

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECANICA

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL
DA TESE DEFENDIDA POR Dalberto Dias da
Costa E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 14/04/93

ORIENTADOR

Tese de: Mestrado

Título da Tese: ANÁLISE DOS PARÂMETROS DE TORNEAMENTO
DE AÇOS ENDURECIDOS

Autor: Dalberto Dias da Costa n.º 823/

Orientador: Prof. Dr. Nivaldo Lemos Cupini†

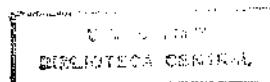
Aprovado por

Prof. Dr. Nivaldo Lemos Cupini, Presidente

Prof. Dr. Olívio Novaski

Prof. Dr. Alisson Rocha Machado

Campinas, 14 de ABRIL de 1993.



AGRADECIMENTOS

À minha família, pelo apoio constante.

Ao Prof. Dr. Nivaldo Lemos Cupini, pela orientação.

Aos amigos Almir, Ari, Breda, Carlão, Cristina, Deoclécio, Durval, Felipe, João, José Luz, Leandro, Marcão, Miro, Niederauer, Paulinho, Picinato, Roberto, Roderley, Rosywan, Severino e Valério.

Aos professores do Departamento de Fabricação.

À Luciene e À Marília

Aos funcionários do Centro de Tecnologia, Carlinhos, Zarpellon e Walter.

À Rita do Laboratório de Metalografia.

À DIFER, pela doação das ferramentas de PCBN.

À SANDVIK, pela doação de ferramentas de cerâmica.

À GREMAFER, pela doação de ferramentas de cerâmica.

À BRASIMET, pela execução dos serviços de tratamento térmico.

À VILLARES, pela doação dos aços.

À FINEP, pelo financiamento de parte do projeto.

RESUMO

Com as recentes melhorias em máquinas operatrizes e em materiais para ferramentas, a usinagem de materiais duros tem ganhado bastante interesse. Uma das metas mais importantes é a substituição da retificação pelo torneamento em operações de acabamento.

Neste trabalho, estudou-se algumas características do torneamento de aços endurecidos (ABNT 52100 e ABNT M2), usando ferramentas cerâmicas e de PCBN. Vários experimentos foram delineados com objetivo de analisar o comportamento da rugosidade superficial, das componentes da força de usinagem e da potência de corte. Além disso, observou-se a deterioração da ferramenta e o tipo de cavaco formado.

Encontrou-se que o torneamento de aços endurecidos é possível do ponto de vista tecnológico. O nível de rugosidade superficial obtido é similar ao do processo de retificação.

ABSTRACT

Nowadays, with machine and tool material developments, there has been great interest on machining of hard materials. The most important target is to replace grinding by turning in finishing operations.

In this work, some characteristics of hardened-steel turning (AISI 52100 and AISI M2), using ceramic and PCBN tools were studied. Experimental sets were designed to analyse surface roughness, cutting forces and cutting power behavior. Furthermore, tool deterioration and chip type were observed.

It was found that turning of hardened steels is possible from technological point of view. The surface roughness is similar to that obtained in grinding processes.

ÍNDICE

	Página
1 - APRESENTAÇÃO-----	1
2 - CARACTERÍSTICAS DO TORNEAMENTO DE AÇOS ENDURECIDOS	
RETROSPECTO -----	2
2.1 - CARACTERÍSTICAS DO PROCESSO DE FORMAÇÃO DO CAVACO -----	2
2.1.1 - ANÁLISE DAS FORÇAS -----	3
2.2 - INTEGRIDADE DA SUPERFÍCIE USINADA -----	6
2.2.1 - RUGOSIDADE SUPERFICIAL -----	6
2.3 - DETERIORAÇÃO DA FERRAMENTA -----	7
2.4 - CARACTERÍSTICAS DA MÁQUINA FERRAMENTA -----	8
2.5 - CARACTERÍSTICAS DA FERRAMENTA -----	9
2.5.1 - FERRAMENTAS DE MATERIAL CERÂMICO -----	10
2.5.1.1 - INSERTOS CERÂMICOS A BASE DE ALUMINA -	11
2.5.1.2 - INSERTOS CERÂMICOS A BASE DE NITRETO DE SILÍCIO -----	12
2.5.1.3 - PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DOS INSERTOS CERÂMICOS -----	13
2.5.1.4 - PROPRIEDADES DOS INSERTOS CERÂMICOS --	14
2.5.4 - INSERTOS A BASE DE NITRETO DE BORO CÚBICO -----	21
2.5.4.1 - PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DO CBN -----	22
2.5.4.2 - PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DO PCBN -----	24
2.5.4.3 - PROPRIEDADES DO PCBN -----	25
2.6 - PECULIARIDADES NO USO DOS INSERTOS DE CERÂMICA E PCBN --	32
3 - EQUIPAMENTOS, MATERIAIS & PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS -----	36
3.1 - EQUIPAMENTOS -----	36

3.2 - MATERIAIS -----	36
3.3 - PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS -----	38
3.3.1 - PRELIMINARES -----	38
3.3.2 - ESTUDO DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL -----	39
3.3.2.1 - ESTUDO DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL DOS AÇOS RECOZIDOS X TEMPERADOS -----	39
3.3.2.2 - INFLUÊNCIA DO RAIO DE PONTA E DO USO DE FLUIDO DE CORTE NA RUGOSIDADE SUPERFICIAL -----	41
3.3.3 - FORÇAS DE CORTE E POTÊNCIA ELÉTRICA -----	43
3.3.4 - COMPARAÇÃO (VIDA) DAS FERRAMENTAS CERÂMICAS E PCBN -----	46
3.3.4.1 - DESEMPENHO DOS INSERTOS DE PCBN E CERÂ- MICA EM OPERAÇÕES DE ACABAMENTO ----	46
3.3.5 - DETERIORAÇÃO DA FERRAMENTA -----	49
3.3.6 - TIPO E FORMA DO CAVACO -----	49
4 - APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS E DISCUSSÕES -----	50
4.1 - PRELIMINARES -----	50
4.2 - ESTUDO DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL -----	50
4.2.1 - INFLUÊNCIA DO MATERIAL E DO ESTADO DE TRATAMENTO TÉRMICO -----	52
4.2.2 - INFLUÊNCIA DO RAIO DE PONTA -----	54
4.2.3 - INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE E DO AVANÇO DE CORTE --	54
4.2.3.1 - INÍCIO DO CORTE -----	55
4.2.3.2 - QUANDO A RUGOSIDADE ATINGIU O VALOR Ra = 0,5 μ m -----	56
4.2.4 - CONCLUSÕES PARCIAIS -----	59
4.3 - ESTUDO DA POTÊNCIA E DAS FORÇAS DE CORTE -----	61

4.3.1 - A INFLUÊNCIA DO AVANÇO DE CORTE -----	62
4.3.2 - A INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE CORTE -----	65
4.3.3 - A INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO (DUREZA) ----	66
4.3.4 - CONCLUSÕES PARCIAIS -----	68
4.4 - DETERIORAÇÃO DA FERRAMENTA -----	69
4.4.1 - TIPOS DE DETERIORAÇÃO ENCONTRADOS NOS INSERTOS DE CERÂMICA E PCBN NO TORNEAMENTO DOS AÇOS ENDURECIDOS (ABNT 52100 E M2) SOB DIVERSAS CONDIÇÕES DE CORTE -----	69
4.4.2 - INFLUÊNCIA DO AVANÇO E DA VELOCIDADE DE CORTE NO DESGASTE DOS INSERTOS DE CERÂMICA E PCBN1 -----	72
4.4.3 - CONCLUSÕES PARCIAIS -----	75
4.5 - TIPO E FORMA DO CAVACO -----	76
4.6 - OUTRAS OBSERVAÇÕES -----	81
5 - CONCLUSÕES FINAIS -----	84
6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS -----	85
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS -----	86
ANEXO A -----	94
ANEXO B -----	95
ANEXO C -----	100
ANEXO D -----	103

APRESENTAÇÃO

Observando a literatura especializada pôde-se constatar que a otimização dos processos de manufatura, outrora baseada em visões isoladas, ganhou uma nova postura — uma visão global [1,2,3].

A preocupação em construir modelos que permitam otimizar, isoladamente, alguns parâmetros, deu lugar a necessidade de olhar, como um todo, a tríade produto-fabricação-uso. A busca da eliminação, substituição e superposição de operações de manufatura parece ser o ponto central dessa nova postura.

Tornear, ao invés de retificar, aços endurecidos é um exemplo de substituição e eliminação de operações. König, et al. [2], apresentaram um caso real onde o processo de fabricação de um anel externo para rolamento de rolos, inicialmente fabricado por: forjamento-recozimento-torneamento-tempera-revenimento-retificação foi alterado para: forjamento-tempera-revenimento-torneamento (desbaste e acabamento). Nesse caso houve a eliminação de uma operação de tratamento térmico [recozimento] e a substituição da operação de retificação pelo torneamento. Isto propiciou uma redução de tempo e custo, mantendo o mesmo padrão da qualidade.

O objetivo desta dissertação é contribuir para com o estudo do torneamento de aços endurecidos sob o ponto de vista técnico, através de uma revisão bibliográfica sobre o tema e da realização de experimentos. A parte experimental aqui desenvolvida engloba, numa primeira abordagem, o estudo da rugosidade superficial e da potência de corte, para dois aços (ABNT M2 e ABNT 52100), usando ferramentas com inserto de material cerâmico. Na segunda abordagem, realizou-se um outro experimento para avaliar a vida de ferramentas com insertos de PCBN e cerâmica em condições típicas de acabamento.

2 - CARACTERÍSTICAS DO TORNEAMENTO DE AÇOS ENDURECIDOS — RETROSPECTO

O processo de retificação tem, ao longo de toda sua história, se prestado, principalmente, à usinagem de materiais (p. ex.: aços) endurecidos. Outros processos como por exemplo a eletroerosão, podem ser empregados. Porém, eles apresentam características distintas, comparados à retificação, e não são usuais na produção de alta escala.

O torneamento e o fresamento são, ainda, pouco utilizados em tal aplicação. O motivo disso está (ou estava) na ausência de máquinas e ferramentas adequadas. Entretanto, devido aos recentes desenvolvimentos na área de materiais e máquinas ferramentas, tais processos começam a despontar como alternativa para substituição da retificação.

O processo de torneamento de um aço endurecido apresenta características distintas do torneamento, desse mesmo aço no estado dúctil. Neste capítulo estas características foram agrupadas da seguinte maneira:

- características do processo de formação do cavaco
- características da superfície usinada
- deterioração da ferramenta
- características da máquina ferramenta
- características da ferramenta

2.1 - CARACTERÍSTICAS DO PROCESSO DE FORMAÇÃO DO CAVACO

O cavaco formado no torneamento de aços endurecidos é denominado por alguns autores [4-5], de "cavaco dente de serra" devido à forma de sua seção transversal.

Diferentemente do que ocorre no corte de aços dúcteis, onde acontece grande deformação plástica nas zonas de cisalhamento, o corte de aços endurecidos apresenta pequena deformação plástica [4].

Devido ao ângulo de saída negativo, aparece tanto na ferramenta como na peça, grandes tensões de compressão. Como o material é frágil, essa alta tensão de compressão não conduz, inicialmente, à deformação plástica mas sim à formação de uma trinca. Essa trinca inicia-se na superfície livre (não sujeita a pressões hidrostáticas) e aprofunda-se na direção da ponta da ferramenta. Dessa

maneira, a trinca formada alivia a energia armazenada e age como uma superfície deslizante para o segmento de material. Simultaneamente, ocorrem aquecimento e deformação plástica do material. Após o segmento de cavaco ter deslizado, a pressão de corte é renovada. Dando início ao aparecimento de uma nova trinca e reiniciando o ciclo. Os segmentos de cavaco assim formados, são ligados por uma pequena porção de material, a qual foi deformada plasticamente e aquecida a alta temperatura, dando ao cavaco uma aparência de "cavaco contínuo" [4-5].

O torneamento de aços endurecidos apresenta algumas peculiaridades relacionadas ao processo de formação de cavaco, e são as seguintes:

- alta temperatura na área de contato cavaco-ferramenta.
- grande valor do ângulo de cisalhamento.
- as componentes da força de usinagem diminuem com o aumento da dureza.
- pequena área de contato cavaco-ferramenta.
- baixo coeficiente de atrito.

Essas peculiaridades foram observadas por Chao & Trigger, num trabalho pioneiro, publicado em agosto de 1951 [6]. Entretanto, segundo Nakayama, K. [4], a análise realizada por esses autores foi baseada na suposição da formação uniforme do cavaco. Sendo que as relações causa-efeito dessas peculiaridades são melhor explicadas pela formação do cavaco "dente de serra". Dentre as particularidades citadas, a mais interessante, sem dúvida, é a diminuição das componentes da força de usinagem com o aumento da dureza da peça. A seguir será mostrado, mais detalhadamente, o comportamento da força de usinagem no torneamento de aços endurecidos, baseando-se nos trabalhos de diversos pesquisadores.

2.1.1 - ANÁLISE DAS FORÇAS

Como já foi dito, o fato da força de usinagem diminuir com aumento da dureza do material foi primeiramente relatado por Chao & Trigger [6]. Segundo as palavras dos mesmos: "... um aumento na velocidade de corte resulta num decréscimo das forças, similar ao aço recozido (esferoidizado). Numa certa velocidade, entretanto, observou-se forças menores nos materiais mais duros. Este resultado é

a antítese da tendência comumente esperada, uma vez que as temperaturas de corte foram maiores para os aços mais duros. A solução para este paradoxo encontra-se no efeito da dureza do material da peça sobre a área de contato cavaco-ferramenta...". Nesse trabalho os autores tornearam um aço NE 9445 com ferramenta de metal duro e avanço e profundidade de corte de 0,25 mm/v e 2,54 mm, respectivamente. A velocidade de corte variou de 15 a 106 m/min. O material da peça foi torneado em 4 diferentes condições de tratamento térmico, consequentemente com 4 valores de dureza: 283; 311; 352 e 401 BHN. Verifica-se que tanto os valores da força de corte como os da força de avanço (thrust force, na terminologia inglesa) diminuíram com o acréscimo da dureza. Além disso observa-se, a partir dos gráficos, mostrados no referido trabalho, que a força de corte foi sempre superior (≈ 2 vezes) à força de avanço, para uma mesma dureza e velocidade.

Matsumoto, Y. et al. [7], realizaram um experimento onde o aço AISI 4340 foi torneado em diversas condições de tratamento térmico; com as durezas Rc de 29; 34; 36; 43; 44; 49; 53; 55; 56; 57. O inserto utilizado foi de cerâmica ($Al_2O_3 + TiC$) com ângulo de saída ($\gamma_o = -5^\circ$). A profundidade, o avanço e a velocidade de corte foram 0,15 mm; 0,89 mm/v e 92 m/min, respectivamente. Segundo esses autores, foram observados dois tipos de mecanismos de formação de cavaco. Primeiramente, quando os materiais foram torneados na faixa de dureza entre 30 e 55 Rc, houve a formação de um cavaco contínuo, e o aumento da dureza causou uma diminuição das forças de corte.

Num segundo momento, quando a dureza do material excedeu a 50 Rc houve o aparecimento de um cavaco segmentado, concomitantemente ao aumento das forças de usinagem. Pode-se observar nesse trabalho, como no de Chao & Trigger [6], que a força de corte foi superior (≈ 2 vezes) à força de avanço, para um mesmo valor de dureza. Exceto quando a dureza foi de 57 Rc, fato este que não foi explicado pelos autores.

Nakayama, K. et al. [8], num trabalho mais recente, reportaram que as componentes da força de usinagem (corte e avanço), para um ângulo de saída $\gamma_o = -20^\circ$, diminuíram com o aumento da dureza da peça. Entretanto, para um ângulo de saída $\gamma_o = 0^\circ$ as forças foram praticamente independentes da dureza. Nesse experimento, foi utilizado um aço com 0,25% de carbono [a especificação completa não foi

fornecida]. A ferramenta de corte foi de aço rápido. Velocidade, avanço e largura de corte foram 20 m/min; 0,15 mm/v e 2,0 mm, respectivamente. Como nos trabalhos mencionados anteriormennte [6-7], também se observa, nesse, que a força de corte sempre foi superior à força de avanço. Embora a diferença entre elas seja mais acentuada quando o ângulo de saída é de 0° .

Num outro experimento, reportado nesse mesmo trabalho, Nakayama, K. et al. [8], mostraram a influência do ângulo de saída sobre as componentes da força de usinagem (corte e avanço) no torneamento de um aço rolamento sob dois diferentes estados de tratamento térmico (760 e 220 Hv $\approx$ 61 e 23 Rc). Nesse caso foi usado uma ferramenta cerâmica afiada para diversos ângulos de saída e raio de ponta de 0,8 mm. As demais condições foram semelhantes àquelas do experimento anterior, exceto para o avanço, que nesse caso foi de 0,1 mm/v. Nesse experimento, ao contrário dos demais até então mencionados, observa-se que a força de avanço, para as duas durezas ensaiadas, foi sempre superior, para um mesmo ângulo de saída, à força de corte.

Apesar de não ser possível comparar os trabalhos anteriormente mencionados [4-5-6-7-8], a informação até então obtida pode ser resumida da seguinte maneira:

i) parece não haver um consenso quanto ao tipo de cavaco formado no torneamento de aços endurecidos. Conforme reportado por Nakayama, K. et al. [4] e depois por König, W. et al. [5] esse cavaco é do tipo "dente de serra" e a separação das lamelas (ou dentes) é essencialmente devido à propagação de trincas com pequena deformação plástica. Entretanto, segundo Matsumoto, Y. et al. [7] a denominação desse cavaco é cavaco do tipo segmentado (para aços com dureza superior a 50 Rc) e seu processo de formação é atribuído ao cisalhamento catastrófico devido à concentração de calor ao longo do plano de cisalhamento.

ii) as componentes da força de usinagem decrescem com o aumento da dureza, usando ferramentas com pequeno ângulo de saída negativo [0 a 5°] como reportado por Chao & Trigger [6], e depois por Matsumoto, Y. et al. [7], usando aços com dureza variando de 30 a 45 Rc.

iii) o valor da força de corte é superior ao da força de avanço, para aços variando de 30 a 45 Rc, e as demais condições de corte

constantes. Isto está reportado em [6-7-8].

iv) no torneamento de um aço rolamento em dois diferentes estados de tratamento térmico [recozido 23 Rc e temperado 61 Rc] [8]. Observou-se que o valor da força de avanço foi superior ao da força de corte, para os dois estados ensaiados, com ângulo de saída variando de 0 a -60° .

2.2 - INTEGRIDADE DA SUPERFÍCIE USINADA

A integridade da superfície usinada pode ser definida como um conjunto de fatores que são consequentes do processo de geração de tal superfície e são os seguintes [9]:

- rugosidade superficial
- transformações estruturais
- tensões residuais

Uma vez que, ao se optar pelo torneamento de aços endurecidos, como operação final, busca-se a substituição da retificação. O estudo da integridade da superfície como indicativo da performance e vida dos produtos assim fabricados, ganhou mais importância. Pois interessa, pelo fato de que tais produtos geralmente são desenvolvidos para operarem sob altas exigências, comparar o torneamento com o processo até então utilizado: a retificação. Foge ao escopo deste trabalho o estudo de transformações estruturais e tensões residuais. Será comentado aqui somente sobre a rugosidade superficial pós-torneamento.

2.2.1 - RUGOSIDADE SUPERFICIAL

No torneamento de aços endurecidos, dificilmente ocorre a formação de aresta postiça, por causa da baixa ductilidade do material da peça e da alta temperatura de corte. Como resultado, a aresta de corte é transferida para a superfície usinada com razoável precisão. Então, contanto que o desgaste da superfície de folga permaneça pequeno e uniforme, a rugosidade não aumentará. Com o progresso do desgaste, entretanto, a aresta de corte tende a

"engrossar" e, conseqüentemente, deteriora a superfície usinada [8].

Diversos autores [5-8-10-11-12] têm reportado sobre os níveis de rugosidade possíveis de serem obtidos no torneamento de aços endurecidos. Valores de rugosidade média (R_a) estão na faixa de 0,1 a 0,4 μm , dependendo dos parâmetros de corte e do material da peça. Esses valores podem ser mantidos por um tempo razoavelmente grande, como reportado por König, W. et al. [5]. A vida da ferramenta pode ser avaliada, tendo como critério a rugosidade superficial. A vida será determinada pelo material da ferramenta empregada, como constatado por Weindorf, T. [11] e König & Wand [12].

Entretanto, nenhum trabalho, com o objetivo de estudar as influências das condições de corte foi ainda plenamente desenvolvido. Não obstante, os fabricantes de ferramentas fazem recomendações, quanto às condições de corte, para a obtenção de um bom acabamento. Porém, são necessários estudos mais profundos, pois a vida da ferramenta está intimamente ligada às condições de corte empregadas. Na seção seguinte (2.3) a vida da ferramenta será abordada, mas somente no que diz respeito as influências do material da peça.

2.3 - DETERIORAÇÃO DA FERRAMENTA

A dureza, a composição química do material da peça e conseqüentemente o seu processo de endurecimento influenciam significativamente na taxa de deterioração da ferramenta. Segundo König, W. et al. [10], existem dois grupos de materiais, independentes do valor da dureza, que devem ser distinguidos e que influenciam diferentemente sobre a deterioração da ferramenta. Os dois grupos são os seguintes:

- 1^o) materiais ferrosos que são endurecidos por transformação martensítica.
- 2^o) materiais ferrosos que são endurecidos por precipitação de carbonetos.

No primeiro grupo estão inclusos, tipicamente, os aços cementados. Neste caso, a alta temperatura gerada durante o corte deforma a matriz como um todo, e a difusão, dependendo do material da ferramenta, passa a ser o mecanismo de desgaste predominante. Ela ocorre, principalmente, onde as temperaturas mais altas são geradas

isto é: na região de contato cavaco-ferramenta, sendo preponderante o desgaste de cratera [13].

Os materiais do segundo grupo apresentam alta concentração de carbonetos distribuídos na matriz. Durante o corte, a alta temperatura gerada deforma a matriz, deixando os carbonetos intactos. A agressividade dos carbonetos é, dessa forma, mantida. O mecanismo de desgaste por abrasão é, nesse caso, bastante significativo [10-14].

Entretanto, outros tipos de deterioração podem aparecer, durante o torneamento de aços endurecidos, os quais são decorrentes, na maioria das vezes das condições de corte; i.e., rigidez da máquina, resistência da ferramenta, corte interrompido, irregularidades na peça; e não devido ao material da peça em si. Esses outros tipos de deterioração podem ser trincas, lascamento e quebras e em muitos casos são determinantes da vida da ferramenta, como relatado por Hodgson & Trendler [15], no torneamento do aço AISI D6 (62 Rc de dureza) usando ferramentas cerâmicas ($Al_2O_3 + TiC$).

2.4 - CARACTERÍSTICAS DA MÁQUINA FERRAMENTA

Na literatura consultada não foi encontrado nenhum trabalho que trata da questão máquina ferramenta, para esta aplicação específica — torneamento de aços endurecidos.

Durante o torneamento desses aços, a alta abrasividade e a alta temperatura de corte causam um desgaste rápido da ferramenta, elevando as forças de corte. Sendo assim, pode-se dizer que a potência de corte aumenta com o tempo de corte. E ainda, o aumento da força passiva pode causar erros dimensionais, devido à deformação elástica do sistema máquina-ferramenta-peça e também pela deformação elástica local, próximo ao ponto de corte. Isso foi relatado por Nakayama, K. et al. [8].

Segundo König, W. et al. [10], devido ao uso de ferramentas frágeis, a perda de rigidez da máquina geralmente resulta na quebra da ferramenta. Para o torneamento de aços endurecidos, ainda segundo esses autores, o torno utilizado deve atender os seguintes requisitos:

- alta potência → para atender aos acréscimos de potência durante o

corte.

- *alta rigidez* → para evitar falhas prematuras das ferramentas em uso e manter as dimensões e a geometria da superfície usinada.

- *alta precisão* → um dos objetivos do torneamento de aços endurecidos é substituir a retificação. Por isso, na maioria das vezes, os desvios dimensionais e geométricos permitidos são pequenos, requerendo assim, tornos com alta precisão.

2.5 - CARACTERÍSTICAS DA FERRAMENTA

Para atender aos requisitos de qualidade e produtividade no torneamento de componentes de aços endurecidos, faz-se necessário, como já foi mencionado anteriormente (secção 2.4) o emprego de máquinas adequadas. Não obstante, o papel desempenhado pelas ferramentas de corte é de suma importância, principalmente no tocante ao material empregado na manufatura dos insertos.

Segundo König, W. et al. [10], a ferramenta empregada no torneamento de aços endurecidos deve atender aos seguintes requisitos:

A) DUREZA

alta dureza à temperatura ambiente.

alta dureza a quente ($\approx 800^{\circ}\text{C}$).

B) RESISTÊNCIA MECÂNICA

alta resistência à ruptura transversal - maior que 390 N/mm^2 .

alta tenacidade à fratura - K_{Ic} maior que $5 \text{ Mpa} \cdot \text{m}^{1/2}$.

alta resistência à compressão.

C) ALTA RESISTÊNCIA AO CHOQUE TÉRMICO

D) ALTA RESISTÊNCIA A REAÇÕES QUÍMICAS

A maioria dos materiais atualmente usados pela indústria combinam alguns, mas não todos, os requisitos citados acima. O metal

duro e o aço rápido, materiais tradicionais para ferramentas, têm baixa dureza a quente e de forma alguma são recomendados quando a dureza é superior a 50 Rc. O diamante policristalino tem quase todos os requisitos, entretanto ele reage quimicamente com o ferro em temperaturas acima de 800 °C [15].

Por exclusão, sobram apenas os materiais cerâmicos e o CBN. Os insertos cerâmicos têm boa dureza à quente e alta resistência à abrasão, mas a fragilidade limita-os às aplicações pouco severas. O CBN é o material que mais se aproxima das exigências anteriormente expostas e parece ser o mais recomendado para o torneamento de aços endurecidos, entretanto seu alto preço é um fator limitante.

Como as cerâmicas e o CBN são os materiais mais promissores para tal aplicação e também porque são objetos de estudo neste trabalho, faz-se a seguir um relato sobre o processo de fabricação, propriedades e peculiaridades quanto à aplicação de ambos.

2.5.1 - FERRAMENTAS DE MATERIAL CERÂMICO

Numa visão mais simplista, os materiais cerâmicos são considerados as substâncias usualmente formadas por compostos de elementos metálicos e não metálicos. Assim, MgO , $BaTiO_3$, SiO_2 e SiC são compostos cerâmicos relativamente simples. Outros mais complexos são as argilas, os espinélio magnéticos, a mulita, os vidros amorfos, etc. Alguns compostos como o Al_2O_3 são facilmente identificáveis como cerâmicos. Pode-se observar que muitos materiais contêm somente elementos metálicos, não há uma divisão rigorosa entre ambos [17].

As ferramentas de material cerâmico ou os insertos cerâmicos, como serão chamados aqui, estão divididos em dois grandes grupos. Essa divisão é feita em função do material empregado como matriz — alumina (Al_2O_3) ou nitreto de silício (Si_3N_4). Por sua vez, esses dois grupos são subdivididos. Os materiais desses subgrupos diferem entre si, pela composição química, pelo processo de fabricação e propriedades [18].

2.5.1.1 - INSERTOS CERÂMICOS A BASE DE ALUMINA

A alumina foi considerada viável para aplicação em usinagem por volta de 1905. As patentes baseadas nessas tecnologias surgiram na Alemanha e na Inglaterra por volta de 1912. Entretanto, devido a sua baixa tenacidade e baixa condutividade térmica, a alumina foi descartada como produto comercial. Porém durante a segunda guerra, devido ao alto valor do tungstênio, a alumina recebeu nova atenção. Até o início da década de 60 os insertos cerâmicos eram feitos a base de uma estrutura policristalina $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ com uma variante de aditivos para sinterização. Esses insertos comercialmente conhecidos como cerâmica branca ou cerâmica pura, ainda tinham uma baixa aceitação no mercado [19-20]. Um grande número de pesquisas vêm sendo realizado sobre as cerâmicas à base de alumina, com consequentes bons resultados. Insertos constituídos puramente de alumina não são mais comercializados. Atualmente, encontra-se no mercado a cerâmica mista, a cerâmica óxida e a cerâmica reforçada com whiskers.

CERÂMICA MISTA

As melhorias das propriedades termomecânicas só vieram acontecer por volta de 1968 com o aparecimento de compostos à base de alumina contendo 25 a 40% de carboneto de titânio em volume, como uma segunda fase dispersa na matriz de alumina. ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$) é frequentemente chamada de cerâmica preta, devido a presença do carboneto de titânio. Recentemente (≈ 1983) foi introduzida no mercado uma nova cerâmica contendo $\approx 23\%$ em peso de nitreto de titânio (TiN) mais TiC , dispersos na matriz de alumina. Esse material é de cor marron escuro, diferenciando-se portanto da cerâmica preta, sendo mais apropriado usar o termo cerâmica mista para esse tipo de inserto [21].

CERÂMICA ÓXIDA

Insertos de alumina (Al_2O_3) mais zircônia (ZrO_2) surgiram no mercado por volta de 1980, visando expandir a faixa de aplicação das cerâmicas para a usinagem de aços. A quantidade de partículas de zircônia tetragonal dispersas na matriz de alumina varia de 10 a 40% [19]. Esse tipo de inserto possui cor branca e é comercialmente conhecido como cerâmica óxida [21].

ALUMINA REFORÇADA COM WHISKERS

O material mais recente para ferramentas de corte é a alumina reforçada com whiskers de carboneto de silício ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiCw}$). Whiskers, nesse caso, são cilindros monocristalinos de SiC e são caracterizados pelo seu comprimento L e diâmetro D; L/D é a taxa de forma. D varia de 0,05 a 10 μm e L varia de 10 a 500 μm , dependendo do fabricante. O volume de whiskers presente no composto varia de 20 a 40% nos produtos comerciais. Os insertos de ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiCw}$) têm cor verde claro [22-23].

2.5.1.2 - INSERTOS CERÂMICOS A BASE DE NITRETO DE SILÍCIO

O nitreto de silício, Si_3N_4 , foi um dos primeiros nitretos a serem isolados, tendo sido produzido e caracterizado em 1884, mas somente em 1955 é que suas propriedades térmicas, químicas e mecânicas foram notadas e o interesse por ele foi renovado. Existem duas formas hexagonais do nitreto de silício: α e β . A forma β , tendo em vista as propriedades mecânicas, é a mais vantajosa, por causa da sua microestrutura fibrosa que aumenta a resistência e a dureza. A forma α é transformada irreversivelmente para a forma β sob temperaturas maiores que 1500 $^{\circ}$. O nitreto de silício foi comercializado pela primeira vez, pela Ford Motor Co, com o nome S-8, em 1983 [24].

SIALON

Trabalhando independentemente, pesquisadores japoneses e ingleses descobriram que o alumínio e o oxigênio podem entrar na rede do nitreto de silício sem afetar sua estrutura. Eles observaram ainda, que essa nova estrutura tinha propriedades físicas e mecânicas similares as do nitreto de silício β . Essa solução sólida é conhecida como sialon, que é uma acrossemia para silício-alumínio-oxigênio-nitrogênio. A marca Syalon foi patenteada pela Lucas Cookson Syalon [24-25-26].

Além de ser mais barato, o sialon apresenta algumas vantagens em relação ao nitreto de silício convencional [26].

- maior resistência à oxidação
- maior resistência às reações químicas

- maior resistência à abrasão
- mais fácil de ser fabricado

Para uma mesma composição química, os insertos cerâmicos diferem entre si pelo processo de fabricação e conseqüentemente pelas propriedades. O processo de fabricação varia conforme a composição química do inserto e os requisitos a serem atendidos.

2.5.1.3 - PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DOS INSERTOS CERÂMICOS

A produção de insertos cerâmicos é feita pela sinterização de pós, e pode ser precedida por compactação. A sinterização é usada para promover a densificação dos pós e pode ser realizada com ou sem pressão [19].

Os processos de fabricação variam em função do produto a ser obtido. atualmente são utilizadas três técnicas diferentes na produção dos insertos comerciais:

- sinterização convencional
- prensagem a quente
- prensagem isostática a quente

SINTERIZAÇÃO CONVENCIONAL

As primeiras cerâmicas a base de alumina foram fabricadas por sinterização convencional, onde pós de alumina quase pura eram misturados com agentes sinterizantes para atingir uma microestrutura de alta qualidade. Os agentes sinterizantes são divididos em três categorias: os que promovem o crescimento dos grãos, os que não têm efeito sobre o crescimento dos grãos e aqueles que retardam o crescimento dos grãos. Uma das desvantagens da sinterização dos insertos a base de alumina é a baixa densificação resultante, ou seja um produto final com alta porosidade, o que influencia decisivamente no desempenho do mesmo [27].

Atualmente, dentre os insertos comerciais, somente o sialon é produzido por sinterização. O processo de fabricação desses insertos é semelhante à fabricação do metal duro. Pós finos de sialon, já preparados, são misturados com aditivos e ligantes. Em seguida eles são compactados em matrizes e posteriormente sinterizados [26].

PRENSAGEM A QUENTE

A principal diferença entre a sinterização e a prensagem a quente é a aplicação de pressão durante o processo de consolidação. Nesse caso é possível obter uma densificação e uma resistência à ruptura transversal mais altas, quando comparadas com as da sinterização convencional. Emprega-se grafite como material da matriz. A velocidade de prensagem deve ser controlada — uma velocidade muito grande não permitirá que o ar escape, fazendo com que a peça venha a se desmanchar quando retirada da matriz. Para melhorar a lubrificação interna entre as partículas dos pós, adiciona-se aos mesmos um ligante orgânico, permitindo assim uma desmoldagem mais fácil [27].

O método de prensagem a quente foi largamente utilizado na produção em massa de cerâmica mista até a metade da década de 70. Entretanto, uma vez que o material é prensado numa única direção, as partículas de Al_2O_3 sinterizadas tendem a se arranjar preferencialmente. Isto é, quando termina a sinterização, os insertos exibem propriedades físicas e mecânicas diferentes, quando medidas nos planos normal e paralelo à direção de prensagem [28].

Os insertos de alumina reforçados com whiskers são fabricados pelo método de prensagem a quente. Segundo Wei & Becher [23], esses insertos, assim produzidos, apresentam anisotropia tridimensional e a direção relativamente "mais fraca" é a direção paralela à direção de prensagem. Os whiskers, após prensagem, ficam orientados, preferencialmente, perpendiculares ao eixo de prensagem [22-23]. Um outro processo, sucedâneo ao de prensagem a quente, é a prensagem isostática a quente.

PRENSAGEM ISOSTÁTICA A QUENTE

A prensagem isostática a quente foi inicialmente desenvolvida para fabricar componentes de combustíveis nucleares e para materiais que não podem ser produzidos por métodos convencionais, como por exemplo a sinterização do nitreto de boro cúbico policristalino. Nesse processo utiliza-se um gás inerte pressurizado, geralmente o argônio, com elevada temperatura ($\approx 1450^\circ C$ e $\approx 1600 \text{ Kg/cm}^2$). Isso conduz à deformação de partículas individuais e à ligação entre elas, apresentando as seguintes vantagens [27-28]:

- requer menor pressão, quando comparado ao método de prensagem à

quente.

- produz insertos sem anisotropia das propriedades mecânicas.
- pode ser usado na produção em massa de insertos com furo para fixação.
- redução da porosidade dos produtos.

A principal desvantagem está no custo, quando comparado à sinterização convencional [27].

Na literatura consultada [19-20-27-28], a única classe de insertos que é atualmente produzida por esse método é a cerâmica mista. Não obstante, segundo Furukawa, M. [28], essa tecnologia pode ser aplicada a outros materiais, tais como as cerâmicas óxidas e os sialons.

2.5.1.4 - PROPRIEDADES DOS INSERTOS CERÂMICOS

Apresenta-se a seguir, as propriedades dos insertos cerâmicos. As propriedades, aqui comentadas, são aquelas que visam atender aos requisitos listados na seção 2.5.

A) DUREZA

Conforme Nakayama, K. et al. [8], a dureza da aresta de corte deve ser, geralmente, três vezes maior que a dureza da peça. Para tornear aços com dureza superior a 60 Rc ($\approx$ 760 Hv), seria necessário, conforme a afirmação anterior, de uma ferramenta com dureza maior que 2200 Hv. Dos insertos cerâmicos, anteriormente relacionados, os que apresentam maior dureza, a temperatura ambiente, são as cerâmicas à base de alumina reforçada com whiskers e a cerâmica mista. A dureza desses insertos é da ordem de 2000 a 2200 Hv, respectivamente [19-20]. Entretanto, quando em trabalho sob alta temperatura, a dureza dos materiais em contato (peça-ferramenta) cai sensivelmente. A dureza a quente ($\approx$ 1000 $^{\circ}$ C) dos insertos acima mencionados está por volta de 900 Hv [19]. Por outro lado a dureza da peça também é reduzida. Portanto, o fato dos insertos cerâmicos não apresentarem dureza, medida à temperatura ambiente, compatível com as exigências do torneamento de aços endurecidos ($>$ 60 Rc) não deve ser considerado, isoladamente, como determinante da inviabilidade de tais materiais. Um

bom desempenho de insertos cerâmicos ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$) em operações de torneamento (acabamento) de aços com dureza superior a 60 Rc, já foi relatado [12]. Valores de dureza X temperatura, para alguns insertos cerâmicos e também de metal duro, podem ser vistos na figura 2.1.

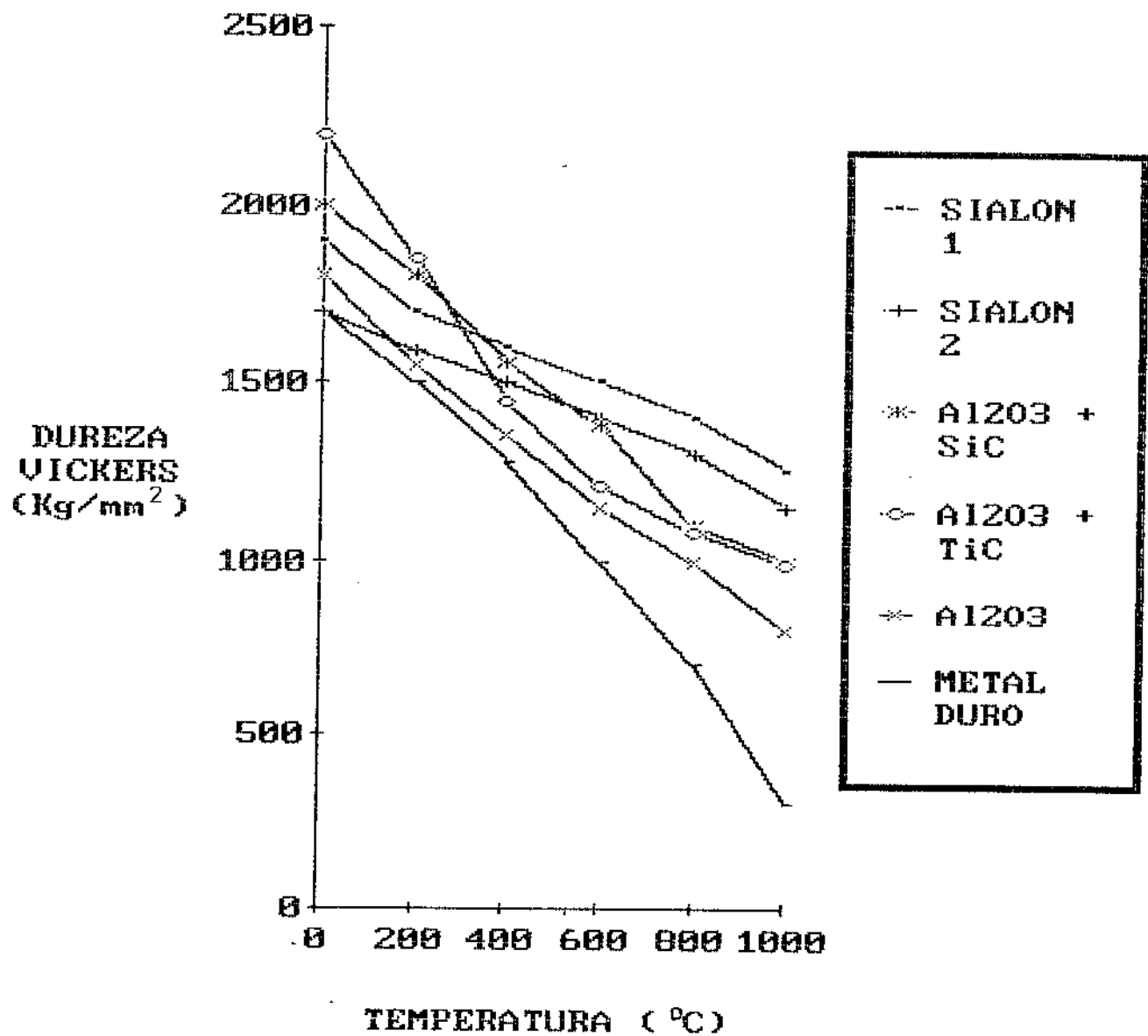


FIGURA 2.1 - Variação da Dureza com a Temperatura Para Diversos Materiais de Insertos (Cerâmicas e Metal Duro) [19].

B) RESISTÊNCIA MECÂNICA

As cerâmicas, de uma maneira geral, falham por fratura frágil. Isto é, apresentam deformação plástica negligenciável, antes da ruptura, para uma extensa faixa de temperaturas operacionais. A ruptura ocorre devido a propagação catastrófica de um defeito (trinca), quando sujeito a tensões suficientemente altas [29-30].

A determinação da resistência dos materiais cerâmicos é feita, geralmente, através de testes de dobramento. Esse teste é também conhecido como teste do "módulo de ruptura", mas esta expressão está fora de uso, apesar de ainda ser encontrada em algumas referências. A partir do teste de dobramento pode-se observar duas propriedades importantes: a resistência à ruptura transversal (medida em MPa) e a tenacidade à fratura [K_{Ic}], medida em $\text{MPa m}^{1/2}$ [29]. Um outro teste que também é empregado na determinação da tenacidade à fratura é o método de indentação. Uma excelente crítica sobre os ensaios de dobramento, aplicados às cerâmicas, foi feita recentemente por Quinn & Morrell [29].

O cálculo da resistência à ruptura, baseado exclusivamente nas forças interatômicas, indicaria que a resistência seria da ordem de 10% do módulo de elasticidade. Na prática, entretanto, os inserts cerâmicos comerciais têm resistência à ruptura de somente 1% deste valor, ou seja (0,01 de $E/10$ ou $E/1000$) [17]. Para explicar essa discrepância entre a resistência teórica e a resistência real emprega-se, geralmente, a sugestão de Griffith. Segundo esse pesquisador as imperfeições no material podem agir como concentradoras de tensão e que a separação de superfícies, na ruptura, acontece sequencialmente ao invés de ocorrer simultaneamente através da seção transversal. Uma consequência importante dessa teoria é que a resistência a fratura de sólidos frágeis tem uma natureza estatística, i.e., depende da probabilidade de que uma imperfeição, capaz de iniciar a fratura sob uma tensão específica aplicada, esteja presente. Esta é a principal explicação para o espalhamento dos resultados, normalmente encontrados para a resistência dos materiais cerâmicos [30].

A maneira mais usada para caracterizar a variabilidade da resistência dos materiais cerâmicos é a aplicação da teoria de Weibull. A hipótese do modelo de Weibull é que existe uma resistência

local associada a cada pequeno elemento de volume ou de superfície no corpo ensaiado. Então o risco de ruptura de cada elemento é integrado para todo o corpo, definindo a probabilidade de falha, (P), dada por:

$$P = 1 - \exp \left(- \int_v (\sigma/\sigma_0)^m dv \right)$$

onde, (σ) é a tensão num ponto dentro do corpo.

(σ_0) é a resistência característica (parametro normalizador).

(v) é o volume do corpo.

(m) é o módulo de Weibull, o qual caracteriza a largura da distribuição [29]. O módulo de Weibull é comumente fornecido pelos fabricantes de ferramentas. Quanto mais alto ele for, menor será a probabilidade de falha. A existência de uma relação entre a distribuição de falhas por fratura, durante testes de dobramento e testes de torneamento, baseada na mesma probabilidade da presença de imperfeições microestruturais em insertos cerâmicos, foi primeiramente proposta e estudada por Vigneau & Bordel [31]. Eles concluíram que o módulo de Weibull, calculado a partir dos ensaios de dobramento, pode ser usado para determinar a confiabilidade dos insertos cerâmicos em operações de torneamento.

Os insertos cerâmicos exibem alta resistência à compressão. A qual varia muito pouco com a variação de temperatura. O metal duro, por exemplo, apresenta alta resistência à compressão, porém ela decai sensivelmente quando a temperatura aumenta. Por outro lado, a resistência à tração dos materiais cerâmicos é muito baixa. Isto implica em usar insertos cerâmicos com ângulo de saída negativo, visando tirar vantagens da alta resistência à compressão [26]. A variação da resistência à compressão com a temperatura para o metal duro e a cerâmica (alumina) pode ser vista na figura 2.2.

Estudos mais aprofundados sobre as influências da composição química, da microestrutura e do processo de fabricação na resistência mecânica de materiais cerâmicos podem ser encontrados nas seguintes referências [22-23-25-28-32-33].

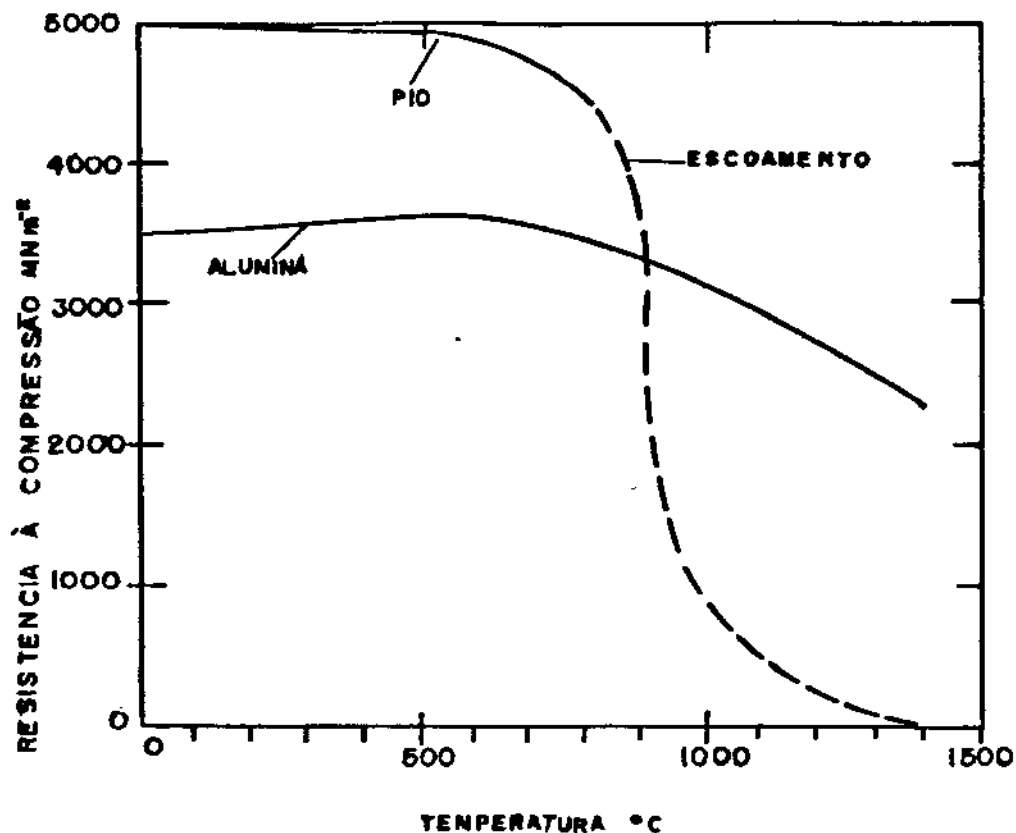


FIGURA 2.2 - Variação da Resistência à compressão com a Temperatura Para Insertos de Cerâmica (Alumina) e Metal Duro [27].

C) RESISTÊNCIA AO CHOQUE TÉRMICO

Os coeficientes de expansão térmica dos materiais cerâmicos variam sobre uma extensa faixa. Tipicamente, o comprimento de um tubo de 10 in aumenta por volta de 0,1 in quando aquecido a 1000 °C. Se o corpo é homogêneo e isotrópico, não surgirão tensões devido a essa expansão. Entretanto, se o corpo for impedido de expandir, por um suporte rígido e frio, por exemplo, podem surgir tensões térmicas. As quais são similares as de natureza mecânica. Uma outra maneira, pela qual podem surgir tensões térmicas num corpo, é devido ao gradiente de temperatura [30]. A resistência ao choque térmico é inversamente proporcional ao coeficiente de expansão térmica e diretamente proporcional à condutividade térmica [34].

Alterações bruscas de temperatura, corte interrompido, ou o uso intermitente de fluido refrigerante podem causar fraturas nos insertos cerâmicos. Como as primeiras cerâmicas (Al_2O_3 pura) apresentavam baixa resistência ao choque térmico, seu uso em operações de fresamento, por exemplo, nunca foi recomendado. Isto só veio a ser melhorado com a geração das cerâmicas mistas, com a adição de TiN e TiC [27]. Os insertos a base de nitreto de silício (Si_3N_4) possuem a maior resistência ao choque térmico, dentre todos os insertos cerâmicos comerciáveis, devido a sua boa condutividade térmica e baixo coeficiente de expansão.

D) RESISTÊNCIA À REAÇÕES QUÍMICAS

Em operações de usinagem onde ocorrem altas temperaturas na interface cavaco-ferramenta ou ferramenta-superfície usinada, o desgaste da ferramenta pode ocorrer devido a dois mecanismos: difusão e/ou dissolução química. Por outro lado, em temperaturas mais baixas, o mecanismo predominante passa ser a abrasão [35].

A alumina é o aditivo ideal para os insertos cerâmicos devido sua inatividade química. Isso pode ser demonstrado através do nível de energia livre, o qual é um bom indicador de quanto um material é inerte quimicamente. Quanto mais negativa for a energia livre, mais inerte ou resistente à corrosão será o material. Os insertos a base de nitreto de silício e a alumina reforçada com whiskers são mais reativos com o cobalto e o ferro. A reatividade do carboneto de silício com materiais ferrosos parece ser a razão pela qual os insertos de $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiCw}$ possuem baixo desempenho em aplicações com aços endurecidos [19-36]. Entretanto, desde que a deterioração predominante não seja o desgaste de cratera, mas sim a quebra da aresta, insertos de ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiCw}$) apresentam bom desempenho em aplicações de desbaste de aços endurecidos, devido suas boas propriedades mecânicas [13].

Pode-se dizer que os requisitos de um inserto cerâmico são exigências da aplicação em si. Ou seja, tipo de material a ser usinado, condições de corte e condições da máquina ferramenta. E que a capacidade em atender a esses requisitos é função direta de suas propriedades mecânicas, físicas, químicas e térmicas. E estas são dependentes da composição química, microestrutura e do processo de

fabricação.

As propriedades, anteriormente citadas, para insertos cerâmicos e para insertos de PCBN (sobre os quais será falado na seção seguinte) estão na tabela 2.1.

2.5.4 - INSERTOS A BASE DE NITRETO DE BORO CÚBICO

As cerâmicas a base de nitrogênio são substâncias de fórmula geral M_xN_y , onde M é um metal e N o nitrogênio. Elas frequentemente exibem extensas regiões de homogeneidades, apresentando uma solução sólida considerável. Elas comumente apresentam estrutura hexagonal ou cúbica, como por exemplo o nitreto de boro, o qual, na forma hexagonal, é altamente anisotrópico [24].

Em 1957, a forma cúbica do BN foi produzida por pesquisadores da General Electric, usando o mesmo aparato empregado na síntese do diamante [37]. Porém, somente em 1972 é que insertos de PCBN foram produzidos comercialmente [24]. A notação PCBN (nitreto de boro cúbico policristalino) será usada aqui, ao invés de CBN, para diferenciar os produtos antes e após a sinterização.

Os insertos de cerâmica são comercializados numa forma compacta, intercambiáveis, com opção de fixação por furo e com geometria e tolerâncias similares às do metal duro. Porém, ainda não são fabricados com quebra cavaco sinterizado. Já os insertos de PCBN também são intercambiáveis, isto é, seguem uma padronização quanto à geometria e dimensões. Entretanto, eles não possuem furo para fixação e nem quebra cavaco sinterizado. Uma outra forma comercial desses insertos são os "blanks" — que são uma forma inacabada de insertos — os quais são posteriormente cortados na geometria desejada, brasados numa base de metal duro ou de aço e posteriormente retificados para as dimensões finais. Existem diversas empresas que comercializam insertos de PCBN. As marcas mais conhecidas são o Borazon (GE) e o Amborite (De Beers).

2.5.4.1 - PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DO CBN

Grãos monocristalinos de CBN são atualmente produzidos por sintetização (sob alta pressão) ou por deposição iônica sob vapor ou por dupla exposição iônica [38-39-40].

Os processos baseados em deposição iônica são usados na produção de micro coberturas de CBN. Essas coberturas podem ser empregadas como dielétricos, dissipadores de calor, proteção contra desgaste e corrosão. Entretanto, essa tecnologia não é empregada para produzir grandes massas, como insertos para ferramentas de corte; e, por isso, seu estudo foge ao escopo deste trabalho.

A sintetização do CBN empregado na fabricação de ferramentas (matrizes para extrusão, insertos e grãos para ferramentas de usinagem) é feita sob pressões que variam de 4 a 13 GPa e temperaturas que variam desde a temperatura ambiente até 2000°C, com ou sem a ajuda de catalizadores. Wentorf, R.H. [37] reportou, num trabalho pioneiro, que o CBN foi obtido após o aquecimento do nitreto de boro hexagonal (HBN) a uma temperatura de 1800 °C e pressão de 85.000 atm. Ainda nesse experimento, os menores valores de pressão e temperatura, usados para a formação do material cúbico, foram em torno de 1350 °C e 62000 atm.

Em 1960, Wentorf, R. H. [41], publicou um trabalho mais completo, onde apresentou mais detalhes sobre a sintetização do CBN. Nesse trabalho o autor realizou experimentos na região de 100.000 atm e 2000 °C e os mesmos catalizadores usados na síntese do diamante (ferro, níquel, manganês) porém não conseguiu produzir o BN na forma cúbica. Mas ao usar outros catalizadores (lítio e magnésio foram os melhores) — misturados ao boro na forma de nitretos — foi possível produzir o CBN, sob pressões e temperaturas por volta de 45.000 atm e 1700 °C. Porém, a qualidade dos cristais foi prejudicada. Ainda segundo Wentorf, R.H. [41], o tamanho do cristal formado depende da temperatura e pressão da reação. A cor dos cristais de CBN formados em 50.000 atm e 1700 °C, usando nitretos como catalizadores, é o amarelo. A adição de um pequeno excesso de boro altera a cor para marrom escuro ou preto. Nenhum cristal com estrutura tipo wurtizita (w-BN) foi observado.

A transformação direta, i.e., sem catalizadores, da forma hexagonal tipo grafita (g-BN) para formas mais densas — cúbica, tipo esfarelita, (z-BN) ou hexagonal, tipo wurtizita, (w-BN) — foi anunciada em 1963 (Bundy & Wentorf) [42]. Nesse trabalho, os autores comprimiram uma amostra de nitrato de boro (quase pura) à temperatura ambiente. Eles descobriram que a transformação para uma fase mais densa ocorreu sob pressões acima de 12,5 GPa, mas a forma resultante foi a wurtizita (w-BN) e não a esfarelita (z-BN). Mas ao manter a amostra sob pressão de 14 GPa por 3 minutos à temperatura ambiente, metade do material transformado tinha estrutura tipo wurtizita. Conforme os autores, sob baixas temperaturas a wurtizita é a forma predominante. Já em temperaturas mais altas, 3000 a 4000 °C, a esfarelita é preponderante. A partir dos trabalhos mencionados anteriormente, apareceram outros; e diferentes valores de temperatura e pressão foram relatados. Os mais interessantes foram os seguintes:

WAKATSUKI, M. et al. [43]

- síntese do CBN, a partir de pós de HBN, com completa sinterização.
- pressões (6 a 6,6 GPa) — temperaturas (1200 a 1450 °C)
- tempo 15 min.

Segundo os autores, a pressão e temperatura necessárias à síntese dependem do tipo de material (HBN) utilizado. Pós com partículas menores que 1µm e baixa cristalinidade são mais adequados para tal propósito.

SAWAOKA, A [44]

- síntese do CBN utilizando a tecnologia de compressão por choque.

Nesse trabalho, g-BN em pó (partículas de 10 a 100 µm) foi misturado com pó de ferro na taxa de 1:9 em peso. Essa mistura foi compactada num tubo de cobre. O tubo foi encapsulado com um explosivo. A detonação gerada foi transferida para a mistura via parede de cobre. A pressão máxima estimada foi em torno de 30 GPa. Aproximadamente 60% do g-BN foi transformado em w-BN. Não houve transformação de g-BN em z-BN; isso se deve ao processo de síntese empregado (compressão por choque ao invés de compressão estática). O w-BN, assim obtido, foi recuperado e sinterizado sob pressão de 6,7 GPa, aplicada inicialmente a temperatura ambiente, e depois aquecido a

1600 °C por 15 min. A massa policristalina resultante apresentou 20% de w-BN e 80% de z-BN, com densidade teórica e dureza extremamente alta.

Alguns processos relatados na literatura especializada são realizados somente em laboratório. Na produção em massa, eles possuem particularidades, como por exemplo o valor exato da temperatura e da pressão e o tipo de catalizador (se empregado), que não são divulgados pelos fabricantes. Parece que as aplicações de pressões estáticas (5 a 10 GPa) e temperaturas na ordem de 1500 °C e o uso do nitreto de lítio como catalizador seja uma prática comum, como reportado por Sorrel & McCartney [24] e Heath, P.J. [45].

2.5.4.2 - PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DO PCBN

Os grãos de CBN obtidos após a sintetização, são selecionados e então sinterizados, obtendo-se uma grande massa policristalina. Isso é necessário porque os insertos para ferramentas de geometria definida requerem uma massa maior — quando comparados, por exemplo, aos grãos abrasivos empregados nos rebolos. Os produtos atualmente comercializados, possuem outro material como segunda fase. Esse material pode ser um metal (geralmente o cobalto) ou uma cerâmica (TiC ou TiN) ou o próprio nitreto de boro na forma hexagonal (w-BN). A proporção dessa segunda fase, assim como sua composição, variam conforme as propriedades requeridas pelo produto. A temperatura usada na sinterização varia de 1500 a 1600 °C. Ao mesmo tempo a aplicação de pressão deve ser suficiente para evitar a reversão espontânea da forma cúbica para a forma hexagonal. A pressão também ajuda na consolidação, por gerar uma força motriz na forma de regiões tensionadas onde as partículas se tocam e não dependem da energia de superfície para a sinterização. A pressão necessária está na faixa de 5 a 7 GPa. Dessa forma os insertos sinterizados são obtidos em condições semelhantes às usadas na sintetização, consequentemente aumentando o custo final [46-47].

O pó de CBN misturado com o material usado como segunda fase, podem ser sinterizados *in situ* sobre uma base de metal duro (WC - Co). A espessura da camada de PCBN varia, comercialmente, de 0,5 a 0,7 mm.

Esse material assim produzido, ainda não se encontra na forma acabada. Portanto, deverá ser cortado, próximo à geometria desejada, brasado e retificado para as dimensões finais [45].

O corte pode ser feito por eletroerosão ou laser. A brasagem pode ser feita diretamente sobre o porta insertos ou sobre um inserto de metal duro, sendo posteriormente fixado mecanicamente. O passo seguinte é a retificação. São empregados rebolos diamantados, devido a alta dureza do material a ser retificado. É prática comum a realização de um pequeno arredondamento ($r = 0,05 \text{ mm}$) sobre a aresta para remover a avaria produzida pelo processo de corte [45].

Uma outra maneira de sinterizar os insertos de PCBN é através da consolidação da mistura de pós sem o substrato, formando assim uma peça inteiriça. Posteriormente essa peça é cortada por laser — não sendo possível cortá-la por eletroerosão devido a sua baixa condutibilidade elétrica — e retificada para a geometria final. Dessa maneira, produz-se insertos intercambiáveis, com dupla face, conforme padronização ISO [48].

A qualidade dos grãos obtidos na sinterização do CBN, o tipo de material empregado como segunda fase e as condições de sinterização são determinantes das propriedades do PCBN.

2.5.4.3 - PROPRIEDADES DO PCBN

As propriedades aqui consideradas serão as mesmas que foram relacionadas para os insertos cerâmicos. Como já mencionado na seção anterior, as propriedades do PCBN são dependentes do seu processo de fabricação como um todo. Por isso, a designação PCBN não é suficiente para comportar os diversos tipos encontrados, principalmente no que se refere ao material utilizado como segunda fase. Sendo necessário, portanto, uma padronização para melhor facilitar a utilização e comercialização de tais produtos. Por isso as diferenças de propriedade serão aqui reportadas baseando-se nas marcas comerciais.

A) DUREZA

A escala de dureza Mohs é uma escala relativa; baseada na capacidade de um material riscar outro. Nessa escala, o diamante

monocristalino é o material mais duro, com o valor de 10. O óxido de alumínio tem o valor 9, e o nitreto de boro cúbico está entre eles. A dureza Knoop foi construída em função do grau de penetração de um material mole por outro mais duro. Um material com grande número Knoop é mais duro que o material com número menor. O diamante tem por volta de 7000 e o CBN fica em torno de 4700 (kg/mm^2) [49]. Entretanto, a dureza dos insertos de PCBN são inferiores a do CBN monocristalino e varia conforme o conteúdo de CBN presente no inserto. A variação da dureza (Vickers) com o conteúdo de CBN (%) pode ser vista na figura 2.3. Pode-se observar que o aumento da dureza é diretamente proporcional ao aumento da percentagem de CBN.

A dureza a quente ($\approx 1000^\circ\text{C}$) dos insertos de PCBN é superior aos insertos cerâmicos comerciais, ver figura 2.4. Nessa figura ainda estão incluídas as curvas (dureza X temperatura) para o diamante policristalino, o metal duro, ligas fundidas, aço rápido e aço ferramenta.

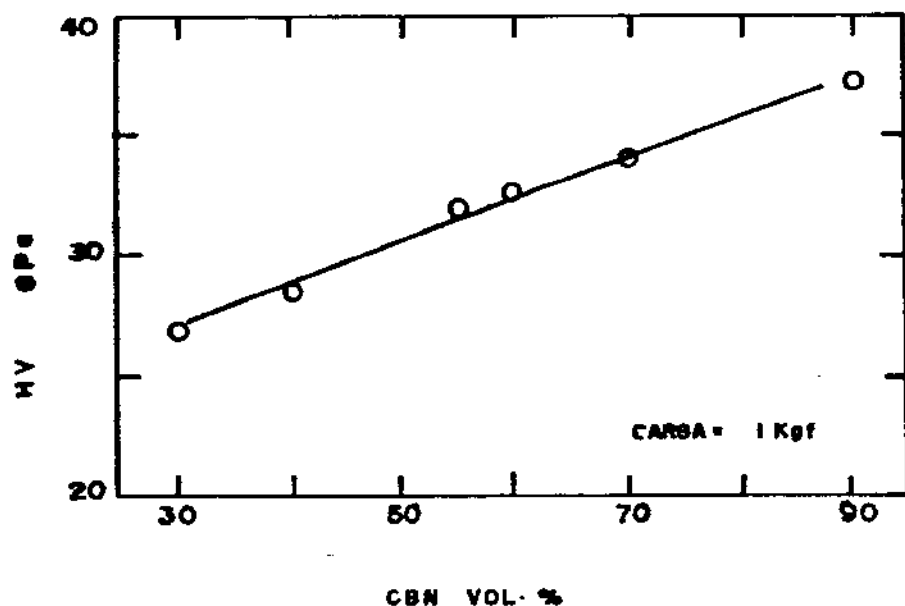


FIGURA 2.3 - Variação da Dureza Com a Percentagem de CBN [13].

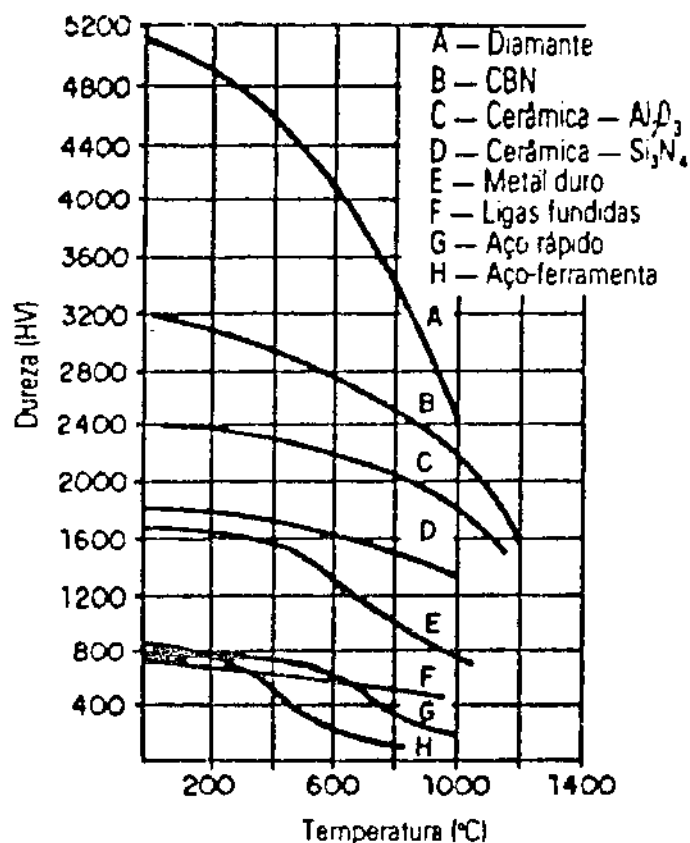


FIGURA 2.4 - Variação da Dureza com a Temperatura Para Diferentes Materiais de Ferramenta [50].

B) RESISTÊNCIA MECÂNICA

Conforme Pipkin, N. J. et al [51], devido a efetividade do processo de fabricação do Amborite, o caminho da trinca, quando tal material é fraturado, tem ruptura transgranular e não ao longo da fronteira partícula-partícula, como é comum acontecer no metal duro e nas cerâmicas. Sendo assim, a resistência e a tenacidade à fratura desse material é basicamente determinada pelas partículas de CBN nele contidas. Amborite é o nome comercial de um dos insertos de PCBN

fabricados pela De Beers. Ele é sinterizado juntamente com um metal para formar uma segunda fase cerâmica. Os insertos de Amborite são inteiriços, i.e., não possuem substrato de metal duro.

Valores de tenacidade (K_{Ic}) da ordem de $10 \text{ MPa m}^{1/2}$ — bem próximos ao metal duro e superiores às cerâmicas — têm sido reportados para o Borazon com alto teor de CBN (90 a 95%) [13]. Borazon é o nome comercial do PCBN da General Electric, e para esse teor de CBN, ele é sinterizado juntamente com um metal (cobalto).

Em 1978, Claussem & Pilyankevich [52], reportaram que apesar de sua estrutura hexagonal o "w-BN" tem diversas similaridades com a estrutura cúbica do BN (z-BN), tais como: densidade e dureza. Quando em operação sua tenacidade é maior que o "z-BN". Segundo esses autores, insertos de "z-BN" apresentaram uma vida bem menor quando comparados aos insertos contendo "w-BN", em operações de corte interrompido. A razão disso, segundo eles, é o aumento da tenacidade devido a indução de tensão por transformação de fase (w-BN $\rightarrow$ g-BN), análogo ao que ocorre nos insertos cerâmicos de alumina + zircônia.

Entretanto, isso foi posteriormente contestado por Wentorf, R. H. et al. [47], num artigo publicado na revista Science em 1980. Segundo eles a explicação de Claussen & Pilyankevich até pode ser válida, mas a vida mais longa dos insertos de wurtizita pode ser devido à lubrificação gerada pela forma macia do nitreto de boro (g-BN), quando transformada a partir da wurtizita, pois ela é menos estável que a forma cúbica, com respeito à transformação para a forma grafítica. E ainda existe o efeito da granulometria e a diferença no sistema de fratura dos dois componentes. O que se pode acrescentar a isso é que atualmente existem insertos, comercializados pela Wurbon, com alto teor de HBN (supostamente w-BN), além do CBN. O valor da tenacidade a fratura de tais insertos, reportados por esse fabricante, chega até $22 \text{ MPa m}^{1/2}$ (para uma composição de 20% de HBN + 80% de CBN).

A dificuldade em conseguir corpos de prova no tamanho padronizado — devido as dimensões limitadas dos produtos de PCBN — faz com que os valores das propriedades mecânicas de tais materiais, frequentemente encontradas em catálogos, sejam passíveis de questionamento. Por isso, os valores apresentados na tabela 2.1, relativos ao PCBN, devem ser interpretados apenas como indicadores da

ordem de grandeza e não como valores exatos.

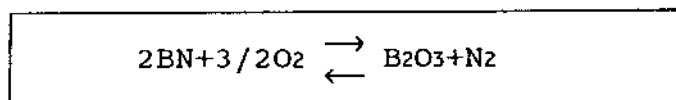
No tocante a outras propriedades mecânicas, p. ex., a resistência à ruptura transversal e a resistência à tração, pode-se dizer que os insertos de PCBN são superiores aos de cerâmica, porém não muito. Por exemplo, o valor de 0,57 Gpa de resistência à ruptura transversal do Amborite, reportado por Pipkin, N. J. et al [51], é estranhamente inferior aos valores (0,5 a 1,05) de diferentes insertos cerâmicos; como reportado por Burden, J.S. et al. [32]. Essas diferenças podem ser explicadas, a princípio, pelo tipo de ensaio empregado e pelas dimensões do corpo de prova, os quais não foram mencionados por Burden, J.S. et al.

C) RESISTÊNCIA AO CHOQUE TÉRMICO

Na literatura pesquisada, não foi encontrado nenhum trabalho que mencionasse valores ou figuras de mérito, para insertos de PCBN. Mas baseando-se em suas propriedades térmicas (coeficiente de expansão e condutividade térmica) pode-se dizer que a resistência de tais materiais, com maior teor de CBN, é consideravelmente alta. Porém, para insertos com alto teor de cerâmica (TiC ou TiN) como segunda fase, espera-se uma resistência inferior. Pois a condutividade térmica desses últimos é bem inferior a dos primeiros ($\approx 50\%$).

D) RESISTÊNCIA A REAÇÕES QUÍMICAS

As propriedades mecânicas e térmicas do diamante policristalino são bem superiores as do PCBN. Entretanto, quando se trata da usinagem de materiais ferrosos, devido a alta temperatura envolvida ($\approx 1000^\circ\text{C}$) o diamante reage com o ferro; tornando inviável sua aplicação na usinagem de tais materiais. Por sua vez o PCBN não reage com o ferro. O BN presente no PCBN reage com o oxigênio em altas temperaturas, formando o óxido de boro, conforme reação abaixo:



entretanto o óxido de boro forma uma película protetora, impedindo o prosseguimento da reação [49].

No trabalho realizado por Narutaki & Yamane [14], foi feito um teste de difusão, juntamente com testes de usinagem (temperatura e desgaste). Eles concluíram o seguinte: "a possibilidade de difusão dos insertos de PCBN é razoavelmente baixa, uma vez que a temperatura é baixa, quando comparados aos insertos de metal duro, e os grãos de CBN não reagem com o ferro". Os autores concluíram também que o desgaste extremamente alto dos insertos de PCBN no torneamento de peças com baixa dureza, parece depender do método de sinterização e não é uma característica pertinente ao CBN.

Em operações de usinagem, além da preocupação em escolher o material mais adequado para o inserto, baseando-se nas propriedades, cuidados quanto a geometria, pré-operações, fixação e manuseio são imprescindíveis — como será visto na próxima seção — visando obter uma boa performance dos insertos de PCBN como também dos de cerâmica.

TABELA 2.1 - Coletânea de Propriedades dos Insertos Cerâmicos e de PCBN, Baseada em Diferentes Fontes [13-19-35].

PROPRIEDADES	MATERIAL DO INSERTO				
	Al2O3 + ZrO2	Al2O3 + TiC	Al2O3 + SiCw	SIALON	PCBN
DENSIDADE (g/cm ³)	3,9	4,2	3,7	3,2	3,1
DUREZA HV (20 °C)	1700	1900	2000	1600	4500
TENACIDADE À FRATURA (MPa m ^{1/2})	5,0 a 8,0	3,5 a 4,5	4,5 a 8,0	4,5 a 6,0	10
RESISTÊNCIA A RUPTURA TRANVERSAL (MPa)	700 a 900	600 a 850	550 a 750	700 a 900	----
MODULO DE WEIBULL	----	4,5	13	5,0	----
CONDUTIVIDADE TÉRMICA (W/m °C)	8	12	32	23	100
COEFICIENTE DE EXPANSÃO TÉRMICA	8,5	8	----	3,2	5

2.6 - PECULIARIDADES NO USO DOS INSERTOS DE CERÂMICA E PCBN

Os fabricantes de insertos cerâmicos e de PCBN, assim como a literatura especializada, fazem recomendações quanto a aplicação de tais produtos, aqui, elas foram agrupadas da seguinte maneira:

- quanto à geometria da ferramenta
- quanto ao tipo de porta insertos
- quanto ao início e término do corte

A) GEOMETRIA DA FERRAMENTA

ÂNGULO DE SAÍDA: comumente usa-se valores negativos. A geometria negativa coloca a ponta da ferramenta sob ação de compressão e elimina a formação de trincas devido à tração. Também é de prática comum o uso de arestas de corte chanfradas, como medida de proteção [27].

ÂNGULO DE FOLGA: a preocupação quanto ao ângulo de folga, deve-se ao fato da predominância do desgaste da superfície de folga no processo de deterioração da ferramenta, quando em condições normais de corte. Ele deve ser suficientemente grande para evitar o atrito da ferramenta com a peça. Entretanto, esse valor não deve ser exagerado, para prevenir-se contra o enfraquecimento da aresta de corte [27].

ÂNGULO DE POSIÇÃO: O fator que limita esse ângulo é a geometria da peça. Entretanto, Vigneau, J & Boulanger, J. [12], recomendam um ângulo de posição igual a 45° , quando da usinagem de uma liga de níquel (inconel 718) com insertos cerâmicos. O objetivo do uso desse ângulo é evitar o desgaste de entalhe. Os fabricantes de insertos cerâmicos fornecem porta-ferramentas para torneamento externo e interno, com esse ângulo variando entre 45° a 107° .

ÂNGULO DE PONTA: deve se dar atenção especial a esse ângulo em operações de desbaste. Ângulos de ponta pequenos enfraquecem a ponta da ferramenta, diminuindo a vida em operações severas. No torneamento de aços endurecidos, por exemplo, deve se dar preferência a insertos quadrados e redondos, ao invés de triangulares [10]. Entretanto, em operações de copiagem, às vezes torna-se imprescindível o uso de ângulos pequenos.

B) PARÂMETROS DE CORTE

Valores de velocidade, avanço e profundidade de corte para a usinagem de diversos materiais são largamente encontrados na literatura. Entretanto, para o caso específico do torneamento de aços endurecidos, tais valores ainda são escassos e muitas vezes quando obtidos, não representam valores otimizados. Os valores ideais, do ponto de vista tecno-econômico, devem ser obtidos através da realização de experimentos delineados por condições reais. Não obstante, as informações obtidas através dos catálogos de fabricantes de ferramentas podem ser valorosas num primeiro passo para a otimização.

Os valores encontrados na tabela 2.2 são uma coletânea feita em diversos catálogos de fabricantes, dentre eles: De Beers, Sandvik, General Electric e SPK-Feldmüller; [48-53-16-54], respectivamente. Esses valores são, na verdade, uma faixa de valores para o torneamento de aços endurecidos (dureza superior a 60 Rc).

O uso de fluido refrigerante, depende da classe da cerâmica que está sendo utilizada. Para cerâmicas com baixa condutividade térmica não se recomenda o uso de fluido refrigerante. Para os insertos de PCBN, pode se realizar corte refrigerado, entretanto, quando o calor gerado não compromete a qualidade final da peça, o corte a seco é preferível. Em operações de fresamento não se deve usar refrigerantes [16-48-53-54].

TABELA 2.2 - Parâmetros de Corte Recomendados Para Operações de Torneamento de Aços Endurecidos (dureza superior a 60 RC), Usando Insertos de PCBN e Cerâmica.

OPERAÇÃO	PARÂMETROS DE CORTE		
	VELOCIDADE (m/min)	AVANÇO (mm/v)	PROFUNDIDADE mm
ACABAMENTO	100 a 150	0,05 a 0,10	0,20 a 0,50
DESBASTE	60 a 100	0,20 a 0,50	1 a 2

C) *PORTA INSERTOS*

Em aplicações severas, como no caso do torneamento de aços endurecidos, por exemplo, deve-se usar porta insertos rígidos, com fixação por grampo, preferencialmente. As dimensões da seção transversal do cabo deve ser no mínimo de 25 X 25 mm. Os calços empregados devem ser de metal duro. A superfície para apoio deve ser retificada para permitir uma maior área de contato com o inserto. O balanço do inserto em relação ao calço deve ser mínimo ($\approx 0,3$ mm). O grampo utilizado para fixar o inserto deve ser revestido, com camadas duras ou através da brasagem de um metal duro, para evitar a abrasão dos cavacos, quando utilizado em operações severas. O balanço do porta insertos, após fixado na torre do torno, deve ser o menor possível.

D) *INÍCIO E TÉRMINO DO CORTE - CUIDADOS A SEREM TOMADOS*

Devido à fragilidade, pertinente a esses materiais, principalmente as cerâmicas, alguns cuidados extras devem ser tomados quanto ao início e término do corte. Tais cuidados geralmente são dispensáveis quando se usa ferramentas mais tenazes como por exemplo o metal duro e o aço rápido. Eles são recomendados pelos fabricantes de insertos, em especial dos de cerâmica [54].

INÍCIO DO CORTE

Deve-se realizar um pré-chanfro para corrigir os desvios radial e axial da peça bruta, o que pode ser feito com o inserto designado para executar a operação ou com uma ferramenta auxiliar. Vigneau & Bordel [55], fizeram um estudo sobre o valor do ângulo desse chanfro. Segundo eles ele não deve coincidir com o ângulo de posição da ferramenta, o que pode causar uma falha prematura do inserto. Ver figura 2.5.

TÉRMINO DO CORTE

O término brusco do corte deve ser evitado, pois também pode levar à quebra do inserto. Isso pode ser evitado da seguinte maneira:

- no que diz respeito a operações de faceamento que terminam em furo, deve-se encerrá-la antes que a ferramenta atinja o mesmo. O restante do material deve ser removido numa operação posterior de torneamento interno. Ver figura 2.6.

- em operações de torneamento longitudinal, também se deve parar a ferramenta antes da saída. O material remanescente também será removido em operações subsequentes. E em muitos casos, uma redução pela metade, do valor do avanço, já é suficiente para prevenir a quebra. Ver figura 2.7.

Shaw, M.C. et al. [56], estudaram o fenômeno do descarregamento brusco da ferramenta no término do corte. Eles concluíram que a tendência à fratura é devida a formação de um "pé", acompanhado pelo aumento abrupto de tensão na ponta da ferramenta. Ainda segundo eles, a redução do avanço, para evitar a quebra prematura, não é uma boa solução, do ponto de vista da produtividade. E a melhor solução é alterar o ângulo de saída da peça. Isso pode ser feito, por exemplo, em operações preliminares de usinagem ou no forjamento ou fundição, através das matrizes.

Será mostrado a seguir o delineamento dos experimentos, como também os materiais e equipamentos utilizados neste trabalho. A escolha das ferramentas (material e geometria), dos parâmetros de corte e a configuração do corpo de prova foi baseada nas considerações apresentadas neste capítulo.

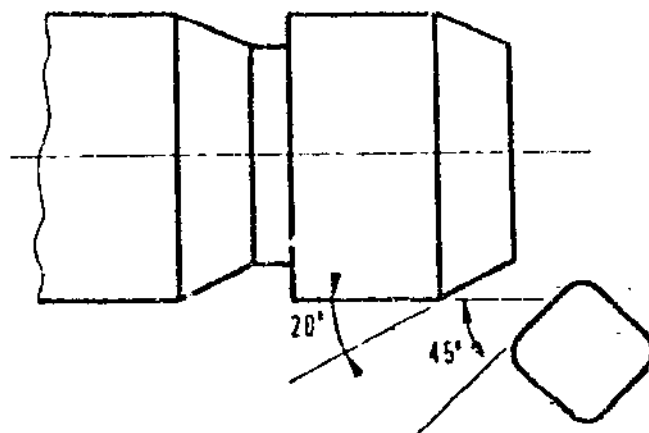


FIGURA 2.5 - Execução do Pré-CHANFRO Para Evitar Quebras Prematuras da Aresta de Corte [55].

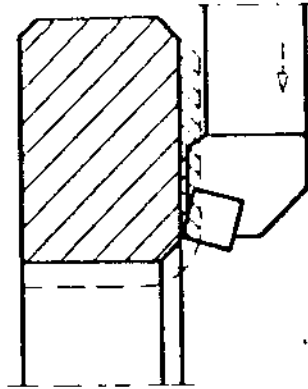


FIGURA 2.6 - Término da Operação de Faceamento Antes de Atingir o Furo [54].

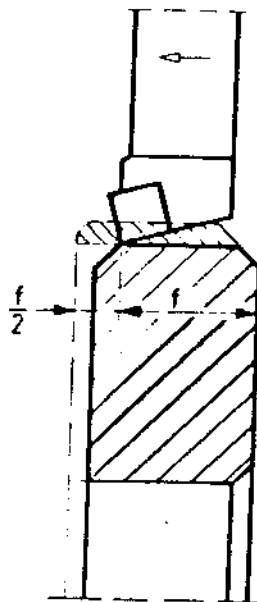


FIGURA 2.7 - Término da Operação de Torneamento Longitudinal Antes da Saída da Ferramenta [54].

3 - EQUIPAMENTOS, MATERIAIS & PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 - EQUIPAMENTOS

TORNO: CNC Cosmos 30 - Romi — este torno foi usado na preparação dos corpos de prova (estado recozido) e em todos os ensaios (estado temperado-revenido)

RUGOSÍMETRO: Surftest 211 - Mitutoyo — o rugosímetro foi aferido e calibrado antes do início das mensurações. O parâmetro cut-off foi ajustado em 0,8 para todas as leituras.

MICROSCÓPIO ÓTICO: ZKM 01-250-C - CARL ZEISS JENA - utilizado nas medições dos desgastes e inspeções prévias das ferramentas.

BANCO METALOGRÁFICO: NEOPHOT - 32 — CARL ZEISS - utilizado nas fotografias dos desgastes dos insertos e fotomicrografias da estrutura dos corpos de prova.

MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA: STEREOSCAN S-4-10 — CAMBRIDGE utilizado nas fotografias dos cavacos.

DURÔMETRO: ROCKWELL GNEHM - 150 UR — ALBERT GNEHM - empregado na medição das durezas (escalas Rc e Rb).

MAQUINA DE MEDIÇÃO POR COORDENADAS: MICROVAL - BROWN & SHARPE

3.2 - MATERIAIS

A) - *Insertos*

Foram utilizados dois tipos de materiais: cerâmica e PCBN. As cerâmicas utilizadas foram:

1- $Al_2O_3 + TiC$ -CC .650- Sandvik

2- $Al_2O_3 + SiC$ -CC 670- Sandvik

os CBN's foram os seguintes:

1- PCBN sinterizado sobre base de metal duro (CBN mais ligante metálico) - BZN 6000 - General Eletric — denominado aqui PCBN1

2- PCBN inteiriço (CBN mais cerâmica) -Amborite - De Beers — denominado aqui PCBN2

3- PCBN sinterizado sobre base de metal duro e depois brasado sobre um inserto de metal duro comercial (CBN mais ligante metálico) - BZN 6000 - General Eletric — denominado aqui PCBN3

A geometria e dimensões dos insertos estão descritas nas tabelas referentes as condições de corte e "Insumos" em cada item da seção 3.3 (procedimentos experimentais) e estão de acordo com as especificações ISO 1832/1985. Para maiores informações, p. ex. propriedades, composição química, etc., ver itens 2.5.1 e 2.5.4 deste trabalho.

B) Porta Insertos

Os porta insertos utilizados neste trabalho, incluindo o dinamômetro, estão de acordo com especificação ISO 5608/1980 (CSRNL 2525 & CRSNL 2525), a geometria final — após montagem dos insertos — é a seguinte:

ângulo de saída (γ_o) = -6°

ângulo de folga (α_o) = 6°

ângulo de inclinação da aresta (λ_s) = -5°

ângulo de posição (κ) = 75°

raio de ponta (r_e) - ver especificação do inserto nas tabelas referentes as condições de corte e "INSUMOS"

chanfro da aresta (T) - ver nas tabelas referentes as condições de corte e "INSUMOS"

C) Corpo de Prova

Para os ensaios realizados neste trabalho utilizou-se dois materiais para corpos de prova: aço ABNT M2 e ABNT 52100, aqui denominados peças. Elas foram pré-usinadas a partir do material fornecido em barras (ϕ 2 1/2" x 3m) laminadas e recozidas. O perfil da peça, assim como todas as suas dimensões, foram idealizados obedecendo as condições práticas, e.g., o cone (ϕ 59 x ϕ 34 x 22mm) permite sempre uma saída progressiva da ferramenta, conforme já mencionado na seção 2.6 desta dissertação (ver desenho da peça no anexo A). Após, foi realizado o tratamento térmico (têmpera seguida de revenimento) para atingir a dureza pretendida. A fixação da peça foi feita por placa de três castanhas. A composição química, a microestrutura original, a microestrutura resultante, as condições de tratamento térmico e o perfil radial de dureza, para ambos os materiais, estão no anexo B.

3.3 - PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.3.1 - Preliminares

Antes do início de cada experimento, os seguintes passos preparatórios foram executados:

a) máquina ferramenta

O torno foi aquecido, por aproximadamente 15 minutos, antes do início de cada ensaio. Isto foi feito através do giro da placa e da movimentação do carro porta ferramentas nas velocidades e curso de teste.

b) ferramentas

Os insertos, assim como seus respectivos suportes foram inspecionados antes da montagem dos mesmos. No caso do dinamômetro, a ponte amplificadora foi ligada 15 minutos antes do início de cada ensaio e calibrada (ajuste de zero) após cada passada. Os porta insertos foram fixados com o menor balanço possível (mínimo necessário para trocar o inserto).

c) peças

Em todos os ensaios as peças foram chanfradas (visando eliminar os desvios radial e axial) para facilitar a entrada da ferramenta. Nos ensaios do item 3.3.3 as peças foram "limpas" i.e., torneadas com pequena profundidade de corte para correção do desvio radial e remoção de carepas provenientes do tratamento térmico. Os chanfros, como também a limpeza das peças foram realizados com insertos cerâmicos não utilizados nos experimentos.

A parte experimental aqui delineada está dividida em seis partes interligadas para possibilitar comparações e conclusões em comum. os seis tópicos para experimentação foram os seguintes:

- 1) - rugosidade superficial;
- 2) - forças de corte & potência elétrica do motor principal;
- 3) - comparação (vida) dos insertos de cerâmica e PCBN1;
- 5) - tipo de deterioração da ferramenta;
- 6) - tipo e forma do cavaco.

3.3.2) - ESTUDO DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL

Os ensaios realizados neste item têm dois objetivos:

- 1º) Estudar a influência do tratamento térmico (sob o ponto de vista da dureza) de dois aços — ABNT M2 e ABNT 52100 — sobre a rugosidade superficial.
- 2º) verificar a influência do raio de ponta e do fluido de corte na rugosidade superficial, quando do torneamento do aço ABNT M2 endurecido.

3.3.2.1) - ESTUDO DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL DOS AÇOS RECOZIDOS X TEMPERADOS

tabela 3.1 - Condições de Corte Para Execução dos Experimentos Delineados nos Ítens 3.3.2.1 e 3.3.3 (objetivo 3)

PARÂMETROS DE CORTE	CONDIÇÕES	
	DESBASTE	ACABAMENTO
VELOCIDADE DE CORTE (m/min)	80	120
AVANÇO (mm/v)	0,20	0,08
PROFUNDID. DE CORTE (mm)	1,0	0,5
INSERTO	SNGN 120716-T! (Al2O3 + SiC)	RNGN 120400-T! (Al2O3 + TiC)
PORTA INSERTO	DINAMOMETRO G. NEGATIVA	CRSNL 2525-M12
FLUIDO DE CORTE	NÃO	NÃO

T! CHANFRO 0,10MM X 20°

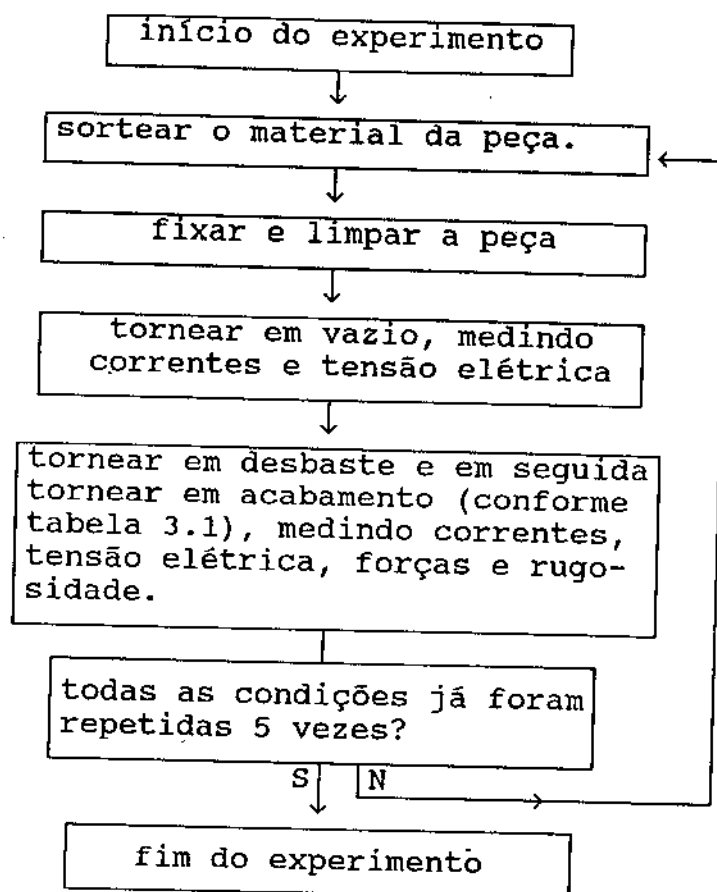


FIGURA 3.1 - procedimento para realização dos experimentos relativos aos itens 3.3.2.1 e 3.3.3 (objetivo 3)

TABELA 3.2 - Insumos para o item 3.3.2.1

aço ABNT 52100-E (pçs)		aço ABNT M2 (pçs)		cerâmica RNGN 120400 (arestas)
temperado	recozido	temperado	recozido	
05	05	05	05	20

3.3.2.2) - INFLUÊNCIA DO RAI0 DE PONTA E DO USO DE FLUIDO DE CORTE NA RUGOSIDADE SUPERFICIAL

A influência do raio de ponta da ferramenta, assim como do avanço, pode ser demonstrada geometricamente (valor teórico). Entretanto seu valor real é, na maioria das vezes, bem diferente do valor calculado. No torneamento de aços endurecidos alguns autores [5-8], têm reportado que o valor real da rugosidade é bem próximo ao valor teórico. Sendo assim, os ensaios realizados neste ítem visam à observação desta afirmação — no torneamento do aço ABNT M2 quando da variação do raio de ponta da ferramenta e do uso e não uso de fluido de corte. A influência do avanço poderá ser observada quando da execução dos ensaios do ítem 3.3.4.1.

tabela 3.3 - Condições de Corte Para execução do experimento 3.3.3.2

PARÂMETROS DE CORTE	CONDIÇÕES					
	1	2	3	4	5	6
RAIO DE PONTA (mm)	0,8	0,8	1.2	1,2	6,35	6,35
FLUIDO DE CORTE *!	SIM	NÃO	SIM	NÃO	SIM	NÃO
INSERTO @	SNGN 120408 T!		SNGN 120412 T!		RNGN 120400 T!	
PORTA INSERTO	CSRNL 2525 M12				CRSNL 2525 M12	
VELOCIDADE DE CORTE (m/min)	120					
AVANÇO (mm/v)	0,08					
PROFUNDIDADE DE CORTE (mm)	0,5					

*! FLUIDO DE CORTE UTILIZADO: ÓLEO + ÁGUA (1/20)

T! CHANFRO 0,10mm X 20°

@ MATERIAL DOS INSERTOS : Al₂O₃ + TiC

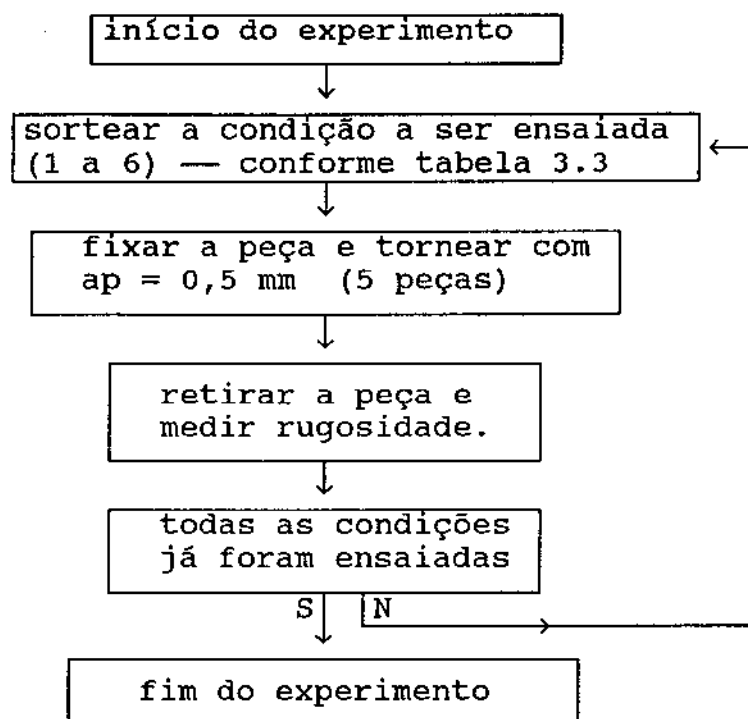


FIGURA 3.2 - Procedimento Para Realização do Experimento Delineado no Ítem 3.3.2.2

TABELA - 3.4 - Insumos para o ítem 3.3.2.2

aço ABNT M2 (temperado) (pçs)	cerâmica SNGN 120408 (arestas)	cerâmica SNGN 120412 (arestas)	cerâmica RNGN 120400 (arestas)
30	10	10	10

3.3.3) - FORÇAS DE CORTE E POTÊNCIA ELÉTRICA

OBJETIVOS: (1) - avaliar a influência do avanço sobre as forças de corte e avanço no torneamento do aço ABNT M2 (endurecido).

(2) - avaliar a influência da velocidade sobre as forças de corte e avanço no torneamento do aço ABNT M2 (endurecido).

(3) - estudar o efeito do tratamento térmico (sob o ponto de vista da dureza) de dois aços [ABNT M2 e ABNT 52100] sobre as forças de corte e avanço e na potência de corte. As condições de corte utilizadas estão listadas na tabela 3.1. Este experimento foi realizado juntamente com o experimento delineado no item 3.3.2.1 (ver figura 3.1).

O objetivo de monitorar a potência elétrica é somente um — responder se o torneamento de aços endurecidos requer máquinas mais potentes quando comparado ao torneamento de aços dúcteis. A primeira vista isto pode parecer redundante pois a potência elétrica pode ser estimada a partir dos valores de força obtidos com o dinamômetro. Entretanto, além da comparação dos dados obtidos com o dinamômetro, o monitoramento da potência elétrica através do computador apresentou algumas vantagens na determinação da potência elétrica do motor principal. P. ex.:

- permitiu coletar um maior número de dados, que foram armazenados automaticamente, dispensando-se assim a necessidade de anotá-los.
- Pôde ser utilizado nas operações de acabamento, item 3.3.4.1, o que não foi possível com o dinamômetro, devida à sua configuração (balanço excessivo, quando montado e impossibilidade do uso de insertos redondos).

Os dados necessários para este estudo foram obtidos através da aquisição "em processo" da corrente elétrica e da tensão do motor principal, como também da corrente consumida pelo motor de avanço. A instrumentação utilizada aqui foi a mesma desenvolvida e empregada por Braga, D. U. [57]. Ver desenhos esquemáticos no anexo C.

TABELA 3.5 - Condições de Corte Para Execução do Experimento Delineado no Ítem 3.3.3 (objetivo 1)

CONDIÇÃO	1	2	3	4	5
VELOCID. DE CORTE (m/min)	80				
AVANÇO (mm/v)	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30
PROF. DE CORTE (mm)	1,0				

INSERTO: SNGN 120716 - T* (Al₂O₃ + SiC)
 PORTA INSERTO: DINAMÔMETRO
 T* CHANFRO 0,10mm X 20°
 FLUIDO DE CORTE : NÃO

TABELA 3.6 - Condições de Corte Para Execução do Experimento Delineado no Ítem 3.3.3 (objetivo 2)

CONDIÇÃO	1	2	3	4	5	6
VELOCID. DE CORTE (m/min)	60	80	100	60	80	100
AVANÇO (mm/v)	0,15			0,30		
PROF. DE CORTE (mm)	1,0					

INSERTO: SNGN 120716 - T* (Al₂O₃ + SiC)
 PORTA INSERTO: DINAMÔMETRO
 T* CHANFRO 0,10mm X 20°
 FLUIDO DE CORTE : NÃO

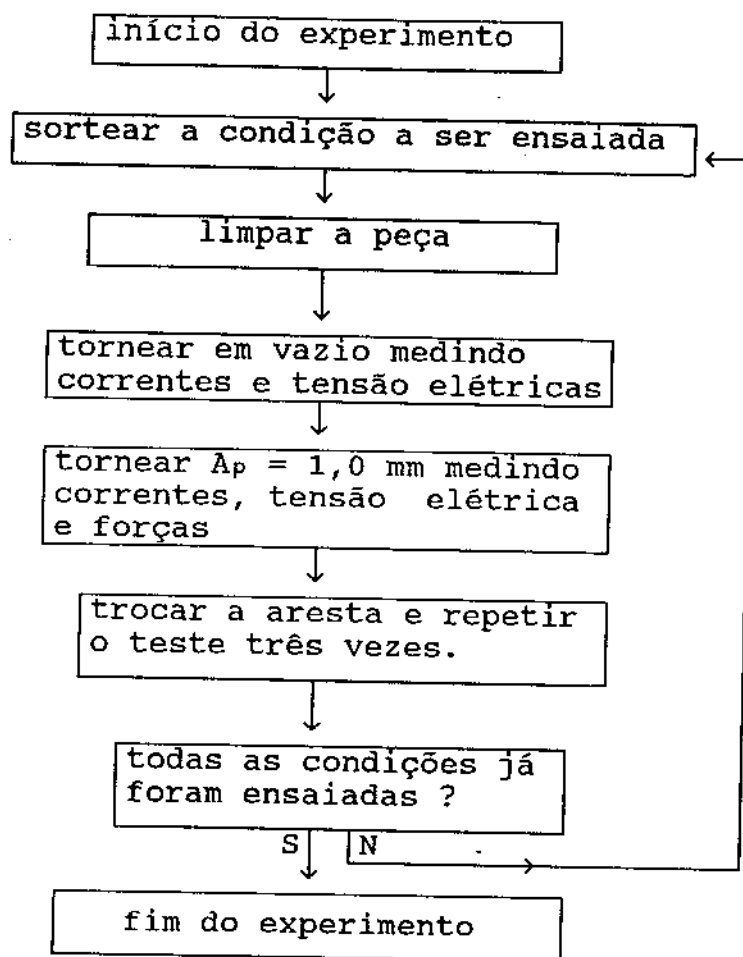


FIGURA 3.3 - Procedimento Para Realização dos Experimentos Delineados no Ítem 3.3.3 (Objetivos 1 & 2)

TABELA 3.7 - Insumos Para o Ítem 3.3.3

objetivo	aço ABNT 52100		aço ABNT M2		cerâmica SNGN 120716 (arestas)
	recozido (Pçs)	temperado (Pçs)	recozido (Pçs)	temperado (Pçs)	
1	--	--	--	15	15
2	--	--	--	12	12
3	05	05	05	05	20

3.3.4) - COMPARAÇÃO (VIDA) DAS FERRAMENTAS CERÂMICAS E PCBN

Após a realização de ensaios preliminares verificou-se que o uso de insertos de PCBN1 e cerâmica em operações desbaste do aço ABNT M2 ($f > 0,20$ mm/v e $A_p > 1,0$ mm e $60 \leq V_c \leq 100$ m/min) era impraticável. Entretanto, no torneamento do aço ABNT 52100, nas mesmas condições, observou-se uma maior resistência dos insertos. Sendo assim, ensaios de desbaste, para comparação da vida da ferramenta, não foram realizados. Os resultados desses ensaios preliminares estão reportados no item 4.4 desta dissertação.

3.3.4.1) - DESEMPENHO DOS INSERTOS DE PCBN E CERÂMICA EM OPERAÇÕES DE ACABAMENTO

Para avaliar o desempenho das ferramentas de PCBN e cerâmica — o que é o objetivo deste item — foi proposto um experimento fatorial rotável, com dois fatores a dois níveis e com três replicações centrais. Esses dois fatores são: - a velocidade de corte [m/min] e o avanço [mm/v]. A resposta, usada como critério de avaliação, será a vida da ferramenta [min]. Apesar de pobre, este tipo de arquitetura de experimentação pode fornecer informações úteis, como indicar se existe um ponto de máximo dentro do espaço fatorial ensaiado ou, caso contrário, indicar uma direção para futuros ensaios. A representação esquemática do arranjo experimental aqui proposto está na figura 3.4.

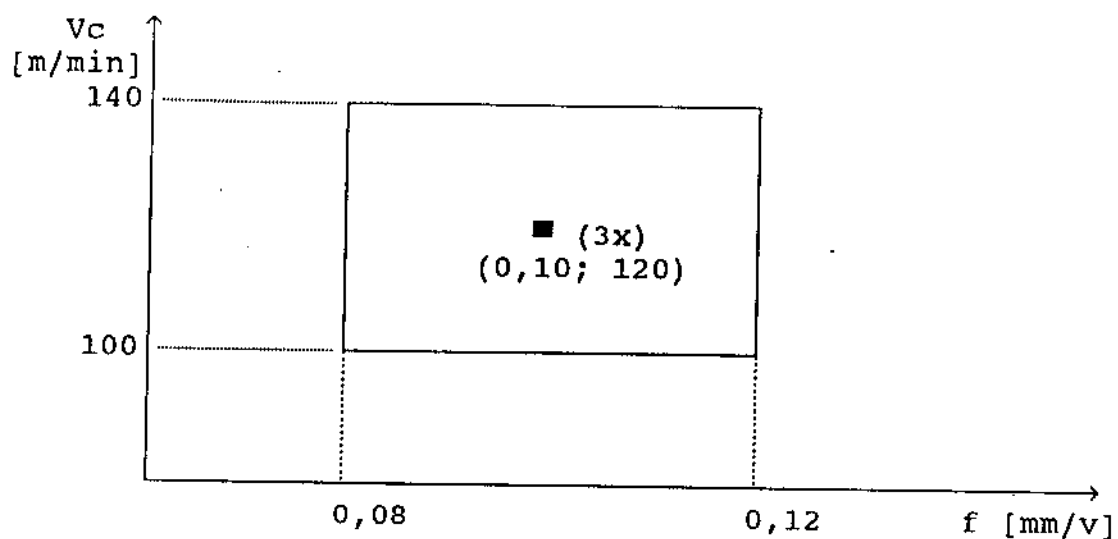


FIGURA 3.4 - Representação Esquemática do Experimento Fatorial Delineado no Ítem 3.3.4.1

TABELA 3.8 - Insumos Para o Ítem 3.3.4.1

aço ABNT TIPO M2 (temperado) [passadas]	PCBN1 RNGN 120400 (arestas)	cerâmica RNGN 120400 (arestas)
330 **	07	07

*! - o PCBN1 indicado aqui foi sinterizado numa base de metal duro, com apenas uma face para trabalho.

** - cada passada foi dada com profundidade de corte igual a 0,3 mm.

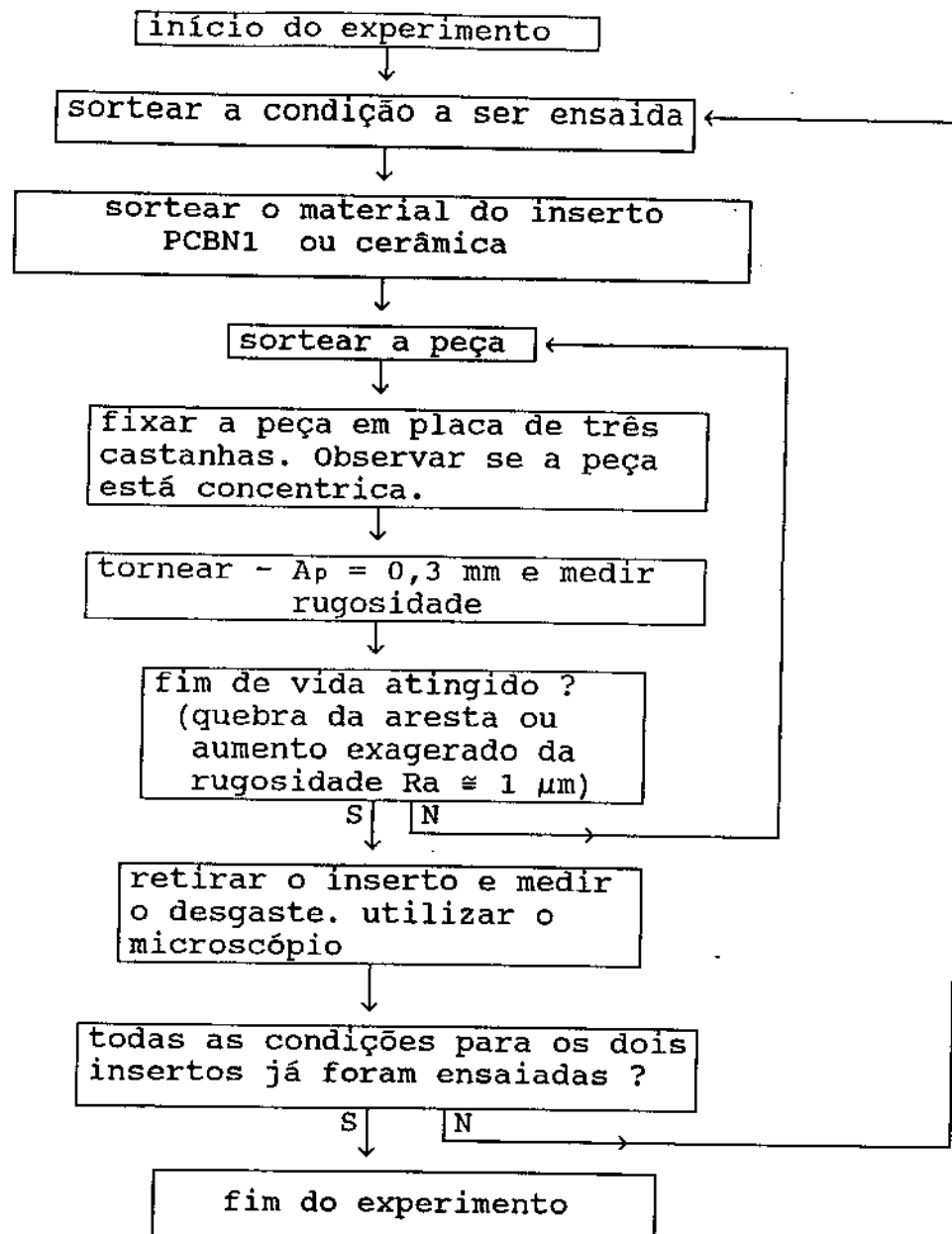


FIGURA 3.5 - Fluxograma Para Execução do Experimento Delineado no Ítem 3.3.4.1

3.3.5) - DETERIORAÇÃO DA FERRAMENTA

A observação macroscópica da deterioração da ferramenta foi feita durante e após a realização dos experimentos, com os seguintes objetivos:

- identificar os tipos de deterioração ocorridos, relacionado-os com o material do inserto e o material da peça;
- analisar a influência do avanço e da velocidade de corte na vida dos insertos utilizados no experimento descrito no item 3.3.4.1, tendo como variável de resposta o desgaste da superfície de folga (se este for o tipo de deterioração predominante).

3.3.6) - TIPO E FORMA DO CAVACO

Foram coletadas 15 amostras de cavaco durante a realização dos experimentos delineados nos itens 3.3.3 (objetivo 1) e 3.3.4.1. O objetivo principal foi compará-las em função da variação das condições de corte, do tipo de material (ABNT M2 e ABNT 52100) e do estado de tratamento térmico (temperado e recozido). As amostras coletadas foram fotografadas em tamanho natural e com ampliação de 30 a 60 vezes usando um microscópio de varredura.

4 - APRESENTAÇÃO DOS RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 - PRELIMINARES

Os dados relativos à corrente e tensão de armadura do motor principal e corrente do motor de avanço foram coletados e armazenados através de um micro computador. Os valores de força (corte e avanço) foram registrados manualmente a partir da leitura feita através de uma ponte amplificadora. Os valores de rugosidade e dos desgastes dos insertos também foram registrados manualmente.

Os valores de corrente (motor principal e de avanço) e tensão (motor principal), aqui reportados, representam um valor médio de 100 dados. Ver esquema no anexo C.

Os valores de rugosidade representam uma média de 9 pontos por peça, ver anexo C.

Os valores de força representam também um valor médio da leitura feita pelo dinamômetro, sendo que as leituras das forças de corte e avanço foram feitas alternadamente. A quantidade de pontos foi determinada pela variação do mostrador da ponte amplificadora. Ver desenho esquemático no anexo C.

4.2 - ESTUDO DA RUGOSIDADE SUPERFICIAL

ENGLIBA	OS	EXPERIMENTOS	DESCRITOS	NOS	ÍTEM	3.3.2.1;	3.3.2.2	E
3.3.4.1								

Devido à baixa flexibilidade em variar o material da peça e o raio de ponta da ferramenta, o estudo da influência de tais fatores sobre a rugosidade superficial foi feito isoladamente. Os demais parâmetros (velocidade, avanço e profundidade de corte) foram mantidos constantes. Não obstante, o efeito da velocidade e do avanço de corte foi analisado conjuntamente. A profundidade de corte, entretanto, não foi considerada como variável de estudo.

A medição da rugosidade superficial foi feita baseando-se em três parâmetros: Ra (desvio médio aritmético), R_{máx} (altura máxima das irregularidades) e R_z (média de cinco pontos da altura das

irregularidades) — conforme norma DIN. Observou-se que os três parâmetros apresentaram comportamento semelhante, para descrição da evolução da rugosidade. Por questão de simplificação, toda a análise feita a seguir será baseada no parâmetro R_a . A rugosidade superficial em função do tempo de corte, descrita pelos três parâmetros mencionados acima, está mostrada na figura 4.1, quando da execução da condição 1 ($V_c = 100 \text{ m/min}$; $f = 0,08 \text{ mm/v}$) do experimento descrito no item 3.3.4.1, usando inserto de PCBN1.

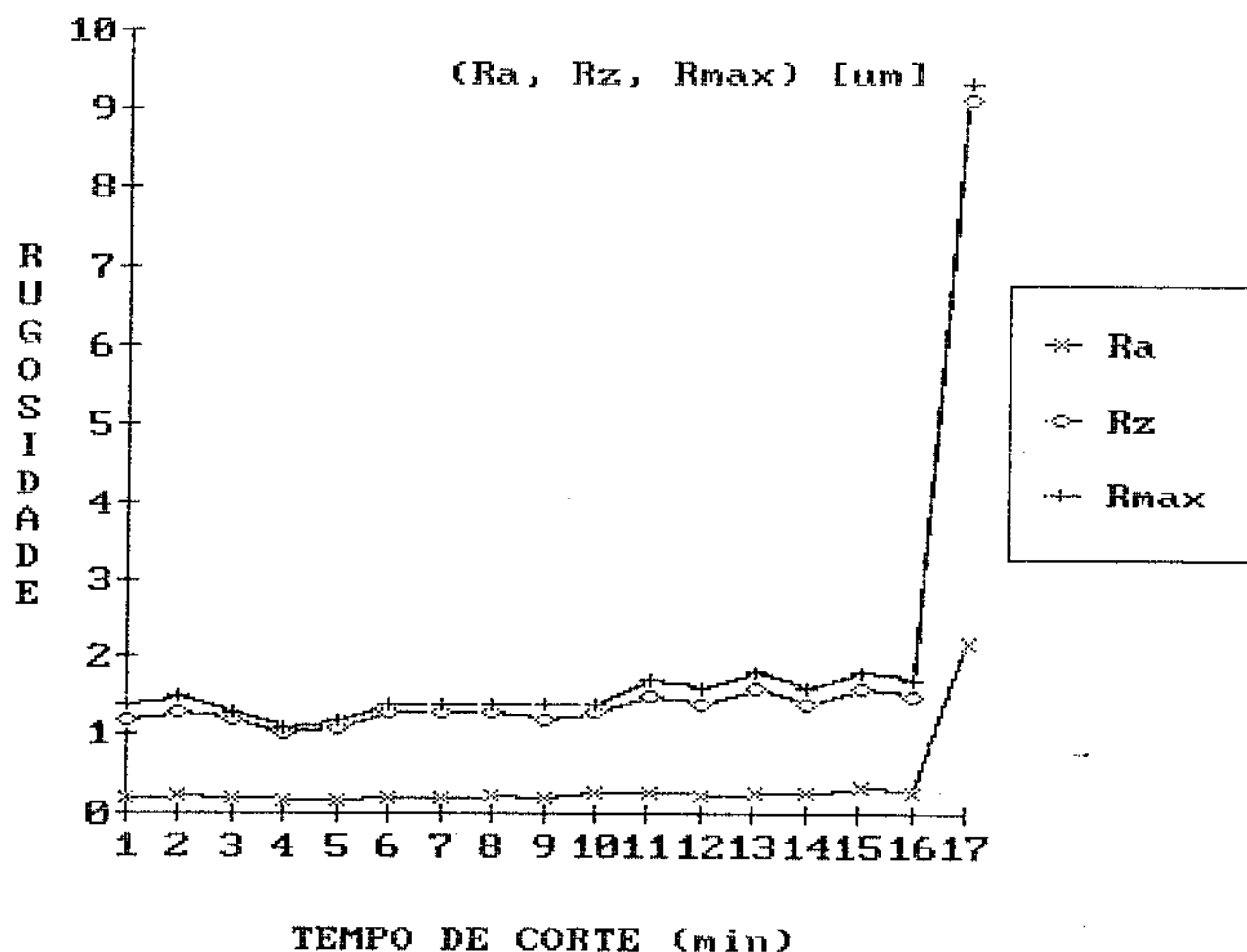


Figura 4.1 - Evolução dos Parâmetros de Rugosidade (R_a , R_z e $R_{máx}$) com Tempo de Corte. ($V_c = 100 \text{ m/min}$; $f = 0,08$), inserto PCBN1 Conforme experimento 3.3.4.1.

4.2.1 - INFLUÊNCIA DO MATERIAL E DO ESTADO DE TRATAMENTO TÉRMICO

Na literatura pesquisada foi encontrado apenas um trabalho no qual os autores abordaram a influência do tratamento térmico sobre a rugosidade superficial. Nesse referido trabalho, Nakayama, K et al. [58], reportaram que a rugosidade superficial obtida na retificação de um aço endurecido por tratamento térmico é bem inferior à rugosidade obtida quando esse mesmo aço está no estado recozido, entretanto a causa disso não foi explicada pelos autores.

No presente trabalho, observou-se que a rugosidade (R_a) dos materiais endurecidos foi inferior à rugosidade obtida quando eles estavam no estado recozido (dureza $< 100 R_b$ [20 R_c]), ver figura 4.2a. Observou-se também que o desvio padrão dos valores de rugosidade foi bem maior para os aços recozidos (principalmente para o aço ABNT 52100). Isto pode ser explicado, em parte, pelo "mascaramento" dos valores de rugosidade devido ao atrito do cavaco com a superfície usinada, ver figura 4.2b.

A explicação, proposta aqui, para a diferença de rugosidade entre materiais sob estados de tratamento térmico diferentes é a deformação plástica provocada pela aresta secundária sobre a superfície usinada, no caso dos aços recozidos. Em oposição a isto ocorre, nos aços endurecidos, uma deformação de natureza elástica.

Entre os aços sob mesmo estado de tratamento térmico, porém com composição química diferente, não se observou uma diferença significativa.

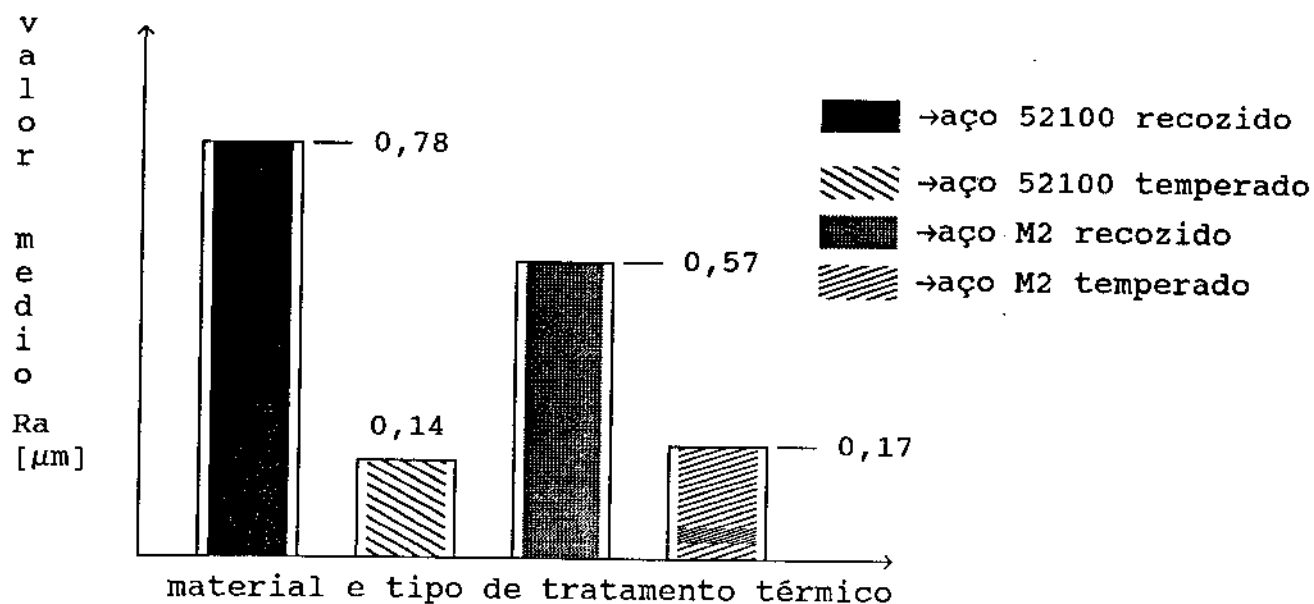


FIGURA 4.2a - Valor Médio da Rugosidade Superficial (Ra) Para os Aços M2 e 52100 Sob Dois Estados de Tratamento Térmico [5 Peças Por Condição, Conforme Ítem 3.3.2.1].

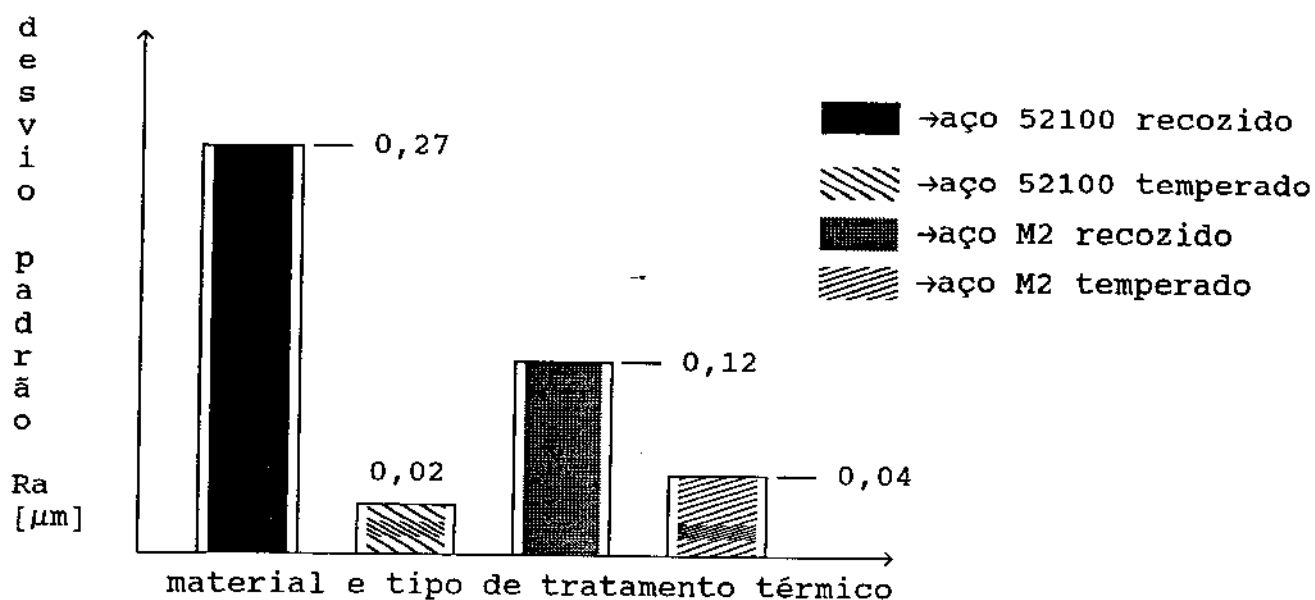


FIGURA 4.2b - Desvio Padrão da Rugosidade Superficial (Ra) Para os Aços M2 e 52100 Sob Dois Estados de Tratamento Térmico [5 Peças Por Condição, Conforme Ítem 3.3.2.1].

4.2.2 - INFLUÊNCIA DO RAIÃO DE PONTA

O valor da rugosidade superficial é inversamente proporcional ao raio de ponta da ferramenta, quando se leva em conta apenas o aspecto geométrico. Por outro lado, quando em processo, a instabilidade do sistema máquina-ferramenta-peça pode suplantiar o efeito do aumento do raio de ponta. Isto explica a pequena diferença encontrada, quando se alterou o raio de ponta de 1,2 para 6,35 mm, no torneamento do aço ABNT M2. Ver figura 4.3.

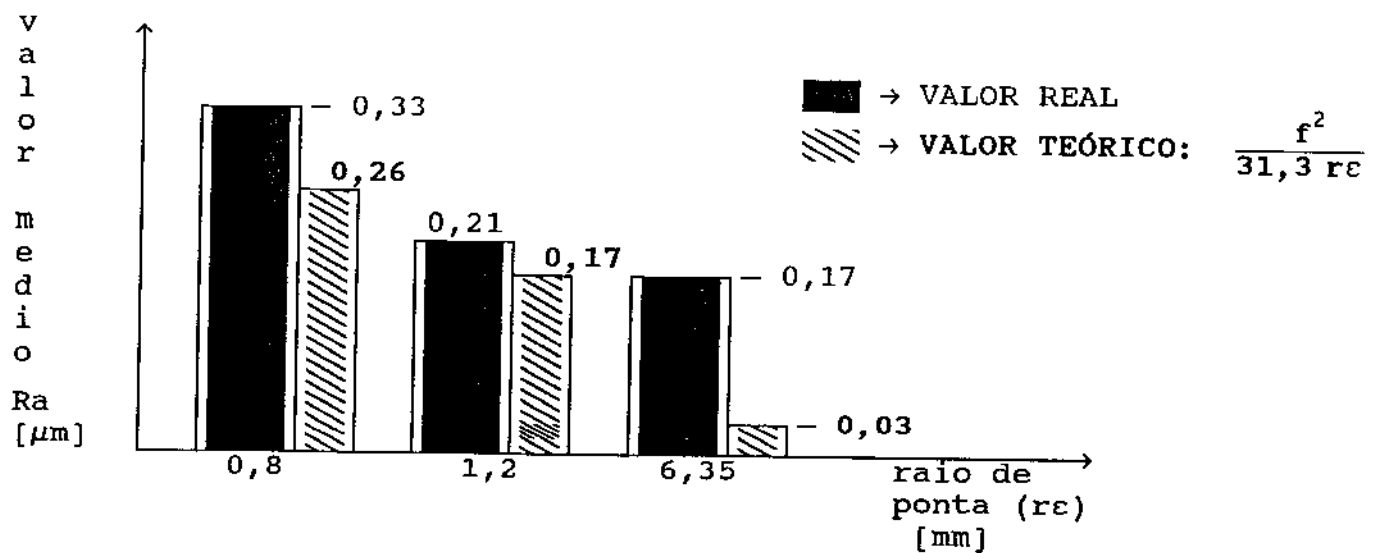


FIGURA 4.3 - Efeito da Variação do Raio de Ponta da Ferramenta Sobre a Rugosidade Superficial (Ra) — Comparação Com o Valor Teórico. [5 Peças Por Condição, Conforme Ítem 3.3.2.2]

4.2.3 - INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE E DO AVANÇO DE CORTE

Estudos sobre a influência do avanço e da velocidade de corte, sobre a rugosidade superficial, no torneamento de aços são largamente encontrados na literatura [59-60-61-62]. A influência do avanço é, unanimemente, considerada como prejudicial à qualidade

superficial. O efeito da velocidade de corte, entretanto, ainda não foi completamente esclarecido. Segundo Sundaram, R.M. & Lambert, B.K. [59], a rugosidade superficial melhora com o aumento da velocidade de corte. Essa melhoria é acentuada até um valor crítico de velocidade no qual ocorre o desaparecimento da aresta postiça. No período seguinte, entretanto, a melhoria observada é menor. Mital, A & Mehta, M [61] observaram — ao estudarem o efeito do raio de ponta, do avanço e da velocidade de corte, sobre a rugosidade superficial, no torneamento de diversos materiais (liga de alumínio, fofo, aço médio carbono, aço carbono ligado e inconel) — que a influência da velocidade de corte é dependente do material da peça que está sendo usinada.

Nos experimentos aqui relatados, torneamento do aço ABNT M2 endurecido (dureza ≈ 60 Rc), não se observou formação de aresta postiça de corte em nenhuma das condições ensaiadas. Portanto, descarta-se a interferência da aresta postiça sobre a rugosidade superficial. A influência da velocidade e do avanço foi estudada em dois momentos distintos:

- 1^o) no início do corte (arestas novas);
- 2^o) quando a rugosidade superficial (parâmetro Ra) atingiu o valor de $0,5 \mu\text{m}$ (arestas já desgastadas).

4.2.3.1 - INÍCIO DO CORTE

O parâmetro escolhido como variável de resposta foi, mais uma vez, o desvio médio aritmético (Ra). Os valores de Ra analisados são médias dos valores das três primeiras peças tornadas em cada condição. Os resultados obtidos para os inserts de cerâmica e PCBN1 estão apresentados nas tabelas 4.1 e 4.2, respectivamente. A hipótese de que não existe diferença entre as médias observadas, para as duas ferramentas, foi testada pelo método da análise da variância. (a descrição completa desse método encontra-se no anexo D).

Encontrou-se que não existe diferença significativa entre os valores de rugosidade nas diferentes condições ensaiadas, tanto para as arestas de cerâmica como para as de PCBN1. Ou seja, a variação da velocidade e do avanço não afetou o valor inicial da rugosidade superficial. Observou-se um valor médio, entre todas as condições

ensaiadas, de $0,18 \pm 0,02$ para as arestas de cerâmica e $0,19 \pm 0,02$ para as de PCBN1.

4.2.3.2 - QUANDO A RUGOSIDADE ATINGIU O VALOR $R_a = 0,5 \mu m$

Neste caso, a variável de resposta foi o tempo de corte acumulado até o valor de rugosidade $R_a = 0,5 \mu m$ (ver tabelas 4.1 e 4.2). Para os ensaios realizados com o inserto cerâmico observou-se que o aumento da velocidade, juntamente com o aumento do avanço reduziu a vida da ferramenta. A maior vida obtida foi na condição $V_c = 100$ m/min e $f = 0,08$ mm/v.

Para os ensaios realizados com o inserto de PCBN1, verificou-se que o aumento da velocidade de corte juntamente com o aumento do avanço, reduziu a vida da ferramenta. A maior vida obtida foi, como no caso da cerâmica, na condição $V_c = 100$ m/min e $f = 0,08$ mm/v. A vida obtida em cada condição ensaiada, para as arestas de cerâmica e PCBN1 está graficamente representada nas figuras 4.4 e 4.5, respectivamente. O tempo de corte indicado para a condição $V_c = 120$ m/min e $f = 0,1$ mm/v é o valor médio de três repetições, para o inserto de cerâmica. Para o inserto de PCBN1, entretanto, este tempo é a média de apenas duas repetições, pois ao término da execução de uma delas verificou-se que houve interferência de outra aresta (já usada) sobre a rugosidade, devido ao pequeno giro dado ao inserto. Esta condição ($V_c = 120$ m/min e $f = 0,1$ mm/v) [ver figura 3.4] foi utilizada para estimar a variância do experimento. Os cálculos estatísticos relativos ao exposto acima encontram-se no anexo D.

A análise do efeito isolado de cada fator, assim como da interação entre ambos, requer um experimento mais completo (maior número de replicações). A utilidade desse tipo de experimentação, aqui realizada, foi indicar uma provável direção para futuros experimentos. Esta direção parece apontar para os níveis de velocidade e avanço mais baixos, neste caso: $V_c = 100$ m/min; $f = 0,08$ mm/v.

TABELA 4.1 - Rugosidade Superficial (Ra inicial) e Tempo de Corte
(em Ra = 0,5 μ m) Para Arestas de Cerâmica. Conforme ítem
3.3.4.1

ORDEM DE EXECUÇÃO DO ENSAIO	CONDIÇÃO N ^o :	Vc m/min	f mm/v	RUGOSIDADE Ra (μ m)	TEMPO DE CORTE P/ RA = 0,5 μ m (min)
2	1	100	0,08	0,17	12,4
10	2	140	0,08	0,17	8,8
4	3	140	0,12	0,17	4,3
8	4	100	0,12	0,18	9,0
1	5	120	0,10	0,20	4,5
7	5	120	0,10	0,18	6,0
13	5	120	0,10	0,17	6,8

TABELA 4.2 - Rugosidade Superficial (Ra inicial) e Tempo de Corte
(para Ra = 0,5 μ m) para Arestas de PCBN1 Conforme ítem
3.3.4.1

ORDEM DE EXECUÇÃO DO ENSAIO	CONDIÇÃO N ^o :	Vc m/min	f mm/v	RUGOSIDADE Ra (μ m)	TEMPO DE CORTE P/ RA = 0,5 μ m (min)
3	1	100	0,08	0,19	17,9
6	2	140	0,08	0,19	7,2
12	3	140	0,12	0,19	6,4
9	4	100	0,12	0,20	14,3
5	5	120	0,10	valores não registrados	
11	5	120	0,10	0,19	10,5
14	5	120	0,10	0,16	9,8

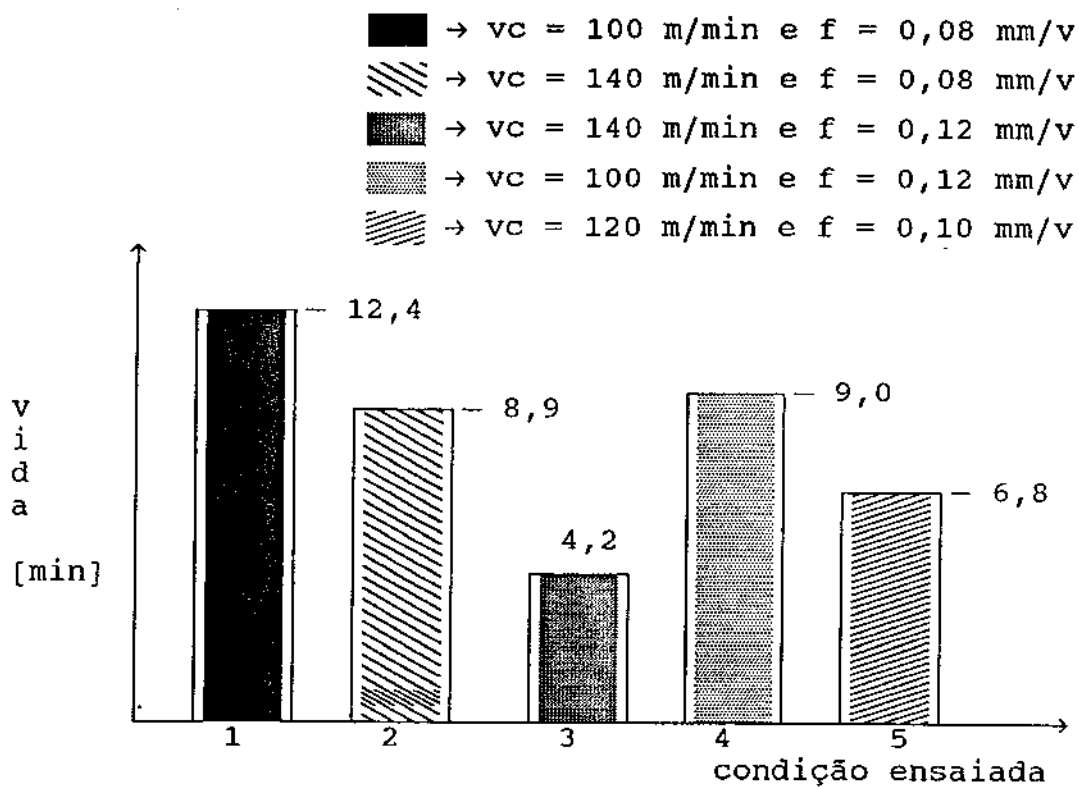


FIGURA 4.4 - Vida (Critério limite: $Ra = 0,5 \mu\text{m}$) Para Diversas Condições de Corte, Usando Arestas de Cerâmica, Conforme Ítem 3.3.4.1

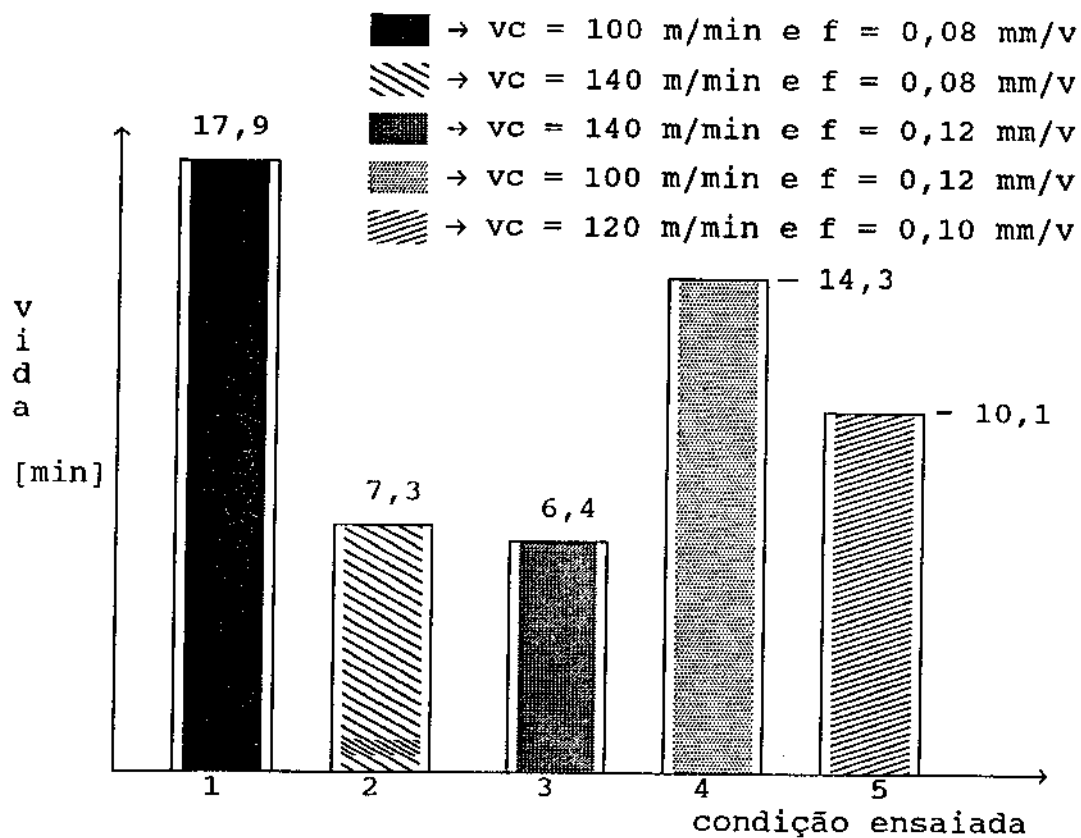


FIGURA 4.5 - Vida (Critério limite: $R_a = 0,5 \mu\text{m}$) Para Diversas Condições de Corte, Usando Arestas de PCBN1, Conforme Ítem 3.3.4.1

4.2.4 - CONCLUSÕES PARCIAIS

i) - sobre a rugosidade inicial

Observou-se que a alteração no raio de ponta da ferramenta (de 1,2 para 6,35 mm), mantendo constantes os demais parâmetros de corte, pouco influenciou no valor da rugosidade superficial. Da mesma forma, as variações no avanço e na velocidade de corte não influenciaram sobre o valor inicial da rugosidade. A explicação proposta é a seguinte: a região fatorial ensaiada (r_e , V_c , f) representa uma condição limite na qual o fator de maior importância passa ser a instabilidade do sistema máquina-ferramenta-peça.

Portanto, para se conseguir níveis de rugosidade inferiores aos aqui observados — ver figuras 4.2a, 4.3 e 4.6 — deve-se melhorar a rigidez do sistema máquina-ferramenta-peça.

ii) sobre o tempo de corte

Verificou-se que a vida da ferramenta até a rugosidade superficial atingir o valor $R_a = 0,5 \mu\text{m}$, foi, para os dois materiais de ferramenta ensaiados, dependente da velocidade e do avanço de corte. O tempo mais alto registrado foi de 12,4 e 17,9 min para o inserto de cerâmica ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{tic}$) e PCBN1, respectivamente, na condição $V_c = 100 \text{ mm/min}$ e $f = 0,08 \text{ mm/v}$; ou seja para o menor par velocidade-avanço ensaiado. Uma análise do efeito isolado da velocidade ou do avanço não foi realizada pois supõe-se que exista uma interação entre ambos, mesmo que a análise estatística dos dados mostre o contrário (ver anexo D - cálculo da interação $V_c \times f$ para as arestas de cerâmica).

iii) sobre o uso de fluido refrigerante

O manuseio das peças após o término do corte tornou-se mais difícil na medida em que o desgaste da ferramenta aumentava. Consequentemente, o uso de fluido refrigerante foi benéfico pois reduziu a temperatura final das peças. Observou-se também que o uso de fluido refrigerante não interferiu no resultado da rugosidade inicial (ver figuras 4.3 e 4.6). A vida atingida em $R_a = 0,5 \mu\text{m}$, na condição $V_c = 100 \text{ m/min}$ e $f = 0,08 \text{ mm/v}$ usando aresta cerâmica e fluido refrigerante foi, aparentemente, superior ao tempo obtido nas mesmas condições, porém sem uso de fluido refrigerante. Isto permite dizer que o fluido refrigerante pode ser empregado no torneamento do aço ABNT M2, nas condições aqui reportadas, sem o risco de comprometer a rugosidade superficial. Entretanto, sua influência sobre a vida da ferramenta e sobre a integridade superficial (tensões residuais e alterações metalúrgicas) deve ser estudada.

iv) sobre o melhor desempenho (cerâmica X PCBN1)

Numa análise baseada apenas na observação dos dados referentes à rugosidade inicial, obtidos nos experimentos descritos no item 4.2.3.1 e apresentados nas tabelas 4.1 e 4.2, pode-se dizer que o

material do inserto teve pouca ou nenhuma influência sobre ela. Entretanto, uma comparação entre os dois materiais, baseada na vida das arestas, é dispensável, pois, em síntese, ambos apresentaram vidas muito pequenas, quando comparadas, p. ex., àsquelas reportadas por Weindorf, T. [11].

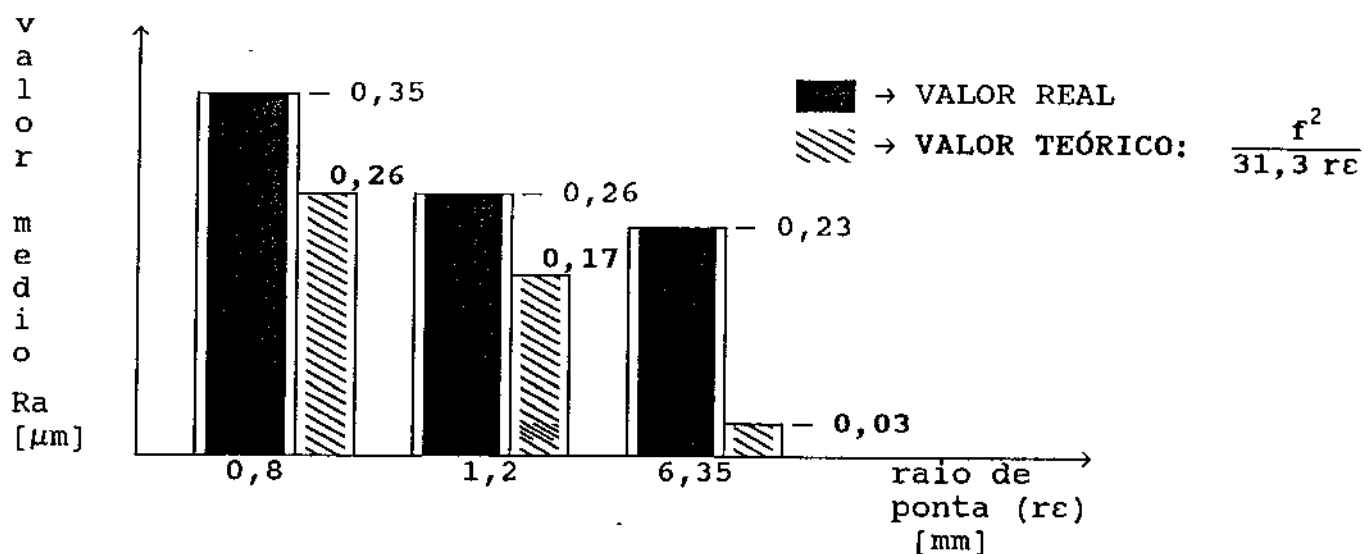


FIGURA 4.6 - Efeito da Variação do Raio de Ponta da Ferramenta Sobre a Rugosidade Superficial (Ra) — Comparação Com o Valor Teórico. [5 Peças Por Condição, Conforme Ítem 3.3.2.2, Usando Fluido de Corte]

4.3 - ESTUDO DA POTÊNCIA E DAS FORÇAS DE CORTE

REFERE-SE AOS ENSAIOS DESCRITOS NO ÍTEM 3.3.3

Após a coleta dos dados relativos aos ensaios sobre a variação do avanço (objetivo 1 do ítem 3.3.3), verificou-se uma boa correlação entre os valores de força (corte e avanço) e correntes (motor principal e avanço, respectivamente). Com relação aos outros experimentos (objetivos 2 e 3) esta correlação não foi confirmada. Outro aspecto observado foi a variação da tensão elétrica do motor

principal em função da variação do diâmetro da peça ensaiada. Essa variação já era esperada, e foi relatada por Braga, D. U. [57], como sendo uma característica do motor de corrente contínua do torno utilizado nos experimentos. Por isso a corrente elétrica do motor principal, ao invés da potência elétrica foi escolhida como parâmetro para o estudo da potência de corte.

A influência do avanço, da velocidade de corte e do tratamento térmico do material da peça sobre a potência e as forças de corte foram estudadas separadamente. A corrente elétrica do motor principal foi usada, ao invés da força de corte, para estimar e representar a potência de corte. Pois devido à configuração do experimento realizado (ver anexo C), os valores de corrente elétrica, aqui relatados, são mais representativos que os valores de força. Pois são valores médios de um número maior de dados e foram adquiridos via computador num intervalo bem maior.

4.3.1 - A INFLUÊNCIA DO AVANÇO DE CORTE

Os ensaios relativos à variação do avanço foram executados conforme procedimento descrito no item 3.3.3 (objetivo 1). Os dados coletados foram apresentados de forma resumida, através da média e do desvio padrão, na tabela 4.3. Além disso, as potências (elétrica e mecânica) foram calculadas, tendo em vista que para esses ensaios (objetivo 1) o diâmetro das peças torneadas foi mantido constante. Consequentemente, a tensão elétrica do motor principal apresentou pequena variação.

Observou-se que a força de corte e de avanço aumentaram com o aumento do avanço, ver figura 4.7.

Como era de se esperar, as correntes elétricas dos motores — principal e avanço — também aumentaram com o aumento do avanço de corte.

A continuação do experimento, através da elevação do avanço, não foi possível, a tentativa em usar avanços superiores a 0,3 mm/v implicou na quebra da aresta de corte.

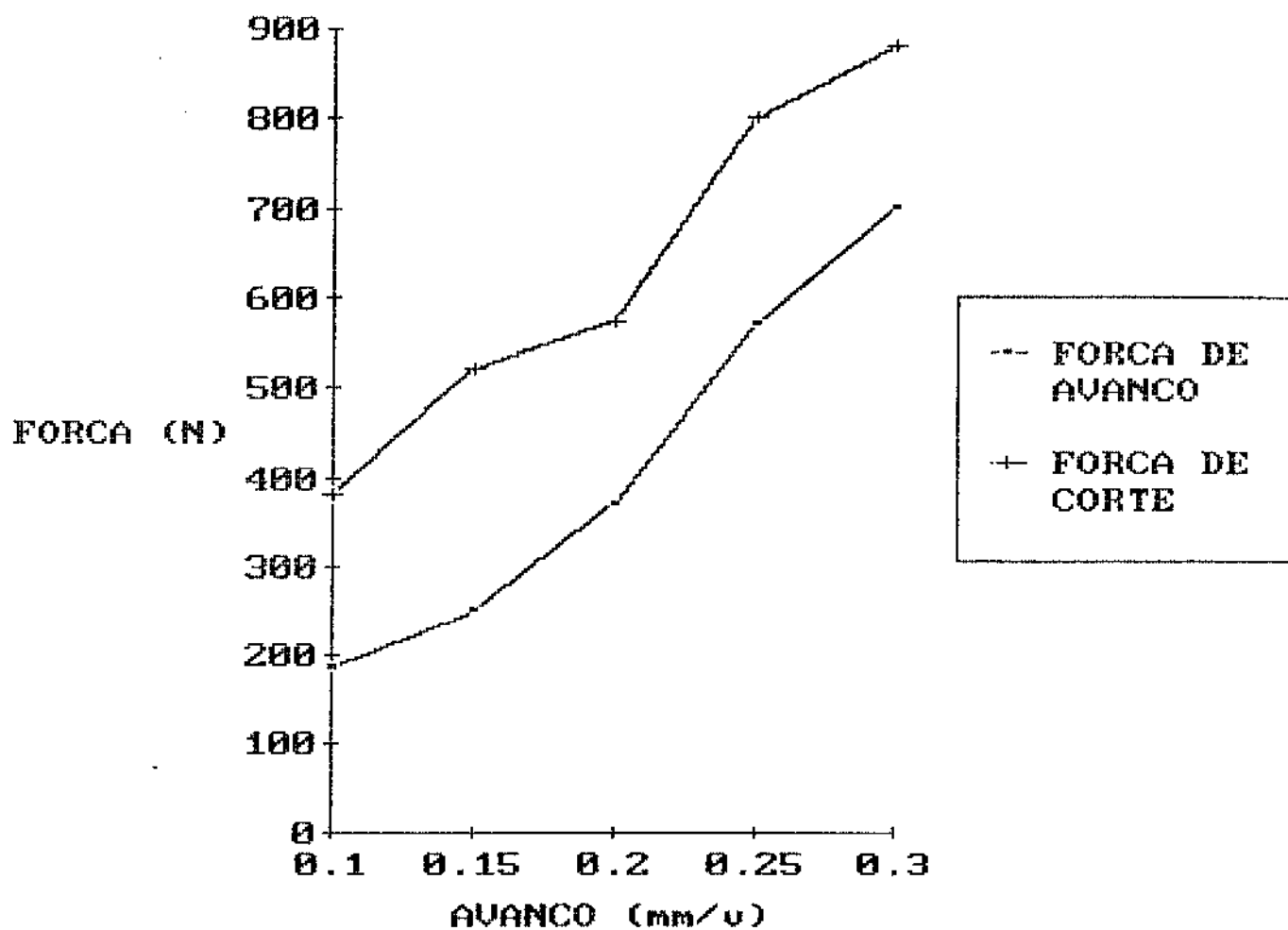


Figura 4.7 - Variação das Forças de Corte e Avanço em Função do Avanço Conforme Ítem 3.3.3 (Objetivo 1)

TABELA 4.3 -Dados Sobre Forças e Correntes (Média e Desvio Padrão) e Valores de Potência Elétrica e Mecânica, Calculados a Partir Deles.

AVANÇO (mm/v)		0,10			0,15			0,20			0,25			0,30		
U _{ARM} (V)	MEDIA	161,2	161,3	161,3	161,2	161,1	161,1	161,8	161,5	161,9	161,8	161,5	161,6	161,9	162,0	161,9
	D. P.	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,2	0,3	0,4	0,3	0,4	0,4	0,4	0,2	0,3	0,3
I _{ARM} (A)	MEDIA	3,3	3,9	3,7	4,7	4,6	4,6	5,6	5,2	5,5	7,5	7,3	7,0	7,5	7,3	7,6
	D. P.	0,3	1,1	0,2	0,2	0,2	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3	0,3	0,8	1,2	0,9
i _{arm} (A)	MEDIA	0,6	0,6	0,6	0,9	0,7	0,7	1,2	0,8	0,8	1,9	1,6	1,6	1,8	1,8	1,9
	D. P.	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,5	0,6	0,5	0,5	0,6	0,6	0,5	0,7	0,8	0,7
P _c (N)	MEDIA	357	427	384	518	562	563	573	597	627	828	801	798	834	895	891
	D. P.	29	14	15	16	18	13	18	17	15	11	13	18	12	16	10
P _F (N)	MEDIA	161	205	193	328	270	232	388	320	375	595	584	549	736	676	717
	D. P.	9	15	11	14	22	8	39	17	33	43	25	7	31	26	18
POTENCIA ELETRICA (CV)		0,73	0,86	0,82	1,04	1,01	1,0	1,22	1,13	1,21	1,65	1,6	1,54	1,64	1,61	1,67
POTENCIA MECANICA (CV)		0,63	0,76	0,68	0,92	1,0	1,0	1,02	1,06	1,11	1,47	1,42	1,42	1,52	1,59	1,58

U_{ARM} : TENSÃO DO MOTOR PRINCIPAL

I_{ARM} : CORRENTE DO MOTOR PRINCIPAL

i_{arm} : CORRENTE DO MOTOR DE AVANÇO

P_c : FORÇA DE CORTE

P_F : FORÇA DE AVANÇO

D. P. : DESVIO PADRÃO

DEMAIS CONDIÇÕES : VER ITEM 3.3.3 (OBJETIVO 1)

4.3.2 - A INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE CORTE

Observou-se uma pequena variação nas forças de corte e avanço, quando da alteração da velocidade de corte, para o dois níveis de avanço ensaiados (0,15 e 0,30 m/v). Ver figuras 4.8a e 4.8b. Entretanto, nesse ensaio não houve uma boa correlação entre forças e correntes, principalmente nas condições onde o avanço estava no nível 0,3 mm/v.

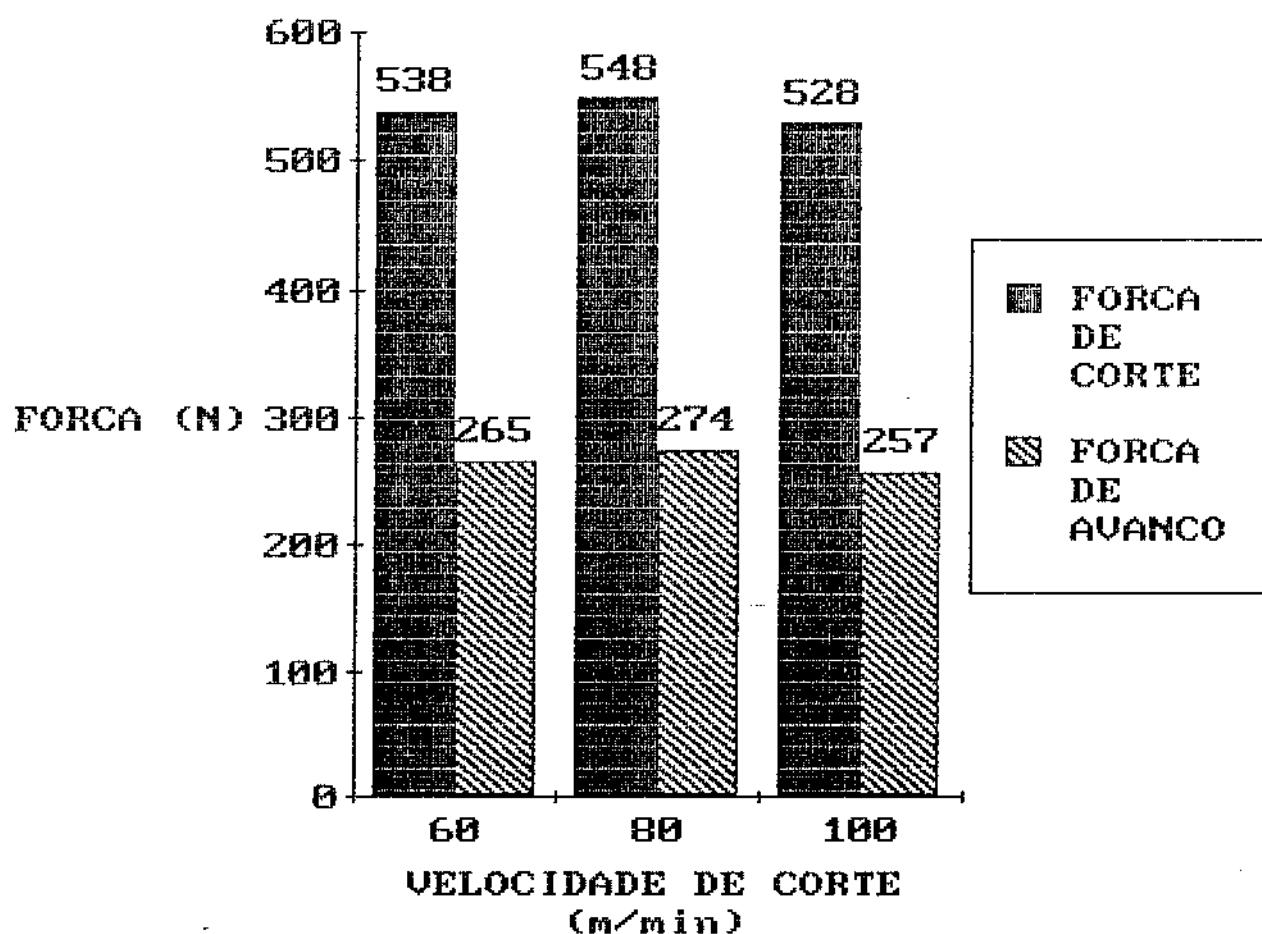


FIGURA 4.8a - Variação das Forças de Corte e Avanço em Função da Velocidade de Corte, Para $f = 0,15$. Conf. Ítem 3.3.3.

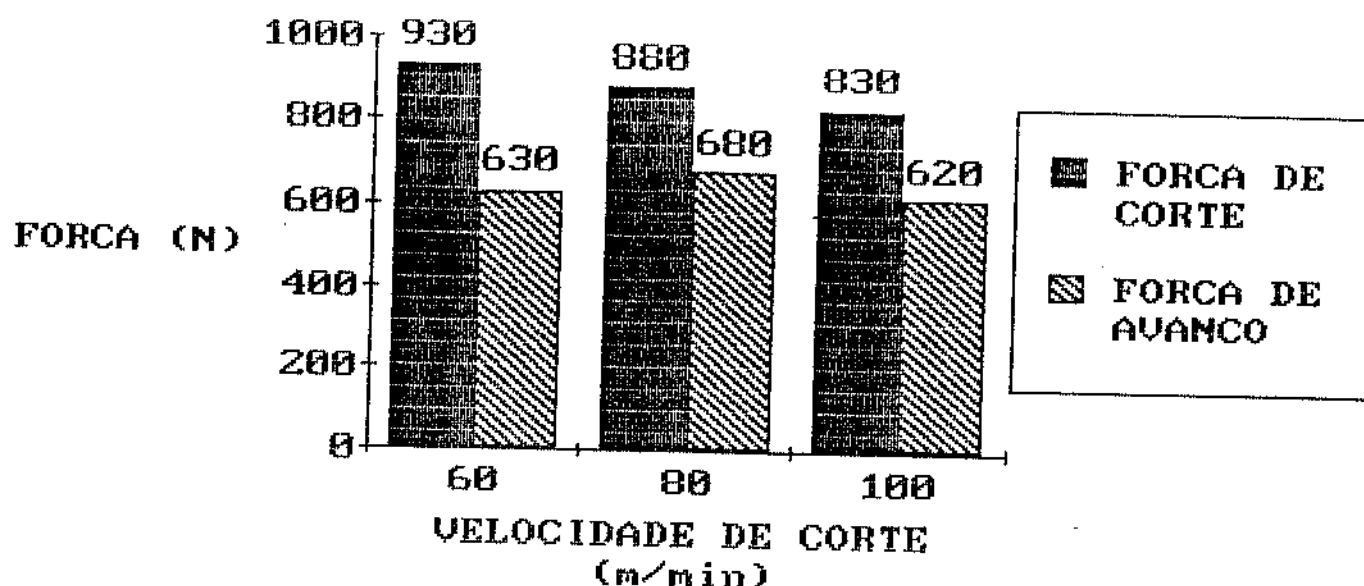


FIGURA 4.8b - Variação das Forças de Corte e Avanço em Função da Velocidade de Corte, Para $f = 0,30$. Conf. Ítem 3.3.3.

4.3.3 - A INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO (DUREZA)

Observou-se uma diferença na força de corte, para os dois materiais ensaiados, quando se alterou o tipo de tratamento térmico do material (de recozido passando a temperado). Quanto à força de avanço, observou-se, para o aço ABNT 52100, um comportamento atípico. Ela aumentou muito, quando se alterou este aço de recozido para temperado, bem diferente do que aconteceu para o aço M2. Ver figura 4.9a.

Pelos motivos relacionados anteriormente, a corrente elétrica do motor principal foi utilizada para estimar e representar a variação da potência de corte em função do tipo de tratamento térmico do material da peça.

O maior valor de corrente elétrica do motor principal foi registrado para o aço 52100, ao contrário do maior valor da força de corte que foi para o aço M2. Quanto à corrente do motor de avanço observou-se, como no caso da força de avanço, um comportamento atípico no torneamento do aço 52100 temperado. Ver figura 4.9b

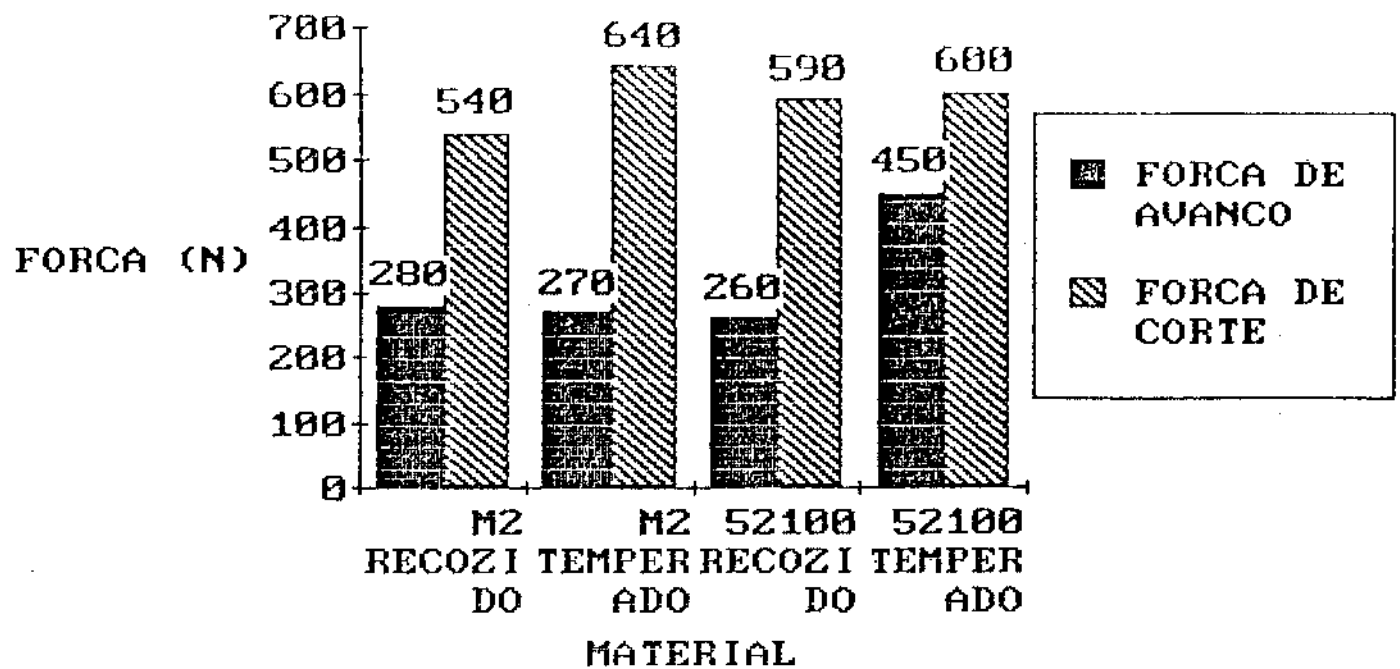


FIGURA 4.9a -Influência do Tratamento Térmico (dureza) Sobre as Forças de Corte e Avanço. Conforme Ítem 3.3.3

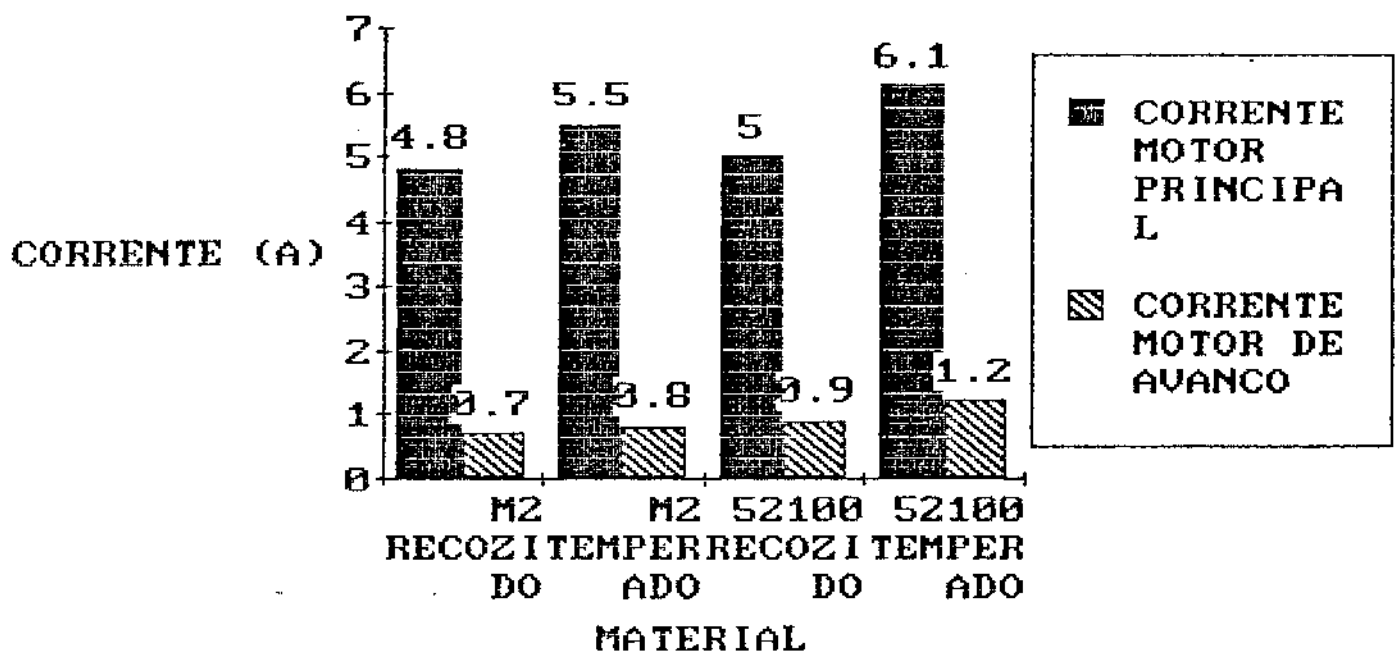


FIGURA 4.9b -Influência do Tratamento Térmico (dureza) Sobre as Correntes elétricas do Motor Principal e de Avanço. Conforme Ítem 3.3.3.

4.3.4 - CONCLUSÕES PARCIAIS

i) sobre a influência do avanço e da velocidade de corte nas forças de corte

A força de corte e a força de avanço aumentam com o aumento do avanço.

A aparente "quebra" de linearidade observada quando o avanço foi igual ou maior que 0,25 mm/v, ver figura 4.7, é explicada aqui como sendo devido a uma pequena deterioração da aresta de corte, apesar de ter sido usado uma aresta em cada passada (uma passada representa uma condição repetida).

A velocidade de corte não teve influência sobre as componentes da força de usinagem (corte e avanço), nas condições ensaiadas. As diferenças encontradas são devidos em parte ao erro experimental e à pequena deterioração ocorrida na aresta de corte, principalmente nas ocasiões onde o nível de avanço era de 0,3 mm/v.

ii) sobre a influência do tratamento térmico (dureza)

As diferenças observadas entre as forças de corte, para o mesmo material, porém sob diferente estado de tratamento térmico (recozido X temperado) são consideradas, aqui, como pequenas e são atribuídas, novamente, ao erro experimental e à alteração geométrica da aresta de corte devido a uma deterioração prematura (ver mais sobre isso no item 4.4).

Por outro lado, a diferença observada no torneamento do aço 52100 recozido e 52100 temperado, quanto à força de avanço, foi considerada atípica, quando comparada ao aço M2 e aos resultados reportados por outros pesquisadores [7-8].

Sobre a potência de corte, aqui representada pela corrente elétrica do motor principal, pode-se dizer, pelos mesmos motivos da força de corte, que as diferenças observadas são pequenas. Entretanto, deve ser lembrado que todos os ensaios foram realizados com arestas novas, mas mesmo assim observou-se uma pequena deterioração da mesma. Sendo assim, espera-se um maior aumento da deterioração com o aumento do tempo de corte no torneamento de aços endurecidos. Consequentemente, a potência de corte, requerida pelo torno, também será maior.

4.4 - DETERIORAÇÃO DA FERRAMENTA

Durante a realização dos ensaios referentes ao item 3.3.4.1 os insertos foram examinados após o término de cada passada, sem retirá-los da máquina. Após a realização de todos os ensaios, relativos aos experimentos delineados no capítulo 3, os insertos foram inspecionados com auxílio de um microscópio ótico, com aumento de 30X. A largura máxima da região desgastada (VB) foi medida, nos casos onde ela ocorreu, nesse mesmo microscópio, através da mesa micrométrica. Os tipos de deterioração, considerados importantes, foram fotografados num banco metalográfico.

4.4.1 - TIPOS DE DETERIORAÇÃO ENCONTRADOS NOS INSERTOS DE CERÂMICA E PCBN NO TORNEAMENTO DOS AÇOS ENDURECIDOS (ABNT 52100 E M2) SOB DIVERSAS CONDIÇÕES DE CORTE

O experimento delineado no item 3.3.3 (objetivo 3) foi primeiramente realizado com insertos de cerâmica ($Al_2O_3 + TiC$). Observou-se que em todos os ensaios com aços endurecidos a força de avanço foi igual ou superior à força de corte. Estes resultados foram considerados atípicos, pois foram contrários ao que comumente ocorre no torneamento de aços dúcteis e aos resultados relatados por outros pesquisadores sobre o torneamento de aços endurecidos [8-12]. Estes resultados "estranhos" só foram esclarecidos após a observação das arestas de corte dos insertos utilizados nessas operações. Observou-se que em todas elas, houve um desgaste de entalhe na aresta principal de corte, coincidindo com a largura de corte. A profundidade do entalhe foi maior nas arestas utilizadas no corte do aço M2 do que naquelas empregadas no corte do aço 52100. Portanto, ficou evidente que a causa da elevação da força de avanço foi devida a ocorrência do desgaste de entalhe. Esse tipo de desgaste, observado nos insertos de cerâmica ($Al_2O_3 + TiC$) é análogo ao observado no inserto de PCBN2, ver figuras 4.10a e 4.10b.

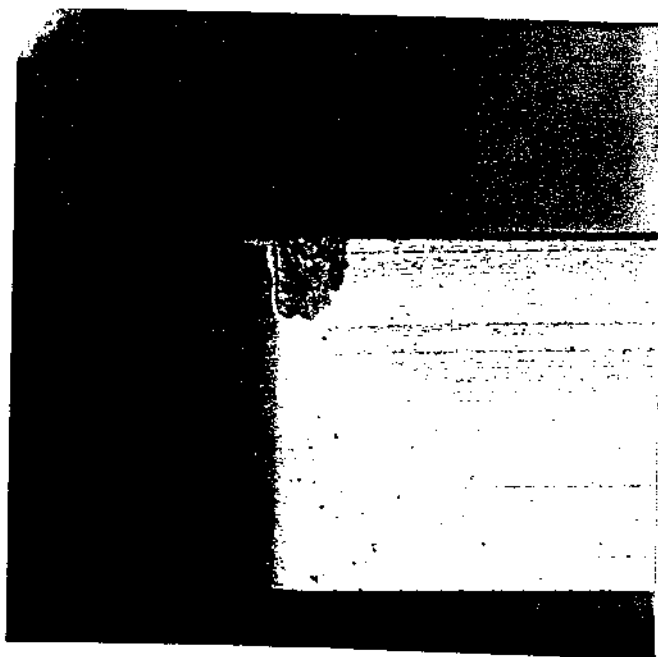
Ainda neste experimento, agora usando cerâmica mista ($Al_2O_3 + SiC$), observou-se um pequeno desgaste da superfície de folga. Em

algumas arestas (avanço igual ou superior a 0,25 mm/v) houve a ocorrência do desgaste de entalhe, semelhante ao observado nas arestas de cerâmica mista ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$), porém as profundidades dos entalhes foram, nestes casos, bem inferiores. Nas ocasiões onde ocorreu o desgaste de entalhe verificou-se um aumento das componentes da força de usinagem (corte e avanço). Consequentemente, os valores registrados (forças e correntes) não foram usados na construção dos gráficos apresentados nas figuras 4.7 a 4.9b. Porém podem ser vistos, p. ex., na tabela 4.3.

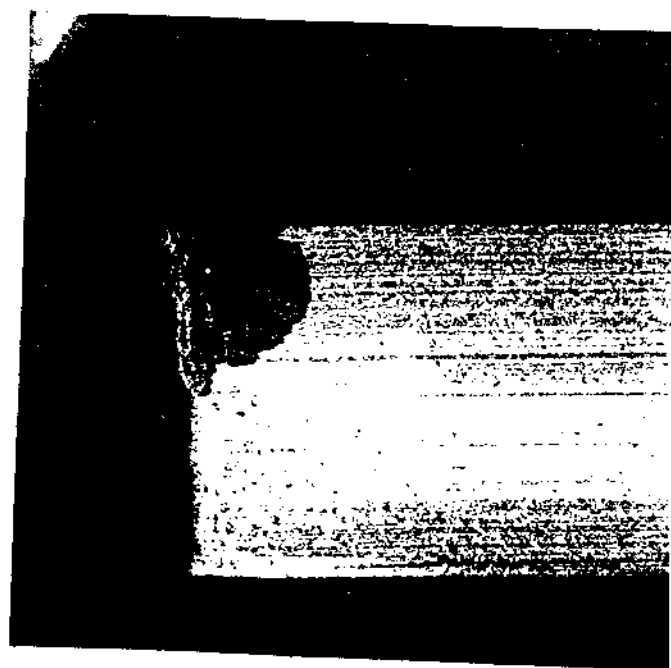
Como já mencionado, item 3.3.4.1, a realização de ensaios de vida em condições típicas de desbaste ($V_c = 100$ m/min; $f \geq 0,2$ mm/v e $a_p = 1,0$ mm), com insertos de cerâmica e PCBN2 não foi possível. Para os insertos de cerâmica ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiC}$), observou-se, também já mencionado, um pequeno desgaste da superfície de folga após a primeira passada. Porém, na continuação do teste (segunda passada) houve a quebra da aresta. Para as arestas do inserto de PCBN2, verificou-se um desempenho, aparentemente, inferior. Na primeira tentativa ($V_c = 80$ m/min; $f = 0,25$ mm/v; $a_p = 1,0$ mm, outras condições conforme item 3.3.3), ocorreu o desgaste de entalhe, análogo ao que aconteceu nos insertos de cerâmica mista ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$). Na continuação deste ensaio, com esta mesma aresta, aconteceu a quebra do inserto. Trocou-se o inserto e uma nova aresta foi utilizada, nas mesmas condições. Novamente ocorreu o desgaste de entalhe no início do corte. A ferramenta foi recuada para evitar uma nova quebra do inserto. Reduziu-se o avanço para 0,15 mm/v mantendo constantes as demais condições, mais uma vez observou-se o desgaste de entalhe na primeira passada. O desgaste de entalhe nas arestas do inserto de PCBN2, para os avanços de 0,15 e 0,25 mm/v foram fotografados e podem ser vistos nas figuras 4.10a e 4.10b, respectivamente.

No torneamento do aço ABNT 52100 endurecido, o inserto de PCBN2 apresentou um bom desempenho, nas condições: $V_c = 80$ m/min; $f = 0,25$ mm/v; $a_p = 1,0$ mm. Nestas condições, após 2,2 min. de corte (equivalente a 5 peças, conforme anexo A), não se observou nenhuma deterioração. Como as arestas de PCBN2 não apresentaram bom desempenho no torneamento do aço M2 endurecido, fez-se uma tentativa com o inserto de PCBN3 (CBN brasado numa base de metal duro) [$V_c = 80$ m/min; $f = 0,25$ mm/v; $a_p = 1,0$]. O desgaste de entalhe também ocorreu na

primeira passada, similar ao que ocorreu nas aresta de PCBN2, na segunda passada a profundidade do entalhe aumentou. Na terceira passada aconteceu a quebra da aresta.



(a)



(b)

FIGURA 4.10 - Desgaste de Entalhe em Arestas de PCBN2 no Torneamento do Aço M2 endurecido. $V_c = 80$ m/min; $a_p = 1,0$ mm (a) $f = 0,15$ mm/v — (b) $f = 0,25$ mm/v. Aumento de 15 vezes.

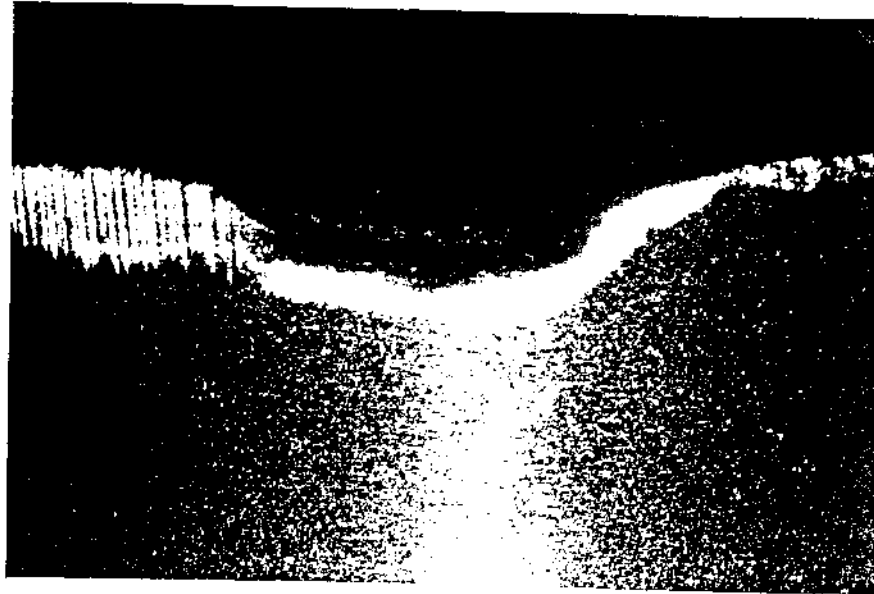
4.4.2 - INFLUÊNCIA DO AVANÇO E DA VELOCIDADE DE CORTE NO DESGASTE DOS INSERTOS DE CERÂMICA E PCBN1

Nos ensaios delineados no item 3.3.4.1, aconteceram dois tipos de deterioração: desgaste da superfície principal de folga e desgaste seguido de quebra da aresta. A quebra foi a deterioração predominante nas arestas de cerâmica ($Al_2O_3 + TiC$). Com exceção das arestas usadas nas condições $V_c = 100$ m/min; $f = 0,08$ mm/v e $V_c = 100$ m/min e $f = 0,12$ mm/v, todas as outras quebraram. O desgaste da superfície de folga foi a deterioração predominante em todas as arestas do inserto de PCBN1.

A quebra da aresta de corte, considerada aqui como o tipo de deterioração predominante nas arestas de cerâmica foi fotografada (01 aresta) na superfície de folga e na superfície de saída e pode ser vista nas figuras 4.11a e 4.11b, respectivamente. O desgaste da superfície de folga, considerado aqui como o tipo de deterioração predominante no inserto de PCBN1, foi fotografado nas arestas utilizadas nas condições $V_c = 100$ m/min; $f = 0,08$ mm/v e $V_c = 140$ m/min; $f = 0,12$ mm/v e pode ser visto nas figuras 4.12a e 4.12b.

A influência do avanço e da velocidade sobre o desgaste das ferramentas de corte só foi analisada nas ocasiões onde este tipo de deterioração foi predominante, ou seja nas arestas do inserto de PCBN1. Como o tempo de corte atingido por cada aresta foi diferente, e o desgaste só foi medido após o término do ensaio, a taxa de desgaste (VB/tc) foi utilizada, ao invés do valor VB , como variável de resposta. Os cálculos dos efeitos de cada fator (V_c e f) e a interação entre ambos foram feitos de modo similar aos realizados no item 4.2.3.2 e estão indicados no anexo D.

Observou-se que o aumento da velocidade de corte implicou no aumento da taxa de desgaste. O efeito do avanço, assim como a interação velocidade-avanço, não foram significativos, do ponto de vista estatístico. A menor taxa de desgaste obtida foi, como no caso da rugosidade superficial (ver item 4.2.4), na condição 100 m/min; $f = 0,08$ mm/v. As taxas de desgaste para as cinco condições ensaiadas estão representadas graficamente na figura 4.13. A taxa de desgaste indicada para a condição $V_c = 120$ m/min; $f = 0,10$ mm/v é o valor médio de duas repetições desta condição.

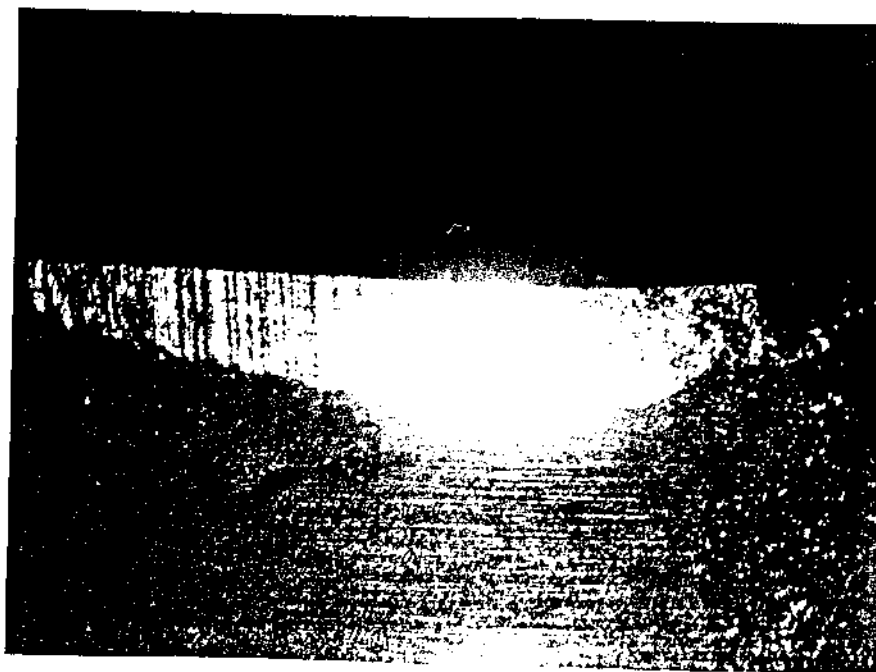


(a) Aumento 35X



(b) Aumento 35X

FIGURA 4.11 -Deterioração Típica dos Insertos Cerâmicos (Desgaste Seguido de Quebra da Aresta) (a) Vista da superfície de folga — (b) Vista da Superfície de Saída. $V_c = 120$ m/min; $f = 0,10$ mm/v, conforme Ítem 3.3.4.1



(a) $VB = 0,45\text{mm}$; $Vc = 100 \text{ m/min}$; $f = 0,08$; $t_c = 19,2 \text{ min}$. Aumento 35X



(b) $VB = 0,50\text{mm}$; $Vc = 140 \text{ m/min}$; $f = 0,12$; $t_c = 8,6$. Aumento 35X

FIGURA 4.12 -Desgaste da Superfície Principal de Folga (VB) de
Duas Arestas do Inserto de PCBN1. Conforme Ítem 3.3.4.1.

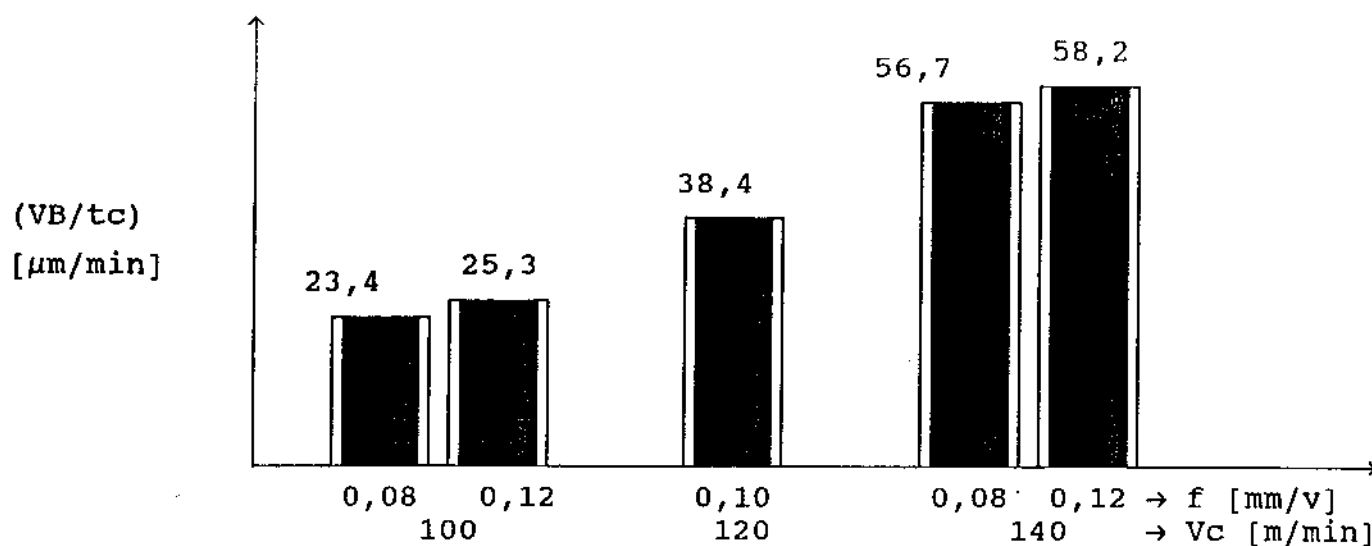


FIGURA 4.13 - Taxa de Desgaste (VB/tc) Para as Arestas de PCBN1, sob Diferentes Condições de Corte, Conforme Ítem 3.3.4.1.

4.4.3 - CONCLUSÕES PARCIAIS

Os aços ensaiados, ABNT M2 e 52100, apesar da mesma dureza (60 RC) tiveram influências diferentes sobre a deterioração dos insertos de PCBN. Isto parece estar de acordo com o que foi postulado por König, W et al. [10], quando reportaram sobre as diferenças encontradas na usinagem de materiais de mesma dureza porém com composição química e microestrutura diferentes. Ver também ítem 2.3 desta dissertação.

Verificou-se ser impraticável o torneamento do aço M2 com avanço igual ou superior a 0,20 mm/v e $60 \leq V_c \leq 100$ /min e ap igual a 1,0 mm, usando inserto de cerâmica ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$ e $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiC}$) e de PCBN.

A taxa de desgaste (VB/tc) dos insertos de PCBN1 é dependente da velocidade de corte e aumenta quando esta é aumentada. Isto foi verificado nas condições listadas no ítem 3.3.4.1.

Em nenhuma das condições ensaiadas observou-se a formação de cratera.

4.5 - TIPO E FORMA DO CAVACO

Foge ao escopo deste trabalho realizar um estudo aprofundado do processo de formação de cavaco no torneamento de aços endurecidos. Portanto, restringiu-se à apresentação de fotografias das amostras dos cavacos recolhidos nos experimentos realizados e à comparação com a literatura consultada [4-5-7-8]. Baseando-se nesta literatura observa-se que não existe um consenso quanto à classificação do cavaco formado na usinagem de tais materiais. Ver também seção 2.1 desta dissertação.

Durante a realização dos experimentos delineados nos itens 3.3.3 (objetivo 3) e item 3.3.4.1 foram colhidas 15 amostras de cavaco. Estas amostras não foram colhidas de maneira sistemática, portanto não serão usadas com o objetivo de formular conclusões, mas somente para fins de ilustração.

As amostras de cavaco referentes ao experimento delineado no item 3.3.3 (objetivo 3) foram fotografadas em conjunto, sem ampliação, ver figuras 4.14a, 4.14b, 4.14c e 4.14d. De cada uma destas amostras retirou-se uma amostra menor que foi fotografada de topo (refere-se a superfície oposta à superfície que ficou em contato com a ferramenta). Estas fotografias foram feitas com auxílio de um microscópio de varredura com ampliações variando de 30 a 60X e podem ser vistas nas figuras 4.15a a 4.15d.

Através destas figuras observa-se o seguinte:

- o cavaco do aço 52100 recozido é tipicamente um cavaco contínuo na forma de fita (conf. figuras 4.14a e 4.15a);
- o cavaco do aço M2 recozido é também do tipo contínuo e em forma de fita (conf. figura 4.14b). Porém através da figura 4.15b observa-se a formação de segmentos com variação cíclica da espessura, assemelhando-se a um cavaco segmentado, conforme denominação dada por Komanduri & Brown [63];
- o cavaco do aço 52100 temperado tem uma forma bem diferente quando comparada ao cavaco deste mesmo aço, porém no estado recozido (conf. figura 4.14c). Esta diferença se acentua mais, quando se olha para a figura 4.15c. Este tipo de cavaco se assemelha ao tipo reportado por Matsumoto, Y. et al.[7], no torneamento do aço AISI 4340 e com dureza igual a 55 RC;

- para o aço M2 temperado, observa-se um cavaco similar ao do aço 52100, porém com comprimento bem inferior (conf. figura 4.14d). Na figura 4.15d, apesar da ampliação de 60X, observa-se uma melhor definição dos segmentos, quando comparada à figura 4.15c (ampliação de 30X, referente ao aço 52100 temperado).

Ainda na realização destes experimentos (item 3.3.3) verificou-se que os cavacos dos aços endurecidos apresentaram uma espessura menor (aprx. 0,25 mm) quando comparados aos aços dúcteis (0,5 mm).

Entretanto, na realização do experimento delineado no item 3.3.4.1 observou-se que o cavaco do aço M2 temperado (material utilizado neste experimento) variou quanto a forma e o tipo, nas diferentes condições ensaiadas, como pode ser visto nas figuras 4.16a e 4.16b. O cavaco apresentado na figura 4.16b assemelha-se ao tipo contínuo, enquanto que o cavaco da mostrado na figura 4.16a assemelha-se ao cavaco de tipo segmentado, semelhante ao cavaco mostrado nas figuras 4.15c e 4.15d.

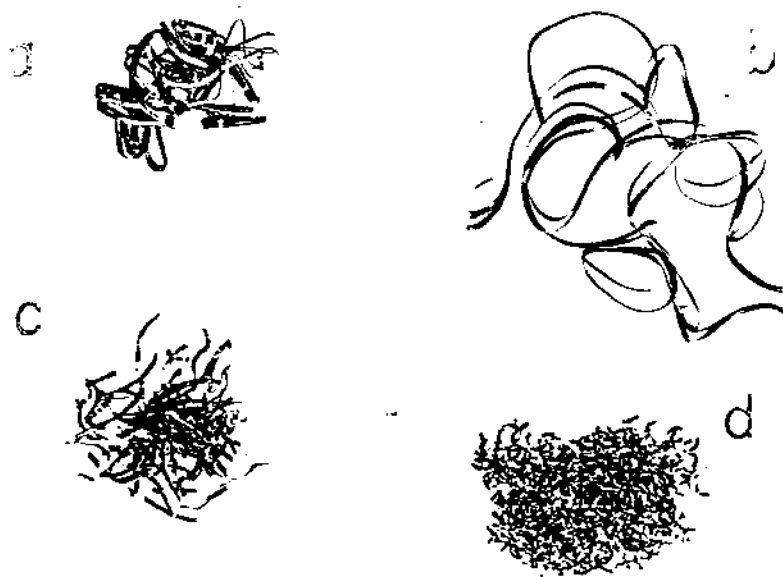
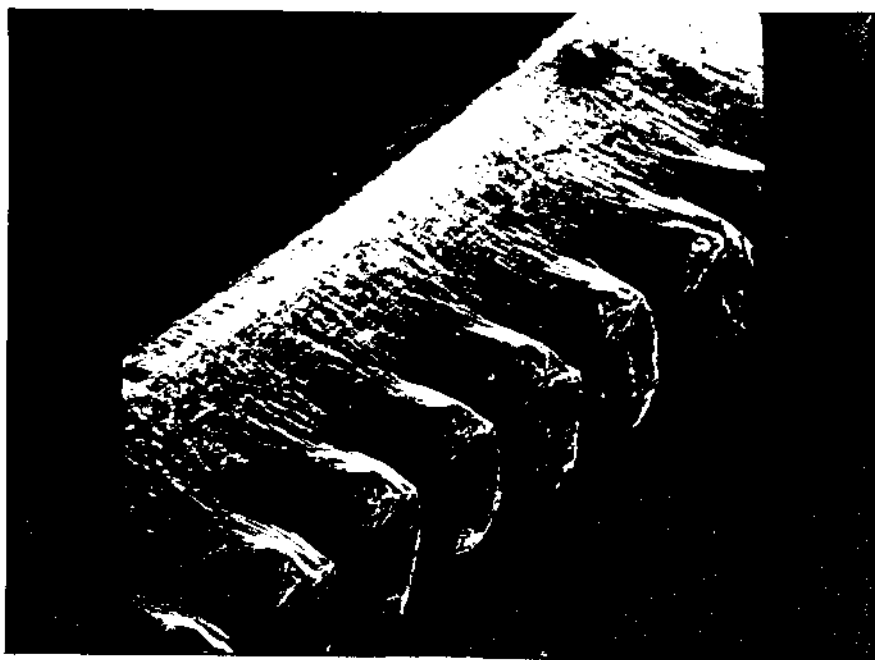
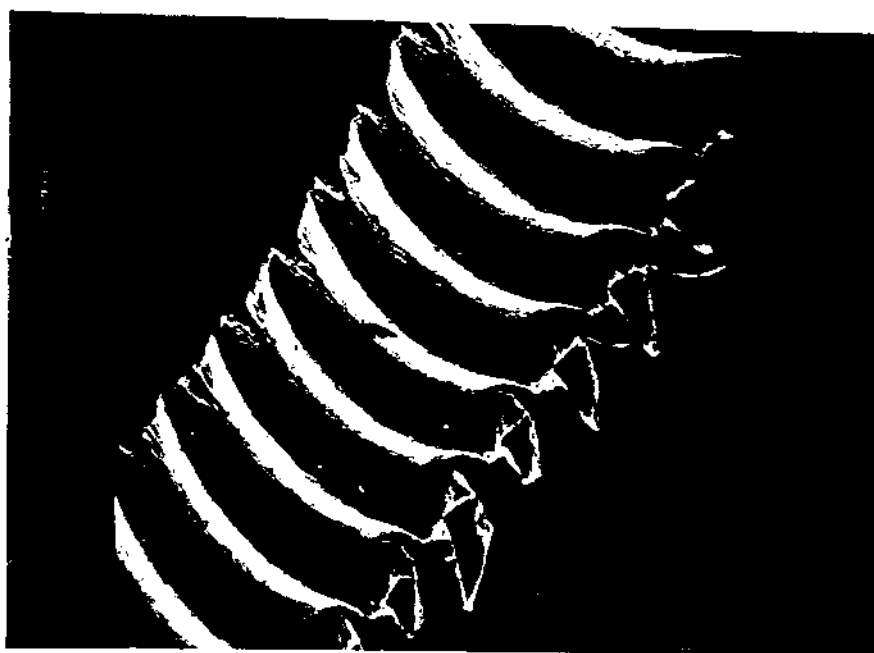


FIGURA 4.14 (a-b) - Fotografia, Não Ampliada, de Amostras de Cavacos Recolhidos durante a Realização dos Experimentos Delineados no Ítem 3.3.3 (Objetivo 3) — (a) 52100 Recozido — (b) M2 Recozido — (c) 52100 Temperado — (d) M2 Temperado

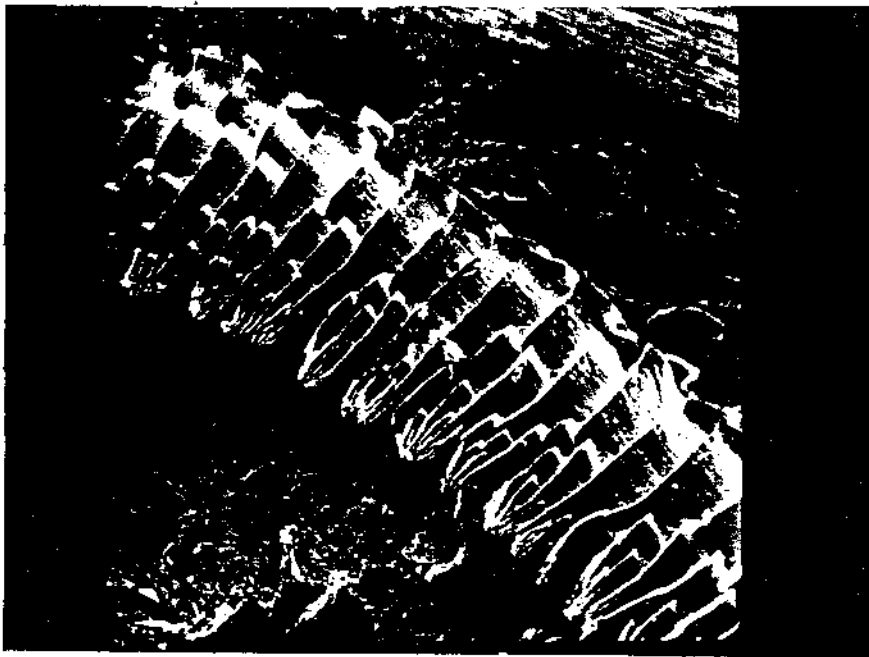


(a) Aço 52100 Recozido (30 X)



(b) Aço M2 recozido (30 X)

FIGURA 4.15 (a-b) - Fotografias, Ampliadas, de Amostras dos Cavacos mostradas nas figuras 4.14 (a-b).

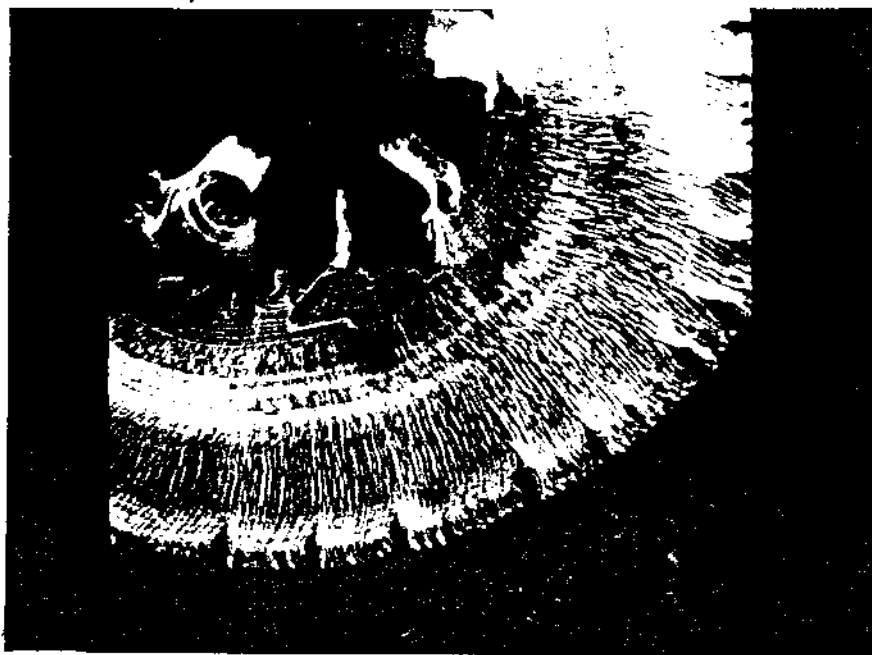


(c) Aço 52100 Temperado (30 X)

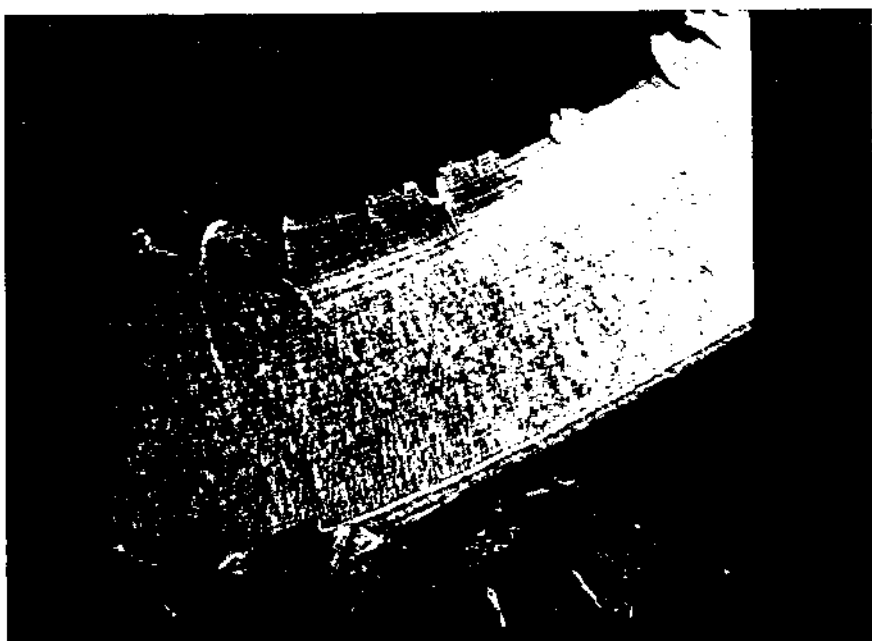


(d) Aço M2 temperado (60 X)

FIGURA 4.15 (c-d) - Fotografias, Ampliadas, de Amostras dos Cavacos mostrados nas figuras 4.14 (c-d)



(a) Usando Inserto de Cerâmica ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$)

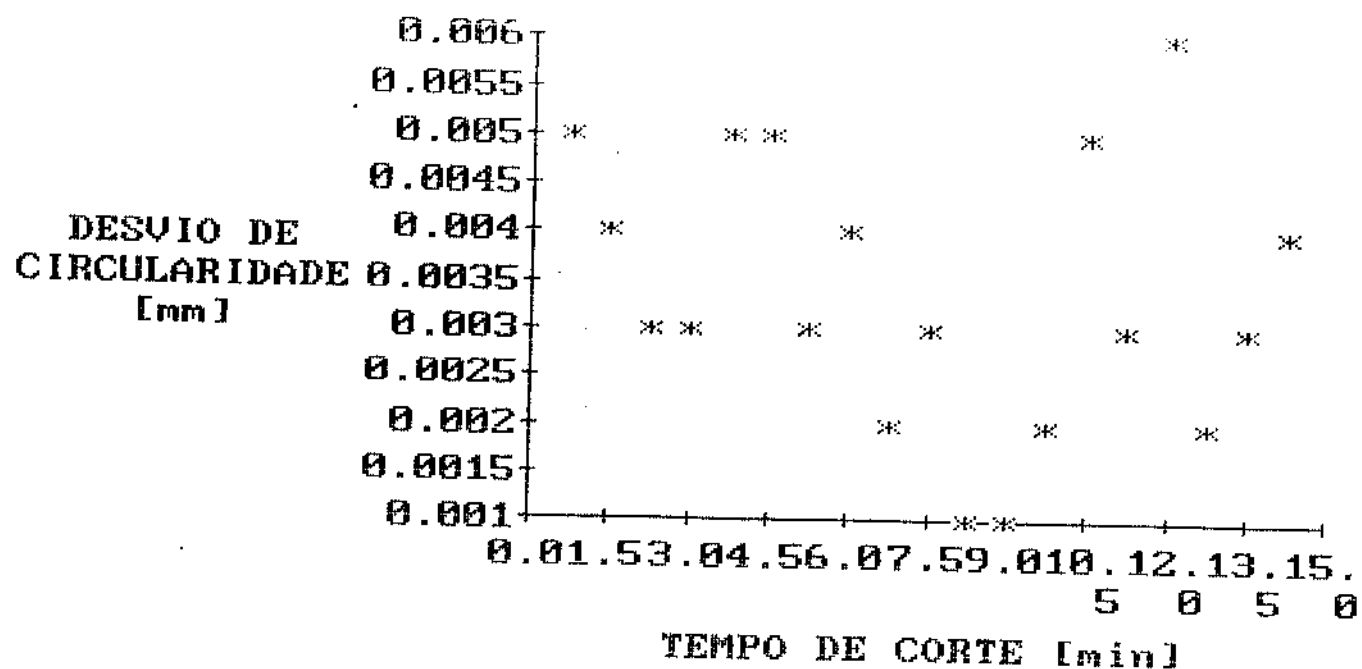


(b) Usando Inserto de PCBN1

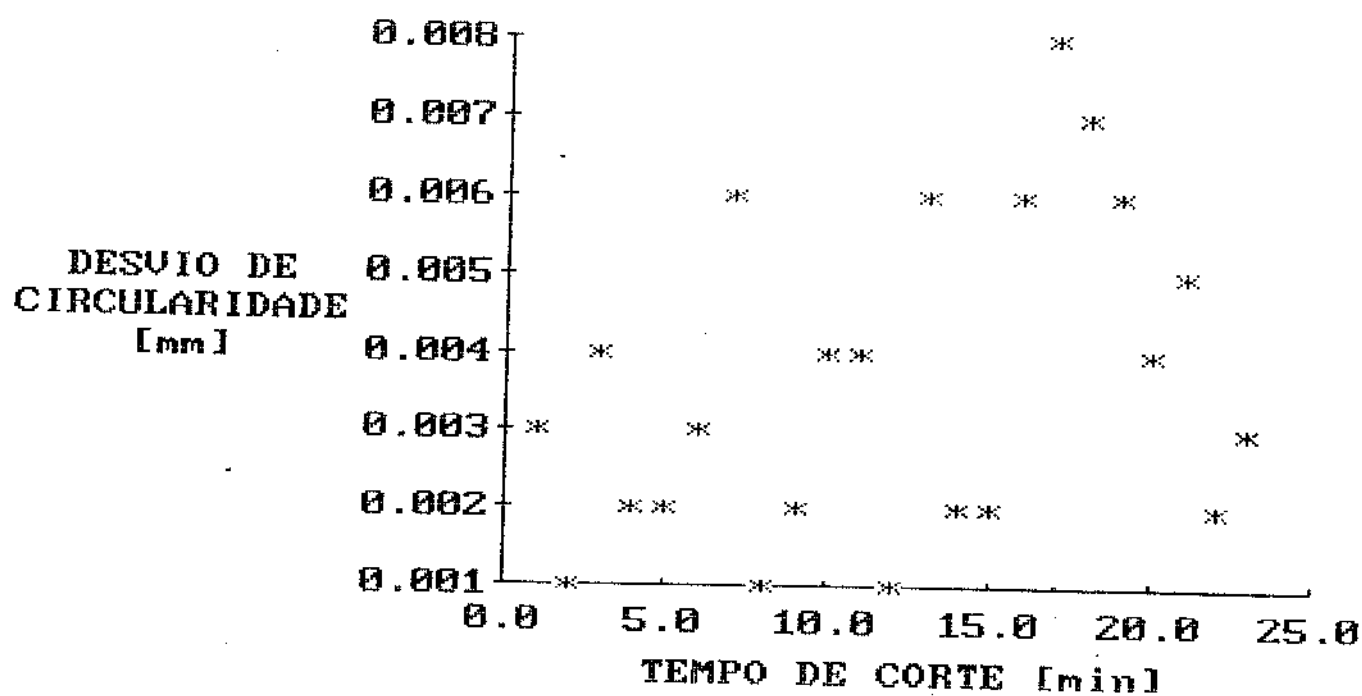
FIGURA 4.16 -Fotografia, Ampliação (30X), de Amostras de Cavacos Recolhidos Durante a Realização dos Experimentos Delineados no Ítem 3.3.4.1 ($V_c = 120 \text{ m/min}$ $f = 0,1 \text{ mm/v}$)

4.6 - OUTRAS OBSERVAÇÕES

Após a realização dos experimento descrito no item 3.3.4.1, nas condições $V_c = 120$ m/min; $f = 0,10$ mm/v; $a_p = 0,3$ mm usando inserto de PCBN1 e $V_c = 100$ m/min; $f = 0,08$ mm/v; $a_p = 0,3$ mm com fluido refrigerante e usando inserto de cerâmica mista ($Al_2O_3 + TiC$) fez-se a medição dos desvios de circularidade e cilindricidade das peças torneadas. Os desvios de circularidade apresentaram um comportamento aleatório, em função da variação do tempo de corte (ver figuras 4.17a e 4.17b). Por outro lado, observa-se que os desvios de cilindricidade apresentam uma tendência (crescente com o tempo de corte). Ver figuras 4.18a e 4.18b. Isto pode ser explicado através da suposição do aumento da força passiva (força perpendicular ao plano de trabalho) com o aumento do desgaste da ferramenta, fato este que pode ser comprovado através do aumento das outras componentes da força de usinagem (corte e avanço), que neste caso foi estimado pelos valores de corrente elétrica do motor principal e do motor de avanço. Além disso Nakayama, K. et al. [8], reportaram que a força passiva aumenta muito com o aumento do desgaste, causando erros dimensionais e geométricos, devido a deformação elástica do sistema máquina-ferramenta-peça.

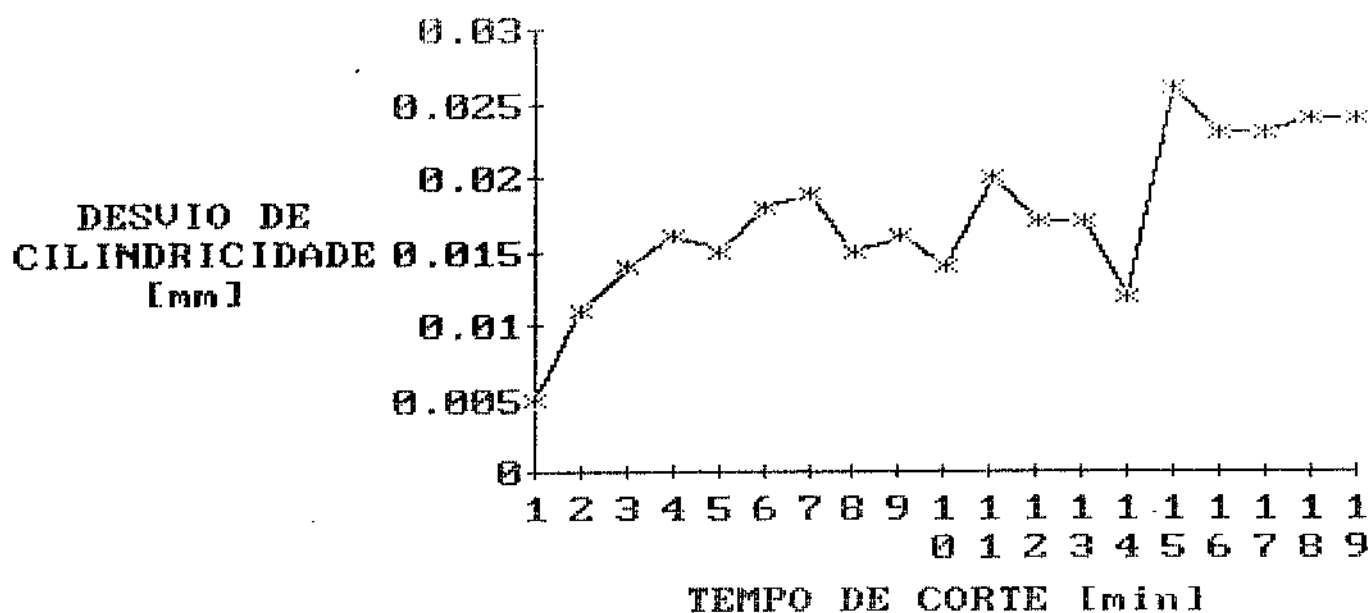


(a) - Inserto de Cerâmica ($V_c = 100$ m/min; $f = 0,08$ mm/v) com fluido Refrigerante.

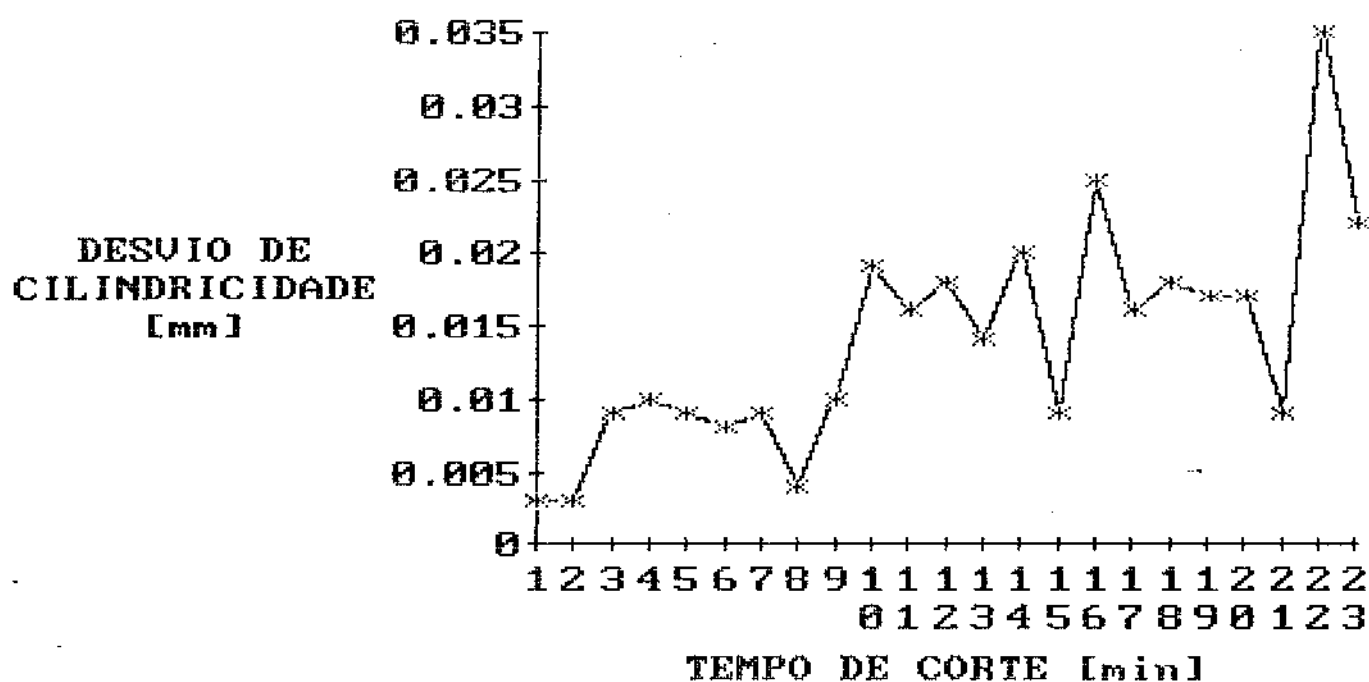


(b) - Inserto de PCBN1 ($V_c = 120$ m/min; $f = 0,10$ mm/v).

FIGURA 4.17 - Influência do Tempo de Corte (t_c) Sobre os Desvios de Circularidade, Medidos Durante a Realização dos Experimentos Delineados no Ítem 3.3.4.1.



(a) - Inserto de Cerâmica ($V_c = 100$ m/min; $f = 0,08$ mm/v) com fluido Refrigerante.



(b) - Inserto de PCBN1 ($V_c = 120$ m/min; $f = 0,10$ mm/v)

FIGURA 4.18 - Influência do Tempo de Corte (t_c) Sobre os Desvios de Cilindricidade, Medidos Durante a Realização dos Experimentos Delineados no Ítem 3.3.4.1.

5 - CONCLUSÕES FINAIS

Baseando-se nos dados aqui obtidos e na literatura pesquisada, pode-se concluir que o torneamento de aços endurecidos é tecnicamente viável. Consequentemente, a substituição de operações de retificação desses materiais pelo torneamento é uma alternativa importante dentro do processo de manufatura. Entretanto, a viabilidade econômica deve ser usada como suporte de decisão na análise dos diferentes casos encontrados no cotidiano da indústria metal-mecânica.

Do ponto de vista técnico, as principais conclusões, dentre as apresentadas no capítulo 4, foram as seguintes:

i) SOBRE A RUGOSIDADE SUPERFICIAL

- existe uma condição limite na qual a variação dos fatores (r_c , f , V_c) pouco altera o valor da rugosidade superficial. Porém, a rigidez do sistema máquina-ferramenta-peça passa a ser o fator de maior preponderância.

ii) SOBRE A FORÇA DE USINAGEM

- para separar o efeito real da condição de tratamento térmico do material da peça (dureza), torna-se necessário o uso de insertos mais resistentes do que os aqui ensaiados — pois a deterioração prematura da aresta de corte, que ocorreu no torneamento dos aços endurecidos nas condições aqui experimentadas, "mascara" a comparação dos dados obtidos.

iii) SOBRE A DETERIORAÇÃO DA FERRAMENTA

- Aços com mesma dureza porém com diferentes composições químicas influenciam diferentemente sobre o processo de deterioração da ferramenta.

6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

i) realizar experimentos com ferramentas mais resistentes e (ou) com condições de corte mais suaves que as utilizadas aqui, para avaliar o efeito real da dureza do material da peça sobre as componentes da força de usinagem.

ii) realizar um estudo detalhado sobre os mecanismos de desgaste, predominantes no torneamento de aços endurecidos.

iii) realizar experimentos em operações de fresamento.

iv) fazer um estudo da viabilidade econômica da substituição da retificação pelo torneamento de aços endurecidos, usando dados coletados na indústria.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] - Evershein, W. & Binding, J. "Processes of Substitution"
Annals of the CIRP, Vol. 36/2/1987 - pg. 441-442
- [2] - König, W. et al "Alternative Processes For Cost Reduction"
Annals of the CIRP, Vol. 36/2/1987 - pg. 443-444
- [3] - Tönshoff, H. K. "Processing Alternatives For cost Reduction"
Annals of the CIRP, Vol. 36/2/1987 - pg. 445-447
- [4] - Nakayama, K. "The Formation of Saw-toothed Chip"
in Proceeding International Conference on Production Engineering Tokyo - 1974 - pg. 572-577
- [5] - König, W. et al. "Machining Hard Materials With Geometrically Defined Cutting Edges - Field of Applications and Limitations"
Annals of the CIRP, Vol. 39/1/1990 - pg. 61-64
- [6] - Chao, B. T. & Trigger, K. J. "Cutting Temperatures and Metal-cutting Phenomena"
Transactions of the ASME, Vol. 73/6/1951 - pg. 777-793
- [7] - Matsumoto, Y. et al. "Cutting Mechanism During Machining of Hardened Steel"
Materials Science and Technology, Vol. 3/Abril/1987
pg. 299-305
- [8] - Nakayama, K. et al. "Machining Characteristics of Hard Materials"
Annals of the CIRP, Vol. 37/1/1988 - pg. 89-92
- [9] - Matsumoto, Y. et al. "Effect of Machining Processes on the Fatigue Strength of Hardened AISI 4340 Steel"
Journal of Engineering for Industry, Vol. 113/maio/1991
pg. 154-159

- [10] - König, W. et al. "Machining of Hard Materials"
Annals of the CIRP, Vol. 33/2/1984 - pg. 417-427
- [11] - Weindorf, T. "DBC50 for Finish-turning Hardened HSS"
Industrial Diamond Review, Vol. 48/3/1988 - pg. 112-114
- [12] - König, W. & Wand, Th. "Turning Bearing Steel With Amborite & Ceramic"
Industrial Diamond Review, Vol. 47/3/1987 - pg. 117-120
- [13] - Material da Palestra Proferida Pelo Professor MARK WISE em
Abril de 1992 na Faculdade de Engenharia Mecânica da
Universidade Estadual de Campinas
- [14] - Narutaki, N. & Yamane, Y. "Tool Wear and Cutting Temperature
of CBN Tools in Machining of Hardened Steels"
Annals of the CIRP, Vol. 28/1/1979 - pg. 23-28
- [15] - Hodgson, T. & Trendler, P. H. H. "Turning Hardened Tool Steels
With Cubic Boron Nitride Inserts"
Annals of the CIRP, Vol. 30/1/1981 - pg. 63-66
- [16] - Krumrei, E. W. "Machining Applications and Performance of COMPAX
Blank Tools and BZN Compact Tools"
in Conference on Tools and Dies for Industry,
the University of Birmingham — Birmingham, England - 1976
- [17] - Van Vlack, L. H. "Propriedades dos Materiais Cerâmicos"
Tradução: Cid Siveira & Shiroyuki Oniki
Edgard Blücher - São Paulo - 1973
- [18] - Brinksmeier, E. & Bartsch, S. "Ceramic Cutting Tools -
Material Characteristics and Load Types Determine Wear
Mechanisms"
Annals of the CIRP, Vol. 37/1/1988 - pg. 97-100

- [19] - Komanduri, R. & Samanta, K. "Ceramics"
Metals Handbook, Vol. 16/1989 - pg. 98-103 - Nona edição
- [20] - Baldoni, J. G. & Buljan, S. G. "Ceramics for Machining"
American CERAMIC Society BULLETIN, Vol. 67/2/1988 - pg. 381-3
- [21] - Jack, D. H. "Ceramic Cutting Tool Materials"
Materials & Design, Vol. 7/5/1986 - pg. 267-273
- [22] - Vigneau, J. et al. "Influence of the Microstructure of the Composite Ceramic Tools on Their Performance When Machining Nickel Alloys"
Annals of the CIRP, Vol. 36/1/1987 - pg. 13-16
- [23] - Wei, G. C. & Becher, P.F. "Development of SiC-Whisker Reinforced Ceramics"
American CERAMIC Society BULLETIN, Vol. 64/2/1985 pg. 298-304
- [24] - Sorrell, C. C. & McCartney, E. R. "Engineering Nitrogen Ceramics: Silicon Nitride, β' - Sialon and Cubic Boron Nitride"
Materials Forum, Vol. 9/3/1986 - pg. 148-161
- [25] - Jack, K.H. "Sialon Tool Materials"
Metals Technology, Vol. 9/julho/1982 - pg. 297-301
- [26] - Bhattacharyya, S.K. & Jawaid, A. "Sialon Ceramics in Metal Cutting"
International Journal of Production and Research, Vol. 19/5/1981 - pg. 589-594
- [27] - Ezugwu, E. O. & Wallbank, J. "Manufacture and Properties of Ceramic Cutting Tools: a Review"
Materials Science and Technology, Vol. 3/novembro/1987 pg. 881-887

- [28] - Furukawa, M. "Alumina Ceramic Tools"
American CERAMIC Society BULLETIN, Vol. 62/12/1983
pg. 1384-1387
- [29] - Quinn, D. G. & Morrell, R. "Design Data for Engineering Ceramics
a Review of Flexure Test"
Journal of the American Ceramic Society, Vol. 74/9/1991 -
pg. 2037-2066
- [30] - Kingery, W. D. et al. "Introduction to Ceramics"
John Wiley & Sons - New York - Second Edition, 1976
- [31] - Vigneau, J. & Bordel, P. "Reliability of Ceramic Cutting Tools"
Annals of the CIRP, Vol. 37/1/1988 - pg. 101 - 104
- [32] - Burden, S. J. et al. "Comparison of Hot-isostatically-pressed
and Uniaxially Hot-pressed Alumina-Titanium-Carbide Cutting
tools"
American CERAMIC Society BULLETIN, Vol. 67/6/1988
pg. 1003-1005
- [33] - Freiman, S. W. "Brittle Fracture Behavior of Ceramics"
American CERAMIC Society BULLETIN, Vol. 67/2/1988 pg. 392-402
- [34] - Gruss, W. W. "Ceramic Tools Improve Cutting Performance"
American CERAMIC Society BULLETIN, Vol. 67/6/1988 -
pg. 993-996
- [35] - Whitney, E. D. & Vaidyanathan, P. N. "Microstructural
Engineering of Ceramic Cutting Tools"
American CERAMIC Society BULLETIN, Vol. 67/6/1988
pg. 1010-1014

- [36] - Billlman, E. R. et al. "Machining With Al_2O_3 -SiC-Whisker Cutting Tools"
- American CERAMIC Society BULLETIN, Vol. 67/6/1988
pg.1016-1019
- [37] - Wentorf, R. H. "Cubic Form of Boron Nitride"
- The Journal of Chemical Physics, Vol. 26/4/1957 - pg. 956
- [38] - Satou, M. et al. "Nitride Film Formation by Ion and Vapour Deposition"
- Nuclear Instruments and Methods in Physics Research,
Vol. B7/8/1985 - pg. 910-914
- [39] - Andoh, Y. et al. "On the Formation of BN by Ion Beam and Vapour Deposition"
- Nuclear Instruments and Methods in Physics Research,
Vol. B33/1988 - pg. 678-680
- [40] - Lin, W.L. et al. "Characterization of Boron Nitride Films Prepared by the Dual Ion Beam Deposition Technique"
- Materials Science and Engineering, Vol. B7/1990 - pg. 107-110
- [41] - Wentorf, R. H. "Synthesis of the Cubic Form of Boron Nitride"
- The Journal of Chemical Physics, Vol. 34/3/1961 - pg. 809-812
- [42] - Bundy, F.P. & Wentorf, R.H. "Direct Transformation of Hexagonal Boron Nitride to Denser Forms"
- The Journal of Chemical Physics, Vol. 38/5/1963
pg. 1144-1149
- [43] - Wakatsuki, M. et al. "Synthesis of Polycrystalline Cubic BN"
- Materials Research Bulletin, Vol. 7/9/1972 - pg. 999-1004

- [44] - Sawaoka, A. "Boron Nitride: Structural Changes by Shock Compression and Preparation of Superhard Compacts by Very High Pressure Sintering"
American CERAMIC Society BULLETIN, Vol. 62/12/1983
pg. 1379-1383
- [45] - Heath, P.J. "Ultrahard Tool Materials"
Metals Handbook, Vol. 16/1989 - pg. 105- 17 - Nona edição
- [46] - Hibbs, L. E. & Wentorf, R.H "Borazon and Diamond Compact Tools"
High Temperatures - High Pressures, Vol. 6/1974 - pg. 409-413
- [47] - Wentorf, R. H. et al. "Sintered Superhard Materials"
Science, Vol. 208/4446/1980 - pg. 872-880
- [48] - Informações Sobre o Amborite
De Beers, Catálogo Técnico - 1989
- [49] - Gardinier, C. F. "Physical Properties of Superabrasives"
American CERAMIC Society BULLETIN, Vol. 67/6/1988 pg. 1006-10
- [50] - Boehs, L. "Resultados Atraentes Com Ferramentas Cerâmicas"
Máquinas e Metais - Maio/1987 - pg. 24 - 27
- [51] - Pipkin, N. J. et al. "Amborite — a Remarkable New Cutting Material From De Beers"
Industrial Diamond Review, Vol. 40/6/1987 - pg. 203-206
- [52] - Claussen, N. & Pilyankevich, A. N. "Toughening of BN by Stress-Induced Phase Transformation"
Materials Research Bulletin, Vol. 13/5/1978 - pg. 413-417
- [53] - Sandvik - Coromant "Turning Tools and Inserts"
Catálogo Técnico — Seção "Ceramics" - 1990
- [54] - SPK Feldmühle — Catálogos Sobre Insertos Cerâmicos e Aplicações — Divulgado por Gremafer Ltda

- [55] - Vigneau, J. & Boulanger, J. "Behaviour of Ceramic Tools During the Machining of Nickel Base Alloys"
Annals of the CIRP, Vol. 31/1/1982 - pg. 35-39
- [56] - Shaw, M. C. et al. "Tool Fracture at the End of a Cut - Part 1: Foot Formation"
Journal of Engineering for Industry, Vol. 113/novembro/1988
pg. 333-338
- [57] - Braga, D. U. "Monitoramento do Processo de Torneamento Via Parâmetros Elétricos do Motor da Máquina"
Tese de Mestrado - DEF/FEM - UNICAMP, 1992
- [58] - Nakayama, K. et al. "Peculiarity in the Grinding of Hardened Steel"
Annals of the CIRP, Vol. 23/1/1974 - pg. 89-90
- [59] - Sundaram, R. M. & Lambert, B. K. "Mathematical Models to Predict Surface Finish in Fine Turning of Steel - Part 1"
International Journal of Production Research, Vol. 19 1981,
pg 19-22
- [60] - Sundaram, R. M. & Lambert, B. K. "Surface Roughness Variability of AISI 4140 Steel in Fine Turning Using Carbide Tools"
International Journal of Production Research, Vol. 17/3/1981,
pg 249-258
- [61] - Mital, A. & Mehta, M "Surface Finish Prediction Models for Fine Turning"
International Journal of Production Research, Vol.
26/12/1988 - pg 1861-1876
- [62] - Santa, W. D. "estudo da Modelagem Matemática Para Otimização das Condições de Usinagem"
Tese de Doutorado - DEF/FEM - UNICAMP, 1989

- [63] - Komanduri, R. Brown, R. H. "On the Mechanics of Chip Segmentation in Machining"
Journal of Engineering for Industry, Vol. 113/1/1988
pg. 333-338
- [64] - Box, G. E. P., et al. "Statistics for Experimenters an Introduction to Design, Data Analysis, and Model Building"
John Wiley & Sons - New York - 1978
- [65] - Snedecor, G. W.; Cochran, W. G. "Statistical Methods"
The Iowa State University Press - Ames, Iowa, U.S.A.
Seventh Edition, 1980

ANEXO A

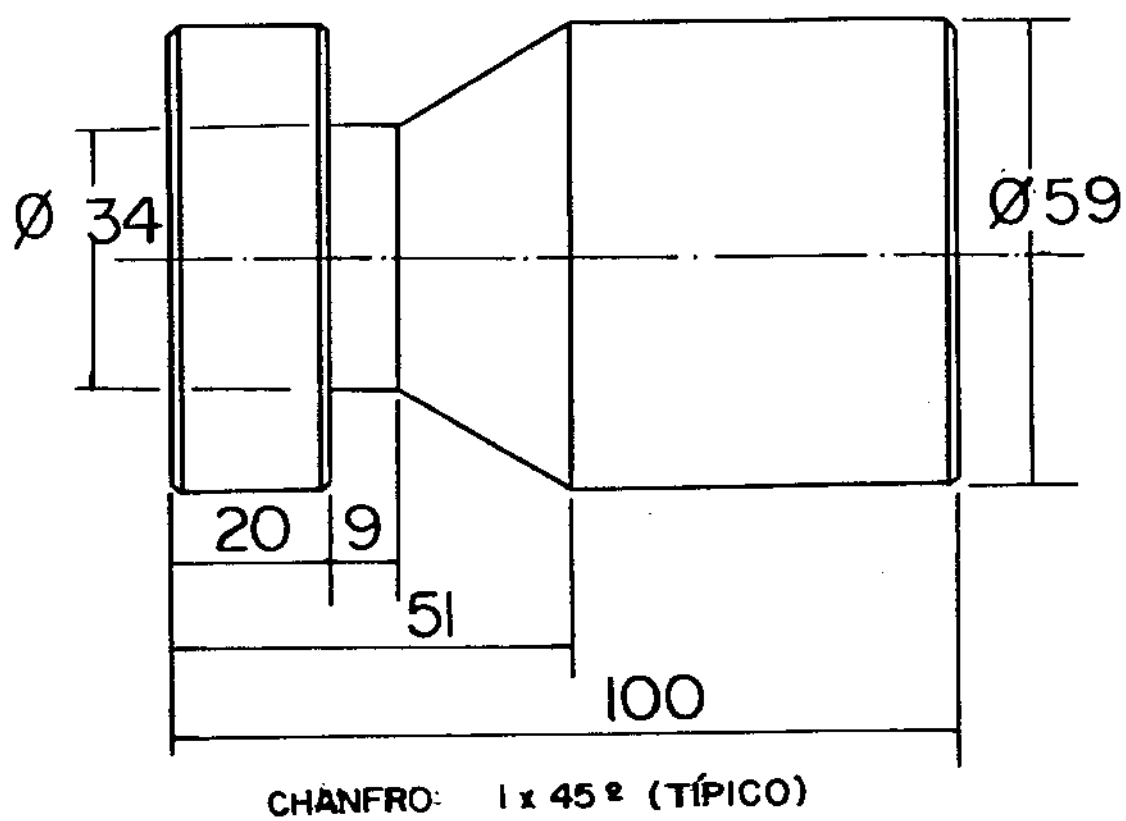


FIGURA A1 - Desenho da Peça Utilizada nos Experimentos

ANEXO B

CONDIÇÕES DE TRATAMENTO TÉRMICO

A) AÇO ABNT M2

TÊMPERA

- pré-aquecimento: 400^o C por 1h. em banho de sal
840^o C por 0,5 h. em banho de sal
- aquecimento: 1170^o por 10 min.
- resfriamento: 550^o por 30 min

REVENIMENTO

- * - 560^o C por 1,5 h. em banho de sal
- ** - 580^o C por 1,5 h. em banho de sal

B) AÇO ABNT 52100

TÊMPERA

- pré-aquecimento: 400^o C por 2 h.
- aquecimento: 860^o C por 1 h. (banho de têmpera ativado com 3,45 % de cianeto)

REVENIMENTO

- 160^o C por 10 min. em banho de sal tipo martêmpera
- 160^o C por 2 h. em banho de sal tipo martêmpera
- 160^o C por 2 h. em banho de sal tipo martêmpera

COMPOSIÇÃO QUÍMICA

TABELA B1 - Composição Química dos Materiais Ensaaiados

ESPECIFICAÇÃO (ABNT)	ELEMENTOS QUÍMICOS (%)									
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Ni	S	P
M2	0,87	0,28	0,29	4,3	4,84	1,94	6,40	0,26	--	0,03
52100	1,03	0,23	0,35	1,40	0,04	--	--	0,11	0,01	0,01

DUREZA DAS PEÇAS ENSAIADAS

Para os materiais endurecidos (ABNT 52100 E ABNT M2) determinou-se o perfil radial de dureza (escala Rc), após cortar uma amostra (tamanho 1) de cada material. O corte foi feito com eletroerosão a fio, medindo-se a dureza em 32 pontos, conforme indicado na figura B1. Deve ser lembrado que os corpos de prova do aço ABNT 52100 só foram torneados até uma profundidade máxima de 2 mm, já que este material apresentou uma grande variação de dureza no sentido radial. Para o aço M2, entretanto, essa profundidade foi maior (até 5mm em algumas peças). Ver resultados nas tabelas B2 e B3. Após a realização dos ensaios, a dureza de algumas peças foi medida (aleatoriamente), observando-se um valor médio de 60 ± 2 Rc em ambos os materiais.

A dureza dos aços recozidos foi medida em amostras recolhidas diretamente nas barras e após a fabricação dos corpos de prova. Porém a determinação do perfil radial não foi realizada, pois estas peças foram torneadas com profundidade máxima de 2 mm, donde se espera uma pequena variação de dureza. Verificou-se uma pequena variação nas medidas e um valor médio de 91 Rb (esfera de 1/16" — 100 Kg) para o aço 52100 e 100 Rb para o aço M2.

TABELA B2 - Dureza [Rc] (Variação Radial e Circunferencial) Amostra do Aço

POSIÇÃO RADIAL	POSIÇÃO CIRCUNFERENCIAL			
	A	B	C	D
1	60,5	61,0	61,0	61,5
2	56,5	60,5	61,0	59,0
3	60,5	60,5	61,0	60,0
4	59,0	60,5	61,0	60,5
5	60,0	60,5	61,0	60,5
6	60,5	60,5	61,0	60,0
7	59,5	61,0	60,5	60,0
8	61,0	61,0	60,5	60,5

TABELA B3 - Dureza [Rc] (Variação Radial e Circunferencial) Amostra do Aço ABNT 52100

POSIÇÃO RADIAL	POSIÇÃO CIRCUNFERENCIAL			
	A	B	C	D
1	61,0	59,0	59,0	59,5
2	61,0	57,0	62,0	60,5
3	47,0	50,0	40,0	51,0
4	42,0	41,5	49,0	43,5
5	40,0	40,0	43,0	41,5
6	42,5	41,5	41,5	43,0
7	44,5	44,5	43,5	45,0
8	45,0	44,5	44,5	45,5

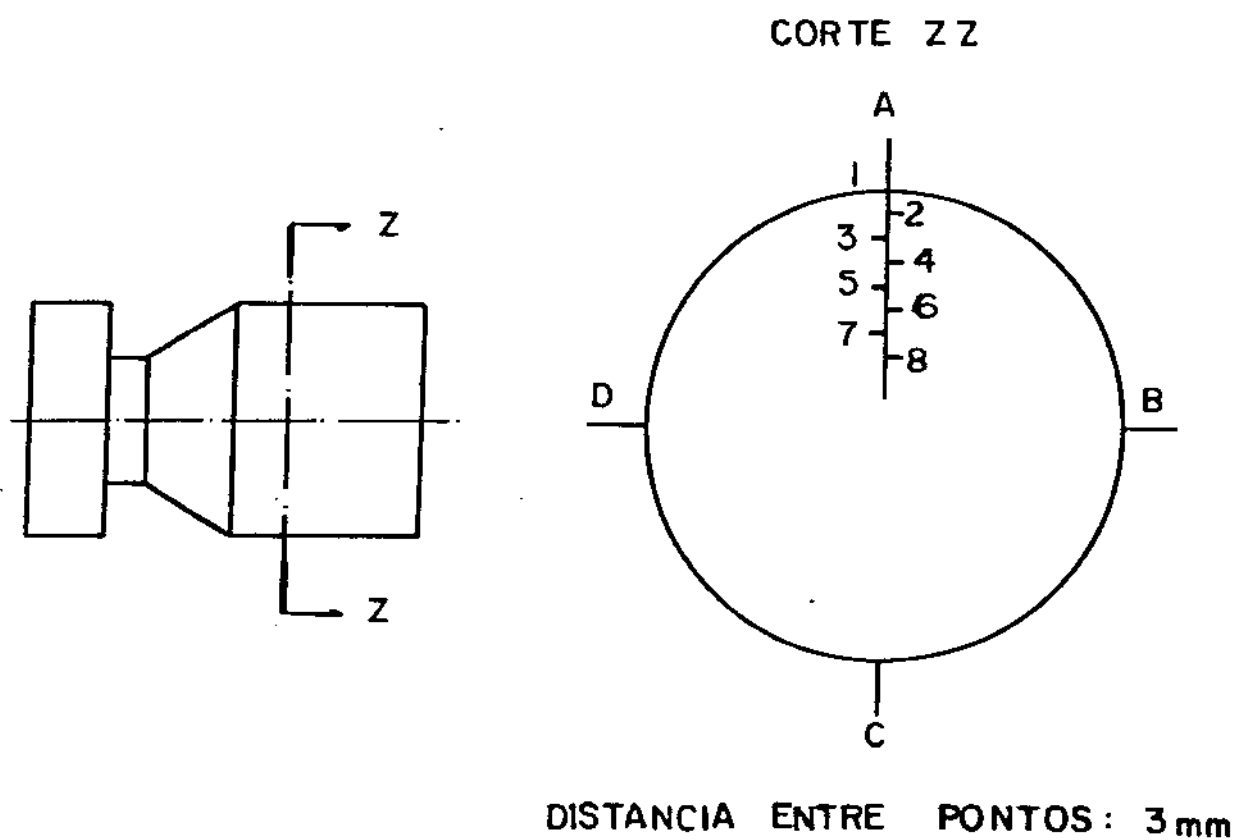
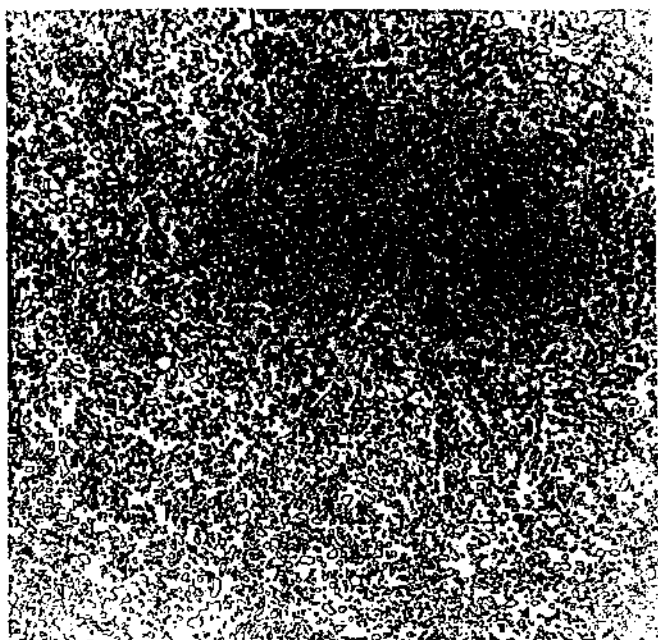


FIGURA B1 -Desenho Esquemático — Seção Transversal do Corpo de Prova e Pontos de Medição de Dureza Rc (Cone 120 ° — 150 Kg)

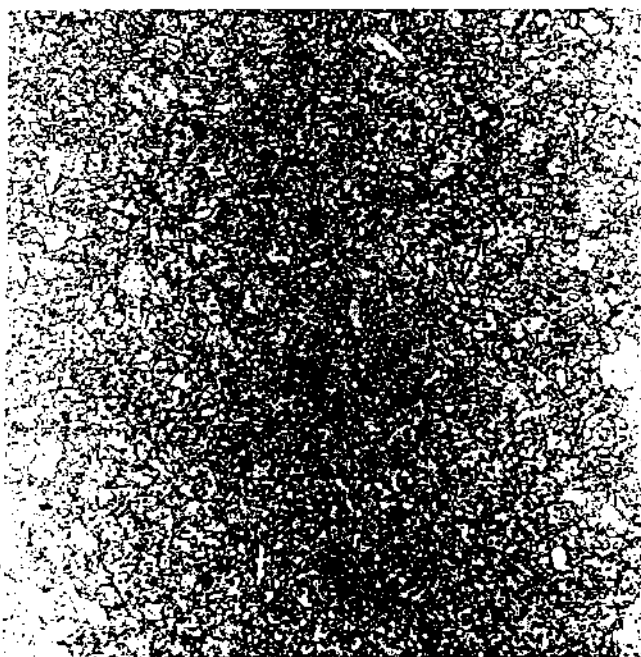


(a)

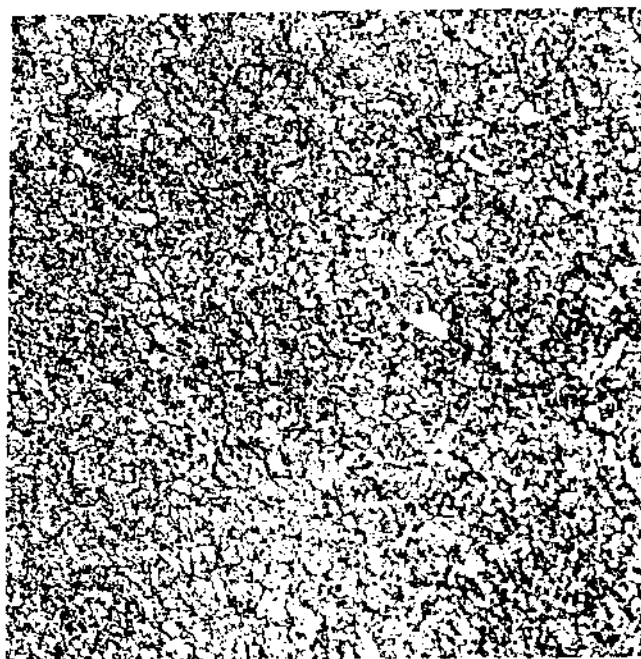


(b)

FIGURA B2 - Fotomicrografias de amostras do aço ABNT 52100 (a) recozido
(b) temperado e revenido. Aumento 800 X

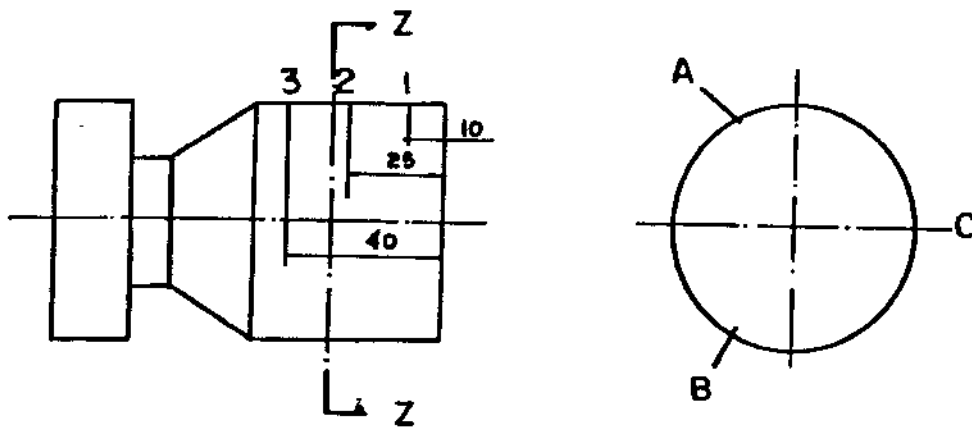


(a)



(b)

FIGURA B3 - Fotomicrografias de amostras do aço ABNT M2 (a) recozido
(b) temperado e revenido. Aumento 800 X



SEÇÃO Z-Z (TÍPICA)

OS PONTOS A-B-C
SÃO EQUIDISTANTES

FIGURA C1 - Desenho Esquemático do Método Utilizado na Medição da Rugosidade Superficial (total de 9 pontos por Peça)

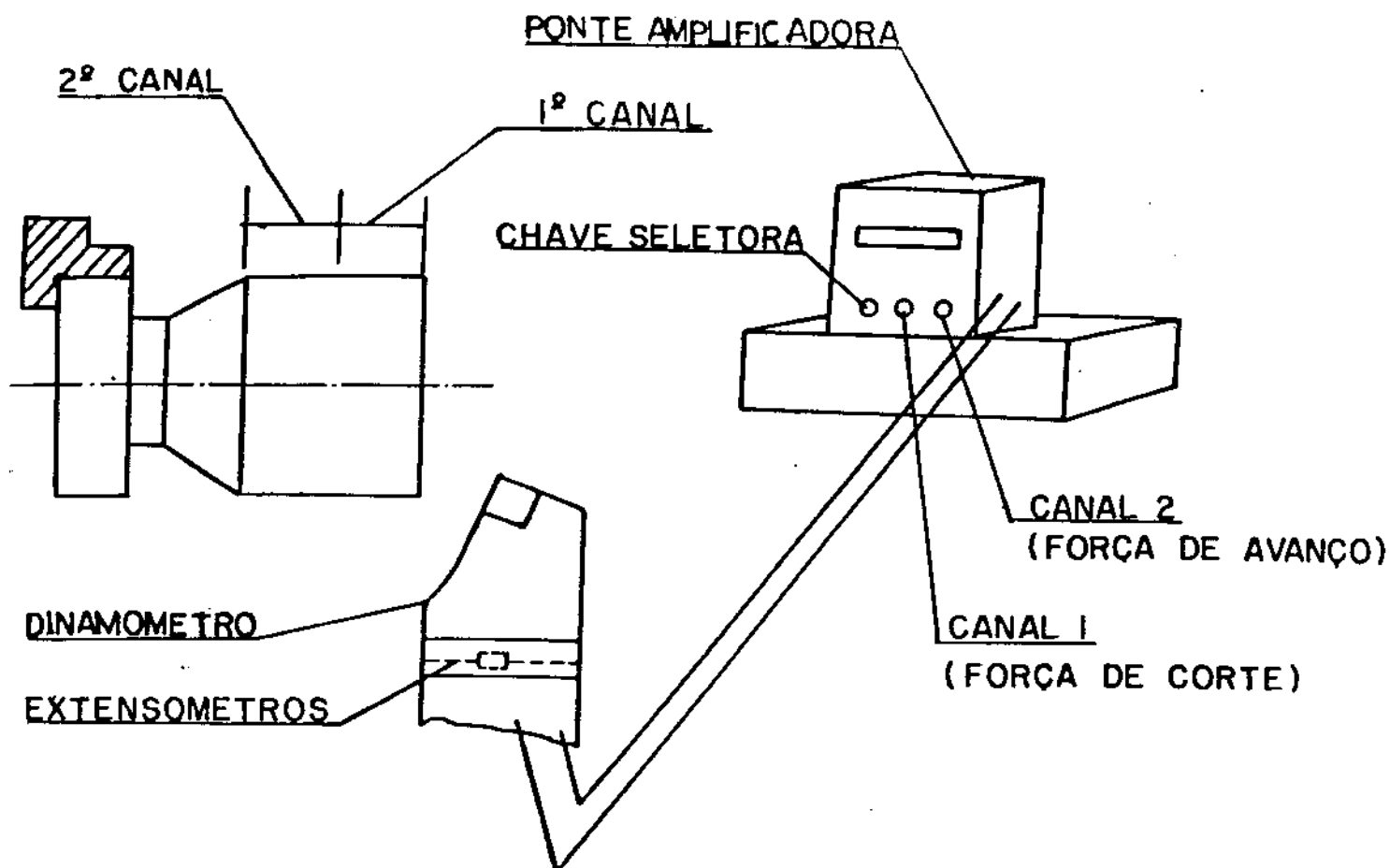


FIGURA C2 - Desenho Esquemático do Método Empregado na Medição das Componentes da Força de Usinagem (Corte & Avanço)

OBS.:

- * - a leitura realizada no primeiro canal (força de corte ou de avanço) foi feita até a metade do percurso de avanço. Em seguida a ponte amplificadora era "chaveada" para o segundo canal onde era lido a segunda componente
- ** - a ordem de leitura das componentes corte e avanço foi alterada a cada passada

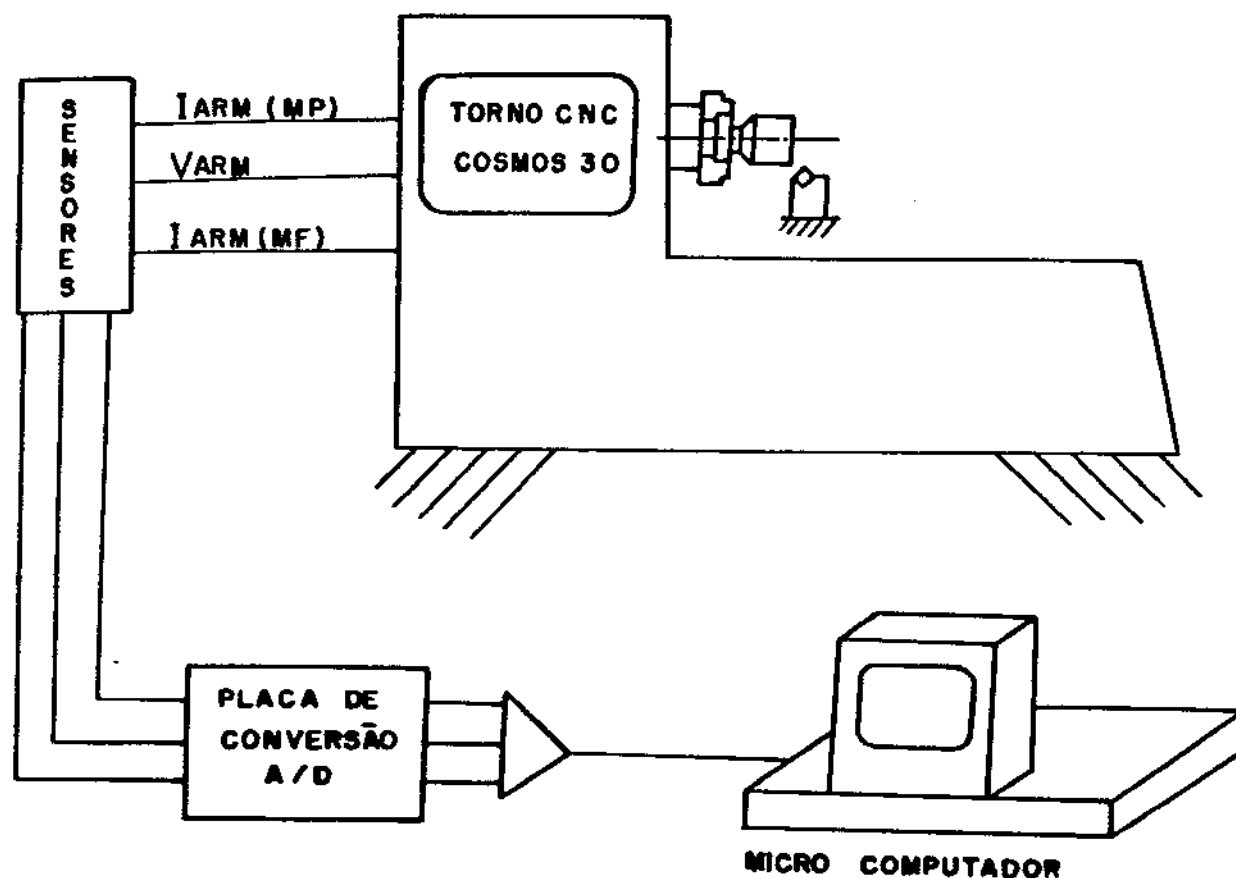


FIGURA C3 - Desenho Esquemático do Método Utilizado na Medição dos Parâmetros Elétricos (Corrente e Tensão) [57]

OBS.: - a cada passada obteve-se uma amostra de 100 pontos (corrente e tensão do motor principal e corrente do motor de avanço) A leitura foi iniciada após a ferramenta atingir um percurso de avanço da ordem de 15 mm, e foi feita numa frequência de 1 ponto a cada 2 rotações da peça.

ANEXO D

PROCEDIMENTO ESTATÍSTICO UTILIZADO NA ANÁLISE DOS DADOS APRESENTADOS E DISCUTIDOS NO CAPÍTULO 4.

Todos os cálculos e considerações estatísticas, efetuados aqui, foram baseados nas referências [64-65]

D1) COMPARAÇÃO DAS MÉDIAS (RUGOSIDADE INICIAL, CONFORME ÍTEM 3.3.4.1)

D1.1) ARESTAS DO INSERTO DE CERÂMICA MISTA ($Al_2O_3 + TiC$)

suposição: a deterioração ocorrida na aresta de corte, entre a primeira e a terceira passada é insignificante, portanto, as três passadas são consideradas como três repetições da condição ensaiada.

hipótese: não existe diferença entre os valores médios de rugosidade nas diferentes condições ensaiadas.

TABELA D1 - Rugosidade Inicial (R_a) — Valores Observados na Três Primeiras Passadas de Cada Condição Ensaída (Conf. Ítem 3.3.4.1 inserto de cerâmica mista ($Al_2O_3 + TiC$))

CONDIÇÃO Nº:	VELOCIDADE DE CORTE [m/min]	AVANÇO [mm/v]	RUGOSIDADE POR PASSADA R_a [μm]			MÉDIA R_a
			1ª	2ª	3ª	
1	100	0,08	0,17	0,18	0,16	0,17
2	140	0,08	0,18	0,17	0,17	0,17
3	140	0,12	0,17	0,16	0,18	0,17
4	100	0,12	0,17	0,17	0,19	0,18
5	120	0,10	0,23	0,17	0,19	0,20
5	120	0,10	0,14	0,17	0,22	0,18
5	120	0,10	0,14	0,19	0,18	0,17

TABELA D2 - Análise da Variância dos Dados Apresentados na Tabela D1

FONTE DE VARIAÇÃO	GRAUS DE LIBERDADE	SOMA DOS QUADRADOS	QUADRADO MÉDIO	TESTE DE FISHER
ENTRE CONDIÇÕES	6	0,0016	0,0003	$F = \frac{0,0003}{0,0005} = 0,6$
DENTRO DAS CONDIÇÕES	14	0,0073	0,0005	
TOTAL	20	0,0089	0,0004	

A taxa $F = 0,6$ indica que a variância dentro das condições é maior que a variância observada entre condições. Consequentemente pode-se dizer que a influência das condições de corte (velocidade e avanço) não foi significativa e que a diferença observada entre a rugosidade média inicial se deve à outros fatores, p. ex. a imprecisão do instrumento de medição (rugosímetro), e (ou) da não sustentação da suposição de replicações genuínas entre a primeira e a terceira passada da ferramenta.

D1.2) ARESTAS DO INSERTO DE PCBN1

suposição : a mesma do item D1.1

hipótese : a mesma do item D1.1

TABELA D3 - Rugosidade Inicial (Ra) — Valores Observados na Três Primeiras Passadas de Cada Condição Ensaada (Conf. Ítem 3.3.4.1 inserto de PCBN1)

CONDIÇÃO Nº:	VELOCIDADE DE CORTE [m/min]	AVANCO [mm/v]	RUGOSIDADE POR PASSADA Ra [μm]			MÉDIA Ra
			1ª	2ª	3ª	
1	100	0,08	0,24	0,18	0,15	0,19
2	140	0,08	0,20	0,19	0,18	0,19
3	140	0,12	0,21	0,17	0,18	0,19
4	100	0,12	0,18	0,24	0,17	0,20
5	120	0,10	valores não registrados			
5	120	0,10	0,20	0,16	0,21	0,19
5	120	0,10	0,19	0,18	0,12	0,16

TABELA D4 - Análise da Variância dos Dados Apresentados na Tabela D3

FONTE DE VARIAÇÃO	GRAUS DE LIBERDADE	SOMA DOS QUADRADOS	QUADRADO MÉDIO	TESTE DE FISHER
ENTRE CONDIÇÕES	5	0,0020	0,0004	$F = \frac{0,0004}{0,0010} = 0,4$
DENTRO DAS CONDIÇÕES	12	0,0124	0,0010	
TOTAL	17	0,0144	0,0008	

os comentários sobre o valor de F são os mesmos do ítem D1.1

D2 - INFLUÊNCIA DOS FATORES (VELOCIDADE E AVANÇO) SOBRE A VIDA DA FERRAMENTA, TENDO O TEMPO COMO VARIÁVEL DE RESPOSTA, PARA O CRITÉRIO $R_a = 0,5 \mu\text{m}$, CONFORME ÍTEM 3.3.4.1.

D2.1) ARESTAS DO INSERTO DE CERÂMICA MISTA ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$)

Por questão de facilidade a figura 3.4, foi reproduzida aqui.

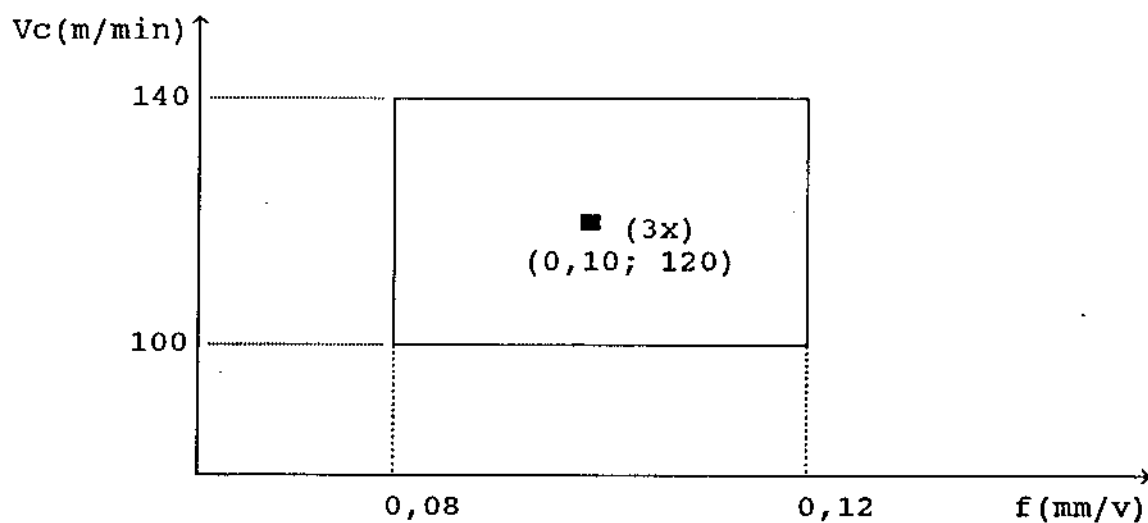


Figura D1 - Representação Esquemática do Experimento Fatorial Delineado no Ítem 3.3.4.1

Seja:

$V_c = 140 = V$ (nível mais alto do fator velocidade)

$V_c = 100 = v$ (nível mais baixo do fator velocidade)

$f = 0,12 = F$ (nível mais alto do fator avanço)

$f = 0,08 = f$ (nível mais baixo do fator avanço)

As quatro combinações possíveis são: VF; Vf; vF; e vf. A condição central ($V_c = 120$ e $f = 0,10$) foi repetida três vezes e foi utilizada para estimar o erro experimental. A comparação VF - vF estima o valor do efeito da velocidade quando o avanço é mantido no seu nível mais alto, enquanto que Vf - vf estima o efeito da velocidade quando o avanço é mantido no seu nível mais baixo. Os efeitos assim estimados são chamados efeitos simples. A média dos efeitos simples é chamada efeito principal. Os efeitos simples e principal do avanço são estimados de maneira análoga aos da velocidade.

TABELA D5 - Tempo de Corte observado quando a rugosidade superficial (R_a) atingiu o valor $0,5 \mu m$

COMBINAÇÃO		TEMPO DE CORTE [MIN]
vf		12,4
Vf		8,8
VF		4,3
vF		9,0
PONTO CENTRAL	R1	4,5
	R2	6,0
	R3	6,8

o desvio padrão (s), calculado a partir das repetições do ponto central foi de 1,2

o efeito principal da velocidade de corte (V_c) é igual a:

$$V_c = \frac{(vF - VF) + (Vf - Vf)}{2} = \frac{(9,0 - 4,3) + (12,4 - 8,8)}{2} = 4,2$$

o efeito principal do avanço (f) é igual a:

$$f = \frac{(Vf - VF) + (vf - vF)}{2} = \frac{(8.8 - 4,3) + (12,4 - 9,0)}{2} = 4,0$$

a interação entre a velocidade e o avanço pode ser calculada da seguinte maneira:

$$VcXf = \frac{(vf + VF) - (Vf + vF)}{2} = \frac{(12.4 + 2.3) - (8.8 + 9,0)}{2} = 0,6$$

D2.2) ARESTAS DO INSERTO DE PCBN1

TABELA D6 - Tempo de Corte observado quando a rugosidade superficial (Ra) atingiu o valor 0,5 µm

COMBINAÇÃO		TEMPO DE CORTE [MIN]
vf		18,0
Vf		7,2
VF		6,4
vF		14,3
PONTO CENTRAL	R1	valor não registr.
	R2	10,5
	R3	9,8

o desvio padrão (s), calculado a partir das duas repetições do ponto central é: 0,5

o efeito principal da velocidade de corte (Vc), calculado de modo análogo ao que foi feito para o inserto de cerâmica é igual a:

$$V_c = \frac{(14,3 - 6,4) + (18 - 7,2)}{2} = 9,3$$

o efeito principal do avanço será:

$$f = \frac{(7,2 - 6,4) + (18 - 14,5)}{2} = 2,2$$

a interação VcXf será:

$$V_c X f = \frac{(18 + 6,4) - (14,3 + 7,2)}{2} = 1,4$$

D3 - INFLUÊNCIA DOS FATORES — VELOCIDADE DE CORTE E AVANÇO — SOBRE O DESEMPENHO DAS ARESTAS DE PCBN1, TENDO COMO VARIÁVEL DE RESPOSTA A TAXA DE DESGASTE (VB/tc)

TABELA D7 - Taxa de Desgaste Observada em cada Condição Ensaída com Arestas de PCBN1.

COMBINAÇÃO		TAXA DE DESGASTE (VB/tc) [μm/min]
vf		23,4
Vf		56,7
VF		58,12
vF		25,3
PONTO CENTRAL	R1	valores não registrados
	R2	36,0
	R3	40,8

o desvio padrão (s), estimado a partir das duas repetições da condição central foi de 3,4.

o efeito principal da velocidade de corte (Vc) foi...

$$V_c = \frac{(25,3 - 58,2) + (23,4 - 56,7)}{2} = 33$$

o efeito principal do avanço (f) foi...

$$f = \frac{(56,7 - 58,2) + (23,4 - 25,3)}{2} = 1,7$$

a interação VcXf foi igual a:

$$V_c X f = \frac{(23,4 + 58,2) - (56,7 + 25,3)}{2} = 0,24$$