratadas criogenicamente foram revenidas a 200 °C (Collins e Dormer, 1997).

De um modo geral os resultados encontrados na literatura parecem ser bastante influenciados por parâmetros utilizados no tratamento criogênico, a composição e o estado inicial do material submetido ao tratamento, os tipos e condições dos tratamentos térmicos prévios realizados no material antes do tratamento criogênico, e, finalmente as condições de aplicação do material submetido ao tratamento criogênico. Assim, antes de qualquer aplicação do tratamento criogênico, deve-se levar em consideração alguns, senão, todos estes fatores. Dos mecanismo propostos, a precipitação dos finos carbonetos, tido como o principal, precisa de maiores estudos. Um melhor entendimento das transformações na microestrutura dos materiais quando submetidos a baixas temperaturas e como estas mudanças se interagem para aumentar a resistência ao desgaste, ou qualquer outra propriedade tomada como objeto de estudo, faz-se essencial para um perfeito domínio desta técnica.

Apesar da complexidade da técnica, devido ao grande número de variáveis envolvidas, e também das dúvidas que ainda persistem, os trabalhos de Collins (1996) e Collins e Dormer (1997) deixam claro que, o tratamento criogênico não pode ser considerado como uma extensão dos ciclos de tratamentos térmicos convencionais para se obter a otimização das propriedades. Nos tratamentos criogênicos as temperaturas de austenitização

dos tratamentos térmicos convencionais prévios são fundamentais. A escolha vai depender do principal objetivo do tratamento criogênico. Se a finalidade for maximizar a dureza, maiores temperaturas de austenitização são requeridas para garantir maior quantidade de austenita retida a ser transformada em martensita durante o tratamento criogênico. Este fator, segundo os autores, é o principal responsável pelo aumento de dureza. Por outro lado, se a finalidade é maximizar a resistência ao desgaste, menores temperaturas de austenitização são requeridas, diminuindo, assim, a austenita retida. Portanto, maior quantidade de martensita, que irá garantir maior migração de carbono e precipitação de finos carbonetos durante o ciclo de tratamento criogênico. Estes carbonetos são considerados os principais responsáveis pelo aumento da resistência ao desgaste sem perda ou mesmo, melhoria de tenacidade (Collins, 1996 e Collins e Dormer, 1997).

2.4 VIDA E DESGASTE DAS FERRAMENTAS DE CORTE

Diversos fatores podem influenciar na vida da ferramenta : processo de usinagem, condições de corte, material da peça, material/geometria da ferramenta, entre outros. Estes fatores exercem influência principalmente no desgaste e possíveis falhas que as ferramentas de corte possam sofrer. Este item do trabalho resume alguns pontos relevantes e aspectos referentes à vida da ferramenta, desgaste e mecanismos de desgaste presentes no processo de usinagem.

2.4.1 Vida da ferramenta

O conceito de vida da ferramenta está diretamente relacionado ao desgaste. Para se determinar a vida de uma ferramenta deve-se conhecer, além dos tipos de desgaste, a grandeza do mesmo e todas as variáveis que podem influenciar na produtividade e qualidade das peças usinadas.

A vida de uma ferramenta pode ser definida como sendo o tempo em que a mesma trabalha efetivamente, sem perder o corte ou até que atinja um critério de fim de vida previamente estabelecido (Ferraresi, 1977). O desgaste ou grau de desgaste tomado como critério de fim de vida da ferramenta irá depender de inúmeros fatores, tais como:

- a) Receio de quebra do gume cortante devido ao desgaste;
- b) Temperaturas excessivas atingidas pela ferramenta;
- c) As tolerâncias dimensionais não são mais possíveis de se obter;
- d) O acabamento superficial não é mais satisfatório;
- e) Aumento excessivo das forças de usinagem;
- f) Fatores econômicos (produção X custo).

O controle destes fatores em uma operação de usinagem pode determinar quando uma ferramenta deve ser trocada ou reafiada. Adotado o critério de fim de vida de uma ferramenta de corte, esta pode ser expressa de várias maneiras, seja pelo tempo total de trabalho, percurso de corte (Km) ou de avanço (mm), volume de material removido (mm^3), número de peças produzidas ou velocidade de corte para um determinado tempo de vida (m/mim).

Para o estudo das condições econômicas de corte faz-se o uso das curvas de vida da ferramenta. Tais curvas relacionam a vida da ferramenta em função da velocidade de corte e estabelecem uma previsão do tempo que uma ferramenta pode trabalhar até que ela atinja o nível de desgaste estabelecido.

Para a construção destas curvas, geralmente deve-se obter gráficos auxiliares que forneçam o desgaste da ferramenta ao longo do tempo, para diferentes velocidades, em determinadas condições de usinagem do par ferramenta peça.

Como exemplo de uma curva de vida, a Figura 2.17(a) apresenta a variação do desgaste com o tempo para diferentes velocidades de corte. A partir destas curvas de vida, outras curvas do tipo da Figura 2.17(b) podem ser construídas. Neste caso, tomou-se como critério o desgaste de $VB_B=0.8\text{mm}$ para diferentes velocidades de corte.

Na velocidade de corte V_{60} , isto é, para uma vida de 60 minutos de trabalho, de acordo com o gráfico da Figura 2.17(b), obtém-se $V_c=135\text{m/mim}$. Determinados o desgaste e as condições de usinagem (avanço, profundidade de corte, geometria da ferramenta, etc.), os valores de velocidade de corte podem servir como índices de usinabilidade.

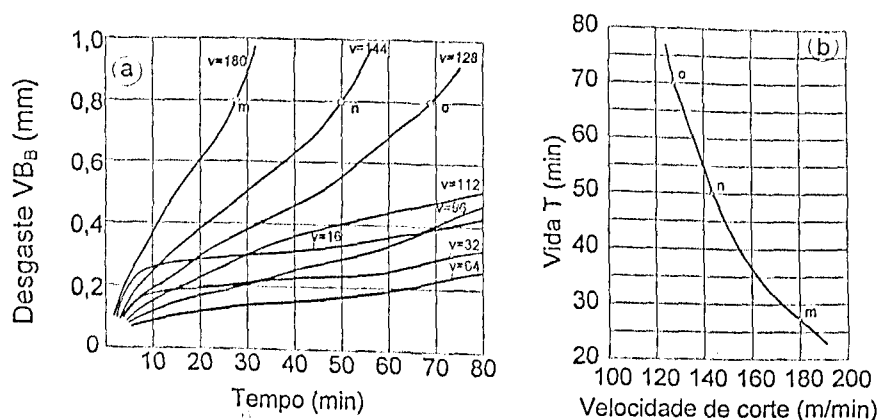


Figura 2.17 – Determinação da curva de vida da ferramenta. $T \times V_c$ a) curvas auxiliares de desgaste em função do tempo de usinagem, b) curva de vida da ferramenta para $VB=0,8\text{ mm}$ (Ferraresi, 1977).

O gráfico da figura 2.17(b) quando representado em escala logarítmica aproxima-se de uma reta, Figura 2.18. A partir deste gráfico, pode-se obter a equação da reta do tipo $T=K \cdot V_c^x$, que é conhecida como a equação de Taylor, onde x é o coeficiente angular da reta $T.V$ e a constante K pode ser interpretada como a vida da ferramenta para uma velocidade de corte de 1m/mim.

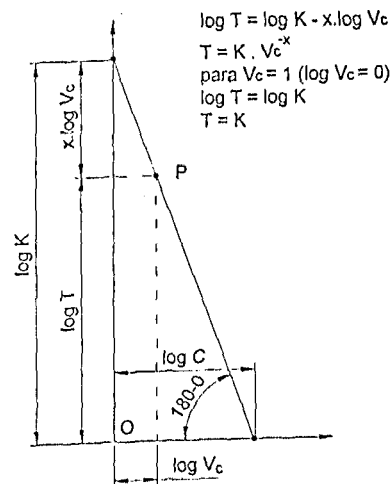


Figura 2.18 – Representação em escalas logarítmicas da curva de vida da ferramenta (Ferraresi, 1977).

A equação de Taylor também pode levar em consideração outros parâmetros de corte como o avanço (f), a profundidade de corte (a_p) e o desgaste de flanco médio (VB_m), que também irão influenciar na vida da ferramenta de corte. Ao se considerar estes parâmetros a equação é representada na forma expandida, como se segue :

$$T = K V_c^{-A} \cdot f^B \cdot a_p^{-C} \cdot VB^D$$

Onde :

A, B, C e D = coeficientes;

K = constante;

V_c = velocidade de corte (m/mim)

a_p = profundidade de corte (mm)

f = avanço (mm/ver)

VB = desgaste de flanco (mm)

As condições de corte obtidas pela equação de Taylor podem ser usadas na otimização de um processo de usinagem.

2.4.2 Desgaste das ferramentas

A substituição (ou falha) de uma ferramenta em um processo de usinagem pode ocorrer por duas causas, seja pela ocorrência de uma avaria (lascamento, quebra ou trincamento) ou quando o desgaste da ferramenta atinge proporções elevadas que podem comprometer o bom andamento do processo.

Durante o processo de usinagem a ferramenta de corte e a peça, em conjunto com o meio envolvente (ar) e o meio interfacial, representam um sistema tribológico (Weinert e Meister, 1998). Neste sistema, o desgaste da ferramenta dá-se pela combinação de complexos fenômenos químicos, físicos e mecânicos que ocorrem em altas temperaturas e pressões num pequeno volume da zona de cisalhamento primária e secundária (Marionov e Andonov, 1997).

Estes processos físicos, químicos e mecânicos, durante a operação de desgaste, resultam em vários mecanismos de desgaste. Estes mecanismos ocorrem sobrepostos durante o processo de corte e resultam em algumas formas de desgaste que podem ser identificadas na superfície de folga e na superfície de saída das ferramentas. A seguir, apresentam-se as formas de desgaste e os mecanismos presentes.

2.4.3 Formas de desgaste

Durante a usinagem dos metais, a ação de cortar muda a forma e, portanto, a geometria original da ferramenta de corte. Verifica-se um desgaste progressivo, tanto na superfície de folga como na superfície de saída da ferramenta. A Figura 2.19 apresenta as principais áreas de desgaste.

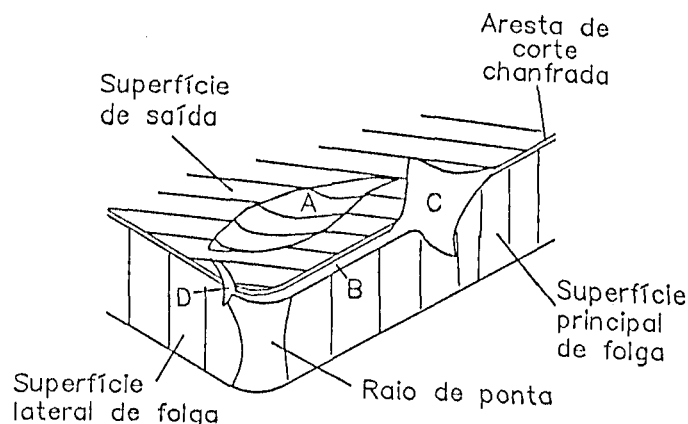


Figura 2.19 – Principais áreas de desgaste de uma ferramenta de corte (Dearnley e Trent, 1982).

Da Figura 2.19 três formas distintas de desgaste podem ser identificadas, dentre elas:

- Desgaste de cratera - (Área A).
- Desgaste de flanco - (Área B).
- Desgaste de entalhe - (Áreas C e D).

Estes desgastes quantificados servem como critérios de fim de vida. Assim, atingindo-se as proporções de desgaste estabelecidos, a ferramenta deverá ser reafiada ou substituída. A Norma ISO 3685 recomenda para ferramentas de aço-rápido e metal duro, os seguintes critérios de fim de vida :

- 1 - Desgaste de flanco médio $VB_B = 0,3$ mm
- 2 - Desgaste de flanco máximo $VB_{max} = 0,6$ mm
- 3 - Profundidade de cratera $KT = 0,06 + f$, $f = \text{avanço}(\text{mm/rev})$
- 4 - Falha catastrófica.

Estes valores sugeridos pela ISO são utilizados em testes de vida de ferramenta. Industrialmente esses parâmetros podem assumir valores diferentes, pois eles dependem de vários fatores, tais como: rigidez da máquina, a precisão requerida na peça e outros, os quais são distintos para diferentes companhias. Outros critérios de fim de vida podem ser adotados, tais como, o número de peças produzidas dentro das especificações de tolerância e acabamento de projetos. Contudo, estes critérios devem levar em consideração os valores de parâmetros de desgaste preestabelecidos, evitando-se com isso a falha catastrófica e conseqüentemente maiores danos ao sistema (Machado e Da Silva, 1993).

O uso de sistemas que fazem o controle automático do desgaste indiretamente (por monitoramento das componentes da força ou vibrações do sistema) ou diretamente (por emissão acústica), são cada vez mais presentes e eficientes em modernos sistemas de usinagem.

2.4.4 Mecanismos de desgaste

A literatura apresenta variações na classificação dos mecanismo de desgaste. Trent (1991), divide em seis os mecanismos de desgaste: Deformação plástica superficial por cisalhamento a altas temperaturas, deformação plástica da aresta de corte sob altas tensões de compressão, desgaste de entalhe, desgaste abrasivo, desgaste difusivo e desgaste por

aderência e arrastamento (*Attrition*). Dos seis mecanismos de desgaste, os três primeiros são considerados mais como processos de desgaste que propriamente mecanismos.

A Figura 2.20 apresenta os tipos de desgastes mais importantes, em conjunto com os mecanismo ativos durante a usinagem, segundo Weinert e Meister (1998). Eles consideram que os quatro principais mecanismo de desgaste que ocorrem durante o corte são a adesão, abrasão, fadiga superficial e reações triboquímicas.

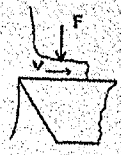

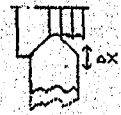



Tabela 1 – Tipos de desgaste durante o corte			
Estrutura do sistema	Ação tribológica	Tipo de desgaste	Mecanismos
Sólido - Sólido		Desgaste por deslizamento	Adesão Abrasão Fadiga superficial Reação triboquímica
Sólido - Sólido		Desgaste por impacto	Adesão Abrasão Fadiga superficial Reação triboquímica
Sólido - Sólido		Desgaste por vibração	Adesão Abrasão Fadiga superficial Reação triboquímica
Sólido - Sólido + Partículas		Abrasão de dois corpos	Abrasão
		Abrasão de três corpos (abrasão de fresamento)	Abrasão
Sólido - Fluidos + Partículas		Erosão	Abrasão Fadiga superficial Reação triboquímica

Figura 2.20 – Mecanismos de desgaste ativos durante a usinagem (Weinert e Meister, 1998).

A **adesão** resulta quando na presença de asperezas, duas superfícies em contato soldam-se sob pressão constante e subsequente fratura pelo movimento relativo das duas superfícies. Segundo Trent, a adesão seguida de fratura e arrastamento das partículas sobre a superfície de saída é denominada de *Attrition*.

O **Desgaste abrasivo** ocorre quando partículas duras (carbonetos ou carbonitretos ou até mesmo partículas da ferramenta que são arrancadas por *Attrition*) removem material da ferramenta pela ação do deslizamento unidirecional. O desgaste abrasivo é tradicionalmente dividido em dois grupos: desgaste abrasivo a dois corpos e desgaste abrasivo a três corpos. O primeiro ocorre quando uma superfície rugosa ou partículas abrasivas fixas deslizam em uma superfície removendo material; e o segundo, quando as partículas abrasivas estão soltas e podem mover-se e rotacionarem-se enquanto deslizam sobre a superfície a ser desgastada (Misra e Finnie, 1981).

Durante o contato do abrasivo com a superfície podem ocorrer três processos: o microsulcamento, microcorte e microlascamento. O primeiro, corresponde à formação de ranhuras impressas plasticamente e não envolve, em primeiro instante, a remoção de material, enquanto os dois seguintes correspondem à separação de partículas de metal em forma de microcavacos (Moore, 1974).

Fadiga Superficial ocorre quando a superfície do material é sujeita a repetidos ciclos de tensões de tração e compressão devido a contínuos deslizamentos, rolamentos ou movimentos de impacto. Estes ciclos de tensões de tração e compressão são sempre acompanhados de altas temperaturas e velocidades de corte e avanço podendo levar a uma falha catastrófica.

As reações triboquímicas envolvem ambas atividade química e ação mecânica na interface do contato cavaco com a ferramenta. A afinidade química entre o material da peça e da ferramenta e as temperaturas desenvolvidas terão grande influência neste tipo de mecanismo. O desgaste difusivo, neste caso, vai depender das condições de corte e da solubilidade dos elementos.

O conhecimento e a correta identificação dos mecanismos de desgaste presentes nos processos de usinagem são bastante úteis e essenciais na tomada de decisões ou no desenvolvimento de novos materiais de ferramentas para viabilizar condições mais resistentes ao desenvolvimento do desgaste (Machado e Da Silva, 1993).

Capítulo III

PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Esta etapa do trabalho consiste de testes de usinabilidade e alguns testes específicos de análise de estrutura e das propriedades do aço-rápido. O objetivo desta seção foi comparar e entender o comportamento do desempenho entre ferramentas de corte de aço-rápido tratadas e não tratadas criogenicamente. O fluxograma da Figura 3.1 apresenta um resumo das atividades realizadas nesta etapa. O capítulo foi dividido na seguinte forma: Ferramentas utilizadas, Tratamento Criogênico, Testes de laboratório e Testes no chão de fábrica.

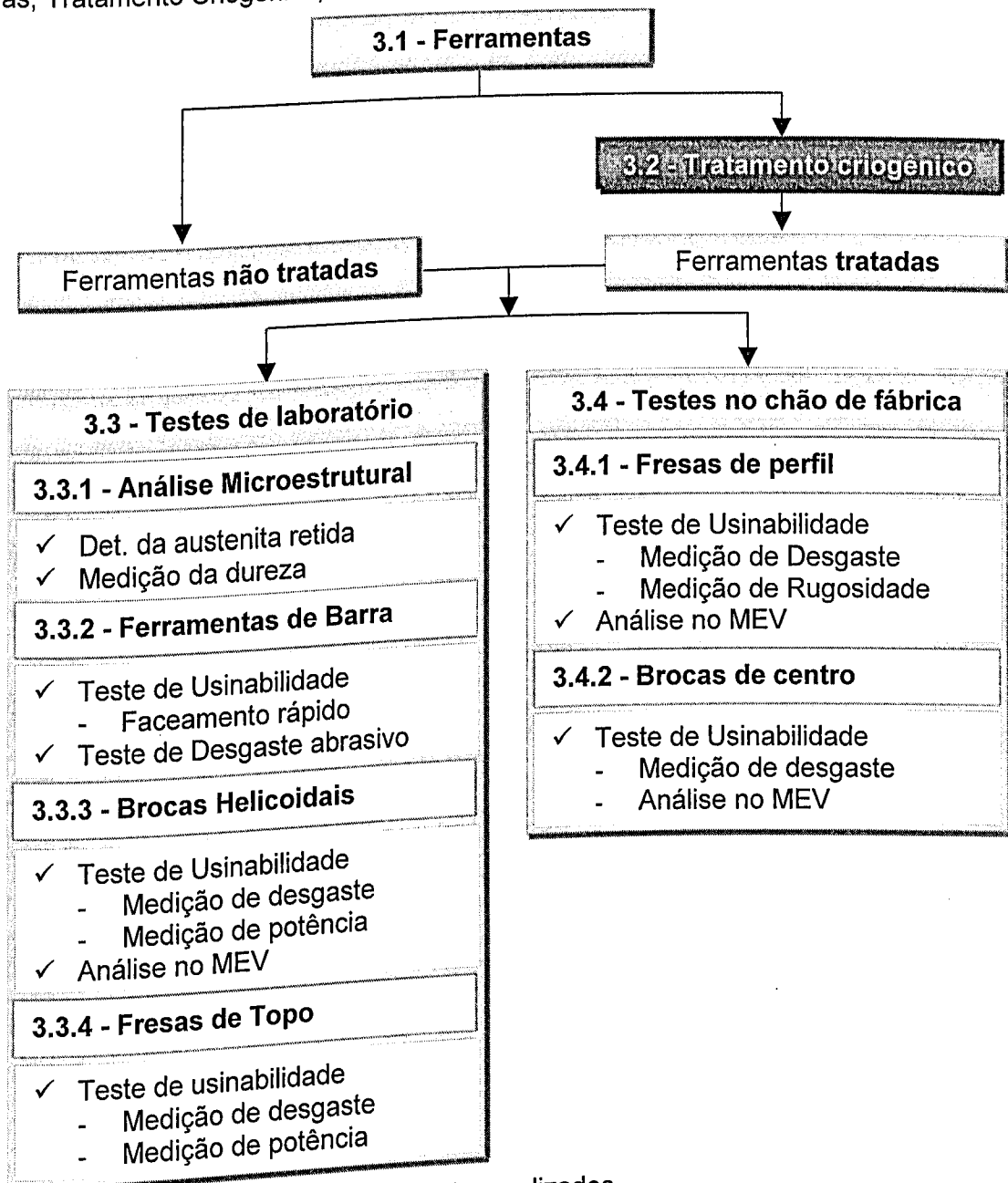


Figura 3.1 - Fluxograma com resumo dos testes realizados

3.1 FERRAMENTAS UTILIZADAS

As ferramentas utilizadas nos ensaios estão relacionadas abaixo conforme apresentado na Figura 3.2. Com exceção das ferramentas A e B, que foram adquiridas no comércio local, todas as ferramentas repassadas pela FIAT Automóveis S.A., sendo que as ferramentas D, E e F foram testadas na linha de produção da mesma. As outras ferramentas A, B e G foram testadas no Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem-LEPU (DEEME-UFU).

Procurou-se usar ferramentas de um mesmo lote para evitar possíveis variações no desempenho das mesmas devido a variáveis inerentes aos processos de fabricação.

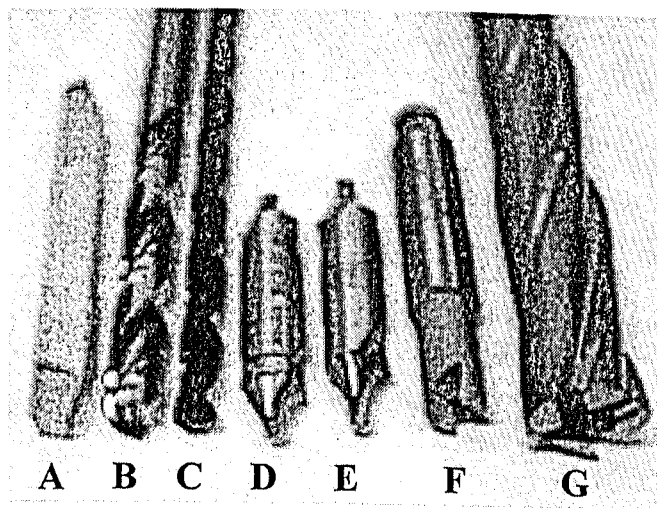


Figura 3.2 – Tipos de ferramentas testadas

A – Ferramenta de barra 10mm x 10mm x 102mm - Aço-rápido M2;

B – Broca helicoidal \varnothing 10 mm - Aço-rápido M2;

C – Broca helicoidal \varnothing 7,5 mm - Aço-rápido M2;

D – Broca de centro - Aço-rápido sinterizado M4;

E – Broca de centro - Aço-rápido M2;

F – Fresa de perfil - Aço-rápido M2 com Revestimento TiN, 3 μ m;

G – Fresa de Topo - Aço-rápido M2.

3.2 -TRATAMENTO CRIOGÊNICO

O tratamento criogênico, realizado pela Empresa Cryo Quality Ltda, consistiu de um resfriamento a temperaturas que variaram de $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ e três ciclos de aquecimento (revenimentos) a temperaturas médias de $+196\text{ }^{\circ}\text{C}$, resultando um total de 43 horas de tratamento (Figura 3.3).

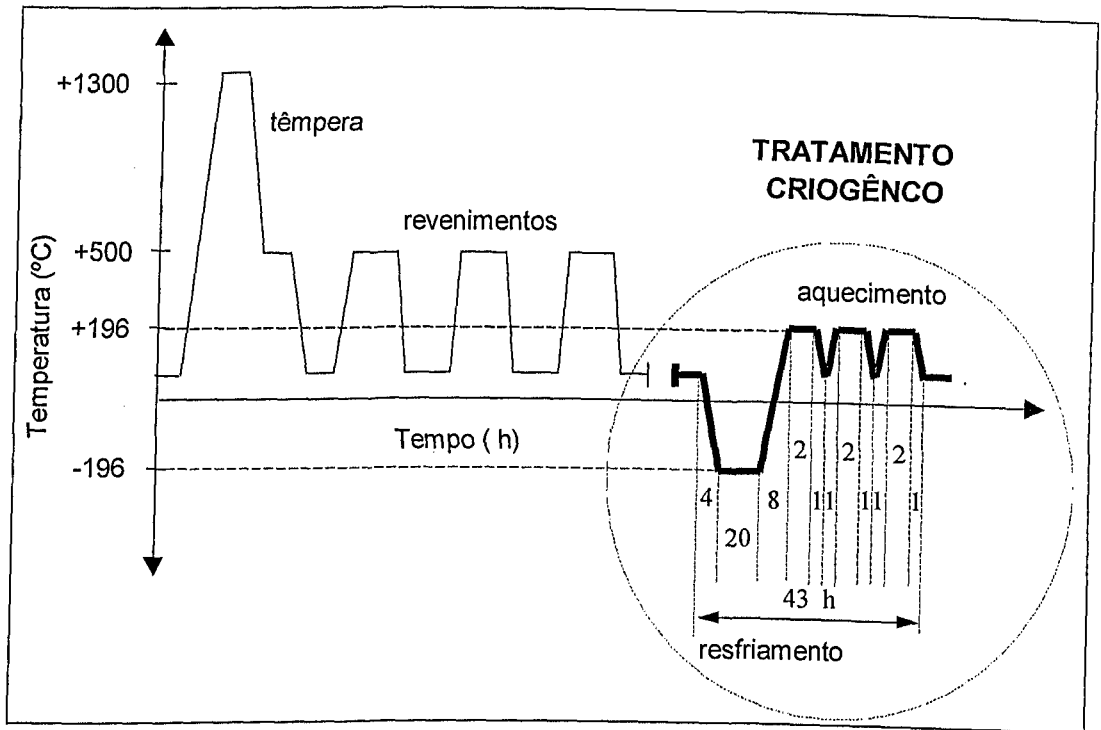


Figura 3.3 Diagrama representativo do ciclo térmico para o tratamento criogênico

- 1 - Resfriamento para $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (4 horas em média) $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{mim}$
 - 2 - Estabilização a frio $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (20 horas em média)
 - 3 - Aquecimento para $+196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (8 horas em média)
 - 4 - Estabilização a quente $+196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (2 horas em média)
 - 5 - Resfriamento para temp. ambiente (1 hora em média)
 - 6 - Aquecimento para $+196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1 hora em média)
 - 7 - Estabilização a quente $+196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (2 horas em média)
- } 3 vezes

As ferramentas submetidas ao tratamento criogênico foram adquiridas prontas para o uso, isto é, já tinham sido tratadas por processos térmicos convencionais. O tratamento criogênico foi realizado então depois da têmpera e do revenimento para todas as ferramentas

3.3 TESTES DE LABORATÓRIO

3.3.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Esta etapa dos testes teve como objetivo fazer uma análise das mudanças ocorridas na microestrutura dos materiais submetidos ao tratamento térmico criogênico. Para a determinação da dureza e do percentual de austenita retida, foram tomadas duas amostras de cada tipo de ferramenta, sendo uma tratada e outra não tratada criogenicamente.

Determinação da austenita retida

Para a determinação da fração volumétrica de austenita retida das amostras foi feita por difração de raios X em um equipamento Rigaku, modelo Strainflex MSF 2M, utilizando-se o método de comparação direta descrito por Cullity, 1967. A descrição deste método encontra-se no Anexo I.

Medição da dureza

Para levantamento das medidas de dureza e microdureza das ferramentas de corte usou-se um durômetro e um microdurômetro ambos da marca Wolpert. A medição da dureza RC foi feita para todos os tipos de ferramentas tratadas e não tratadas criogenicamente, sendo considerado a média de no mínimo de oito indentações para cada amostra. Nas ferramentas de barra tratadas e não tratadas criogenicamente, foram medidas também a microdureza, sendo considerada a média de no mínimo dez indentações para cada amostra.

3.3.2 FERRAMENTAS DE BARRAS

Teste de faceamento de Brandsma (1936)

O método de faceamento rápido de Brandsma é um ensaio de curta duração baseado na vida da ferramenta e consiste em facear um disco com rotação e avanço constantes, do centro para periferia (Figura 3.4). Inicia-se com uma velocidade pequena v_{c1} , correspondente ao diâmetro do furo central do disco d_1 , e chega-se a uma velocidade bem maior, definida pelo aparecimento da queima da aresta cortante V_{c2} (Ferraresi, 1977).

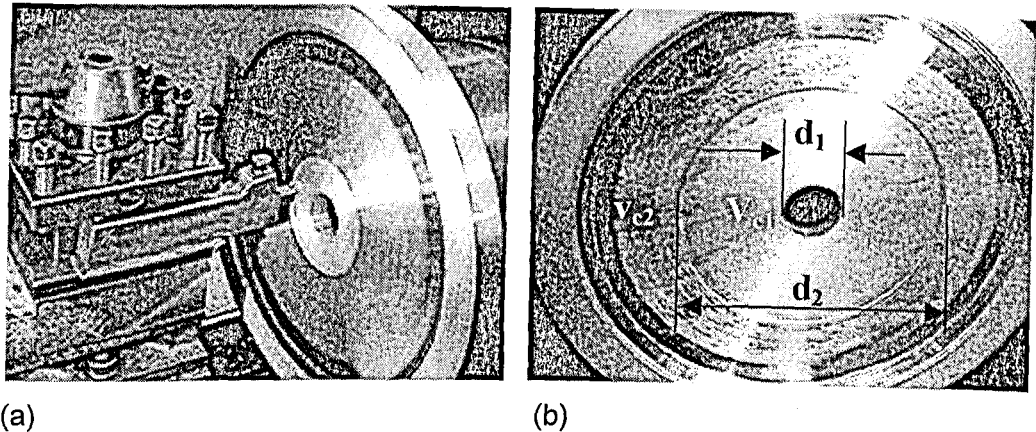


Figura 3.4 - Detalhes do teste de faceamento rápido de Brandsma.

Pode-se tirar as seguintes relações da Figura1 (b);

$$v_{c1} = \frac{\pi \cdot d_1 \cdot n}{1000} , \quad v_{c2} = \frac{\pi \cdot d_2 \cdot n}{1000}$$

onde :

v_{c1} = velocidade inicial de ensaio(m/min);

v_{c2} = velocidade final de ensaio, correspondente à destruição da aresta cortante (m/min);

d_1 e d_2 = diâmetros da peça, correspondentes ao início e ao fim da operação(mm);

n = rotação de ensaio (rpm)

Para testar a usinabilidade dos materiais ou o desempenho de ferramentas de corte por este método, pode-se usar a velocidade v_{c2} ou o diâmetro final d_2 como parâmetro comparativo. A ferramenta (ou material) que apresentar maior v_{c2} (ou d_2) possui maior desempenho ou usinabilidade.

Como grandeza comparativa deste método, utilizou-se o diâmetro usinado pela ferramenta até a perda de corte. O critério adotado para a perda de corte foi a destruição total da ferramenta determinado pela visível mudança do acabamento superficial da peça.

✓ **Equipamentos e materiais utilizados**

Neste trabalho foram usadas ferramentas de aço-rápido M2 de barra seção quadrada de 10 mm e comprimento 102mm, com 12% de cobalto disponíveis no mercado. Todas as ferramentas foram afiadas com a seguinte geometria : $\chi_r = 75^\circ$; $\varepsilon_r = 90^\circ$; $\lambda_s = 0^\circ$; $\gamma_o = 6^\circ$ e $\alpha_o = 10^\circ$.

Os testes foram realizados em um torno IMOR MAX-II-520, e o disco usado foi de aço ABNT 1020 de espessura de 25,4mm com diâmetros $d_1=30\text{mm}$ (para velocidade inicial) e 300 mm (para velocidade final máxima). Esta dimensão foi suficiente para garantir a destruição de aresta de ferramenta para as condições de corte selecionadas nos ensaios.

✓ **Condições de corte**

A profundidade de corte foi mantida fixa em 1 mm para todos os ensaios. Na primeira etapa dos testes, o avanço foi fixado em 0,069 mm/volta e variou-se a rotação em 140, 180 e 224 rpm. Na segunda etapa, a rotação foi fixada em 140 rpm e o avanço variado em 0,069, 0,109 e 0,157 mm/volta. Ao final de cada teste, o disco era totalmente faceado com ferramentas específicas, e ao início de cada teste uma nova aresta de ferramentas distintas era usada.

Teste de desgaste abrasivo a dois corpos

✓ **Equipamentos e materiais utilizados**

Foram usados pequenos cilindros de aço-rápido M2 de 4.9 mm de diâmetro por 20 mm de comprimento sem tratamento e com tratamento criogênico. As amostras foram retiradas de uma ferramenta de barra de aço-rápido por eletroerosão e posteriormente torneadas com uma ferramenta de cerâmica para correção do diâmetro. Os testes de abrasão a dois corpos foram realizados em um abrasômetro múltiplo, pino-sobre-disco projetado e construído no LTM/UFU (Figura 3.5). O abrasômetro é composto de uma célula de carga e um microcomputador, que permite a aquisição e o tratamento estatístico da força tangencial. Ao final de cada teste, pode-se obter a força tangencial média.

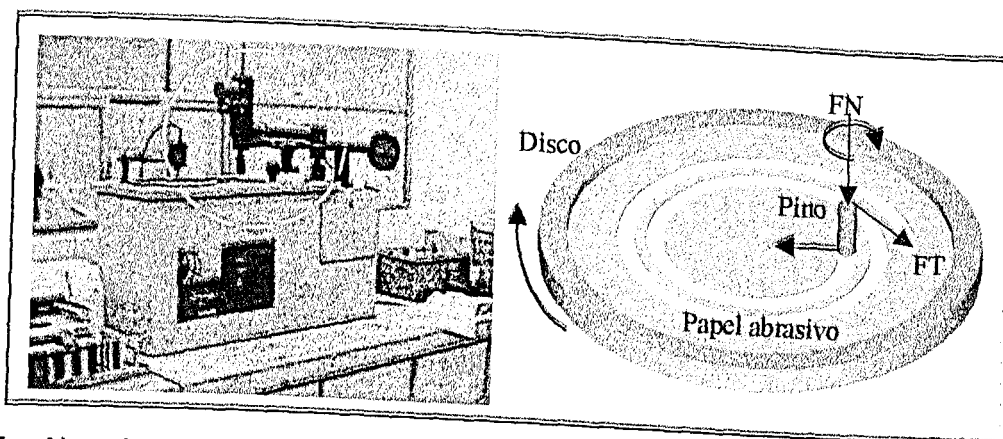


Figura 3.5 – Abrasômetro e detalhe do teste

No abrasômetro a dois corpos, ao mesmo tempo em que o disco gira, o pino avança descrevendo sobre o prato uma trajetória de uma espiral de Arquimedes para garantir que o

pino nunca passe no mesmo ponto mais de uma vez, tendo-se, assim, sempre a presença de abrasivos novos no contato superficial do pino com o disco.

✓ **Condições do teste**

O sentido de rotação horário do pino e do disco foi mantido constante em 25 rpm e a velocidade linear média do pino sobre o disco foi de 110 mm/s. O comprimento de amostragem foi de 3220 mm. Na primeira etapa dos testes usou-se o papel de abrasivo de alumina (Al_2O_3 - Norton T223) com granulometria de 600 mesh, e na segunda etapa variou-se apenas a granulometria do papel abrasivo para 80 mesh. A carga normal utilizada em todos os testes foi de 10 N. As condições de ensaio foram determinadas em função da capacidade do equipamento de teste.

Foram realizados no mínimo 5 pré-testes com o objetivo de estabilizar a taxa de desgaste. Após esta estabilização, foram realizados no mínimo 5 ensaios para cada amostra e condição de teste. A quantificação da perda de massa foi feita em uma balança analítica com resolução de 10^{-4} gramas, e a taxa de desgaste foi determinada pela divisão da perda de massa pela área da seção do pino e pelo comprimento de amostragem.

3.3.3 BROCAS HELICOIDAIS

✓ **Equipamentos e materiais utilizados**

Os testes de furação foram realizados em uma máquina operatriz ROMI Interact IV (Figura 3.6) equipada com CNC MACH 4, potência de 16 kW, variação contínua de rotação do eixo árvore (40 a 4000 rpm) e avanço rápido (0 a 4800 mm/min).

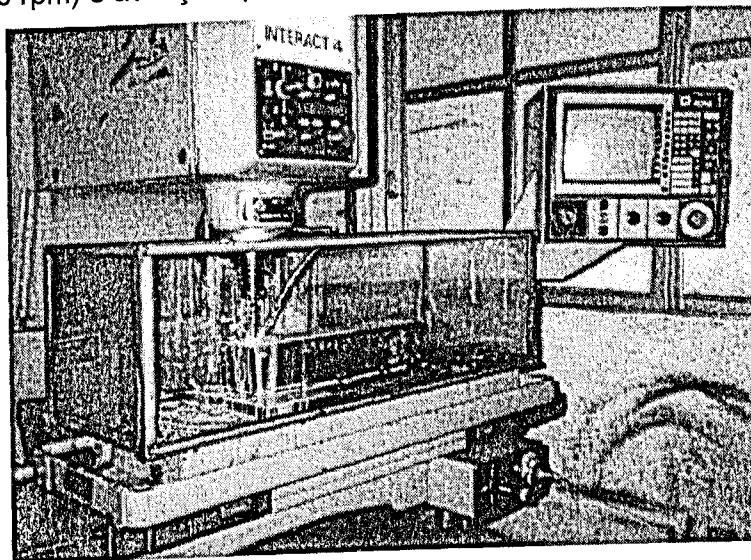


Figura 3.6 - Fresadora CNC utilizada nos ensaios

Para a realização de todos os ensaios, foram utilizados como material da peça de trabalho barras de aço ABNT NB 8640, com dureza vickers média de $HV = 290$ [kgf/mm²]. As barras foram cortadas e usinadas para uma dimensão final de 110 mm de seção quadrada e 500mm de comprimento.

As ferramentas utilizadas foram brocas helicoidais de aço-rápido SAE M2 com 8% de Co da Twill de 7,5 e 10 mm de diâmetros tratadas e não tratadas criogenicamente. Durante a execução dos furos, mediu-se a potência consumida pelo motor de acionamento do eixo árvore da máquina (Figura 3.7).

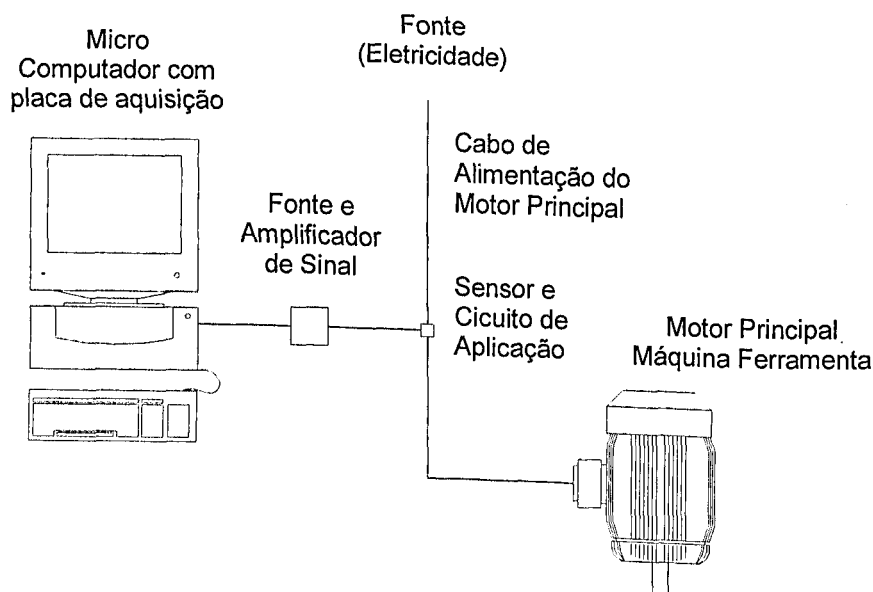


Figura 3.7 - Sistema de aquisição de potência (Milan, 1999).

Usou-se um sensor de corrente Hallsensor, modelo NW-SC-50, que faz a leitura da corrente elétrica que aciona o motor do eixo árvore e envia o sinal medido da corrente elétrica para uma placa de aquisição CYRDAS 1602, acoplada a um micro-computador, que processa o sinal e fornece diretamente o valor da potência média consumida, considerando a tensão constante.

O desgaste das ferramentas foi medido por meio de um microscópio ferramenteiro equipado com relógio comparador Mitutoyo, com precisão de 0.01 mm (Figura 3.8). Ao final da vida, as superfícies de saída e de flanco foram analisadas em um microscópio eletrônico de varredura Zeiss, modelo 940A.

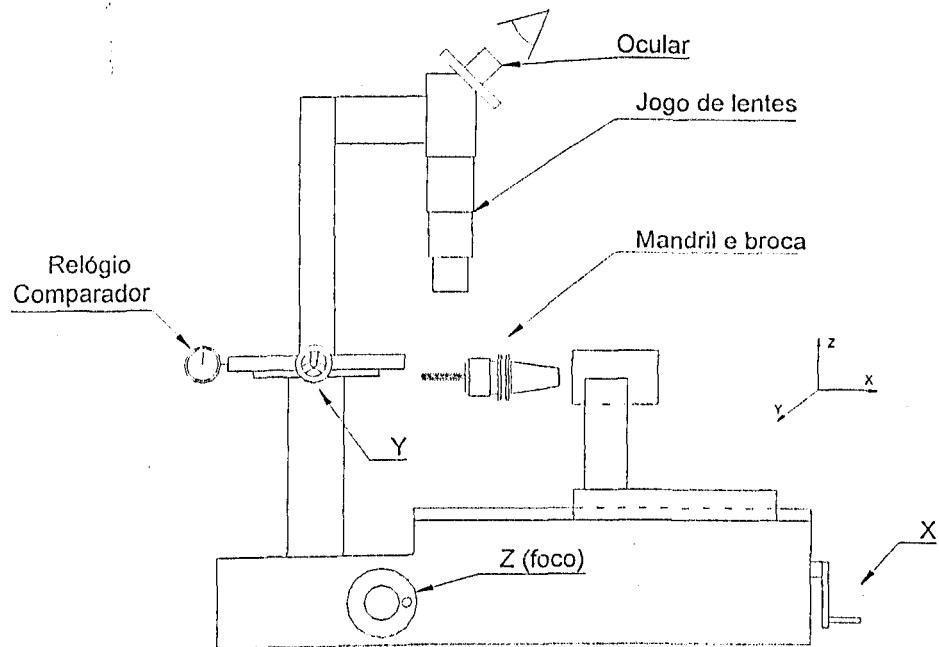


Figura 3.8 - Microscópio ferramenteiro (Milan, 1999).

✓ Condições de corte utilizadas

Devido à complexidade do processo de furação e à dificuldade de dissipação do calor, comparado a outros processos de usinagem, adotou-se o uso de fluido de corte nesta etapa dos testes. Além da função de refrigerar e lubrificar a broca e a peça, o fluido de corte também pode ajudar na retirada de cavacos para fora da região de corte. O fluido de corte usado foi uma emulsão a base de óleo mineral com concentração 5 %, recomendado para todas as operações de corte. O sistema de aplicação foi forçado com vazão ajustada em 5 [l/min]. A concentração do fluido foi controlada com um refratômetro manual ATAGO do tipo N1 (Brix 0~32 %). A aplicação do fluido foi feita de modo que a haste da broca era refrigerada durante a sua entrada e saída no furo e a permitir o acesso aos canais de escoamento do cavaco, conforme Figura 3.9.

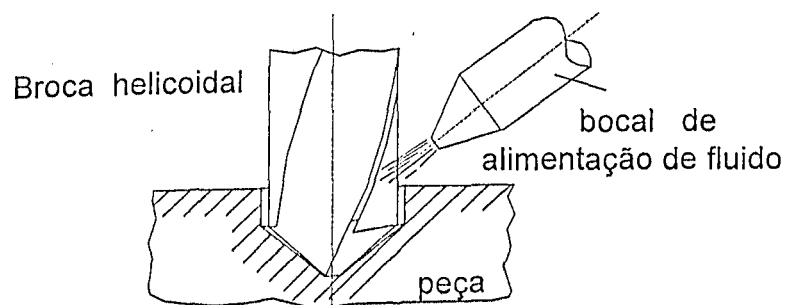


Figura 3.9 - Direção de aplicação do fluido contra a broca (Sales, 1999).

A) Brocas de 10 mm de diâmetro

Nesta etapa dos testes, foi variada a velocidade de corte, V_c , em 10, 20 e 40 m/min. O avanço foi fixado em 0.13 [mm/rev]. As condições foram tomadas baseadas em tabelas de recomendações fornecidas pelo fabricante. Foram executados furos cegos de diâmetro $D = 10$ mm e profundidade $D = 30$ mm. A relação L/D manteve-se fixa em 3.

As ferramentas usadas tinham afiação normal feita em uma afiadora de brocas manual, marca HYDROCONTROL, tipo DS 320, com a seguinte geometria: $\chi_r = 59^\circ$ e $\epsilon_r = 121^\circ$.

B) Brocas de 7.5 mm de diâmetro

As velocidades de corte foram de 30, 35 e 40 m/min e avanço fixo de 0.11 mm/rev. As condições foram determinadas em função da vida das brocas nos ensaios com as brocas de 10mm. A relação L/D também manteve-se fixa em 3, onde $L = 22.5$ mm.

As brocas tinham uma afiação especial recomendada pela Twill para furação em aço (afiação para diminuir o ângulo de hélice na aresta de corte e a alma da broca na ponta para 1/10 do diâmetro). A afiação foi feita pela FIAT em uma máquina de afiação CNC, com a seguinte geometria $\chi_r = 67,5^\circ$ e $\epsilon_r = 112,5^\circ$.

✓ *Crítérios de fim de vida*

O critério de fim de vida adotado para o processo de furação foi a falha catastrófica. Este procedimento é recomendado pela norma *NORDTEST NT MECHE 038(1997)*. Segundo esta norma, a vida da ferramenta é determinada pelo número de furos usinados até imediatamente antes da falha ocorrer. Entretanto, para maior controle do comportamento, os desgastes de flanco médio e máximo foram freqüentemente medidos. Isto permitiu determinar a vida das ferramentas em diferentes critérios, como por exemplo $VB_B = 0.3$ mm e $VB_{B\text{máx}} = 0.7$ mm.

A Figura 3.10 mostra o desenho das superfícies da broca e regiões que normalmente sofrem desgastes. A freqüência de medição do desgaste foi determinado em função da severidade da operação. Mediu-se o desgaste a cada 8 furos para as velocidades de 10, 20 e 30m/min e a cada 4 furos para as velocidades de 35 e 40 m/min.

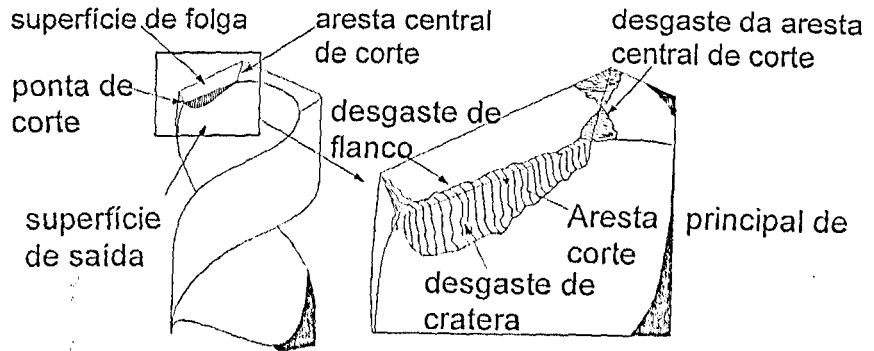


Figura 3.10 – Características da broca desgastada (Söderberg e Vingsbo, 1981).

3.3.4 - FRESAS DE TOPO

✓ Equipamentos e materiais utilizados

Os teste de fresamento de topo foram realizados em uma máquina operatriz ROMI Interact IV (Figura 3.6), equipada com CNC MACH 4. Para a realização dos ensaios, foram utilizados como material da peça de trabalho barras de aço ABNT NB 8640, com dureza Vickers média de $HV = 290$ [kgf/mm^2]. As barras foram cortadas e usinadas para uma dimensão final de 110 mm de seção quadrada e 500mm de comprimento. Um programa em linguagem ASCII, compatível com a máquina, foi desenvolvido. Quando executado, o programa tinha a flexibilidade para fazer o fresamento de topo em um comprimento de 110 mm e ser interrompido para a medição do desgaste no microscópio ferramenteiro, o mesmo usado na medição do desgaste das brocas.

Foram usadas fresas de topo de aço-rápido com 22 mm de diâmetro, haste paralela extralonga com quatro arestas de corte.

A medição da potência foi feita com o mesmo sistema usado nos testes de furação (Figura 3.7). A cada 110 mm de comprimento eram feitos 2 aquisições de potência.

✓ Condições de corte utilizados

Nesta etapa dos testes, foi variada a velocidade de corte, V_c , em 25 e 35 m/min. O avanço foi fixado em $f_z = 0.08$ mm/dente . A profundidade de corte (a_p) em todos os ensaios foi de 1 mm, e a penetração de trabalho (a_e) foi de 15,4 mm (Figura 3.11).

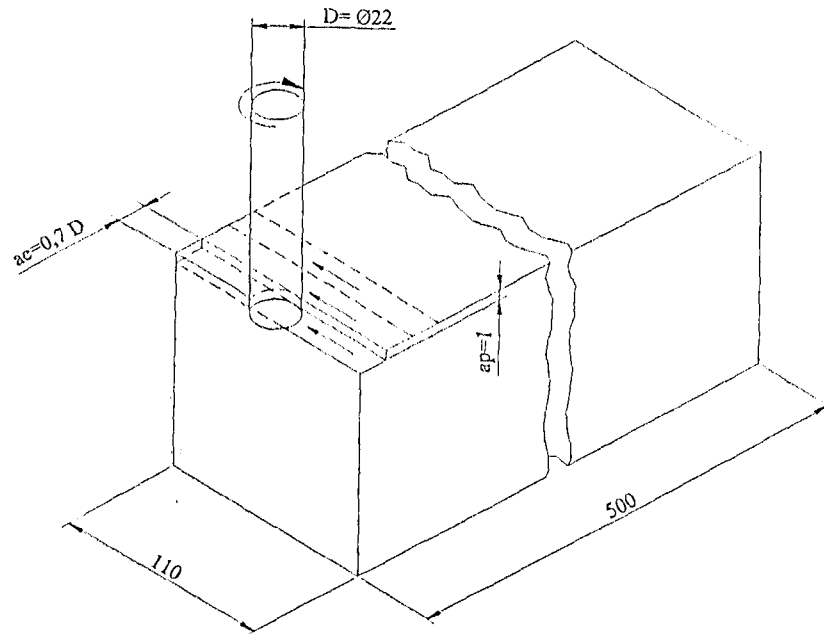


Figura 3.11 – Fresamento de topo

Utilizou-se como fluido de corte uma emulsão a base de óleo mineral com concentração 5%, recomendado para todas as operações de corte. O sistema de aplicação foi forçado com vazão ajustada em 5 [l/mim]. A concentração do fluido foi controlada com um refratômetro manual ATAGO do tipo N1 (Brix 0~32 %).

✓ *Crítérios de fim de vida*

A medição do desgaste foi feita a cada 8 passes (880 mm) para a condição de velocidade de corte de 25 m/min e cada 4 passes (440 mm) para a condição de velocidade de corte de 35 m/min.

Foi adotado como critério de fim de vida, o desgaste de flanco médio de, $VB_B = 0.3$ [mm] , e de máximo $VB_{Bmáx} = 0.7$ [mm] , ou o que primeiro ocorresse.

3.4 TESTES NO CHÃO DE FÁBRICA

Os testes no chão de fábrica foram realizados na Fiat Automóveis S.A. em dois tipos de ferramentas: fresas de perfil e brocas de centro. O objetivo desta etapa foi o de verificar o desempenho das ferramentas tratadas criogenicamente em condições de corte específicas usadas na indústria.

3.4.1 FRESAS DE PERFIL

✓ Equipamentos e materiais utilizados

As fresas de perfil feitas de aço-rápido M2, revestidas com nitreto de titânio (TiN), contendo dois dentes, foram testadas em uma máquina chanfradora HURTH ZK7, na fabricação das luvas de engates da 1ª e 2ª velocidades da caixa de câmbio. Durante a operação, são utilizadas duas fresas de perfil, uma direita e outra esquerda, para a usinagem do perfil no dente da engrenagem como mostrado na Figura 3.12.

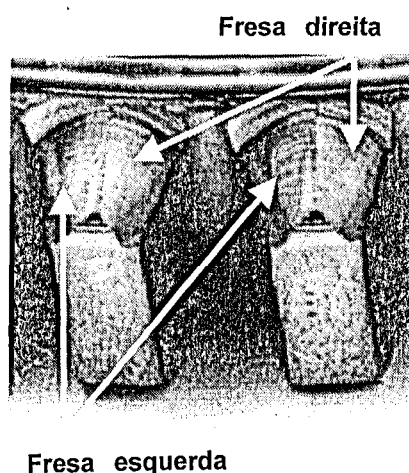


Figura 3.12 - Perfil dos dentes da engrenagem usinado pela fresa direita e fresa esquerda.

O material da engrenagem é um aço 19MnCr5G (DIM 17006). Na obtenção do perfil, durante o processo de usinagem, as ferramentas trabalham simultaneamente em dentes distintos, de modo que no final do ciclo todos os perfis dos dentes estão usinados.

O acompanhamento do desgaste das fresas foi feito no laboratório metalúrgico da FIAT automóveis S/A em um microscópio ótico NEOPHOT 32.

A rugosidade dos perfis usinados foi medida pela metrologia do departamento de qualidade da mesma empresa com um rugosímetro Perthen modelo 58p e cut-off 0,25 mm. A medida da rugosidade foi feita em três dentes da engrenagem, em ambos os lados direito e esquerdo (Figura 3.12)

As ferramentas, depois de testadas, foram submetidas a análise de desgaste em um microscópio eletrônico de varredura Zeiss, modelo 940A, no Laboratório de Tribologia e Materiais – LTM da UFU.

✓ Condições de corte utilizadas

As condições de corte específicas do processo foram de 89 m/min para a velocidade de corte, 1200 mm/min de avanço e usinagem a seco.

✓ Critérios de fim de vida

Foi feito um levantamento da produção média de um par de fresas novas e um par de fresas refiadas respectivamente, tomando-se esta produção como critério de fim de vida adotado para cada tipo de ferramenta. Usou-se o critério de 200 peças para o par de ferramentas novas e 150 peças para o par de ferramentas reafiadas. Numa primeira etapa dos ensaios, procurou-se acompanhar o desgaste de flanco médio das ferramentas e a rugosidade(Ra) das peças no início, meio e fim da produção das quantidades de peças pré-estabelecidas acima. Numa segunda etapa, adotou-se o critério de fim de vida baseado no acabamento superficial das peças. A inspeção do acabamento foi feita visualmente, observando-se a presença de rebarbas sobre a superfície dos dentes (Figura 3.13), o que poderia comprometer a qualidade das peças produzidas, visto que as peças não passam por um processo de rebarbamento posterior.

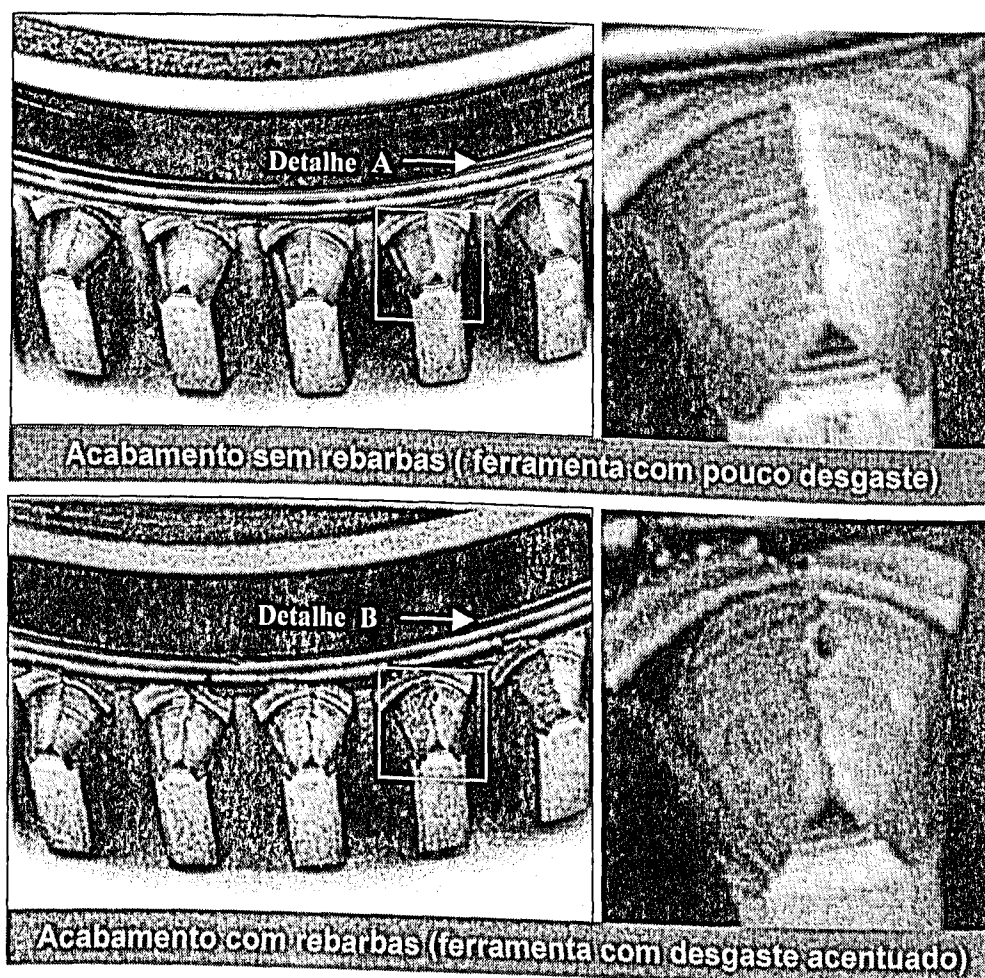


Figura 3.13 - Acabamento superficial do perfil das engrenagens .

Este tipo de inspeção visual é muito subjetiva e varia dependo do referencial adotado pelo avaliador. Com o objetivo de tentar minimizar este erro, todos os testes desta segunda etapa foram feitos por um mesmo operador, acompanhando-se criteriosamente o acabamento das peças produzidas.

3.4.2 BROCAS DE CENTRO

✓ *Equipamentos e materiais utilizados*

As brocas de centro foram testadas em uma operação que faz a usinagem do eixo primário (máquina centradora faceadora GHOB e FISCHER) e secundário (máquina centrador faceadora UPM monofuso) da caixa de marcha . O material do eixo é um aço 19MnCr5G (Norma DIM 17006).

Dois tipos de brocas de centro foram testadas, uma de aço-rápido SAE M2 e outra de aço-rápido sinterizado CMP M4. A geometria dessas brocas é mostrada em desenho no Anexo I. As ferramentas depois de testadas foram submetidas a análise de desgaste em um microscópio eletrônico de varredura Zeiss, modelo 940A, no Laboratório de Tribologia e Materiais – LTM da UFU.

✓ *Condições de corte utilizadas*

As brocas de centro foram testadas em condição de corte constante (e única) com 1500 rpm. A usinagem é feita com uso de fluido de corte do tipo emulsão com concentração de 3 %.

✓ *Crítérios de fim de vida*

Devido a dificuldade de se fazer um acompanhamento da evolução do desgaste durante este processo de usinagem, adotou-se como critério de comparação entre o desempenho das ferramentas tratadas e não tratadas criogenicamente os desgaste de flanco médio e máximo, medidos ao final da usinagem de um determinado número de peças previamente estabelecido.

Cada broca de centro possui dois lados que podem ser usados na usinagem do furo de centro (Figura 3.2 D e E). Para as brocas de centro de aço-rápido sinterizado CMP4 foi estabelecido um total de 1300 peças para um lado e 2400 peças para o outro, como critério de fim de teste. Para as brocas de centro de aço-rápido M2, estabeleceu-se três valores distintos de lotes de peças, isto é 2300, 2600 e 3000 peças. Ao final da usinagem desses lotes de peças os desgastes eram medidos e avaliados no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Capítulo IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 TESTES DE LABORATÓRIO

4.1.1 Análise Microestrutural

Determinação da austenita retida

Os resultados de análise de difração de raios X de amostras retiradas das ferramentas são mostrados na Tabela 4.1. Observa-se que a porcentagem máxima de austenita retida encontrada foi de 8,1 % e a diferença do teor de austenita retida entre as amostras tratadas e não tratadas criogenicamente foi inferior a 3,6 %. Estes valores de austenita retida encontrados são normais para ferramentas de aço-rápido que sofreram o tratamento de endurecimento secundário (têmpera e revenido) convencional.

Tabela 4.1 – Percentual de austenita retida das ferramentas.

Tipo de Ferramenta	Percentual de austenita retida		
	Com Trat. Criogênico	Sem Trat. Criogênico	Diferença
Barra	0*	1.1	- 1.1
Broca helicoidal 10 mm	7.3	3.7	+ 3.6
Broca helicoidal 7.5 mm	7.4	4.5	+ 2.9
Fresa de topo	6.0	5.3	+ 0.7
Fresa de perfil	8.1	5.4	+ 2.7
Broca de centro CPM M4	3.8	4.7	- 0,9
Broca de centro M2	5.7	4.9	+0,8

*Pico de difração da fase gama não determinável

A resolução do método de difração de raios X (± 2 %) e possíveis variações microestruturais entre ferramentas de um mesmo lote de fabricação podem ser responsáveis pelas diferenças encontradas e, portanto, pode-se concluir que, neste caso o tratamento criogênico não foi eficiente na transformação da austenita retida em martensita. Todas as ferramentas testadas já haviam sido submetidas a ciclos de revenimento após a têmpera (endurecimento secundário) antes de serem tratadas criogenicamente, o que garante a transformação de boa parte da austenita retida e a estabilização da austenita restante que não se transformou, impedindo que esta se transformasse com o tratamento criogênico. A estabilidade térmica da austenita retida é de alguma forma aumentada com o revenimento, isto

é, torna-se mais difícil ocorrer a transformação da austenita retida em martensita quando o tratamento é feito após o revenimento do que quando este é feito diretamente depois do tratamento de têmpera (Yun et al., 1998). Além da possibilidade da estabilização da austenita pelos tratamentos térmicos prévios ao tratamento criogênico, o período de tempo entre estes tratamentos também pode influenciar nesta estabilização. Entretanto, necessita-se de maiores estudos para se determinar precisamente a contribuição destas variáveis na transformação da austenita retida em martensita submetida a subsequentes tratamentos criogênicos.

Algumas ferramentas tratadas criogenicamente apresentaram maiores quantidades de austenita retida quando comparadas com a outra do mesmo tipo sem o tratamento criogênico (Tabela 4.1). Estes resultados poderiam indicar que o tratamento criogênico teria contribuído para aumentar o teor de austenita retida, o que na realidade não aconteceu. As amostras retiradas para análise não são de uma mesma ferramenta, respectivamente antes e depois do tratamento criogênico. Trata-se de uma amostra de ferramenta que sofreu o tratamento criogênico, e outra retirada de uma ferramenta similar distinta, que não foi submetida ao tratamento criogênico.

Portanto, as diferenças nos percentuais de austenita retida são originadas pelos tratamentos de endurecimento secundário prévios, somadas às possíveis, mas pouco prováveis alterações causadas pelo tratamento criogênico.

Medição da dureza

A Tabela 4.2 apresenta os resultados de dureza para amostras tratadas e não tratadas criogenicamente retiradas das ferramentas. Observa-se que praticamente não houve mudança na dureza das amostras, portanto, o tratamento não teve influência nesta propriedade. Como cita a literatura, mudanças na dureza de materiais tratados criogenicamente são atribuídas principalmente à transformação da austenita retida em martensita, o que não foi observado nas amostras das ferramentas analisadas (Tabela 4.1). Em geral, segundo a literatura, a dureza é uma propriedade que é pouco afetada pelo tratamento criogênico, geralmente em valores de 2 a 3 pontos na escala HRC. Collins (1996) deixa claro que, quanto mais austenita retida transformada, maior a diferença de dureza provocada pelo tratamento criogênico, e que a formação de finos carbonetos os quais são atribuídos ao tratamento criogênico, tem como resultado o aumento na resistência ao desgaste e na tenacidade do material, mas pouco ou nenhum efeito na dureza. Barron (1973) não encontrou mudanças significativas na dureza após tratamento criogênico para o aço rápido M2, provavelmente a quantidade de austenita retida transformada pelo tratamento não foi suficiente para provocar alguma alteração, como também foi observado nos resultados encontrados neste trabalho.

Tabela 4.2 – Resultado de dureza das ferramentas

Tipo de Ferramenta	Tratada criogenicamente		Não trat. Criogenicamente	
	Média	Desvio	Média	Desvio
Barra	65.5	0.25	65.5	0.50
Broca helicoidal 10 mm	60.0	1.49	61.0	0.70
Broca helicoidal 7.5 mm	53.7	0.39	53.6	0.57
Fresa de topo	61.2	0.49	61.1	0.53
Broca de centro CPM M4	65.2	0.22	65.4	0.18
Broca de centro M2	64.6	0.47	64.5	0.46

As medições de microdureza nas ferramentas de barra também não apresentaram diferenças de valor. A amostra da ferramenta tratada apresentou valores médios de 820 HV_{0,1} enquanto que a não tratada 819 HV_{0,1}. Esse resultado sugere que a precipitação de micro-carbonetos que ocorre durante revenimento do ciclo de tratamento criogênico afeta muito pouco a microdureza.

4.1.2 Ferramentas de barra

Teste de faceamento de Brandsma (1936)

A Figura 4.1 apresenta os resultados encontrados no teste de usinabilidade de faceamento rápido. Nota-se, que tanto o aumento de rotação como do avanço, geralmente reduzem a vida da ferramenta, independentemente se ela sofreu o tratamento criogênico ou não. Os resultados mostrados na Figura 4.1(a) indicam um aumento no diâmetro usinado para as ferramentas tratadas por criogenia de 12,5 %, 44 % e 21 %, dependendo da rotação utilizada. A maior diferença percentual foi a 180 rpm com $f=0,069$ mm/volta. Em todas as condições, exceto para aquela onde foi usada uma rotação de 140 rpm e avanço de 0,157 mm/volta, a ferramenta tratada teve um desempenho maior que o da não tratada.

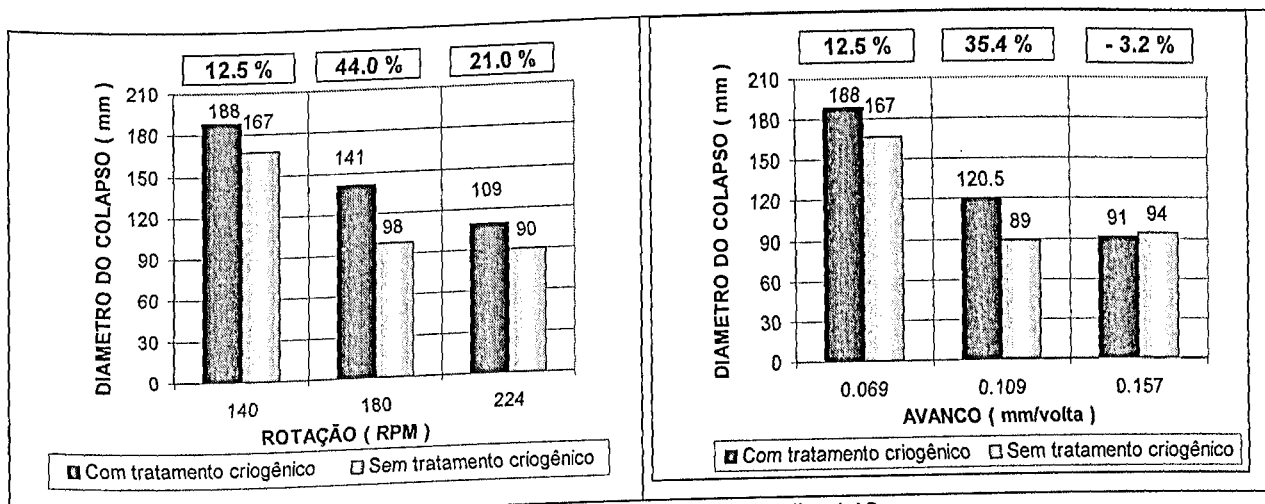


Figura 4.1 – Gráficos de resultado do teste de faceamento

Este comportamento sugere que dependendo das condições de usinagem utilizadas, a diferença entre o desempenho de uma ferramenta tratada em relação a outra sem o tratamento pode mudar consideravelmente, chegando até a inverter os resultados.

A diferença mínima nos valores de austenita retida entre as amostras tratada criogenicamente (0 %) e a não tratada criogenicamente (1,1 %), sugere que a precipitação de finos carbonetos é o principal mecanismo que garante melhor desempenho das ferramentas tratadas criogenicamente. Como citado na literatura (Yun et. al,1998) a precipitação de finos carbonetos é o maior responsável pelo aumento de resistência ao desgaste das ferramentas tratadas criogenicamente. Possivelmente a presença destes finos carbonetos resultaram na diferença de desempenho entre as ferramentas tratadas e não tratadas, com vantagem para as primeiras. A performance ligeiramente melhor da ferramenta não tratada criogenicamente com avanço de 0.157 mm/volta, mostra a existência de outro fator influente no processo sob estas condições. Os esforços de usinagem com avanços mais elevados são aumentados, garantindo maior sujeição da matriz do material da ferramenta, o que pode diminuir ou até mesmo eliminar a contribuição positiva dos finos carbonetos na maior resistência ao desgaste.

Teste de desgaste abrasivo a dois corpos

A Figura 4.2 apresenta os resultados de taxa de desgaste médio obtidos em ensaio de desgaste abrasivo a dois corpos nas amostras retiradas das mesmas ferramentas de barra usadas nos testes faceamento rápido de Brandsma, utilizando-se lixa 600 e 80 mesh, com os respectivos desvios padrões. Com o aumento da granulometria do abrasivo nota-se um aumento da taxa de desgaste, como era de se esperar, pois nesse caso o diâmetro dos abrasivos passou de 15 μm para 180 μm .

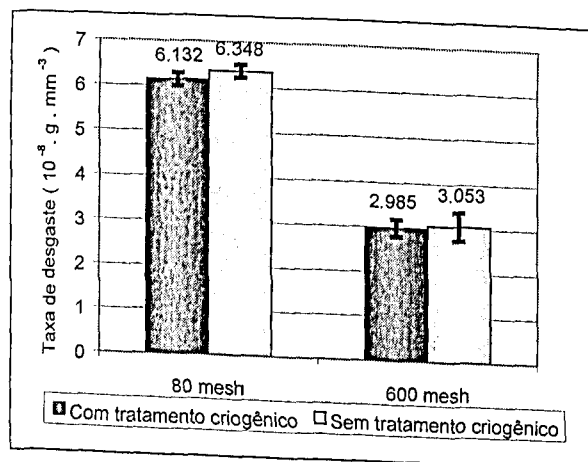


Figura 4.2 – Taxa de desgaste abrasivo a dois corpos com lixa 600 e 80 mesh de Al_2O_3 para as amostras tratada e não tratada.

A análise estatística de variância dos resultados para os ensaios com lixa 600 mesh das amostras tratada e não tratada criogenicamente, praticamente não mostrou diferença entre as médias, com 95% de confiabilidade. Para os ensaios com lixa 80 mesh, ou seja, maior diâmetro de abrasivo, essa mesma análise mostra uma diferença entre as médias, tendo a amostra tratada criogenicamente uma menor taxa de desgaste. Todavia, essa diferença nas taxas de desgaste é de apenas 3,3%, não sendo, portanto uma diferença significativa.

Nos testes de desgaste abrasivo feitos por Barron (1982), o aço-rápido M2 tratado criogenicamente a $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (taxa de resfriamento $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ e mantido por 24 horas) teve aumento na resistência ao desgaste de 20 % comparado com o não tratado. A não concordância com os resultados encontrados neste trabalho provavelmente se deve às diferentes condições de testes utilizadas. As condições usadas por Barron foram força normal= 430 N, velocidade= 0.48 m/s, diâmetro amostra=12.7 mm. As condições de teste neste trabalho foram força normal=10 N, velocidade=110 mm/s, diâmetro=4.9 mm. Portanto, trata-se de um teste bastante sensível aos parâmetros envolvidos. A resistência ao desgaste, em função dos finos carbonetos que possivelmente tenham se formado durante o tratamento criogênico, também é bastante afetada pelas condições de testes, principalmente pela velocidade e pelo percentual de carbonetos precipitados. Kamody, (1998) e Meng et al. (1994) também realizaram testes de desgaste em aços ferramenta e verificaram que tanto a velocidade quanto a distância de deslizamento influenciaram nos resultados, os quais, dependendo da condição de teste, apresentaram em alguns casos nenhuma diferença na resistência ao desgaste.

As superfícies de desgaste das amostras tratadas e não tratadas criogenicamente são apresentadas na Figura 4.3.

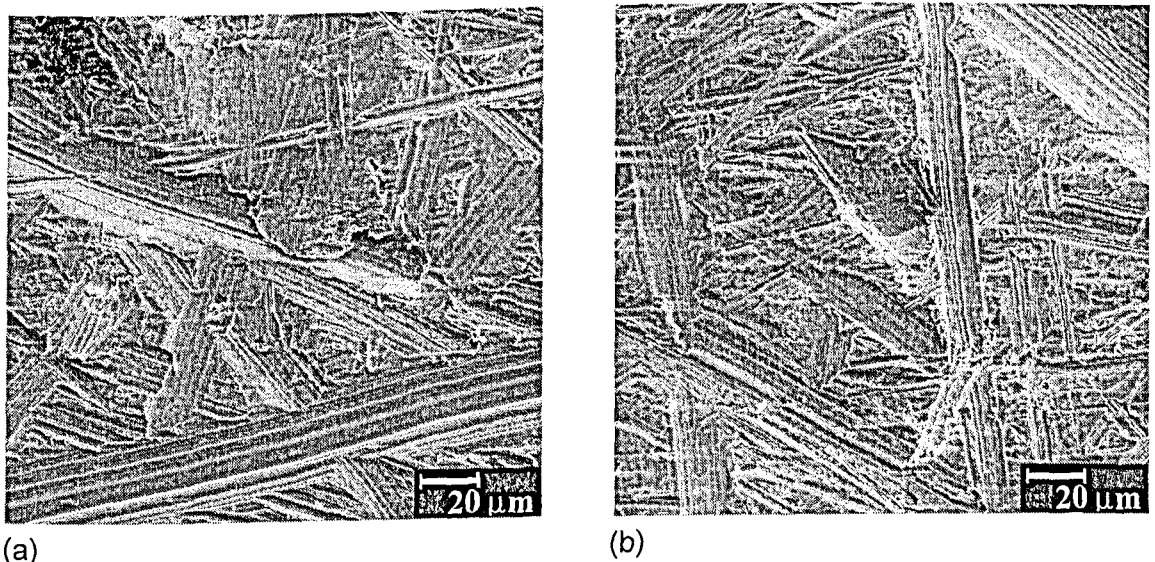


Figura 4.3 – Superfícies de desgaste típicas das amostras, (a) tratada e (b) não tratada, após ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos com lixa de Al_2O_3 , 80 mesh.

A análise destas superfícies mostra que os micromecanismos predominantes são o microsulcamento e o microcorte. Nenhuma diferença significativa pôde ser notada nessas superfícies com relação à proporção desses micromecanismos.

Os testes de dureza e resistência ao desgaste abrasivo não mostraram resultados que pudessem justificar o melhor desempenho das ferramentas tratadas criogenicamente nos testes de usinabilidade. Durante a usinagem os fenômenos são muito específicos, com altas temperaturas na interface cavaco ferramenta, grandes tensões e interações entre o material da peça e a ferramenta, nestas condições e para as ferramentas utilizadas (aço-rápido), os mecanismos de abrasão e principalmente *attrition* são os mais importantes (Trent, 1991). Provavelmente, o tratamento criogênico nas ferramentas, através da precipitação dos finos carbonetos, garante maior resistência perante a ação de tais mecanismos.

4.1.3 Brocas helicoidais

Broca de aço rápido 7.5 mm de diâmetro

Na Figura 4.4 podemos ver o resultado dos testes na velocidade de corte de 30 [m/min]. A broca tratada atingiu um desgaste de flanco máximo de 1mm e desgaste de flanco médio de 0.26 mm, com um total de 368 furos realizados. Devido ao grande número de furos, este teste foi interrompido antes da falha catastrófica da ferramenta.

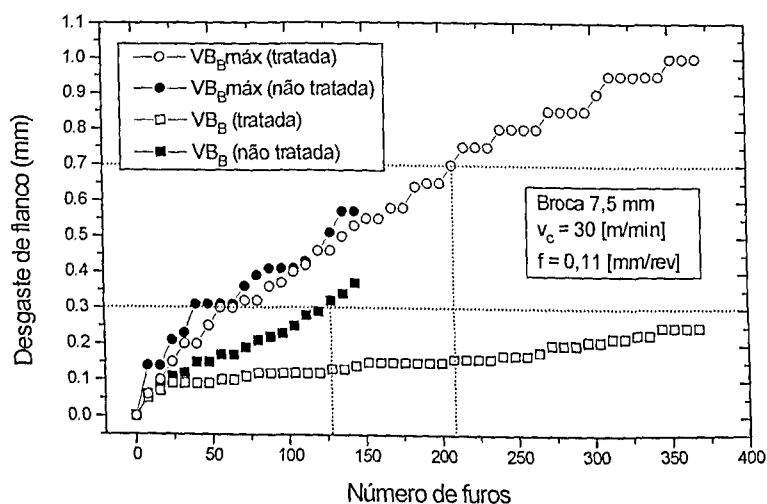


Figura 4.4 – Desgaste de flanco – Broca 7.5 mm; v_c 30 [m/min]; f 0.11 [mm/rev].

A broca não tratada criogenicamente, na mesma condição, usinou apenas 149 furos antes de ocorrer a falha catastrófica. No furo de número 144 (última vez que se mediu o desgaste antes da falha) o desgaste de flanco médio e máximo foi de 0.37 e 0.57 mm

respectivamente. Observa-se que o desgaste da broca não tratada foi sempre superior ao da tratada, principalmente o VB_B .

A Figura 4.5 mostra que nesta condição ($V_c=30$ m/min) o consumo de potência para a broca não tratada criogenicamente foi superior ao da broca tratada. Isto implica em forças de corte maiores. Em um trabalho desenvolvido por Cohen e Kamody (1998), foram realizados testes com brocas de aço-rápido T1 na furação de quatro tipos de aço (1018 – aço baixo carbono, 4340 - aço liga, 304S – aço inoxidável, A2 - aço ferramenta) em diferentes condições de corte. Observou-se uma redução na força de corte para a brocas tratadas em relação às não tratadas de 33 %, 8.5 % e 4.7 % para o aços 4340, A-2 e 304-S, respectivamente, e um aumento de 0.6 %..para o aço 1018. Yen e Kamody (1997) também observaram uma ligeira redução na força de corte e no coeficiente de atrito em algumas condições durante o teste de desgaste de ferramentas tratadas criogenicamente. Não foi encontrado na literatura uma explicação deste comportamento, talvez as diferenças na microestrutura tenham contribuído de alguma forma para estes resultados. Sabe-se (Trent, 1991) que a força de usinagem e suas componentes dependem da resistência ao cisalhamento do material sob corte e das áreas dos planos de cisalhamento primário e secundário. De alguma maneira o tratamento criogênico pode estar reduzindo a área do plano de cisalhamento secundário (interface cavaco-ferramenta) e assim reduzindo a força de corte e a potência consumida.

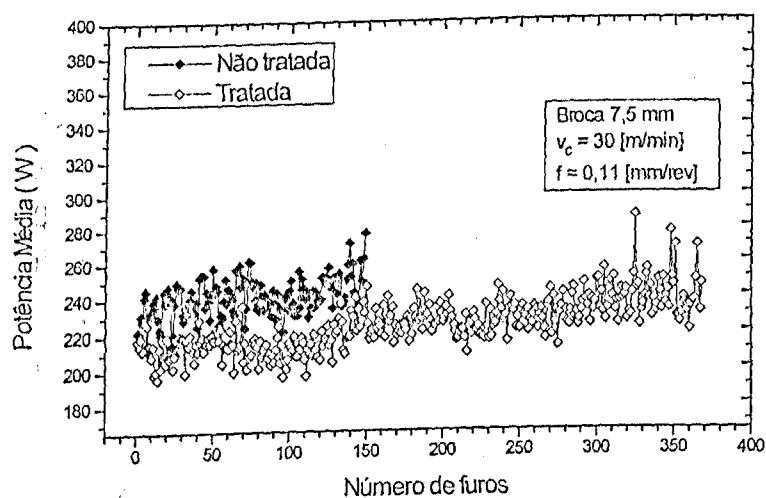


Figura 4.5 – Potência – Broca 7.5 mm; v_c 30 [m/min]; f 0.11 [mm/rev].

O gráfico da Figura 4.6 mostra os resultados para a velocidade de 35 m/min. A broca não tratada sofreu falha catastrófica com 52 furos usinados antes de atingir o desgaste de flanco médio de 0.3 mm e máximo de 0.7 mm, que poderiam, também, ser adotados como critérios de fim de vida. A broca tratada criogenicamente atingiu esse desgaste de flanco máximo com 88 furos, porém só sofreu a falha catastrófica com 91 furos.

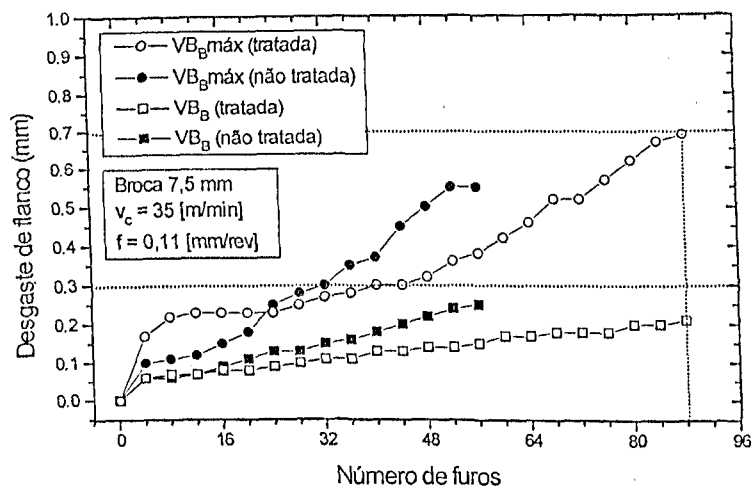


Figura 4.6 – Desgaste de flanco – Broca 7.5 mm; v_c 35 [m/min]; f 0.11 [mm/rev].

A potência média para a velocidade de 35 m/min pode ser vista no gráfico da Figura 4.7. Observa-se que a potência para as duas ferramentas é muito semelhante, e que ao atingirem a falha catastrófica a potência média subiu para valores muito altos.

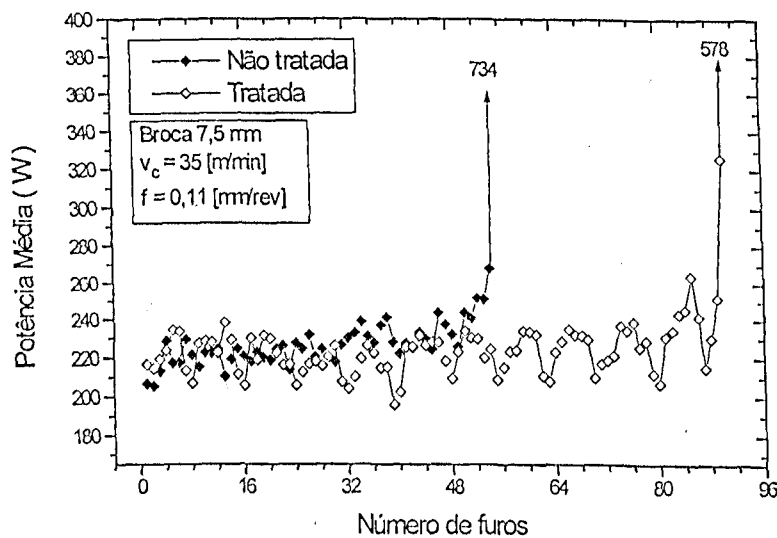


Figura 4.7 – Potência – Broca 7.5 mm; v_c 35 [m/min]; f 0.11 [mm/rev].

A Figura 4.8 mostra a broca tratada criogenicamente para a condição de velocidade de 35 m/min após sofrer falha catastrófica com 91 furos feitos.

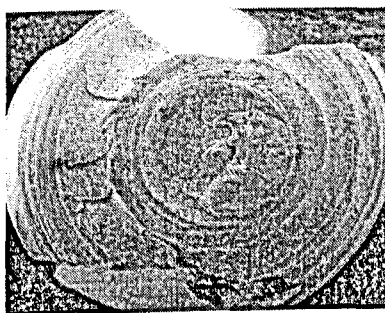


Figura 4.8 – Falha catastrófica apresentada pela broca tratada criogenicamente (91 furos); $v_c = 35$ [m/min]; $f = 0.11$ [mm/rev].

A condição de corte considerada mais severa foi para velocidade de corte 40 [m/min] mostrada na Figura 4.9. Os desgastes de flanco médio e máximo da broca não tratada foram bem superiores aos da broca tratada criogenicamente, principalmente o desgaste de flanco médio, que atingiu o critério de 0.3 mm com 12 furos, vindo a sofrer a falha catastrófica com 14 furos usinados. Apesar da broca tratada ter atingido o critério de desgaste de flanco médio de 0.3 mm com 26 furos, esta chegou a usinar 62 furos sem sofrer a falha catastrófica. Devido a grande aumento no consumo de potência média, no furo de número 62 (Figura 4.10), o que é um indicativo de proximidade da falha catastrófica, o teste foi interrompido. Portanto, foi considerado que a broca tratada criogenicamente teve seu fim de vida por falha catastrófica, o que provavelmente, iria ocorrer no primeiro, segundo ou terceiro furo seguinte.

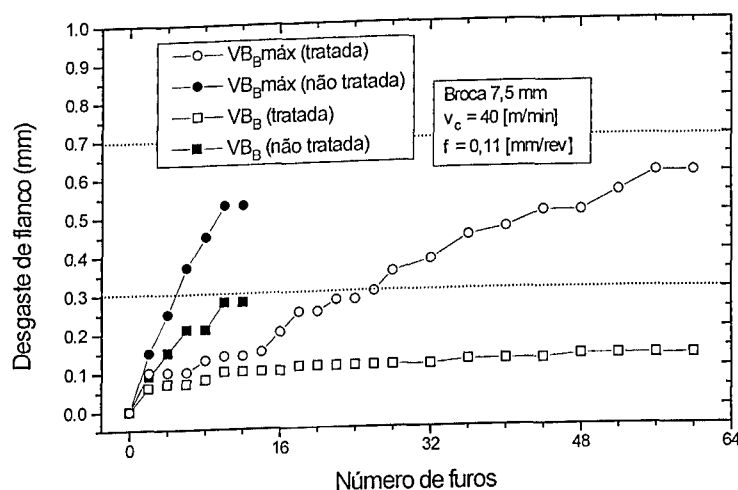


Figura 4.9 – Desgaste de flanco – Broca 7.5 mm; $v_c = 40$ [m/min]; $f = 0.11$ [mm/rev].

Observa-se na Figura 4.10 que nesta condição o teste foi repetido com a broca não tratada criogenicamente e apresentou falha com 6 furos usinados. Neste gráfico nota-se que os valores de potência média para as brocas não tratadas foram bem altos comparados com os valores para a broca tratada. A presença do desgaste acelerado desde o início dos testes para as brocas não tratadas pode ser responsável por este resultado.

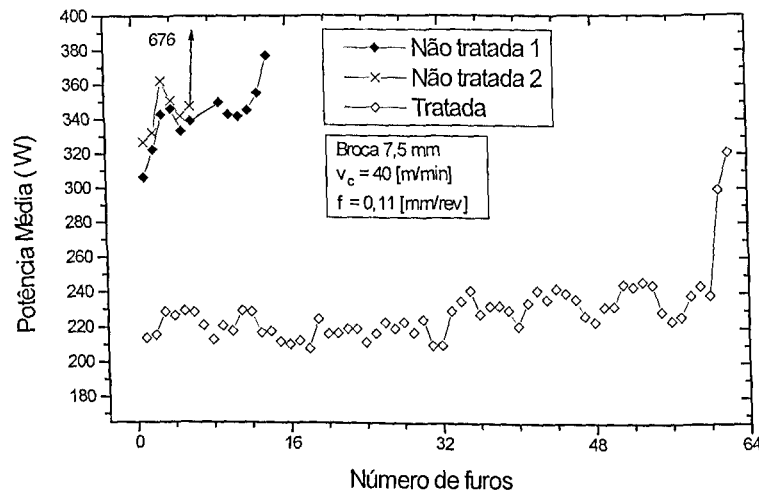
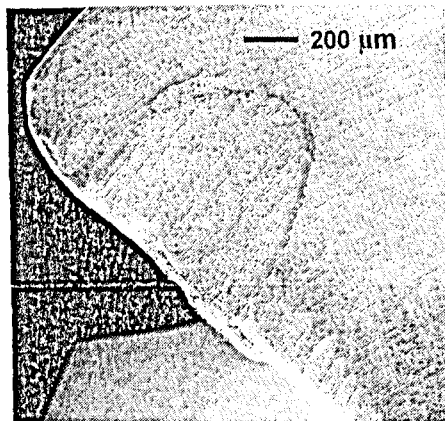
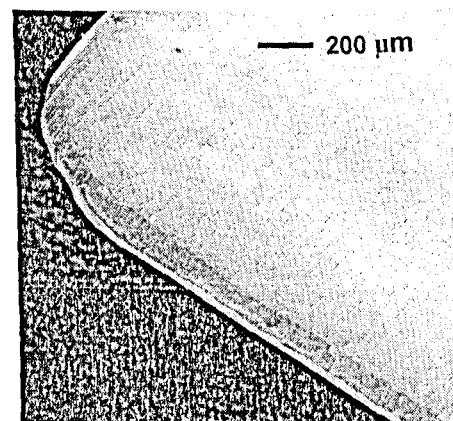


Figura 4.10 – Potência – Broca 7.5 mm; v_c 45 [m/min]; f 0.11 [mm/rev].

A Figura 4.11 ilustra as áreas desgastadas das brocas tratadas e não tratadas criogenicamente utilizadas sob a velocidade de corte de 40 m/min. Nota-se um maior desgaste da ferramenta não tratada criogenicamente (Figura 4.11a) após apenas 14 furos usinados contra 62 furos usinados pela ferramenta tratada criogenicamente (Figura 4.11b).



(a) Não tratada criogenicamente (14 furos)



(b) Tratada criogenicamente (62 furos)

Figura 4.11 – Desgaste da aresta de corte da broca 7.5 mm; $v_c=40$ [m/min]; $f=0.11$ [mm/rev].

A Figura 4.12 apresenta o resumo dos resultados dos testes de vida considerando-se o número de furos imediatamente antes de ocorrer a falha catastrófica. Observa-se que o aumento da velocidade de corte diminui significativamente a vida da broca, tanto para a tratada como para a não tratada. Isto se deve ao aumento da temperatura de corte com o aumento da velocidade. Como podemos ver, em todas as condições tivemos valores diferentes de vida para a broca tratada e a broca não tratada criogenicamente, com resultados superiores para as brocas tratadas criogenicamente.

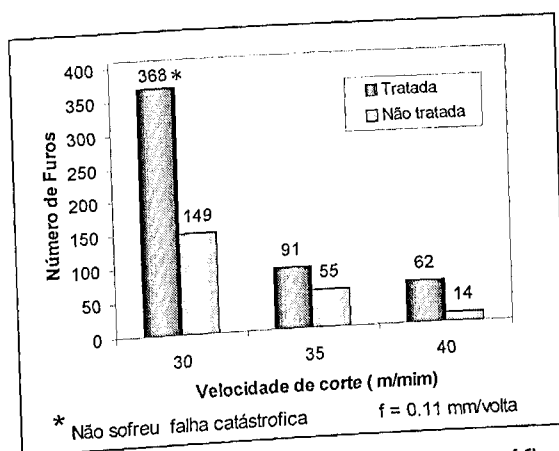


Figura 4.12 – Número de furos para critério de vida de falha catastrófica

Outro aspecto observado é que a diferença entre o número de furos entre a broca tratada e a não tratada criogenicamente, é influenciada pelas condições de corte. Em termos percentuais a superioridade das brocas tratadas em relação a não tratada foi de 147%, 65%, 343% para as velocidades de 30, 35 e 40 [m/min] respectivamente. Adotando-se os outros critérios de fim de vida além da falha catastrófica, conforme a Tabela 4.3, obtemos valores diferentes daqueles observados no gráfico da Figura 4.12.

Tabela 4.3 – Número de furos para critério de vida $VB_B=0.3\text{mm}$, $VB_{B\text{máx}}=0.7\text{mm}$ e falha catastrófica.

v_c [m/min]	30		35		40	
	NT	TR	NT	TR	NT	TR
Critério de fim de vida	Número de furos Usinados					
$VB_B = 0.30\text{ mm}$	120	*	*	*	12	26
$VB_{B\text{máx}} = 0.70\text{ mm}$	*	208	*	88	*	*
Falha catastrófica	149	368	55	91	14	62

(*) Não atingiu o critério
 NT – Não tratada criogenicamente; TR – Tratada criogenicamente

Considerando simultaneamente VB_B , $VB_{B\text{máx}}$ e a falha catastrófica, a vidas das ferramentas tratadas e não tratadas criogenicamente ficam modificadas para os valores apresentados no gráfico da Figura 4.13. Observa-se que, embora em percentuais menores, as brocas tratadas criogenicamente ainda tiveram um desempenho melhor que as não tratadas para todas as condições. Os percentuais foram 73%, 60%, 117% para as velocidades de corte de 30, 35 e 40 m/min respectivamente.

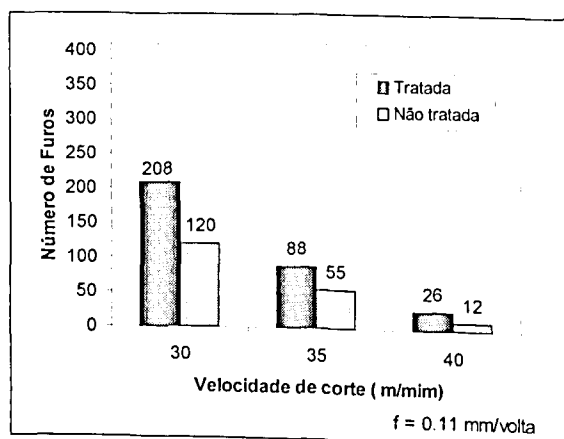


Figura 4.13 – Número de furos para critérios de vida de desgaste de flanco $VB_B=0.3$ mm $VB_{B\text{máx}} = 0.7$ mm e falha catastrófica.

Os resultados de austenita retida (Tabela 4.1) apresentam 7,4 % para as brocas tratadas criogenicamente e 4,5 % para as não tratadas criogenicamente. Apesar da pequena diferença os resultados tendem a favorecer as ferramentas não tratadas, se apenas o mecanismo de transformação de austenita retida for considerado. Portanto, o melhor desempenho das brocas tratadas criogenicamente só pode ser creditado à precipitação de finos carbonetos durante o ciclo tratamento criogênico.

Broca de aço rápido 10 mm de diâmetro

Com as brocas de 10 mm de diâmetro adotou-se também o mesmo critério sugerido pela norma *Nordtest*, isto é, continuar os testes até a falha catastrófica. Entretanto, fixou-se em 144 o número de furos máximos devido à disponibilidade de material. Assim, se a falha não ocorresse até a usinagem de 144 furos, os ensaios eram interrompidos. Durante todos os teste também foram monitorados os desgastes de flanco médio e máximo, permitindo, também, usar como critério de fim de vida $VB_B=0.3$ mm e $VB_{B\text{máx}}=0.7$ mm.

A condição de velocidade de corte 10 m/min foi a menos severa em todos os testes. Observa-se no gráfico da Figura 4.14 que o desgaste de flanco máximo ($VB_{B\text{máx}}$) foi maior para a broca não tratada, atingindo o valor de 0.7 mm com 50 furos usinados contra 92 furos para a broca tratada criogenicamente.

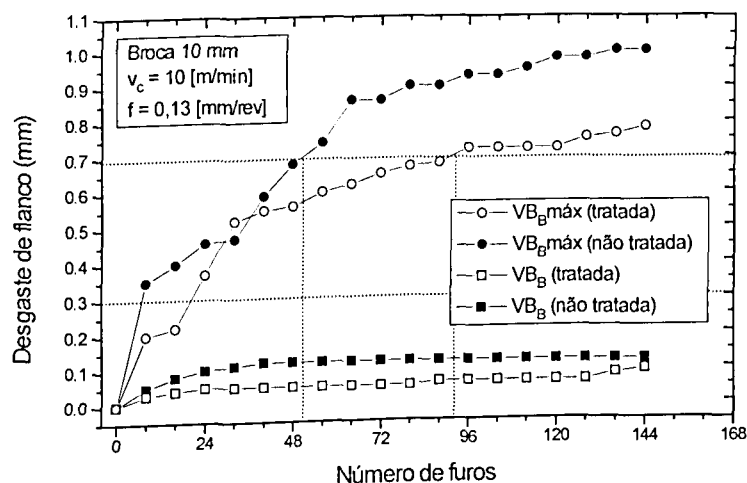


Figura 4.14 – Desgaste de flanco – Broca 10 mm; v_c 10 [m/min]; f 0.13 [mm/rev].

Observa-se na figura 4.15 o comportamento do consumo de potência neste teste.

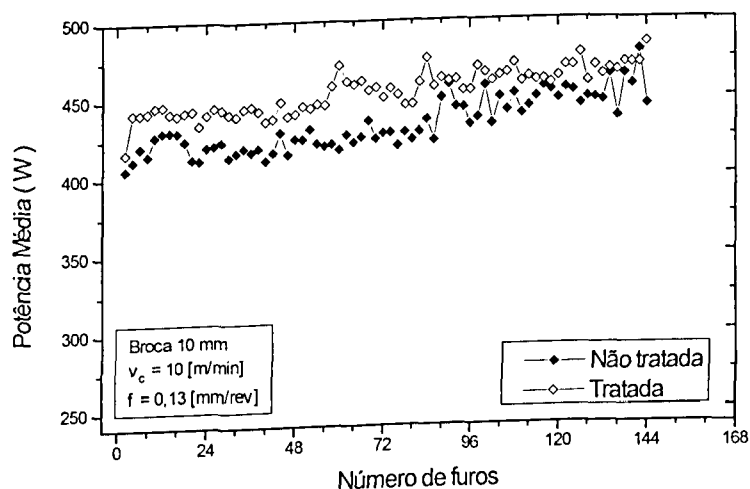


Figura 4.15 – Potência – Broca 10 mm; v_c 10 [m/min]; f 0.13 [mm/rev].

O consumo de potência média para a broca tratada foi ligeiramente superior ao das brocas não tratadas criogenicamente, muito embora os valores tendem a se igualar no final da vida das ferramentas.

A Figura 4.16 apresenta fotografias das áreas desgastadas das ferramentas de 10mm de diâmetro tratadas e não tratadas criogenicamente no final de suas vidas. Em ambas as ferramentas nota-se a presença de deformações plásticas na ponta das brocas promovidas pelas altas tensões a elevadas temperaturas (Figuras 4.16 (a) e (b)). Nas arestas principais nota-se semelhança no aspecto do desgaste de flanco (Figuras 4.16 (c) e (d)), ambos apresentando uma superfície áspera, característica da presença do mecanismo de *attrition*, como detalhado na figura 4.17. Por apresentarem vida mais longa, as ferramentas tratadas criogenicamente, foram mais resistentes ao *attrition* do que as ferramentas não tratadas.

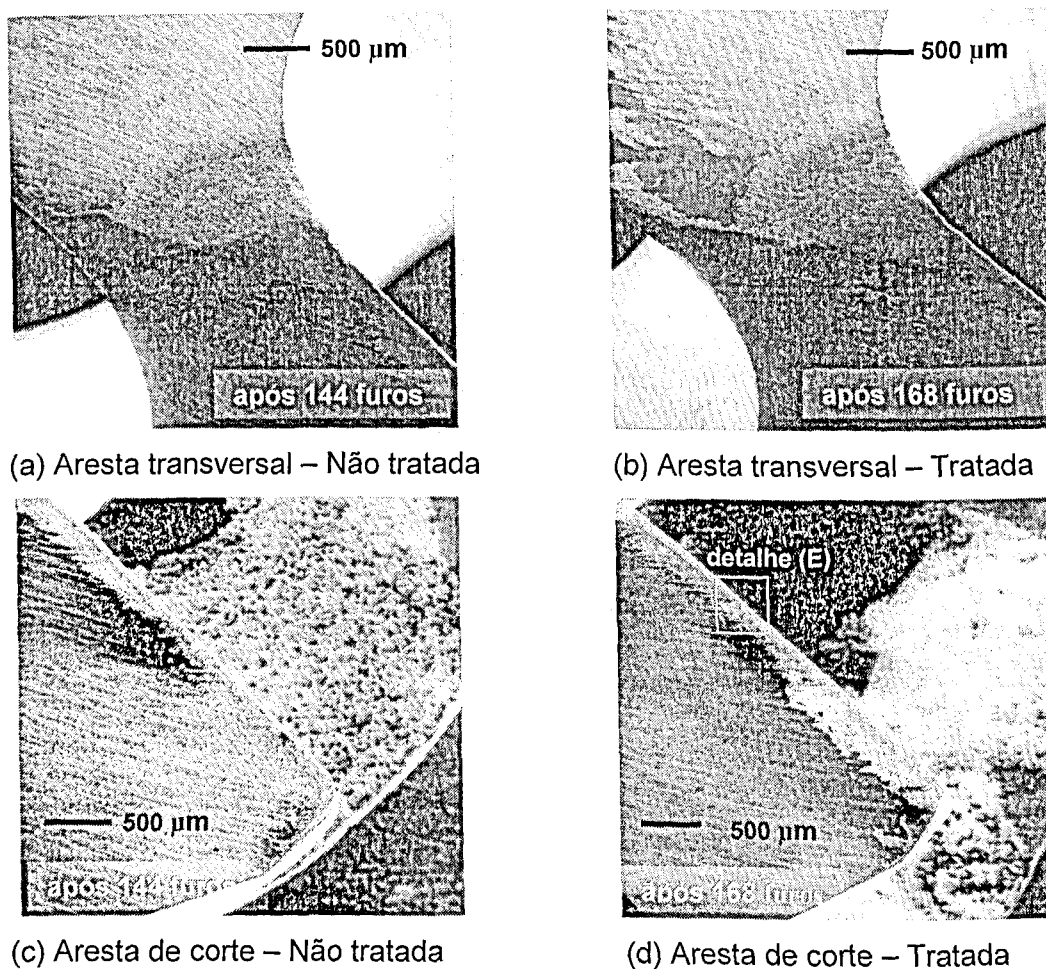


Figura 4.16 – Arestas de corte e pontas das brocas 10 mm; $v_c = 10$ [m/min]; $f=0.13$ [mm/rev].

O mecanismo de desgaste por *attrition* se desenvolve por um processo de aderência e arrancamento de material de superfícies em contato e em movimento com a presença de fluxo de material (Trent, 1991). Este mecanismo, portanto, depende da afinidade físico-química entre os materiais, sendo mais acelerado quanto maior a afinidade (mais aderência e mais arrancamento). A presença de finos carbonetos nas ferramentas tratadas criogenicamente pode ser responsável pela menor taxa de desgaste por *attrition*.

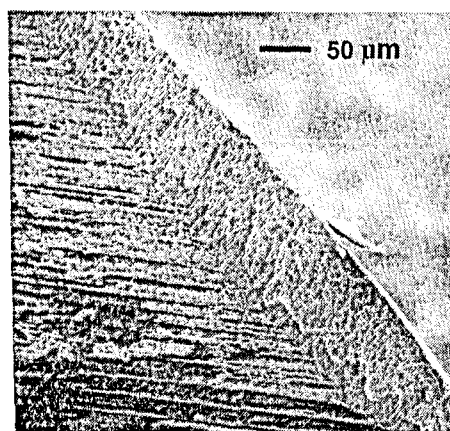


Figura 4.17 – Detalhe (E) da Figura 4.16 (d).

A Figura 4.18 apresenta o desgaste das tratadas e não tratadas criogenicamente sob a velocidade de corte de 20m/min. A progressão dos desgastes de flanco médio (VB_B) das duas brocas foram muito semelhantes. Considerando o desgaste de flanco máximo (VB_B máx) observa-se um desempenho ligeiramente superior (menor desgaste) para a broca não tratada criogenicamente durante quase todo o ensaio. No final, mas sem ainda atingir o critério de fim de vida 0.7 mm, o desgaste da broca não tratada praticamente se iguala ao da broca tratada criogenicamente.

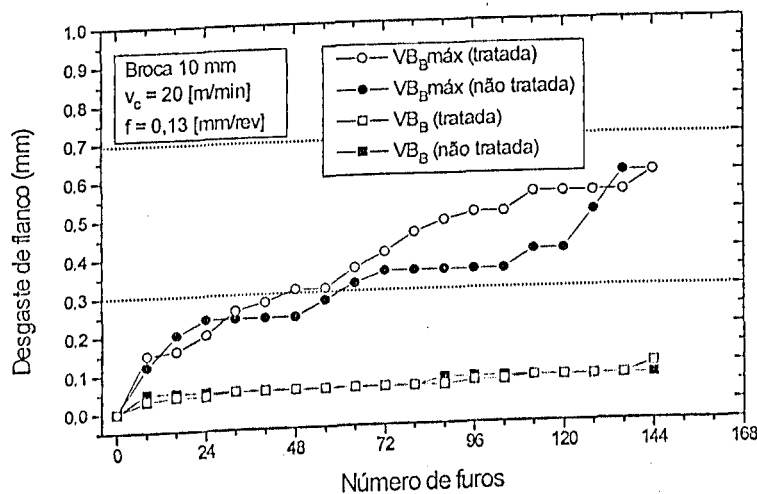


Figura 4.18 – Desgaste de flanco – Broca 10 mm; v_c 20 [m/min]; f 0.13 [mm/rev].

Para a velocidade de corte 20m/min, as taxas de desgastes foram inferiores àquelas apresentada para a velocidade de corte de 10m/min, como o observado comparando-se as Figuras 4.14 e 4.18. As condições de desgaste, predominantemente com o mecanismo de *attrition*, são mais severas à velocidade 10 m/min, do que a 20m/min. Neste mecanismo a aresta postíça de corte exerce forte influência e possivelmente é responsável por estes resultados. Na menor velocidade de corte a taxa de desprendimento de rebarbas de APC deve ser maior, causando maior taxa de desgaste. Para a velocidade de 20 m/min a taxa de desgaste foi reduzida e a diferença entre o desempenho das ferramentas tratada e não tratada criogenicamente não é tão evidente.

A Figura 4.19 apresenta a potência consumida durante os ensaios com a velocidade de corte de 20 m/min. No início, observa-se o consumo de potência média ligeiramente superior para a ferramenta não tratada criogenicamente, mas logo após 25 furos o consumo praticamente se iguala. Por problemas de aquisição, os valores de potência média para as brocas tratadas criogenicamente foi interrompido com 80 furos realizados. Entretanto, nota-se que os valores medidos mantêm-se constantes do início até o último valor medido, um pouco diferente ao observado para as brocas não tratadas, apresentando um ligeiro aumento. Esta não variação da potência com o desgaste pode ser creditada ao fato do desgaste de flanco

médio (VB_B) manter-se baixo e constante durante todos os ensaios. Apenas o aumento do desgaste de flanco máximo ($VB_B\text{max}$) aumenta, e este não tem tanto efeito no consumo de potência.

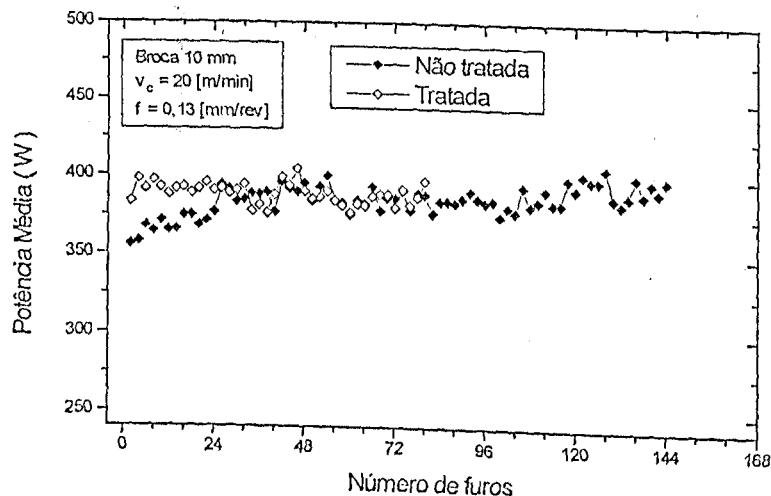


Figura 4.19 – Potência – Broca 10 mm; v_c 20 [m/min]; f 0,13 [mm/rev].

A figura 4.20 mostra os resultados para a velocidade de corte de 40 m/min. A broca não tratada apresentou falha catastrófica com 22 furos contra 58 furos da broca tratada criogenicamente. Observa-se pelo gráfico que os valores de desgaste para as duas brocas são muito próximos, o que não justificaria a falha catastrófica da broca não tratada. Repetiu-se então o ensaio com uma broca não tratada na mesma condição. O resultado de vida foi de 20 furos com falha catastrófica, confirmando estatisticamente o valor obtido no ensaio anterior. Não foi feita repetição do ensaio para a broca tratada criogenicamente. O fato é que nem sempre existe relação entre o desgaste de flanco médio e máximo com a falha catastrófica. O ideal seria comparar as áreas de desgaste, ao invés de comprimentos de desgaste.

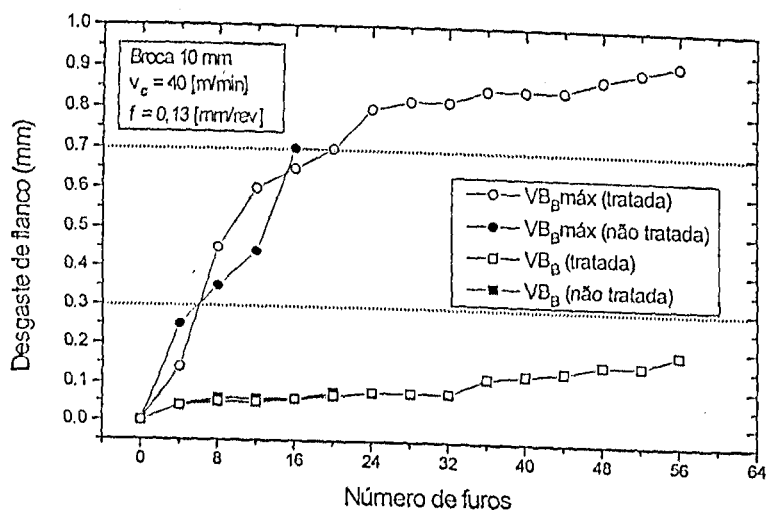


Figura 4.20 – Desgaste de flanco – Broca 10 mm; v_c 40 [m/min]; f 0,13 [mm/rev].

A Figura 4.21 mostra o consumo de potência nestes ensaios. Apesar da ligeira vantagem apresentada pela broca tratada no início, praticamente as brocas passam a ter um consumo igual de potência média (em torno de 410 W) a partir de 4 a 5 furos usinados.

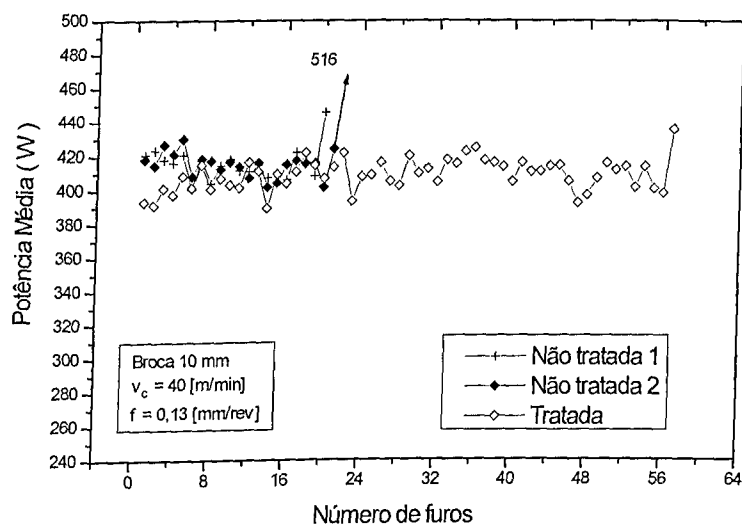


Figura 4.21 – Potência– Broca 10 mm; v_c 40 [m/min]; f 0.13 [mm/rev].

A Tabela 4.4 mostra um resumo dos resultados dos ensaios para a broca de 10mm de diâmetro considerando-se simultaneamente VB_B , $VB_{B\text{máx}}$, falha catastrófica e um limite de furos (144), também estabelecido como critério de fim de vida. Para a condição de 10 m/min o teste foi interrompido com o critério de vida de $VB_{B\text{max}} = 0.70$ mm, resultando em um melhor desempenho da broca tratada criogenicamente de 80 % (Figura 4.22). Para a condição de 20 m/min, na qual observou-se a menor taxa de desgaste das brocas em relação às outras condições, o teste foi interrompido com o limite de furos estabelecido de 144, tanto para a broca tratada como para a não tratada criogenicamente, sem atingir os outros critérios de fim de vida estabelecidos. Desta forma, o desempenho entre as ferramentas nesta condição (20 m/min), com 144 furos realizados não permitiu a superação de uma sobre a outra.

Tabela 4.4 – Número de furos para critério de vida $VB_B = 0.3\text{mm}$, $VB_{B\text{máx}} = 0.7\text{mm}$ e falha catastrófica e limite de 144 furos realizados.

v_c [m/min]	10		20		40	
Critério de fim de vida	Número de furos usinados					
	NT	TR	NT	TR	NT	TR
$VB_B = 0.30$ mm	*	*	*	*	*	*
$VB_{B\text{max}} = 0.70$ mm	50	92	*	*	16	20
Falha catastrófica	*	*	*	*	20	56
Limite de num. furos	144	144	144	144	*	*

(*) Não atingiu o critério

NT – Não tratada criogenicamente; TR – Tratada criogenicamente

Para a condição de 40m/min, a broca tratada criogenicamente apresentou melhor desempenho, levando-se em consideração dois critérios de fim de vida: o desgaste de flanco máximo e a falha catastrófica (Tabela 4.4). Observa-se na Figura 4.22 o melhor desempenho da broca tratada criogenicamente (considerando-se a desgaste de flanco máximo) para a velocidade de 40m/min, com um aumento de 25 % sobre a broca não tratada.

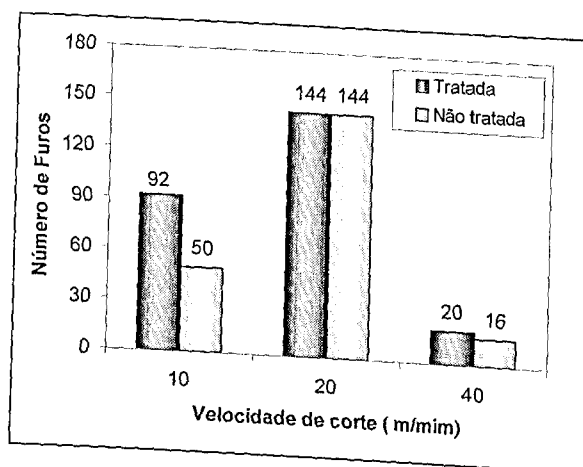


Figura 4.22 – Número de furos para critérios de vida de desgaste de flanco máximo $VB_{Bmax}=0.7$ mm, falha catastrófica e limite de 144 furos.

A Figura 4.23 apresenta o consumo de potência na furação com brocas de 7.5 e 10 mm de diâmetro. Observa-se que em geral, com exceção da velocidade de corte de 10 e 20 m/mim (10 mm de diâmetro), as brocas tratadas apresentaram potência média menor que as brocas não tratadas criogenicamente, embora os desvios padrões apresentados dificultam conclusões mais objetivas.

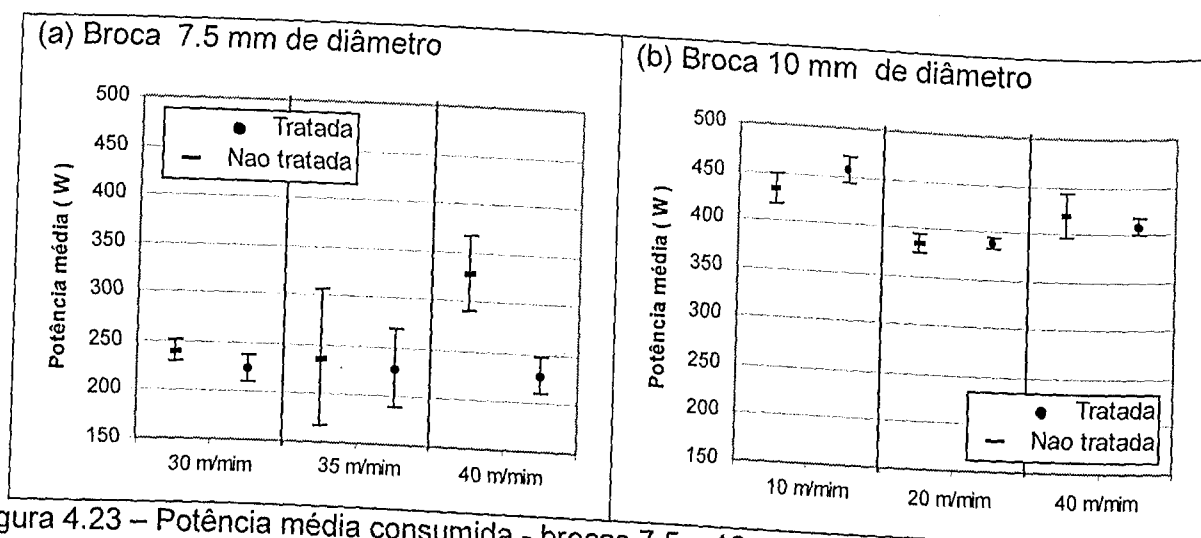


Figura 4.23 – Potência média consumida - brocas 7.5 e 10 mm de diâmetro.

A potência média consumida para as brocas de 7.5 mm de diâmetro foi sempre inferior a 250 W, exceto para a velocidade de corte de 40 m/mim, broca não tratada, quando a potência

média foi superior a 320 W. Isto se deve ao desgaste acelerado observado já no início do teste que levou ao aumento no consumo de potência nesta condição. Para as brocas de 10 mm de diâmetro, observa-se que a menor potência média consumida foi na velocidade de corte de 20 m/mim, tanto para a broca tratada como não tratada. Nota-se também que o consumo médio de potência entre a broca tratada e não tratada é bastante similar. Nas condições de corte extremas, 10 e 40 m/mim, a potência média consumida foi maior e a diferença de desempenho entre as brocas tratadas e não tratadas também.

Considerando o teor de austenita retida das amostras, (7,3 % para a ferramenta tratada e 3,7 % para as ferramentas não tratadas criogenicamente) a resistência das ferramentas seria praticamente a mesma, não justificando a diferença de desempenho entre elas, ou tendendo a favorecer as ferramentas não tratadas. Entretanto, foi observado que na maioria dos casos as brocas tratadas criogenicamente foram mais resistentes, principalmente quando o critério de fim de vida foi a falha catastrófica. O principal mecanismo proposto para o aumento da resistência das ferramentas com o tratamento criogênico é a precipitação de finos carbonetos na matriz martensítica, o que, possivelmente deve ter acontecido com as ferramentas usadas nos testes. Apesar de não ter sido feito o levantamento da presença destes finos carbonetos ou até mesmo a quantificação dos mesmos, acredita-se que, conforme a literatura, o tratamento criogênico das ferramentas tenha proporcionado a precipitação dos finos carbonetos e que eles tenham colaborado para que o desempenho das brocas tratadas criogenicamente tenha sido melhor. Estes carbonetos, segundo Yun et al. (1998), contribuem na melhoria de propriedades tais como: dureza a quente, resistência a flexão, tenacidade ao impacto, e resistência ao desgaste das ferramentas tratadas.

Observou-se que, para diferentes condições de teste, a diferença entre os desempenhos das ferramentas não foi a mesma, como verificado, também, para as ferramentas de barra. Acredita-se que este comportamento se deve a diferentes respostas obtidas quando os finos carbonetos são submetidos a diferentes condições de teste. Em testes específicos de desgaste feitos por Kamody (1998) e Meng et al. (1994), foi verificado que os parâmetros de teste influenciam fortemente os resultados, chegando a eliminar totalmente a diferença de resistência ao desgaste entre amostras tratadas e não tratadas criogenicamente.

Quanto maior a quantidade de finos carbonetos, mais acentuado será o efeito do tratamento criogênico nas propriedades das ferramentas. Dependendo da temperatura de austenitização, a quantidade de martensita presente no aço antes do tratamento criogênico pode variar. Quanto menor a temperatura de austenitização maior a quantidade deste constituinte e maior será a precipitação de finos carbonetos.

4.1.4 Fresa de topo

Nos testes com o fresamento de topo foi adotado como critério de fim de vida, o desgaste de flanco médio de, $VB_B = 0.3$ [mm] e máximo $VB_{Bmáx} = 0.7$ [mm], o que primeiro ocorresse. A fresa de topo utilizada possui quatro dentes, assim, durante a medição do desgaste todos eles foram analisados. Entretanto, tomou-se como comparação entre o desgaste de uma fresa tratada e não tratada, o maior desgaste observado dentre os dentes no final do teste.

Os gráficos das Figuras 4.24 e 4.26 apresentam a evolução do desgaste pelo comprimento usinado para fresas de topo com velocidades de corte de 25 e 30 m/min, respectivamente.

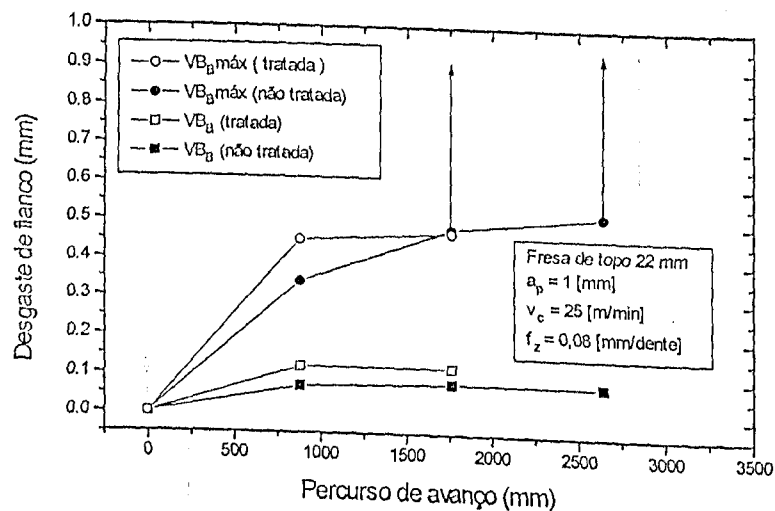


Figura 4.24 – Curva de desgaste para o fresamento de topo $v_c = 25$ m/min.

Observa-se que para velocidade de 25 m/min as ferramentas tratadas e não tratadas criogenicamente sofreram falha por lascamento da aresta de corte antes de atingirem o critério de desgaste para o fim de vida. Nota-se que a ferramenta tratada proporcionou uma vida inferior à ferramenta não tratada, porque o lascamento ocorreu mais cedo. Este tipo de avaria é comum em operações de corte interrompido (fresamento), no qual a ferramenta pode sofrer lascamento, trincamento ou quebras na entrada, no meio, ou na saída do corte, durante um ciclo ou revolução da ferramenta (Machado e da Silva, 1993), embora as ferramentas de aço-rápido sejam mais resistentes a estas avarias que os metais duros e cerâmicas.

A Figura 4.25 apresenta o gráfico de consumo de potência ao longo do ensaio para as duas fresas na velocidade de corte de 25 m/min.

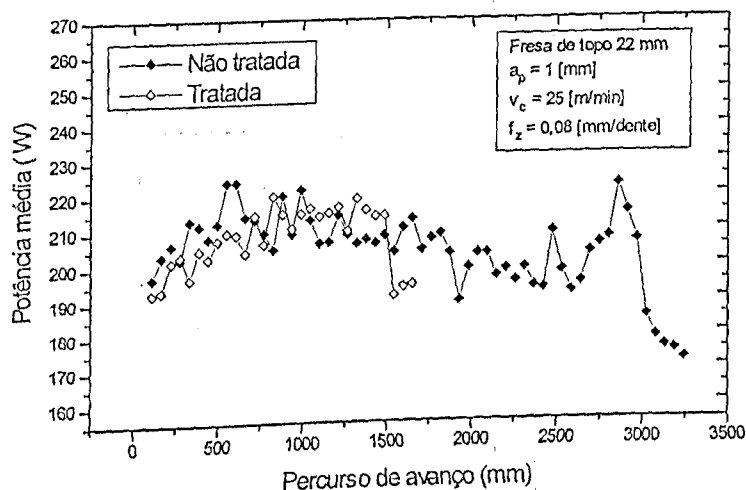


Figura 4.25 – Potência média para o fresamento de topo $v_c = 25$ m/min.

Observa-se que o consumo de potência média é bastante similar entre as fresas, e que imediatamente após os lascamentos há uma queda sensível no consumo de potência. Possivelmente a presença do lascamento trabalhe no sentido de eliminar o desgaste ou pelo menos amenizar seu efeito, como se esta sofresse uma reafiação, e assim reduzir o consumo de potência.

Os testes realizados com velocidade de corte de 30 m/min da Figura 4.26 tiveram resultados cujos desenvolvimentos do desgaste de flanco médio e máximo entre as ferramentas tratada e não tratada criogenicamente foram muito semelhantes.

Nesta condição de velocidade, 30 m/min, as ferramentas atingiram o critério de desgaste de flanco máximo de $V_{B\max} = 0.7$ mm sem sofrerem lascamento, como foi observado na condição de velocidade de 25 m/min. O desenvolvimento de desgaste uniforme na superfície de folga ou saída, será dominante apenas se a ferramenta possuir tenacidade suficiente para resistir aos choques mecânicos inerentes a tais processos. Nesta velocidade de corte não foi observado a presença de lascamentos.

As forças de usinagem tendem a diminuir com o aumento da velocidade de corte e com isto os choques mecânicos são menos severos, o que contribuiu para eliminar a avaria. Sem avaria o desgaste de flanco compromete a vida das fresas, sendo que neste caso o tratamento não se mostrou efetivo para garantir uma vida superior.

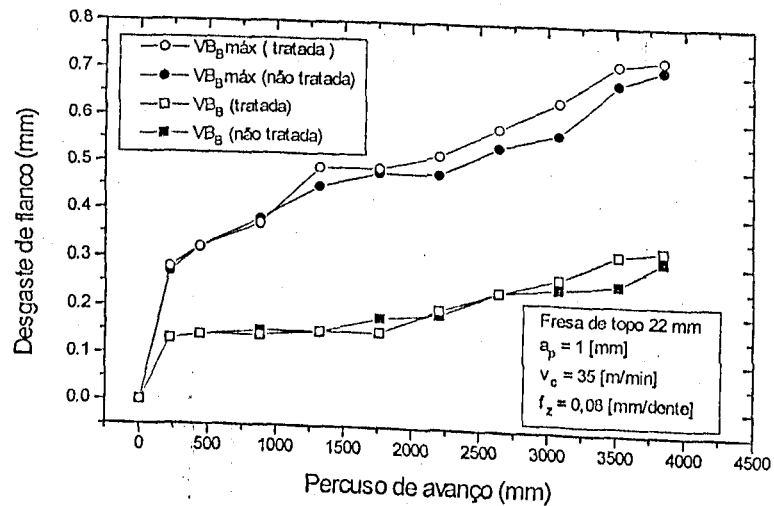


Figura 4.26 – Curva de desgaste para o fresamento de topo $v_c = 30$ m/min

No gráfico de potência da Figura 4.27 para esta mesma condição, observa-se uma tendência de aumento no consumo de potência com o aumento do desgaste, e que os valores médios de potência para os dois tipos de ferramentas também foram bastante coincidentes.

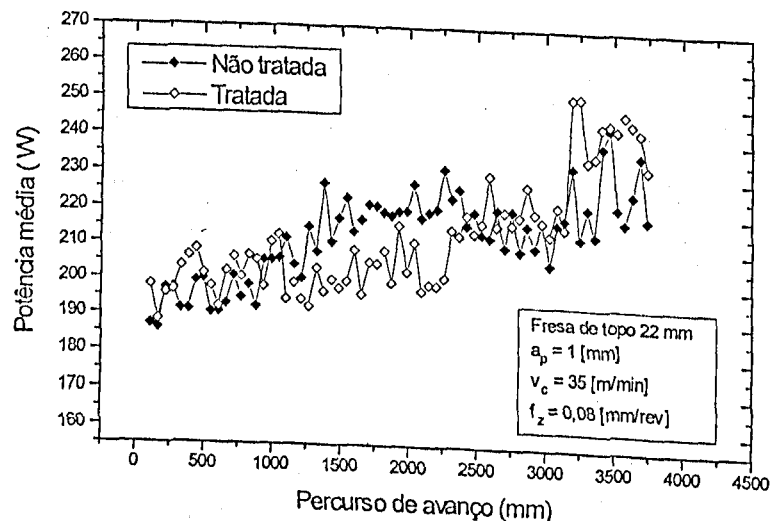


Figura 4.27 – Potência média para o fresamento de topo $v_c = 30$ m/min.

No fresamento a tenacidade do material é a propriedade mais importante, se o motivo da falha for o lascamento. Para velocidade de 25 m/min, as ferramentas tratadas e não tratadas criogenicamente sofreram falha por lascamento da aresta de corte antes de atingirem o critério de desgaste para o fim de vida.

Aparentemente o tratamento criogênico pode ter alterado a tenacidade do material, entretanto, para isto ter acontecido seria necessário que parte da austenita retida tenha sido transformada em martensita, o que não foi observado nas análises de difração de raios X. Segundo Collins (1996), a tenacidade e a resistência ao desgaste são propriedades

influenciadas pelos dois principais mecanismos envolvidos na mudança das propriedades. A transformação da austenita retida (mais tenaz) em martensita (mais frágil) sempre reduz a tenacidade e em alguns casos aumenta a resistência desgaste. Por outro lado, a precipitação de finos carbonetos sempre aumenta a tenacidade e a resistência ao desgaste (dependendo da quantidade precipitada). Como não houve diferença de austenita retida entre as amostras, acredita-se que não houve diminuição na tenacidade das ferramentas. Um ganho nesta propriedade seria em função da quantidade dos finos carbonetos precipitados pelo ciclo de tratamento criogênico, o que deve ter acontecido, mas não o suficiente para garantir diferenças na tenacidade e na resistência ao desgaste, resultando em um ganho desprezível no desempenho para a ferramenta tratada criogenicamente, como o observado nos resultados dos testes.

4.2 TESTES DE CHÃO DE FÁBRICA

4.2.1 Fresa de perfil

Na primeira etapa dos testes utilizou-se um par de ferramentas tratadas criogenicamente e um outro de ferramentas não tratadas criogenicamente, todas com afiação original de fábrica. Adotou-se um número de 200 peças como referencial do fim de teste, valor este tomado conforme a média de produção para um par de fresas novas conforme o diário de produção da empresa. Ao final do teste o desgaste da ferramenta foi analisado e a rugosidade (R_a) medida.

A Figura 4.28 (a) apresenta os valores de desgaste de flanco médio das arestas de corte "1 e 2" de cada fresa, tratada e não tratada criogenicamente (ferramentas novas). Observa-se que as ferramentas tratadas criogenicamente apresentaram um desgaste de flanco médio superior para todas as arestas de corte quando comparado às não tratadas criogenicamente. Embora as diferenças nos valores de rugosidade (R_a) do perfil dos dentes das engrenagens não serem muito grandes (Figura 4.28b), as ferramentas tratadas criogenicamente sempre apresentaram valores de limite inferior e superior, da faixa de variação, maiores que os da ferramenta não tratada criogenicamente, tanto do lado esquerdo como do lado direito dos dentes das engrenagens usinadas (Figura 3.12).

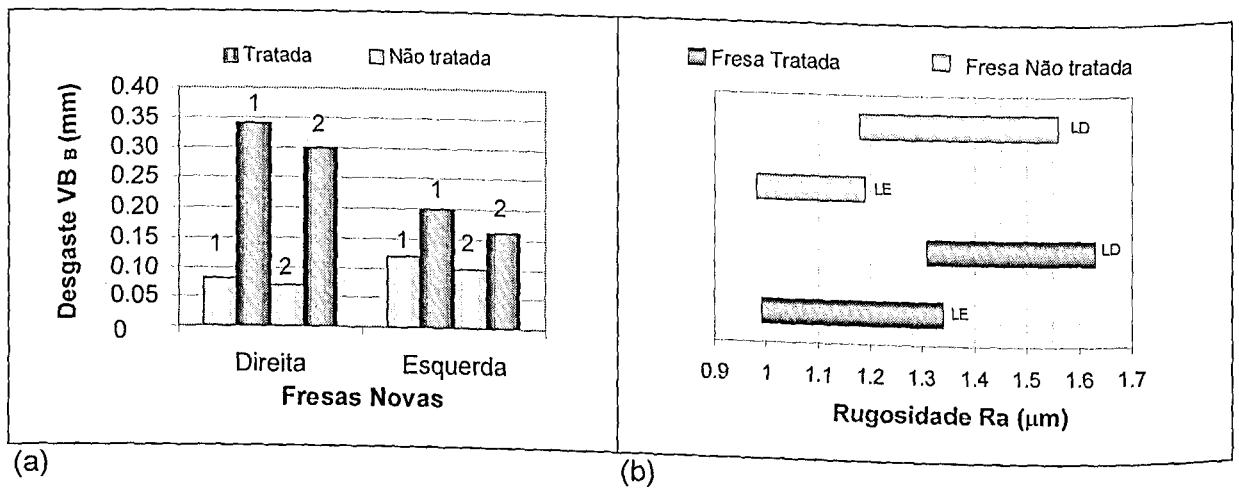


Figura 4.28 – (a) Desgaste das fresas com afiação original (200 peças); (b) Rugosidade das superfícies dos dentes da engrenagem lado esquerdo (LE) e lado direito (LD).

Relacionando-se o desgaste com a rugosidade, apenas entre as fresas não tratadas criogenicamente, percebe-se que o desgaste menor observado nas arestas da fresa direita resultou em maiores valores e maior variação de rugosidade nas superfícies usinadas (LD) comparados à fresa esquerda (LE). Comparando-se apenas as ferramentas tratadas criogenicamente, este comportamento já muda. O desgaste menor observado nas arestas da fresa esquerda (1 e 2) resultou em menores valores e variação de rugosidade na superfície usinada (LE) muito semelhante àquelas geradas pela fresa direita (LD). Percebe-se, portanto, que a rugosidade neste caso não pode ser tomada como referencial de maior ou menor desgaste e vice versa.

A Figura 4.29 ilustra as arestas de corte para as fresas direita tratadas e não tratadas criogenicamente (ferramentas novas) após a usinagem de 200 peças. Observa-se o maior desgaste de flanco médio para as ferramentas tratadas

A Figura 4.30 apresenta o detalhe "A" do desgaste observado na fresa direita não tratada após 200 peças produzidas. A característica irregular do desgaste de flanco apresentado por estas ferramentas sugere a presença de *attrition*, abrasão e até mesmo microlascamentos

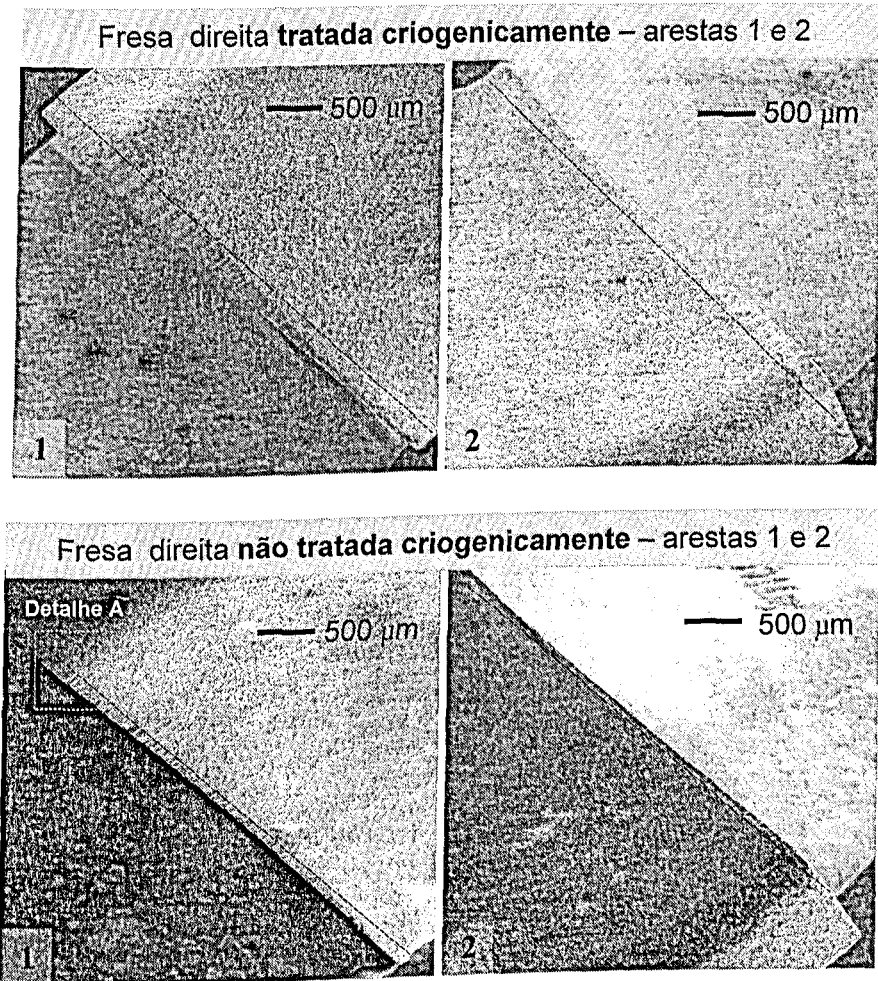


Figura 4.29 – Arestas de corte das fresas direita após usinar 200 peças.

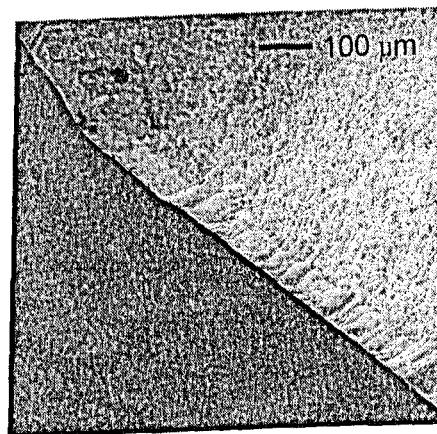


Figura 4.30 – Detalhe A da Figura 4.28 (aresta de corte fresa direita não tratada com 200 peças produzidas).

Em uma segunda etapa, foram utilizadas nos testes ferramentas reafiadas pela retífica da superfície de saída dos dentes. O desgaste da ferramenta é totalmente eliminado com a afiação, obtendo-se uma ferramenta com uma superfície de folga revestida e sem desgaste, e

uma superfície de saída sem revestimento, o que leva a um menor desempenho das ferramentas reafiadas com relação às ferramentas novas. Por isto o número de peças de fim de teste foi reduzido para 140.

A Figura 4.31 apresenta os resultados de desgaste e acabamento superficial dos testes feitos com as ferramentas reafiadas. A aresta "1" da fresa direita não tratada teve desgaste superior a todas as outras arestas, seguida pelas arestas "1" e "2" das fresas tratadas direita e esquerda. Apesar disso, em geral, as ferramentas não tratadas apresentaram um desgaste de flanco médio menor que as ferramentas tratadas criogenicamente.

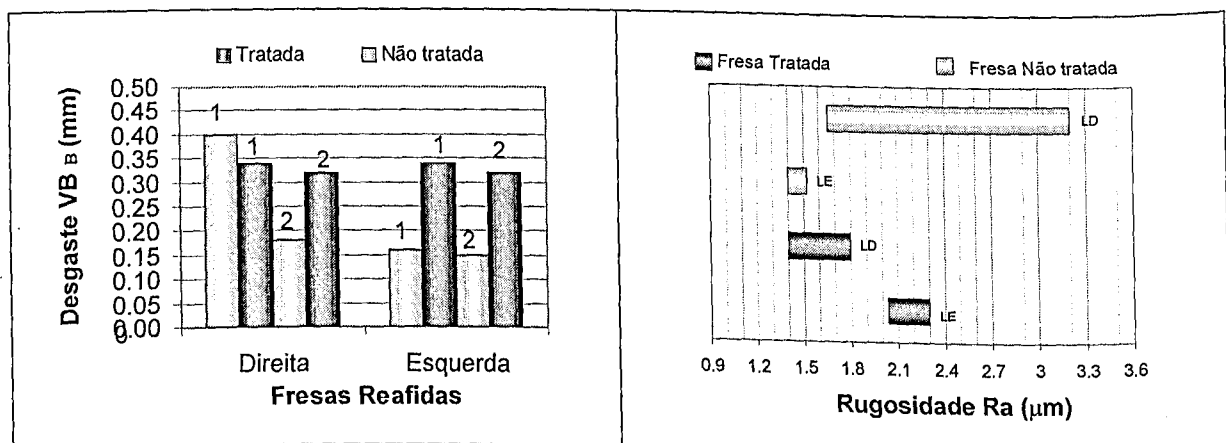


Figura 4.31 – (a) Desgaste das fresas com reafiação (140 peças); (b) Rugosidade das superfícies dos dentes da engrenagem lado esquerdo (LE) e lado direito (LD).

O maior desgaste da aresta "1" da fresa direita tratada resultou em rugosidade maior e mais dispersa nas superfícies dos perfis no lado direito (LD). Em geral a rugosidade das superfícies variou de 1.4 a 2.3 μ m para as fresas tratadas e de 1.4 a 3.2 μ m para as fresas não tratadas. Nestes resultados, já se observa uma certa relação entre o Ra e o desgaste.

A Figura 4.32 apresenta as fotos do desgaste para as fresas esquerda tratada e não tratada criogenicamente, nas quais observa-se o maior desgaste das ferramentas tratadas criogenicamente. Os aspectos do desgaste são semelhantes àqueles observados para as ferramentas novas (Figura 4.29).

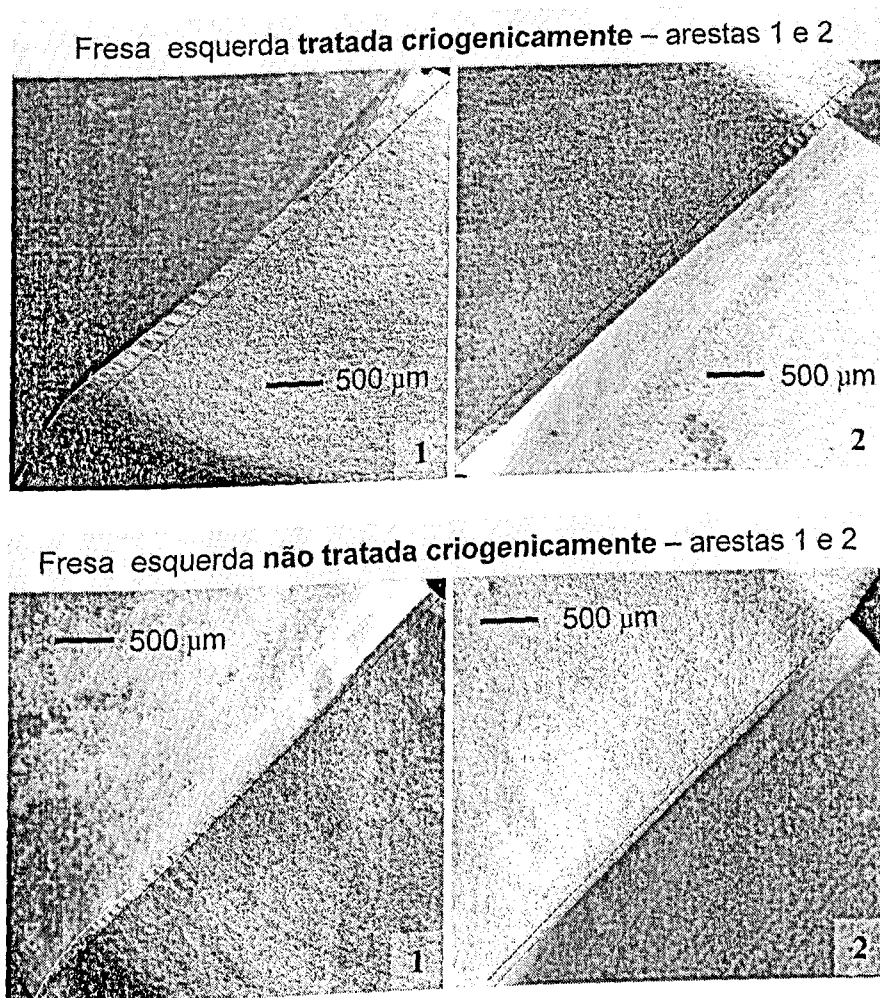


Figura 4.32 – Arestas de corte das fresas reafiadas esquerda após testes com 140 peças

A Figura 4.33 apresenta os resultados de produção adotando-se como critério de fim de vida a presença das rebarbas na superfície dos dentes das engrenagens. Nesta etapa as ferramentas foram reafiadas quatro vezes, resultando em um total de produção de 491 peças para as ferramentas não tratadas, e 380 para ferramentas tratadas com média de 123 e 95 peças, respectivamente, por vida. Percebe-se que o tratamento criogênico de certa forma prejudicou o desempenho das ferramentas.

Segundo Paulin (1993) o tratamento criogênico também pode ser aplicado a ferramentas revestidas.

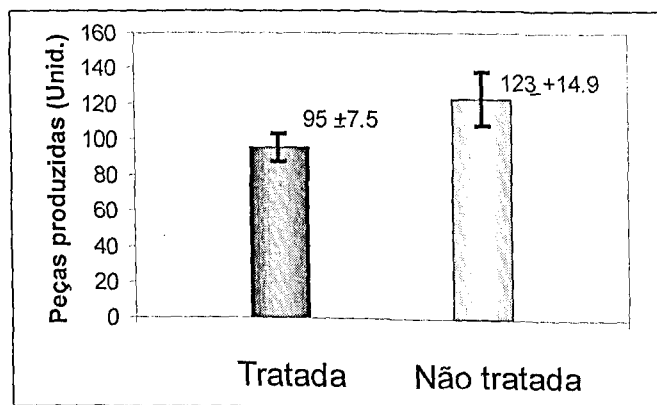


Figura 4.33 – Média de peças feitas em um total de quatro reafiações adotando o critério de fim de vida a presença de rebarbas.

Cohen e Kamody (1998), verificaram um aumento de 42 % em brochas M4 revestidas com (TiCN) e tratadas criogenicamente com relação a uma somente revestida. Não foi especificado, entretanto, se o tratamento criogênico foi aplicado à ferramenta já revestida, como no presente trabalho, o que pode causar alguma tensão entre o revestimento e o substrato devido aos diferentes coeficientes de dilatação entre eles, prejudicando a aderência do revestimento. O coeficiente de dilatação térmica do aço-rápido é $12 \cdot 10^{-6} \text{ mm} \cdot \text{mm}^{-1} \cdot ^\circ\text{K}^{-1}$, contra $9,4 \cdot 10^{-6} \text{ mm} \cdot \text{mm}^{-1} \cdot ^\circ\text{K}^{-1}$ do TiN. Isto pode, durante o tratamento criogênico, criar um estado triaxial de tensão na interface do substrato com o revestimento de TiN, que pode causar a fragmentação e o desgaste acelerado da camada revestida durante o corte. Isto deve ter sido responsável pelo pior desempenho das ferramentas tratadas criogenicamente. Considerando-se a geometria da fresa (ângulo de folga de 5° e saída 8°) e a espessura da camada de revestimento ($3\mu\text{m}$), um desgaste de flanco médio, $VB_B = 0.024 \text{ mm}$ (Figura 4.34) é suficiente para a perda do revestimento no flanco e portanto, a entrada no substrato da ferramenta. Esse valor foi ultrapassado em todos os testes.

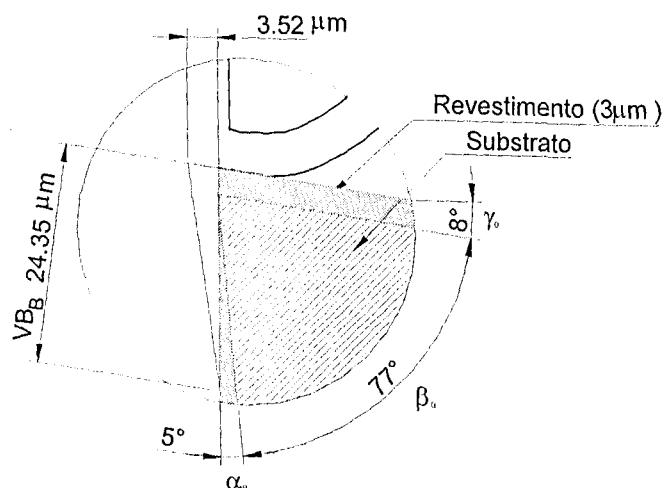


Figura 4.34 – Determinação do desgaste VB_B necessário para que se atinja o substrato da fresa de perfil usando desenho em escala feito em CAD.

Uma vez constatado que houve a perda do revestimento das ferramentas devido ao desgaste ou devido à reafiação, significa que a resistência ao desgaste do substrato, também, é importante nesta análise. Novamente seria relevante verificar se o tratamento criogênico foi realmente efetivo, isto é, se a precipitação de carbonetos finos durante o tratamento criogênico foi suficiente para garantir um aumento na resistência do desgaste das ferramentas nas condições de teste usadas, visto que não houve alteração no teor de austenita retida. A maior resistência ao desgaste garantida pela presença de finos carbonetos da ferramenta tratada criogenicamente pode ter sido ofuscada pela menor aderência da camada revestida nestas ferramentas.

Assim, o tratamento criogênico é uma técnica que exige maiores estudos, não só em ferramentas sem revestimento, mas também em ferramentas revestidas. O resultado do tratamento criogênico, e por conseguinte a eficiência da ferramenta tratada criogenicamente, é bastante influenciado pelo ciclo térmico, incluindo as temperaturas criogênicas envolvidas.

A otimização deste ciclo individualmente para cada aplicação deve, portanto, ser considerada para o sucesso da aplicação da técnica. Maiores estudos devem ser feitos com ferramentas revestidas para se chegar a conclusões mais precisas sobre o efeito do tratamento neste tipo de ferramenta.

4.2.2 Brocas de centro

Devido às dificuldades de se fazer um acompanhamento da evolução do desgaste durante este processo de usinagem, adotou-se como critério de comparação entre o desempenho das ferramentas tratadas e não tratadas criogenicamente os desgastes de flanco médio e máximo, medidos ao final da usinagem de um determinado número de peças previamente estabelecido. A Figura 4.35 mostra o maior desgaste de flanco médio e máximo das brocas de centro de aço-rápido sinterizado para o total de 1300 peças (brocas tratadas e não tratadas criogenicamente), 2300 (brocas não tratadas criogenicamente) e 2400 (brocas tratadas criogenicamente).

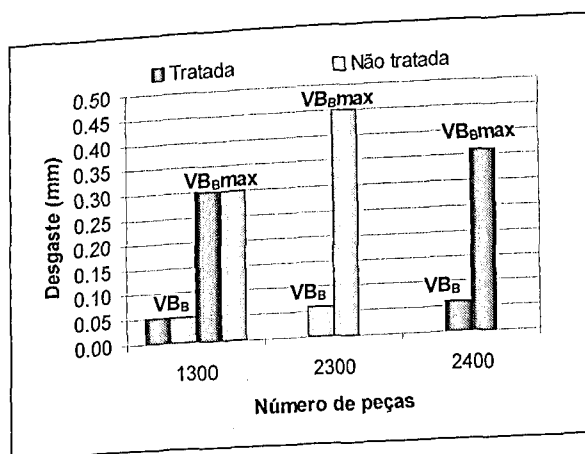


Figura 4.35 – Desgaste de flanco médio e máximo para brocas de aço-rápido sinterizado.

Nota-se que os valores dos desgastes de flanco foram idênticos para as ferramentas tratadas e não tratadas criogenicamente, após 1300 peças usinadas. Quando comparados os desgastes de flanco médio das ferramentas não tratadas criogenicamente após usinar 2300 peças com as ferramentas tratadas criogenicamente após 2400 peças, essa igualdade ainda continua ($VB_B = 0.06$ mm para ambas). Entretanto, o desgaste de flanco máximo, $VB_{B\text{máx}}$, da ferramenta não tratada ($VB_{B\text{máx}} = 0.45$ mm) após 2300 peças foi superior ao da ferramenta tratada criogenicamente ($VB_{B\text{máx}} = 0.36$ mm), após usinar 2400 peças. A Figura 4.36 ilustra estes desgastes.

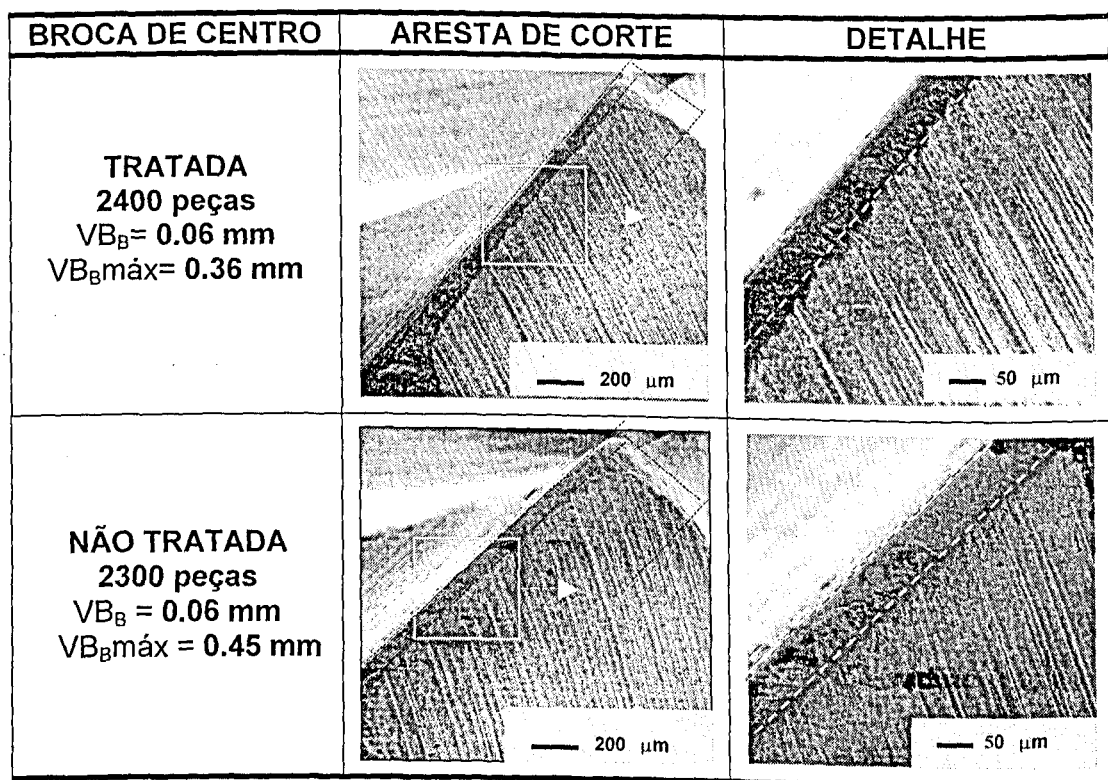


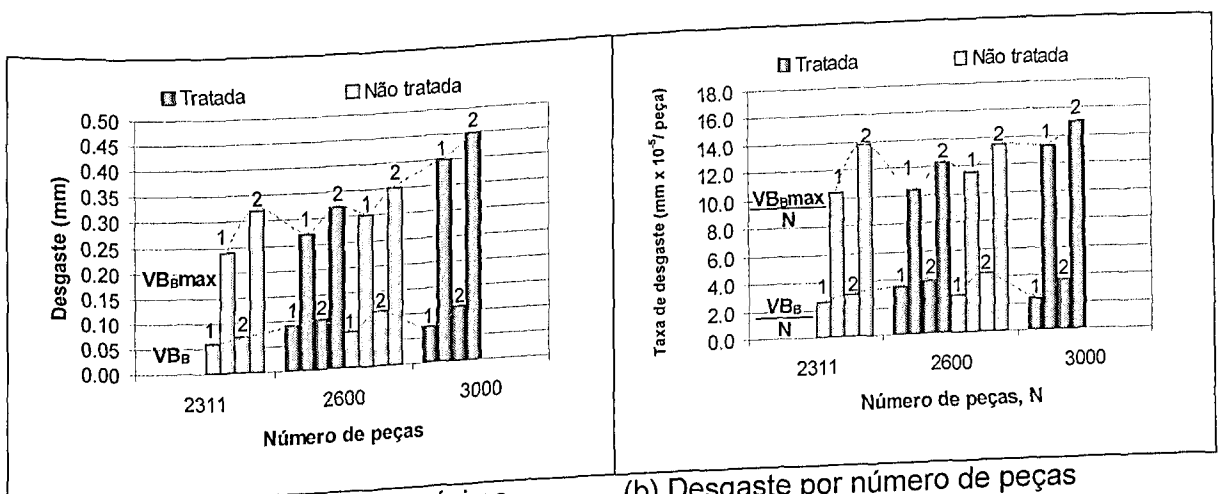
Figura 4.36 – Desgaste das brocas de centro de aço-rápido sinterizado.

Segundo Frey (1986) a quantidade de austenita retida aumenta com a quantidade de carbono e elementos de liga na maioria dos aços, incluindo aqueles sinterizados (PM). Mesmo contendo pouca quantidade de austenita retida os aços sinterizados (PM) podem transformar parte da austenita retida quando tratados criogenicamente. A análise de amostras para este tipo de ferramenta (Tabela 4.1) realmente mostrou pequenas quantidades de austenita retida, entretanto, não foi evidenciado que o tratamento criogênico transformou parte da austenita retida em martensita. Este fato, mais uma vez, pode ser atribuído à estabilização da austenita retida com o tempo ou com revenimentos anteriores ao tratamento criogênico. Independentemente se houve ou não transformação de austenita retida em martensita, a precipitação de finos carbonetos pode acontecer, o que garantiria o aumento da resistência ao

desgaste. Os resultados de testes feitos por Frey apresentaram um aumento na resistência ao desgaste abrasivo para as peças tratadas criogenicamente.

A Figura 4.37 (a) mostra o desgaste das brocas de centro de aço-rápido M2, num total de produção de 2311 peças para as brocas não tratadas criogenicamente, 2600 peças para as brocas tratadas e não tratadas criogenicamente e 3000 peças para as brocas tratadas criogenicamente. Neste gráfico observa-se o crescimento gradativo dos desgastes de flanco médio e máximo com o aumento do número de peças usinadas para ambas ferramentas. A médio e máximo com o aumento do número de peças usinadas para ambas ferramentas. A comparação direta, neste gráfico, só foi possível para 2600 peças furadas. Considerando-se sempre o dente que apresentou maior desgaste, há uma ligeira vantagem para a broca tratada criogenicamente.

O gráfico da Figura 4.37(b) apresenta as taxas de desgaste de flanco médio e máximo de cada dente. Estes valores foram obtidos dividindo-se os VB_B e VB_{Bmax} pelo número de peças furadas relativos aos dados da Figura 4.37(a). Esta unidade permite se fazer uma avaliação do comportamento das ferramentas, muito embora essa taxa não seja sempre constante ao longo do crescimento da produção. Considerando-se o dente que apresentou maior taxa de desgaste, nota-se que quanto a VB_B/N os resultados são muito próximos. A ferramenta não tratada criogenicamente apresenta um valor inicial (com 2.311 peças furadas) um pouco inferior (em torno de 3×10^{-5} mm/N), aumentando para 4.1×10^{-5} mm/N após a usinagem de 2600 peças, enquanto a tratada mostra uma taxa praticamente constante (em torno de 3.8×10^{-5} e 3.9×10^{-5} mm/N). Com relação ao VB_{Bmax}/N há alternâncias de resultados, dependendo do número de peças produzidas. Desta forma, conclui-se que no geral os resultados foram bastante similares, não havendo uma vantagem clara para qualquer das ferramentas.



(a) Desgaste de flanco médio e máximo

(b) Desgaste por número de peças

Figura 4.37 – Desgaste de flanco médio e máximo para brocas de aço-rápido M2 (dentes 1 e 2).

A Figura 4.38 mostra as fotos do desgaste das brocas de centro de aço-rápido M2, para a produção de 2311 (broca não tratada), 2600 (brocas tratada e não tratada criogenicamente) e 3000 (broca tratadas criogenicamente) peças. Segundo Santos(1999), a área do desgaste nas brocas nem sempre pode ser relacionada com o desgaste de flanco médio e máximo. Isto deve ser levado em consideração quando da comparação entre desgaste de ferramentas.

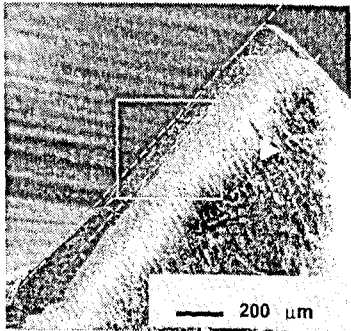
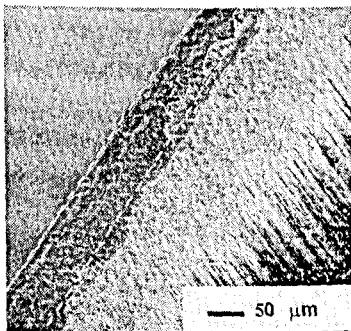
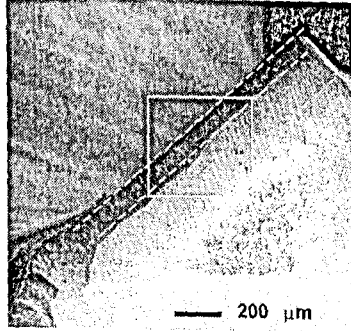
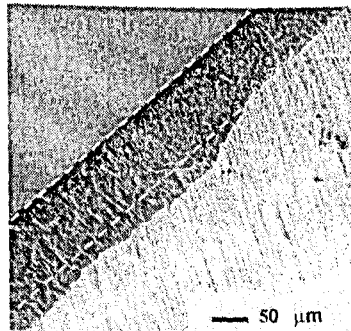
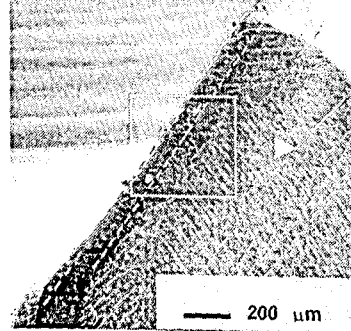
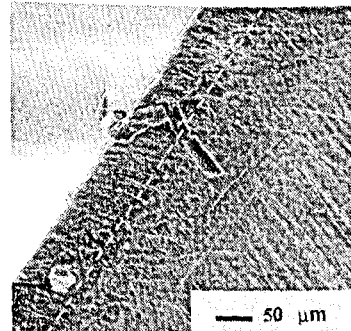
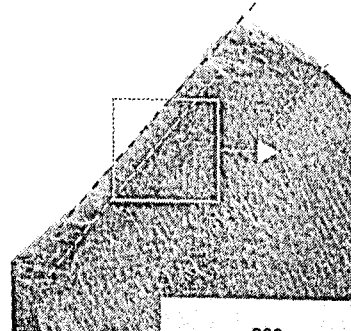
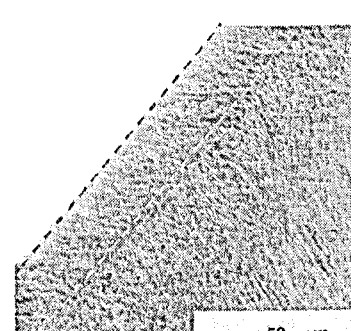
BROCA DE CENTRO	ARESTA DE CORTE	DETALHE
<p>NÃO TRATADA 2311 peças $VB_B = 0.06 \text{ mm}$ $VB_{Bmax} \approx 0.24 \text{ mm}$</p>		
<p>TRATADA 2600 peças $VB_B = 0.09 \text{ mm}$ $VB_{Bmax} = 0.27 \text{ mm}$</p>		
<p>NÃO TRATADA 2600 peças $VB_B = 0.07 \text{ mm}$ $VB_{Bmax} = 0.30 \text{ mm}$</p>		
<p>TRATADA 3000 peças $VB_B = 0.07 \text{ mm}$ $VB_{Bmax} = 0.4 \text{ mm}$</p>		

Figura 4.38 - Brocas de centro aço-rápido M2.

Uma observação a ser feita é com relação ao material da peça usinada. Diferentemente das condições de testes em laboratório o material da peça usinada, apesar de possuir a mesma composição, sempre apresenta alguma diferença nas propriedades, principalmente quando origina-se de diferentes fornecedores, o que pode influenciar significativamente no desempenho das ferramentas. Especificamente neste processo, o material da peça usado é de diferentes fornecedores, entretanto, procurou-se usar a maior quantidade do mesmo material, contudo não foi possível manter este controle no decorrer de todos os testes.

Dos resultados obtidos, nem sempre foi observado grandes diferenças entre os desgastes das brocas tratadas e não tratadas criogenicamente que justificasse um melhor desempenho das primeiras. Um acompanhamento da evolução do desgaste com o número de peças por meio da medição da área do desgaste, ao invés do desgaste de flanco médio e máximo, e um maior controle durante o processo de usinagem, seria mais apropriado para uma avaliação mais precisa do desempenho entre as ferramentas tratadas e não tratadas criogenicamente. Uma análise metalúrgica das ferramentas, quanto ao percentual de finos carbonetos poderia contribuir mais significativamente para a análise dos resultados.

4.3 SUMÁRIO DOS PRINCIPAIS RESULTADOS

Os Principais resultados obtidos e analisados são sumarizados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Sumário dos principais resultados.

Testes	Ferramenta tratada	Ferramenta não tratada
Austenita retida	→	→
Dureza	→	→
Faceamento de Brandsma	↑	↓
Desgaste abrasivo a dois corpos	→	→
Furação (broca helicoidal)	↑	↓
Furação (broca de centro)	→	→
Fresamento (fresa de topo)	→	→
Fresamento (fresa de perfil)	↓	↑
Convenção		
↑ Item com maior efeito	↓ Item com menor efeito	→ Item sem efeito

Os itens em que as ferramentas tratadas criogenicamente superaram as ferramentas não tratadas foram garantidos pela precipitação de finos carbonetos, uma vez que, a transformação de austenita retida foi um mecanismo não observado nestes experimentos. No caso das ferramentas revestidas, o tratamento criogênico afetou negativamente a taxa de desgaste, provavelmente por imprimir um estado triaxial de tensão a interface entre o revestimento e o substrato com maior facilidade de lascamento/desprendimento do revestimento. Nos demais casos, cujo desempenho das duas ferramentas (tratadas e não tratadas criogenicamente) foram semelhantes, a precipitação de finos carbonetos não foi suficiente para garantir melhor desempenho das ferramentas tratadas.

Com estes resultados, a determinação e contagem de finos carbonetos em técnicas específicas poderia contribuir muito para comprovar estas hipóteses enriquecendo as conclusões. A impossibilidade de realização dessas análises nesse trabalho, entretanto, não tira o mérito dos principais resultados encontrados, mas indica que maiores investigações são necessárias para maior compreensão do fenômeno.

Capítulo V

CONCLUSÕES

De acordo com os resultados obtidos e aqui analisados, as seguintes conclusões podem ser destacadas:

- Não foi evidenciado transformação de austenita retida em martensita com tratamento criogênico. Possivelmente, a estabilização da austenita retida (citada na literatura) tenha dificultado esta transformação.
- A dureza(HRC) e a microdureza(HV0.1) de amostras de aço-rápido M2 não foram afetadas significativamente pelo tratamento criogênico. Mudanças na dureza são dependentes da quantidade de austenita retida transformada em martensita durante o tratamento criogênico. Como não foi observado transformação de austenita com o tratamento criogênico a dureza também não foi alterada.
- Os testes de faceamento rápido mostraram uma diferença significativa do desempenho entre as ferramentas tratadas e não tratadas criogenicamente, chegando a um aumento de até 44% no diâmetro usinado, favorável à ferramenta tratada, para uma determinada condição de usinagem.
- A taxa de desgaste abrasivo a dois corpos nas condições testadas não foi alterada com o tratamento criogênico do aço-rápido M2.
- As brocas de aço-rápido M2 de 7.5 mm de diâmetro apresentaram um aumento no desempenho depois do tratamento criogênico. O aumento variou de 65% a 343% em diferentes condições de corte, adotando-se como critério de fim de vida a falha catastrófica.
- Considerando-se outros critérios de fim de vida além da falha catastrófica, tais como o desgaste de flanco médio e máximo, o desempenho das brocas de aço-rápido de 7.5 mm de diâmetro tratadas criogenicamente foi superior àquelas sem o tratamento criogênico, variando de 60% a 117%.

- O desempenho das brocas de aço-rápido de 10 mm de diâmetro tratadas criogenicamente foi superior ao das não tratadas, com aumento em até 80%, considerando-se como critério de fim de vida o desgaste de flanco médio e máximo e a falha catastrófica simultaneamente.
- As fresas de topo não tiveram seu desempenho aumentado depois do tratamento criogênico. Possivelmente a quantidade de finos carbonetos precipitados com o tratamento criogênico não tenha sido suficiente para atuar como agente responsável pela maior resistência ao desgaste das ferramentas.
- Testes de chão de fábrica com fresas de perfil revestidas (TiN) tratadas criogenicamente apresentaram pior desempenho quando comparadas com fresas de perfil revestidas (TiN) não tratadas. O tratamento criogênico pode ter contribuído negativamente na adesão das camadas revestidas.
- As brocas de centro não apresentaram um ganho sensível no desempenho depois do tratamento criogênico, apesar de terem apresentado em alguns casos uma pequena vantagem.
- Em geral o tratamento criogênico teve influência favorável no desempenho das ferramentas testadas. Isto implica que, dependendo das condições de usinagem e do tratamento criogênico, este pode ser usado como alternativa quando se desejar obter aumentos na produtividade. Entretanto os resultados devem ser analisados com cautela, levando-se em consideração que as vidas da ferramenta podem sofrer alterações significativas com a mudança das condições de corte, tipos de ferramentas e processos de usinagem. A otimização dos parâmetros envolvidos no ciclo térmico e condições de tratamentos de austenitização devem, também, preceder à aplicação.

Capítulo VI

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Constatar e quantificar a presença de finos carbonetos nas ferramentas tratadas criogenicamente.
- Estudar o fenômeno de estabilização da austenita retida, com relação a diferentes ciclos de revenimento e tempo, antes da realização do tratamento criogênico.
- Analisar mudanças nas propriedades de tenacidade e resistência ao impacto em ferramentas tratadas criogenicamente, levando-se em consideração as quantidades de austenita retida e precipitação de finos carbonetos.
- Comparar o desempenho entre ferramentas não tratadas criogenicamente, ferramentas tratadas criogenicamente após têmpera e revenido e ferramentas tratadas criogenicamente sem revenimento, só com têmpera.
- Realizar testes de desgaste abrasivo a dois e três corpos em diferentes condições variando-se principalmente a carga e a velocidade usada no teste das ferramentas tratadas e não tratadas criogenicamente.
- Realizar testes específicos de força e temperatura de corte durante a usinagem com ferramentas tratadas criogenicamente.
- Realizar testes detalhados com ferramentas revestidas (brocas e fresas) tratadas e não tratadas criogenicamente em laboratório, para verificar se o tratamento criogênico pode realmente prejudicar a aderência do revestimento no substrato, diminuindo o desempenho das ferramentas.
- Realizar os testes com brocas de centro, tratadas e não tratadas criogenicamente, através do acompanhamento da evolução do desgaste com o número de peças através da área do desgaste das brocas.

- Verificar o efeito do tratamento criogênico na usinagem de diferentes materiais da peça, usando-se ferramentas tratadas e não tratadas criogenicamente.
- Verificar o efeito do tratamento criogênico no desempenho de ferramentas de metal duro.

Capítulo VII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

7.1 Referências Citadas

- Alexandru, I. et al (1990), "Influence de Traitements Thermiques à Basse Température Sur La Durée de Vie des Aciers à Outils à Coupe Rapide Très", Mémoires et Etudes scientifiques Revue de Metallurgie, June, pp. 283-388.
- ASM International, 1990, Metals Handbook, 10th Edition, Vol. 1, Properties and Selection: Iron, Steels, and High - Performance Alloys, USA.
- Barron, R. F. (1974), "Cryogenic Treatment Produces Cost Savings for Slitter knives", Tappi Journal, May, Vol. 57, num. 5, 2 pp.
- Barron, R. F. (1982), "Cryogenic Treatment of Metals to Improve Wear Resistance", Cryogenics, August, pp. 409-413.
- Barron, R. F. (1974), "Yes, Cryogenic Treatments Can Save You Money! Here's Why..." Tappi, May, Vol. 57, num. 5, pp. 35-40.
- Brown, J. (1995), "Bill Chill to Extend Gear Life", Power Transmission Design, September, 59-61
- Chiaverini, V. (1987), "Tratamento Térmico das Ligas Ferrosas ", ABM, 232 pp.
- Chiaverini, V. (1988), "Aços e Ferros Fundidos", ABM, 576 pp.
- Cohen, P. e Kamody , D (1998), "Cryogenics Goes Deeper", Cutting Tool Engineering, Using Deep Cryogenics to Advantage, vol. 50, num. 7, October, pp. 46-50.
- Collins, D. N. e Dormer, J. (1997), "Deep Cryogenic Treatment of a D2 Cold-work tool steel", Heat Treatment of Metals. pp. 71-74.
- Collins, D. N. (1996), "Deep cryogenic Treatment of Tool Steels : a Review", Heat Treatment of Metals, pp. 40-42.
- Collins, D. N. (1996), "Deep Cryogenic Treatment of Tool Steels : a Review", Heat Treatment of Metals. pp. 40-42.
- Collins, D. N. (1998), "Cryogenic Treatment of Tool Steels", Advanced Material & processes, December, pp. 23-295.
- Cullity, B. D. (1967), "Elements of x-ray diffraction", Addison Wesley, p. 388-396.
- De Garmo, E. P. et al (1995), "Equilibrium Diagrams and the Iron-Carbon System", Materials and Process in Manufacturing, eight edition, Prentice Hall, pp. 90-108.

- De Garmo, E. P. et al (1995), "Heat Treatment", Materials and Process in Manufacturing, eight edition, Prentice Hall, pp. 110-132.
- Dearnley, P. A. and Trent, E. M. (1982), "Wear Mechanisms of Coated Carbides Tools", Metals Technology, vol. 9, pp. 60-75.
- Ferraresi, D. (1977), "Fundamentos da Usinagem dos Metais", Editora Edgard Blucher Ltda, 751 pp.
- Frey, R. (1986), "Cryogenic Treatment Improves Properties of Drills and P/M Parts", The Heat treating, Source Book – ASM, pp. 432-434.
- Gavroglu, K. (1993), "The Physics of Cold", History and Origins of Cold, Science, Vol. 261, pp. 1338-1340.
- Gilmore, V. E. (1987), "Frozen Tools", Popular Science, June, pp. 64-67.
- Gulyaev, A. P. (1937), "Improved Methods of Heat Treating High Speed Steels to Improve the Cutting Properties", Metallurg, num.12, 65 pp.
- Herberling, J. M. (1992), "Tool Steel Tutorial", Heat Treating, August, pp. 22-32.
- Huffman, D. D. (1974), "Avoiding Retained Austenite in Tool Steels", Heat Treating, December, pp. 79-85.
- Kamody, D. J. (1999), "Cryogenic Process Update", Advanced Materials & Process, pp. 67-69.
- Kamody, D. J. (1998), "Using Deep Cryogenics to Advantage", Advanced materials & processes, june, pp. 215-218.
- Kamody, J. D. (1998), "Using Deep Cryogenics to Advantage", Advanced Materials & Processes, pp. 215-218.
- Kamody, D. J. (1999), "Cryogenic Process Update", Advanced Material & Processes, pp. 67-69.
- Komanduri, R. and Desai, J. D. (1982), "Tool Materials for Machining", General Electric, technical Information Series, num. 82 CRD, 32 pp.
- Krauss G. (1986), Physical Metallurgy and The Heat Treatment of Metals" The Heat Treating Source Book, ASM, pp 41-50.
- Machado, A. R. e Da Silva (1993), "Usinagem dos Metais", editora UFU, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia – MG, Brasil.
- Marinov, V. and Andonov, I. (1997), "Virtual Experiment as an Educational Aid In Tribology of Cutting", Computer Methods Applied Mechanics & Engineering, Vol. 147, pp. 323-327.

- Meng, F., Tagashira, K. and Sohma, H. (1994), "Wear Resistance and Microstructure of Cryogenic Treated Fe-1.4Cr-1C Bearing Steel", *Scripta Metallurgica et Materialia*, Big chill to extend gear life, Vol.31, num.7, pp. 865-868.
- Meng, F., Tagashira, K., Azuma, R. and Sohma, H. (1994), "Role of Eta-Carbide Precipitations in the Wear Resistance Improvements of Fe-12Cr-Mo-V-1.4C Tool Steel By Cryogenic treatment", *ISIJ International*, Vol.34 Num.2, pp. 205-210.
- Milan, J. C. (1999), "Usinabilidade dos Aços para Matrizes de Injeção de Plástico", *Dissertação de Mestrado*, Universidade Federal de Uberlândia - MG
- Miller, P. C. (1980) "Cryogenics", *Deep Cold Solves, Tooling & production*, February, pp. 82-85.
- Misra, A. and Finnie, I. (1981), "Some Observation on Two-Body Abrasive Wear", *Wear*, vol. 68, pp. 41-56.
- Moore, K. e Collins, D. N. (1993), "Cryogenic Treatment of Three Heat Treated Tools Steels", *Engineering Materials*, Vol. 86-87. pp. 47-54.
- Moore, M. A. (1974), "A Review of Two -Body Abrasive Wear", *Wear*, vol. 27, pp. 1-17.
- Nordtest NT MECH 038 (1997), "Cutting Fluids for Drilling : Evaluation by Drill Life Test", *Nordtest Method*, ISS 0283-7196, Proj. 1242-95/2.
- Okorafor, O. E. (1987), "Fracture Toughness of M2 and H13 alloy tools steels", *Materials Science and Technology*, vol 13, p 118-122.
- Pacyna J. (1987), "The Effect of Retained Austenite on the Fracture Toughness of High-Speed steels", *Steel Research*, num. 2, pp. 87-92.
- Paulin, P. (1993), "Frozen Gears", *Gear Technology*, March/April, pp. 26-29.
- Paulin, P. (1994), "Coating the Structure of Metals at Deep Cryogenic Temperatures", *Coatings*, January, pp.2.
- Paulin, P. (1992), "Cold Cuts", *Cutting tool Engineering*, August Vol. 44 num.5.
- Paulin, P. (1992), "Mechanism and Applicability of Heat Treating at Cryogenic Temperatures", *Industrial Heating*, August, pp. 24-27
- Popandopulo A. N., and Zhukova L. T. (1980), "Transformations in High Speed Steels During Cold Treatment", *Translated from Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, num.10, pp. 9-11.
- Reasbeck, R.B. (1989), "Improved Tool Life by the Cryotough Treatments", *Metallurgia*, April, n4, pp. 178-179.
- Roberts, G. A. and Cary, R. A. (1980), "Purpose and Effect of Alloying Elements", *Tool steels*, 4th edition, pp. 213-218.

- Sales, W. F. (1999), "Determinação das Características Refrigerantes e Lubrificantes de Fluidos de Corte" Teses de Doutorado", Universidade Federal de Uberlândia - MG
- Santos, C. S. (1999), "Dissertação de Mestrado", Universidade Federal de Uberlândia, Abril, 105 pp.
- Shaw, M. C. (1984), "Metal Cutting Principles", Oxford University Press, ISBN019-0859002-4.
- Smol' Nikov, E. A. e Kossovich, G. A. (1980), "Cold Treatment of Cutting Tools", Translated from *Metallovedenie Termicheskaya Obrabotka Metallov*, num.10, pp. 5-7.
- Soderberg, S e Vingsbo, O. (1981), "Performance and Failure of High Speed Steel Drills Related to Wear", Int. Conf. On Wear of Materials, San Francisco, USA, April, 1.
- Taylor, J. (1978), "Cold Plunge Gives Tools an Extra Lease of Life", *Metalworking Production*, May, 122, vol.5, pp.73-77.
- Thompson, C. B. e Brown, K. A. (1992), "Does Liquid Nitrogen Immersion Improve Wear Resistance of steel and cast iron?" *Tappi Journal*, march, pp. 173-179.
- Trent, E. M. (1991), "Metal Cutting", 3rd Edition, Butterworths-Heinemann Ltd, 273 pp. ISBN 0-7506-1068-9.
- Unterweiser, P. M., et al (1982), "Heat Treater's Guide" Standard Practices and Procedures for Steel", ASM, 493 pp.
- Weinert, K. and Meister, D. (1998), "Usinagem e Desgaste da Ferramenta", *Máquinas e Metais*, num. 392, pp. 26-41.
- Yen, P. and Kamody D. J. (1997), "Formation of Fine Eta Carbides in Special Cryogenic and Tempering Process Key to Improved Properties of Alloy Steels", *Industrial Heating*, January, pp. 40-44.
- Yun, D., Xiaoping, L. and Hongshen, X. (1998) "Deep Cryogenic Treatment of High-speed Steel and its Mechanism", *Heat Treatment of Metals*, pp. 55-59.
- Zamborsky, D. S. (1986), "Control of Distortion in Tools Steels", *The Heat Treating Source Book*, ASM, pp. 73-79.
- Zhmud', E. S. (1980), "Improved Tool Life After Shock Cooling", Translated from *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, num.10, pp. 3-5.

7.2 Referências Complementares

- Barron, R. F. (1974), "Do Treatments at Temperatures Below -120F Help Increase the Wear Resistance of Tool Steels ? Here are Some Research Findings That Indicate They Do", Paper.
- Barron, R. F. e Mulhern, C. R. (1980), "Cryogenic Treatment of AISI-T8 And C1045 Steels", *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, Vol.26, Plenum press, pp. 171-179.
- Boyer, H. E. (1953), "Can I Benefit From the Use of Low Temperature Treatment ?", *Steel Processing*, October, pp. 502-508.
- Carlson, E. A. (1991), "Cold Treating and Cryogenic Treatment of Steel", *ASM Handbook* Vol. 4, pp. 203.
- Drum Corps World, (1994), "Extremely Cool Brass Thru Cryogenics", April, Vol 23. Num. 1
- Hallum, L. D. (1996), "Cryogenics Tempering Delivers Better Cutting Tool Durability", *American Machinist*. May, pp. 140-141.
- LaVerne, L. (1985), "Enhancing Metals Properties With Supercold : Fact or Fancy ?", *ME* July, pp. 29-32.
- PALMAI, Z. (1987); "Cutting Temperature in Intermittent Cutting", *International Journal of Machine Tools Manufacture*", vol. 27, num. 2 , pp. 261-274.
- Smol'nikov E. A., and Kossovich G. A.(1980), "Cold Treatment of Cutting Tools", Translated from *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, n.10, p.5-7
- Sweeney, T. P. (1986), "Deep Cryogenics: The Cold Debate", *Heat Treating*, February, pp. 28-32.
- Tseitlin, L. B., et all. (1980), "Tool Life of High Speed Steel Cutters After Cold Treatment", Translated from *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov* num.10, p. 7-9.
- Tseitlin, L. B., Kolesnichenko, V. D., Karnauschenko T.V., Umanetes V.V. e. Zhmud'E. S. (1980), "Tool Life of High Speed Steel Cutters After Cold Treatment", Translated from *Metallovedenie i termicheskaya Obrabotka Metallov*, n.10, pp.7-9.
- Waldmann, C. (1994), "Cryogenic Tempering Extends Tool Life", *Advanced Materials & Processes*, december, pp. 63-64
- Wiberg, S. J. e. Roberts, M. C. (1997), "Cryogenics-Fact or Fiction: A Metallurgist's Viewpoint", *Metal Heat Treating Digest*, July/Aug

Capítulo VIII

ANEXOS

ANEXO 1

8.1 Determinação da austenita retida pelo método de comparação direta.

A fração volumétrica de austenita retida no material foi determinada por difração de raios(x) em um equipamento Rigaku, modelo Strainflex MSF 2M.

Especificação:

Goniômetro: método do feixe paralelo

Distância do foco à amostra: 110 mm

Faixa de medida do angulo 2θ : 140° a 170°

Faixa de medida do angulo ψ : -15° a $+50^\circ$

Filtro (para $K\beta$): V,Fe,Ni: um de cada

Contador: sonda contadora de cintilação

Alta tensão: 700 a 1600 V, variavel

Tubo de RX : cromo

Output: max 30kV, 10 mA

Gerador de RX: estado sólido, tensão no tubo:30 kV,2 a 10 mA

Estabilidade: +- 0,1% .

O método consiste em fazer incidir um feixe de raios x através dos planos cristalinos dos grãos próximos à superfície de um material policristalino. A difração de um feixe de raios x de comprimento de onda λ ocorre em um ângulo que satisfaz a lei de Bragg, $2d\sin\theta = \lambda$, onde d representa o espaçamento dos planos da rede cristalina do material analisado [Cullity,1967]. A fração volumétrica de austenita retida pode ser avaliada comparando-se os planos (220) da austenita com os planos (211) da ferrita/martensita.

A fração volumétrica de austenita retida, para a radiação CrK_α utilizada na experiência, é dada pela equação:

$$V_\gamma = 1 / (1 + 0,3 \cdot I_\alpha / I_\gamma)$$

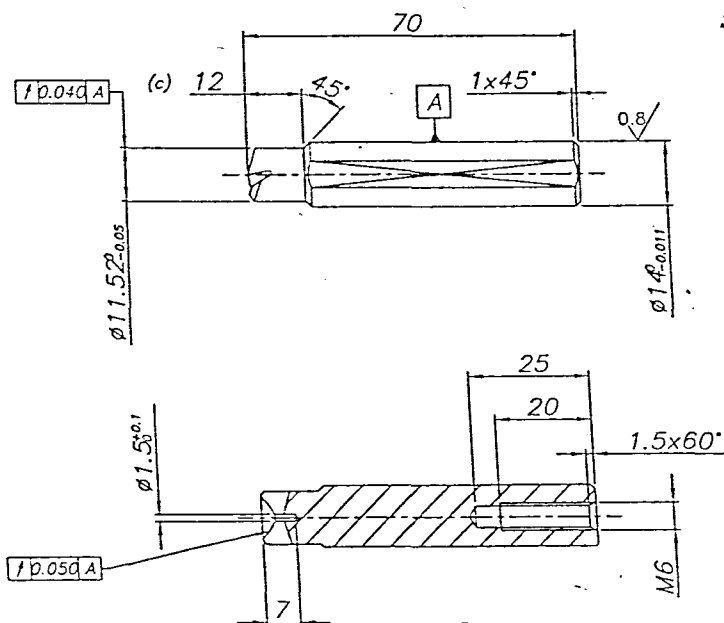
Onde I_α é a intensidade integrada para a martensita/ferrita e I_γ é a intensidade integrada para a austenita.

SISBI/UFU

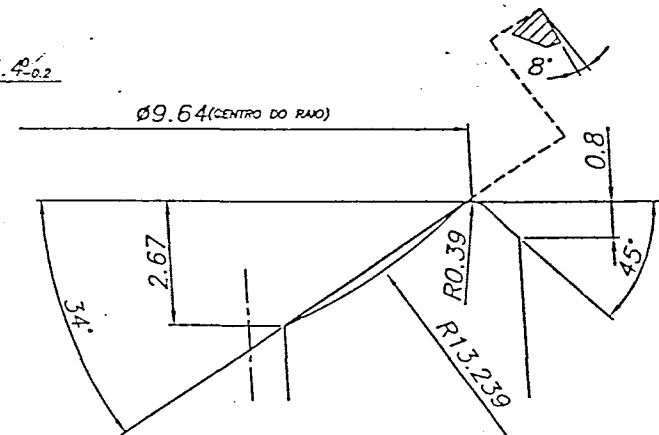
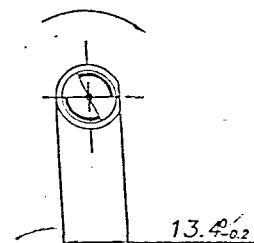
196826

8.2 Desenho de ferramentas

6.3 / 0.8 /



SENTIDO DE CORTE: A ESQUERDA.



DETALHE DO PERFIL

NOTA:

- * 02 NAVALHAS.
- * CAIMENTO DETALONADO: 2 mm EM 180°. (b)
- * FORNECER PARAFUSO E PORCA.

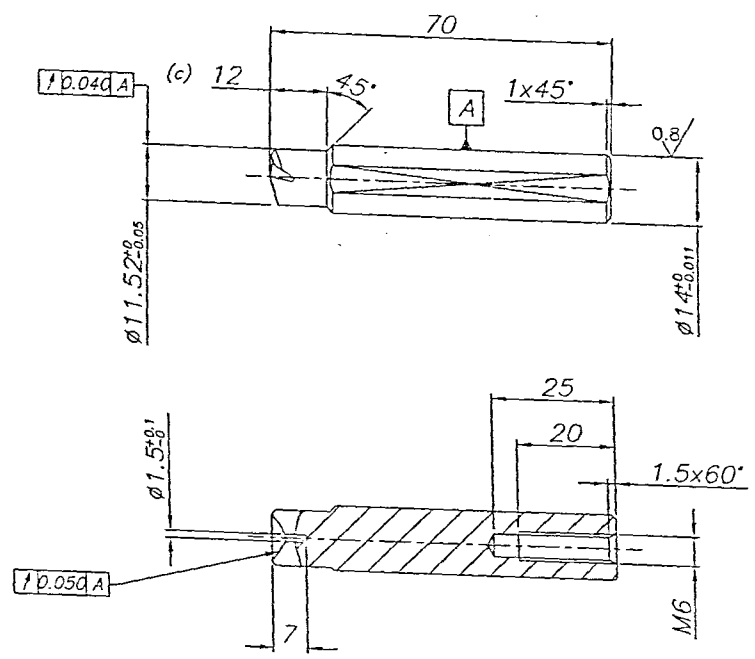
DESENHO EXECUTADO EM SAO PROIBIDAS MODIFICACOES MANUAIS

CAPITULADO DE ACEITACAO N°							DATA	
MATERIAL ACONSELHAVEL PARA FERRAMENTA VER TABELA N° 62010							07/08/97	
PARTE CORTANTE							ESCALA	
TIPO EM METAL DURO			TIPO EM ACO RAPIDO		CORPO		1:1	
Simbolo ISO	PASTILHA		Sigla e dureza HRC	Tabela	Sigla	Tabela	DESENHISTA WILLIAN	
	Normal	Tabela						
			M2 c/TIN 63-64 HRc				VISTO	
MATERIAL USINADO :			19MnCr5G		Tipo	C-513		
Denominacao :					Matricula	1.28.106		
FRESA PERFILADA - CORTE A ESQUERDA					N° Codigo Ferramenta	DESENHO N°		
					255	70.004.210		

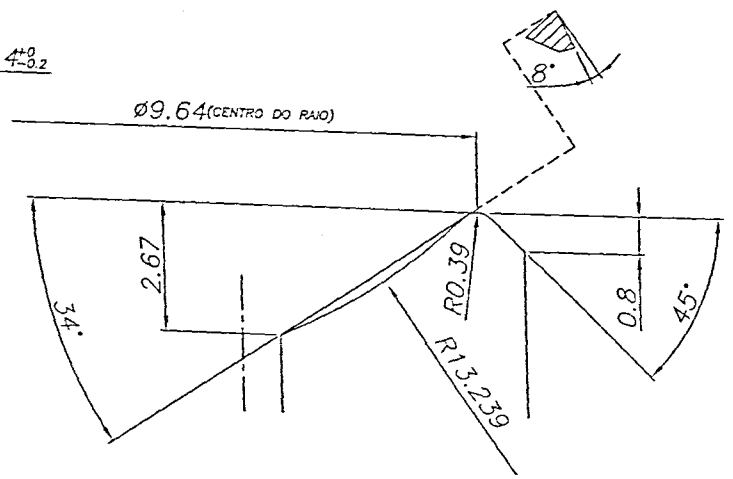
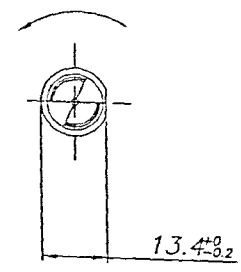
a) Desenho refletido e alterações Willian 07/08/97
 b) Era 1 mm Willian 07/04/98
 c) Era 24 mm Willian 26/06/98

Automovéis s.a. ENG. PROCESSOS MECANICA

6.3 / 0.8 /




SENTIDO DE CORTE: A DIREITA.




DETALHE DO PERFIL

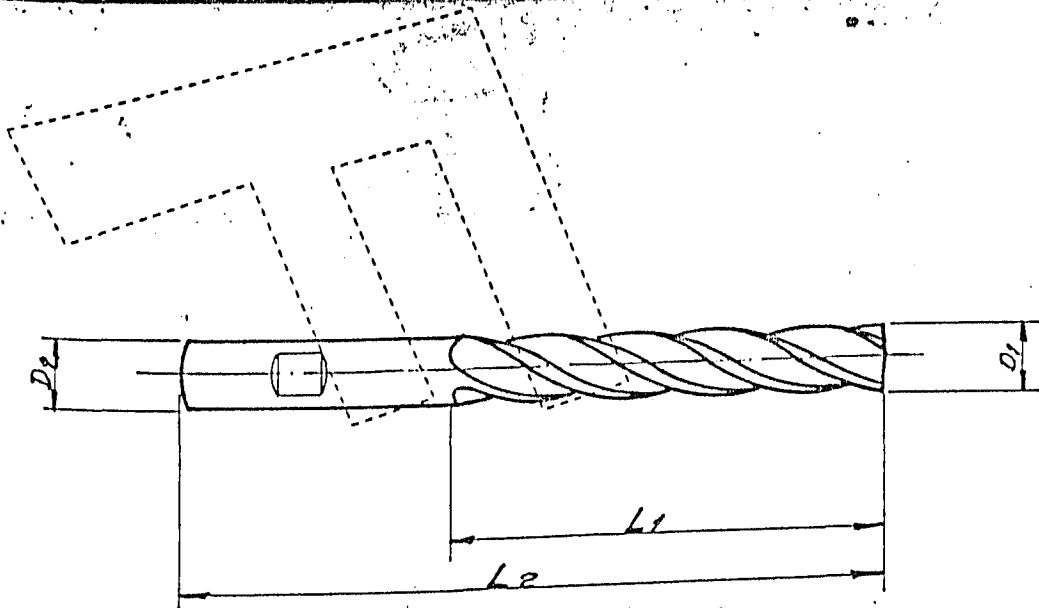
NOTA:

- * 02 NAVALHAS.
- * CAIMENTO DETALONADO: 2 mm EM 180°. (b)
- * FORNECER PARAFUSO E PORCA.

DESENHO EXECUTADO EM 
SAO PROIBIDAS MODIFICACOES MANUAIS

CAPITULADO DE ACEITACAO N°		MATERIAL ACONSELHAVEL PARA FERRAMENTA VER TABELA N° 62010		DATA	12/08/97
PARTE CORTANTE		CORPO		ESCALA	1:1
TIPO EM METAL DURO	TIPO EM ACO RAPIDO			DESENHISTA	WILLIAN
Simbolo	PASTILHA	Sigla e dureza HRC	Tabela	Sigla	Tabela
ISO	Normal	M2 c/TIN 63-64 HRC			
MATERIAL USINADO :		19MnCr5G	Tipo	C-513	
Denominacao :		FRESA PERFILADA - CORTE A DIREITA		Matricula	1.28.106
		N° Codigo Ferramenta	255	DESENHO N°	70.004.209
				 Automoveis s.a. ENG. PROCESSOS MECANICA	

a) Desenho refeito c/alterações Willian 12/08/97
 b) Era 1 mm Willian 07/04/98
 c) Era 24 mm Willian 26/05/98



Nº Fiat	D ₁	D _{2 hb}	L ₁	L ₂	Cortes
* 78.003290	10	10	65	105	4
* 78.003291	12	12	76	127	4
* 78.003292	16	16	100	155	4
* 78.003293	22	22	127	185	4
* 78.003294	32	32	165	215	6
* 78.003295	38	32	200	265	6

④ →

⊕ FERRAMENTA USADA NOS TESTES

"Cortart" Tipo M 90 ou similares

Modificações:

CAPITULADO DE ACEITAÇÃO Nº

MATERIAL ACONSELHADO PARA FERRAMENTA ver TAB. FIAT 62010

Data: 24-09-76

PARTE CORTANTE

CORPO

TIPO EM METAL DURO

TIPO EM AÇO RAPIDO

Escala:

Desenhista:

Visto:

Simb. ISO

PASTILHA

Sigla e dureza HRC

Tabela

Sigla

Tabela

Normal

Tabela

MATERIAL USINADO:

Tipo

Denominação:

FRESA DE TÔPO RETO

Matrícula

HASTE PARALELA SÉRIE EXTRA LONGA

Nº Código ferram.

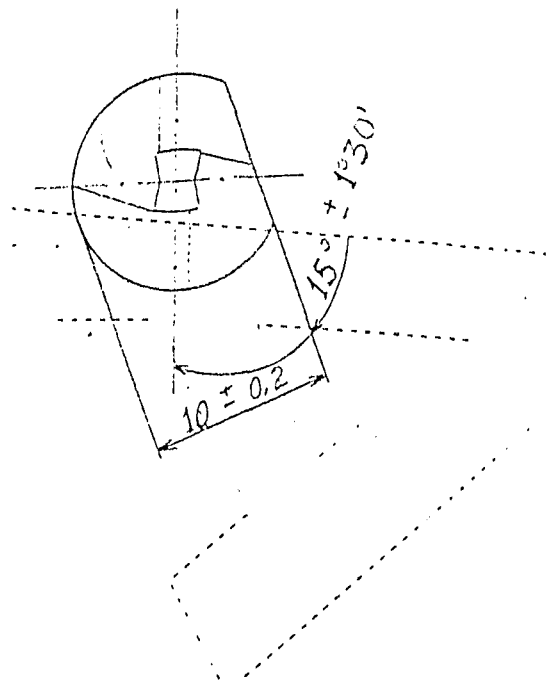
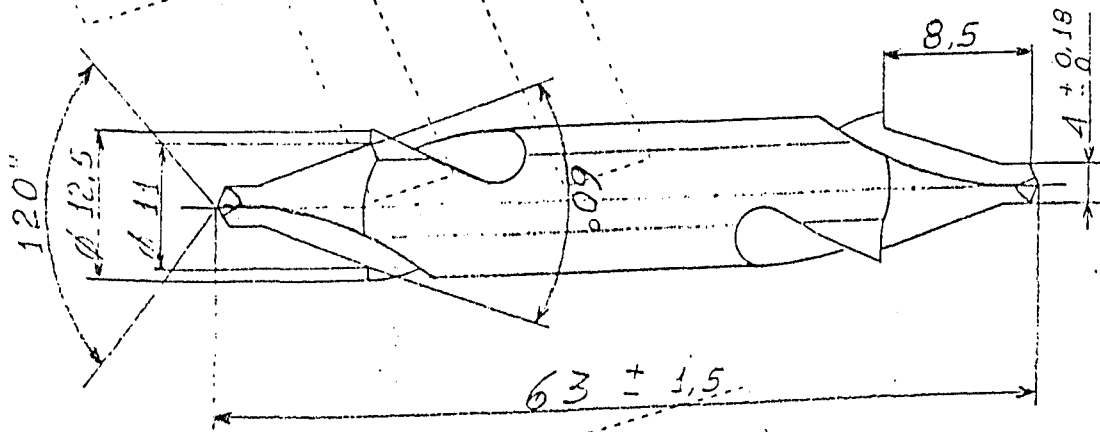
DESENHO Nº

4, 6 CORTES



REINHEIM
Automóveis S.A.

Tolerancia para dimensões sem indicações no desenho ver tab. 01460



Modificações:

CAPITULADO DE ACEITAÇÃO Nº

MATERIAL ACONSELHADO PARA FERRAMENTA ver TAB. FIAT 62010

Data: 20-11-94

PARTE CORTANTE

CORPO

Escala:

TIPO EM METAL DURO

TIPO EM AÇO RÁPIDO

Desenhista: *DeLambert*

Simb. ISO	PASTILHA	
	Normal	Tabela

Sigla e dureza HRC	Tabela
--------------------	--------

Sigla	Tabela
-------	--------

Visto: *[Signature]*

CPM M4

MATERIAL USINADO:

Tipo

Denominação: Broca de 70000

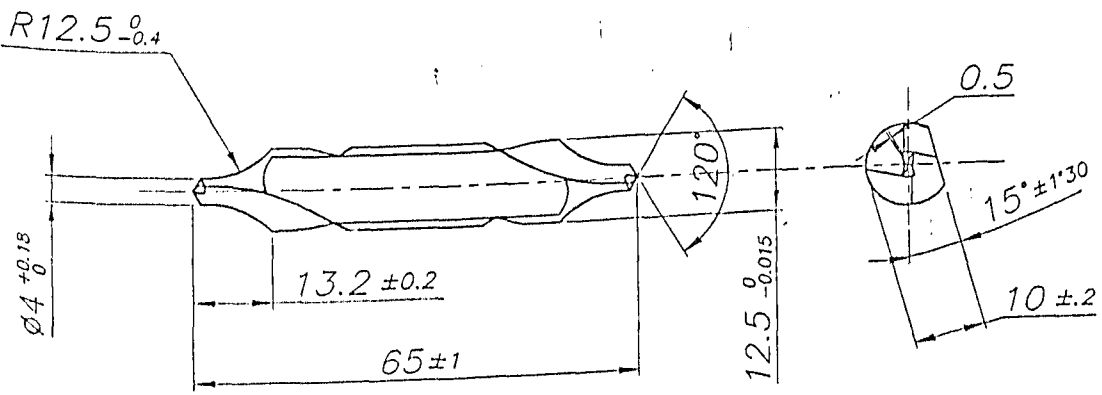
Matricúla 128103

Nº Codigo ferram. DESENHO Nº

70003472


FIAT
Automóveis s.a.


Tolerancia para dimensões sem indicações no desenho ver tab. Q1460



OBS: REDUZIR O NUCLEO NAS PONTAS

DESENHO REFEITO COM MODIFICAÇÕES

DESENHO EXECUTADO EM 
SAO PROIBIDAS MODIFICACOES MANUAIS

CAPITULADO DE ACEITACAO N°						DATA	
MATERIAL ACONSELHAVEL PARA FERRAMENTA VER TABELA N° 62010						04/06/97	
PARTE CORTANTE						CORPO	
TIPO EM METAL DURO			TIPO EM ACO RAPIDO				
Simbolo	PASTILHA		Sigla e dureza HRC	Tabela	Sigla	Tabela	DESENHISTA
ISO	Normal	Tabela					
			SAE M2 HRC 63/65			VISTO	
MATERIAL USINADO :			19MnCr5			Tipo	T.T.
Denominacao :						Matricula	1.28.102/103
BROCA DE CENTRO						N° Codigo Ferramenta	DESENHO N°
						219	70.004.187
						 Automovels s.a. ENG. PROCESSOS MECANICA	

TOLERANCIA PARA DIMENSÕES SEM INDICAÇÕES NO DESENHO VER TABELA N° 01460

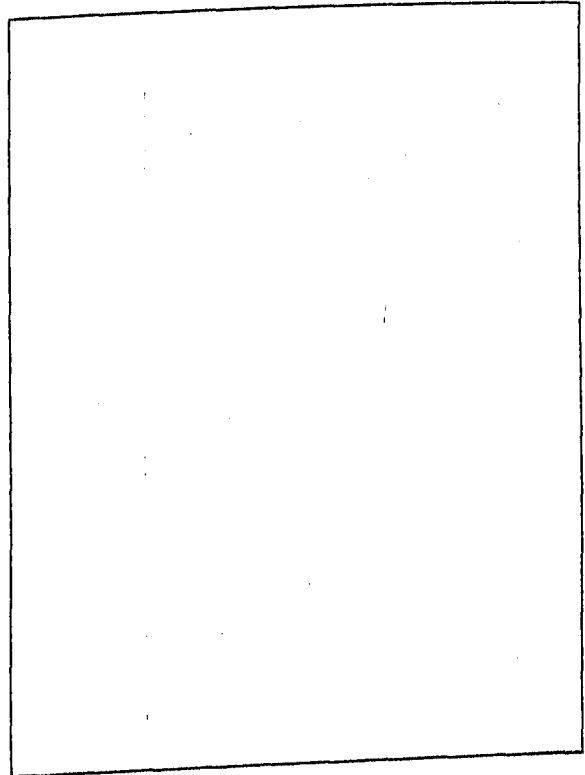
8.3 Tabelas de dados (Desgaste X número de furos)

Broca Helicoidal 7.5 mm (30 m/mim)

Condição		$V_c = 30 \text{ [m/mim]} \quad f = 0,11 \text{ [mm/rev]}$			
Broca	Não tratada		Tratada		
Desgaste	VB_B	$VB_{B\text{máx}}$	VB_B	$VB_{B\text{máx}}$	
Nº de Furos	0	0	0	0	
	8	0.06	0.14	0.05	0.06
	16	0.08	0.14	0.07	0.10
	24	0.11	0.21	0.09	0.15
	32	0.12	0.23	0.09	0.20
	40	0.15	0.31	0.09	0.20
	48	0.15	0.31	0.09	0.25
	56	0.17	0.31	0.10	0.30
	64	0.17	0.31	0.10	0.30
	72	0.19	0.36	0.11	0.32
	80	0.21	0.39	0.12	0.32
	88	0.22	0.41	0.12	0.36
	96	0.23	0.41	0.12	0.37
	104	0.25	0.41	0.12	0.40
	112	0.28	0.43	0.12	0.42
	120	0.29	0.46	0.12	0.46
	128	0.32	0.51	0.13	0.46
	136	0.34	0.57	0.13	0.50
	144	0.37	0.57	0.14	0.53
	152			0.15	0.55
	160			0.15	0.55
	168			0.15	0.58
	176			0.15	0.58
	184			0.15	0.64
	192			0.15	0.65
	200			0.15	0.65
	208			0.16	0.70
	216			0.16	0.75
	224			0.16	0.75
	232			0.16	0.75
	240			0.17	0.80
	248			0.17	0.80
	256			0.17	0.80
	264			0.18	0.80
	272			0.20	0.85
	280			0.20	0.85
288			0.20	0.85	
296			0.21	0.85	
304			0.21	0.90	
312			0.22	0.95	
320			0.22	0.95	
328			0.23	0.95	
336			0.23	0.95	
344			0.25	0.95	
352			0.25	1.00	
360			0.25	1.00	
368			0.25	1.00	

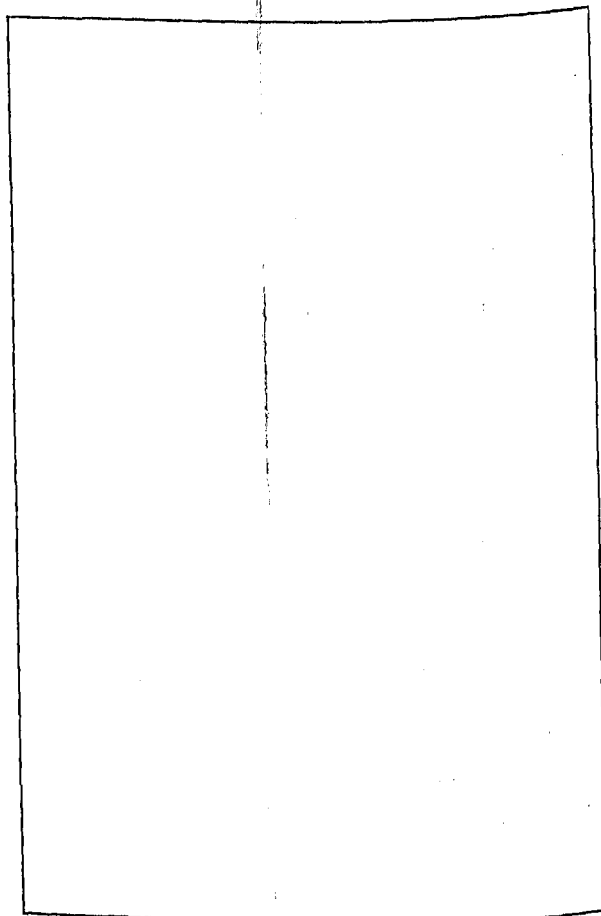
Broca Helicoidal 7.5 mm (35 m/mim)

Condição		$V_c = 35 \text{ [m/mim]} \quad f = 0,11 \text{ [mm/rev]}$			
Broca	Não tratada		Tratada		
Desgaste	VB_B	$VB_{B\text{máx}}$	VB_B	$VB_{B\text{máx}}$	
Nº de Furos	0	0	0	0	0
	4	0.06	0.10	0.06	0.17
	8	0.06	0.11	0.07	0.22
	12	0.07	0.12	0.07	0.23
	16	0.09	0.15	0.08	0.23
	20	0.11	0.18	0.08	0.23
	24	0.13	0.25	0.09	0.23
	28	0.13	0.28	0.10	0.25
	32	0.15	0.30	0.11	0.27
	36	0.16	0.35	0.11	0.28
	40	0.18	0.37	0.13	0.30
	44	0.20	0.45	0.13	0.30
	48	0.22	0.50	0.14	0.32
	52	0.24	0.55	0.14	0.36
	56	0.25	0.55	0.15	0.38
	60			0.17	0.42
	64			0.17	0.46
	68			0.18	0.52
	72			0.18	0.52
	76			0.18	0.57
80			0.20	0.62	
84			0.20	0.67	
88			0.21	0.69	



Broca Helicoidal 7.5 mm (40 m/mim)

Condição $V_c = 20 \text{ (m/min)}$ $f = 0,11 \text{ [mm/rev]}$					
Broca		Não tratada		Tratada	
Desgaste		VB_B	$VB_{B\text{máx}}$	VB_B	$VB_{B\text{máx}}$
Nº de Furos	0	0	0	0	0
	2	0.09	0.15	0.06	0.10
	4	0.15	0.25	0.07	0.10
	6	0.21	0.37	0.07	0.10
	8	0.21	0.45	0.08	0.13
	10	0.28	0.53	0.10	0.14
	12	0.28	0.53	0.10	0.14
	14			0.10	0.15
	16			0.10	0.20
	18			0.11	0.25
	20			0.11	0.25
	22			0.11	0.28
	24			0.11	0.28
	26			0.11	0.30
	28			0.11	0.35
	32			0.11	0.38
	36			0.12	0.44
	40			0.12	0.46
	44			0.12	0.50
	48			0.13	0.50
52			0.13	0.55	
56			0.13	0.60	
60			0.13	0.60	



Broca Helicoidal 10 mm (10 m/mim)

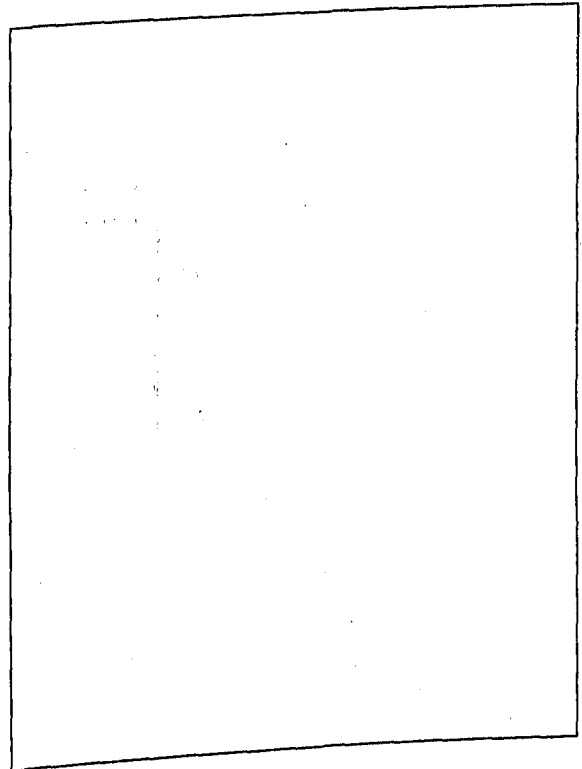
Condição $V_c = 10 \text{ (m/min)}$ $f = 0,13 \text{ [mm/rev]}$					
Broca		Não tratada		Tratada	
Desgaste		VB_B	$VB_{B\text{máx}}$	VB_B	$VB_{B\text{máx}}$
Nº de Furos	0	0	0	0	0
	8	0.05	0.35	0.03	0.20
	16	0.08	0.40	0.04	0.22
	24	0.10	0.46	0.05	0.37
	32	0.11	0.47	0.05	0.52
	40	0.12	0.59	0.05	0.55
	48	0.12	0.68	0.05	0.56
	56	0.12	0.74	0.05	0.60
	64	0.12	0.86	0.05	0.62
	72	0.12	0.86	0.05	0.65
	80	0.12	0.90	0.05	0.67
	88	0.12	0.90	0.06	0.68
	96	0.12	0.93	0.06	0.72
	104	0.12	0.93	0.06	0.72
	112	0.12	0.95	0.06	0.72
	120	0.12	0.98	0.06	0.72
	128	0.12	0.98	0.06	0.75
	136	0.12	1.00	0.08	0.76
	144	0.12	1.00	0.09	0.78

Broca Helicoidal 10 mm (40 m/mim)

Condição $V_c = 40 \text{ (m/min)}$ $f = 0,13 \text{ [mm/rev]}$					
Broca		Não tratada		Tratada	
Desgaste		VB_B	$VB_{B\text{máx}}$	VB_B	$VB_{B\text{máx}}$
Nº de Furos	0	0	0	0	0
	4	0.04	0.25	0.04	0.14
	8	0.06	0.35	0.05	0.45
	12	0.06	0.44	0.05	0.60
	16	0.06	0.70	0.06	0.65
	20	0.08	0.70	0.07	0.70
	24			0.08	0.80
	28			0.08	0.82
	32			0.08	0.82
	36			0.12	0.85
	40			0.13	0.85
	44			0.14	0.85
	48			0.16	0.88
	52			0.16	0.90
	56			0.19	0.92

Broca Helicoidal 10 mm (20 m/mim)

Condição		$V_c = 20 \text{ [m/min]}$ $f = 0,13 \text{ [mm/rev]}$			
Broca		Não tratada		Tratada	
Desgaste		VB_B	$VB_{B\text{máx}}$	VB_B	$VB_{B\text{máx}}$
Nº de Furos	0	0	0	0	0
	8	0.05	0.12	0.03	0.15
	16	0.05	0.20	0.04	0.16
	24	0.05	0.24	0.04	0.20
	32	0.05	0.24	0.05	0.26
	40	0.05	0.24	0.05	0.28
	48	0.05	0.24	0.05	0.31
	56	0.05	0.28	0.05	0.31
	64	0.05	0.32	0.05	0.36
	72	0.05	0.35	0.05	0.40
	80	0.05	0.35	0.05	0.45
	88	0.07	0.35	0.05	0.48
	96	0.07	0.35	0.06	0.50
	104	0.07	0.35	0.06	0.50
	112	0.07	0.40	0.07	0.55
120	0.07	0.40	0.07	0.55	
128	0.07	0.50	0.07	0.55	
136	0.07	0.60	0.07	0.55	
144	0.07	0.60	0.10	0.60	



Fresa de Topo 22 mm (25 m/mim)

Condição		$V_c = 25 \text{ [m/min]}$ $f_z = 0,08 \text{ [mm/dente]}$			
Broca		Não tratada		Tratada	
Desgaste		VB_B	$VB_{B\text{máx}}$	VB_B	$VB_{B\text{máx}}$
Percurso de avanço	0	0	0	0	0
	880	0.07	0.34	0.12	0.45
	1760	0.08	0.48	0.12	0.47
	2640	0.08	0.52		

Fresa de Topo 22 mm (35 m/mim)

Condição		$V_c = 35 \text{ [m/min]}$ $f_z = 0,08 \text{ [mm/dente]}$			
Broca		Não tratada		Tratada	
Desgaste		VB_B	$VB_{B\text{máx}}$	VB_B	$VB_{B\text{máx}}$
Percurso de avanço	0	0	0	0	0
	220	0.13	0.27	0.13	0.28
	440	0.14	0.32	0.14	0.32
	880	0.15	0.38	0.14	0.37
	1320	0.15	0.45	0.15	0.49
	1760	0.18	0.48	0.15	0.49
	2200	0.19	0.48	0.20	0.52
	2640	0.24	0.54	0.24	0.58
	3080	0.25	0.57	0.27	0.64
	3520	0.26	0.68	0.32	0.72
	3850	0.31	0.71	0.33	0.73

8.4 Tabelas de dados (Potência X número de furos)

Broca Helicoidal 7.5 mm (30 m/mim)

Condição		V _c = 30 [m/mim] f = 0.11 [mm/ver]	
Potência (W)			
Broca	Não tratada	Tratada	
Nº Furos	1	222.15	217.33
	2	221.44	214.26
	3	231.04	218.66
	4	227.93	212.04
	5	241.12	225.82
	6	244.66	227.06
	7	212.35	225.98
	8	231.51	215.08
	9	232.60	214.59
	10	231.73	208.20
	11	238.59	214.22
	12	236.04	198.27
	13	241.45	200.04
	14	229.51	195.73
	15	223.09	213.05
	16	220.69	201.77
	17	240.15	217.98
	18	243.83	204.97
	19	237.16	204.41
	20	240.02	218.69
	21	246.50	207.43
	22	241.23	207.29
	23	214.39	208.31
	24	220.20	201.57
	25	237.24	208.66
	26	248.82	218.21
	27	246.14	212.38
	28	245.86	219.43
	29	246.35	212.30
	30	231.77	218.72
	31	227.97	218.13
	32	235.36	198.79
	33	232.44	217.48
	34	232.19	214.07
	35	239.80	219.82
	36	244.59	215.02
	37	237.19	211.18
	38	232.82	204.78
	39	238.20	215.01
	40	224.40	210.91

Broca Helicoidal 7.5 mm (30 m/mim)

Nº Furos	41	251.74	228.12
	42	252.96	216.28
	43	252.77	218.77
	44	253.12	210.88
	45	235.24	215.02
	46	243.68	214.99
	47	238.48	218.41
	48	228.37	214.76
	49	243.13	219.65
	50	256.85	217.07
	51	243.39	216.63
	52	247.28	222.61
	53	244.61	221.68
	54	225.69	216.88
	55	231.15	223.20
	56	229.22	203.86
	57	238.72	214.46
	58	250.60	212.84
	59	237.19	212.94
	60	245.46	212.24
	61	242.99	222.03
	62	239.88	215.33
	63	233.58	214.53
	64	231.01	199.46
	65	256.59	227.79
	66	255.20	211.67
	67	258.40	212.76
	68	246.56	214.15
	69	251.36	235.44
	70	250.95	204.85
	71	223.56	215.29
	72	234.59	200.81
	73	260.38	206.80
	74	260.59	207.61
	75	249.64	209.13
	76	246.92	215.36
	77	238.76	217.80
	78	248.68	214.96
	79	234.41	213.15
	80	233.13	200.98
	81	247.33	216.23
	82	241.05	207.38
	83	233.31	210.95

Broca Helicoidal 7.5 mm (30 m/mim)

Nº Furos	84	241.97	212.64
	85	238.68	214.54
	86	238.75	206.62
	87	234.06	209.51
	88	230.21	203.00
	89	244.08	208.63
	90	236.54	204.22
	91	227.88	211.24
	92	242.31	218.18
	93	235.15	224.12
	94	233.46	203.86
	95	221.56	213.96
	96	221.30	196.34
	97	239.81	205.48
	98	241.35	200.79
	99	233.50	206.04
	100	243.80	215.23
	101	249.58	212.93
	102	236.79	211.15
	103	229.86	218.65
	104	232.13	207.71
	105	230.23	207.60
	106	254.87	211.64
	107	234.51	211.25
	108	250.67	218.20
	109	245.35	215.37
	110	238.96	205.81
	111	241.52	196.77
	112	229.15	211.12
	113	242.45	209.27
	114	233.91	214.41
	115	243.25	207.89
	116	234.10	219.40
	117	242.90	210.51
	118	237.90	207.14
	119	237.55	213.62
	120	239.04	205.61
	121	250.88	221.32
	122	251.26	213.21
	123	247.86	217.35

Broca Helicoidal 7.5 mm (30 m/mim)

Nº Furos	124	251.32	216.09
	125	256.66	224.22
	126	248.24	213.54
	127	244.52	216.04
	128	233.60	203.90
	129	250.78	224.70
	130	250.29	219.66
	131	242.01	221.23
	132	253.17	228.44
	133	250.02	236.67
	134	235.06	226.45
	135	236.97	210.66
	136	239.60	208.60
	137	249.33	216.93
	138	258.30	217.68
	139	270.90	218.15
	140	251.49	232.36
	141	258.94	228.92
	142	242.53	222.58
	143	231.45	239.74
	144	233.29	221.58
	145	236.19	233.26
	146	260.38	223.21
	147	248.78	227.00
	148	261.61	237.10
	149	276.80	231.18
	150		245.69
	151		225.17
	152		216.65
	153		219.39
	154		221.52
	155		217.15
	156		233.16
	157		222.43
	158		225.86
	159		223.74
	160		219.33
	161		235.05
	162		217.75
	163		229.46

Broca Helicoidal 7.5 mm (30 m/mim)

Nº Furos	164	239.96
	165	225.94
	166	228.96
	167	233.82
	168	214.28
	169	224.08
	170	218.80
	171	220.20
	172	223.55
	173	219.53
	174	224.59
	175	223.79
	176	221.10
	177	228.59
	178	214.97
	179	227.48
	180	218.72
	181	232.86
	182	227.51
	183	243.58
184	226.78	
185	240.43	
186	227.46	
187	221.10	
188	241.43	
189	228.44	
190	229.25	
191	234.75	
192	226.11	
193	220.11	
194	223.84	
195	223.49	
196	233.81	
197	225.48	
198	235.93	
199	229.87	
200	225.34	
201	227.88	
202	233.64	
203	229.18	

Broca Helicoidal 7.5 mm (30 m/mim)

Nº Furos	204	239.89
	205	230.98
	206	227.73
	207	223.59
	208	220.00
	209	215.78
	210	216.27
	211	219.29
	212	221.34
	213	221.07
	214	216.25
	215	229.05
	216	208.57
	217	222.68
	218	224.74
	219	219.02
	220	230.29
	221	226.44
	222	220.54
	223	222.76
224	217.55	
225	217.77	
226	216.73	
227	216.02	
228	234.95	
229	222.61	
230	215.94	
231	231.55	
232	216.71	
233	222.44	
234	224.16	
235	229.26	
236	245.19	
237	236.06	
238	231.88	
239	241.70	
240	225.97	
241	228.64	
242	214.67	
243	232.44	

Broca Helicoidal 7.5 mm (30 m/mim)

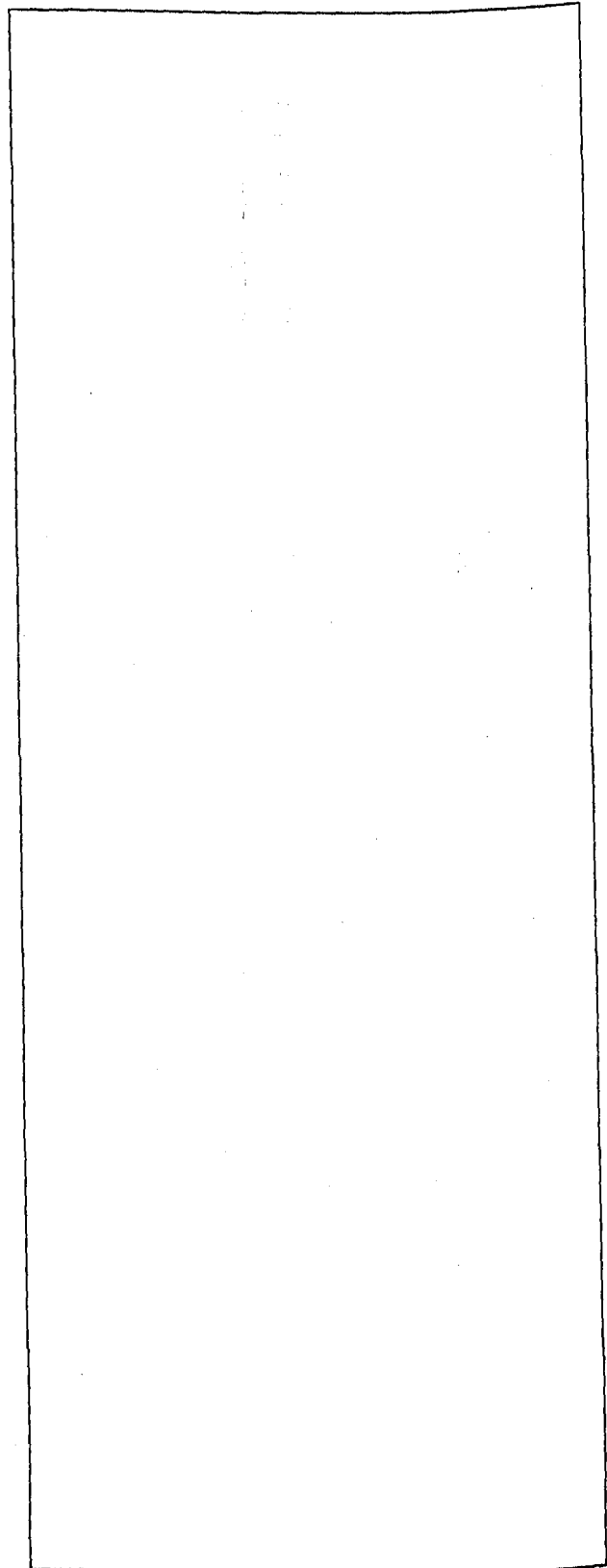
Nº Furos	244	238.83
	245	233.09
	246	230.89
	247	233.91
	248	221.65
	249	227.02
	250	221.33
	251	230.69
	252	233.78
	253	229.05
	254	227.87
	255	231.90
	256	220.02
	257	225.83
	258	223.66
	259	228.49
	260	233.01
	261	231.36
	262	221.27
	263	228.54
	264	232.19
	265	226.44
	266	221.02
	267	215.88
	268	233.33
	269	235.55
	270	243.06
	271	217.57
	272	238.45
	273	224.37
	274	230.76
	275	211.96
	276	229.79
	277	233.05
278	240.91	
279	226.06	
280	230.81	
281	224.19	
282	223.03	
283	230.63	

Broca Helicoidal 7.5 mm (30 m/mim)

Nº Furos	284	239.60
	285	243.76
	286	227.34
	287	230.05
	288	223.18
	289	226.31
	290	230.96
	291	235.42
	292	246.33
	293	237.09
	294	232.80
	295	238.63
	296	223.98
	297	236.78
	298	231.26
	299	235.68
	300	248.19
	301	248.63
	302	231.72
	303	240.79
	304	230.02
	305	254.64
	306	225.75
	307	231.88
	308	242.14
	309	247.22
	310	238.50
	311	249.33
	312	231.02
	313	235.94
	314	223.89
	315	236.52
	316	242.69
	317	237.34
318	238.92	
319	242.35	
320	225.88	
321	229.65	
322	228.11	
323	240.26	

Broca Helicoidal 7.5 mm (30 m/mim)

Nº Furos	324	250.80
	325	285.71
	326	243.40
	327	244.86
	328	222.97
	329	230.47
	330	233.86
	331	238.34
	332	250.09
	333	253.97
	334	237.30
	335	243.88
	336	227.50
	337	236.86
	338	230.34
	339	233.44
	340	247.96
	341	240.74
	342	231.09
	343	248.69
	344	233.51
	345	234.22
	346	241.66
	347	231.87
	348	276.17
	349	249.11
	350	245.05
	351	267.71
	352	227.70
	353	227.05
	354	224.18
	355	228.53
	356	237.58
	357	234.43
	358	230.10
	359	232.97
	360	220.28
	361	233.16
	362	236.08
	363	236.22
	364	247.96
	365	267.56
	366	244.19
	367	230.14
	368	245.21



Broca Helicoidal 7.5 mm (35 m/mim)

Condição		Vc = 35 m/mim f = 0.11 [mm/ver]	
Potência (W)			
Broca	Não tratada	Tratada	
Nº Furos	1	206.95	216.82
	2	205.92	214.72
	3	213.39	219.39
	4	228.49	223.80
	5	217.56	234.41
	6	217.54	233.60
	7	229.50	213.53
	8	221.39	207.31
	9	215.61	227.66
	10	222.63	228.67
	11	222.64	228.08
	12	224.32	222.71
	13	210.57	238.38
	14	219.24	229.20
	15	224.53	211.67
	16	220.78	206.00
	17	218.33	230.23
	18	222.83	219.10
	19	220.18	231.44
	20	219.01	229.93
	21	224.62	222.49
	22	226.06	216.39
	23	214.05	216.82
	24	227.50	205.99
	25	224.81	212.82
	26	231.92	217.05
	27	220.53	218.07
	28	224.30	215.80
	29	220.45	220.47
	30	217.84	226.13
	31	226.76	207.84
	32	230.17	204.44
	33	232.77	210.24
	34	238.74	219.54
	35	230.88	226.10
	36	227.69	222.38
	37	237.01	214.86
	38	241.18	215.25
	39	227.98	196.12
	40	222.27	202.54
	41	227.12	225.49
	42	225.26	225.64
	43	233.11	231.39
	44	229.73	226.38

Broca Helicoidal 7.5 mm (35 m/mim)

Nº Furos	45	224.37	228.14
	46	243.63	227.89
	47	237.28	218.30
	48	232.03	209.33
	49	225.67	222.89
	50	243.74	233.91
	51	240.78	230.25
	52	251.59	229.82
	53	251.22	219.92
	54	268.12	224.31
	55		208.85
	56		215.16
	57		223.16
	58		223.76
	59		233.75
	60		233.51
	61		231.79
	62		210.95
	63		207.97
	64		222.88
	65		228.46
	66		234.88
	67		231.81
	68		231.72
	69		229.47
	70		209.95
	71		217.06
	72		218.83
	73		221.46
	74		237.06
	75		234.35
	76		238.75
	77		225.45
	78		228.89
	79		212.03
	80		206.92
	81		230.92
	82		234.20
	83		243.15
	84		245.54
	85		264.16
	86		241.69
	87		214.95
	88		230.25
	89		251.89
	90		326.16

Broca Helicoidal 7.5 mm (40 m/mim)

Condição		$V_c = 40 \text{ (m/mim)}$		$f = 0.11 \text{ [mm/ver]}$
Potência (W)				
Broca	Não trat.1	Não trat. 2	Trat.	
Nº Furos	1	306.31	326.65	213.72
	2	322.57	332.33	215.49
	3	342.85	362.22	228.75
	4	346.11	350.72	226.37
	5	333.19	341.57	229.31
	6	339.15	347.79	228.47
	7	-		220.82
	8	-		212.82
	9	349.60		220.48
	10	342.78		217.66
	11	341.68		229.52
	12	345.19		228.75
	13	355.38		216.94
	14	376.69		217.56
	15			211.78
	16			210.13
	17			212.31
	18			207.73
	19			224.61
	20			216.17
	21			216.62
	22			219.13
	23			218.99
	24			211.43
	25			216.37
	26			222.87
	27			219.12
	28			222.91
	29			216.87
	30			224.33
	31			209.78
	32			209.96
	33			229.39
	34			234.95
	35			241.14
	36			227.56
	37			232.29
	38			232.35
	39			229.85
	40			220.98
	41			234.13

Broca Helicoidal 7.5 mm (40 m/mim)

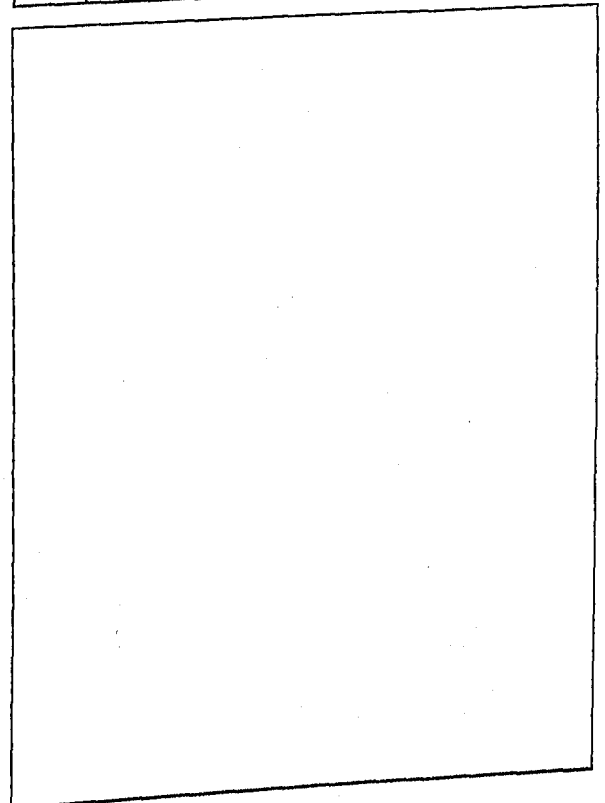
Nº Furos	47		226.73
	48		223.34
	49		231.86
	50		232.37
	51		244.87
	52		243.38
	53		246.15
	54		244.44
	55		229.31
	56		223.97
	57		226.62
	58		238.38
	59		243.97
	60		238.62
61		299.23	
62		320.97	

Broca Helicoidal 10 mm (10 m/mim)

Condição		$f = 0.13$ [mm/ver]	
Potência (W)			
Broca	Não tratada	Tratada	
Nº Furos	2	406.02	416.74
	4	411.65	441.99
	6	420.29	442.01
	8	415.12	442.88
	10	427.43	446.25
	12	429.92	446.68
	14	430.23	442.24
	16	429.63	440.89
	18	424.20	442.77
	20	412.41	443.61
	22	411.42	434.18
	24	419.94	440.99
	26	420.86	445.30
	28	422.98	444.12
	30	413.36	441.15
	32	416.11	439.72
	34	419.03	444.55
	36	416.52	445.71
	38	418.77	442.89
	40	410.95	436.24
	42	416.00	437.72
	44	428.91	448.66
	46	414.64	439.28
	48	424.45	440.54
	50	424.19	445.53
	52	430.72	444.17
	54	421.42	446.97
	56	419.65	446.29
	58	420.78	458.17
	60	417.35	471.39
62	426.76	460.89	
64	421.75	458.95	
66	424.98	461.10	
68	435.41	455.10	
70	423.83	456.72	
72	427.33	450.33	
74	427.89	456.19	
76	419.27	452.07	
78	427.89	445.40	
80	423.19	445.71	
82	428.09	459.72	
84	435.83	475.16	
86	422.56	457.02	
88	449.65	462.49	
90	458.21	460.43	
92	443.71	461.16	
94	443.21	454.14	

Broca Helicoidal 10 mm (10 m/mim)

Nº Furos	96	432.33	454.44
	98	436.60	469.25
	100	457.01	465.37
	102	432.47	460.14
	104	449.49	463.36
	106	441.00	465.25
	108	451.51	471.08
	110	438.75	459.37
	112	443.36	462.42
	114	449.32	460.06
	116	456.00	460.46
	118	453.79	458.15
	120	448.11	462.22
	122	454.70	469.19
	124	453.01	469.19
	126	444.43	477.09
	128	448.60	458.87
	130	448.24	468.93
	132	446.69	463.23
	134	463.56	466.97
136	436.45	465.74	
138	463.69	471.09	
140	456.92	470.76	
142	479.19	470.86	
144	444.02	484.16	



Broca Helicoidal 10 mm (20 m/mim)

Condição		$V_c = 20 \text{ m/min}$	$f = 0.13 \text{ [mm/ver]}$
Potência (W)			
Broca		Não tratada	Tratada
Nº Furos	2	355.81	383.25
	4	357.79	397.55
	6	367.73	390.97
	8	364.42	396.66
	10	371.31	392.18
	12	364.82	387.58
	14	365.70	391.23
	16	374.55	391.92
	18	374.69	388.55
	20	368.34	391.34
	22	371.16	395.02
	24	376.77	390.46
	26	393.86	391.54
	28	391.16	388.32
	30	383.55	390.50
	32	384.38	393.72
	34	388.23	377.35
	36	387.87	381.25
	38	389.00	376.07
	40	377.10	387.75
	42	395.87	398.51
	44	391.59	393.22
	46	390.04	404.37
	48	394.77	389.72
	50	384.19	385.18
	52	392.94	386.08
	54	399.62	389.71
	56	384.44	384.09
	58	382.77	381.12
	60	375.46	376.70
	62	384.69	382.04
	64	382.45	381.10
	66	393.00	386.90
	68	378.16	388.36
70	386.14	388.29	
72	385.77	379.91	
74	390.82	391.55	
76	378.80	381.58	
78	388.80	386.38	
80	388.28	397.01	
82	376.70	sem aquisição	
84	384.15	sem aquisição	
86	384.55	sem aquisição	
88	383.24	sem aquisição	
90	386.18	sem aquisição	
92	390.61	sem aquisição	
94	385.92	sem aquisição	

Broca Helicoidal 10 mm (20 m/mim)

Nº Furos	96	384.01	sem aquisição
	98	384.77	sem aquisição
	100	375.26	sem aquisição
	102	380.71	sem aquisição
	104	378.00	sem aquisição
	106	394.03	sem aquisição
	108	382.08	sem aquisição
	110	384.97	sem aquisição
	112	391.92	sem aquisição
	114	383.37	sem aquisição
	116	383.30	sem aquisição
	118	399.03	sem aquisição
	120	392.58	sem aquisição
	122	401.74	sem aquisição
	124	398.46	sem aquisição
	126	398.35	sem aquisição
	128	406.19	sem aquisição
	130	387.40	sem aquisição
	132	383.81	sem aquisição
	134	388.43	sem aquisição
	136	400.94	sem aquisição
	138	389.81	sem aquisição
140	397.52	sem aquisição	
142	391.98	sem aquisição	
144	398.81	sem aquisição	

Anexos II

Broca Helicoidal 10 mm (40 m/mim)

Condição		Potência (W)		
V ₀ = 210 (mm/min) f = 0.13 [mm/ver]		Não trat. 1	Não trat. 2	Trat.
Nº Furos	Broca			
	1	420.75	418.15	393.25
	2	423.43	414.44	391.30
	3	418.08	426.61	401.33
	4	416.09	421.03	397.41
	5	420.79	429.96	408.45
	6	400.95	408.11	401.49
	7	417.73	418.54	414.97
	8	404.06	417.16	400.79
	9	414.59	412.45	406.98
	10	418.22	416.67	403.11
	11	411.56	413.82	401.74
	12	411.19	407.30	416.53
	13	415.04	416.13	411.20
	14	407.51	402.03	389.57
	15	409.95	404.35	409.33
	16	406.03	414.93	404.10
	17	421.92	417.31	410.69
	18	416.50	415.57	421.86
	19	408.27	415.61	414.44
	20	445.74	401.77	406.81
	21		423.87	413.45
	22			421.74
	23			393.47
	24			407.59
	25			408.65
	26			415.96
	27			405.04
	28			402.34
	29			419.82
	30			409.56
	31			412.43
	32			404.61
	33			417.38
	34			415.19
	35			422.10
	36			424.51
	37			416.98
	38			415.77
	39			413.25
	40			404.77
41			415.74	

Broca Helicoidal 10 mm (40 m/mim)

Nº Furos	48			396.5
	49			406.7
	50			415.3
	51			411.1
	52			413.1
	53			401.1
	54			413.1
	55			400.1
56			397.1	
57			435.1	

Fresa de Topo 22 mm (25 m/mim)

Condição		Vc = 25 [m/mim] fz = 0.08 [mm/dente]	
Potência (W)			
Fresa	Não tratada	Tratata	
Percurso de avanço (mm)	110	197.02	192.66
	165	203.05	193.30
	220	206.24	201.60
	275	202.28	203.09
	330	213.03	196.66
	385	211.60	204.62
	440	208.05	202.33
	495	212.13	207.35
	550	223.87	209.53
	605	223.83	208.91
	660	213.93	203.85
	715	213.08	214.28
	770	209.26	206.27
	825	204.69	219.77
	880	219.93	214.67
	935	209.09	210.55
	990	221.58	214.67
	1045	212.87	216.14
	1100	206.30	213.85
	1155	206.65	214.73
	1210	214.07	216.43
	1265	208.70	209.66
	1320	206.18	218.75
	1375	207.22	215.47
	1430	206.15	213.72
	1485	208.23	213.85
	1540	203.62	191.30
	1595	210.45	193.78
	1650	212.77	194.29
	1705	204.22	
	1760	207.20	
	1815	208.60	
1870	203.00		
1925	189.41		
1980	198.84		
2035	202.97		
2090	202.95		
2145	196.41		
2200	198.47		
2255	194.94		
2310	198.77		
2365	193.42		
2420	192.87		

Fresa de Topo 22 mm (25 m/mim)

Percurso de avanço (mm)	2475	208.79	
	2530	197.87	
	2585	191.96	
	2640	194.54	
	2695	203.053	
	2750	205.403	
	2805	207.271	
	2860	222.136	
	2915	214.463	
	2970	206.28	
	3025	184.443	
	3080	178.357	
	3135	175.398	
	3190	174.489	
	3245	171.873	

Fresa de Topo 22 mm (35 m/mim)

Condição		Vc = 35 [m/mim] fz = 0.08 [mm/dente]	
Potência (W)			
Fresa	Não tratada	Tratada	
110	187.19	198.15	
165	186.18	188.52	
220	197.17	195.89	
275	197.17	196.60	
330	191.31	203.52	
385	191.28	206.38	
440	199.36	208.39	
495	199.89	201.49	
550	190.62	197.81	
605	190.80	192.24	
660	192.97	202.19	
715	200.69	206.18	
770	194.77	200.59	
825	198.34	206.79	
880	192.36	205.50	
935	205.37	197.88	
990	205.49	210.57	
1045	206.02	212.70	
1100	211.66	194.41	
1155	204.18	198.99	
1210	200.38	194.43	
1265	214.91	192.41	
1320	207.98	203.31	
1375	226.96	196.72	
1430	210.93	200.10	
1485	217.40	197.71	
1540	222.93	199.67	
1595	213.78	208.50	
1650	217.09	196.14	
1705	221.32	205.22	
1760	221.05	204.90	
1815	219.43	208.56	
1870	218.47	199.55	
1925	219.66	215.77	
1980	219.92	202.78	
2035	227.20	211.13	
2090	218.11	197.47	
2145	219.60	199.34	
2200	220.49	198.92	
2255	231.28	201.17	
2310	223.46	214.81	
2365	226.04	213.31	
2420	216.20	219.00	

Fresa de Topo 22 mm (35 m/mim)

2475	219.94	214.17
2530	213.85	216.96
2585	213.04	230.13
2640	220.71	216.36
2695	210.34	220.30
2750	220.50	216.82
2805	209.43	219.06
2860	216.48	227.24
2915	210.42	219.99
2970	217.74	217.78
3025	205.83	214.12
3080	217.22	221.89
3135	218.49	216.09
3190	232.70	251.53
3245	213.53	251.86
3300	221.75	234.80
3355	214.39	235.94
3410	238.72	244.09
3465	243.46	244.80
3520	222.06	243.28
3575	218.17	247.38
3630	225.78	244.92
3685	236.23	242.69
3740	219.17	232.90