



AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**PROCESSAMENTO, USINAGEM E DESGASTE DE LIGAS
SINTERIZADAS PARA APLICAÇÕES AUTOMOTIVAS**

EDSON SOUZA DE JESUS FILHO

Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
Doutor em Ciências na Área de
Tecnologia Nuclear - Materiais.

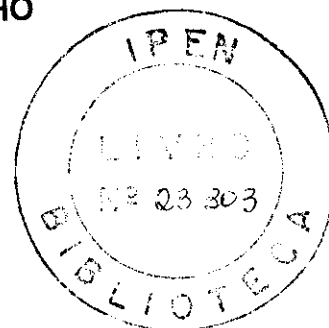
Orientador:
Dr. Jesualdo Luiz Rossi

**São Paulo
2006**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia Associada à Universidade de São Paulo

**PROCESSAMENTO, USINAGEM E DESGASTE DE LIGAS SINTERIZADAS
PARA APLICAÇÕES AUTOMOTIVAS**

EDSON SOUZA DE JESUS FILHO



**Tese apresentada como parte dos
requisitos para obtenção do grau de
Doutor em Ciências na Área de
Tecnologia Nuclear - Materiais.**

Orientador: Dr. Jesualdo Luiz Rossi

**São Paulo
2006**

À memória de minha mãe

eu dedico este trabalho.

“Para quem deu tudo de si sem nada pedir, meu profundo amor e eterna gratidão.

Obrigado mamãe”.

AGRADECIMENTOS

A Deus pela presença constante.

Ao meu orientador Dr. Jesualdo Luiz Rossi por ter confiado e acreditado no meu trabalho e pela participação preciosa, paciente e exaustiva em todas as etapas do mesmo.

Ao Dr. Lúcio Salgado pelo grande impulso na fase inicial deste trabalho e pelo apoio e constante disposição em dividir seus conhecimentos e sua larga experiência em metalurgia do pó e ao Dr. Jan Vatauvuk pela contribuição e orientações na etapa de qualificação.

Ao Dr. Francisco Ambrozio Filho pelo apoio em vários momentos e ao Dr. Edson Gomes que através de suas disciplinas me fez tomar gosto pelas análises pelo método dos elementos finitos, assunto ao qual pretendo me aprofundar futuramente.

À General Motors do Brasil pelo financiamento do projeto e aos seus colaboradores Dr. Marco Antonio Colosio pelas sugestões e contribuições valiosas e Sr. Antônio C. Haddad do Laboratório Químico pelas análises efetuadas.

Ao Laboratório de Metalurgia do Pó e Materiais Magnéticos do IPT, nas pessoas do Dr. Daniel Rodrigues e técnico Israel Aparecido Cruz pela cessão do forno e orientações na etapa de sinterização dos materiais.

Ao Laboratório de Fenômenos de Superfície do Departamento de Engenharia Mecânica da Escola Politécnica da USP, nas pessoas do Dr. Amilton Sinatora e do técnico Leandro pela cessão do abrasímetro e orientações que permitiram executar os ensaios de desgaste.

Às empresas Metalpó, Brassinter, Höganäs, Brasimet e PMP pelo fornecimento das matérias primas em forma de pó, informações técnicas cedidas, execução dos tratamentos térmicos e realização dos cortes por eletroerosão nos materiais produzidos.

A Sra. Clélia Megherditchian da biblioteca do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, pela colaboração e paciência imensurável.

Aos queridos amigos M.Sc. Hamilta de Oliveira Santos pela grande ajuda nas etapas iniciais do trabalho, M.Sc. Sérgio Luis de Jesus pelas, sempre

urgentes, análises de MEV seguidas de preciosos e sempre pertinentes comentários e observações e ao M.Sc. Rui Marques de Lima pela ajuda na fase de medição das durezas Vickers.

Ao meu irmão Dr. Edilson Rosa Barbosa de Jesus pela presença e ajuda em tempo integral, à sua esposa Valéria, ao pequeno William que desde os seus primeiros momentos neste mundo me fez chorar de alegria e ao pequeno Nickolas que acabou de nascer.

À minha querida Valeria de Sá Gonçalves pela incomensurável compreensão nos momentos em que estive ausente para executar este trabalho e pela presença, incentivo e ajuda constante.

A todos os demais colegas.

Aos meus irmãos e familiares.

"Se a aparência e a essência dos fenômenos fossem a mesma coisa, a ciência seria desnecessária."

Karl Marx (1818-1883)

Economista e filósofo alemão

"O resultado de qualquer pesquisa científica séria só pode ser o surgimento de duas novas questões, onde antes só havia uma."

Thornstein Veblen (1857-1929)

Sociólogo americano

"O pessimista se queixa do vento, o otimista espera que ele mude e o realista ajusta as velas."

William George Ward (1812-1882)

Teólogo inglês

PROCESSAMENTO, USINAGEM E DESGASTE DE LIGAS SINTERIZADAS PARA APLICAÇÕES AUTOMOTIVAS.

Edson Souza de Jesus Filho

RESUMO

O objetivo deste trabalho foi desenvolver potenciais materiais para aplicações automotivas, em particular como insertos para assento de válvula em motores de combustão interna à gasolina. O desenvolvimento compreendeu as etapas de processamento dos materiais via metalurgia do pó, tratamento térmico, caracterização microestrutural e mecânica, usinagem e desgaste dos mesmos. O desenvolvimento objetivou principalmente a redução de custo e a aplicação de elementos menos poluentes, excluindo-se, por exemplo, a aplicação do Co devido ao seu alto custo e do Pb devido aos seus efeitos toxicológicos e prejudiciais ao meio ambiente. A realização de uma pesquisa minuciosa na busca de patentes relacionadas indicou que os materiais estudados apresentam composições particulares, e, portanto inéditas. Os resultados encontrados nos ensaios de dureza e de resistência à compressão radial nas amostras tratadas termicamente apresentaram resultados superiores aos da liga comercial atualmente em uso. Testes de usinabilidade em amostras sem tratamento térmico apresentaram comportamento similar ao da liga comercial, indicando que a usinabilidade do material praticamente não foi afetada com a mudança na composição química. Após a etapa de tratamento térmico, as ligas obtidas apresentaram valores de esforços de corte superiores aos do material comercial. Os resultados dos testes de desgaste abrasivo em amostras tratadas termicamente apresentaram menores valores de coeficientes de atrito e perda de massa em todos os casos em relação ao material comercial. Este comportamento é devido aos benefícios introduzidos pelo tratamento térmico executado e pela adição de alguns elementos resistentes ao desgaste na forma de carbonetos de Nb e Ti/W. Os resultados dos esforços de corte apresentaram boa concordância com os resultados dos ensaios de desgaste. Os materiais produzidos apresentam-se como potenciais candidatos para substituir, com vantagens, inserto para assento de válvula a base de Fe-Co em motores de combustão interna a gasolina.

OBTENTION, MACHINING AND WEAR OF SINTERED ALLOYS FOR AUTOMOTIVE APPLICATIONS

Edson Souza de Jesus Filho

ABSTRACT

The aim of this work was the development of materials for automotive applications, in particular, valve seat inserts for gasoline combustion engines. The development involved the following activities: processing by powder metallurgy techniques, heat treatment, mechanical and microstructural characterization, machining and wear of materials. This work was undertaken aiming cost reduction of this component by the use of cheaper and less pollutant elements, eliminating the presence of Co and Pb due to their high cost and toxicological effects, respectively. The accomplishment of a thorough research into patents revealed that the materials studied here present particular compositions and were not yet produced. The results of hardness measurements and the transverse radial strength of the studied materials, after heat treatment, revealed superior properties than the commercial alloys applied at the moment. The machining tests of the material without heat treatment indicated a similar behaviour in comparison to the commercial alloy, suggesting that the new alloy chemistry composition was not deleterious in this sense. After heat treatment, the obtained alloys presented a cutting force increase in relation to the commercial alloy. Wear tests results of heat treated materials presented smaller friction coefficient and mass loss than the commercial alloy, in all cases. This was especially achieved due to the advantages offered by heat treatment allied to the addition of NbC and Ti/W carbides. The materials obtained here showed to be potential candidates to substitute with advantages, valve seat inserts made of Fe-Co alloys for gasoline combustion engines.

SUMÁRIO

Assunto	Pág.
1 – INTRODUÇÃO	1
1.1 – Prefácio	1
1.2 - Relevância do assunto	2
1.3 – Objetivos, abrangência e delimitação da abordagem	4
2 – REVISÃO DA LITERATURA	6
2.1 – Assento de válvula	6
2.1.1 - Aplicação	7
2.1.2 – Materiais para insertos	9
2.1.3 – Patentes relacionadas	13
2.2 – Metalurgia do pó	15
2.2.1 - Materiais de partida (pós)	20
2.2.2 – Sinterização	24
2.2.3 – Tratamentos térmicos e termoquímicos para ligas ferrosas	31
2.3 – Usinagem	33
2.3.1 – Usinagem e usinabilidade	34
2.3.2 – Usinagem de insertos para assentos de válvula	43
2.4 – Tribologia	44
2.4.1 – Mecanismos de desgaste	45
2.4.2 – Desgastes da ferramenta de usinagem	48
2.4.3 – Desgastes na interface inserto e válvula	49
2.5 – Usinabilidade e desgaste	51
3 – MATERIAIS E MÉTODOS	52
3.1 – Obtenção dos materiais	52
3.1.1 – Materiais obtidos	52
3.1.2 – Pós utilizados	56
3.1.3 – Obtenção dos insertos para assento de válvula	63
3.2 – Caracterização dos materiais obtidos	68

3.2.1 – Densidade aparente	68
3.2.2 – Dureza aparente	69
3.2.3 – Ensaio de resistência à ruptura radial	69
3.2.4 – Microestrutura	70
3.3 – Teste de desempenho do protótipo	70
3.4 – Ensaio de usinagem	70
3.5 – Ensaio de desgaste	77
4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO	79
4.1 – Resultados do protótipo (etapa 1)	79
4.1.1 – Propriedades mecânicas e físicas	79
4.1.2 – Microestrutura	80
4.1.3 – Usinabilidade	80
4.1.4 – Teste de desempenho	83
4.2 – Resultados das ligas produzidas na etapa 2	86
4.2.1 – Propriedades físicas e mecânicas	86
4.2.2 – Microestruturas	90
4.2.3 – Ensaio de usinagem	93
4.2.3.1 – Desgaste das ferramentas	102
4.2.3.2 – Cavacos	107
4.2.4 – Ensaio de desgaste	112
4.2.4.1 – Coeficiente de atrito	115
4.2.4.2 – Perda de massa	120
4.2.4.3 – Aspecto das superfícies desgastadas	121
4.3 – Análise dos custos das matérias-primas	123
4.4 – Resumo das discussões	127
5 – CONCLUSÕES	129
6 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	131
7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	132

APÊNDICE 1	142
APÊNDICE 2	148
APÊNDICE 3	150
ANEXO 1	151
ANEXO 2	152

1 INTRODUÇÃO

1.1 – Prefácio

O atual estágio pelo qual a sociedade vem passando, aponta para preocupações cada vez mais aparentes com uma série de aspectos que vão desde a concepção e criação de produtos que proporcionem maior conforto e menor esforço físico, passando pela utilização mais racional e econômica dos recursos materiais e energéticos disponíveis e, culminando com a preservação do meio ambiente em que vivemos.

Com vistas a cercar e atender os vários aspectos mencionados anteriormente, pesquisadores, universidades e grandes empresas em todo o mundo têm gastado tempo e dinheiro em novas pesquisas nos mais diversos campos do conhecimento humano (como, por exemplo, a ciência dos materiais), buscando por produtos cada vez mais eficientes, práticos, baratos, de fácil fabricação e ecologicamente corretos.

Dentre os diversos campos do conhecimento tem-se o universo da ciência dos materiais que tem sido responsável por grandes avanços tecnológicos da engenharia, trazendo incomensuráveis benefícios para a humanidade. Dentro deste universo a técnica da metalurgia do pó vem ganhando grande destaque e espaço em razão de suas vantagens e características particulares que vão de encontro aos requisitos cada vez mais exigentes do mercado globalizado.

Para que se perceba os benefícios e as melhorias oriundas de um projeto de maneira macroscópica (a fabricação de um carro, por exemplo), todo o cuidado e atenção devem ser dados a cada um dos seus componentes individualmente (visão microscópica), uma vez que o sucesso do projeto como um todo depende exclusivamente do perfeito sincronismo, da interação e do desempenho individual de cada uma das partes menores envolvidas no mesmo.

Pensando desta maneira, e trazendo estes conceitos para o estudo objeto do presente trabalho, não é difícil compreender porque as indústrias automobilísticas em todo o mundo têm procurado aumentar o percentual de peças obtidas pela técnica da metalurgia do pó em seus veículos. A facilidade em compor diferentes ligas, a redução de peso proporcionada, as vantagens com relação a outros processos de obtenção de materiais ^[1] e a possibilidade de se

obter peças próximas da forma final (“near net shape”), que em muitos casos dispensam a necessidade de operações mecânicas complementares ^[1-5], como a usinagem por exemplo, são alguns diferenciais desta técnica que a torna atraente e interessante para aplicações comerciais, pois vão de encontro exatamente aos objetivos e metas mencionadas anteriormente.

1.2– Relevância do assunto

O desenvolvimento deste trabalho enfocando-o como um tema de doutorado, surgiu a partir de um trabalho conjunto entre o IPEN e uma automobilística, iniciado em fevereiro de 2000. A montadora, preocupada em diminuir peso e custo em seus veículos, e buscando equiparar-se às indústrias automobilísticas da América do Norte e Europa no que se refere à quantidade de peças e componentes produzidas pela tecnologia da metalurgia do pó em seus automóveis ^[4,6], procurou por uma parceria junto ao IPEN que, atualmente possui toda uma infra-estrutura, recursos disponíveis e corpo técnico capacitado e orientado para o desenvolvimento de projetos que utilizem a técnica da metalurgia do pó, centralizados no então denominado CPP (Centro de Processamento de Pós) do CCTM (Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais).

Sabe-se que sob o ponto de vista comercial e industrial, não basta apenas adotar um material ideal. O atendimento a requisitos e condições técnicas de fabricação, bem como o equacionamento dos custos envolvidos pode redirecionar toda uma linha de pesquisa, fazendo com que o projeto muitas vezes se afaste de uma condição metalurgicamente ideal para que se torne viável e exeqüível. Muitas vezes, todo um time de pesquisadores e tempo é empregado numa pesquisa para a substituição de um determinado material ou componente numa liga, como é o caso da substituição do cobalto em diversos tipos de materiais, devido ao seu alto custo, ou então o caso do chumbo, por motivos toxicológicos e ambientais^[7,8].

A proposta inicial do trabalho de parceria foi reduzir o custo de fabricação e minimizar os impactos ambientais e à saúde através da reestruturação da composição química do componente “**inserto para assento de válvula**” – FIG. 1.1. O componente candidato a ser substituído já é atualmente produzido pela técnica da metalurgia do pó, entretanto, dentre os elementos

envolvidos na sua composição química, encontram-se o cobalto que possui alto custo comercial e o chumbo que é um elemento tóxico e poluente.

A geometria relativamente simples do componente em questão também contribuiu para a viabilidade da pesquisa, pois possibilitou reduzir drasticamente os custos iniciais com ferramental, como também as possibilidades de insucesso do projeto, uma vez minimizadas as variáveis de forma do componente.

Considerando ainda que este se trata de um projeto de propriedade institucional, que envolve tempo, dedicação, dinheiro e alta produtividade, buscou-se desde o início dos trabalhos um fator diferencial que pudesse tornar possível o patenteamento do modelo de invenção. Assim, este foi mais um fator considerado e, deste modo, uma pesquisa bibliográfica meticulosa de patentes se fez necessária a fim de que não houvesse possibilidade de conflitar com qualquer outro desenvolvimento similar.



FIGURA 1.1 – Foto de um típico inserto para assento de válvula.

Finalmente, diante da necessidade de estudo mais aprofundado das novas ligas propostas, a fim de conhecer suas propriedades com maiores detalhes sob vários aspectos (incluindo usinabilidade e desgaste), e, o fato das mesmas possuírem particularidades que as tornam candidatas potenciais ao patenteamento, fizeram com que o trabalho, inicialmente surgido através de uma parceria entre a iniciativa privada e uma instituição pública, fosse transformado no presente trabalho de doutorado.

1.3 - Objetivos, abrangência e delimitação da abordagem

Em síntese, o objetivo deste trabalho é obter um material inédito, de baixo custo, ecologicamente correto e de potencial capacidade para substituir materiais de insertos comerciais à base de Fe-Co.

O desenvolvimento deste trabalho de pesquisa está dividido basicamente em duas etapas. Devido à necessidade de obter resultados e comprovar definitivamente a introdução de uma nova liga no campo da pesquisa aplicada, foi produzida na primeira etapa a liga denominada "protótipo", cuja composição química foi escolhida a partir de pré-testes realizados, incluindo outras quatro ligas, por apresentar propriedades finais mais adequadas à aplicação, bem como uma menor variação dimensional com relação às demais ligas pré-testadas^[9]. Os pré-testes foram feitos por um grupo de pessoas do qual eu fiz parte, e foram muito importantes como ponto de partida para definir a melhor liga a ser utilizada para a produção do protótipo. O "protótipo" obtido na primeira etapa foi ainda submetido a testes preliminares pela montadora e a algumas caracterizações pelo IPEN.

O "protótipo", depois de melhorado (tratado termicamente), passou a ser denominado na etapa seguinte (etapa dois) de liga 1. Com base nos resultados dos testes e caracterizações preliminares do "protótipo", foram também produzidas na etapa dois, além da liga 1 (protótipo melhorado), outras cinco variações desta liga (TAB. 3.1), com o objetivo de aproveitar toda a mão de obra e recursos envolvidos no desenvolvimento, ampliando-se assim o número de ligas estudadas. O trabalho está basicamente centrado na apresentação e discussão dos resultados obtidos nos testes efetuados nas ligas produzidas na etapa dois, assim como da liga comercial a qual foi utilizada para fins de comparação de resultados em vários momentos.

Os resultados de caracterização e ensaios de usinagem do protótipo obtido na etapa um do trabalho, foram apresentados e discutidos brevemente e serviram como ponto de partida para as melhorias e variações de composição das ligas produzidas e estudadas na etapa dois.

A elaboração do presente estudo está centrada nas seguintes abordagens:

▪ **Obter materiais isentos dos elementos cobalto e chumbo**, devido ao alto custo do cobalto e aos efeitos toxicológicos e prejudiciais ao meio ambiente do elemento chumbo.

▪ **Estudar a usinabilidade das ligas obtidas**, visto que, no processo de produção é inevitável a necessidade de usinar a sede de assento da válvula para garantir o perfeito assentamento entre as partes (válvula e inserto) e conseqüentemente a vedação da câmara de combustão.

▪ **Estudar o comportamento ao desgaste das ligas** uma vez que o componente durante sua utilização está em contato constante com a válvula, criando um par tribológico que caracteriza e cria condições para o aparecimento do fenômeno do desgaste e seus efeitos.

A literatura mostra que Kano et al.^[10], também trabalharam no sentido de desenvolver uma liga para substituir outra já existente com alto teor de Co, objetivando reduzir custos e melhorar a usinabilidade do assento de válvula, que neste caso é obtida pela deposição a LASER do material na região do assento, substituindo o tradicional inserto. Em suas conclusões, eles mencionam que o desenvolvimento proporcionou uma redução de 10% no custo da matéria prima (pós) e a usinabilidade passou a ser da ordem de doze vezes melhor.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 – Assento de válvula

O conjunto mecânico responsável por parte da selagem da câmara de combustão, constituído pela válvula e inserto, se apresenta como um grande desafio do ponto de vista metalúrgico quando o dilema é aumentar desempenho e reduzir custos de produção. As condições severas às quais são submetidos esses componentes, principalmente aqueles responsáveis pela exaustão de gases, impõem uma série de variáveis que devem ser cuidadosamente balanceadas.

Inicialmente usinados diretamente no corpo do cabeçote, os assentos de válvula foram sendo substituídos por insertos fundidos de material mais nobre, devido a necessidade de aumentar o rendimento dos motores mediante o aumento na taxa de compressão e um melhor controle da mistura de combustão, trazendo como consequência o aumento de temperatura dos gases gerados após a queima da mistura ^[9, 11].

O inserto para assento de válvulas surgiu inicialmente como uma alternativa de reparo para motores de tratores e automóveis. Em 1926 Theodore Purnis, um engenheiro de máquinas, foi nomeado co-autor do inserto para assento de válvulas ^[12]. Mais tarde e ainda hoje, o inserto para assento de válvulas tornou-se um componente insubstituível nos motores de combustão interna, principalmente depois da necessidade de redução de peso dos veículos, que fez com que os blocos dos motores passassem a ser produzidos com materiais mais leves (alumínio).

Como requisito imprescindível para o conjunto válvula-inserto tem-se a resistência ao desgaste. Entretanto, tal resistência tem que existir em condições de altas temperaturas e meio químico agressivo, caracterizando uma situação em que existe solicitação mecânica, desgaste mecânico, corrosão e erosão, atuando simultaneamente e em alta temperatura ^[11].

WILDE ^[13] conclui em seu trabalho que se um desgaste excessivo ocorre no par tribológico formado entre a face da válvula e o assento da mesma, o mesmo é resultado de um movimento relativo muito pequeno entre ambos, e que então é necessário reduzir o coeficiente de atrito através da adoção de uma combinação apropriada de material para a condição de operação do motor.

2.1.1 – Aplicação

A FIG. 2.1 apresenta esquematicamente a geometria do conjunto válvula-inserto. O funcionamento desse conjunto cumpre ciclos de duas etapas, as quais são diferentes para o conjunto de admissão e exaustão.

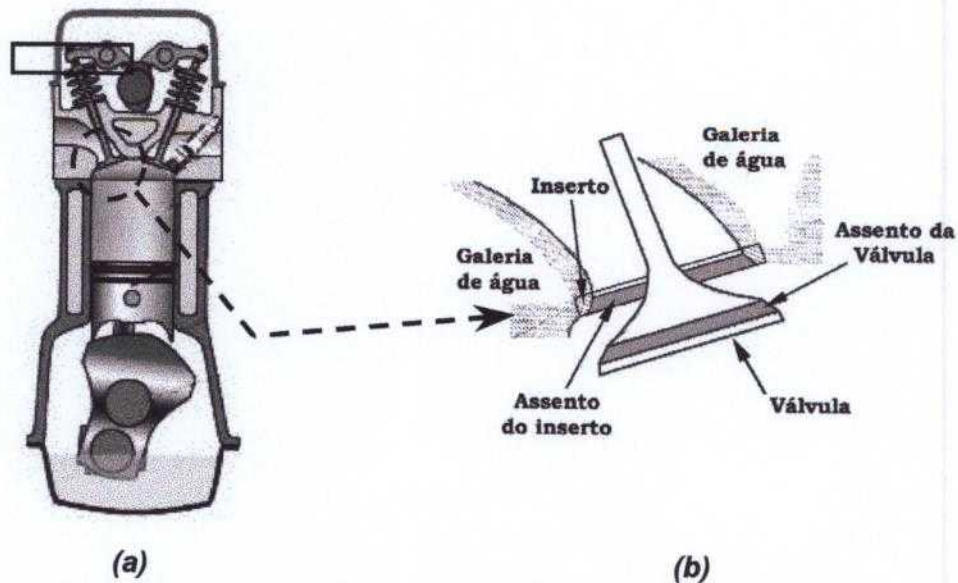


FIGURA 2.1 – (a) Desenho esquemático mostrando a posição onde o inserto é colocado no motor (b) Detalhe do conjunto válvula /inserto.

Para o caso da admissão o ciclo inicia-se com a abertura da válvula pelo conjunto de comando de válvula, admissão da mistura combustível e a primeira etapa termina com o fechamento da válvula. A segunda etapa engloba as fases de compressão, combustão, expansão e exaustão dos gases da câmara de combustão, onde durante toda essa etapa o conjunto permanece fechado.

Em termos de ciclo térmico, o pico de aquecimento nas superfícies de contato válvula-inserto se dá durante a combustão da mistura combustível. Essa situação, mais o fato de que durante a admissão da mistura ocorre um certo grau de refrigeração do conjunto, confere à superfície de assento dos inserts das vias de admissão, uma temperatura máxima em torno de 250 °C, e de aproximadamente 350 °C para a superfície de assento das válvulas ^[9,14] (FIG. 2.2).

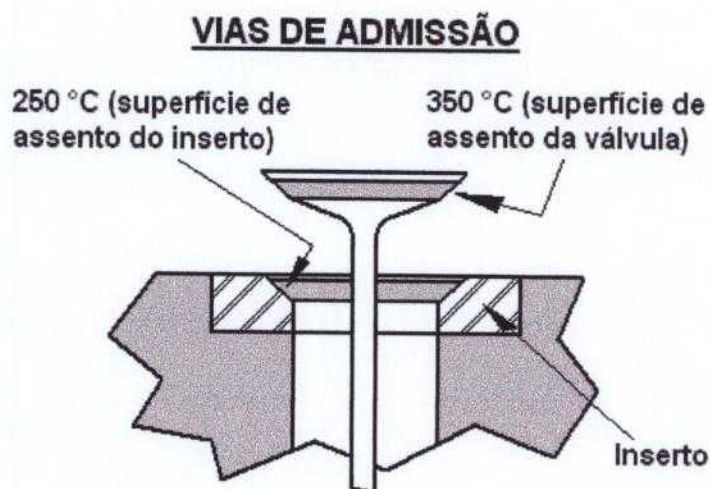


FIGURA 2.2 – Desenho esquemático mostrando as temperaturas envolvidas na região de admissão de um motor a gasolina.

Em temperaturas desta ordem dificilmente ocorre oxidação das superfícies dos assentos dos insertos, porém, algumas vezes o desgaste é severo em razão do contato metal-metal, sobretudo nos assentos que operam com combustível sem chumbo, o qual poderia agir como um lubrificante.

No caso do conjunto de exaustão a situação é mais crítica. Esse conjunto tem como primeira etapa a soma das fases de admissão, compressão, combustão e expansão, na qual a válvula permanece fechada. A segunda etapa inicia-se com a abertura da válvula, exaustão dos gases gerados pela queima da mistura, e termina com o fechamento da válvula. O ciclo térmico para esse conjunto é muito mais severo.

Existem dois picos de temperatura correspondentes à combustão e à exaustão de gases, sendo que nesse último existe o aquecimento localizado nos assentos do conjunto válvula-inserto. Assim, a temperatura do assento da válvula pode chegar a 700 °C, e, no caso do assento do inserto, a 350 °C, dependendo das condições de solicitação do motor^[9,14] (FIG. 2.3).

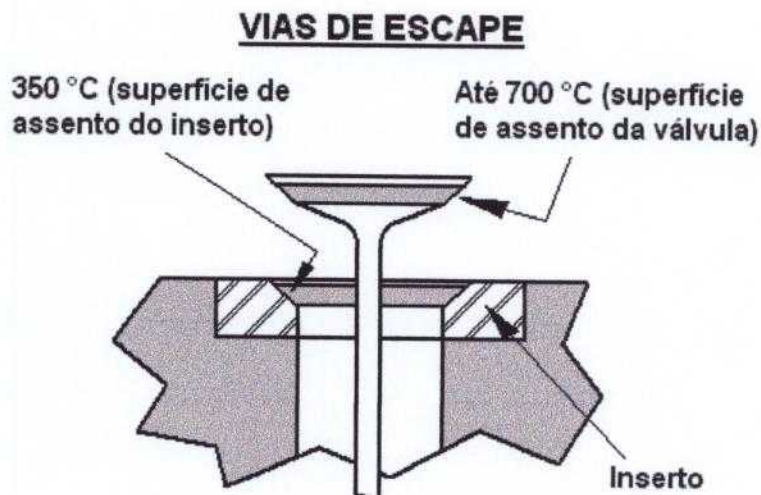


FIGURA 2.3 – Desenho esquemático mostrando as temperaturas envolvidas na região de escape de um motor a gasolina.

Diferentemente do caso anterior (vias de admissão), a possibilidade de ocorrer oxidação em tais temperaturas aumenta, o que torna a resistência à oxidação dos materiais envolvidos, um requisito fundamental. Por outro lado alguns óxidos atuam como lubrificantes ou camada de proteção superficial. Assim, em termos de desgaste por deslizamento, o conjunto de exaustão não está sujeito a condições tão severas. Entretanto, mesmo para o sistema de exaustão, quando da utilização de combustível sem chumbo, não haverá formação de óxidos em quantidade suficiente para que a ação lubrificante possa prevalecer.

Com relação à solicitação mecânica do conjunto válvula-inserto, uma das partes críticas está localizada na superfície de contato entre os assentos da válvula e do inserto. Essa região sofre os impactos de fechamento das válvulas e carregamento em compressão durante a combustão da mistura.

2.1.2 – Materiais para insertos

Os insertos para assento de válvula são fabricados a partir de diversos materiais, desde bronze-alumínio até ferros fundidos e aços de alta liga. Quanto ao processo de fabricação, inicialmente eram feitos por fundição, mas atualmente assentos preparados por metalurgia do pó são comumente encontrados no mercado.

Os materiais mais empregados atualmente nos inserts utilizados nas vias de exaustão de motores são aços com altos teores de cobalto, molibdênio e tungstênio, e processados por metalurgia do pó. Como já foi dito anteriormente as condições de solicitação em serviço do conjunto de admissão são bem mais brandas, sendo possível a utilização de outro tipo de material, como ligas de ferro-molibdênio.

Outras ligas utilizadas contêm chumbo ou cobre adicionado por infiltração. Essa técnica é utilizada para melhorar as propriedades tribológicas no caso da infiltração de chumbo e a condutibilidade térmica no caso do cobre. A TAB. 2.1 apresenta alguns aços utilizados na fabricação de inserts para vias de escape e de admissão em motores de combustão interna veiculares.

TABELA 2.1 – Composição química de alguns aços utilizados para a fabricação de inserts para assentos de válvulas, via metalurgia do pó.

	Conjunto	Composição Química (% em peso)											
		Fe	Co	Cr	Mo	Ni	Cu	Pb	W	V	Mn	Si	C
Aço A [15]	exaustão	Bal.	10	4,0	2,0	1,0	---	---	2,0	---	---	---	1,0
Aço B [14]	exaustão	Bal.	12	1,2	5,0	1,2	---	18	---	---	---	---	0,6
Aço C [16]	---	Bal.	6,0	7,0	0,5	2,0	15	---	2,0	---	---	---	1,3
Aço D [14]	admissão	Bal.	0,6	0,4	4,8	1,8	---	---	---	---	---	---	1,4
Aço E [14]	admissão	Bal.	5,0	---	1,5	1,5	---	15	---	---	---	---	0,7
Aço F [14]	exaustão	Bal.	---	---	4,7	---	5,0	---	---	---	---	---	1,4
Aço G [17]	admissão	Bal.	---	20	---	1,3	---	---	---	---	0,4	2,15	1,5
Aço M3/2 *	exaustão	Bal.	---	4,0	6,0	---	---	---	5,7	3,0	0,3	0,2	1,0
Aço M42 [18]	exaustão	Bal.	7,0	4,0	10	---	---	---	2,0	1,0	---	---	1,0

* Contato pessoal com o Dr. Lúcio Salgado (novembro 2003).

Observações sobre os aços:

- **Aço A:** Composição química base mais adições de fluoreto de cálcio como elemento auto-lubrificante para uso em motores a gás liquefeito de petróleo ou com injeção direta de gasolina. Microestrutura de matriz perlítica a base de Fe-Co-Mo-Ni com distribuição de partículas duras de Cr-W-Co e Co-Mo-Cr, partículas de CaF_2 e poros. Esse aço apresenta seu diferencial principalmente em temperaturas mais baixas onde o efeito de lubrificação do fluoreto de cálcio é mais acentuado. Densidade de $6,5 \text{ g/cm}^3$, dureza 90 HRB.

- **Aço B:** Com densidade aparente de $8,2 \text{ g/cm}^3$ e dureza HRA 60 este aço foi inicialmente desenvolvido para o uso em motores a gás liquefeito de petróleo sujeitos a elevadas temperaturas e aridez. O pó da matriz é um aço Fe-Co-Ni-Mo-C, rico em cobalto (6,5%), enquanto que o pó das partículas endurecedoras é uma liga a base de cobalto (Co-Mo-Cr-Si) rica em molibdênio (28%). O chumbo atua como infiltrante (apresentou melhores resultados quando comparado com o cobre). O processo de fabricação consiste de uma dupla prensagem e uma dupla sinterização, com o intuito de se obter um material de elevada condutividade térmica. Este aço apresentou bom desempenho em motores a gasolina (sem chumbo) de elevada performance; quando o combustível contém chumbo, entretanto, é necessário retirar este elemento do aço para que o seu desempenho seja similar;
- **Aço C:** obtido a partir da sinterização de uma mistura de pós de ferro, grafite e aço pré-ligado (Fe-Co-Ni-Mo-W) e com infiltração de cobre. A microestrutura constitui-se de uma matriz perlítica (373 HV) com dispersão de partículas de elevada dureza (1000 HV) e cobre interconectado; foi utilizado em testes de laboratório para se avaliar os mecanismos de desgaste; os testes, entretanto não simularam bem as condições reais de operação;
- **Aço D:** Apresenta densidade aparente de $6,7 \text{ g/cm}^3$ e dureza HRB 90. Contém intermetálicos de Fe-Mo e partículas duras de Fe-Cr-Mo-Co em sua microestrutura. Não possui lubrificante nem infiltrante, estando portanto sujeita ao desgaste quando uma gasolina sem chumbo for utilizada.
- **Aço E:** densidade $8,1 \text{ g/cm}^3$; dureza HRA 60; sua microestrutura é constituída por uma matriz sorbítica rica em cobalto, contendo chumbo como infiltrante. Foi originalmente desenvolvido para ser utilizado com gasolina sem chumbo, entretanto tem sido utilizado com sucesso em motores a gasolina com ou sem este elemento nas vias de admissão. Foi também previamente empregado em vias de exaustão, porém apresentou um nível de desgaste inaceitável. Em motores de alto desempenho à gasolina que contêm chumbo, apresentou considerável desgaste.
- **Aço F:** Aço com alto teor de molibdênio que após testes realizados apresentou menor desgaste e melhor resistência à corrosão quando comparado com aços Fe-6%Cr, Fe-5%Co e Fe-5%Ni. Este aço é sinterizado a vácuo por meio de

fase líquida transiente e sua microestrutura apresenta cobre e carbonetos de molibdênio precipitados uniformemente na matriz; o cobre tem o papel de lubrificante em virtude do seu alto ponto de fusão e do seu baixo coeficiente de expansão térmica na temperatura de serviço do inserto. Este aço tem sido utilizado em motores a gasolina contendo ou não chumbo e possui densidade aparente de $7,1 \text{ g/cm}^3$ e dureza HRB 97.

- **Aço G:** Este aço apresenta uma microestrutura de carbonetos dispersos numa matriz martensítica; foi empregado no estudo de desgaste feito através de um trabalho conjunto entre a divisão de engenharia de componentes da Eaton Corporation e o departamento de engenharia mecânica da universidade de Oakland. Os testes foram feitos em um simulador capaz de reproduzir o ambiente operacional de um motor e os resultados ajudaram a identificar alguns mecanismos e agentes causadores de desgaste no par tribológico válvula / inserto.
- **Aço M3/2:** Aço rápido M3 classe 2. A composição química apresentada é a da liga base, sendo normalmente adicionados compostos que otimizam o processo de sinterização e / ou misturado com pó de ferro, com a finalidade de controlar a microestrutura e a dureza final do produto. A esses aços normalmente é aplicado o processo de infiltração de cobre.
- **Aço M42:** O aço rápido M42 é também utilizado como uma pré liga. Processado de forma semelhante ao M3/2 mas sem infiltração de cobre. O processo de sinterização é por fase líquida transiente e a mistura com pó de ferro-carbono proporciona uma modulação na dureza final e melhora sensivelmente a densificação do produto final. Essa liga é utilizada em insertos para aplicação em motores a diesel.

Apesar da grande variedade de materiais que podem ser utilizados na fabricação de assentos de válvulas, a crescente demanda por melhorias na performance dos motores, implica na constante busca de novos materiais e técnicas. Melhorar o desempenho significa também ajustar o motor às questões ambientais e à saúde do ser humano, com foco também na redução dos custos de fabricação.

Nos últimos tempos, tornou-se imperativo a substituição do chumbo, que é considerado um material muito tóxico e prejudicial ao meio ambiente. Também, a busca constante pela diminuição de custos aponta para a

necessidade de substituição do cobalto que é uma matéria-prima muito cara, não somente nas ligas para aplicações automotivas ou especificamente insertos para assentos de válvulas, como também em materiais para outros tipos de aplicação. Neste sentido, o que se tem verificado nos últimos anos é uma tendência global na área industrial em adotar e atender a estas diretrizes.

2.1.3 – Patentes relacionadas

O desenvolvimento de materiais mais apropriados para aplicação em insertos para assento de válvula passa pelos crivos de desempenho e custo e pode se tornar uma sensível diferença em relação aos concorrentes de mercado. Nesse sentido, o patenteamento desses processos de obtenção torna-se uma questão estratégica para garantir a exclusividade de utilização ou a venda de licenças de utilização.

A partir das bases de dados dos escritórios de patentes europeu e americano foi realizada uma pesquisa sobre as patentes publicadas no mundo focando essencialmente a rota de processamento (metalurgia do pó), para filtrar e viabilizar a comparação com as propostas do presente trabalho.

A pesquisa bibliográfica de patentes e a análise das mesmas foram feitas em duas ocasiões distintas ao longo deste trabalho. A primeira delas foi efetuada na época de concepção do projeto (ano de 2000) e resumia-se a um número de 30 patentes, sendo que nesta fase o estudo de similaridade limitou-se aos elementos presentes apenas no protótipo desenvolvido na primeira etapa do trabalho. A segunda pesquisa (feita em janeiro de 2006) objetivou, além de cobrir todo o período 2000-2005, também incluir a análise de similaridade das ligas adicionais obtidas na etapa dois, após os resultados de avaliações feitas no protótipo. No cômputo geral, o resultado da pesquisa totalizou 59 patentes versando sobre o assunto e cobrindo um período que se estende desde 1969 até o final de 2005.

Por intermédio da TAB. 2.2 é possível verificar que todas as ligas obtidas e estudadas neste trabalho possuem no mínimo um diferencial com relação às patentes pesquisadas, o que as tornam diferentes e, portanto, passíveis de patenteamento.

TABELA 2.2 – Comparação entre o diferencial de composição das ligas estudadas, com relação às demais patentes pesquisadas.

PATENTE N° [Referência]	ANO	DIFERENCIAL DE COMPOSIÇÃO															
		Co	Pb	NbC	Ti	N	Cu	Ca	B	MnS	Sn	Ni	Nb	S	B*	M*	T*
LIGAS 3, 5	-	X	X	X	C	X	C	X	X	C	X	X	X	C	X	X	X
LIGAS 1, 2, 4, 6	-	X	X	C	X	X	C	X	X	C	X	X	X	C	X	X	X
US3471343 ^[19]	1969	C	C	X	X	X	C	X	X	X	C	C	X	X	X	X	X
US3810756 ^[20]	1974	C	C	X	C	X	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US3856478 ^[21]	1974	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	C	X	C	X	X	X
US3812565 ^[22]	1974	X	C	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
GB1428686 ^[23]	1976	C	C	X	X	C	C	X	X	X	X	C	X	C	X	X	X
US4129444 ^[24]	1978	C	X	X	X	X	X	X	C	X	X	C	X	X	X	X	X
US4233073 ^[25]	1980	C	X	X	X	X	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US4274875 ^[26]	1981	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	C	-
US4251274 ^[27]	1981	-	C	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	C	-	-
US4485147 ^[28]	1984	X	C	X	X	X	C	X	X	X	C	C	C	C	X	X	X
US4546737 ^[29]	1985	C	X	X	X	X	X	C	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US4599110 ^[30]	1986	C	C	X	X	X	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US4588441 ^[31]	1986	X	X	X	X	X	C	X	X	X	C	X	X	X	X	X	X
US4648903 ^[32]	1987	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US4671491 ^[33]	1987	C	X	X	X	X	C	C	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US4724000 ^[34]	1988	X	X	X	X	C	C	X	X	C	X	C	X	C	X	X	X
US4755222 ^[35]	1988	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US4836848 ^[36]	1989	C	X	X	X	X	X	X	X	X	X	C	C	X	X	X	X
US5031878 ^[37]	1991	C	C	X	X	X	C	X	X	X	X	C	C	X	X	X	X
US5041158 ^[38]	1991	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	C
US5125962 ^[39]	1992	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US5221321 ^[40]	1993	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	C	X	C	X	X	X
US5256184 ^[41]	1993	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US5259860 ^[42]	1993	X	X	X	X	X	C	X	C	C	C	X	X	C	X	X	X
US5326526 ^[43]	1994	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X	X	C	X	X	X
US5312475 ^[44]	1994	X	X	X	X	X	C	X	X	C	X	X	X	C	X	X	X
US5462573 ^[45]	1995	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X	X	C	X	X	X
US5466276 ^[46]	1995	C	C	C	C	X	C	X	C	X	X	C	C	X	X	X	X
US5498483 ^[47]	1996	C	X	X	C	X	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
CN1131595 ^[48]	1996	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	C	X	C	X	X	X
US5674449 ^[49]	1997	C	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X
US5759227 ^[50]	1998	C	X	X	X	X	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US5824922 ^[51]	1998	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US5784681 ^[52]	1998	C	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
US5870989 ^[53]	1999	C	X	X	C	X	C	X	C	X	X	C	C	X	X	X	X
US5895517 ^[54]	1999	X	X	X	C	X	C	X	C	X	X	C	X	X	X	X	X
US5975039 ^[55]	1999	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US6039785 ^[56]	2000	C	X	X	C	X	C	X	C	C	X	C	C	X	X	X	X

PATENTE N° [Referência]	ANO	DIFERENCIAL DE COMPOSIÇÃO															
		Co	Pb	NbC	Ti	N	Cu	Ca	B	MnS	Sn	Ni	Nb	S	B*	M*	T*
LIGAS 3, 5	-	X	X	X	C	X	C	X	X	C	X	X	X	C	X	X	X
LIGAS 1, 2, 4, 6	-	X	X	C	X	X	C	X	X	C	X	X	X	C	X	X	X
US6082317 ^[57]	2000	C	X	X	X	X	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US6139598 ^[58]	2000	X	X	X	X	C	C	X	X	X	X	C	X	C	X	X	X
US6139599 ^[59]	2000	C	C	X	X	X	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
JP2000160307 ^[60]	2000	X	X	X	X	C	C	C	X	C	X	C	X	C	X	X	X
US6214080 ^[61]	2001	X	X	X	X	X	C	X	X	C	X	C	X	C	X	C	X
US6305666 ^[62]	2001	C	X	X	X	X	X	X	X	X	X	C	C	X	X	X	X
US6332904 ^[63]	2001	X	X	X	C	X	C	X	X	X	X	C	C	X	X	X	X
US0037842 ^[64]	2001	X	C	X	X	C	C	C	C	C	X	C	X	C	X	X	X
US6348079 ^[65]	2002	C	C	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
US6436338 ^[66]	2002	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	C	C	X	X	X	X
US6464749 ^[67]	2002	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	C	C	X	X	X	X
US6482275 ^[68]	2002	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US6485678 ^[69]	2002	C	X	X	X	X	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US6632263 ^[70]	2003	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
FR2835850 ^[71]	2003	C	X	X	X	X	X	X	X	X	X	C	C	X	X	X	X
EP1347068 ^[72]	2003	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
US6676724 ^[73]	2004	X	X	X	X	X	C	X	X	X	X	C	X	C	X	X	X
US6712871 ^[74]	2004	C	C	X	X	X	C	X	X	X	X	C	X	X	X	X	X
US6679932 ^[75]	2004	X	X	X	X	X	C	X	X	C	X	C	X	C	X	X	X
EP1584851 ^[76]	2005	X	X	X	X	X	X	X	C	X	X	C	X	X	X	X	X
EP1614762 ^[77]	2006	C	X	X	X	X	X	X	X	X	X	C	C	X	X	X	X

LEGENDA: C = PRESENTE NA COMPOSIÇÃO

X = AUSENTE NA COMPOSIÇÃO

- NÃO DEFINE LIGA ESPECÍFICA

B* = BASALTO

M* = MICA

T* = TALCO

2.2 – Metalurgia do pó

A técnica da metalurgia do pó foi praticada muito tempo antes dos artesãos antigos aprenderem a fundir os aços. A primeira metalurgia do ferro que se tem notícia data de 6000 a.C., quando foram obtidos a baixas temperaturas em um forno primitivo, lingotes de ferro pastoso facilmente forjáveis a partir de uma mistura de minério e carvão de lenha, tendo sido este, o mais antigo produto sinterizado evidenciado. Egípcios fizeram ferramentas de aço utilizando técnicas de metalurgia do pó datadas de pelo menos 3000 a.C. Índios Incas antigos fizeram jóias e artefatos a partir de pós de metais preciosos. O primeiro produto moderno obtido pela metalurgia do pó foi o filamento de tungstênio para lâmpadas

elétricas incandescentes desenvolvidas por volta de 1900. Em seguida vieram as ferramentas de corte de carboneto de tungstênio na década de 1920, partes de automóveis nos anos de 1960 e 1970, componentes de turbinas de aeronaves nos anos de 1980 e peças feitas por forjamento de pós, moldagem por injeção e compactação a quente nos anos de 1990 [2, 3, 78].

A metalurgia do pó objetiva transformar, sem fusão efetiva, pós metálicos ou não metálicos usando pressão e calor, através de um tratamento térmico de sinterização que substitui a fusão clássica e que se realiza a temperatura inferior ao ponto de fusão do metal base do componente ou peça, permitindo obtê-los na sua forma final ou próximo dela.

É considerado um processo de conservação de energia, pois praticamente mais de 94% da matéria prima inicial, permanece após a peça acabada, levando grande vantagem neste sentido, com relação a outros processos [3, 78]. FIG. 2.4.

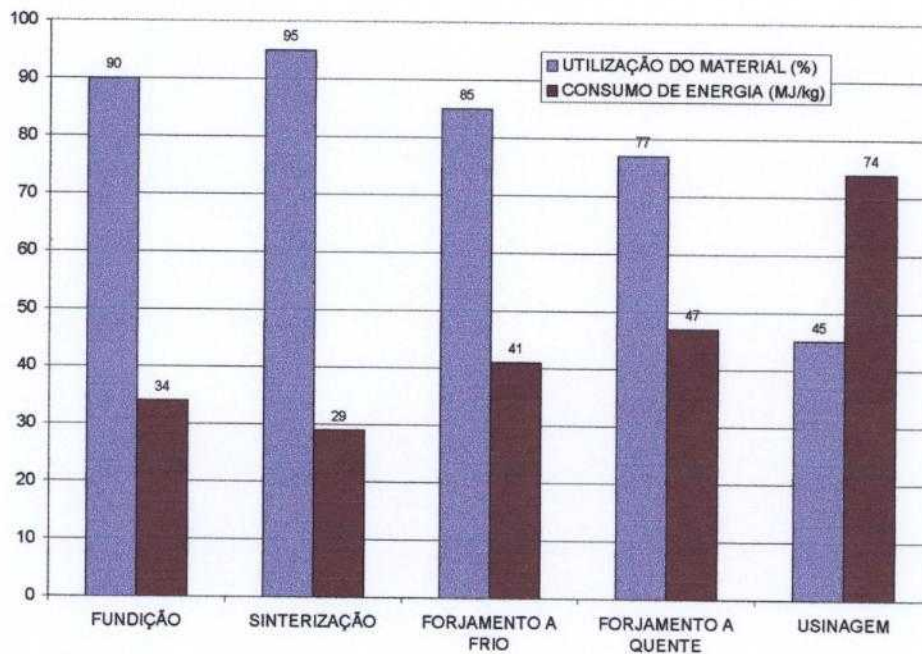


FIGURA 2.4 – Consumo de material e energia necessária para produzir 1 kg do produto acabado [78].

O processo é eficaz em termos de custo, pois produz peças simples ou complexas nas medidas finais ou próximas destas, com taxas de produção que podem atingir centenas e até milhares de peças por hora.

Basicamente são três as etapas fundamentais que compõem o processo de metalurgia do pó [78, 79]:

- **Mistura** dos pós e aditivos para produzir a liga desejada e promover a homogeneização da matéria prima.

- **Moldagem ou compactação** pela aplicação de pressão nos pós, à temperatura ambiente, no interior de matrizes, cujas cavidades correspondem normalmente à forma e dimensões do produto final.

- **Aquecimento ou sinterização** a uma temperatura abaixo da temperatura de fusão do metal base ou liga metálica considerada, sob condições controladas de temperatura, tempo e atmosfera.

Em torno destas três etapas fundamentais podem ser agregadas uma série de outras operações adicionais de fabricação e/ou acabamento que melhoram as propriedades e precisão do produto ou ainda impõem características particulares para aplicações específicas, como por exemplo, a recompressão, resinterização, forjamento, calibragem, infiltração metálica, tratamentos térmicos, usinagem, tamboreamento e a impregnação em óleo para aplicação como mancais autolubrificantes.

A FIG. 2.5 mostra em forma de fluxograma e de maneira simplificada, a rota da metalurgia do pó, incluindo as operações consideradas opcionais.

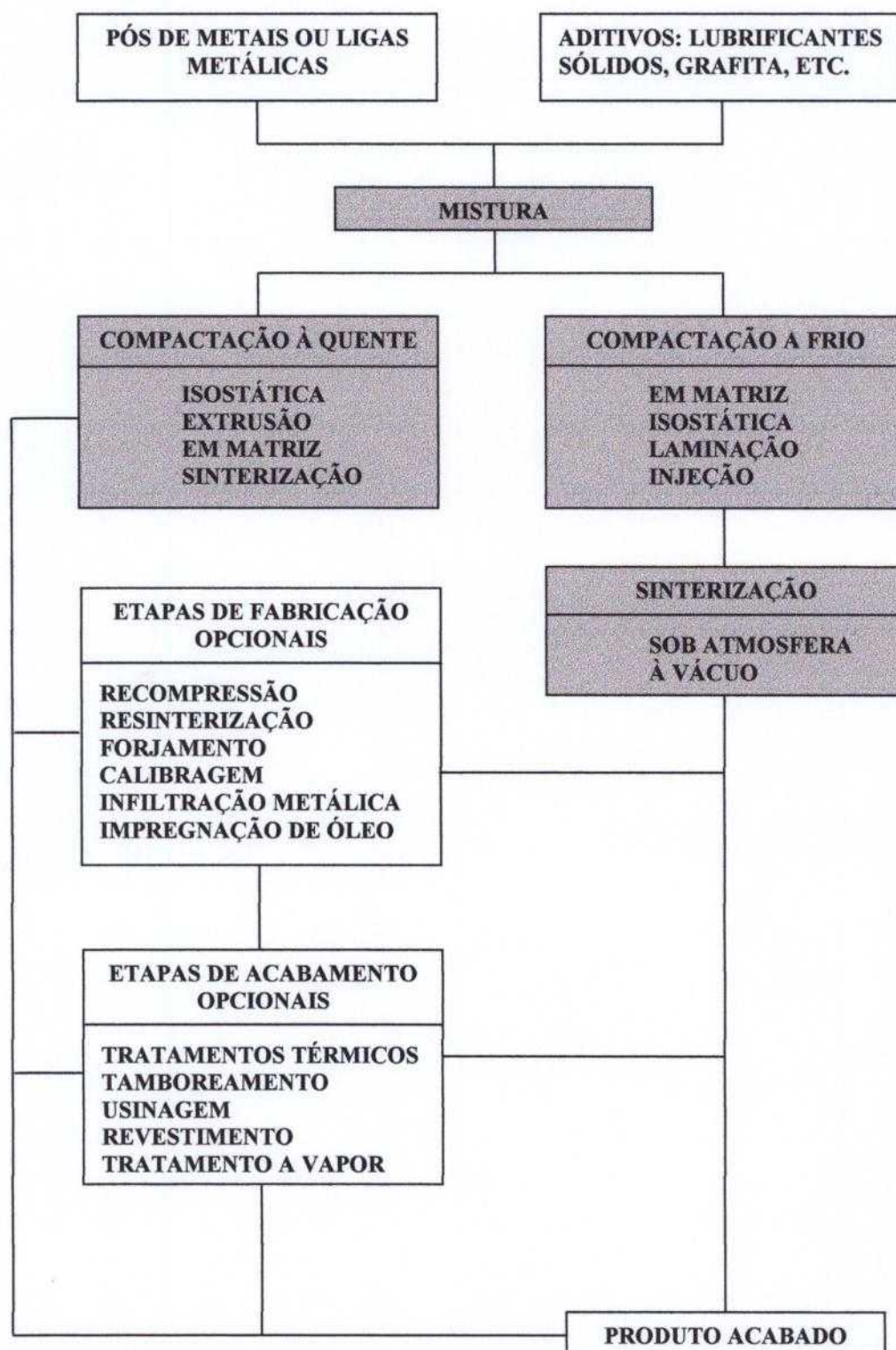


FIGURA 2.5 – Representação esquemática das várias etapas do processo de metalurgia do pó. Em destaque, as etapas fundamentais ^[79].

Algumas **vantagens** do processo de metalurgia do pó são [2, 79]:

- Elimina ou minimiza a necessidade de usinagem ou acabamento;
- Elimina ou minimiza perdas através de refugos;
- Mantém tolerâncias dimensionais estreitas;
- Permite a utilização de ampla variedade de ligas;
- Produz bom acabamento superficial;
- Os produtos podem ser tratados termicamente para aumentar a resistência mecânica ou ao desgaste;
- Permite controlar a porosidade para aplicações auto-lubrificantes ou filtragem;
- Permite a fabricação de peças de formas complexas, que por outros processos seriam difíceis e demasiadamente caros ou impossíveis de se obter;
- O produto apresenta bom desempenho com vida útil longa em aplicações críticas;
- Permite o controle preciso dos materiais e suas propriedades, na medida em que se tem domínio dos pós utilizados, garantindo melhor uniformidade dos produtos, minimizando impurezas e segregações, tensões internas, bolhas de gases e outros defeitos;
- Podem ser obtidos produtos a partir de praticamente qualquer metal, liga, mistura ou materiais pré-ligados, bem como a inclusão de carbonetos ou outros materiais muito duros ou frágeis.

Existem algumas **desvantagens ou limitações** do processo, que valem serem lembradas [79]:

- Altos custos iniciais do ferramental, obrigando a execução de grandes lotes de produção para tornar o processo economicamente viável;
- Apresenta algumas limitações de forma da peça, para possibilitar sua extração da matriz;
- O tamanho e peso da peça também são limitantes, uma vez são necessárias prensas maiores para compactação.
- Possibilidade de contaminação dos pós ao longo das etapas de processamento.

2.2.1 – Materiais de partida (pós)

A matéria prima na metalurgia do pó, constitui mais do que na maioria dos processos metalúrgicos convencionais, um fator básico, principalmente no que se refere à sua uniformidade. Por esse motivo, é imprescindível o seu rigoroso controle, o que significa que todas as suas características devem ser conhecidas, determinadas e controladas^[79].

A fabricação da matéria prima (pós) utilizada no processo de metalurgia do pó e os processos respectivos representam tecnologias altamente desenvolvidas. Do ponto de vista industrial e econômico, pode-se separar em quatro grupos principais os métodos de obtenção de pós metálicos^[2, 79], a saber:

- Reações químicas
- Atomização de metais fundidos
- Deposição eletrolítica
- Processamento mecânico de materiais sólidos

No grupo das **reações químicas** tem-se o processo de decomposição de um sólido por um gás (redução), a decomposição térmica, precipitação de um líquido, precipitação de um gás e síntese reativa sólido-sólido.

No grupo das reações químicas o método mais comum é o de redução de óxidos metálicos, pelo emprego de um agente redutor gasoso ou sólido (carbono). Os metais mais comumente obtidos por este processo são o ferro, o cobre, o tungstênio e o molibdênio.

A decomposição térmica é um outro processo que faz parte do grupo de reações químicas e consiste na obtenção de partículas de pó através da combinação da decomposição de vapor e condensação. Parte-se geralmente de compostos gasosos, resultando em partículas sólidas muito finas. Esses compostos gasosos são denominados carbonilas. Os principais pós-metálicos obtidos pelo processo de decomposição térmica são o ferro e o níquel.

A **atomização** é o processo considerado mais importante principalmente porque é largamente empregado na produção do pó de ferro, que é o metal mais consumido pelas indústrias do segmento da metalurgia do pó (FIG. 2.6a), além de ser um dos mais baratos (FIG. 2.6b). Além do ferro, permite ainda

a obtenção de pós de uma diversificada gama de materiais, como cobre, latão, ferro, alumínio, aço inoxidável, aço ferramenta, etc. O processo consiste basicamente em pulverizar um líquido metálico em partículas muito finas, geralmente menores do que 150 μm . A corrente de metal líquido é forçada a passar através de um orifício na saída do qual a mesma é desintegrada por um jato de água, ar ou gás. O metal solidifica imediatamente pela ação combinada do jato e do resfriamento natural, o qual é recolhido numa câmara mediante um sistema de sucção. A atomização é ainda classificada a água ou a gás, como função do meio utilizado para desintegrar a corrente de metal líquido.

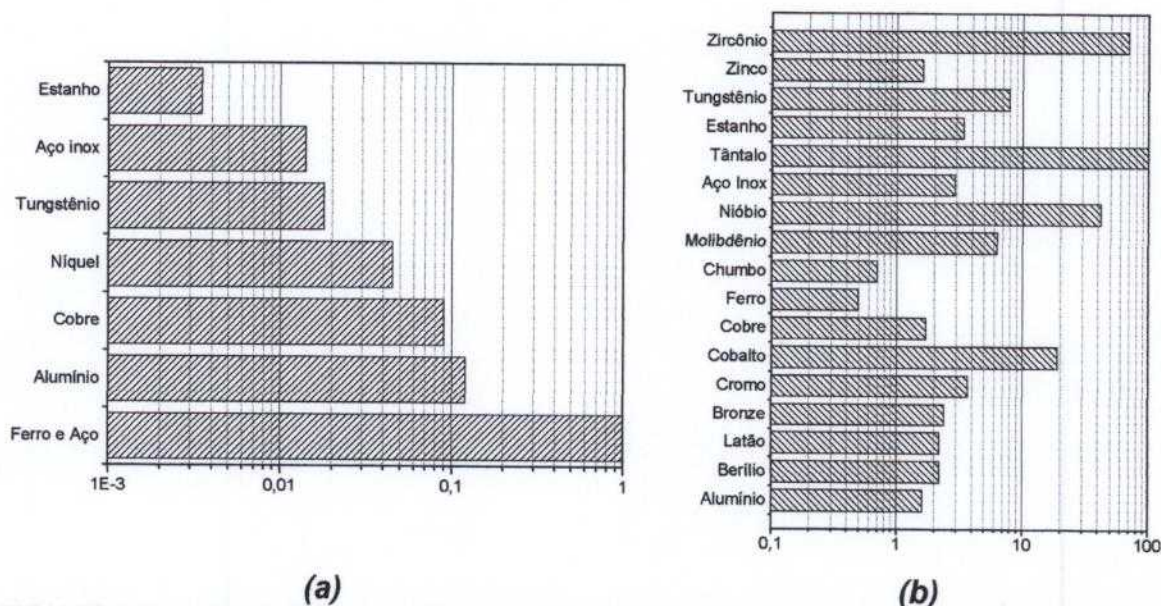


FIGURA 2.6 – Comparação logarítmica da produção relativa (a) e do custo relativo (b) de alguns pós metálicos comuns ^[2].

O processo de **deposição eletrolítica** consiste basicamente na precipitação do pó no cátodo de uma célula eletrolítica. Permite obter uma grande variedade de pós metálicos, entre os quais os mais comuns são o ferro, o cobre e os metais preciosos. O principal benefício do método é a alta pureza do produto obtido.

Os **processos mecânicos** são fundamentalmente caracterizados por quatro mecanismos de fragmentação ou moagem: impacto, atrito, cisalhamento e compressão. Dentre os processos mecânicos mais comuns, citam-se o processo "milling" e o processo "mechanical alloying".

O processo “milling” é normalmente aplicado na fabricação de pós a partir de materiais quebradiços, os quais são colocados em um recipiente cilíndrico juntamente com esferas duras. Durante o movimento rotativo do recipiente as esferas colidem com o material transformando-o em pó.

O processo “mechanical alloying” emprega o movimento de atrito entre esferas agitadas e o material para criar partículas compostas ligadas. O processo inicia com a mistura das esferas e dos pós-elementares dentro de um recipiente contendo um agitador mecânico. O impacto repetido das bolas com os materiais dentro do recipiente produz eventos de fratura e soldagem a frio em escala microscópica, resultando na obtenção do pó composto desejado.

Os processos mecânicos são normalmente aplicados como operações complementares às de produção dos pós, e têm os seguintes objetivos principais:

- redução do tamanho de partícula do pó;
- modificação da forma da partícula;
- aglomeração de pó;
- formação mecânica de ligas;
- modificação das propriedades tais como densidade, velocidade de escoamento, etc.

Salgado ^[80], relaciona ainda um quinto grupo denominado “melt-spinning”. Este método diferencia-se dos demais pelo fato de ser feito a vácuo e sobre um volante feito com material de grande condutividade térmica girando a alta rotação, o que possibilita atingir altas taxas de resfriamento e a obtenção de um material com propriedades bastante otimizadas.

Cada um dos processos anteriores irá imprimir nos pós obtidos, características e propriedades bastante particulares, de modo que na etapa de seleção dos pós para uma determinada aplicação é muito importante que se conheça os processos de obtenção dos mesmos com detalhes.

As principais características dos pós metálicos, são:

- pureza e composição química;
- microestrutura da partícula;
- tamanho da partícula e composição granulométrica;

- porosidade da partícula;
- densidade aparente;
- velocidade de escoamento;
- superfície específica;
- compressibilidade;
- resistência à verde;
- forma.

As propriedades de uma partícula unitária incluem tamanho, forma, composição química, microestrutura, densidade e dureza. Para um lote de pó a caracterização implica na medição das propriedades anteriores, além do empacotamento, fluxo e atributos de superfície.

A forma da partícula influencia o empacotamento, fluxo, compressibilidade, fornece informação sobre a rota de fabricação do pó e ajuda a explicar melhor muitas características de processamento. É a característica mais difícil de definir, por isso, descritivos qualitativos como os mostrados na FIG. 2.7 são utilizados freqüentemente para tentar descrever e dar uma idéia da forma da partícula.

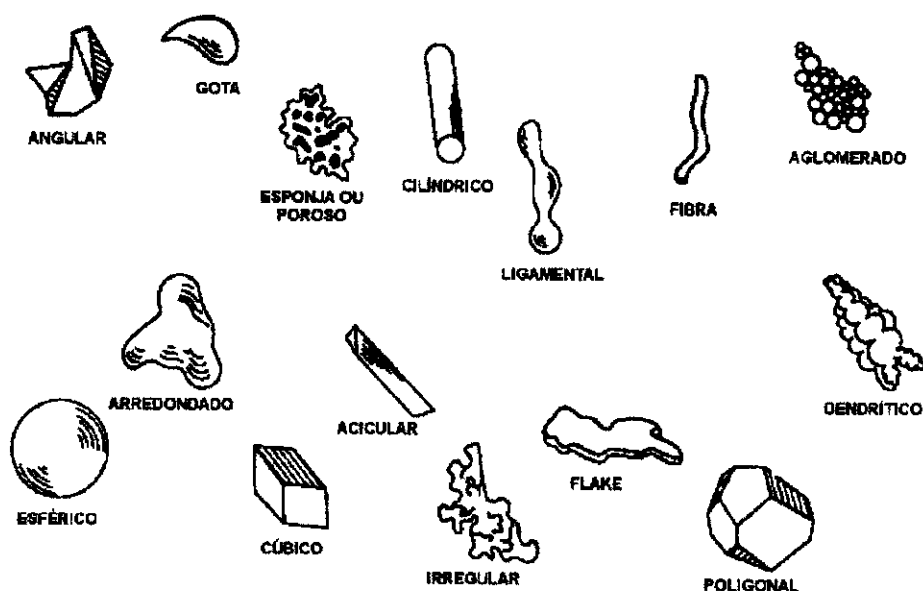


FIGURA 2.7 – Coleção de possíveis formas de partículas e os descritivos qualitativos sugeridos ^[2].

2.2.2 – Sinterização

A sinterização é a operação fundamental da técnica da metalurgia do pó, porque constitui a fase final do ciclo de consolidação dos pós metálicos, o qual foi iniciado pelas etapas de mistura seguida de compactação (FIG. 2.5).

Após a etapa de compactação obtém-se um material já com a forma final do componente (compactado à verde), porém de baixa resistência mecânica (FIG. 2.8).

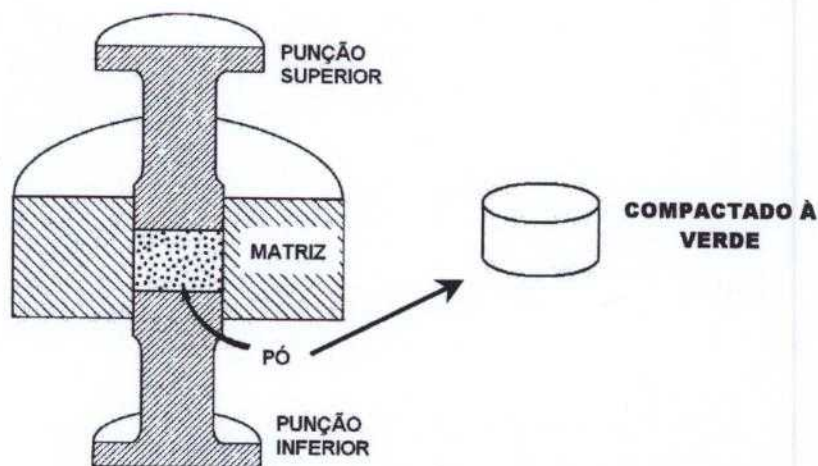


FIGURA 2.8 – Desenho esquemático de uma ferramenta para compactação e obtenção do material à verde ^[2].

A sinterização consiste no aquecimento do “compactado verde”, a temperaturas elevadas, porém abaixo do ponto de fusão do metal ou do principal constituinte da liga metálica considerada, sob condições controladas de tempo, temperatura e atmosfera. Como resultado, as partículas que constituem o compactado ligam-se entre si e o material adquire as características desejadas de densidade, dureza e resistência mecânica. Normalmente a temperatura especificada de sinterização é da ordem de 2/3 a 3/4 da temperatura de fusão da liga considerada.

No estágio inicial do processo de sinterização ocorre transporte de material por difusão, aumentando o contato entre as partículas e a ligação inicial entre elas. Em consequência desta ligação inicial surge um pescoço (FIG. 2.9) no qual forma-se um contorno de grão entre as duas partículas. Nesta região devido a um gradiente de concentração de lacunas favorecida pela geometria do local, ocorrem fluxos difusionais de volume e superficial que promovem o crescimento

do pescoço, o fechamento dos canais que interligam os poros e o arredondamento dos mesmos; em seguida vem a densificação e por último, quando ocorre, o desaparecimento dos poros menores em detrimento do crescimento dos maiores.



FIGURA 2.9 – Formação de pescoço ("neck"), em consequência da ligação inicial entre as partículas [2].

As mudanças estruturais associadas com o surgimento e crescimento do pescoço ("neck") durante a sinterização dependem sobretudo dos mecanismos de transporte, que são principalmente processos de difusão. A difusão é ativada termicamente, significando que energia específica é necessária para produzir movimentação atômica. O movimento depende de um átomo alcançar uma energia igual ou superior à energia de ativação para soltar-se da sua posição atual e mover-se para uma posição vazia [2].

A população de posições atômicas vazias e o número de átomos com energia suficiente para moverem-se entre estas posições variam com a relação de temperatura de Arrhenius conforme a equação 2.1 a seguir:

$$\frac{N}{N_0} = \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2.1)$$

Onde:

N / N_0 é a razão de posições disponíveis ou átomos ativados para o número total de átomos existentes, Q é a energia de ativação apropriada, R é a constante do gás e T é a temperatura absoluta.

Assim, diante das considerações anteriores pode-se dizer que a teoria da sinterização resume-se aos seguintes estágios ^[2, 79]:

- a) Ligação inicial entre as partículas e formação de um pescoço;
- b) Crescimento do pescoço;
- c) Fechamento dos canais que interligam os poros;
- d) Arredondamento dos poros;
- e) Contração dos poros ou densificação;
- f) Crescimento eventual dos poros.

No processo de sinterização, alguns fatores como: tamanho, forma e topografia, estrutura e composição das partículas, bem como o tempo, a atmosfera e a temperatura de sinterização, podem influenciar e afetar as propriedades finais do material, de modo que é muito importante conhecer bem as características dos pós para ajudar na definição dos parâmetros de sinterização, os quais permitirão obter um produto sinterizado bastante otimizado em termos de propriedades.

Como orientação, a TAB. 2.3 traz as temperaturas e tempos de sinterização comumente utilizados para alguns materiais comerciais.

TABELA 2.3 – Temperaturas e tempos de sinterização para alguns materiais ^[79].

MATERIAL	TEMPERATURA (°C)	TEMPO (min)
Bronze	760-860	10-20
Cobre	845 -900	12-45
Latão	845 -900	10-45
Ferro, ferro grafita, etc	1010 -1150	8-45
Níquel	1010 -1150	30-45
Aço inoxidável	1095 -1290	30-60
Imãs alnico	1205 -1300	120-150

MATERIAL	TEMPERATURA (°C)	TEMPO (min)
Ferritas	1205 -1480	10-600
90W-6Ni-4Cu	1345 -1595	10-120
Carboneto de tungstênio	1425 -1480	20-30
Molibdênio	2055	120 aprox.
Tungstênio	2345	480 aprox. **
Tântalo	2400 aprox.	480 aprox.
Aço rápido M 3/2 ^[81]	1230 - 1320	20 - 40
Aço rápido M 2 ^[82]	1210 (vácuo)	60

** Conforme informação do Dr. Jan Vatauvuk, algumas empresas já têm conseguido bons resultados com tempos máximos de 60 min (março 2006).

A sinterização pode ocorrer por uma variedade de mecanismos. Cada um destes mecanismos pode atuar sozinho ou em combinação com outros mecanismos para alcançar a densificação do material. A TAB. 2.4 resume os mecanismos de sinterização, associando com os mecanismos de transporte de material e a energia de ativação atuante correspondentes.

TABELA 2.4 – Mecanismos de sinterização ^[83].

Tipo de sinterização	Mecanismo de transporte de material	Energia de ativação
Fase de vapor	Evaporação - condensação	Diferenças na pressão de vapor
Estado sólido	Difusão	Diferenças na energia livre ou potencial químico

Tipo de sinterização	Mecanismo de transporte de material	Energia de ativação
Fase líquida	Fluxo viscoso, difusão.	Pressão capilar, tensão de superfície.
Líquido reativo	Fluxo viscoso, solução-precipitação.	Pressão capilar, tensão de superfície.

O mecanismo de **difusão no estado sólido** é um dos mais empregados na indústria da metalurgia do pó devido à sua simplicidade. Este mecanismo envolve transporte de material por difusão em volume. Esta difusão pode consistir do movimento de átomos ou lacunas ao longo da superfície ou contorno de grão ou através do volume do material.

A energia de ativação para a sinterização no estado sólido é a diferença na energia livre ou potencial químico entre as superfícies livres das partículas e os pontos de contato entre as partículas adjacentes. Se a difusão em volume ocorrer ao longo dos contornos de grão ou através de uma malha de discordâncias, não ocorre contração do material.

A forma geral do modelo do mecanismo de transporte de material por difusão, da linha de contato entre as duas partículas para a região do pescoço ("neck"), é mostrada por meio da equação 2.2 ^[83].

$$\frac{\Delta L}{L_0} = \left(\frac{K \cdot \gamma \cdot a^3 \cdot D \cdot t}{k \cdot T \cdot d^n} \right)^m \quad (2.2)$$

Onde:

$\Delta L/L_0$ = Contração linear (equivalente à taxa de sinterização).

γ = Energia de superfície

a^3 = Volume atômico de difusividade da lacuna

D = Coeficiente de autodifusão

k = Constante de Boltzmann

T = Temperatura

d = Diâmetro da partícula

t = Tempo

K = Constante dependente da geometria.

O expoente n é geralmente próximo de 3 e o expoente m é geralmente na faixa de 0,3 a 0,5.

Este modelo matemático concorda favoravelmente com dados para o estágio inicial da sinterização. Uma vez que os grãos começam a crescer, modelos mais complexos são necessários.

Através da análise da equação 2.2 nota-se que o diâmetro da partícula tem um grande efeito sobre a taxa de sinterização. Quanto menor a partícula, maior a taxa. A temperatura também tem um grande efeito devido à relação exponencial da temperatura com o coeficiente de difusão.

A TAB. 2.5 a seguir mostra a título de exemplo, os coeficientes de difusão dos elementos carbono, ferro, níquel e manganês na estrutura matriz do ferro CFC e CCC, a 500 °C e a 1000 °C.

TABELA 2.5 – Coeficientes de difusão ^[84].

Soluto	Solvente (Estrutura matriz)	Coeficientes de difusão (m ² /s)	
		500 °C	1000 °C
Carbono	Ferro CFC	(5 x 10 ⁻¹⁵)	3 X 10 ⁻¹¹
Carbono	Ferro CCC	10 ⁻¹²	(2 x 10 ⁻⁹)
Ferro	Ferro CFC	(2 X 10 ⁻²³)	2 X 10 ⁻¹⁶
Ferro	Ferro CCC	10 ⁻²⁰	(3 X 10 ⁻¹⁴)
Níquel	Ferro CFC	10 ⁻²³	2 X 10 ⁻¹⁶
Manganês	Ferro CFC	(3 X 10 ⁻²⁴)	10 ⁻¹⁶

Nota: Parênteses indicam fases metaestáveis.

Com relação ao desenvolvimento de novas ligas por metalurgia do pó, busca-se sempre que possível, ligas comerciais que sinterizem em temperaturas máximas de 1150 °C. Fornos convencionais normalmente encontrados na indústria, operam com temperaturas máximas desta ordem, mas

têm a vantagem de serem contínuos. A utilização, sempre que possível, de aditivos que possam funcionar como ativadores dos mecanismos de sinterização, possibilitando baixar a temperatura além daquela normalmente requerida para densificação completa do principal elemento considerado, é uma alternativa interessante. Ligas de cobre ou cobre-fósforo são normalmente utilizados na metalurgia do pó, como bons ativadores dos mecanismos de sinterização [81, 85].

Existem diferentes tipos de atmosferas para sinterização, as quais devem ser cuidadosamente selecionadas de acordo com o material a ser sinterizado e, evidentemente o custo envolvido. Liu et al. [82, 86], por exemplo, concluíram em seus trabalhos que a sinterização do aço rápido M2 foi mais efetiva e rápida em vácuo, do que em atmosfera de nitrogênio; entretanto, sabe-se da complexidade e dos custos envolvidos com equipamento e logística para se fazer sinterização a vácuo em um ambiente industrial por exemplo.

As atmosferas possíveis de serem utilizadas em processos de sinterização são: o vácuo, hidrogênio, nitrogênio, gases nobres (Ar e He), amônia dissociada e o grupo dos gases parcialmente queimados. O vácuo é a atmosfera mais adequada para muitas aplicações, entretanto, o custo dos equipamentos restringe sua utilização somente para casos especiais ou pesquisas em laboratórios. O hidrogênio (H_2) forma uma atmosfera altamente redutora e por isso é bastante indicado para a sinterização de ligas a base de Fe. Apesar do hidrogênio ser excelente, é um gás perigoso pela sua inflamabilidade além de ser muito caro. O nitrogênio (N_2) puro por ser inerte é indicado para sinterização de ligas de alumínio onde não é necessária a característica redutora. O N_2 pode ser combinado com 3~5% vol. de H_2 , tornando a mistura não inflamável e com suficiente potencial redutor para muitas aplicações práticas na metalurgia do pó. A aplicação dos gases nobres está normalmente restrita a laboratórios [2, 3].

A amônia dissociada é utilizada normalmente na sinterização de ferros e aços com baixa ou moderada quantidade de carbono, bem como para peças de bronze e latão.

Os gases parcialmente queimados são obtidos a partir de hidrocarbonos ou gases contendo os mesmos pela combustão parcial com ar seco. É comum separá-los em duas categorias em função do calor integrante da reação: endogás e exogás.

As atmosferas exotérmicas são produzidas por combustão parcial de gás hidrocarboneto (geralmente gás natural) com ar, em geradores especiais. Essa atmosfera é altamente descarburizante para o aço a temperaturas acima de aproximadamente 700 °C.

As atmosferas endotérmicas são geradas mediante a reação de misturas relativamente ricas de gás hidrocarboneto (geralmente gás natural, predominantemente metano) e ar sobre um catalisador limpo tal como óxido de níquel numa câmara aquecida externamente. Tipicamente 60% dos seus constituintes são agentes redutores de óxidos.

Devido à propriedade descarbonetante das atmosferas exotérmicas, as mesmas são mais utilizadas para sinterização de bronzes, latões e ligas de cobre enquanto que as atmosferas endotérmicas são principalmente utilizadas na sinterização dos aços [2, 3, 79].

2.2.3 – Tratamentos térmicos e termoquímicos para ligas ferrosas.

Da mesma forma que nos produtos de aço obtidos por outros processos, os produtos feitos por metalurgia do pó podem sofrer todos os tipos de tratamentos térmicos e termoquímicos para melhorar suas propriedades de resistência mecânica, dureza e resistência ao desgaste [79].

Os tratamentos usuais incluem: têmpera, cementação, tratamento a vapor, endurecimento por precipitação e recozimento.

A **têmpera** dos aços sinterizados é feita de acordo com a técnica convencional, devendo-se utilizar uma atmosfera protetora neutra ou ligeiramente carbonetante e, como meio de resfriamento óleo com boa circulação. A água ou salmoura para resfriamento não é indicada porque estes meios provocam oxidação interna. Uma alternativa para o resfriamento, bastante aplicável aos materiais obtidos pela metalurgia do pó, é utilizar um gás inerte à alta pressão (o N₂, por exemplo), pois ao contrário do óleo, que pode penetrar nos poros do material, o gás inerte não contamina o material.

A **cementação**, que também segue a técnica clássica, quando utilizada em materiais sinterizados deve levar em consideração a densidade do produto. Um produto pouco denso vai permitir que os gases carburizantes

penetrem muito no interior da peça, o que pode levar ao comprometimento dependendo da aplicação da mesma.

O **recozimento** das peças sinterizadas é aplicado para reduzir as tensões resultantes do encruamento de uma operação de re-compressão ou para alterar a estrutura visando melhorar a usinabilidade. O tratamento, que é aplicável somente em ligas ferrosas, exige exposição a uma temperatura em torno de 745 °C em atmosfera protetora seguida por um resfriamento lento.

O **endurecimento por precipitação** é normalmente feito em peças de ferro com adição de cobre, ou com infiltração de cobre. É um tratamento que utiliza o recurso da solubilidade do cobre no ferro durante as transformações de fase do mesmo quando é aquecido e depois resfriado em condições bastante definidas. O resultado final culmina com a precipitação nos contornos de grão do ferro, do cobre não dissolvido, aumentando a resistência mecânica e a ductilidade.

O **tratamento a vapor** é um tratamento quase que específico da metalurgia do pó, devido à natureza porosa das peças sinterizadas de média densidade. Este tratamento visa aumentar a resistência ao desgaste e à corrosão superficial, bem como revestir todas as superfícies expostas, com um óxido magnético preto. Consiste num pré-aquecimento das peças em forno de convecção a 370 °C para a eliminação de umidade. Em seguida o forno é purgado utilizando-se vapor e então a temperatura é elevada para uma faixa de 510-540 °C, quando então ocorre uma combinação do ferro das peças com o oxigênio do vapor formando o mencionado óxido magnético preto Fe_3O_4 .

A **carbonitreção** é semelhante ao processo de cementação, mas necessita além do carbono também de nitrogênio livre para a difusão. O nitrogênio difunde juntamente com o carbono retardando a taxa de resfriamento crítico na têmpera, permitindo que se alcance uma transformação martensítica mais completa. O processo necessita de temperaturas menores quando comparado com a cementação, permitindo obter um melhor controle de dimensões e menor distorção da peça tratada. Entretanto, cuidados devem ser tomados, pois uma difusão excessiva de nitrogênio para as porosidades internas pode resultar em fragilização e perda de resistência do material.

2.3 – Usinagem

Existem basicamente três processos pelos quais obtêm-se peças e produtos prontos para a utilização. O primeiro se caracteriza pela deposição de material e junção de partes como, por exemplo, no caso da solda e metalização; o segundo é o processo por deformação ou conformação que produz peças e componentes com as propriedades mecânicas necessárias por deformação plástica, no qual o material é movido ou deslocado e o seu volume conservado; o terceiro processo é exatamente o processo de **usinagem** que produz peças pela remoção de material em partes ou em toda a extensão da peça por meio da utilização de ferramentas de corte.

A metalurgia do pó (detalhado anteriormente no item 2.2), apesar de antiga, é um processo que está cada vez mais sendo utilizado, pois permite em alguns casos a confecção de peças tão precisas quanto aquelas obtidas pelos processos mais delicados de usinagem.

Difícilmente ocorre a presença isolada de um ou outro destes processos na fabricação de peças ou componentes, sendo que, normalmente o processo de usinagem atua como processo complementar com relação aos demais processos.

Há muito tempo o homem se esforça para concretizar formas que visualiza em sua mente. Sempre insatisfeito com os resultados obtidos na concretização de suas obras, têm buscado constantemente meios que possam facilitar e auxiliá-lo na busca da perfeição. Percebeu então, que a forma tinha enorme influência em sua existência e que tinha poder para transformá-la, podendo não só torná-la bela, mas também adequada à conquista dos seus objetivos. Este é o conceito global de usinagem "alcançar a perfeição da matéria, não apenas enquanto a torna bela, mas também enquanto a torna útil e com razão suficiente de existência" ^[87].

Tecnicamente, usinagem é a operação executada por uma máquina operatriz que removendo matéria prima e produzindo cavacos por meio de ferramentas de corte, confere a forma, dimensão e acabamento planejados a uma peça. Existe uma extensa variedade de processos de usinagem de que se pode fazer uso, dependendo é claro da geometria da peça a usinar, da geometria final que se deseja obter e do grau de acabamento e tolerâncias especificadas no

projeto. Ferraresi ^[88] em seu livro "Fundamentos da Usinagem dos Metais", cita 23 processos e 32 sub-processos dos quais pode-se exemplificar três processos considerados processos universais de usinagem: torneamento, fresamento e furação.

Cada um destes processos ou sub-processos caracteriza-se pela utilização de equipamentos e de ferramentas diferenciadas, que irão auxiliar na efetiva consolidação do processo. Desse modo, pode-se ter equipamentos como tornos, fresadoras, furadeiras, retificadoras, etc, utilizando ferramentas como fresas, brocas, rebolos e outras.

No processo de corte dos metais por métodos convencionais, um fator indesejável e que exerce forte influência nos custos finais de produção de peças ou componentes, é o desgaste da ferramenta de usinagem. De modo geral, o processo de desgaste na ferramenta de usinagem obedece aos princípios teóricos estabelecidos pela "tribologia" (ciência que estuda os fenômenos e mecanismos envolvidos no processo de desgaste).

Mais especificamente para as ferramentas de usinagem de ponta única, existe uma classificação que denomina os efeitos do desgaste de acordo com o tipo (local e forma visual em que se apresentam). São eles: a) desgaste de flanco, b) desgaste de cratera, c) desgaste de sulco, d) deformação plástica, e) lascamento, f) desgaste em forma de pente, g) falha catastrófica.

2.3.1 – Usinagem e usinabilidade

A chave para a produção industrial econômica com qualidade assegurada é a escolha e a configuração correta do processo produtivo. Quando este processo é o de **usinagem** a grande preocupação dos fabricantes de materiais, bem como dos fabricantes de peças e componentes que irão utilizar estes materiais e também dos fabricantes de ferramentas, é com a **usinabilidade** dos mesmos, ou seja, a facilidade ou não com que podem ser usinados.

Usinagem é uma operação ou tratamento superficial mecânico que promove a conformação de um material por meio de máquina operatriz. Utiliza-se a ação cisalhante de uma ferramenta cortante que aplica uma força concentrada sobre uma pequena área deste material, a fim de conferir forma, dimensão e acabamento planejados a uma peça ^[87, 89] (FIG. 2.10).

A parcela de material removida pela operação de usinagem normalmente é denominada apra ou cavaco. O acabamento superficial produzido por ela depende dos parâmetros de corte adotados e da geometria da ferramenta.

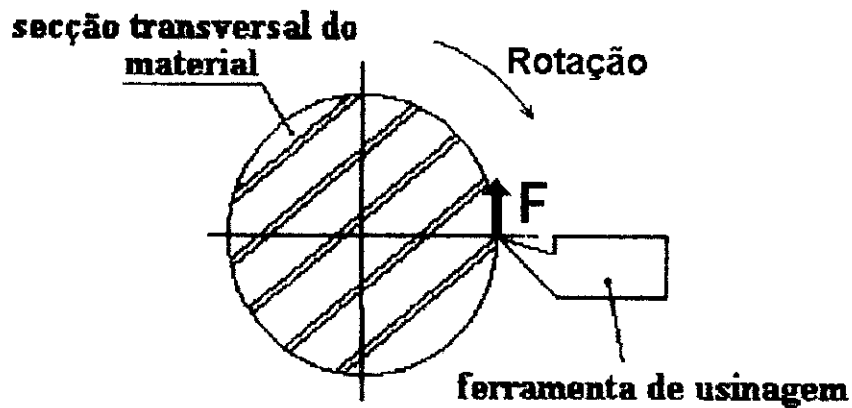


FIGURA 2.10 – Desenho esquemático de uma ferramenta de usinagem em posição de trabalho numa operação de usinagem denominada torneamento cilíndrico externo.

As características do material (tipo de processamento, microestrutura, propriedades mecânicas, existência de inclusões metálicas ou não, composição química, etc.) têm forte influência na usinagem. Um material obtido pela metalurgia do pó, por exemplo, o qual pela sua natureza possui porosidades internas (FIG. 2.11), pode configurar no processo de usinagem uma condição comumente conhecida como "corte intermitente ou interrompido". Esta condição pode ser altamente agressiva à ferramenta de usinagem e tende a abreviar a vida da mesma [2, 90].

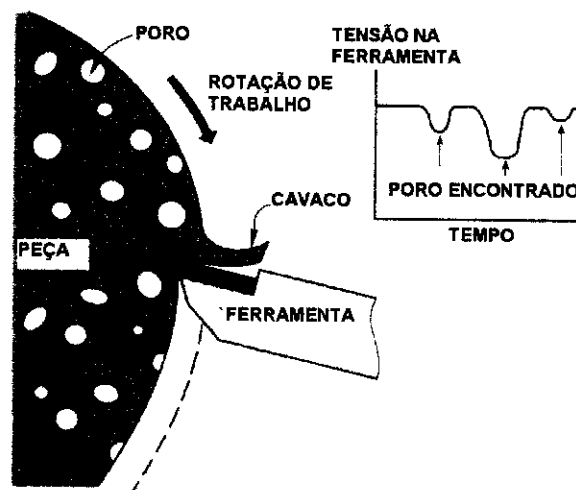


FIGURA 2.11 – Torneamento cilíndrico externo de um material obtido pela metalurgia do pó. Os poros inerentes produzem um estado cíclico de tensão e deflexão na ferramenta que leva à diminuição de sua vida [2].

Uma alternativa bastante utilizada na metalurgia do pó é preencher por infiltração, os poros do material com outro de menor ponto de fusão, antes de efetuar a usinagem (FIG. 2.12). O cobre tem sido bastante utilizado com esta finalidade, pois além de melhorar a densificação, ainda funciona como um ativador do processo de sinterização. A infiltração ocorre normalmente na etapa de sinterização do material.

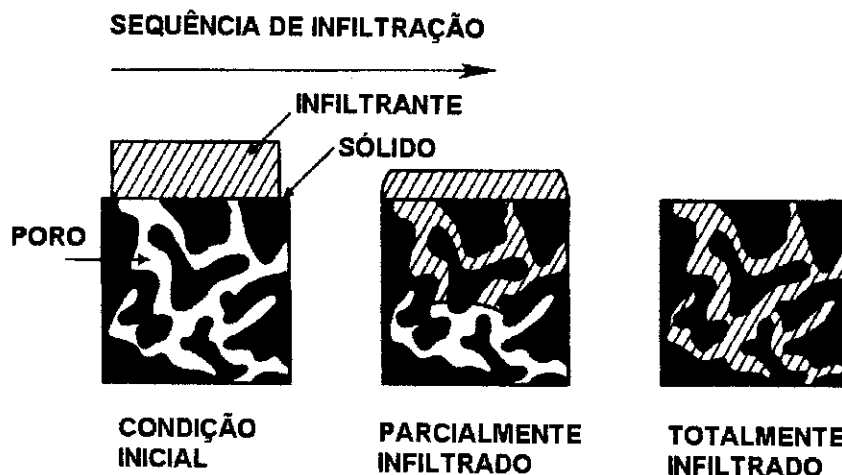


FIGURA 2.12 – Esboço da seqüência de infiltração de um material. Forças de capilaridade puxam o metal fundido para dentro dos poros abertos [2].

Outra solução para melhorar a usinagem de materiais obtidos pela metalurgia do pó é a inclusão de aditivos que funcionam como lubrificantes sólidos. O MnS (sulfeto de manganês) é um destes aditivos. Ele tem a propriedade de lubrificar a ferramenta de usinagem durante o processo, aumentando a vida da mesma. Outros aditivos também conhecidos por melhorar a usinabilidade são: Sn, Te, Pb e MoSi₂ [2].

Usinabilidade pode ser definida como sendo uma grandeza tecnológica que expressa por meio de um valor numérico comparativo (índice ou porcentagem) um conjunto de propriedades de usinagem de um metal, em relação a outro tomado como padrão [88, 91, 92]. Propriedades de usinagem de um metal são aquelas que expressam o seu efeito sobre grandezas mensuráveis inerentes ao processo de usinagem dos metais tais como, vida da ferramenta, força de usinagem, acabamento superficial da peça, temperatura de corte, etc.

A usinabilidade tem grande influência na produtividade e nos custos finais de fabricação do produto de uma empresa. Se o índice de usinabilidade é muito baixo, por exemplo, leva à necessidade da utilização de velocidades de corte menores para que não ocorra um desgaste acentuado e prematuro da ferramenta; isto implica em maior tempo de produção e conseqüentemente maior custo. Uma opção seria a utilização de uma ferramenta mais resistente ao desgaste com aumento simultâneo da velocidade de corte. Esta alternativa diminuiria o tempo de produção, mas aumentaria o custo com ferramental já que ferramentas mais resistentes normalmente custam mais caro. Restaria saber qual alternativa seria a mais vantajosa e ainda assim o acréscimo no custo final da produção seria evidente. É sabido, que o ideal é que se trabalhe com altas velocidades de corte e que para isso, não seja necessária a utilização de ferramentas especiais e mais caras; somente um material com alto índice de usinabilidade pode oferecer estas condições e é neste sentido que fabricantes de materiais, cientistas e pesquisadores da área de materiais têm se empenhado ^[91].

A usinabilidade não é uma propriedade intrínseca do material, mas sim, um resultado da interação do metal com a operação de usinagem. As condições de usinagem são estabelecidas para cada tipo de material e ferramenta [88, 92].

Basicamente quatro métodos são utilizados, em conjunto ou isoladamente, para avaliar a usinabilidade de um material ^[92, 93].

- Vida da ferramenta.
- Força de usinagem.
- Qualidade superficial da peça.
- Formação de cavacos (forma e tamanho dos cavacos).

Critério de vida da ferramenta

A vida da ferramenta é normalmente o critério de maior importância na caracterização da usinabilidade de um material. A vida "T" é o tempo mínimo que uma ferramenta resiste do início do corte até sua utilização total, sendo definida através da equação 2.3, tradicionalmente conhecida como equação de "Taylor".

$$V_c \times T^n = C \quad (2.3)$$

Onde:

T = vida da ferramenta [min]

V_c = velocidade de corte [m/min]

C = vida para $V_c = 1$ m/min [constante]

n = coeficiente angular da curva de vida.

A dependência entre T e V_c é exponencial e, portanto representada por uma reta em um sistema bilogarítmico. Os fatores mais importantes para aparecimento de desgaste na ferramenta são as partículas duras e abrasivas da peça, bem como a resistência da matriz.

Mas, apesar de ser um critério tradicionalmente utilizado para determinação da usinabilidade dos materiais, Schneider ^[93] alerta que é um método muito sensível a uma série de variáveis de usinagem, entre elas, o material da ferramenta, sua geometria, condições da máquina, sistema de fixação, velocidade, avanço, profundidade de corte, etc; fazendo com que a determinação da vida da ferramenta de corte seja muito difícil.

Critério da força de usinagem

Existem dois fenômenos importantes no corte: cisalhamento do metal diante do ângulo de corte; e atrito na interface ferramenta-cavaco. O trabalho necessário ao corte é composto pelos trabalhos de cisalhamento e pelo de atrito. Qualquer redução desses trabalhos implica a redução do aquecimento e dos esforços no corte e, conseqüentemente, há um menor desgaste das ferramentas.

A grandeza da *força de usinagem (F)*, que pode ser decomposta em força de corte ou principal (F_c), força de avanço (F_a) e força passiva ou de profundidade (F_r) - (FIG. 2.13), é um *critério de usinabilidade*, pois, geralmente materiais de difícil usinagem apresentam forças de corte maiores ^[92]. Schneider ^[93] comenta que embora as avaliações de usinabilidade possam ser listadas de acordo com as forças de corte para um conjunto definido de condições de usinagem, os dados são usualmente apresentados em termos de *energia específica*.

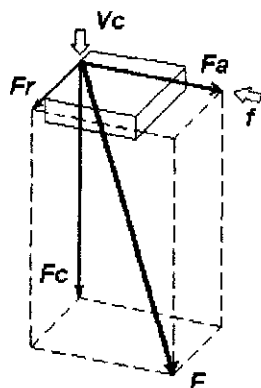


FIGURA 2.13 – Esquema mostrando a decomposição da força de usinagem (F) [94].

As componentes da força de usinagem são influenciadas principalmente pelo material da peça, pelas condições de corte e pela geometria da ferramenta. Elas obedecem à fórmula de Kienzle (equação 2.4) que é empírica e relaciona as características do material, a seção de usinagem e a força de corte.

Para a força de corte F_C vale:

$$\frac{F_C}{b} = K_{C_1} \times h^{(1-m_c)} \quad (2.4)$$

Onde :

F_C = força de corte [N]

b = largura de corte [mm]

h = espessura de corte [mm]

$1 - m_c$ = coeficiente angular

K_{C_1} = força específica de corte para seção de 1 mm^2

A influência do material é dada pelo expoente “ $1 - m_c$ ” e pela força específica “ K_{C_1} ”. Não é possível estabelecer uma relação perfeita entre a estrutura do material e a força específica de corte, assim como com o coeficiente angular, devido aos diversos fatores de influência que surgem. Normalmente a força de corte cai com o aumento da temperatura na zona de corte. Devido a isso, normalmente altas velocidades de corte levam a menores forças de corte. Ao

mesmo tempo, todas as medidas que facilitam o fluxo de cavaco (fluido de corte, grande ângulo de saída) levam a uma diminuição das forças.

De acordo com Rodrigues e Coelho ^[95], a *energia específica de corte* é um dos parâmetros físicos mais importantes no corte de metais. Durante o processo de corte, a energia total gasta por unidade de tempo (u) pode ser determinada multiplicando-se a força de corte (F_c) pela velocidade de corte, e dividindo-se o produto pela taxa de metal removido (espessura x largura x velocidade de corte), resultando na equação 2.5.

$$u = \frac{F_c \times V_c}{h \times b \times V_c} = \frac{F_c}{h \times b} \left| \frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right| \quad (2.5)$$

Onde:

u = energia específica de corte ou força específica de corte [kgf/mm²].

F_c = Força de corte [kgf].

V_c = Velocidade de corte [m/min].

$h \times b$ = Espessura do cavaco x largura do cavaco = área secção transversal do cavaco [mm²].

Critério da qualidade superficial da peça ^[92, 93].

A qualidade das superfícies obtidas na usinagem pode ser um critério para determinação dos parâmetros de entrada. A rugosidade é decorrente da forma do raio da ferramenta e do movimento relativo entre peça e ferramenta. No torneamento, ela é influenciada principalmente pela forma do raio de ponta da ferramenta e pelo avanço.

A rugosidade aumenta com o aumento do avanço e diminui com o aumento do raio de ponta. Com relação à velocidade de corte, a rugosidade inicialmente tende a aumentar com o aumento da velocidade de corte, diminuindo após uma certa velocidade. Isso se deve à formação de gume postiço, que pode ocorrer a pequenas velocidades de corte, fator que desaparece com o emprego de velocidades de corte mais altas.

Dos ângulos da ferramenta, o ângulo de saída e o ângulo de posição têm a maior influência sobre a qualidade superficial. Com o aumento positivo do ângulo de saída a rugosidade diminui.

A diminuição do ângulo de posição leva a um aumento da força passiva e, em decorrência, aumenta a possibilidade de vibrações regenerativas, que levam a uma piora da qualidade superficial. O desgaste da ferramenta também tem influência sobre a qualidade superficial da peça.

Critério da formação de cavacos ^[92, 93]

Quando se usina um material mole em geral, formam-se cavacos contínuos (em forma de fita) e a tendência é de que o acabamento superficial seja ruim. A ferramenta de corte atua como uma cunha, deformando o metal a sua frente por cisalhamento, até que em algum ponto seja atingida a tensão de ruptura e a porção de metal deformada se destaque, formando o cavaco.

Pelo fato de o material ser mole é necessário uma grande deformação para que seja atingido o ponto de ruptura. Quando isto ocorre, o cavaco resultante é espesso, e indica uma má qualidade de usinagem. Também em consequência dessa grande deformação, o contato entre ferramenta e cavaco é maior, surgindo pontos de soldagem entre os dois materiais (aresta postiça) levando a um aumento do atrito.

Durante a deformação, o cavaco é encruado e tem sua resistência aumentada. A ruptura passa a se dar abaixo da superfície de corte, no metal mais mole, produzindo arrancamentos que prejudicam o acabamento da peça usinada. Quando a diferença de resistência do cavaco e do metal de base torna-se menos significativa, diminui-se a tendência de ocorrer ruptura abaixo da superfície da peça; a deformação necessária para se atingir a tensão de ruptura do cavaco é menor, formando cavacos menos espessos, reduzindo-se também o atrito e o arrasto sobre a ferramenta.

Um dos fatores que mais limita a velocidade de usinagem é a forma dos cavacos. Pesquisas demonstraram que os metais, ao serem usinados, devem produzir um cavaco frágil e, portanto, quebradiço, o que propicia uma maior

facilidade de manuseio e operação e menores riscos ao operador. Paralelamente, o cavaco deve ter um raio de curvatura pequeno, para haver menor área de contato e, conseqüentemente, menor atrito com a ferramenta de corte, proporcionando maior vida útil da mesma.

A forma e o tamanho do cavaco são muito importantes, principalmente para os processos de usinagem em que há pouco espaço para os cavacos ou em máquinas-ferramentas com pouco espaço de trabalho, entretanto Schneider ^[93] comenta que índices de usinabilidade baseados na facilidade de disposição dos cavacos são basicamente qualitativos e que portanto, deve ser feito por uma pessoa qualificada. Logo, a utilização deste método para determinação da usinabilidade, não é largamente utilizada.

Cavacos helicoidais planos preferencialmente apresentam suas saídas tangenciando o flanco da ferramenta e, em decorrência disso, danificam o suporte e o raio da ferramenta. Cavacos em fita, cavacos emaranhados e cavacos fragmentados apresentam um perigo para o operador da máquina.

As principais influências sobre a formação dos cavacos são as condições de corte, a geometria da ferramenta e, por parte do material da peça, a deformabilidade, a tenacidade e a resistência ou estado metalúrgico do material.

Através da diminuição da velocidade de corte ou do ângulo de saída, a fragilidade dos cavacos de materiais não muito elásticos aumenta, devido à maior deformação do cavaco. De maior importância é a influência do avanço e do ângulo de posição. Um aumento na espessura do cavaco leva a uma deformação demasiada na superfície de cisalhamento, isto é, aparecem cavacos curtos.

A formação de cavacos é bastante influenciada pela resistência e conformabilidade do material. Uma resistência crescente favorece a quebra dos cavacos. Impurezas como inclusões na matriz do metal provocam uma forma de cavaco irregular, de quebra facilitada. Os elementos de liga também exercem grande influência sobre a formação dos cavacos. O ANEXO 1 relaciona uma série de tipos e classificações de cavacos de acordo com a ISO 3685 ^[96].

2.3.2 – Usinagem de insertos para assentos de válvula

Como já mencionado em itens anteriores, apesar de proporcionar a obtenção de peças próximas da forma final (“near net shape”), em muitos casos a metalurgia do pó não isenta completamente a necessidade de operações complementares como por exemplo usinagem. Este é o caso do inserto para assento de válvula, que devido à natureza e responsabilidade de sua operação bem como à geometria bastante particular de sua sede (superfície para o assento da válvula) que necessita de um perfeito alinhamento e perpendicularismo com a válvula, o mesmo necessita de usinagem após sua montagem final no bloco do motor (FIG. 2.14).



FIGURA 2.14 – Detalhe do assento de válvula sendo usinado no bloco do motor.

O alto volume de produção industrial destes componentes requer que um estudo de usinabilidade da liga seja feito de forma a permitir uma avaliação do custo benefício para sua produção em larga escala, incluindo sua usinagem.

A FIG. 2.15 mostra o detalhe de um inserto para assento de válvula em corte transversal, mostrando um exemplo de como pode ser complexa a geometria da sede do assento, a qual é obtida por meio de usinagem.

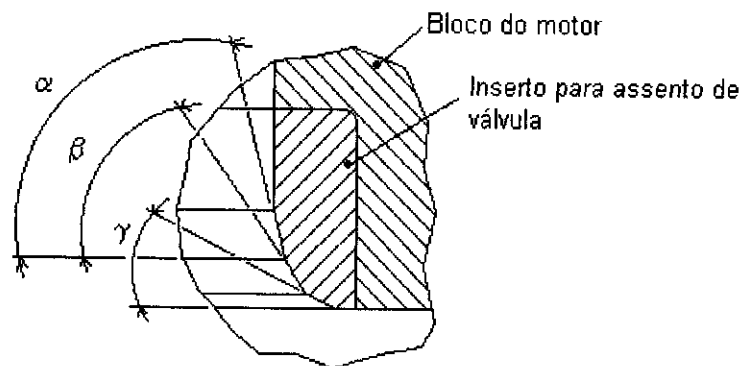


FIGURA 2.15 – Exemplo de usinagem dos ângulos (genéricos) em um inserto para assento de válvula.

Os requisitos essenciais para a usinagem da sede para o assento da válvula são: circularidade, acabamento superficial e perpendicularismo com a válvula.

2.4 – Tribologia

O movimento de uma superfície sólida sobre outra, é de fundamental importância para o funcionamento de muitos tipos de mecanismos naturais e artificiais. A tribologia engloba o estudo do atrito, desgaste e lubrificação e é definida como a ciência e tecnologia da interação entre superfícies em movimento relativo e as respectivas práticas que envolvem o processo ^[97].

Huchings ^[98] define tribologia como sendo a ciência e tecnologia da interação de superfícies em movimento relativo. Jost ^[99] define como sendo a ciência e tecnologia da interação de superfícies em movimento relativo, e das práticas e assuntos relacionados. A palavra tribologia é derivada da palavra grega "tribos" que significa atrito e foi implantada basicamente a partir de 1966.

A **tribologia** está intrinsecamente associada a este trabalho sob vários aspectos, que vão desde a preocupação com a fabricação do componente através de operações de usinagem, até a fase de sua utilização na qual o mesmo fica sujeito a condições severas de atrito e desgaste.

O **desgaste** é um fenômeno complexo em que ocorre deformação plástica de regiões da superfície e próximas, bem como destacamento de partículas de metal de um corpo sólido quando este é colocado em contato com

um contra corpo sob a ação de um movimento relativo entre ambos. Uma classificação bastante abrangente dos fenômenos de desgaste é encontrada na norma técnica alemã DIN 50.320 ^[100], que subdivide os mecanismos de desgaste em *adesivo, abrasivo, fadiga de superfície e reações tribo-químicas*.

Os mecanismos de desgaste mencionados anteriormente podem ocorrer de maneira isolada ou combinadamente, e diante das mais variadas condições possíveis de temperatura, tipo de ambiente, etc. Assim, é perfeitamente possível do ponto de vista físico, que se tenha, por exemplo, um determinado comportamento na etapa de usinagem, e outro nas condições de trabalho do componente, o que torna possível o desenvolvimento de um material ao mesmo tempo, usável e, em contrapartida, resistente ao desgaste ^[101].

2.4.1 – Mecanismos de desgaste

A falha de um componente ou estrutura segundo Gahr ^[97], pode ocorrer por meio de quatro mecanismos básicos, ou em alguns casos pela interação de dois ou mais desses mecanismos em conjunto, sendo que os demais têm efeito secundário. São eles:

- deformação plástica;
- formação e propagação de trincas;
- corrosão;
- desgaste.

Cada um destes mecanismos tem características próprias e, compreende ramos de estudos e pesquisas diferenciados dentro do campo das diversas áreas da engenharia. O desgaste é um mecanismo que danifica a superfície de componentes. A vibração, o aquecimento e mudanças geométricas em peças podem ser produto da presença dos fenômenos de atrito e desgaste. Estes podem resultar em perda futura da função do componente e pode ou não levar a uma falha catastrófica do componente (quebra).

O desgaste e atrito são fenômenos antigos para a raça humana. Em épocas remotas, o fogo era obtido pelo atrito madeira contra madeira, ou pela colisão entre pedras muito duras. Muito mais tarde no período da renascença

ocorreram importantes contribuições para o melhor entendimento dos fenômenos do atrito e desgaste. Conceitos como coeficiente de atrito foram implantados e a influência benéfica da utilização de lubrificantes na redução dos efeitos do atrito e desgaste também foi comprovada.

Muitos estudos têm sido conduzidos em diferentes países industrializados no sentido de avaliar o impacto econômico provocado pelos fenômenos de desgaste e atrito. De acordo com alguns desses estudos perdas econômicas chegam a atingir cerca de 4,5 % do produto interno bruto de alguns países ^[97].

Existe uma variada gama de aplicações nas quais pode ser verificada a ocorrência de desgaste: equipamentos de movimentação, bombas, moinhos, anéis de pistão, conjunto válvula e assento em um motor de combustão interna, engrenagens, discos de freio, operações de usinagem, etc. Em todos os casos uma ampla variedade de condições causa desgaste.

A solução de determinado problema de desgaste depende da identificação exata da natureza do problema. Sistemas de análise podem ser usados para identificação dos parâmetros de sistemas tribológicos (tribotecnologia ou tribossistemas). Dependendo dos parâmetros de um tribossistema, diferentes tipos de desgaste podem ocorrer. Mecanismos de desgaste descrevem a interação energética e material entre os elementos de um tribossistema. O tipo de movimento relativo entre os corpos em contato pode também ser usado para classificação dos diferentes processos de desgaste.

Um termo que geralmente acompanha o desgaste é o atrito. Bayer ^[102] define atrito como "uma força que se opõe ao movimento relativo entre duas superfícies". Ela age em direção paralela às superfícies de contato e em sentido oposto ao do movimento. Geralmente a magnitude do efeito do atrito é descrita por meio da equação 2.6, em termos de um coeficiente chamado de "coeficiente de atrito" (μ).

$$\mu = F/N \quad (2.6)$$

Onde:

μ = Coeficiente de atrito, F = Força de atrito e N = Força normal

Pode-se ainda considerar variações no conceito de coeficiente de atrito, na medida em que existe uma diferença entre o valor da força de atrito no início do movimento, e o seu valor quando o movimento é mantido em velocidade constante. Assim, tem-se no primeiro caso o chamado coeficiente de atrito estático (μ_s) e no segundo caso o coeficiente de atrito dinâmico (μ_k).

Bayer ^[102] classifica desgaste basicamente de três formas: o primeiro leva em conta a aparência da marca do desgaste; o segundo relaciona o mecanismo físico que remove o material ou causa a falha e o terceiro as condições que envolvem a situação do desgaste. Assim, tem-se a configuração apresentada na TAB. 2.5 a seguir:

TABELA 2.5 – Classificação dos desgastes, segundo Bayer ^[102].

APARÊNCIA	- Corroído ("Pitted")
	- Lascado ("Spalled")
	- Riscado ("Scratched")
	- Polido ("Polished")
	- Rachado ("Crazed")
	- Fadigado ("Fretted")
	- Escavado ("Gouged")
	- Brunido ("Scuffed")
MECANISMO FÍSICO	- Adesão
	- Abrasão
	- Delaminação / fadiga de superfície ^[97]
	- Oxidativa / reações triboquímicas ^[97]
CONDIÇÕES QUE ENVOLVEM A SITUAÇÃO DO DESGASTE.	- Desgaste lubrificado
	- Desgaste não lubrificado
	- Desgaste por escorregamento metal/metal
	- Desgaste por rolamento
	- Desgaste por deslizamento de alto esforço
	- Desgaste metálico a alta temperatura

O desgaste é avaliado por meio de testes tribológicos através dos quais obtêm-se resultados que permitem estabelecer relações comparativas entre os materiais. Gahr ^[97], cita em seu livro diversas normas relacionadas ao assunto

dentre elas a DIN 50321 ^[103], que estabelece meios para a determinação da quantidade de desgaste baseados nos resultados encontrados em testes tribológicos.

2.4.2 - Desgastes da ferramenta de usinagem

No processo de corte dos metais por métodos convencionais, um fator indesejável e que exerce forte influência nos custos finais do produto é o desgaste da ferramenta de usinagem. De modo geral, o processo de desgaste na ferramenta de usinagem obedece aos princípios teóricos estabelecidos pela "tribologia", vide item 2.4.

Especificamente para as ferramentas de usinagem de ponta única, existe uma classificação para os desgastes de acordo com o tipo (local e forma visual em que se apresentam) ^[87, 94, 104]. São eles: desgaste de flanco e entalhe, desgaste de cratera, lascamento, deformação plástica, trincas, arrancamento e falha catastrófica (quebra) – FIG. 2.16 a 2.22.

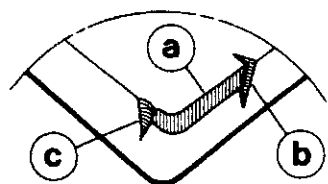


FIGURA 2.16 - Esquema ilustrativo representativo de desgaste de flanco (a) e entalhe (b e c) ^[87, 94, 104].

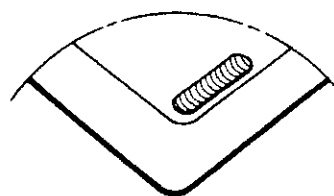


FIGURA 2.17 - Esquema ilustrativo representativo do desgaste do tipo cratera ^[87, 94, 104].

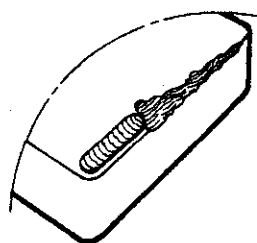


FIGURA 2.18 - Esquema ilustrativo representativo do desgaste do tipo lascamento ^[87, 94, 104].

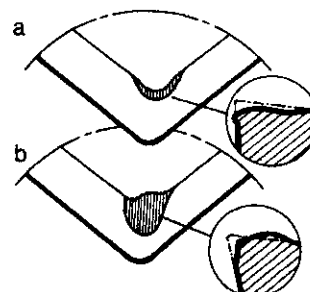


FIGURA 2.19 - Esquema ilustrativo representativo da deformação plástica da aresta de corte ^[87, 94, 104].

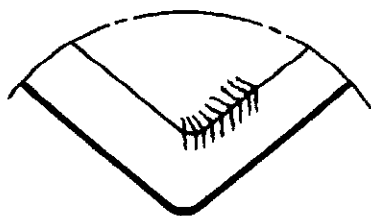


FIGURA 2.20 - Esquema ilustrativo representativo de trincas ^[87, 94, 104].

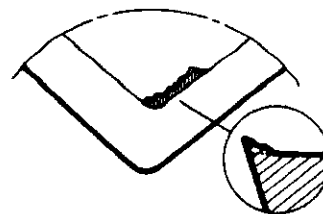


FIGURA 2.21 - Esquema ilustrativo representativo de arrancamento ou destacamento ^[87, 94, 104].

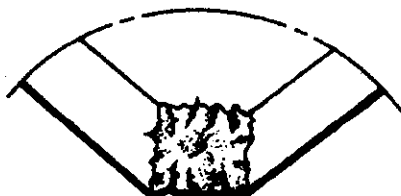


FIGURA 2.22 - Esquema ilustrativo representativo de uma quebra ^[87, 94, 104].

Dentre todos estes, os mais importantes são os desgastes de flanco e o de cratera, pois além de serem os de maior ocorrência, são inevitáveis e os maiores responsáveis pelo fim da vida da ferramenta em condições normais de trabalho.

2.4.3 - Desgastes na interface inserto e válvula

Como acontece com todo par tribológico, o conjunto válvula e inserto (região de contato entre ambos) também possui características de desgaste particulares, consideradas as condições em que os mesmos operam dentro de um motor a combustão interna. Os pesquisadores do segmento procuram sempre que possível associar suas observações com as classificações já consagradas, como aquela descrita por Bayer ^[102] e mencionada anteriormente (item 2.4.1).

Muitas vezes, entretanto, utilizam-se termos diferentes para descrever um mesmo tipo de observação, o que freqüentemente dificulta a compreensão do leitor, principalmente se o artigo ou o trabalho escrito não vem acompanhado das fotos que identificam o fenômeno.

Narasimham e Larson ^[105], por exemplo, identificaram basicamente quatro tipos de desgaste quando estudaram seis ligas para aplicação como válvula ou inserto para assento de válvula: desgaste adesivo, indentação,

desgaste abrasivo e “guttering” (um tipo de falha ocasionada pela ação conjunta do processo erosivo e oxidativo). A classificação dada por eles pode ser compreendida, pois todos os casos estavam perfeitamente ilustrados no artigo.

A Eaton Corporation ^[106] classifica como sendo quatro os tipos de desgaste que ocorrem na região de vedação de uma válvula de motor à combustão interna: adesivo, abrasivo, corrosivo e fadiga de contato, e as argumentações utilizadas para justificar a classificação, parecem razoáveis. Hayashi e Aoki ^[107], concordam em número e gênero com a classificação da Eaton Corporation.

Slatter et al. ^[108], relacionam três tipos de desgaste: escoamento (“recession”), “guttering” e “torching”, sendo que para os dois últimos não se consegue um bom termo em português, e para o último nem mesmo é possível saber a que tipo de desgaste o autor está se referindo. Mencionam ainda, que as investigações têm apontado para a existência de dois mecanismos distintos envolvidos no problema de desgaste do par válvula e inserto: o impacto da válvula no inserto durante o seu fechamento e o escorregamento que ocorre na interface de vedação válvula e inserto, sob a ação da pressão de combustão.

A Bardahl ^[109] por sua vez, além do já mencionado escoamento (“recession”), relaciona o termo “sticking”, provavelmente querendo se referir ao desgaste do tipo adesivo (“adhesive wear”).

Scott et al. ^[110], referem-se ao “guttering” como sendo um reconhecido modo de falha em motores de combustão interna, provocado pela exaustão dos gases através da região de vedação, resultando na formação de um canal radial ou valeta.

Em resumo, as considerações anteriores mostram que a ação dos fenômenos tribológicos no par válvula e inserto é indiscutível. Os danos existem e seus tipos e origens são diversos. Sente-se falta ainda de uma literatura dirigida, que uniformize as classificações e explique com clareza os fenômenos de desgaste que ocorrem no par tribológico válvula e inserto. Enquanto isso não ocorrer, as classificações vão ficar sempre a critério do sentimento e da sensibilidade de cada observador.

2.5 – Usinagem e desgaste

Com relação ao propósito intrínseco do presente trabalho, muitos podem se perguntar como é possível obter um material de boa **usinabilidade** ao mesmo tempo em que se procura boas propriedades de resistência ao **desgaste** do mesmo componente usinado, durante sua utilização. A primeira questão que surge é: “A usinagem não é um processo de desgaste?”. Neste sentido a norma alemã DIN 50.320 ^[100] enfatiza que os processos de fabricação, dentre eles a usinagem, não são considerados como desgaste em relação à peça trabalhada, entretanto, esta definição é muito genérica e pode gerar algumas dúvidas quando se trata de processos como retificação ou brunimento, por exemplo, em que a ferramenta utilizada normalmente possui uma natureza abrasiva. Com relação a isso, inclusive, Bayer ^[102] sugere que **usinagem** e polimento são formas de desgaste e que existe o lado positivo do desgaste e dos fenômenos de desgaste.

De qualquer maneira o processo tribológico estará sempre presente na interface entre a ferramenta e a peça em um processo de usinagem, da mesma forma como ocorre no contato entre um eixo e um mancal, e, nestas circunstâncias, os desgastes sofridos pelas mesmas em operação possuem características e classificações bastante particulares ^[87, 88, 91, 104].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 – Obtenção dos materiais

3.1.1 – Materiais obtidos

Os materiais estudados neste trabalho foram obtidos pela rota da metalurgia do pó, em duas etapas, como já mencionado no item 1.3. Na etapa 1 foram feitos pré-testes e obtido um protótipo e na etapa 2 foram produzidas outras cinco variações de ligas baseadas neste protótipo e mais uma quantidade do mesmo material do protótipo, porém com um tratamento térmico adicional, o qual passou a ser denominado de liga 1 na etapa 2 do trabalho.

A estruturação da composição química das ligas estudadas foi avaliada sob vários aspectos e vários requisitos foram levados em consideração durante todo o processo. Os requisitos de resistência a abrasão, resistência a altas temperaturas, dureza e resistência a corrosão entre outros [8, 17, 16], foram fatores essenciais na definição da composição química; além disso, a preocupação com a usinabilidade também foi um detalhe considerado, visto que é inevitável a necessidade de usinar a sede de assento da válvula para permitir alcançar um bom assentamento e vedação entre a válvula e o inserto, o que é garantido através da circularidade e perpendicularismo entre os elementos. Finalmente, além de tudo o que já foi mencionado, as características finais das ligas deveriam ainda satisfazer no mínimo as condições de trabalho das vias de escape do motor, as quais, do ponto de vista termodinâmico apresentam-se como as mais críticas de todo o ciclo térmico do mesmo, chegando muitas vezes a operar com temperaturas que superam os 600 °C [9, 14].

Na fase de definição da composição química, foi importante a decisão de excluir os elementos cobalto, devido ao seu alto custo e o chumbo, devido aos seus efeitos toxicológicos e prejudiciais ao meio ambiente [7, 17]. Outras vertentes, como a utilização de um aço rápido como pré-liga, carboneto de nióbio, sulfeto de manganês e cobre, surgiram também com o objetivo de reduzir custos de fabricação, melhorar as propriedades de resistência a abrasão e a altas temperaturas, melhorar a densificação e a usinabilidade. O carboneto Ti/W foi adicionado em duas das ligas propostas em substituição ao carboneto NbC.

Justificativas

Fe – A utilização do ferro puro na liga objetivou, além da redução do custo da matéria-prima propriamente dita (ver FIG. 2.6b), também a redução da temperatura de sinterização, uma vez que a temperatura de sinterização do ferro é da ordem de 1010-1150 °C. O ferro também tende a melhorar a resistência à verde do componente devido à sua característica de alta compressibilidade.

Aço rápido tipo M3/2 – A classificação M3/2 é atribuída pelo sistema de normalização americano AISI/SAE, sendo equivalente à classificação S 6-5-3 ou HS 6-5-3 da norma alemã DIN ^[111]. Segundo a classificação AISI/SAE, o M3/2 pertence à categoria dos aços rápidos ao molibdênio (M), sendo, portanto, diferentes dos pertencentes à categoria T, que são ao tungstênio.

O tipo M3/2 foi escolhido como uma pré-liga por não ter em sua composição o elemento cobalto (ver TAB. 3.2) e, em contrapartida, por ter uma série de outros elementos importantes do ponto de vista metalúrgico, cujas adições em forma de carbonetos individuais encareceria sobremaneira o processo. Além disso, o aço rápido pode reter as propriedades da matriz a altas temperaturas de operação e possui altos níveis de fases resistentes ao desgaste térmico ^[18].

Adicionalmente, os aços rápidos da série M mostram-se mais vantajosos, pois além de terem tenacidade um pouco maior que os aços equivalentes da série T quando temperados para obter a mesma dureza, apresentam menor custo inicial (cerca de 40% menor) - Bayer et. al. apud Edilson, 2004, p. 24 ^[94].

Greetham ^[85], também empregou o aço rápido M3/2 em uma de suas ligas, tomando o cuidado de misturá-lo com pó de ferro puro para baixar o custo da mistura e melhorar a sinterabilidade da liga.

Liu e Childs ^[112], também adotaram o aço rápido M3/2 para fabricar componentes para aplicações em altas temperaturas, como rolamentos de turbina, válvula, inserto e guia de válvula para motores de combustão interna.

NbC - Sua inclusão objetivou o aumento da resistência mecânica, tanto à verde quanto após sinterização, como também o aumento da resistência

ao desgaste. O NbC pode ainda ser adicionado nas ligas através do carboneto FeNbC, o qual possui um custo menor e é produzido comercialmente.

MnS – Foi incorporado com a finalidade de reduzir o atrito da ferramenta com o material durante a operação de usinagem da sede do assento [29, 87].

Muitos pesquisadores relatam os benefícios da incorporação do sulfeto de manganês sobre a usinabilidade dos materiais obtidos por metalurgia do pó. Liu e Childs [112], por exemplo, que estudaram a influência de alguns aditivos, entre eles o sulfeto de manganês (MnS), sobre o atrito e lubrificação do aço rápido M3/2 em temperaturas elevadas, concluiu que o comportamento ao atrito do material contendo sulfeto de manganês foi melhor do que aquele contendo fluoreto de cálcio (CaF₂), em um ensaio tendo como material do contra corpo o aço M50.

Em outro estudo feito com uma série de aditivos, foi verificado que somente o sulfeto de manganês melhorou a usinabilidade do material testado, sem contudo apresentar nenhum efeito prejudicial às propriedades do sinterizado. Outros aditivos como o enxofre, selênio, telúrio e sulfeto de molibdênio (MoS₂), embora tenham trazido benefícios à usinabilidade, reduziram drasticamente a resistência a tração, afetando também a estabilidade dimensional (Engstrom apud Hammiuddin e Murtaza, 2001, p. 79 [113]).

Investigações adicionais confirmaram que o sulfeto de manganês melhorou de 5 a 10 vezes a usinabilidade dos materiais testados, sem produzir mudanças dimensionais ou afetar as propriedades mecânicas dos mesmos (Engstrom apud Hammiuddin e Murtaza, 2001, p. 79 [113]).

Cu – Além de ser um importante ativador em um processo de sinterização por fase sólida [81, 85], o cobre foi também adicionado com o objetivo de melhorar a condutividade térmica do componente e sua usinabilidade, na medida em que, preenchendo os poros do material, elimina o efeito de corte intermitente ou interrompido, preservando e aumentando a vida da ferramenta de corte [2, 87]. No que se refere aos benefícios para a usinagem, praticamente tem os mesmos efeitos daqueles produzidos pelo chumbo ou pela resina acrílica descritos por Hayashi et al. em sua patente [63].

Carboneto Ti/W – Adicionado em duas das ligas obtidas, em substituição ao carboneto de nióbio, o qual não é produzido comercialmente.

Richter ^[114], que fez uma avaliação tribológica de aços rápidos contendo fases de carbonetos, concluiu que os aços rápidos contendo titânio e nióbio exibiram uma maior resistência ao desgaste do que outras duas classes comerciais forjadas e feitas por metalurgia do pó, que não possuíam estes elementos em suas composições. Tal comportamento foi atribuído à ação de grandes carbonetos primários do tipo MC, os quais têm como principais formadores, os elementos titânio, nióbio e vanádio.

Em um outro trabalho, foi verificado que com a adição do carboneto de titânio ocorreram mudanças significativas na microestrutura do aço rápido M3/2 sinterizado, tendo surgido dentro da matriz do aço, carbonetos do tipo M_6C e MC, produto da reação entre o aço rápido M3/2 e o TiC (Bolton e Gant apud Liu e Childs, 1996, p. 34 ^[112]). Estes carbonetos, como fases duras, têm uma grande contribuição na melhoria da resistência ao desgaste de aços rápidos sinterizados.

3.1.2 – Pós utilizados

Para a primeira etapa, foram preparadas apenas cerca de 400 g de mistura de pós conforme a TAB. 3.1, para elaboração de uma pequena quantidade dos insertos (cerca de 20 peças) denominados “protótipos”. Na segunda etapa foram preparadas 1200 g de mistura de pós para cada uma das ligas (1 à 6), de acordo com os balanços apontados na mesma TAB. 3.1, o que permitiu obter em torno de 55 peças para cada uma das ligas.

Os pós foram analisados morfologicamente por microscopia eletrônica de varredura e o tamanho das partículas medido em um analisador de partículas por difração de LASER.

O pó de aço rápido M 3 Tipo 2 (M 3/2) utilizado para a obtenção dos materiais foi fornecido pela Coldstream tendo partículas com tamanho mediano igual a 82 μm (FIG. 3.1). A composição química do material, de acordo com o certificado do fabricante, é apresentada na TAB. 3.2 a seguir:

TABELA 3.2 - Composição química do aço rápido M3/2 utilizado neste trabalho (% massa) – Fonte: Certificado do material fornecido pelo fabricante Coldstream.

Material	C	Mo	W	Mn	Cr	Si	V	Fe
AISI M3/2	0,98	6,12	5,68	0,3	3,97	0,2	2,92	Bal.

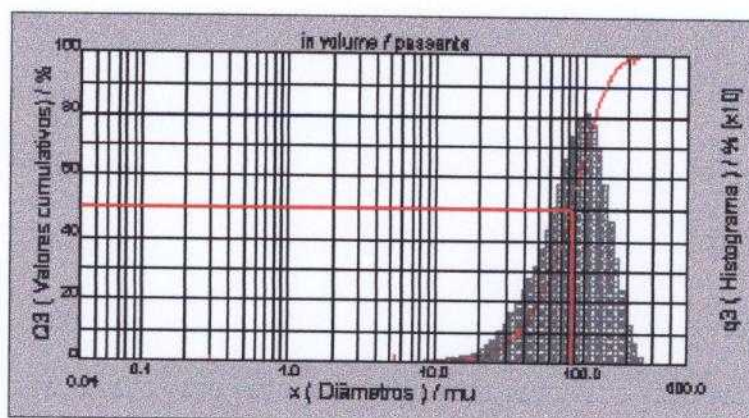


FIGURA 3.1 – Curva da distribuição granulométrica obtida na medição do tamanho de partícula do pó de aço rápido M3/2.

A morfologia das partículas do aço rápido M3/2 apresenta-se de acordo com a FIG. 3.2. Sua morfologia pode ser considerada irregular, de acordo com a classificação sugerida por RANDALL [2].

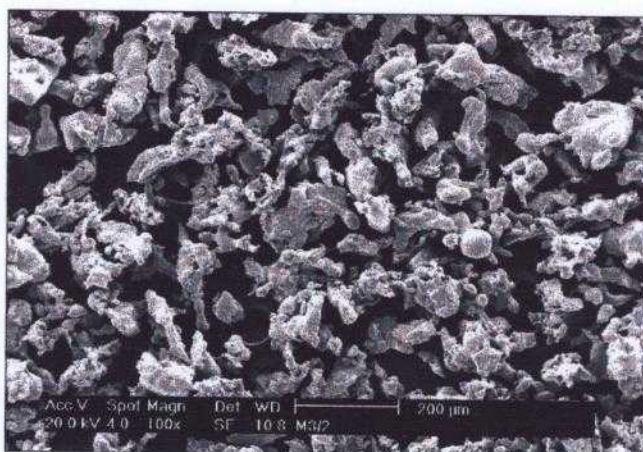


FIGURA 3.2 - Macrografia obtida por MEV, mostrando o aspecto morfológico irregular do aço rápido M 3/2.

O pó de ferro utilizado foi produzido pela Höganäs sob a denominação comercial de Trifer DC 177. Foi obtido por atomização e redução e é considerado comercialmente puro. Possui partículas com tamanho mediano igual a 81 μm (FIG. 3.3).

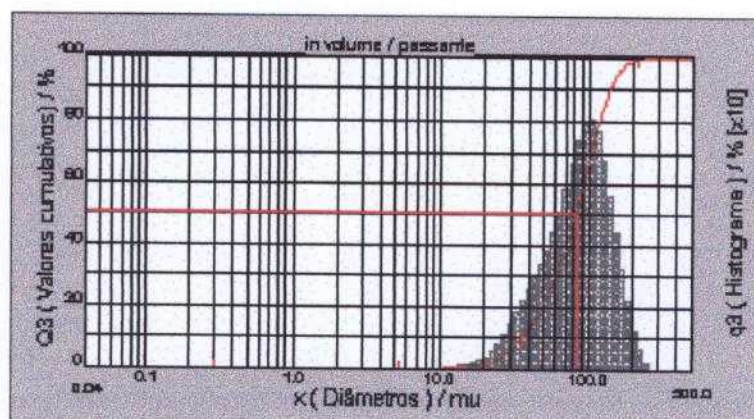


FIGURA 3.3 - Curva da distribuição granulométrica obtida na medição do tamanho de partícula do pó de ferro.

A morfologia das partículas do ferro puro utilizado apresenta-se de acordo com a FIG. 3.4, sendo também considerada irregular de acordo com RANDALL [2].



FIGURA 3.4 - Macrografia obtida por MEV, mostrando o aspecto morfológico do pó de ferro puro.

O pó de carboneto de nióbio (NbC) utilizado na produção dos materiais foi fornecido pela CBMM. Possui partículas com tamanho mediano igual a 2,3 μm (FIG. 3.5). Sua morfologia, conforme apresentado na FIG. 3.6 assemelha-se ao aglomerado sugerido por RANDALL [2] em sua literatura.

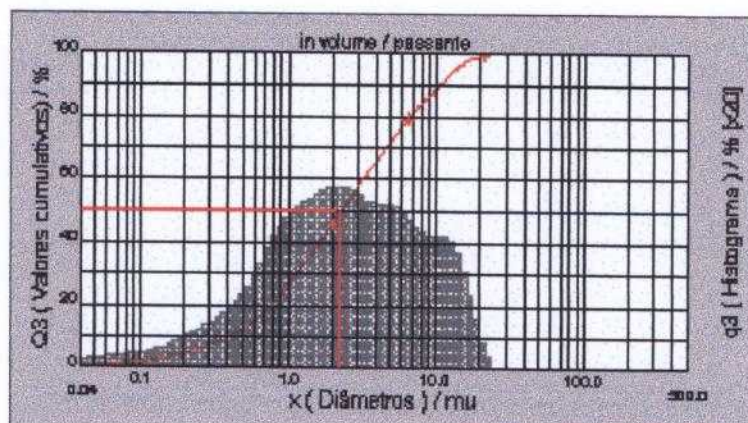


FIGURA 3.5 - Curva da distribuição granulométrica obtida na medição do tamanho de partícula do pó de NbC.

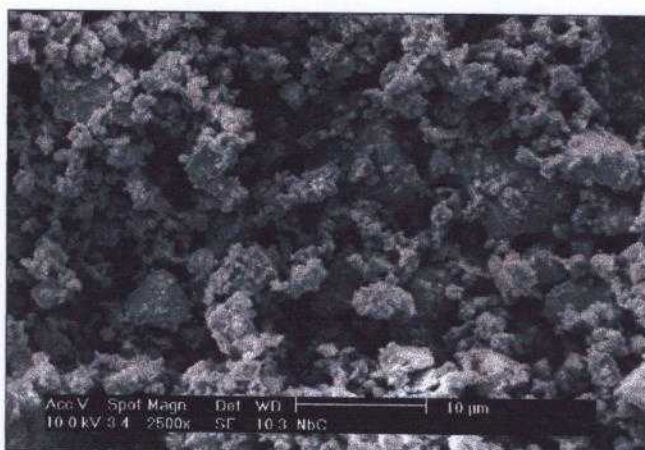


FIGURA 3.6 - Macrografia obtida por MEV mostrando o aspecto morfológico aglomerado do pó de carboneto de nióbio (NbC).

O pó de grafite foi adquirido junto à Nacional de Grafite. Possui partículas com tamanho mediano igual a 14 μm (FIG. 3.7). A morfologia das suas partículas apresenta-se conforme a FIG. 3.8, e assemelha-se a flocos, conforme a classificação de RANDALL [2].

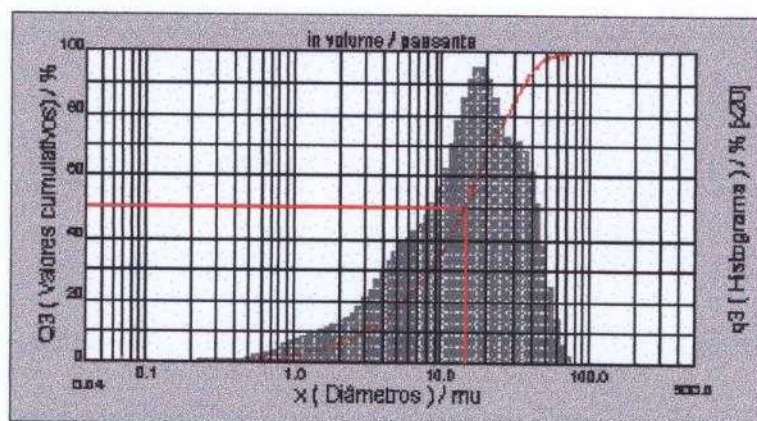


FIGURA 3.7 - Curva da distribuição granulométrica obtida na medição do tamanho de partícula do pó de grafite.



FIGURA 3.8 - Macrografia obtida por MEV, mostrando o aspecto morfológico tipo flocos ("flakes") do pó de grafite.

O sulfeto de manganês (MnS) utilizado na produção dos materiais foi fornecido pela Höganäs.

Este sulfeto é composto basicamente de 63,7 % de manganês, 35,0 % de enxofre, 1,0 % de oxigênio e o restante sendo outros elementos. Possui partículas com tamanho mediano igual a 4,3 µm (FIG 3.9).

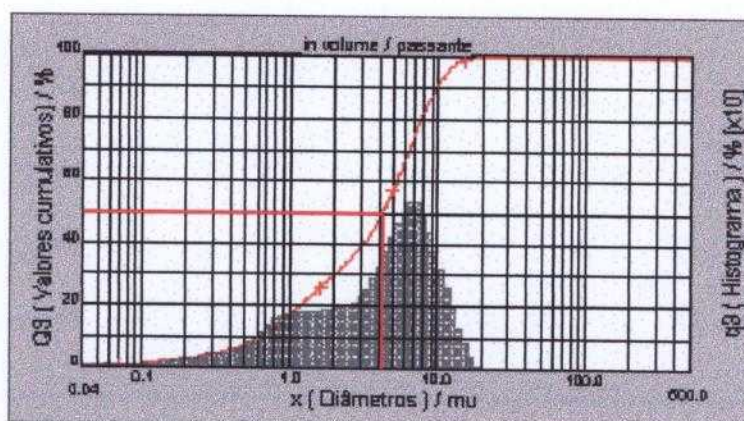


FIGURA 3.9 - Curva da distribuição granulométrica obtida na medição do tamanho de partícula do pó de sulfeto de manganês (MnS).

A morfologia das partículas do sulfeto de manganês utilizado apresenta-se de acordo com a FIG. 3.10, aproximando-se da morfologia aglomerada, proposta por RANDALL [2].



FIGURA 3.10 - Macrografia obtida por MEV, mostrando o aspecto morfológico aglomerado do pó de sulfeto de manganês.

O pó de carboneto Ti/W utilizado na produção dos materiais foi fornecido pela Brassinter. A mistura na fração de 50% / 50% em massa possui partículas com tamanho mediano igual a 3,5 µm (FIG 3.11).

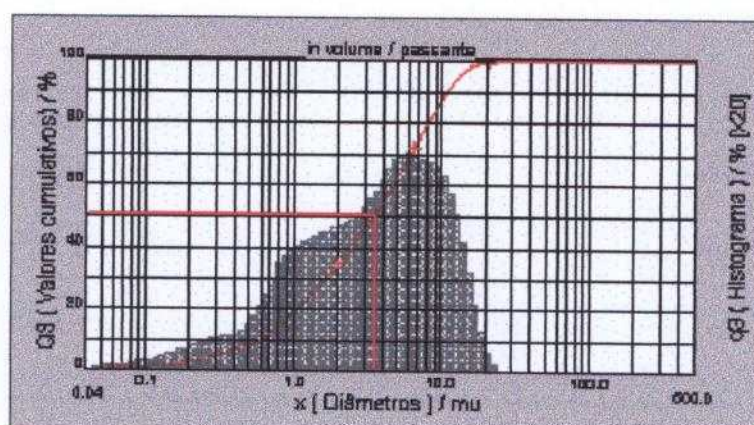


FIGURA 3.11 - Curva da distribuição granulométrica obtida na medição do tamanho de partícula do pó de carboneto Ti/W.

A morfologia das partículas da mistura de carboneto Ti/W utilizada apresenta-se de acordo com a FIG. 3.12, e assemelha-se aos aglomerados sugeridos por RANDALL [2]. As partículas de Ti se diferenciam das de W, na macrografia, por se apresentarem em tons cinza mais claros



FIGURA 3.12 - Macrografia obtida por MEV, mostrando o aspecto morfológico aglomerado do pó de carboneto de Ti/W.

O pó de cobre utilizado como elemento infiltrante na produção dos materiais foi cedido pela Metalpó. O pó de cobre fornecido possui partículas com tamanho mediano igual a $24 \mu\text{m}$ (FIG. 3.13) e sua composição química contempla cerca de 98% de cobre com os 2% restantes sendo de ferro e manganês para evitar a erosão do componente metálico durante a fase de infiltração.

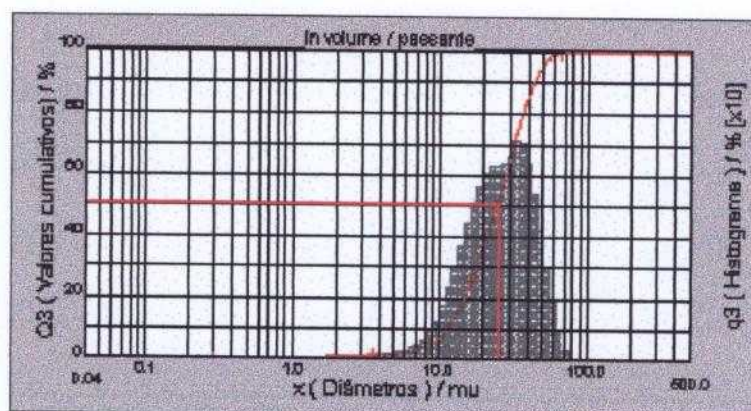


FIGURA 3.13 - Curva da distribuição granulométrica obtida na medição do tamanho de partícula do pó de cobre infiltrante.

A morfologia das partículas do pó de cobre infiltrante utilizado apresenta-se de acordo com a FIG. 3.14, e possui formas mais próximas da arredondada, conforme a classificação de RANDALL [2].

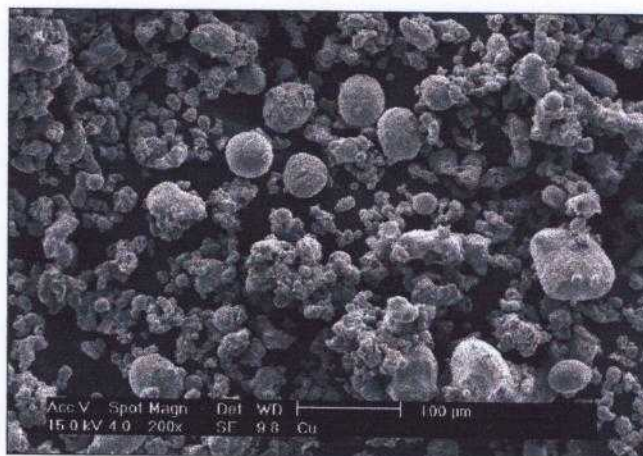


Figura 3.14 - Macrografia obtida por MEV, mostrando o aspecto morfológico arredondado do pó de cobre infiltrante.

O estearato de zinco é um produto encontrado comercialmente e não foi caracterizado fisicamente e nem morfológicamente, uma vez que o mesmo só foi utilizado como lubrificante sólido durante o processamento dos materiais. Na etapa de sinterização, o estearato de zinco é eliminado em temperaturas da ordem 130 °C [2].

3.1.3 – Obtenção dos insertos para assento de válvula

A partir das matérias primas descritas no item 3.1.2, procedeu-se à fabricação dos protótipos previstos na primeira etapa do trabalho, de acordo com a composição descrita na TAB. 3.1. Na segunda etapa, foram obtidos os seis lotes de assentos de válvula, também de acordo com as composições químicas relacionadas na TAB. 3.1.

A rota de produção utilizada para a obtenção dos insertos foi a da metalurgia do pó, a qual contemplou as etapas de mistura, compactação a frio, sinterização e tratamento térmico (têmpera e revenimento), conforme esquematizado no fluxograma da FIG. 2.5.

A seguir são descritas com detalhes as etapas de obtenção dos insertos, as quais são válidas tanto para o protótipo, quanto para as demais ligas:

1) Inicialmente os pós (exceto o cobre) foram misturados em um misturador tipo "V", por 30 minutos a 40 rpm.

2) Após a mistura, os pós foram compactados na forma de anéis (FIG. 3.15) com uma carga de 4 t em uma prensa semi-automática uniaxial com capacidade para 100 tf (FIG. 3.16).

Foi utilizada uma ferramenta especialmente projetada e construída para a prensagem dos anéis de aço e de cobre (ver APÊNDICE 1). Os anéis de cobre (FIG. 3.17) foram prensados separadamente com espessuras em torno de 10% da espessura dos anéis de aço. Estes anéis foram posteriormente incorporados na liga por infiltração no momento da sinterização das peças.



FIGURA 3.15 - Aspecto geral de um inserto após compactação (compactado à verde).

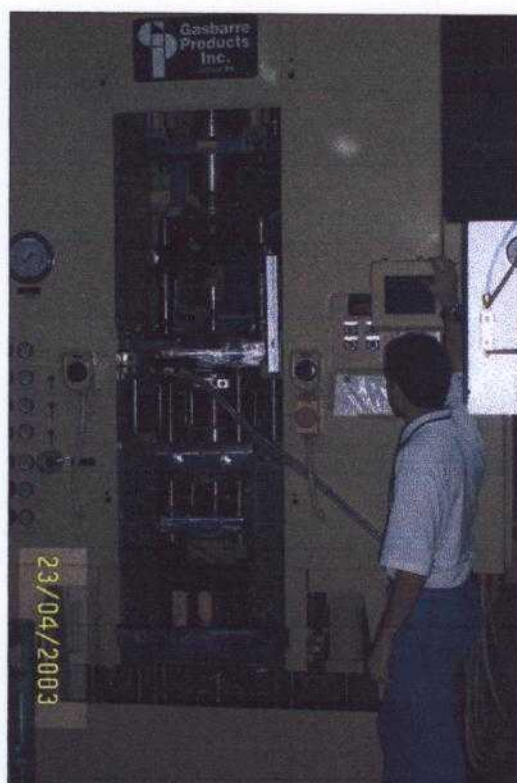


FIGURA 3.16 – Detalhe da prensa utilizada na compactação dos insertos e dos anéis de cobre.



FIGURA 3.17 - Detalhe dos anéis de cobre compactados, para serem incorporados nas ligas por infiltração.

3) Todos os anéis (aço e cobre), foram pesados e tiveram seus resultados tabulados de forma a permitir encontrar a melhor combinação possível de pesos dos anéis de aço e cobre capaz de atender satisfatoriamente a proporção requerida para cada uma das ligas da TAB. 3.1.

4) A etapa seguinte consistiu na sinterização das peças em um forno de esteira – FIG. 3.18. **OBS:** Os protótipos, devido à menor quantidade, foram sinterizados em um forno tubular, utilizando os mesmos parâmetros e o mesmo gás de proteção das demais peças.



FIGURA 3.18 - Forno de esteira utilizado na etapa de sinterização das peças.

A sinterização foi feita em atmosfera de hidrogênio (99,9% de pureza) à 1150 °C por 45 min. Foi observado um tempo de patamar de 10 min a 600 °C para permitir que durante este período todo o estearato de zinco adicionado nas misturas fosse eliminado antes da efetiva etapa de sinterização das ligas. O ciclo de sinterização completo pode ser visualizado na FIG. 3.19.

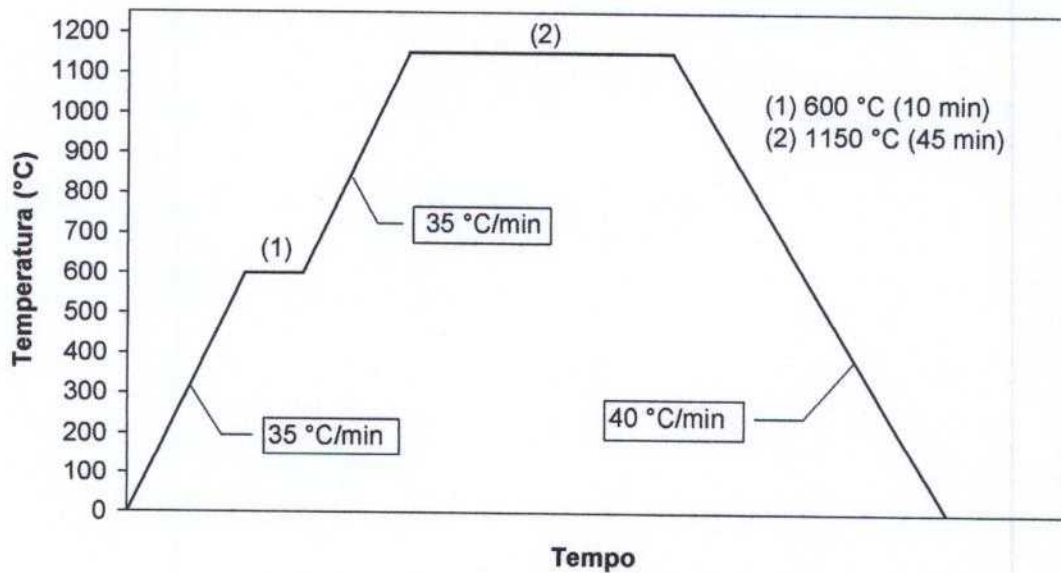


FIGURA 3.19 – Ciclo de sinterização adotado na sinterização dos materiais produzidos.

As peças para sinterização foram posicionadas em camadas dentro de uma caixa de aço inox juntamente com seus respectivos anéis de cobre, sendo que cada camada foi separada da subsequente por meio de uma folha de papel sulfite, conforme ilustrado na FIG. 3.20.



FIGURA 3.20 - Aspecto geral do arranjo físico das peças para sinterização.

A definição dos parâmetros de sinterização foi baseada em uma série de pré-testes e ensaios elaborados em laboratório.

5) Após a sinterização, os materiais (exceto o protótipo obtido na etapa 1), foram tratados termicamente nas instalações da Brasimet em um forno à vácuo, conforme o ciclo ilustrado na FIG. 3.21. O ciclo de tratamento térmico utilizado foi definido em conjunto com a Brasimet, sendo que o material de referência para a definição da temperatura de austenitização foi o aço rápido M 3/2, uma vez que o objetivo era o de homogeneizar a estrutura e tentar nivelar a

dureza entre os dois principais constituintes das ligas, o ferro e o aço rápido M 3/2.

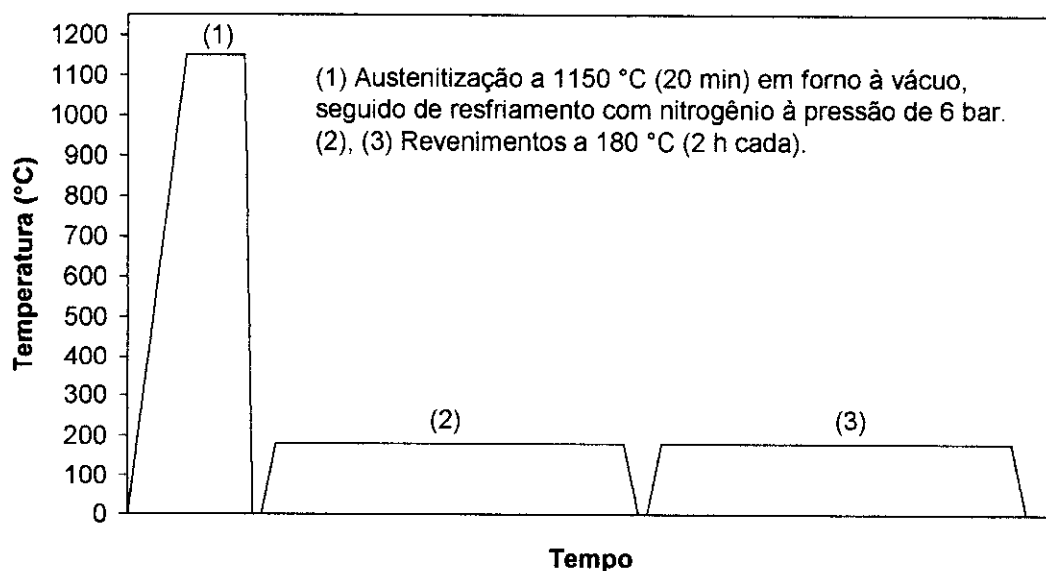


FIGURA 3.21 – Ciclo de tratamento térmico feito nas ligas 1 a 6.

As temperaturas e tempos de revenimento adotadas, basearam-se na curva de tempo-temperatura-transformação do aço rápido (FIG. 3.22). Foi utilizada uma temperatura bem próxima ao final das curvas de transformação, pois o objetivo foi somente promover um alívio de tensões sem reduzir a dureza, uma vez que a mesma já se encontrava praticamente na faixa que se esperava obter, ou seja, em torno de 400 HV.

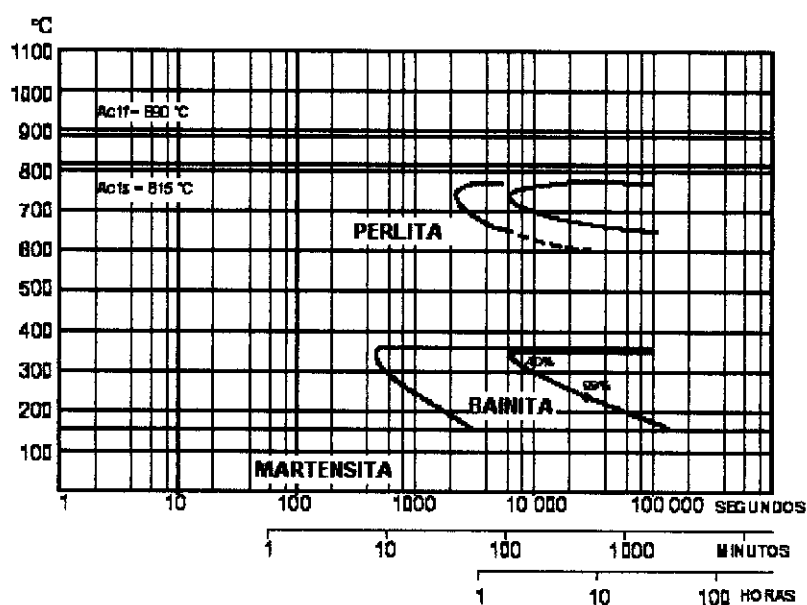


FIGURA 3.22 – Diagrama tempo-temperatura-transformação do aço rápido M 3/2 (Fonte: Metal Ravne Company, aço rápido M 3/2 comercializado sob a denominação BRM3).

A FIG. 3.23 mostra as peças posicionadas dentro da bandeja após a conclusão do tratamento térmico das ligas.



FIGURA 3.23 - Arranjo dos insertos posicionados na bandeja após tratamento térmico.

3.2 – Caracterização dos materiais obtidos

3.2.1 – Densidade aparente

Como característica física, foi avaliada a densidade hidrostática do material obtido no estado apenas sinterizado. Foi utilizada uma amostra (anel) de cada uma das seis ligas produzidas, as quais foram submetidas a ensaio para a determinação da densidade aparente por meio do método hidrostático.

As densidades aparentes foram determinadas pelo método da imersão em água em conformidade com a norma ASTM C373-88 ^[115], com tempo de fervura igual a 1 hora. Após secagem em estufa a 150 °C por 1,5 h, as massas das amostras foram determinadas em uma balança analítica com precisão de 0,0001 g. Após a obtenção das massas seca, úmida e imersa, e conhecendo-se a densidade da água, as densidades foram calculadas de acordo com a equação 3.1.

$$d = (m_{seca} / m_{úmida} - m_{imersa}) \times d_{água} \quad (3.1)$$

Onde: d = Densidade aparente [g/cm³]
 m_{seca} = Massa seca da amostra [g]
 $m_{úmida}$ = Massa úmida da amostra [g]

m_{imersa} = Massa da amostra imersa na água [g]

$d_{água}$ = Densidade da água [g/cm³]

3.2.2 – Dureza aparente

Os ensaios para determinação da dureza aparente dos materiais foram feitos em duas ocasiões: antes e depois do tratamento térmico efetuado. As faces das peças ensaiadas foram devidamente lixadas para eliminação dos óxidos, antes da execução das medições.

Os ensaios foram feitos na escala Vickers (HV), de acordo com a norma ASTM E-92-82 ^[116], utilizando penetrador piramidal de diamante e cargas de 31,25 kg para as amostras não tratadas termicamente e 100 kg para as amostras tratadas termicamente.

As indentações, que pela dispersão de resultados caracterizaram a existência de poros sub-superficiais nos pontos medidos, foram desconsideradas e novas indentações foram feitas em outras regiões das mesmas amostras.

3.2.3 – Ensaio de resistência à ruptura radial

Os ensaios de resistência à ruptura radial foram feitos diretamente nos insertos obtidos, de acordo com a norma MPIF 35 ^[117]. Foram ensaiados três insertos de cada material em uma máquina universal de ensaios INSTRON. O ensaio consiste em comprimir radialmente o anel até sua ruptura.

A resistência à ruptura radial do inserto foi calculada de acordo com a equação 3.2 conforme a norma MPIF 35 ^[117].

$$K = P \cdot \left(\frac{D - e}{L \cdot e^2} \right) \quad (3.2)$$

Onde:

K = Resistência à ruptura radial [N/mm²]

D = Diâmetro externo do inserto [mm]

e = Espessura da parede do inserto [mm]

L = Altura do inserto [mm]

P = Máxima carga suportada pelo inserto antes do surgimento da primeira trinca [N].

3.2.4 – Microestrutura

Para a caracterização microestrutural, foi preparada para análise em microscópio eletrônico de varredura uma amostra de cada um dos materiais tanto da série tratada termicamente, como da não tratada. As amostras foram embutidas em baquelite e em seguida foram submetidas a uma seqüência de polimentos que obedeceu à seguinte ordem:

- **Lixas** ⇒ grana 280 → 320 → 400 → 600.

- **Panos** ⇒ pasta de diamante 6 μm → 3 μm → sílica coloidal 0,25 μm .

No polimento com pasta de diamante foi utilizado como lubrificante uma solução de álcool e glicerina na proporção de 2/1. As amostras devidamente polidas foram então observadas por microscopia eletrônica de varredura.

3.3 – Teste de desempenho do protótipo

Uma quantidade de anéis do protótipo produzido foi montada nas vias de escape de dois motores SOHC 1.0 L da GM, os quais foram submetidos a testes de dinamômetro que equivaleram a 450 h de ensaio em regime severo. Após os testes, foi retirado um inserto de um dos blocos de motor, o qual foi cortado, embutido e preparado metalograficamente conforme descrito no item 3.2.4, para ser posteriormente submetido à avaliação por MEV.

3.4 – Ensaio de usinagem

Estes ensaios foram realizados com o objetivo de avaliar o comportamento dos materiais durante a usinagem bem como também o desempenho das ferramentas utilizadas.

Os ensaios de usinagem foram feitos nos materiais tratados termicamente (ligas 1 a 6), enquanto que o protótipo foi ensaiado na condição de apenas sinterizado. Foram recolhidas porções de cavacos de cada material em dois instantes distintos durante os ensaios para possibilitar comparar a mudança morfológica dos mesmos com a evolução do desgaste da ferramenta. Estes instantes foram: no passe correspondente à metade do ensaio e no passe correspondente ao final do ensaio. Os cavacos foram avaliados com base nas considerações e modelos morfológicos descritos na norma ISO 3685 ^[96]. No caso do protótipo, foram recolhidos cavacos apenas no último passe de usinagem.

Para avaliar as ferramentas de usinagem, foram registradas as condições do inserto intercambiável novo e o estado de cada um deles após o término da usinagem de cada material ensaiado (lotes 1 a 6). Através dos registros que foram feitos em microscópio óptico, foi possível avaliar a extensão final dos danos provocados nas ferramentas após a execução dos testes em cada material. Medidas do desgaste na região do flanco das ferramentas utilizadas foram feitas em um projetor óptico de perfil de 0,01 mm de precisão, para fins de comparação.

Como o equipamento utilizado nos ensaios foi um torno a comando numérico computadorizado, foram desenvolvidas rotinas (programas) na linguagem do comando do equipamento (ver APÊNDICE 2), para que os ensaios fossem realizados.

Foram desenvolvidos dois programas: um para a usinagem dos insertos obtidos e outro para a usinagem dos insertos comerciais, os quais foram tomados como referência.

Para a execução dos ensaios, foram projetados e construídos dois dispositivos para empacotamento dos insertos, os quais possibilitaram a execução dos ensaios na condição de entre pontas no torno CNC (ver APÊNDICE 3). Um dos dispositivos foi utilizado para usinar os insertos obtidos, enquanto que o outro, foi utilizado exclusivamente para os insertos comerciais por estes apresentarem uma ligeira diferença dimensional com relação aos obtidos.

Depois de fixado entre pontas, utilizou-se um “arrastador” para transferir o movimento de rotação da placa de arraste para o dispositivo, sem o qual o dispositivo não seria tracionado no sistema.

Antes de serem montados nos respectivos dispositivos de usinagem (FIG. 3.24a e 3.24b), todos os inserts tiveram suas faces de encosto retificadas (FIG. 3.25), para se obter uma superfície plana e adequada que permitisse o perfeito empacotamento dos anéis, evitando-se a ruptura dos mesmos durante a etapa de aperto do conjunto.

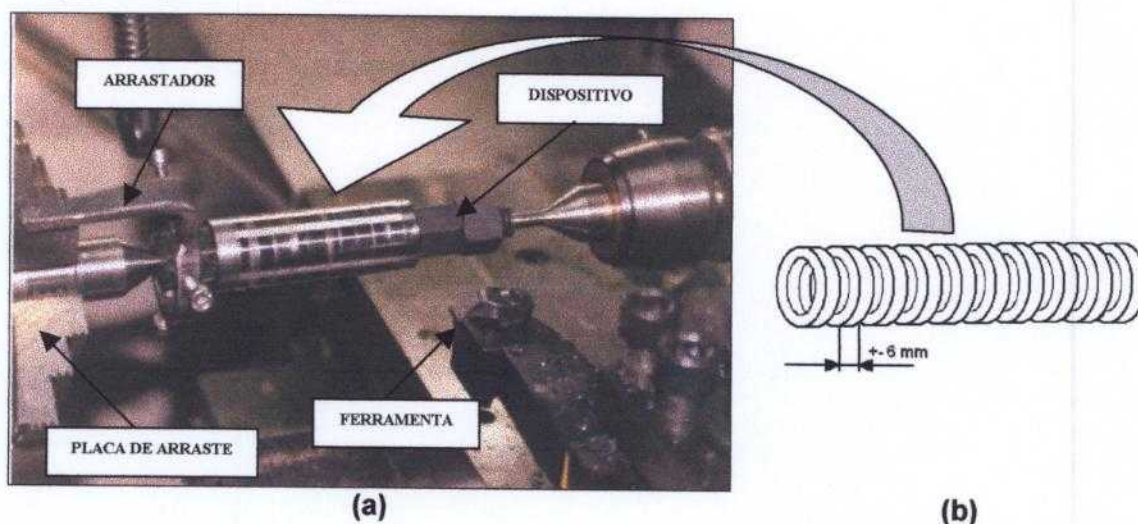


FIGURA 3.24 – (a)- Dispositivo com lote de anéis montados no entre pontas do torno CNC. (b)-Desenho esquemático mostrando os anéis ainda separados.



FIGURA 3.25 - Inserts durante a operação de retificação das faces.

Para que fosse possível medir as forças atuantes durante a usinagem de cada um dos materiais, foram montados no suporte das pastilhas intercambiáveis de usinagem, medidores de deformação ("strain gauges"). Por limitação do equipamento de extensometria que possui apenas um canal de leitura, optou-se por instrumentar as ferramentas de modo que fosse feita a leitura da força principal de corte (F_c), que por sua vez é a que normalmente apresenta a maior intensidade (FIG. 3.26).

Schneider ^[93], descreve que ambas as forças, a principal de corte e a de avanço, podem ser utilizadas para determinação do coeficiente de usinabilidade, mas que a força principal de corte é a mais popular entre as duas, pois ela é a força que impulsiona a ferramenta através do material como também determina a energia consumida no sistema.

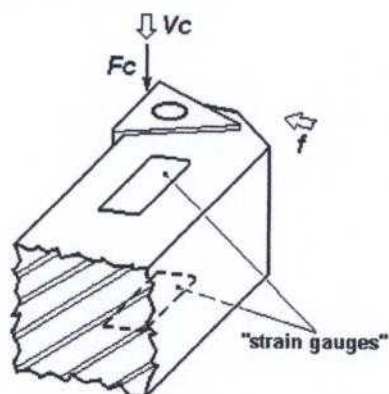


FIGURA 3.26 – Esquema ilustrativo mostrando a direção da força de corte medida (F_c) ^[94].

As micro-deformações acusadas pelos "strain gauges" foram convertidas em milivolts por uma "ponte de Wheatstone". Por intermédio de um multímetro acoplado ao sistema, os valores foram enviados a um microcomputador por meio de uma interface de comunicação RS 232, onde os mesmos foram armazenados por um software de registro de dados para que fossem trabalhados posteriormente (FIG. 3.27).

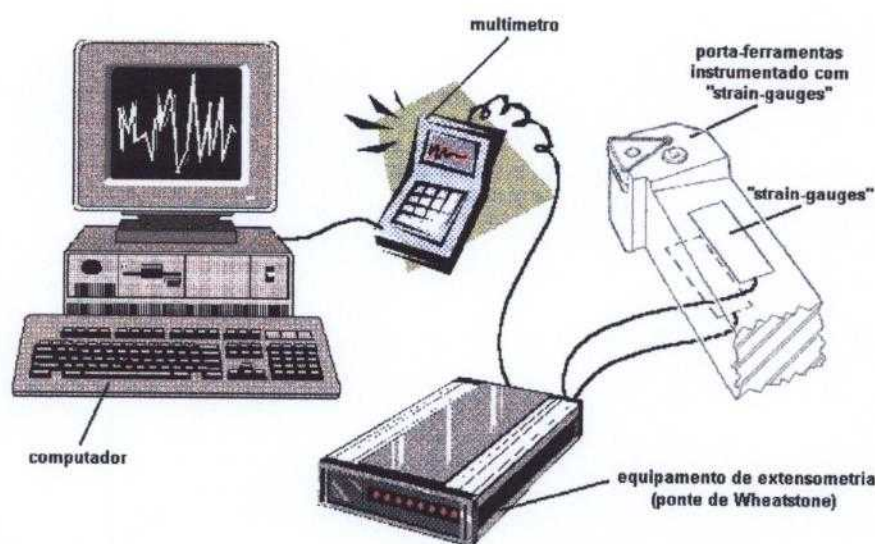


FIGURA 3.27 – Representação esquemática do equipamento utilizado para medição de forças ^[94].

Foi feita uma calibração estática do suporte instrumentado com a utilização de massas conhecidas. As curvas de calibração construídas mostraram que as forças aplicadas possuem uma boa relação de proporcionalidade com os valores de microvoltagem que são coletados pelo sistema de armazenamento de dados (FIG. 3.28).

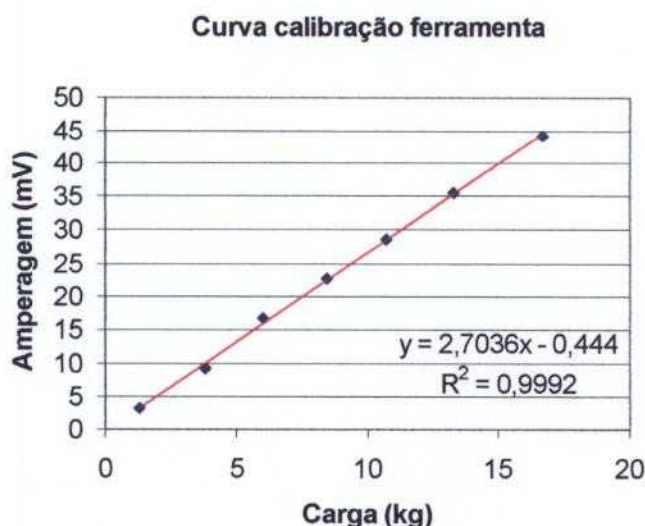


FIGURA 3.28 - Curvas de calibração da ferramenta utilizada nos experimentos (Carga aplicada versus resposta em mV).

O equipamento utilizado nos ensaios foi um torno a comando numérico computadorizado (CNC) – FIG. 3.29. A escolha desse tipo de equipamento está associada a algumas características superiores em relação a um equipamento convencional, dentre elas citam-se principalmente os seguintes itens: alto valor de rotação no eixo árvore podendo atingir 4000 rpm o que possibilita também acesso a altos valores de velocidade de corte; variação infinita (dentro de dois valores limites) do valor da velocidade de corte possibilitada pela presença de um variador de frequência no sistema de transmissão do equipamento. Além disso, é um equipamento que apresenta boa rigidez, isenção de folgas, boa precisão geométrica e de posicionamento e estabilidade, possibilitando a utilização de ferramentas de cerâmica sem o comprometimento do desempenho das mesmas por motivos de instabilidade do equipamento.



FIGURA 3.29 – Torno CNC utilizado nos experimentos.

Quanto ao ângulo de posição da ferramenta (χ) utilizado no presente trabalho (TAB. 3.3 e FIG. 3.30), é necessário que se faça algumas considerações.

Na indústria e mesmo em pesquisa, é recomendável sempre que possível que se utilize um ângulo de posição menor que 90° ; na prática um valor bastante usado, sendo inclusive adotado pela ISO 3685 ^[96], é de 75° . Esta condição favorece o processo de usinagem na medida em que equilibra as forças radiais e axiais resultantes do processo de usinagem minimizando os seus efeitos sobre a ferramenta de corte.

TABELA 3.3 - Especificações e características físicas da ferramenta utilizada.

Suporte (Ref. ISO)	Pastilha		Características do conjunto suporte + pastilha (FIG. 3.30a e b)		
	Geometria Ref. ISO	Classe Ref. ISO	Ângulo saída (W)	Ângulo de incidência ou folga (K)	Ângulo de posição (X)
CTGPR 2525 M11	Cerâmica ** TPGN110304(T01020*)	*CC650	0°	11°	90°

* Ref. Sandvik.

**Cerâmica mista à base de alumina com adição de carboneto de titânio.

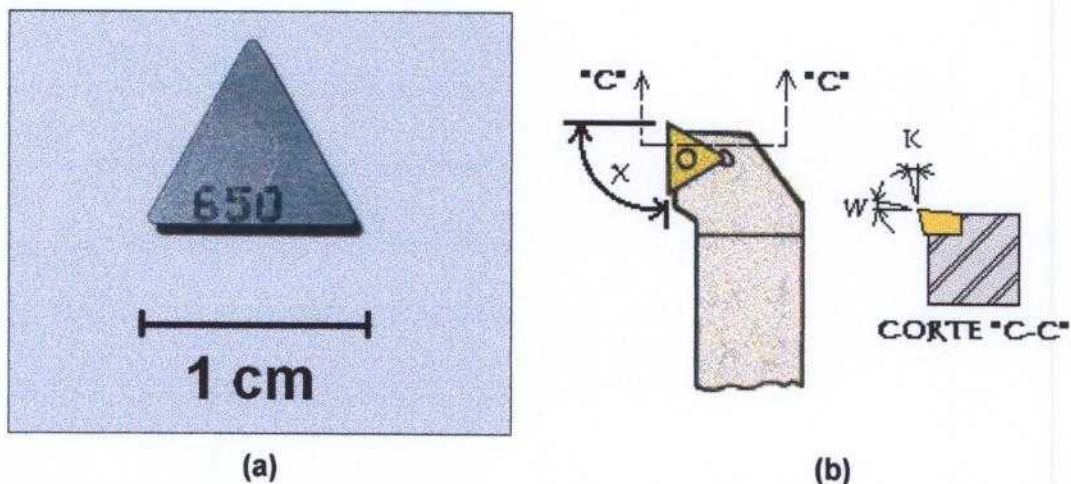


FIGURA 3.30 – (a) – Foto de uma pastilha nova antes do início dos ensaios de usinagem. (b) – Desenho esquemático mostrando os principais ângulos do sistema suporte/pastilha.

No presente trabalho a utilização do ângulo de posição de 90° deveu-se ao fato de já se possuir o suporte da ferramenta instrumentada de trabalhos anteriores. Além disso, por se tratar de ensaios de natureza comparativa e também devido à profundidade de corte aplicada ser relativamente pequena (0,4 mm), o que tende a minimizar os esforços de corte, decidiu-se por utilizar este suporte nos ensaios.

Os ensaios consistiram basicamente na usinagem dos corpos de prova a profundidade de corte p , avanço f e velocidade de corte V_c constantes iguais a 0,4 mm, 0,1 mm/rot e 100 m/min respectivamente, para um raio de ponta r também de mesmo valor para todas as ferramentas igual a 0,4 mm. A FIG. 3.31 representa esquematicamente os parâmetros referenciados.

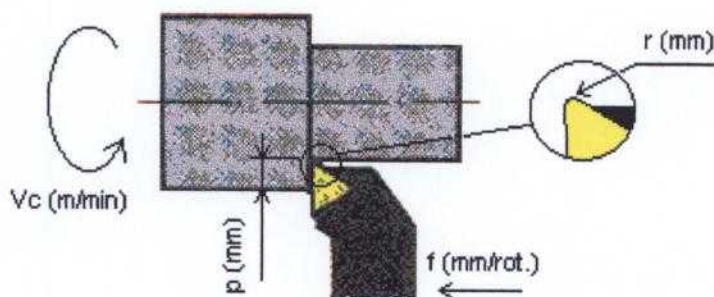


FIGURA 3.31 - Representação esquemática dos parâmetros de usinagem utilizados nos experimentos.

3.5 – Ensaio de desgaste

Inicialmente foram feitos pré-testes utilizando dois programas distintos para avaliação da melhor condição para execução dos ensaios de desgaste, o qual foi escolhido com base nos resultados mais estáveis de perda de massa entre os estágios consecutivos de lixamento.

Foram feitos ensaios de desgaste por deslizamento do tipo pino sobre lixa sem lubrificação. Para estes ensaios que visam estabelecer uma relação comparativa entre os materiais estudados, foram preparados 21 corpos de prova como representado na FIG. 3.32, sendo três amostras para cada material, incluindo a liga comercial de referência.

Os corpos de prova foram feitos com 3 mm de diâmetro e com altura correspondente à espessura dos insertos e foram extraídos por eletroerosão a fio por ser um processo que, além de permitir trabalhar peças de pequena dimensão, não infere mudanças microestruturais significativas no material durante o processo de corte. As três amostras de cada material foram retiradas de um mesmo anel.

Como contra-corpos foram utilizadas lixas d'água de carboneto de silício com granulometria 600.

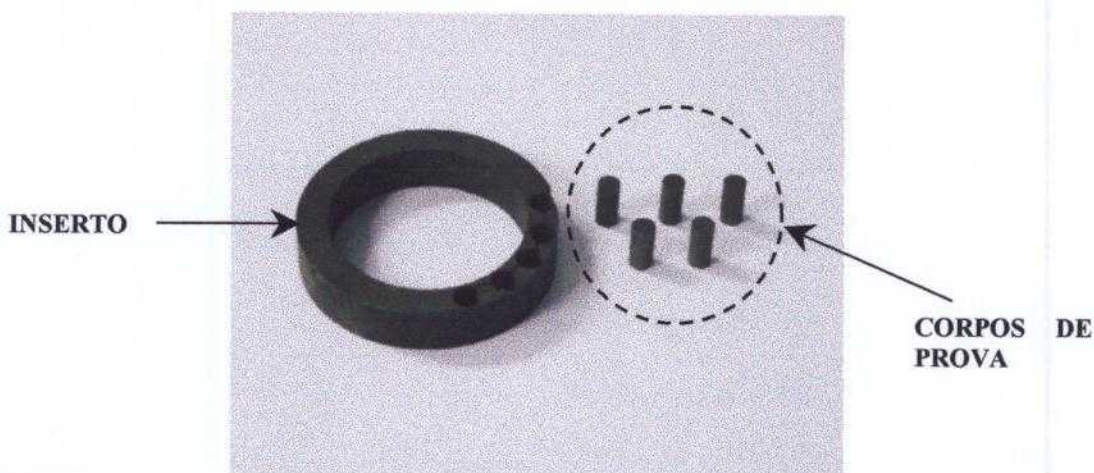


FIGURA 3.32 – Amostras dos corpos de prova utilizados nos ensaios de desgaste, os quais foram retirados dos insertos obtidos e do inserto de material comercial.

O equipamento utilizado nos ensaios de desgaste foi um tribômetro do tipo pino contra lixa marca PLINT (FIG. 3.33). Cada pino foi previamente

pesado e em seguida foi ensaiado em 10 lixas consecutivas, sendo que em cada lixa percorreu-se a distância de aproximadamente 170 m.

A cada lixa de número par, o corpo de prova era retirado do equipamento, limpo por ultra-som numa cuba com álcool PA, seco com ar quente, resfriado com ar frio e pesado para determinação da perda de massa. Para as lixas ímpares o procedimento de pesagem não foi efetuado, pois o objetivo foi somente o de aumentar a perda de massa através do aumento da distância percorrida.

Com os resultados do coeficiente de atrito registrados no equipamento de captura de dados do tribômetro, foram traçados gráficos e determinados os coeficientes de atrito médio para cada material. Com os valores da perda de massa foi construído um gráfico de comparação entre os materiais.

O aspecto geral das regiões desgastadas foram analisadas e registradas por microscopia eletrônica de varredura.

Os parâmetros de ensaio utilizados foram os seguintes:

- Velocidade igual a 66 rpm fixa durante todo o percurso realizado, com o corpo de prova descrevendo um movimento helicoidal sobre a superfície da lixa.

- Carga: 4,6 N

- Temperatura de ensaio: $21,8\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 1\text{ }^{\circ}\text{C}$

- Umidade relativa do ar durante os ensaios: $72\% \pm 5\%$



FIGURA 3.33 – Tribômetro utilizado nos ensaios de desgaste

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 – Resultados do protótipo (etapa 1)

4.1.1 - Propriedades mecânicas e físicas

O protótipo depois de sinterizado foi submetido a ensaios de caracterização para conhecimento da densidade final, dureza e resistência à ruptura radial. Na TAB. 4.1 são mostrados os valores obtidos juntamente com as propriedades da liga comercial para fins de comparação.

TABELA 4.1 – *Propriedades mecânicas do protótipo obtido na etapa 1 em comparação com as da liga comercial.*

Materiais	Densidade sinterizada (g/cm ³)	Dureza aparente (Vickers)	Resistência à ruptura radial (MPa)
Protótipo	7,11	387 ± 30	1240 ± 92
Liga Comercial	7,30	314 ± 9	645 ± 10

Por meio da TAB. 4.1, verifica-se que o protótipo apresentou desvios padrões relativamente altos nas propriedades de dureza e resistência à ruptura radial, quando comparados com os desvios das mesmas propriedades do material comercial. Esta observação denota a existência de uma certa heterogeneidade microestrutural no protótipo, que pode ser atribuída ao fato de se ter utilizado um forno piloto, onde a capacidade de distribuição de calor e os sistemas de controle não são tão homogêneos e otimizados quanto aqueles encontrados na indústria, os quais requerem um controle de processo rigoroso para garantir alta produtividade e peças de boa qualidade.

4.1.2 - Microestrutura

Com relação à microestrutura do protótipo, observa-se uma distribuição de partículas de aço rápido, ferro e carbonetos finamente dispersos. Os carbonetos de nióbio destacam-se pelos tamanhos relativamente maiores com relação aos carbonetos presentes no aço rápido. Visualizam-se também ilhas de cobre, referentes aos poros que foram preenchidos por este elemento pelo método da infiltração durante a sinterização, como mostrado na FIG. 4.1. O enxofre que foi detectado geralmente alojado no interior de poros é produto da decomposição do sulfeto de manganês introduzido na liga com o objetivo de melhorar as propriedades de usinabilidade.

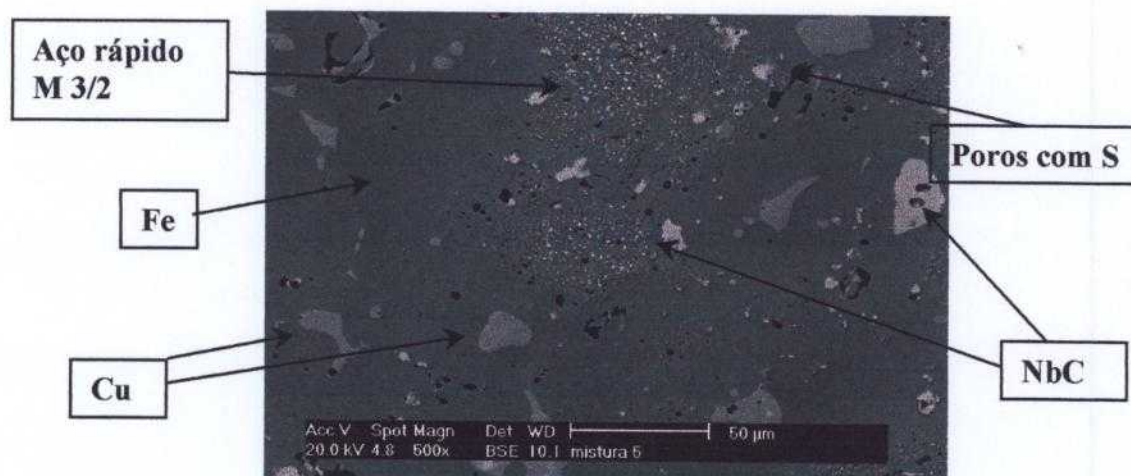


FIGURA 4.1 – Micrografia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) do protótipo produzido, mostrando os elementos identificados através de EDS.

4.1.3 – Usinabilidade

Os resultados dos esforços de corte obtidos durante os testes de usinagem feitos no protótipo e na liga comercial são apresentados em termos de unidades específicas e foram calculados para uma área de $0,0584 \text{ mm}^2$ (FIG. 4.2), que corresponde à área teórica da secção transversal do cavaco, a qual foi obtida a partir dos parâmetros de profundidade de corte e avanço utilizados nos ensaios feitos na etapa 1 do trabalho.

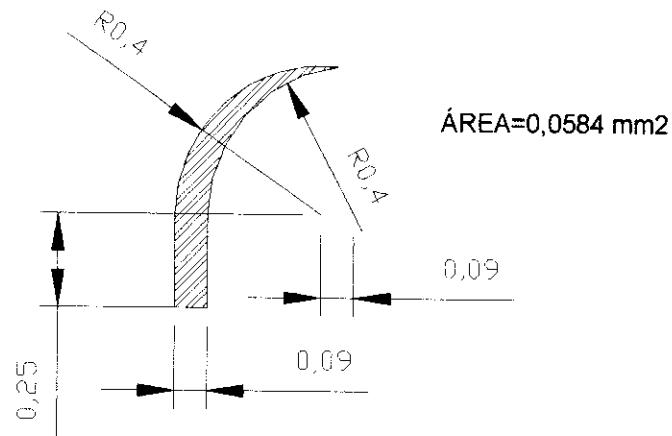


FIGURA 4.2 – Área teórica da secção transversal do cavaco para os ensaios efetuados na etapa 1 do trabalho.

Os testes preliminares de usinagem do protótipo mostraram, numa primeira análise, uma proximidade de valores da força de corte entre os dois materiais ensaiados (FIG. 4.3 e 4.4), mostrando que a composição química proposta para o protótipo não trouxe prejuízos aparentes a usinabilidade dos mesmos, quando comparado com os resultados obtidos nos ensaios da liga comercial.

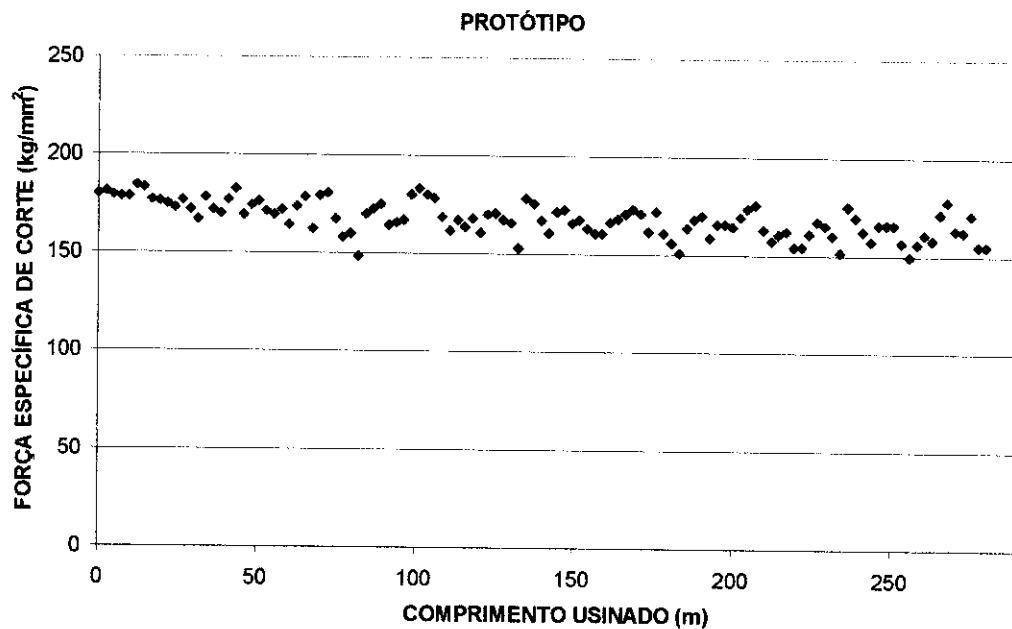


FIGURA 4.3: Esforços de corte obtidos durante a usinagem do protótipo.

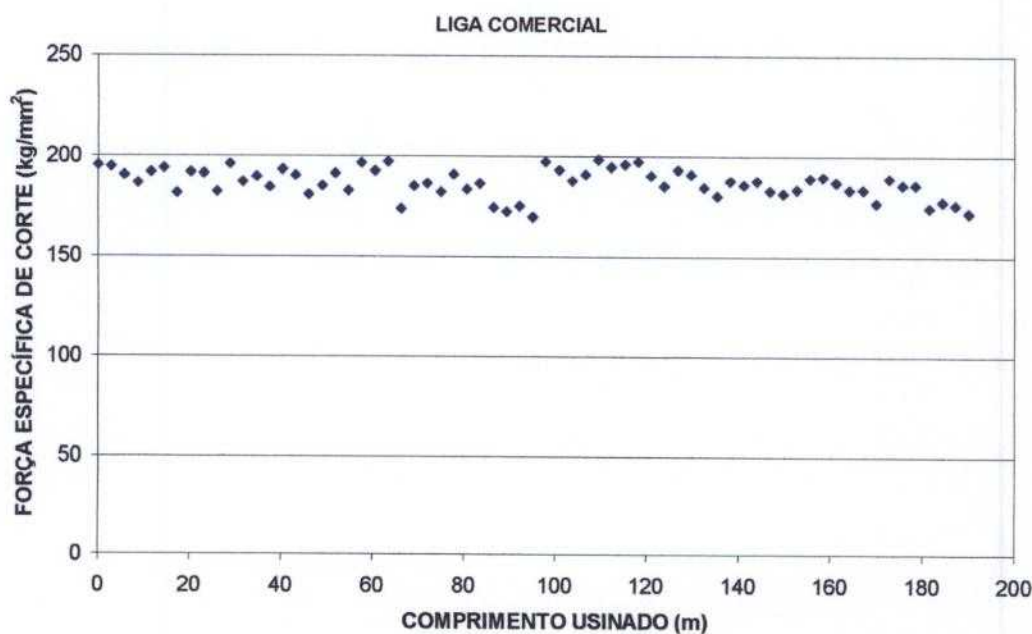


FIGURA 4.4: Esforços de corte obtidos durante a usinagem da liga comercial na etapa 1 do projeto.

Observou-se ainda, que a usinagem do protótipo originou cavacos do tipo “connected arc” de acordo com a classificação contida na ISO 3685 [96] e que a liga comercial apresentou cavacos com aspecto típico de material mais frágil (“loose arc”) – FIG. 4.5. Apesar do protótipo apresentar mais poros e ser mais duro do que o material comercial (ver TAB. 4.1), este apresentou cavacos com característica mais dúctil, e, portanto, de melhor usinabilidade devido à melhor característica de cisalhamento. Esta característica é devida à mistura de uma fase mais dura de aço rápido com uma fase mais dúctil de ferro puro, e ainda incorpora os benefícios oriundos da adição do sulfeto de manganês à liga.

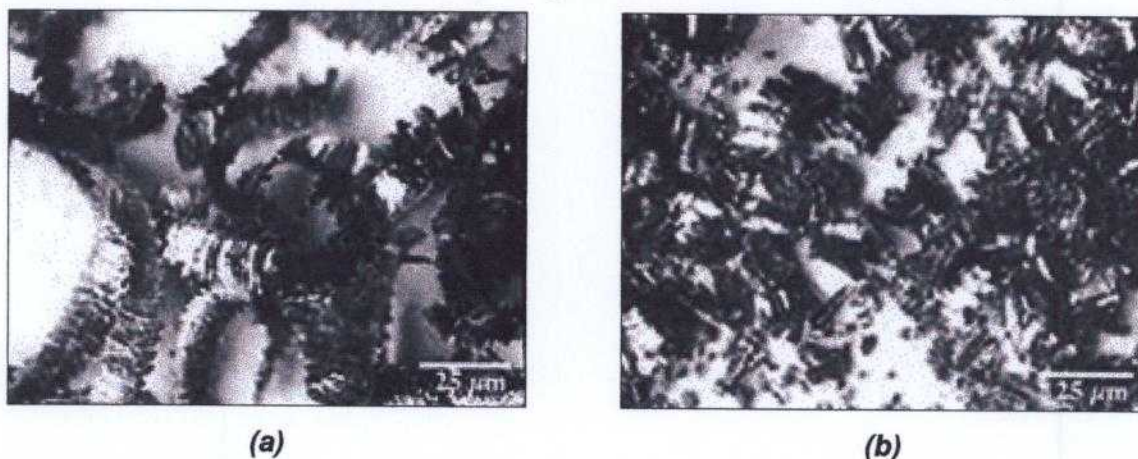


FIGURA 4.5 - Macrografia óptica dos cavacos obtidos nos testes preliminares. (a) Cavaco tipo “connected arc” para o protótipo. (b) Cavaco tipo “loose arc” para a liga comercial.

Os benefícios citados anteriormente podem ainda ser constatados através da ligeira queda no valor dos esforços de corte detectado no protótipo, em relação à liga comercial, conforme ilustrado nas FIG. 4.3 e 4.4.

Durante a usinagem do protótipo, notou-se também um comportamento diferente de esforços de usinagem ao longo do comprimento dos anéis bem como uma diferenciação de textura superficial obtida. Os valores de esforço de corte do protótipo (FIG. 4.3) apresentaram uma maior dispersão de valores com relação ao material comercial (FIG. 4.4), pressupondo uma certa heterogeneidade microestrutural do componente. Os próprios desvios padrões encontrados nas medições de dureza e resistência à ruptura radial do protótipo (TAB. 4.1) reforçaram esta observação, levando-nos a cogitar a possibilidade de efetuar tratamentos térmicos pós-sinterização para corrigir ou minimizar estas heterogeneidades.

4.1.4 - Teste de desempenho

Uma quantidade de anéis do protótipo produzido foi montada nas vias de escape de dois motores SOHC 1.0 L da GM, e submetidos a testes de dinamômetro que equivaleram a 450 h de ensaio em regime severo. Segundo parecer técnico da General Motors do Brasil, esses testes apresentaram bons resultados, não tendo ocorrido sinais de perda de compressão do motor até o limite testado. Após os ensaios executados no dinamômetro, foi retirado um dos anéis testados de um dos motores, para uma avaliação mais criteriosa.

Uma análise feita no MEV mostrou sutis escoamentos de porções de material na região de contato da válvula com o assento (FIG. 4.6 e 4.7), semelhante àqueles descritos no trabalho de Hayashi e Aoki ^[107], onde, segundo eles, o desgaste adesivo que é o tipo mais predominante no conjunto válvula e inserto ocorreu conjuntamente com o fluxo plástico do material, conforme ilustrado na FIG. 4.8.

Wilde ^[13] também já havia observado evidências de fluxo plástico de material em seus experimentos, os quais ele descreveu como típicas saliências na direção radial, similares a anéis concêntricos na superfície do assento.

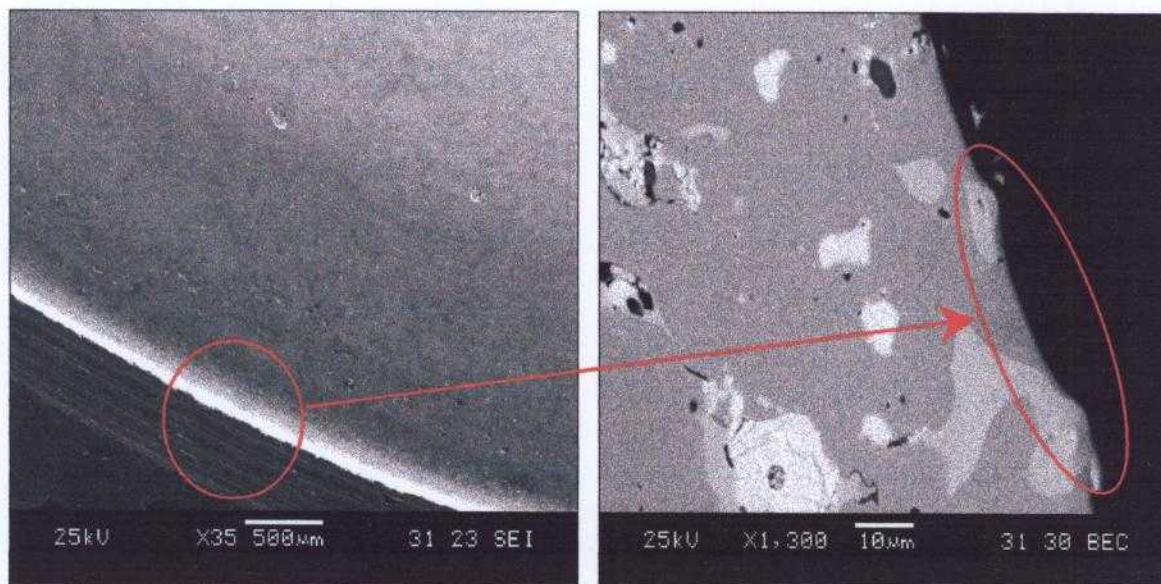


FIGURA 4.6 – Micrografia eletrônica de varredura mostrando a região de contato da válvula com o inserto (protótipo), onde é possível notar um ligeiro escoamento de material.

FIGURA 4.7 – Micrografia eletrônica de varredura mostrando a vista transversal do detalhe mostrado na FIG. 4.6.

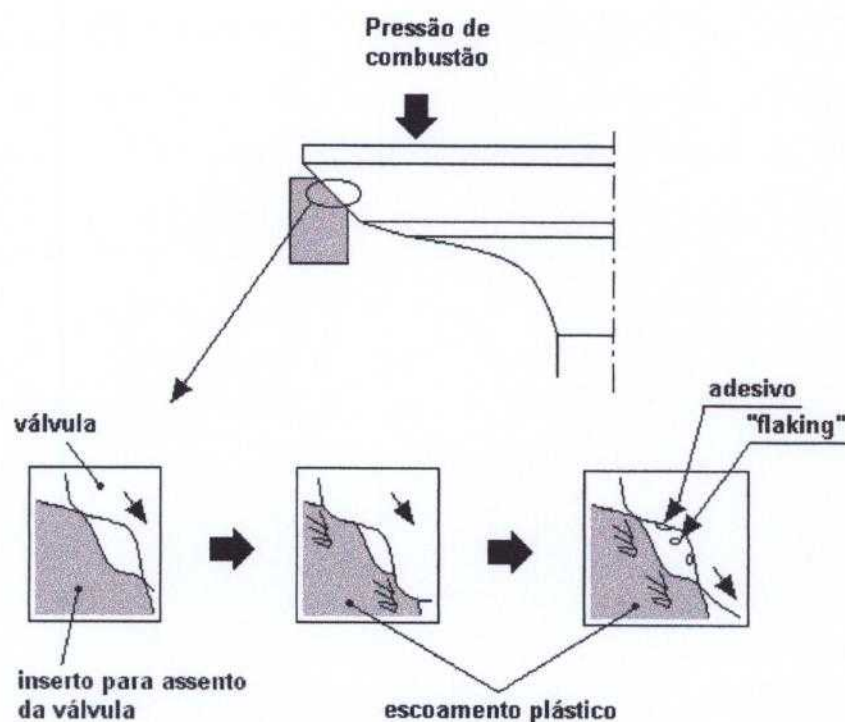


FIGURA 4.8 – Desenho esquemático mostrando o mecanismo de escoamento de material no conjunto válvula / assento conforme Hayashi e Aoki^[107] - (adaptação).

Ainda, referindo-se ao desgaste adesivo descrito por Hayashi e Aoki^[107], verificou-se por meio da FIG. 4.9 evidências do descolamento de partículas

ou de material da superfície do assento da válvula, provavelmente motivado pelo mesmo mecanismo descrito por eles.

Uma outra observação feita e registrada na FIG. 4.10 foi o surgimento e a propagação de uma trinca a partir de uma partícula grande sub-superficial de carboneto de nióbio. Apesar do tamanho mediano das partículas de carboneto de nióbio utilizadas como matéria prima serem da ordem de 3 μm , partículas maiores podem ocorrer, como no caso ilustrado, todavia tal fato deve ser evitado sempre que possível por meio de uma seleção bem criteriosa da matéria prima empregada.

Não foi detectada nenhuma outra trinca sub-superficial no material analisado, produto de um eventual encruamento de camada com conseqüente delaminação devido ao movimento repetitivo de impacto da válvula sobre o assento, o que é um aspecto bastante positivo, pois mostra que a matriz do material foi capaz de absorver a energia de deformação sem contudo, produzir fraturas ou micro-fragmentações nas partículas mais duras menores.

Fujiki e Kano ^[14], em seus experimentos também detectaram delaminações sub-superficiais em umas das ligas estudadas, porém estas foram atribuídas à presença do Pb como elemento infiltrante, que degradou a resistência da liga a temperaturas acima de 300 °C, levando o material a delaminar durante os ensaios.



FIGURA 4.9 – Micrografia eletrônica de varredura mostrando partículas ou porções de material destacadas da região de contato do assento de válvula (superfície do assento).

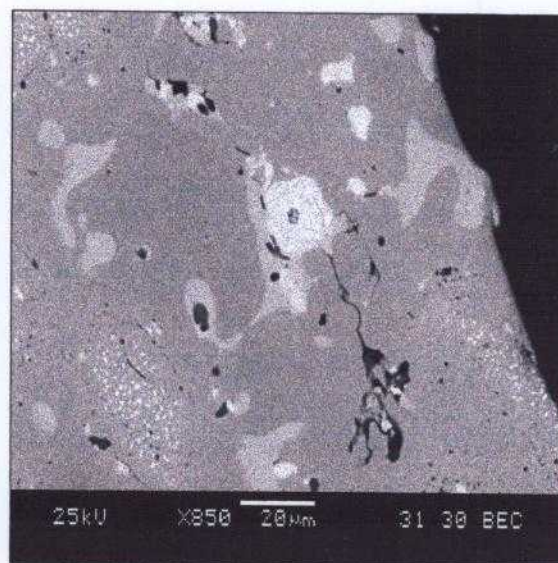


FIGURA 4.10 – Micrografia eletrônica de varredura mostrando o detalhe de uma trinca sub-superficial iniciada em uma partícula de NbC (corte transversal do assento).

Estas observações, somadas àquelas mencionadas no item anterior, motivaram a execução de um ciclo de tratamento térmico para aumentar ligeiramente a dureza do componente e ao mesmo tempo promover uma melhor homogeneização da estrutura. O tratamento térmico foi executado em todas as ligas produzidas na etapa 2 do trabalho.

4.2 – Resultados das ligas produzidas na etapa 2

4.2.1 – Propriedades físicas e mecânicas

A TAB. 4.2 mostra algumas propriedades físicas e mecânicas dos materiais obtidos na etapa 2 do trabalho.

TABELA 4.2 – Propriedades físicas e mecânicas dos materiais obtidos na etapa 2.

Materiais	ANTES DO TRATAMENTO TÉRMICO			APÓS O TRATAMENTO TÉRMICO	
	Densidade aparente do sinterizado (g/cm ³)	Dureza aparente (HV)	Resistência à ruptura radial (MPa)	Dureza aparente (HV)	Resistência à ruptura radial (MPa)
Liga 1	7,33	412 ± 25	1268 ± 83	457 ± 32	869 ± 64
Liga 2	7,31	379 ± 128	992 ± 86	440 ± 27	717 ± 41
Liga 3	7,29	298 ± 84	1148 ± 67	393 ± 47	771 ± 109
Liga 4	7,27	387 ± 35	962 ± 42	410 ± 35	897 ± 45
Liga 5	7,30	289 ± 84	1053 ± 98	348 ± 57	728 ± 46

Materiais	ANTES DO TRATAMENTO TÉRMICO			APÓS O TRATAMENTO TÉRMICO	
	Densidade aparente do sinterizado (g/cm ³)	Dureza aparente (HV)	Resistência à ruptura radial (MPa)	Dureza aparente (HV)	Resistência à ruptura radial (MPa)
Liga 6	7,28	292 ± 75	816 ± 13	363 ± 33	708 ± 109
Liga comercial	7,30	-	-	314 ± 9	645 ± 10

Como já era previsto, com o aumento da dureza verificada após a etapa de tratamento térmico, o resultado dos ensaios de resistência à ruptura radial para todas as ligas obtidas diminuiu, pois, apesar dos materiais alcançarem maiores durezas, estes ficaram mais fragilizados devido à presença da fase martensítica (FIG. 4.11 e 4.12).

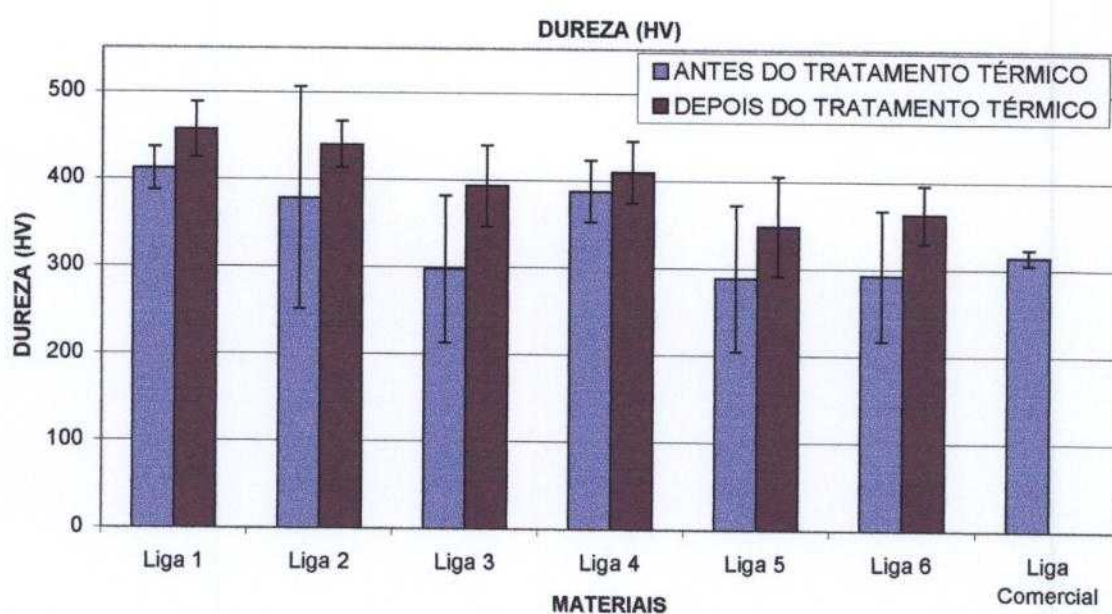


FIGURA 4.11 – Dureza Vickers dos materiais produzidos.

Verifica-se também por meio da FIG 4.11, que há uma quantidade de carbono a partir da qual não se observa mais ganho no processo de endurecimento das ligas. A liga 6 por exemplo, apesar de apresentar a maior porcentagem de adição deste elemento foi uma das que apresentou menor valor de dureza com relação às demais ligas, com exceção da liga 5.

A adição de compostos na forma de carbonetos ou de elementos formadores de carbonetos na liga, podem ser mais efetivos neste sentido, desde que convenientemente balanceados com o carbono adicionado para atingir o objetivo desejado. A liga 1 é o exemplo oposto à liga 6; a mesma apresenta o menor percentual de carbono adicionado e em contrapartida o maior percentual de carboneto, entretanto, o resultado de dureza alcançado foi o maior com relação às demais ligas.

Mesmo assim, nenhum dos materiais produzidos apresentou resultados de dureza ou resistência à ruptura radial menor do que os da liga comercial após o tratamento térmico. Com relação ao propósito de melhorar a homogeneização da estrutura das ligas após o tratamento térmico, verificou-se através dos resultados de dureza e resistência à ruptura radial com seus respectivos desvios padrão, que o objetivo não alcançou os resultados esperados. Esperava-se alcançar nos materiais obtidos desvios da ordem daqueles encontrados nos ensaios efetuados na liga comercial. Os desvios padrões continuaram com valores da mesma ordem de grandeza dos encontrados antes do tratamento térmico e em alguns casos até aumentaram.

Embora a temperatura de austenitização utilizada no tratamento térmico tenha sido a mesma utilizada na sinterização (1150 °C), provavelmente o nível de oxidação das eventuais porosidades abertas nos locais onde a etapa de sinterização não tenha sido efetiva, não permitiu a correção e a homogeneização da estrutura, tendo-se conseguido apenas resultados positivos de ganho de dureza, após a etapa de tratamento térmico. Talvez se a atmosfera utilizada durante a austenitização fosse redutora, ao invés do vácuo, estas eventuais oxidações teriam sido quebradas, permitindo corrigir as heterogeneidades nos materiais.

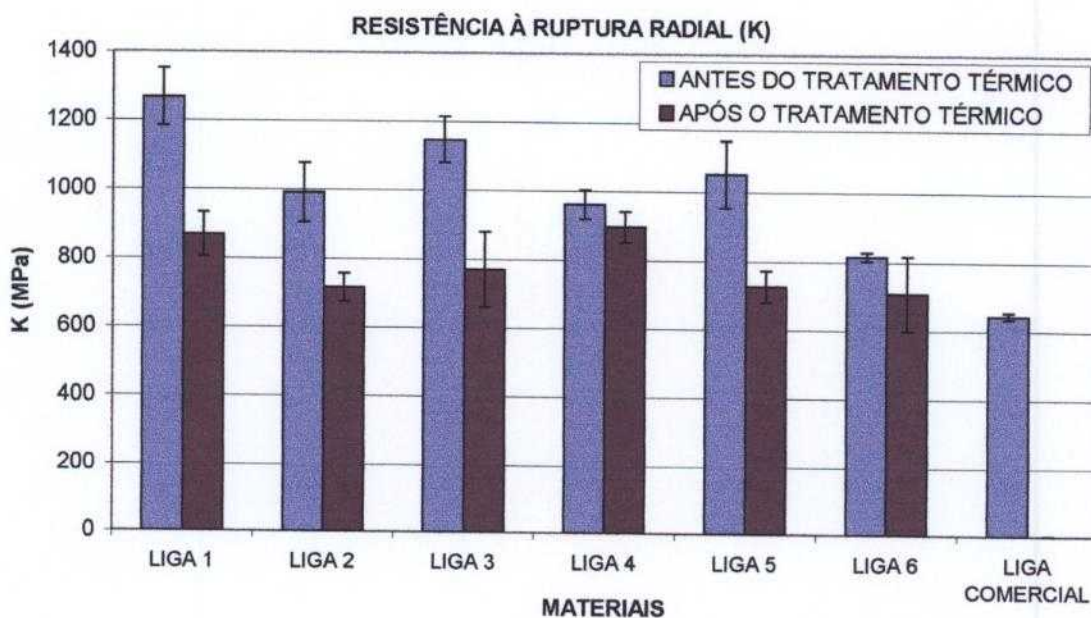


FIGURA 4.12 – Resistência à ruptura radial dos materiais produzidos.

Sinterização deficiente

Na etapa de medição de dureza das ligas produzidas foi constatado que em alguns anéis, sobretudo das ligas 3, 5 e 6, o processo de sinterização não foi efetivo. Nestas peças, percebeu-se visualmente que o cobre infiltrado não percorreu toda a espessura dos anéis (FIG. 4.13), fazendo com que o processo de sinterização não fosse ativado nestas regiões, trazendo conseqüentes prejuízos para as propriedades mecânicas das mesmas. Estas observações foram feitas já no momento da retirada das peças do forno, oportunidade em que se constatou que as peças com deficiência na infiltração do cobre encontravam-se principalmente nas regiões periféricas da zona quente do forno de sinterização.



FIGURA 4.13 – Foto mostrando um anel com uma região mais escura indicando a presença de cobre e outra mais clara indicando a ausência do elemento.

Apesar das peças estarem dentro da zona considerada quente do forno utilizado na sinterização, suspeita-se que em alguns casos a manutenção da temperatura nas regiões mais periféricas da zona quente não tenha sido efetiva, tendo provocado os defeitos detectados em algumas peças.

Foi feito um trabalho de separação e segregação das peças defeituosas, efetuando-se medição de dureza em 100% das peças produzidas, tendo como parâmetro de segregação valores de dureza abaixo de 270 HV (cerca de 25 HRC), que foi o valor máximo encontrado durante medições de dureza nas regiões com evidências de deficiência na sinterização.

4.2.2 – Microestruturas.

A microestrutura das ligas 1 a 6 como sinterizadas e após tratamento térmico, bem como da liga comercial são apresentadas nas FIG. 4.14 a 4.20. De maneira geral, a microestrutura das ligas 1 a 6 se assemelham em termos de distribuição dos elementos e aspecto, à microestrutura do protótipo (FIG. 4.1), que, todavia não foi tratada termicamente.

Comparando-se a microestrutura dos materiais como sinterizados com as dos materiais tratados termicamente, verifica-se de modo geral que a fase de Fe (cinza mais escuro) distribuiu-se melhor ao longo da matriz após o tratamento térmico, tornando menores as fases cinza claras que correspondem ao aço rápido M3/2. Esperava-se que esta melhor distribuição de fases fosse se traduzir em melhor homogeneidade microestrutural dos materiais com reflexos diretos na redução dos desvios padrões apontados nos ensaios de dureza e de resistência à ruptura radial (FIG. 4.11 e 4.12), entretanto, os resultados não apontaram neste sentido e a justificativa para tal foi descrita no item 4.2.1.

Nas ligas 5 e 6 (FIG. 4.18 e 4.19), nota-se nas ilhas de aço rápido a presença de precipitados aciculares finamente distribuídos. Estes precipitados provavelmente estão relacionados com a decomposição de elementos como W e Mo presentes no aço rápido ainda na etapa de sinterização, formando fases de carbonetos como M_6C e MC , como aqueles citados por Edilson ^[94] em seu trabalho.

Farthing e Maulik ^[18], verificaram que somente a taxa de resfriamento no forno de sinterização já foi suficiente para causar transformação

martensítica parcial na microestrutura dos sinterizados à base de aço rápido M42 ensaiado por eles. Os carbonetos primários foram principalmente do tipo M_6C ricos em Mo.

A microestrutura do material comercial (FIG. 4.20) mostrou-se homogênea, com fases cinza claras distribuídas ao longo da matriz constituídas principalmente pelos elementos Mo, Fe e Co. O elemento Pb foi detectado em precipitados menores em tons cinzas mais escuros.

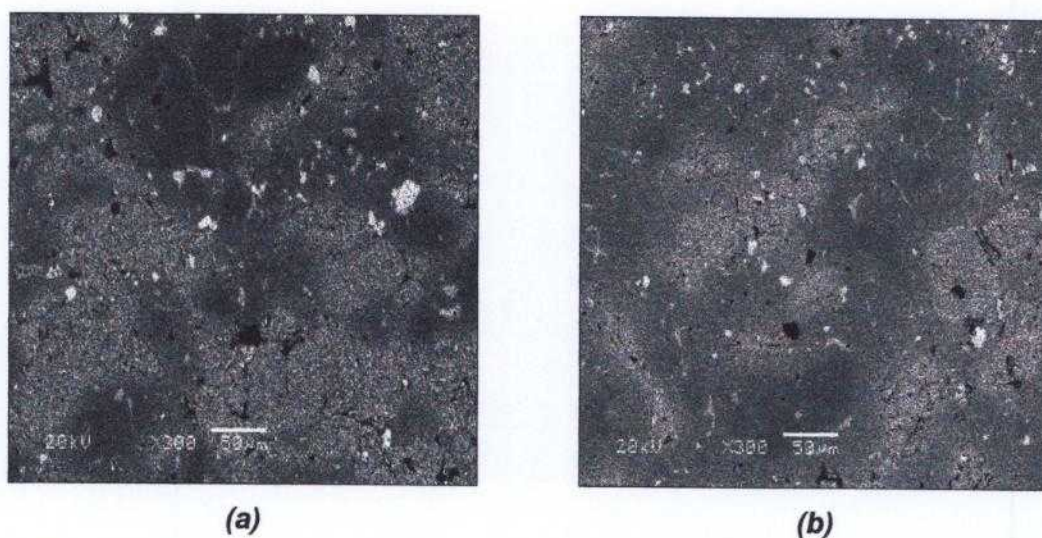


FIGURA 4.14– Micrografias eletrônicas de varredura da liga 1 como sinterizada (a) e tratada termicamente (b).

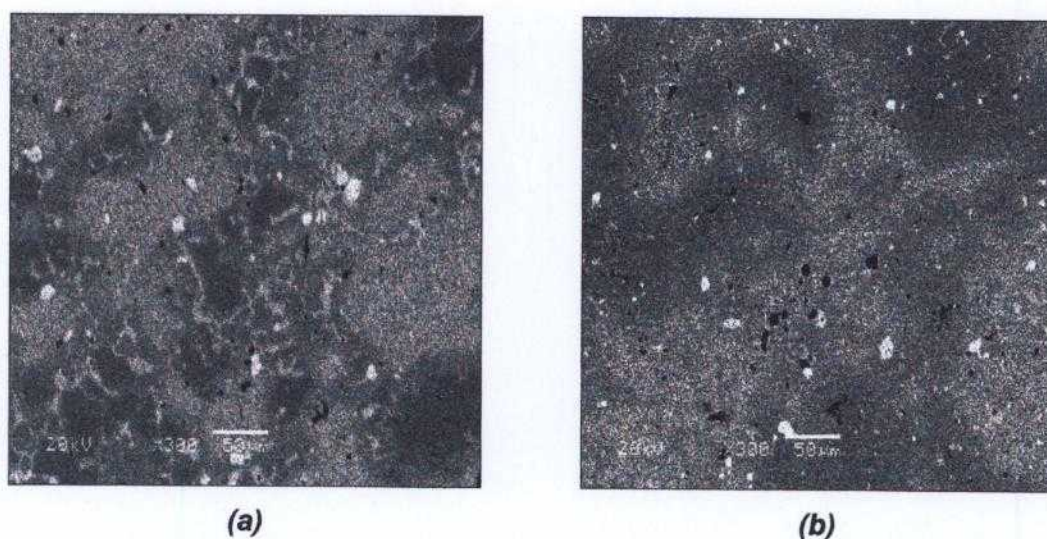


FIGURA 4.15 – Micrografias eletrônicas de varredura da liga 2 como sinterizada (a) e tratada termicamente (b).

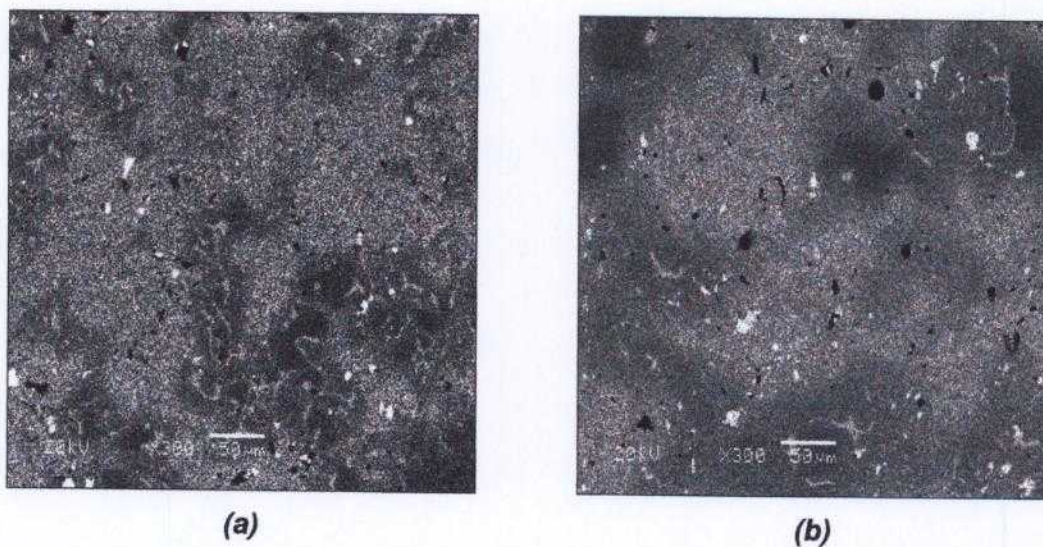


FIGURA 4.16 – Micrografias eletrônicas de varredura da liga 3 como sinterizada (a) e tratada termicamente (b).

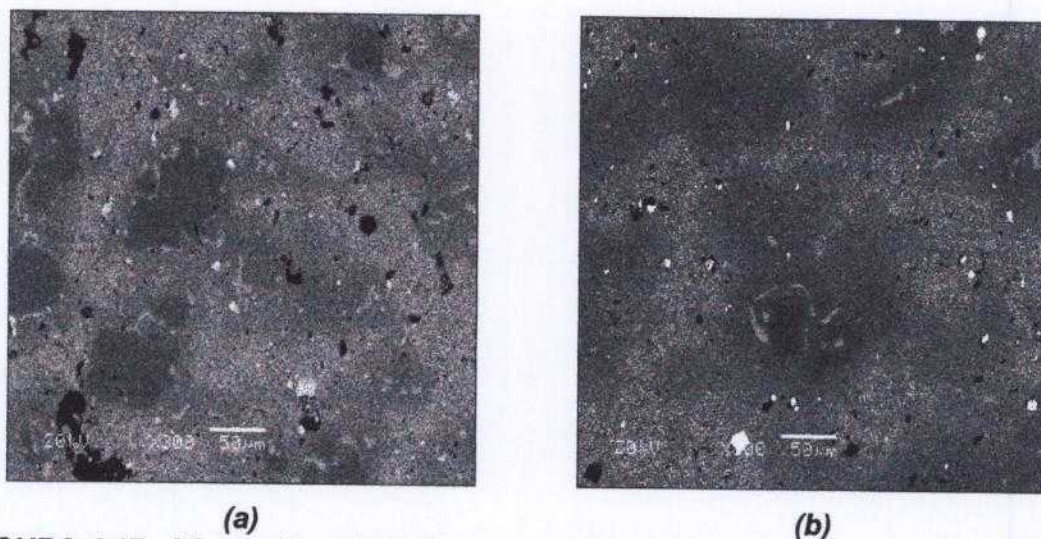


FIGURA 4.17– Micrografias eletrônicas de varredura da liga 4 como sinterizada (a) e tratada termicamente (b).

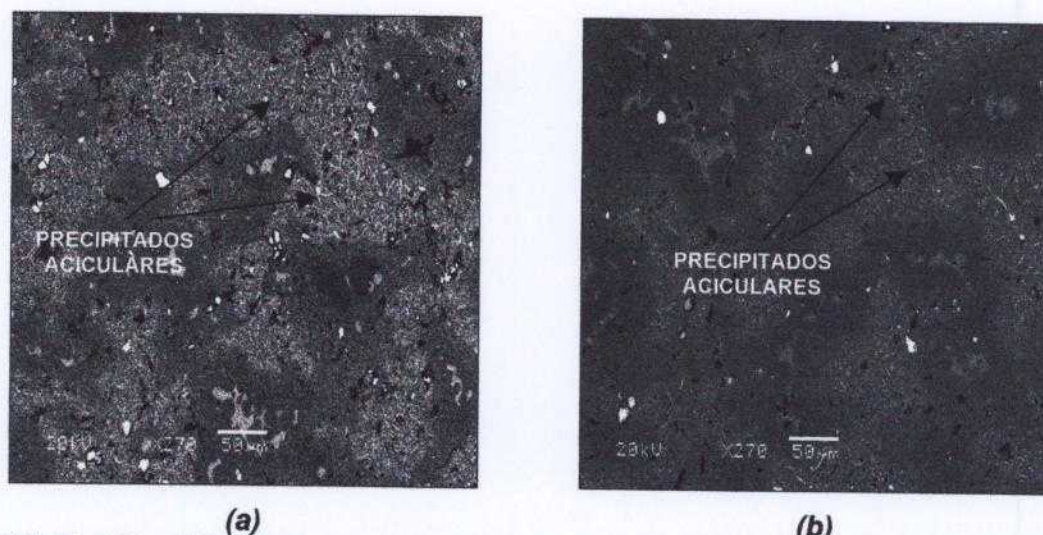


FIGURA 4.18 – Micrografias eletrônicas de varredura da liga 5 como sinterizada (a) e tratada termicamente (b).

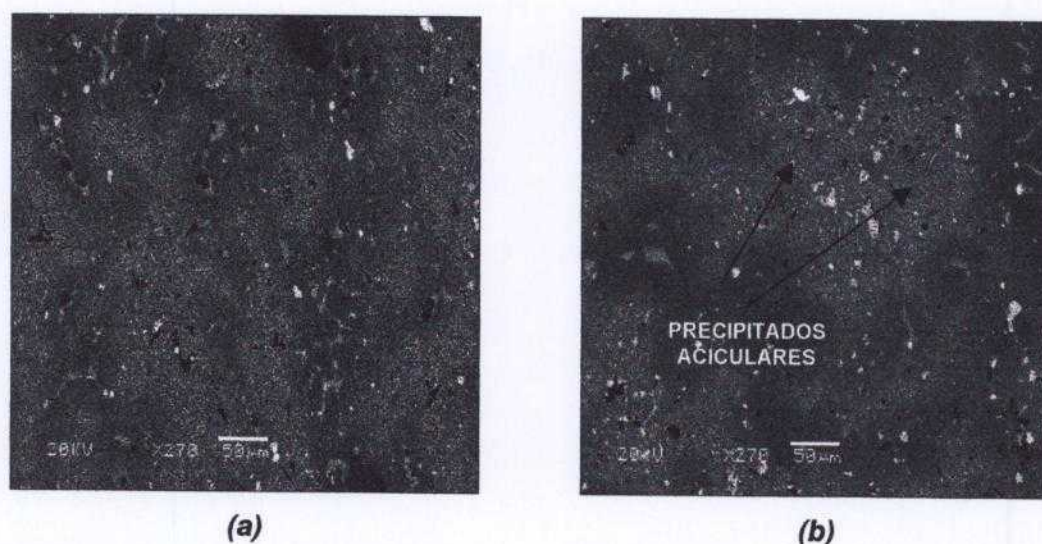


FIGURA 4.19 – Micrografias eletrônicas de varredura da liga 6 como sinterizada (a) e tratada termicamente (b).

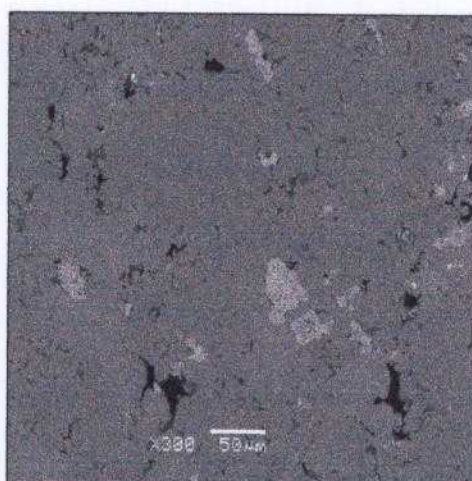


FIGURA 4.20 – Micrografia eletrônica de varredura da liga comercial.

4.2.3 – Ensaio de usinagem

Os ensaios de usinagem realizados totalizaram um comprimento usinado superior a 8000 m dos quais apenas cerca de 4000 m são apresentados e discutidos após uma seleção dos resultados que não foram interrompidos ou descontinuados por falhas na ferramenta durante os ensaios.

Os resultados dos esforços de corte em unidades específicas foram calculados para uma área de $0,0399 \text{ mm}^2$ (FIG. 4.21), que corresponde à área teórica da secção transversal do cavaco, a qual foi obtida a partir dos parâmetros de profundidade de corte e avanço utilizados nos ensaios efetuados na etapa 2 do

trabalho. As FIG. 4.22 a 4.24 e FIG. 4.26 a 4.29 apresentam os resultados obtidos para cada uma das ligas ensaiadas.

As forças de corte foram inicialmente obtidas em milivolts, as quais foram convertidos para kg aplicando-se a equação da reta contida na FIG. 3.28 obtida na etapa de calibração da ferramenta. Os valores em kg foram então divididos pela área mencionada anteriormente, obtendo-se assim as forças em termos de unidade específica para cada um dos materiais ensaiados, conforme recomendado por Schneider^[93].

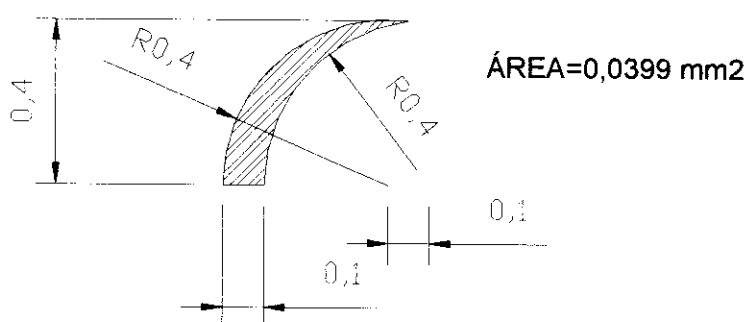


FIGURA 4.21 – Área teórica da secção transversal do cavaco para os ensaios efetuados na etapa 2 do trabalho.

Para cada liga ensaiada, foram utilizadas duas montagens de anéis para atingir, juntas, um comprimento usinado em torno de 600 m, com exceção da liga comercial na qual foram necessárias 3 montagens.

Apesar da dificuldade em se obter uma quantidade maior, decidiu-se fabricar uma quantidade de anéis suficiente para fazer no mínimo duas montagens de cada liga produzida, com o objetivo de aumentar o comprimento usinado de cerca de 300 para 600 m, de modo a proporcionar um desgaste mais acentuado da ferramenta de usinagem, na expectativa de detectar eventuais aumentos dos esforços de corte ao longo da usinagem. O aumento no comprimento usinado possibilitou também medir o desgaste das ferramentas, uma vez que os danos causados em alguns casos seriam muito difíceis mensurar após um comprimento usinado de apenas 300 m.

As ligas 1, 4 e 6 (FIG. 4.22, 4.26 e 4.28) foram as que apresentaram melhor estabilidade nos valores dos esforços de corte durante a usinagem, tendo apresentando apenas picos ou vales nos valores dos trechos correspondentes ao início e fim dos ensaios.

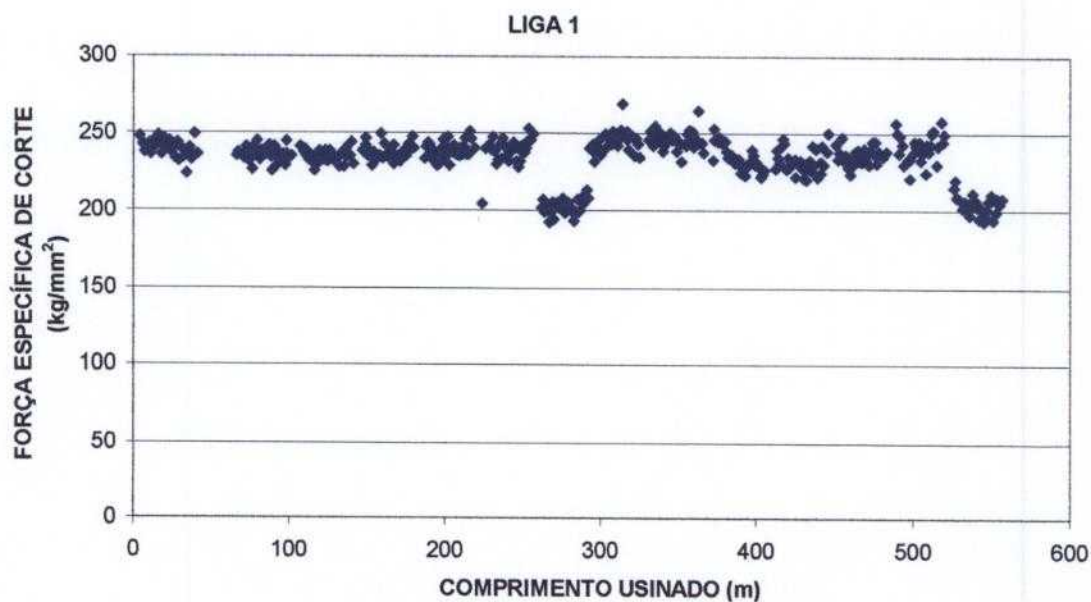


FIGURA 4.22 – Esforços de corte obtidos durante a usinagem da liga 1.

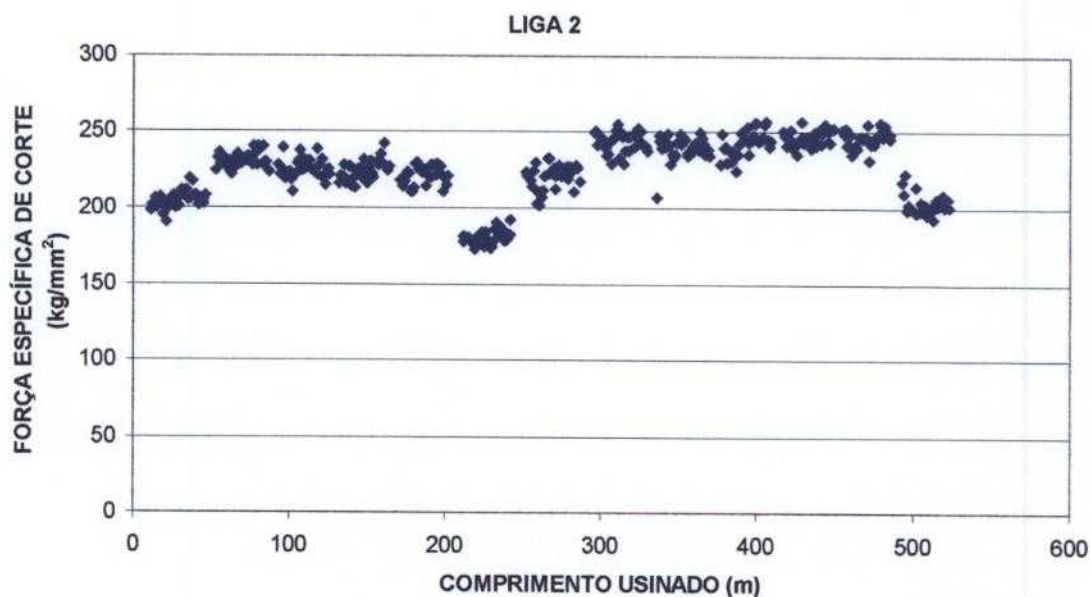


FIGURA 4.23 – Esforços de corte obtidos durante a usinagem da liga 2.

A liga 3, conforme ilustrado na FIG. 4.24 apresentou uma instabilidade e dispersão muito grande nos valores dos esforços de corte. Durante a usinagem a ferramenta de corte foi severamente atacada pelo material, de forma que não foi possível em nenhuma das tentativas, usinar continuamente 600 m da liga 3 (duas montagens de anéis). Em todos os casos, quando a ferramenta não quebrou durante os primeiros 300 m, a mesma fraturou na etapa seguinte (300 m adicionais). Assim, a FIG. 4.24 exhibe apenas uma das condições em que a

ferramenta chegou intacta nos primeiros 300 m.

Embora não tenha sido possível encontrar uma explicação para tal comportamento, o que se verificou é que nos locais dos materiais onde houve falha catastrófica da ferramenta, foram encontrados aglomerados contendo fases duras (provavelmente carbonetos). Neste sentido, a falha catastrófica poderia ser atribuída basicamente a dois motivos: a descontinuidade brusca do material caracterizando a condição de corte interrompido e a presença de uma fase contendo compostos duros, como por exemplo carbonetos do tipo M_6C e / ou M_2C .

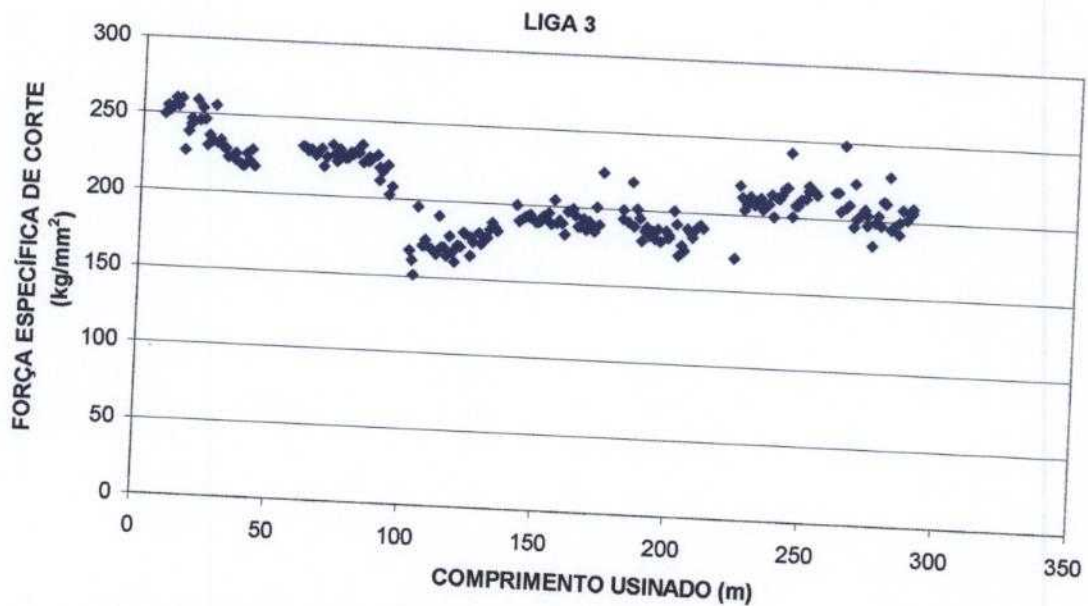


FIGURA 4.24 – Esforços de corte obtidos durante a usinagem da liga 3.

Os carbonetos de maneira geral são compostos duros e altamente resistentes ao desgaste que se não estiverem finamente dispersos na matriz do material podem provocar grandes danos na ferramenta durante o processo de usinagem.

A FIG. 4.25 mostra o detalhe de uma inclusão encontrada em uma região da liga 3 com sua respectiva análise por EDS, a qual promoveu a quebra da ferramenta durante uma das tentativas de usinar a liga. Uma análise da inclusão por EDS no microscópio eletrônico de varredura identificou picos de Mo, Cr, C e Fe. As combinações destes elementos podem formar carbonetos, conforme descrito anteriormente, que devido à característica de alta dureza dos

mesmos se tornam prejudiciais à ferramenta durante o processo de usinagem.

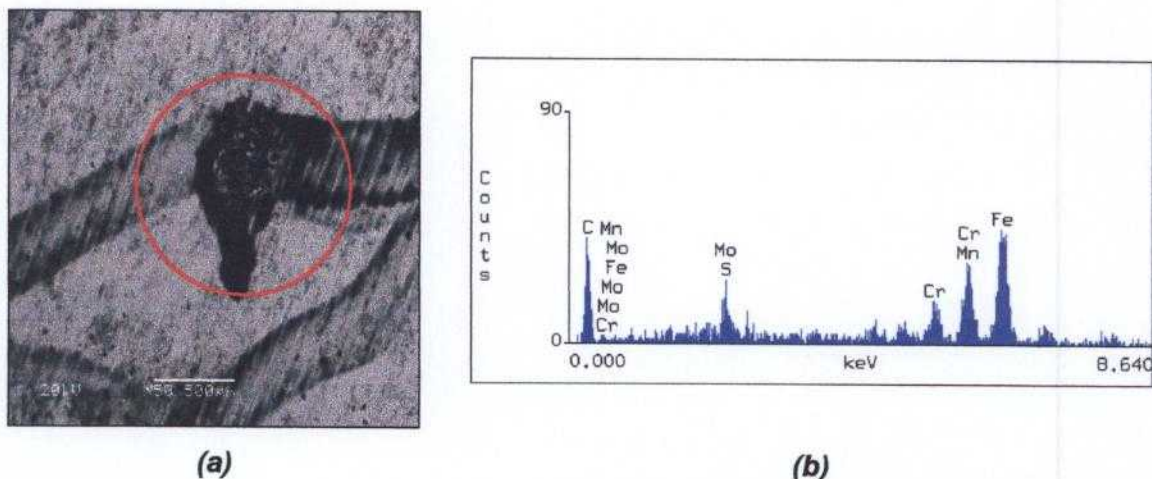


FIGURA 4.25 – Inclusão detectada em um ponto da liga 3, onde houve quebra de ferramenta de usinagem (a), com a respectiva análise por EDS para determinação dos elementos ali presentes (b).

Na maioria das ligas produzidas, é possível notar valores menores dos esforços de corte nos trechos correspondentes ao início e final de usinagem, que podem estar associadas com uma possível descarbonetação destas regiões durante a etapa de tratamento térmico ou mesmo de sinterização.

A liga 4 (FIG. 4.26) em contrapartida, apresentou no início um comportamento diferente, denotando um maior esforço de corte, o que poderia estar associado com uma eventual carbonetação das camadas superficiais dos anéis. Foi efetuada uma análise de carbono das regiões superficiais de um dos anéis bem como do trecho central e os resultados mostraram que o carbono está igualmente distribuído ao longo do mesmo, de maneira que o maior esforço observado nas regiões periféricas dos anéis poderia estar associado com o endurecimento mais acentuado destas regiões na etapa de tratamento térmico. Com relação a indícios de desgaste das ferramentas, o que se notou nas figuras de maneira geral foi um aumento discreto, porém crescente, das forças de corte com o decorrer do ensaio para todas as ligas, excetuando-se a liga 1, que pareceu manter um comportamento mais ou menos estável ao longo dos 600 m usinados.

Esta tendência está certamente associada com o desgaste da ferramenta, a qual que tende a impor maior resistência ao cisalhamento do material na medida em que sua aresta de corte sofre desgaste e vai perdendo

suas características iniciais, aumentando os esforço necessário para realizar o trabalho.

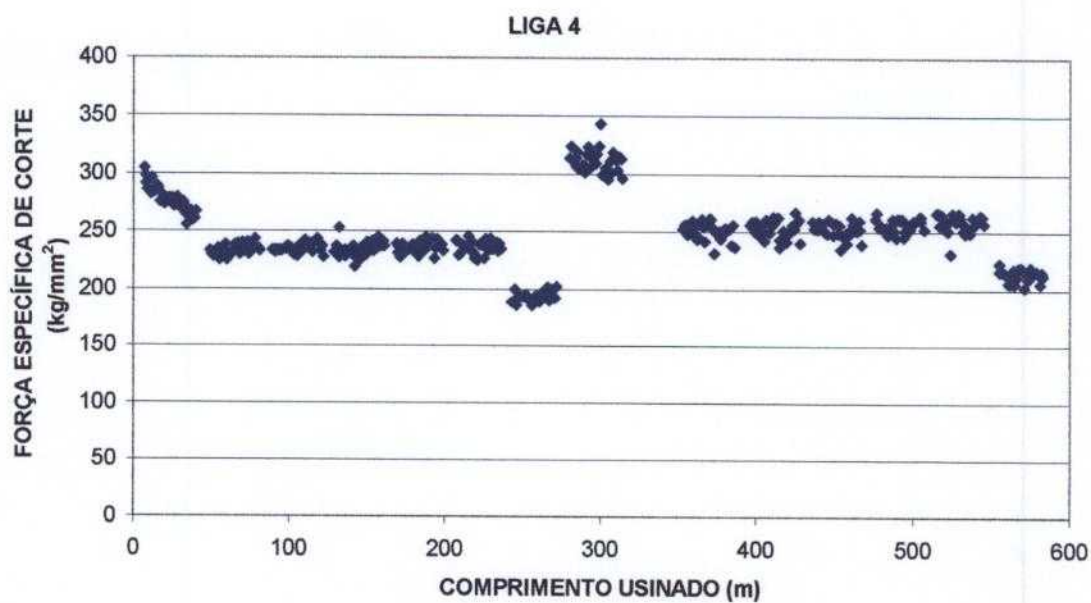


FIGURA 4.26 – Esforços de corte obtidos durante a usinagem da liga 4.

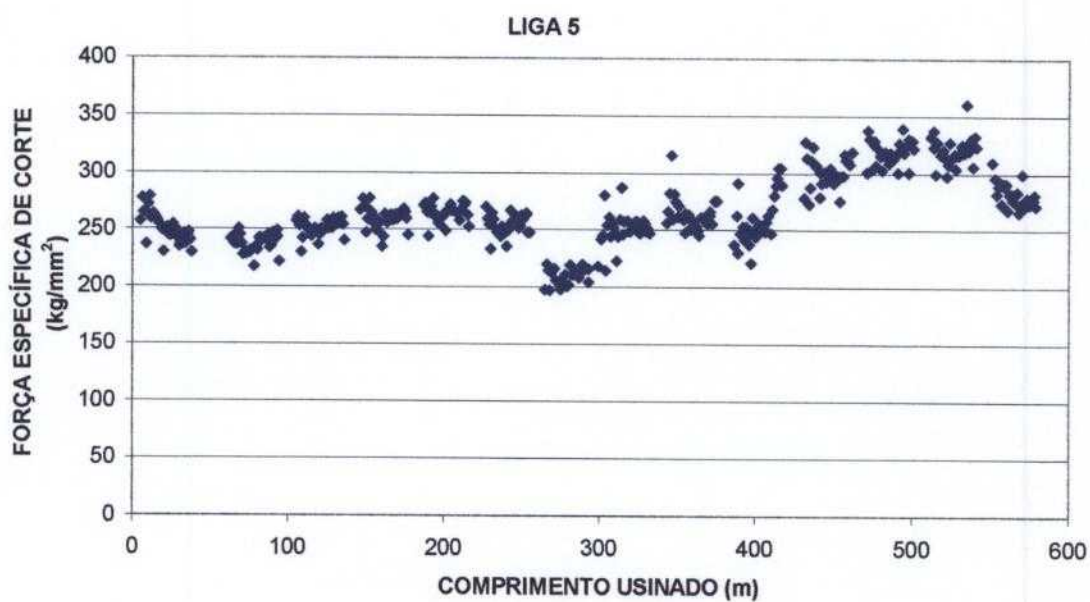


FIGURA 4.27– Esforços de corte obtidos durante a usinagem da liga 5.

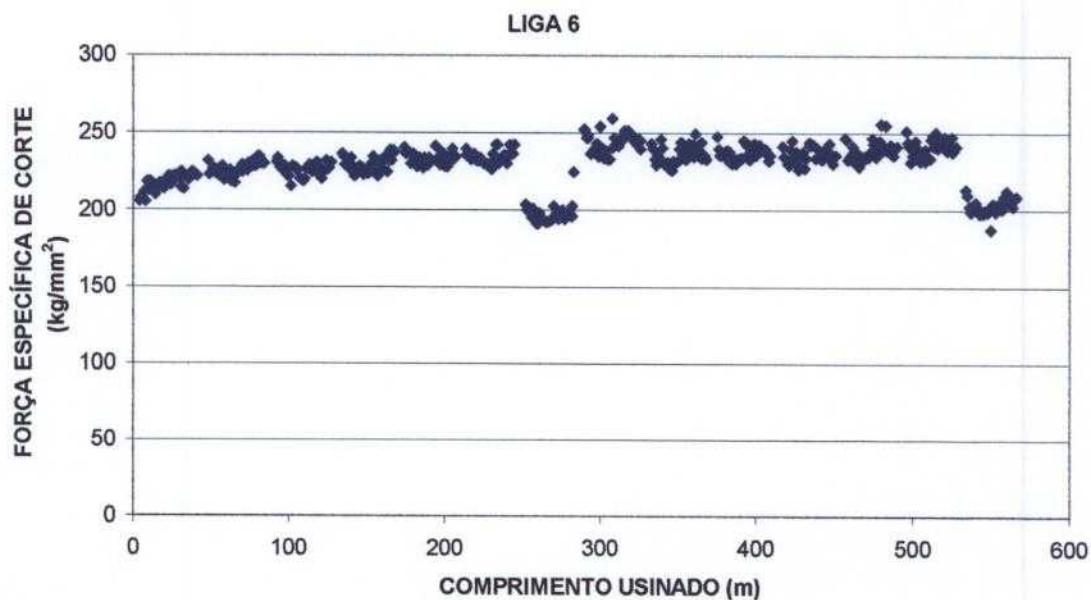


FIGURA 4.28 – Esforços de corte obtidos durante a usinagem da liga 6.

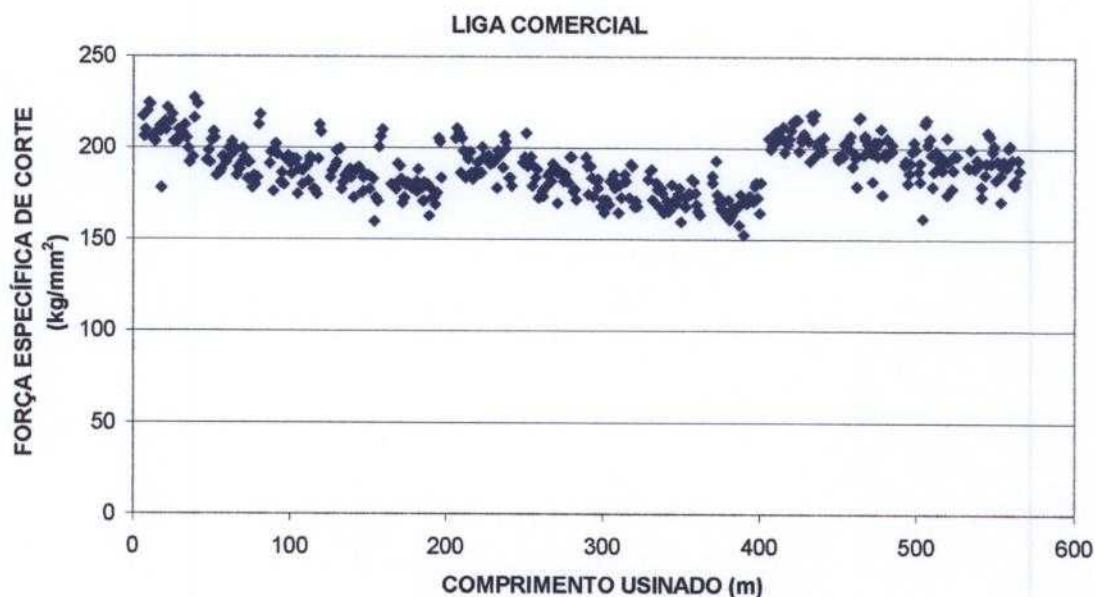


FIGURA 4.29 – Esforços de corte obtidos durante a usinagem da liga comercial.

A FIG. 4.30 mostra a média das forças específicas de corte obtidas durante a usinagem de cada uma das ligas produzidas na etapa 2. Diferentemente do que aconteceu com o protótipo na etapa 1, onde os esforços de corte foram comparáveis aos da liga comercial, na etapa 2 estes valores para

todas as ligas produzidas foram superiores ao da liga comercial.

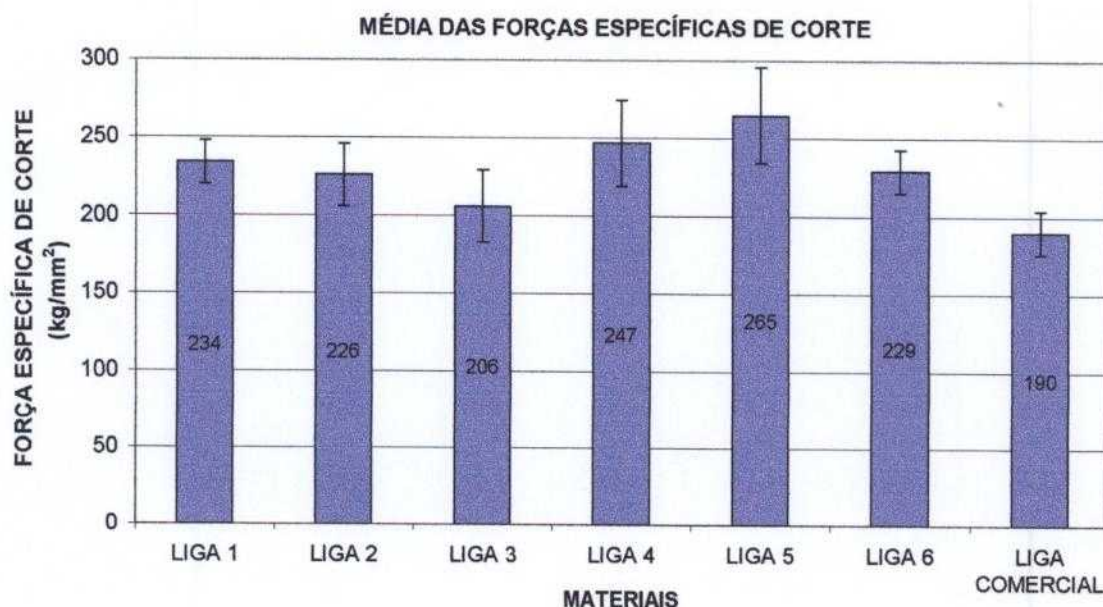


FIGURA 4.30 – Resumo dos esforços de corte obtidos durante a usinagem das ligas 1 a 6 e liga comercial.

Este comportamento é compreensível, considerando que os materiais foram usinados já tratados termicamente cujas durezas, conforme apresentado na FIG. 4.11, eram todas superiores ao da liga comercial.

De acordo com a FIG. 4.30 notam-se diferenças entre as forças específicas de corte medidas durante os ensaios de usinagem das diversas ligas estudadas (máximo de 39% em relação ao menor esforço). Apesar dos esforços de corte serem fatores importantes quando se trata do assunto usinabilidade, estes não são exclusivos; assim, a máxima diferença encontrada, apesar de ser expressiva, não é a única a refletir na usinabilidade. Um outro fator, a homogeneidade microestrutural também deve ser levada em consideração. A ferramenta utilizada (cerâmica) é perfeitamente capaz de trabalhar os materiais na faixa de dureza em que os mesmos se encontram, portanto, mais importante do que a faixa de dureza em questão ou próprio esforço de corte, é a homogeneidade microestrutural do material, que é um dos responsáveis pela garantia da estabilidade e da integridade do conjunto ferramenta, máquina e peça. Tal fato pôde ser observado no comportamento da liga 3, que embora tenha apresentado o menor valor de esforço de corte entre todos os demais ensaios (FIG. 4.30), teve a duração do seu ensaio abreviado por heterogeneidades

microestruturais as quais levaram a uma instabilidade do sistema e ao comprometimento da integridade da ferramenta.

Além disso, pode-se ainda baixar um pouco mais a dureza dos materiais na etapa de tratamento térmico, objetivando reduzir os esforços de corte na etapa de usinagem com conseqüente melhoria da usinabilidade, ou ainda utilizar um ângulo de posição da ferramenta menor que 90° (75° por exemplo), que favorece o processo de usinagem pois equilibra as forças radiais e axiais resultantes do processo, conforme descrito no item 3.4. O tratamento térmico pode ainda ser conciliado com a operação de sinterização em um forno com capacidade para fazer "sinter hardening", de maneira a reduzir custos com operações adicionais e gastos com energia.

Com relação a usinabilidade das ligas, considerando-se a liga comercial como sendo de usinabilidade 100%, pode-se, com base nos resultados da FIG. 4.30, definir a usinabilidade das demais ligas tendo como referência a liga comercial. A FIG. 4.31, mostra, em termos percentuais, a usinabilidade das ligas 1 a 6 em relação à liga comercial considerada de usinabilidade 100%.

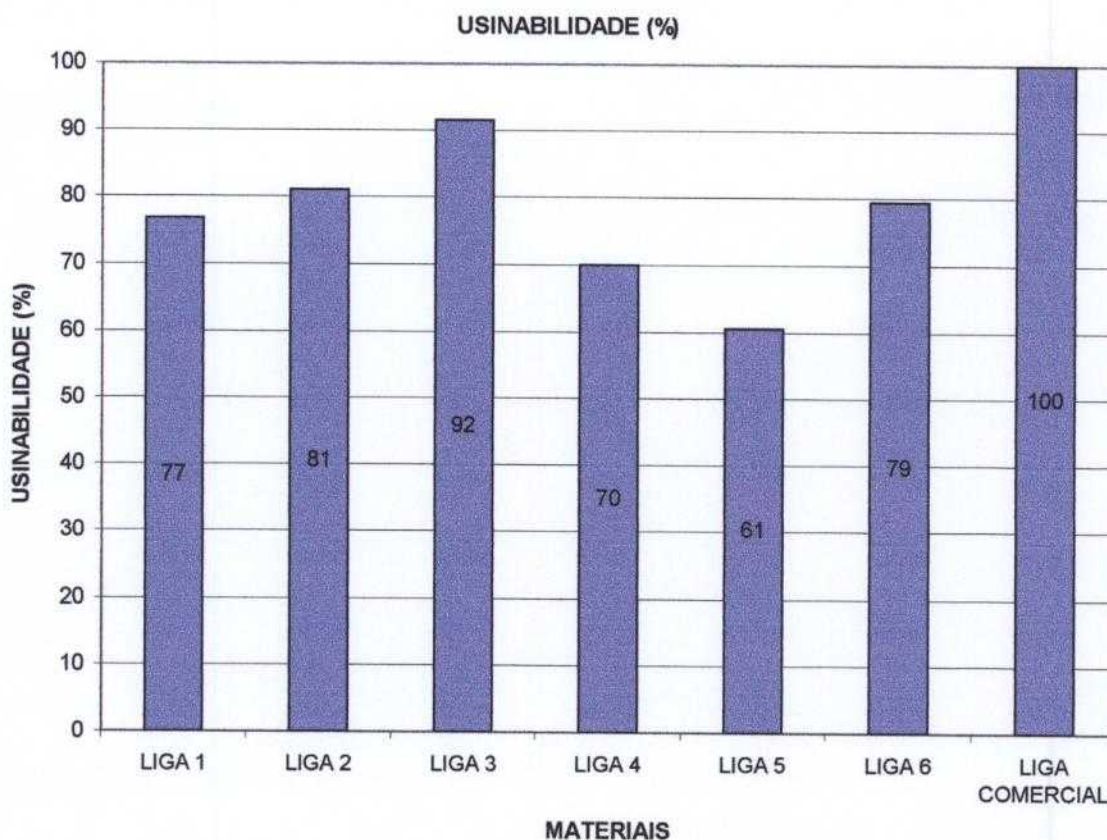


FIGURA 4.31 – Usinabilidade das ligas 1 a 6, com relação à liga comercial.

Na FIG. 4.31, verifica-se que as ligas 1 a 6 apresentaram usinabilidade inferior à da liga comercial, tomada como referência. Este já era um resultado esperado, considerando que todas estas ligas apresentaram valores de dureza superiores ao da liga comercial, além de também possuírem elementos na forma de carbonetos em suas composições químicas. Assim, como exemplo, temos a liga 1 que apresenta uma usinabilidade igual a 77%, ou seja, esta liga é 23% mais difícil de usinar do que a liga comercial. O mesmo raciocínio vale para as demais ligas.

4.2.3.1 – Desgaste das ferramentas

A norma ISO 3685 ^[96] define dois critérios comuns de vida da ferramenta para uma ferramenta de material cerâmico: 1) Desgaste de flanco máximo igual a 0,6 mm se o mesmo ocorrer de maneira concentrada na região do flanco denominada pela norma, de zona B; 2) Desgaste de flanco máximo igual a 0,3 mm se o mesmo ocorrer de maneira regular ao longo da zona B do flanco (ver ANEXO 2).

Em razão da pequena profundidade de corte utilizada nos ensaios, que corresponde à medida do raio de ponta das ferramentas utilizadas (0,4 mm), uma comparação direta dos desgastes observados com aqueles mencionados na norma, não pareceu recomendável e por isso não foi feita.

Entretanto, observações das pastilhas utilizadas nos ensaios foram feitas e registradas em microscópio óptico a fim de avaliar melhor os danos causados em cada caso, permitindo tecer comentários a respeito dos resultados. Adicionalmente, foram medidas as larguras máximas dos desgastes ocorridos nas regiões laterais solicitadas das pastilhas, as quais denominou-se simplesmente de “desgaste”.

Na FIG. 4.32 foram incluídas as fotos das superfícies superior e lateral de uma pastilha nova para fins de comparação com as pastilhas que sofreram danos durante os ensaios de usinagem,

Através da avaliação das FIG. 4.33 a 4.39 e da FIG. 4.40, verificou-se que as ferramentas mais avariadas foram àquelas utilizadas para usinar as ligas 3 e 5. Apesar dos danos detectados nas ferramentas, os quais podem ser considerados localizados quando avaliados sob a óptica da norma ISO 3685 ^[96],

as mesmas estariam enquadradas na condição 1 de critério de vida mencionado acima, e portanto ainda em condições de utilização.

Quando se compara às curvas de desgaste das ferramentas (FIG. 4.40) com as curvas de força específica de corte correspondentes (FIG. 4.30), verifica-se que no caso da liga 5, há uma concordância entre o maior desgaste e o maior valor de força de corte específica correspondente. Para o caso da liga 3, isso não se verifica, entretanto deve-se lembrar que a ferramenta utilizada para usinar a liga 3 executou apenas metade do trabalho inicialmente previsto, que era de aproximadamente 600 m.

Apesar da concordância verificada na liga 5, a comparação efetuada não é um bom parâmetro para ser adotado como via de regra. Deve-se lembrar que quando há desgaste da ponta da ferramenta, há simultaneamente uma redução na profundidade de corte e da porção de material que incide sobre a secção de corte, com conseqüente redução da força específica de corte.

Como os gráficos de força específica de corte foram feitos a partir da equação 2.4, a qual prevê a utilização da secção transversal do cavaco, aqui substituída pela área correspondente à projeção do volume de material removido sobre a ferramenta no início dos testes de usinagem que é função do avanço e profundidade de corte adotados, as correções devidas à diminuição de área por causa do desgaste das ferramentas não foram consideradas, o que torna a comparação dos resultados ainda menos recomendada.

Um bom exemplo desta não recomendação, é o caso da liga 4, que produziu na ferramenta um desgaste menor do que aqueles observados nas ligas 1 e 2; entretanto, a força específica de corte da mesma foi superior à dos dois casos mencionados.

Os desgastes de cratera de maneira geral foram identificados em todas as pastilhas utilizadas, sendo que nas ligas 3 e 5, o aspecto final da cratera foi também influenciado pelos danos severos produzidos na região do flanco. A FIG. 4.38a identifica e exemplifica o desgaste de cratera, bem como a região de escape dos cavacos (escorregamento), os quais também provocam avarias na pastilha de usinagem, que podem inclusive levar ao lascamento da região e adjacências e conseqüentemente à quebra da ponta da ferramenta.

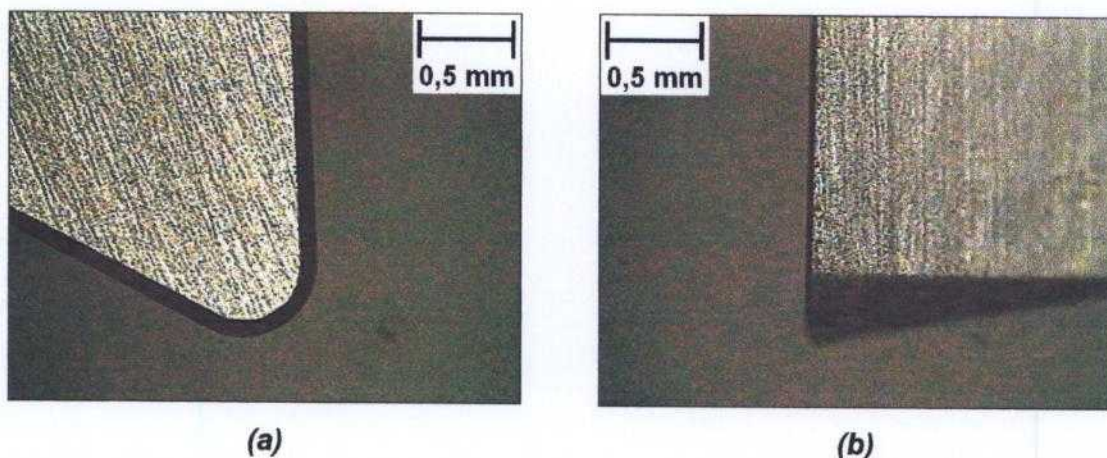


FIGURA 4.32 – Vista superior (a) e lateral (b) de uma pastilha nova utilizada antes da realização dos ensaios de usinagem.

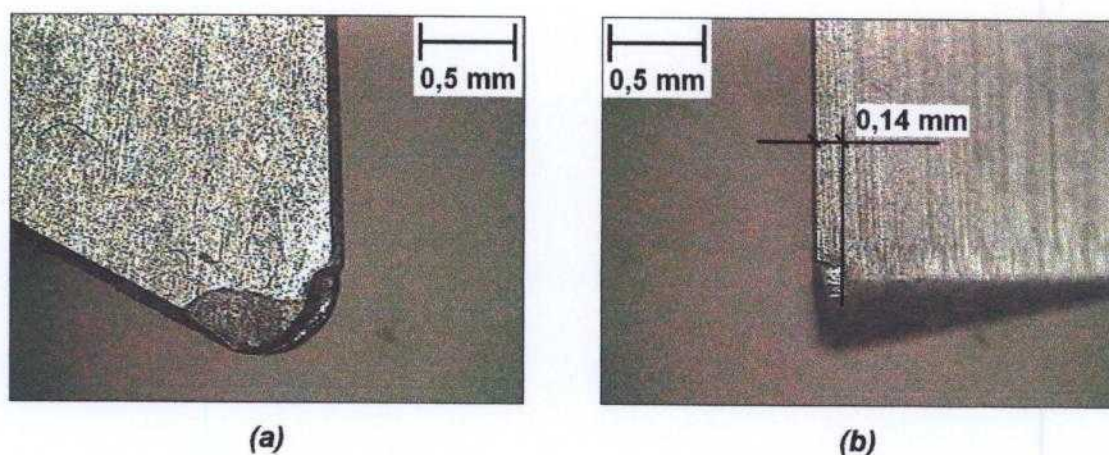


FIGURA 4.33 – Vista superior (a) e lateral (b) da pastilha após os ensaios de usinagem da liga 1.

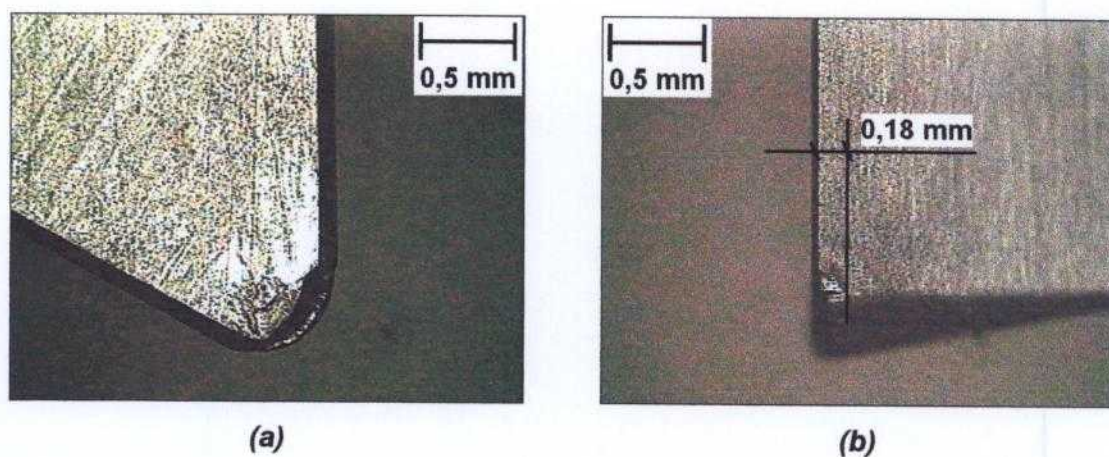


FIGURA 4.34 – Vista superior (a) e lateral (b) da pastilha após os ensaios de usinagem da liga 2.

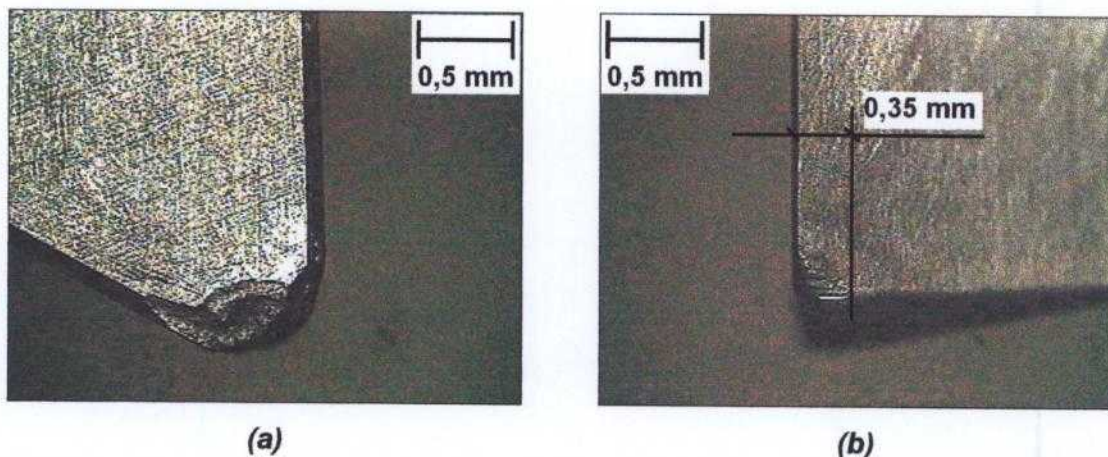


FIGURA 4.35 – Vista superior (a) e lateral (b) da pastilha após os ensaios de usinagem da liga 3.

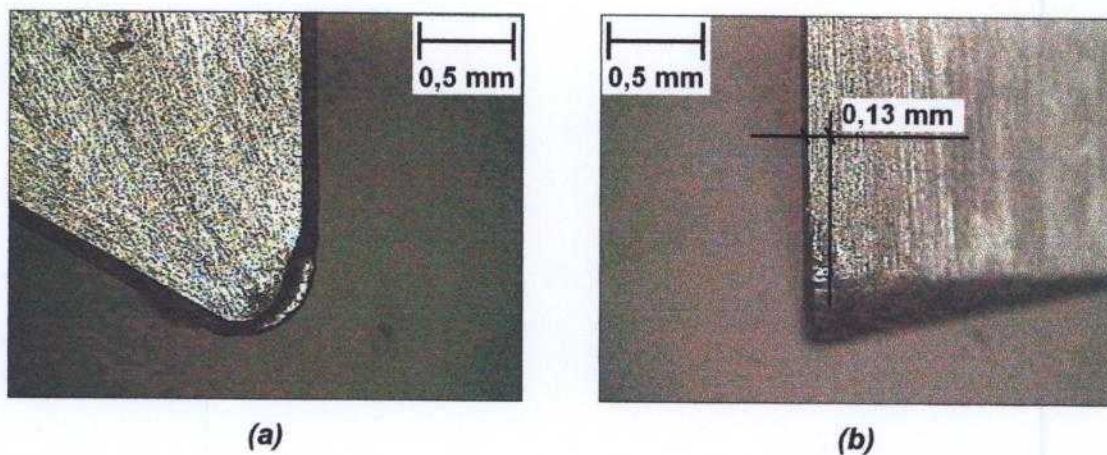


FIGURA 4.36 – Vista superior (a) e lateral (b) da pastilha após os ensaios de usinagem da liga 4.

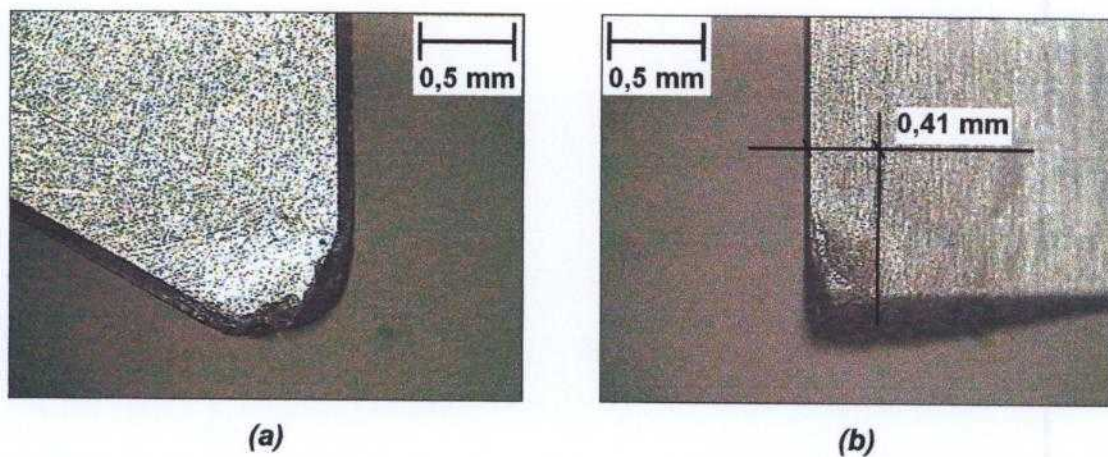


FIGURA 4.37 – Vista superior (a) e lateral (b) da pastilha após os ensaios de usinagem da liga 5.

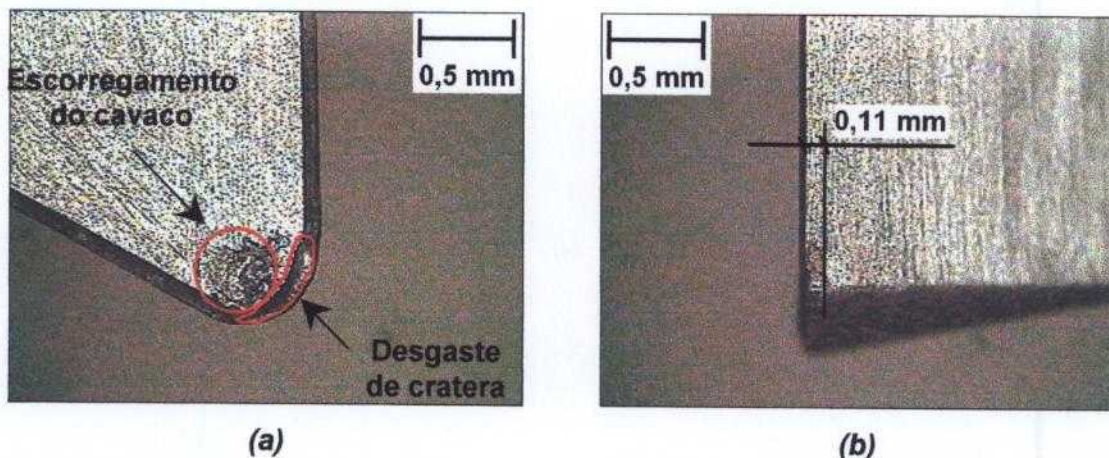


FIGURA 4.38 – Vista superior (a) e lateral (b) da pastilha após os ensaios de usinagem da liga 6.

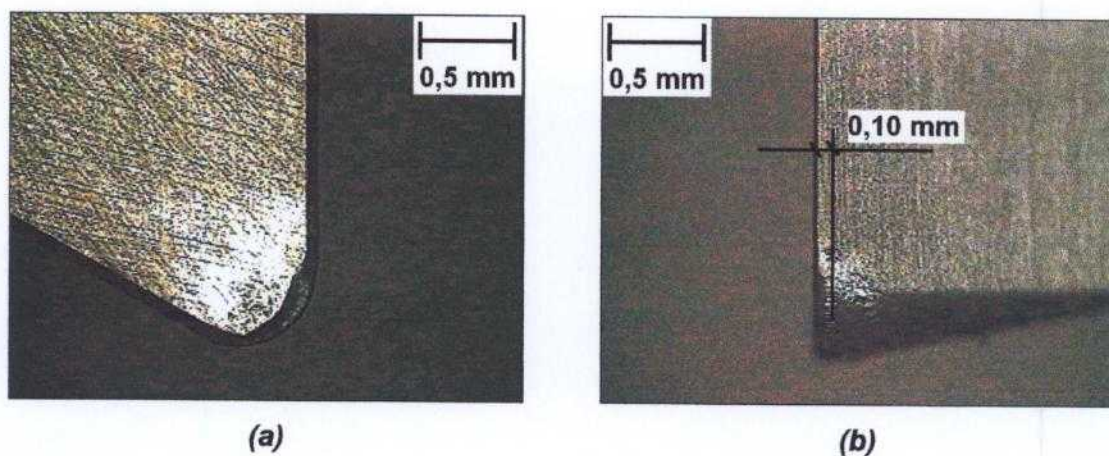


FIGURA 4.39 – Vista superior (a) e lateral (b) da pastilha após os ensaios de usinagem da liga comercial.

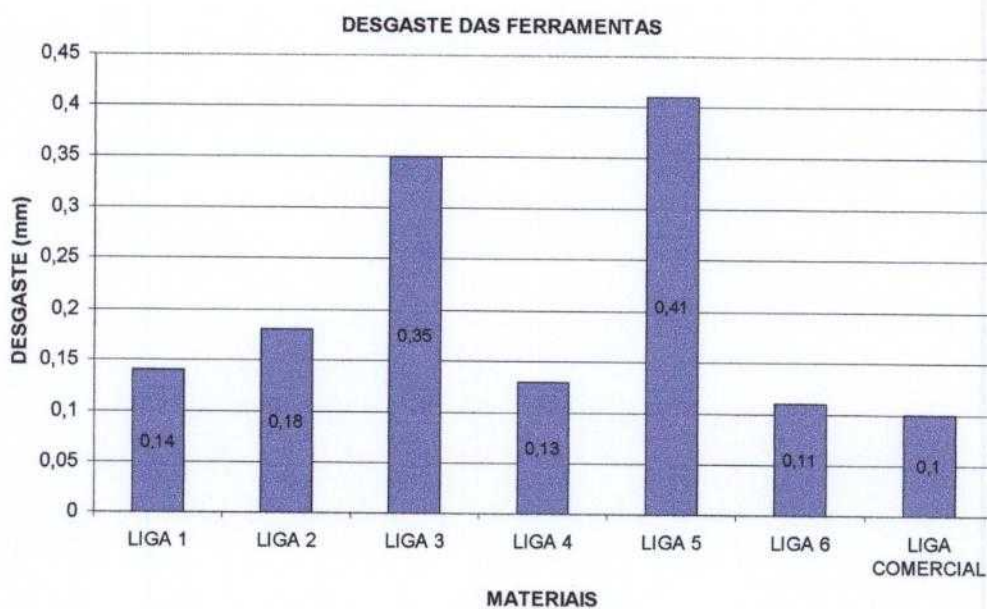


FIGURA 4.40 – Desgaste resultante nas ferramentas durante a usinagem das ligas produzidas (1 a 6) e da liga comercial.

4.2.3.2 – Cavacos

A norma ISO 3685 ^[96] em seu anexo G, relata que o cavaco formado durante um processo de corte possui características que estão relacionadas com o material trabalhado, material da ferramenta, geometria da ferramenta, condição e posição da ponta de corte bem como com as condições e dados de corte. Para um dado conjunto de condições, a formação de cavaco irá permanecer inalterada ao menos que um dos fatores mencionados mude. Assim, observações sobre a formação do cavaco podem ser um indicador interessante quando se tenta reproduzir condições utilizadas em testes anteriores. Serve ainda como um indicador de mudança de condições durante um dado teste de vida da ferramenta ou para indicar variações na estabilidade das condições de corte, bem como mudanças na usinabilidade de peças ou ainda como indicador de falha inesperada da ponta de corte.

Segundo Chang et al. ^[90], a formação do cavaco em operações de torneamento é um dos determinantes da produtividade na fabricação de peças e componentes. Longos cavacos helicoidais podem interferir no processo e podem ser prejudiciais além de oferecerem riscos à peça, ferramenta e operador. Segundo eles, o maior desafio atualmente é garantir que uma forma desejada de cavaco ocorra de maneira constante. Cavacos do tipo descontínuo, segmentado, curto e quebradiço são os mais favoráveis para disposição e gerenciamento.

As FIG. 4.41 a 4.47 mostram fotos dos cavacos obtidos durante os ensaios de usinagem das ligas 1 a 6 e da liga comercial em duas ocasiões: no momento correspondente à metade do ensaio e ao término do mesmo.

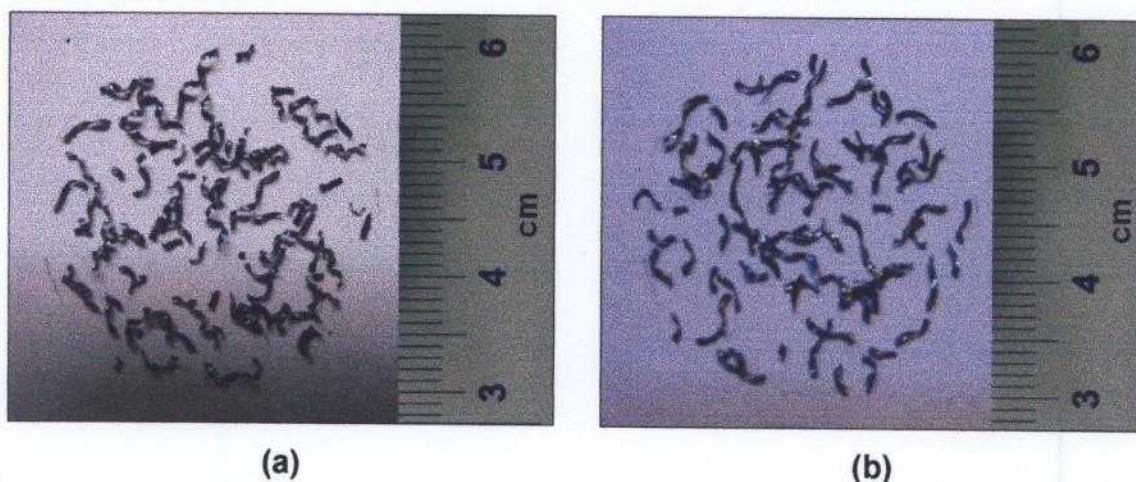


FIGURA 4.41 – Aspecto geral dos cavacos obtidos durante a usinagem da liga 1, para uma mesma ferramenta. Na etapa intermediária (a) e após o término do ensaio (b).

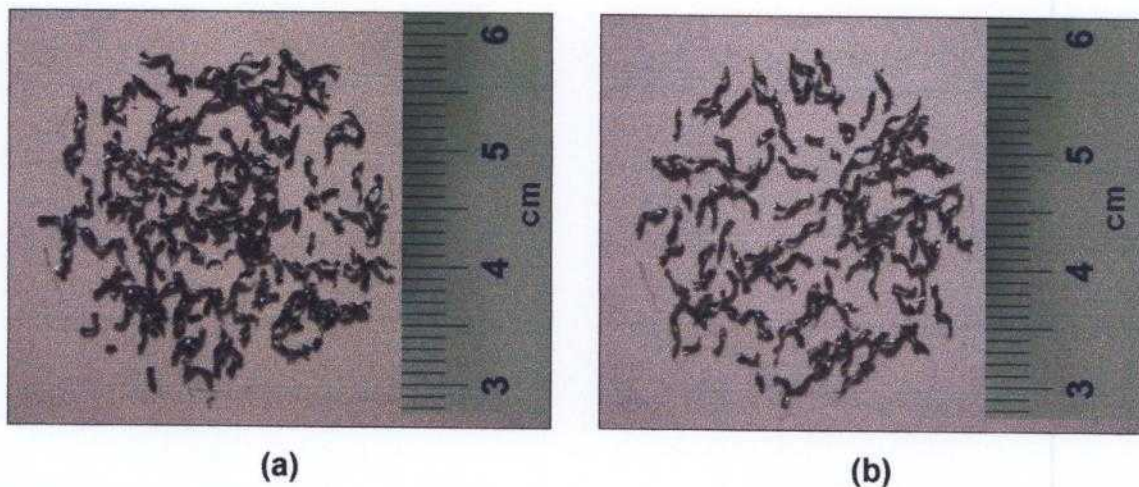


FIGURA 4.42 – Aspecto geral dos cavacos obtidos durante a usinagem da liga 2 para uma mesma ferramenta. Na etapa intermediária (a) e após o término do ensaio (b).

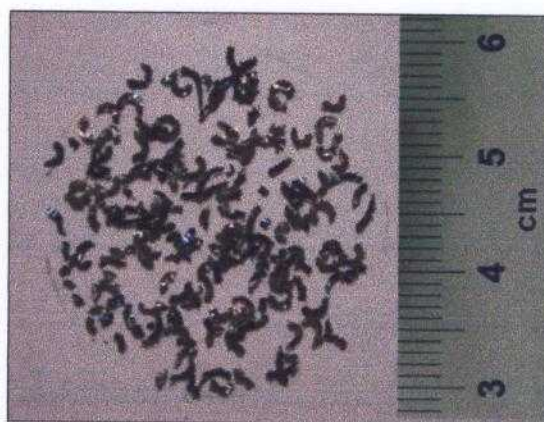


FIGURA 4.43 – Aspecto geral dos cavacos obtidos durante a usinagem da liga 3 na etapa única do ensaio, utilizando uma mesma ferramenta.

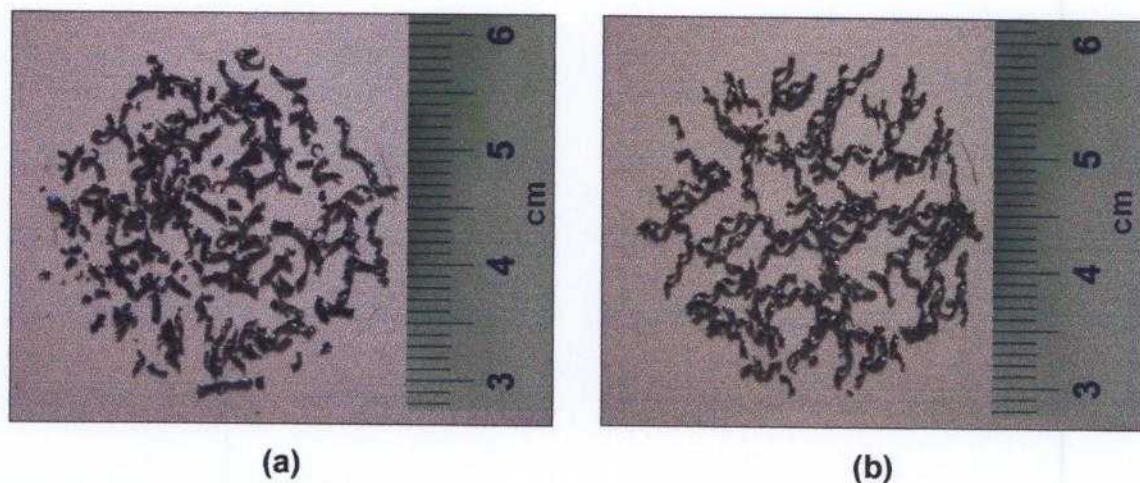


FIGURA 4.44 – Aspecto geral dos cavacos obtidos durante a usinagem da liga 4 para uma mesma ferramenta. Na etapa intermediária (a) e após o término do ensaio (b).

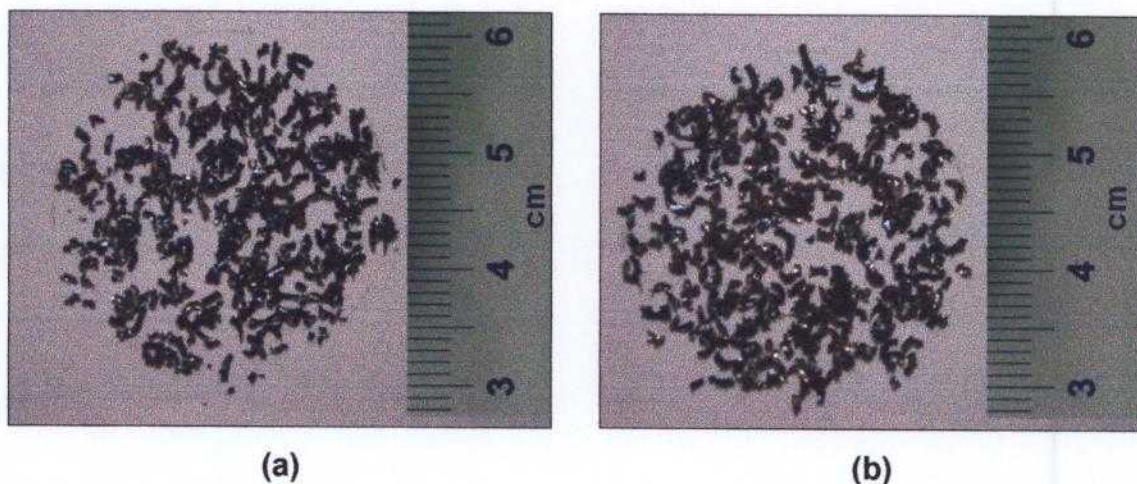


FIGURA 4.45 – Aspecto geral dos cavacos obtidos durante a usinagem da liga 5 para uma mesma ferramenta. Na etapa intermediária (a) e após o término do ensaio (b).

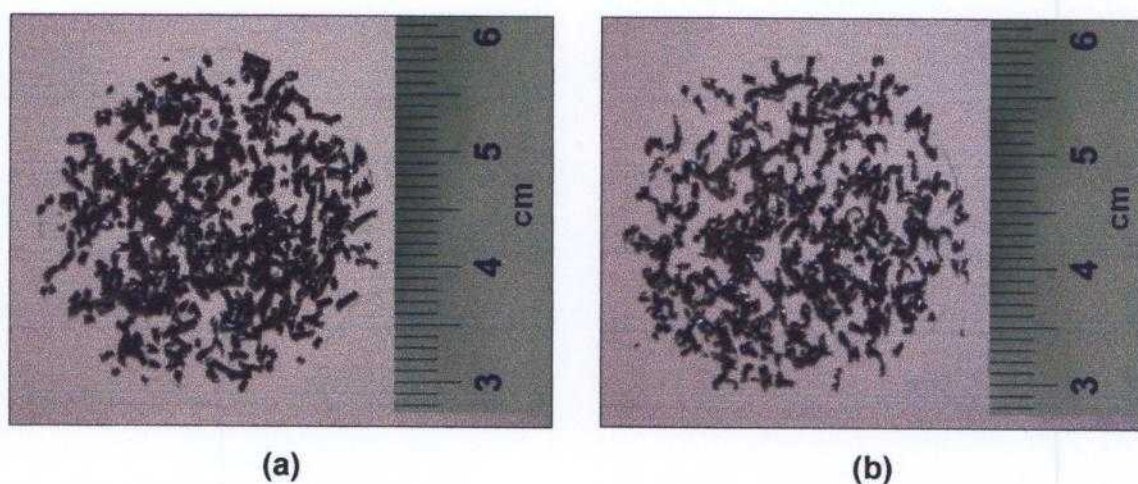


FIGURA 4.46 – Aspecto geral dos cavacos obtidos durante a usinagem da liga 6 para uma mesma ferramenta. Na etapa intermediária (a) e após o término do ensaio (b).

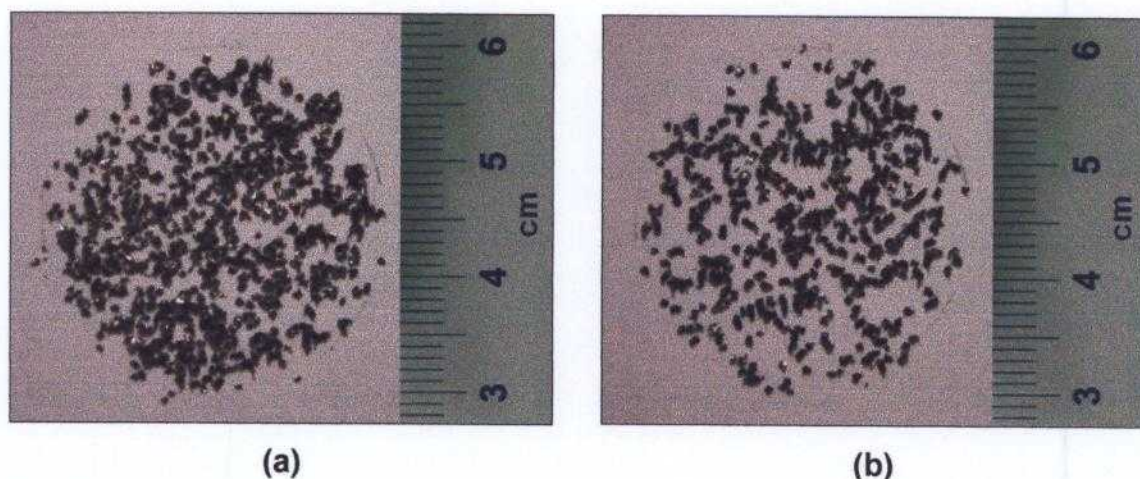


FIGURA 4.47 – Aspecto geral dos cavacos obtidos durante a usinagem da liga comercial para uma mesma ferramenta. Na etapa intermediária (a) e após o término do ensaio (b).

De maneira geral a morfologia final dos cavacos obtidos foi, de certa forma, favorecida pela natureza da obtenção dos materiais (metalurgia do pó), devido à presença de poros nos materiais que funcionam como quebra cavacos durante o processo de usinagem. Assim, os cavacos obtidos apresentam-se bastante segmentados, curtos e quebradiços como é recomendado pela literatura [90, 93]

Comparando-se os cavacos obtidos com a classificação contida na tabela G.1 da norma ISO 3685 [96] (ver ANEXO 1), podemos separá-los em dois sub-grupos pertencentes ao grupo 6 ("arc chips"): o sub-grupo 6.1 ("connected") e 6.2 ("loose") – TAB. 4.3.

TABELA 4.3 – Classificação dos cavacos obtidos nos ensaios.

		CLASSIFICAÇÃO ISO 3685 – TABELA G.1 [96]	
		Grupo 6 – "arc chips"	
LOTE	FIGURA (CAVACOS)	6.1 - "connected"	6.2 - "loose"
1	4.41 a	X	
	4.41 b	X	
2	4.42 a	X	
	4.42 b	X	
3	4.43		X
4	4.44 a	X	
	4.44 b	X	
5	4.45 a		X
	4.45 b		X
6	4.46 a		X
	4.46 b		X
Com.	4.47 a		X
	4.47 b		X

Com relação à mudança morfológica dos cavacos com a evolução do desgaste das ferramentas, muito pouco pôde ser observado. As mudanças foram em todos os casos, muito tênues e, mesmo nos casos onde se esperaria

mudanças significativas, elas não ocorreram.

No caso dos cavacos obtidos na usinagem da liga 5 ilustrados por intermédio das FIG. 4.45a e 4.45b, por exemplo, considerando-se os danos ocorridos na ferramenta de corte ao longo dos testes, os quais atingiu um valor de desgaste de flanco igual a 0,41 mm (FIG. 4.37), esperar-se-ia uma mudança morfológica significativa entre as duas amostras de cavaco coletadas, entretanto tal fato não foi observado.

Tal comportamento pode ser atribuído mais uma vez ao material, que devido à sua natureza porosa não dá margens para mudanças significativas da morfologia do cavaco, mesmo com a ferramenta apresentando danos significativos.

O reflexo dos danos da ferramenta, nestas circunstâncias, são reportados com mais clareza por meio do aumento nas forças de corte, conforme já mencionado anteriormente, que para o caso exemplificado referente a usinagem do lote 5, mostrou-se bastante perceptível da primeira metade do ensaio para a segunda metade (FIG. 4.27).

As observações feitas ainda na etapa de obtenção e testes do protótipo e relatadas por Salgado et al. ^[118, 119], se repetiram também nos testes feitos nos materiais produzidos na etapa 2 do projeto. Os cavacos obtidos nos testes de todos os materiais obtidos, apesar de em alguns casos terem sido classificados de maneira idêntica na TAB. 4.3, em nenhum caso se assemelharam aos cavacos obtidos durante a usinagem do material comercial, os quais se apresentaram bastante fragmentados.

Comparando os cavacos obtidos nos testes de usinagem das ligas produzidas com aqueles obtidos nos testes do material comercial, percebe-se que em todos os casos os primeiros apresentam certa capacidade de surgirem, crescerem e se deformarem, denotando uma característica mais dúctil dos mesmos. Esta característica pode ser atribuída aos benefícios da mistura de uma fase mais dúctil (Fe) ao material, além da adição do sulfeto de manganês que favorece a usinabilidade conforme já descrito em oportunidades anteriores.

Materiais excessivamente dúcteis conforme já mencionado no item 2.3.1 também são desinteressantes para a usinagem. Durante a usinagem de materiais muito moles, formam-se cavacos espessos e em forma de fita e ocorre um acabamento superficial ruim. A ferramenta tende a deformar muito o material,

antes de cisalhá-lo; além disso, materiais moles tendem a formar aresta postiça na superfície de saída das ferramentas, o que também é prejudicial para a peça e para a ferramenta^[92, 93].

Entretanto, estas observações via de regra aplicam-se a materiais convencionais. Para materiais obtidos pela metalurgia do pó, dada sua natureza porosa, materiais com tendências ligeiramente dúcteis são preferíveis àqueles com natureza frágil e duros.

Os cavacos obtidos na usinagem da liga comercial mostraram-se bastante fragilizados. Um material com característica demasiadamente frágil diminui sua capacidade de ser cisalhado e torna-se muito desinteressante do ponto de vista de usinabilidade.

4.2.4 – Ensaio de desgaste

Os ensaios de desgaste executados perfizeram uma distância total percorrida de mais de 3500 m. Foram retirados e testados 3 pinos de um mesmo anel de cada uma das ligas produzidas e da liga comercial, com o objetivo de avaliar também a dispersão dos valores de desgaste obtidos nos ensaios. Por conseqüência foi avaliada também a homogeneidade do material ao longo do anel.

A perda de massa em cada etapa de ensaio dos corpos de prova mostrou ter um comportamento bastante linear; o que pode ser verificado por meio das FIG. 4.48 a 4.54. As curvas médias obtidas a partir dos resultados dos ensaios de três pinos para cada material apresentaram altos coeficientes de correlação linear (R^2) indicando que os ensaios nas condições em que foram executados estão bastante consistentes, pois, de acordo com a teoria relacionada, se o coeficiente de atrito para um dado sistema é constante, então o volume ou a massa de material perdida por desgaste deverá ser proporcional à distância percorrida no ensaio^[98].

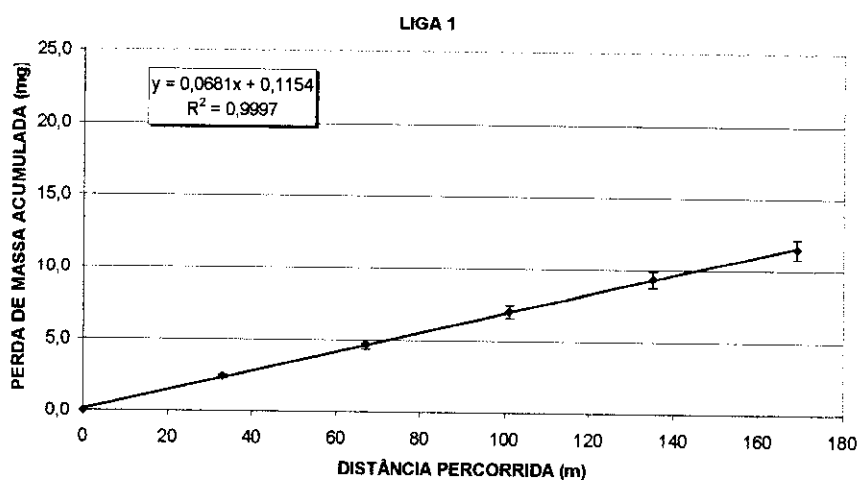


FIGURA 4.48 – Relação entre a perda de massa acumulada e a distância percorrida no ensaio de desgaste da liga 1.

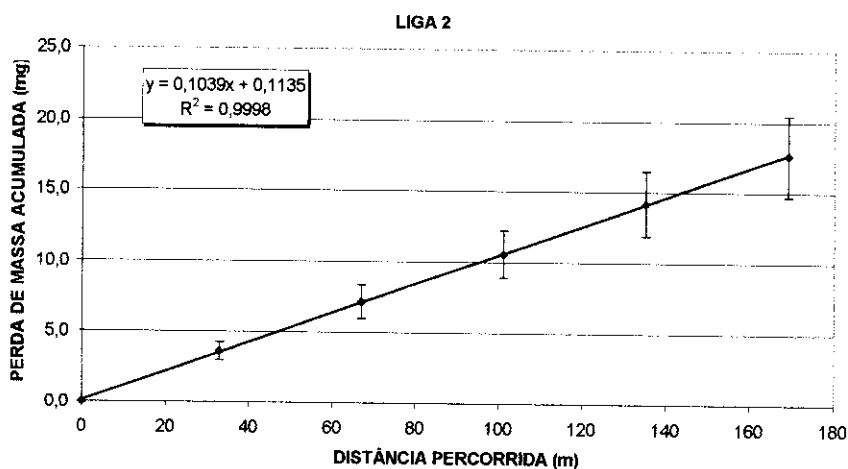


FIGURA 4.49 – Relação entre a perda de massa acumulada e a distância percorrida no ensaio de desgaste da liga 2.

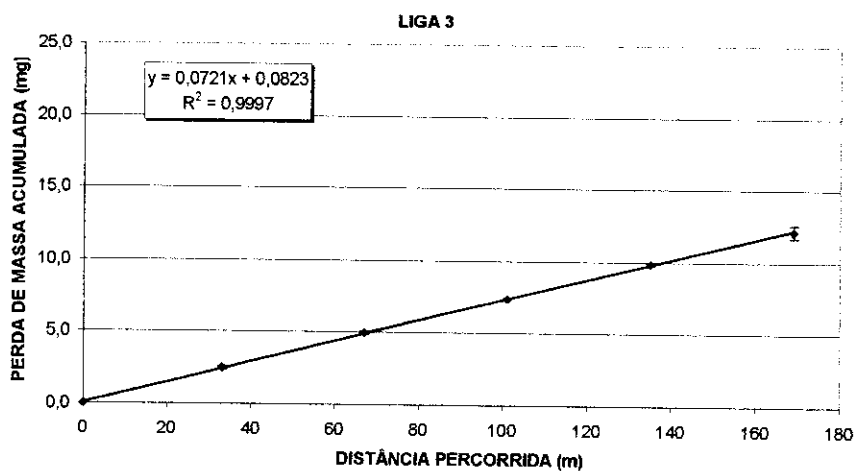


FIGURA 4.50 – Relação entre a perda de massa acumulada e a distância percorrida no ensaio de desgaste da liga 3.

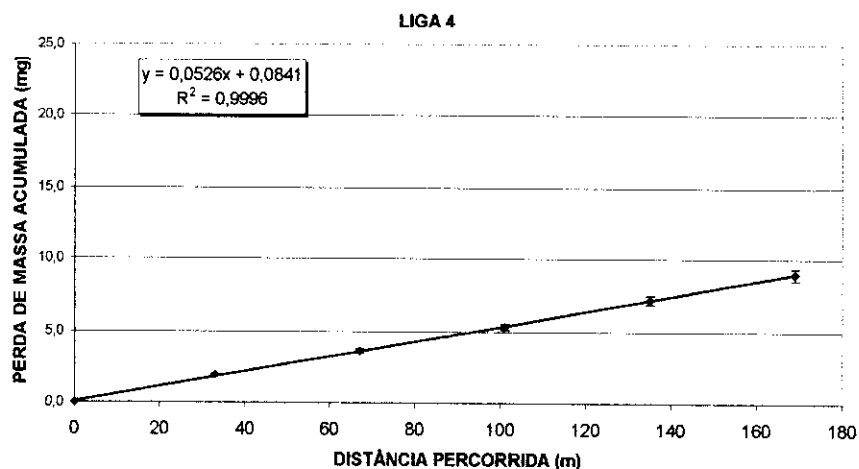


FIGURA 4.51 – Relação entre a perda de massa acumulada e a distância percorrida no ensaio de desgaste da liga 4.

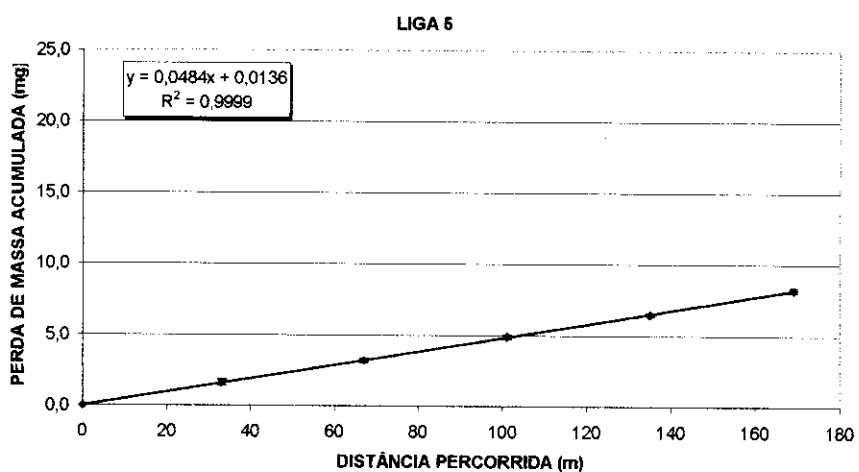


FIGURA 4.52 – Relação entre a perda de massa acumulada e a distância percorrida no ensaio de desgaste da liga 5.

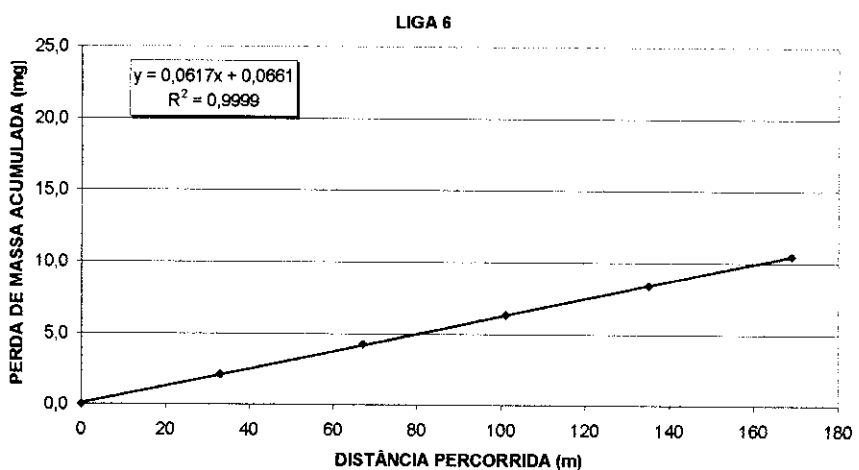


FIGURA 4.53 – Relação entre a perda de massa acumulada e a distância percorrida no ensaio de desgaste da liga 6.

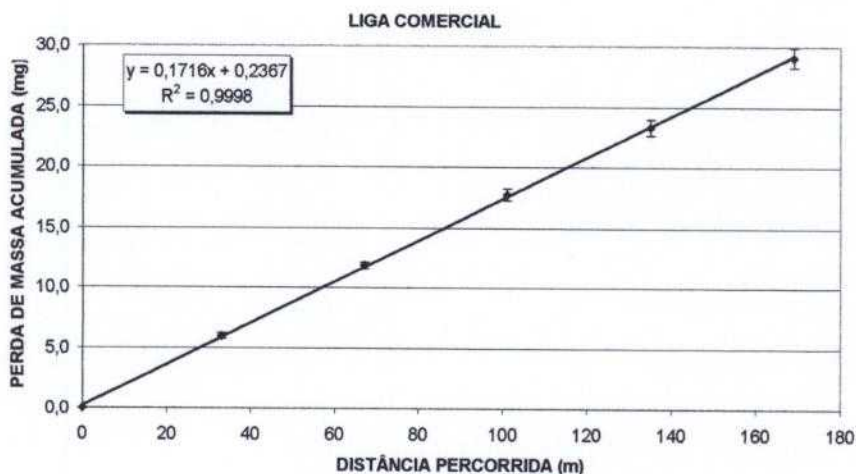


FIGURA 4.54 – Relação entre a perda de massa acumulada e a distância percorrida no ensaio de desgaste da liga comercial.

4.2.4.1 – Coeficiente de atrito

As FIG. 4.55 a 4.61 mostram os resultados dos valores de coeficiente de atrito obtidos durante os ensaios de desgaste de todas as ligas produzidas e também da liga comercial. As escalas dos eixos Y em todos os gráficos foram plotadas propositalmente com os mesmos valores para facilitar a visualização do posicionamento relativo dos valores obtidos.

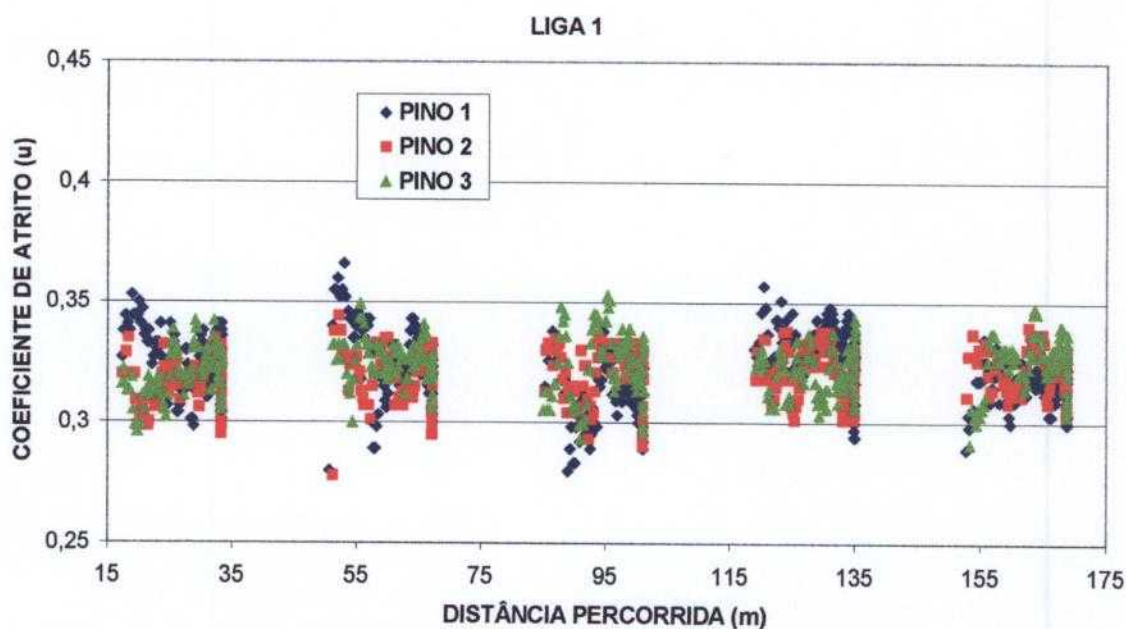


FIGURA 4.55 – Comportamento ao desgaste da liga 1.

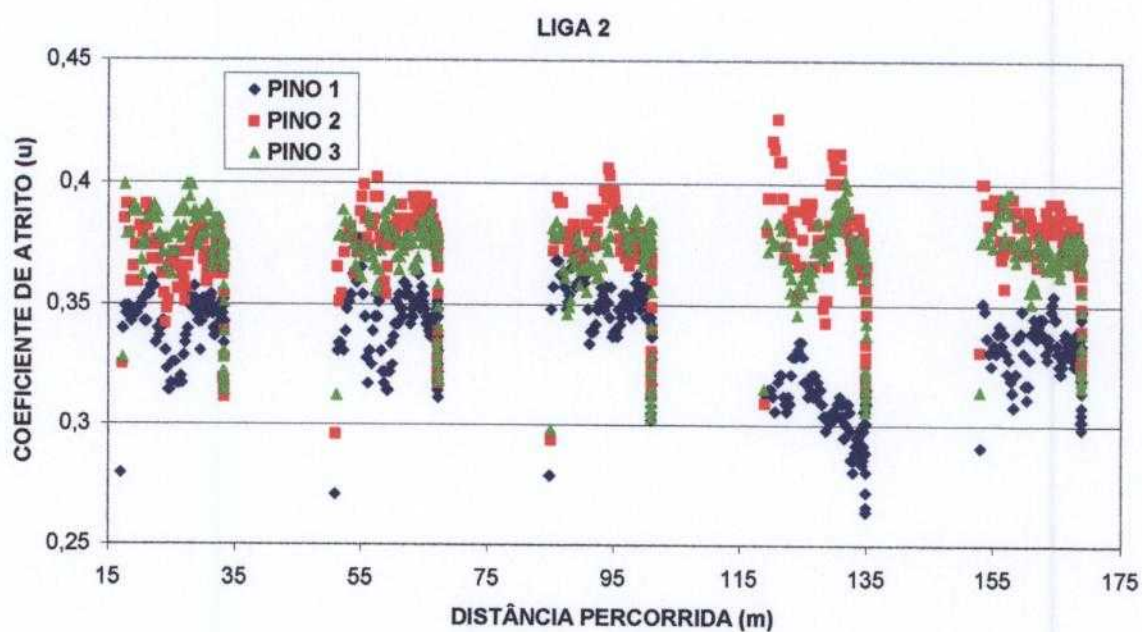


FIGURA 4.56 – Comportamento ao desgaste da liga 2.

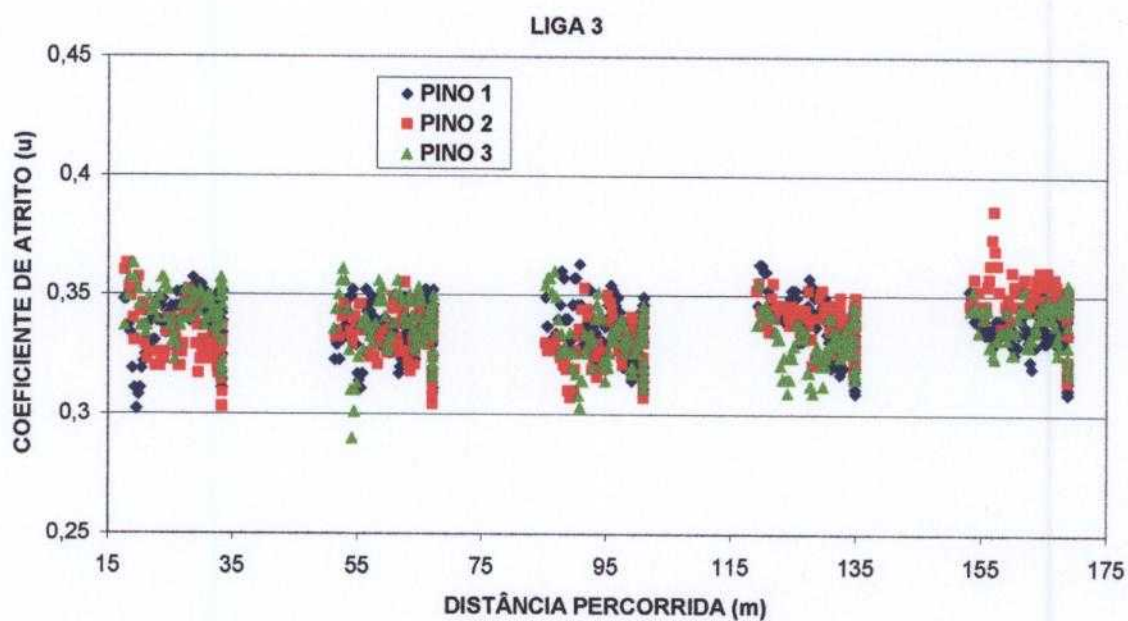


FIGURA 4.57 – Comportamento ao desgaste da liga 3.

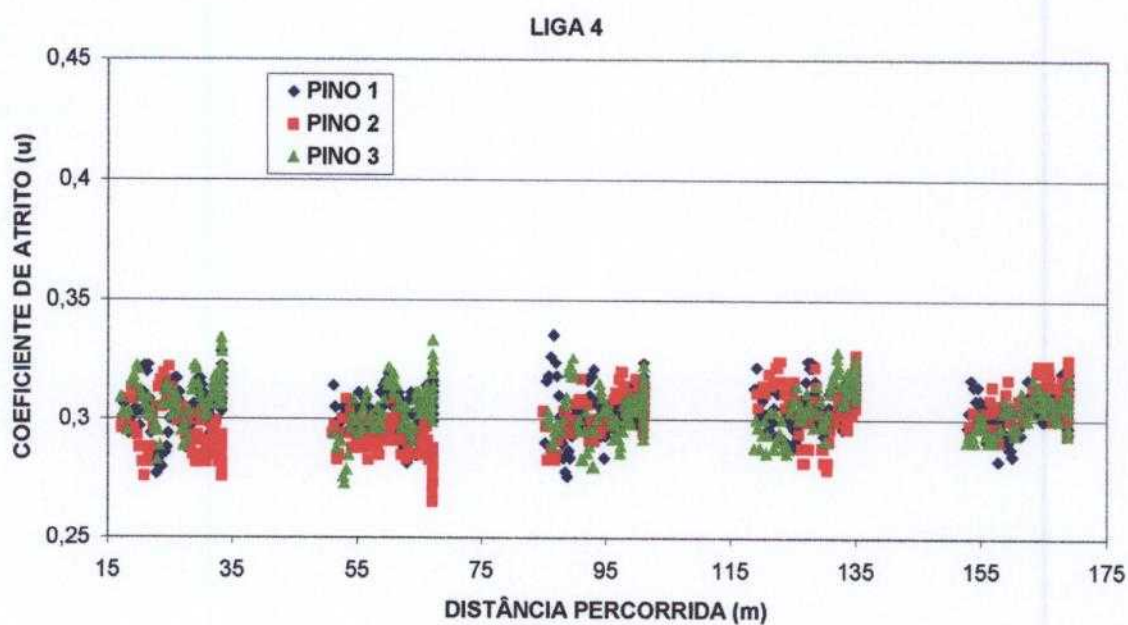


FIGURA 4.58 – Comportamento ao desgaste da liga 4.

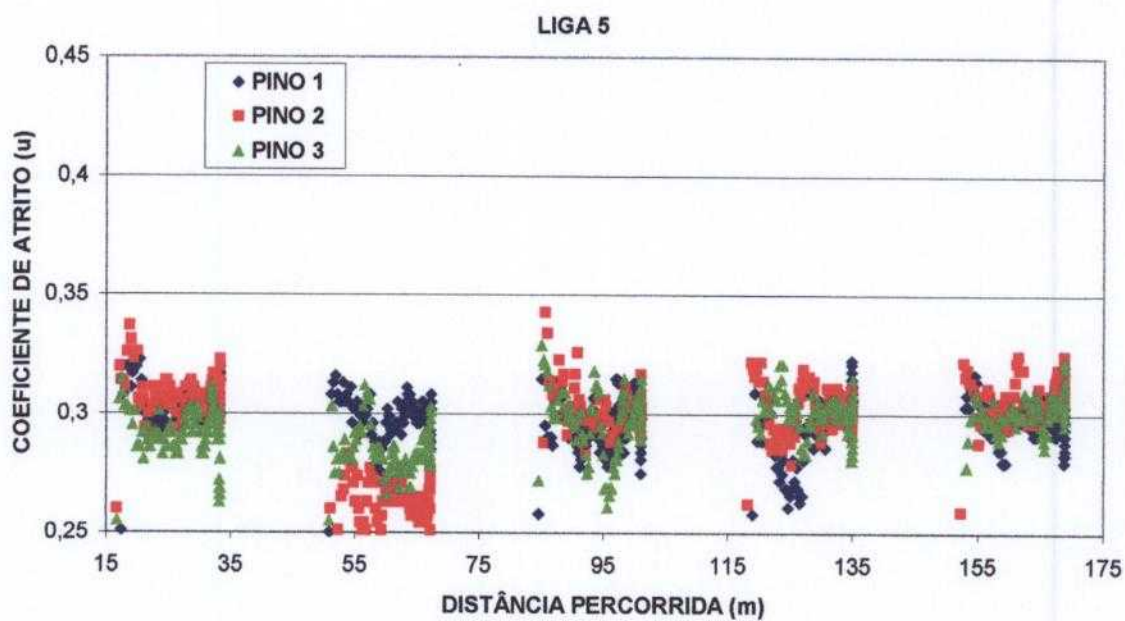


FIGURA 4.59 – Comportamento ao desgaste da liga 5.

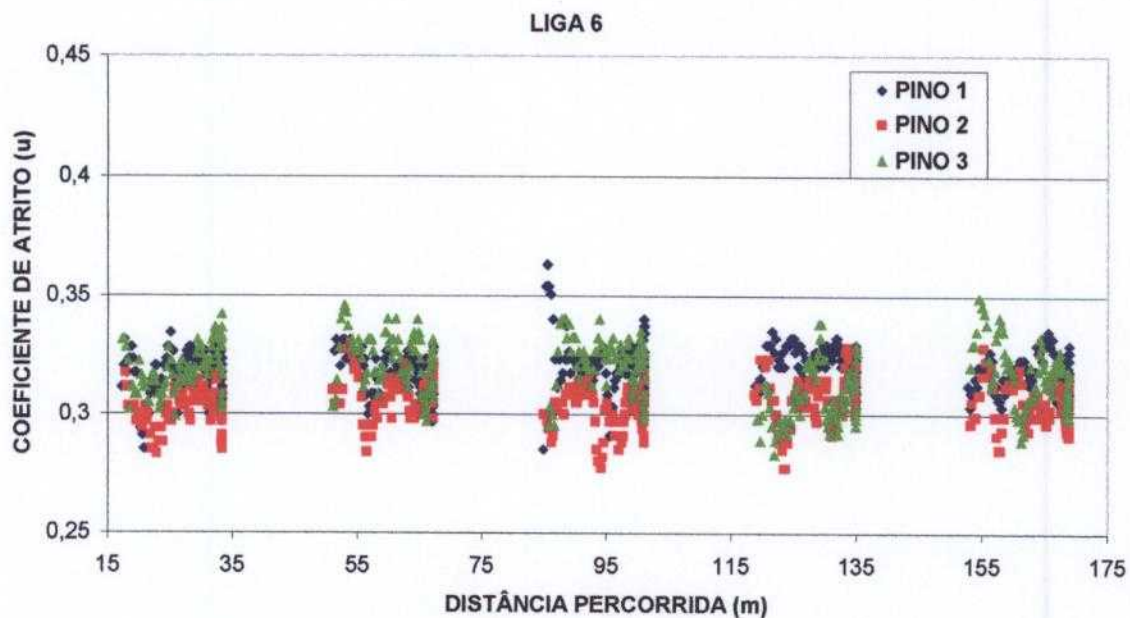


FIGURA 4.60 – Comportamento ao desgaste da liga 6.

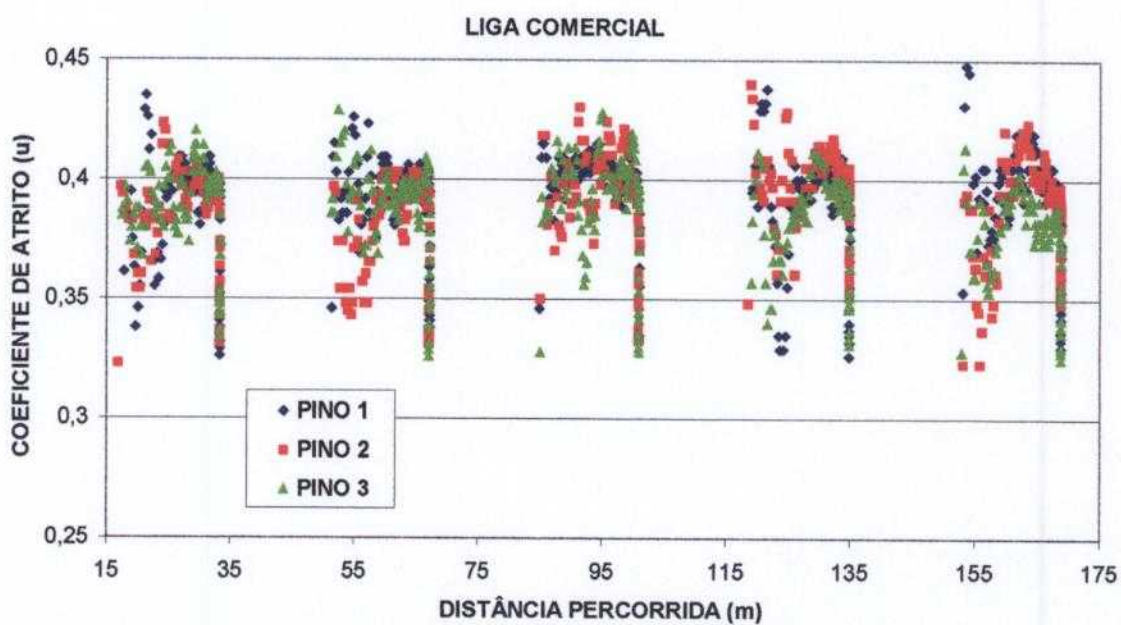


FIGURA 4.61 – Comportamento ao desgaste da liga comercial.

A FIG. 4.62 apresenta um resumo dos valores de coeficiente de atrito obtidos durante os ensaios de desgaste (média dos valores obtidos para cada material conforme FIG. 4.55 a 4.61). Pela análise da FIG. 4.62, é possível verificar que todas as ligas produzidas apresentaram comportamento ao desgaste superior ao da liga comercial. Este comportamento provavelmente foi motivado pelo tratamento térmico executado nas ligas, que elevaram suas durezas a valores superiores aos da liga comercial, e também devido à adição dos carbonetos de Ti / W; sobretudo do carboneto de tungstênio (WC) e também do carboneto de nióbio (NbC), conhecidos por suas propriedades de alta dureza e resistência à abrasão.

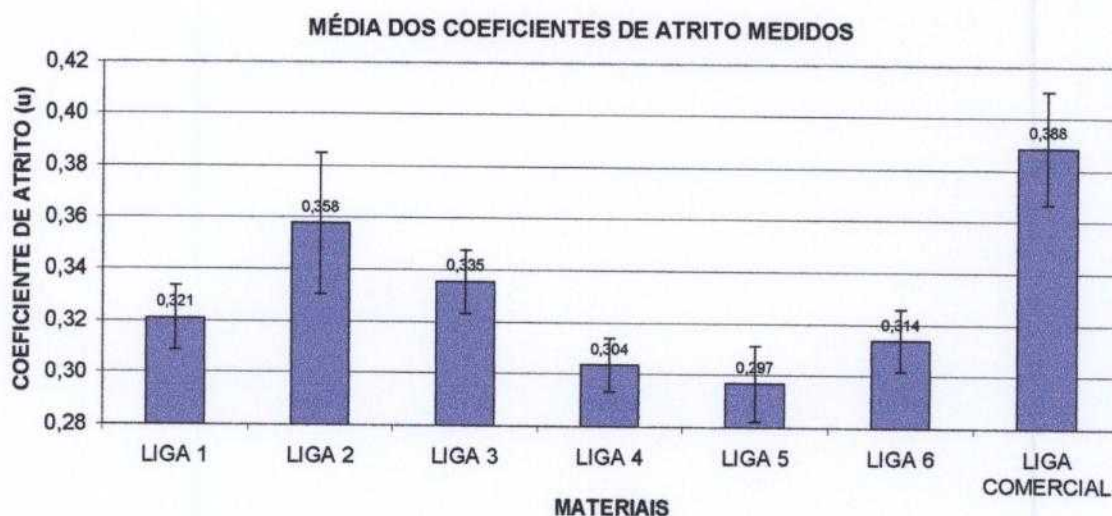


FIGURA 4.62 – Coeficiente de atrito médio obtido nos ensaios de desgaste.

Com relação ao comportamento ao desgaste das ligas estudadas, frente aos resultados obtidos de força de corte durante os ensaios de usinagem, verifica-se por meio da FIG. 4.63, que há um comportamento coerente entre os dois resultados, na medida em que, quando o material apresenta um baixo coeficiente de atrito, o mesmo apresenta altos valores de força específica de corte associada. O comportamento das curvas, portanto, se apresentam como se fossem espelhos uma da outra. Tal associação demonstra que apesar de alguns contratempos enfrentados, sobretudo durante os testes de usinagem, os ensaios foram consistentes, pois apresentaram resultados concordantes.

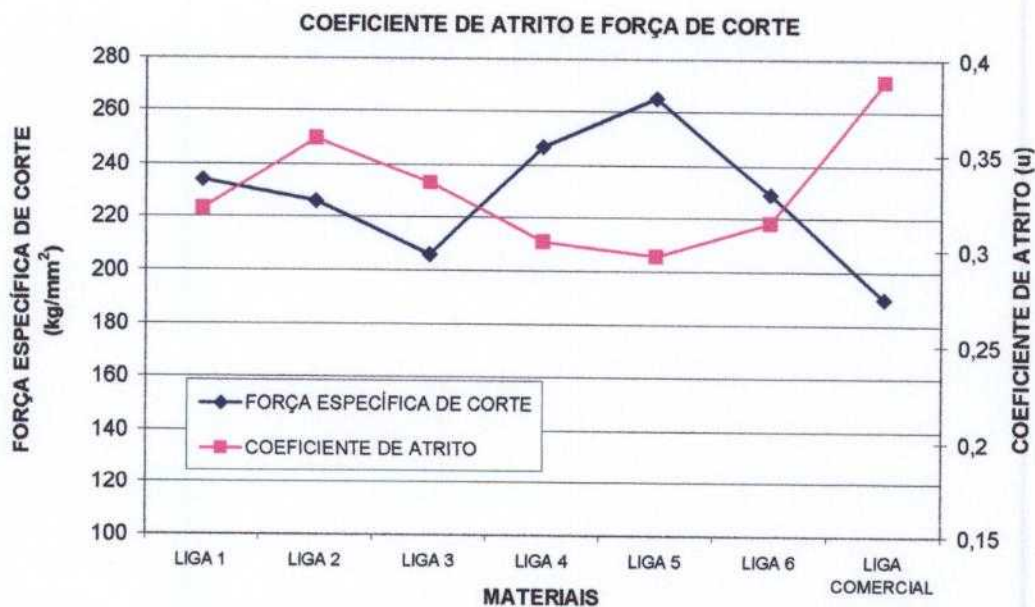


FIGURA 4.63 – Relação entre o coeficiente de atrito médio obtido nos ensaios de desgaste e as forças específicas de corte obtidas nos ensaios de usinagem.

4.2.4.2 – Perda de massa

Na FIG. 4.64 é mostrada a perda de massa dos materiais durante os ensaios de desgaste. Há uma concordância bastante notável do perfil das barras da FIG. 4.64, com as barras da FIG. 4.62 (gráfico dos coeficientes de atrito), mostrando que há uma relação bastante estreita entre a perda de massa e o coeficiente de atrito.

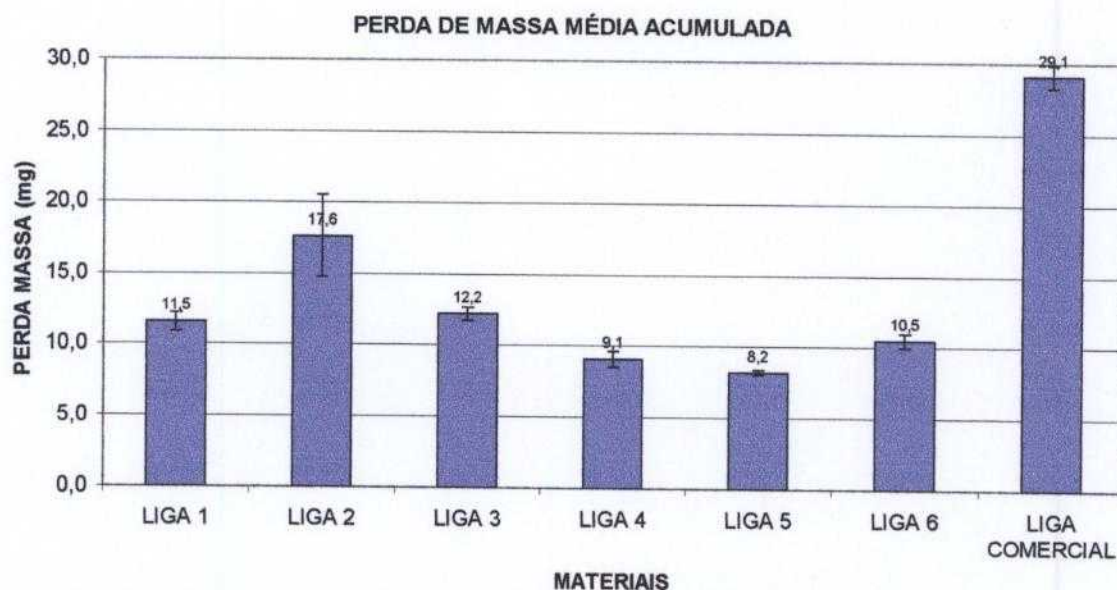


FIGURA 4.64 – Perda de massa dos materiais durante os ensaios de desgaste.

Esta estreita relação deve-se ao fato da perda de massa ser diretamente proporcional à carga normal aplicada ^[98], que por sua vez é uma das componentes para obtenção do coeficiente de atrito (μ).

4.2.4.3 – Aspecto das superfícies desgastadas

Na FIG. 4.65 a 4.71 são mostradas as superfícies desgastadas dos corpos de prova das ligas 1 a 6 e da liga comercial para fins de comparação. Nelas é possível notar danos muito mais severos ocorridos na superfície do corpo de prova da liga comercial em relação às superfícies dos corpos de prova das demais ligas, que em alguns casos chegou a apresentar menos da metade da perda de massa detectada na liga comercial, conforme já demonstrado na FIG. 4.64.

Mais uma vez, é possível perceber os benefícios inseridos pelo tratamento térmico executado, na forma de aumento de dureza, bem como a influência dos carbonetos adicionados nas ligas 1 a 6, que ajudaram a suportar melhor o atrito entre as lixas e os corpos de prova ensaiados.

Khorsand et al. ^[120] verificaram em seus experimentos com aço sinterizado que um material menos poroso (mais denso) apresenta uma maior resistência ao desgaste. No mesmo trabalho, concluem ainda que a resistência ao desgaste do sinterizado melhora sensivelmente com o aumento da resistência da matriz por meio de tratamento térmico.

Lim et al. apud Khorsand et al, 2002, p. 670 ^[120], comentam que as porosidades abertas sobre a superfície de escorregamento em condição seca, agem como pontos para geração e coleta dos detritos de desgaste; por esta razão, a taxa de desgaste de aços sinterizados é menor do que a de aços convencionais. No caso dos testes de desgaste efetuados no presente trabalho, não foi possível associar os resultados obtidos com a observação de Lim et al. mencionada anteriormente.

Talvez se as diferenças entre os valores de densidade aparente dos materiais fossem maiores, denotando a existência de materiais com maior ou menor quantidade significativa de poros, a análise fosse possível. Entretanto, com a diferença de densidade entre os materiais testados apresentando uma diferença máxima de $0,06 \text{ g/cm}^3$, é arriscado querer inferir qualquer comentário associando

as observações de Lim et al. apud Khorsand et al, 2002, p. 670 ^[120], aos resultados do presente trabalho.

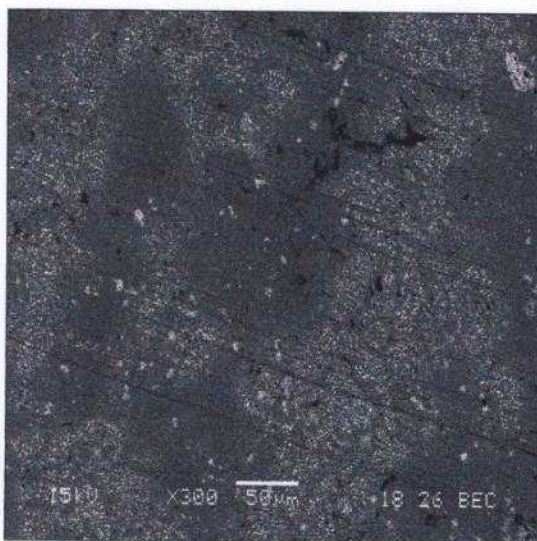


FIGURA 4.65– Micrografia eletrônica de varredura mostrando o aspecto geral da superfície ensaiada do corpo de prova da liga 1 após o teste de desgaste.

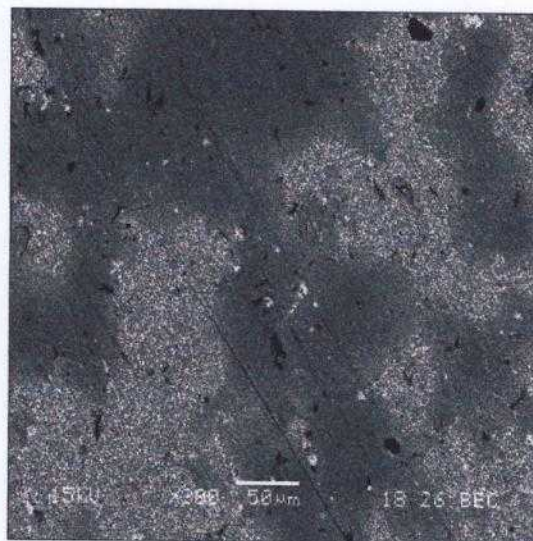


FIGURA 4.66– Micrografia eletrônica de varredura mostrando o aspecto geral da superfície ensaiada do corpo de prova da liga 2 após o teste de desgaste.

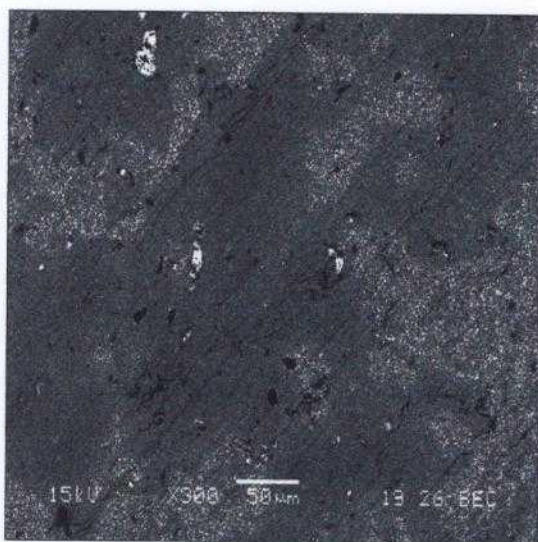


FIGURA 4.67– Micrografia eletrônica de varredura mostrando o aspecto geral da superfície ensaiada do corpo de prova da liga 3 após o teste de desgaste.

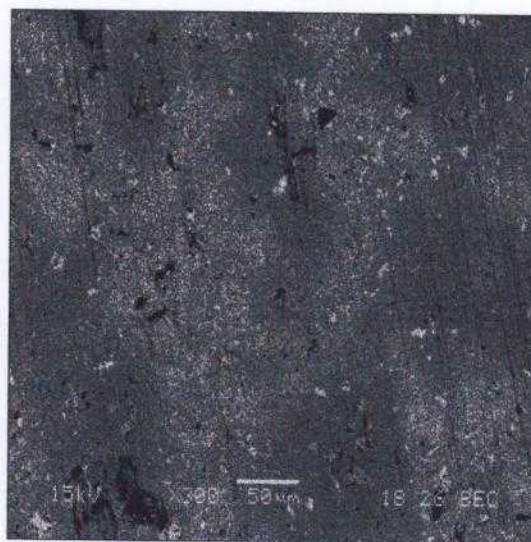


FIGURA 4.68– Micrografia eletrônica de varredura mostrando o aspecto geral da superfície ensaiada do corpo de prova da liga 4 após o teste de desgaste.



FIGURA 4.69– Micrografia eletrônica de varredura mostrando o aspecto geral da superfície ensaiada do corpo de prova da liga 5 após o teste de desgaste.

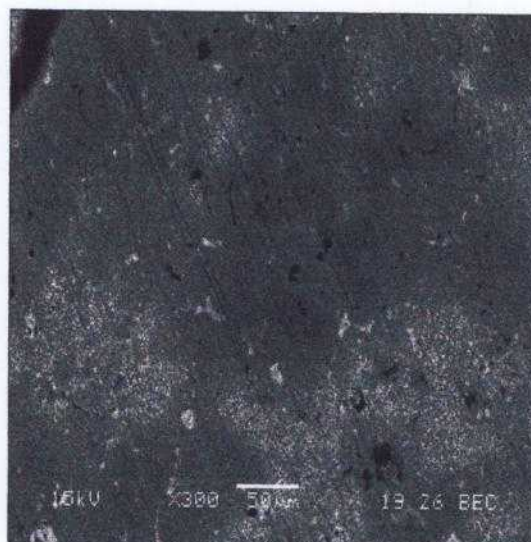


FIGURA 4.70– Micrografia eletrônica de varredura mostrando o aspecto geral da superfície ensaiada do corpo de prova da liga 6 após o teste de desgaste.

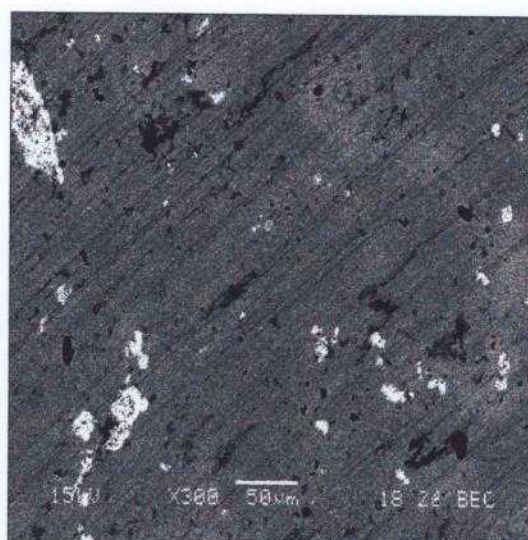


FIGURA 4.71 – Micrografia eletrônica de varredura mostrando o aspecto geral da superfície ensaiada do corpo de prova da liga comercial após o teste de desgaste.

4.3 – Análise dos custos das matérias-primas

A análise dos custos das matérias-primas utilizadas neste estudo é apresentada por intermédio das TAB. 4.4 e 4.5, as quais destacam os principais elementos ou pré-ligas empregadas, em duas ocasiões distintas: na época da concepção do projeto (agosto 2000), em que o estudo da substituição de alguns elementos propostos apontava ganhos indiscutíveis com a matéria-prima envolvida, tendo sido inclusive uma das vertentes para sua viabilização; e,

recentemente (fevereiro 2006), onde as flutuações constantes no mercado de oferta de materiais particulados para aplicações na metalurgia do pó reverteram um pouco a situação, apontando certa vantagem de custo com matéria-prima para a liga comercial em relação às ligas produzidas e estudadas neste trabalho. A oscilação de preços no segmento de pós tem sido influenciada nos últimos anos sobretudo pela ascensão do mercado chinês que, por possuírem grandes estoques e grandes reservas de minérios especiais, como o tungstênio por exemplo, têm governado o mercado e os preços de muitos dos materiais particulados ao redor do mundo.

O aumento expressivo no preço do aço rápido M 3/2 é um exemplo de uma pré-liga que sofreu os impactos do aumento significativo do tungstênio, tendo praticamente dobrado de preço nos últimos cinco anos. Adicionalmente, vale ressaltar o fato de que o aço rápido utilizado pertence à categoria dos aços ao molibdênio (série M), e que portanto estes sofreram menos impactos com a alta do tungstênio, contrariamente ao que ocorreria com os aços rápidos ao tungstênio (série T), os quais possuem uma maior porcentagem deste elemento em sua composição.

Entretanto, devemos considerar que a liga comercial, por conter chumbo em sua composição, está atualmente proibida em muitos países cujas legislações ambientais e de saúde do ser humano são rigorosas, sendo necessário portanto buscar por novas ligas alternativas que possam substituí-la. Neste sentido, as ligas estudadas neste trabalho mostraram-se candidatas potenciais, principalmente no que se refere aos resultados de performance obtidos nos testes executados.

Por meio da TAB. 4.4, é possível verificar economias de no mínimo 15% com matéria-prima para a fabricação das ligas estudadas, na época de concepção e início do projeto (2000).

Atualmente, as oscilações no mercado econômico mundial produziram sensível impacto nos custos das matérias-primas das ligas estudadas neste trabalho (ver TAB. 4.5); mesmo assim, os resultados alcançados em termos de performance e melhoria das propriedades mecânicas das ligas estudadas, além do fato das mesmas não possuírem elementos tóxicos e prejudiciais ao meio ambiente em suas composições, são aspectos bastante positivos e que devem ser levados em consideração.

TABELA 4.4 – Tabela de custos da matéria-prima na época de concepção do projeto – agosto / 2000 (ênfase nos principais elementos).

ELEMENTO	US\$/kg	LIGA 1		LIGA 2		LIGA 3		LIGA 4		LIGA 5		LIGA 6		LIGA COMERCIAL	
		% massa	US\$	% massa	US\$	% massa	US\$	% massa	US\$	% massa	US\$	% massa	US\$	% massa	US\$
HSS (A)	8,00	43,6	3,49	44	3,52	44	3,52	44	3,52	44	3,52	44	3,52	44	3,48
Fe (B)	1,20	42,27	0,51	42,8	0,51	44	0,53	42,8	0,51	44	0,53	42,3	0,51	0	0,00
FeNbC (C)	14,21	3,33	0,47	3	0,43	0	0,00	3	0,43	0	0,00	3	0,43	0	0,00
C (D)	1,03	0,3	0,00	0,45	0,00	0,45	0,00	0,65	0,01	0,65	0,01	0,74	0,01	0,6	0,01
MnS (E)	13,51	0,5	0,07	0,45	0,06	0,45	0,06	0,45	0,06	0,45	0,06	0,45	0,06	0	0,00
TiW C (F)	40,00	0	0,00	0	0,00	1,8	0,72	0	0,00	1,8	0,72	0	0,00	0	0,00
Cu (G)	4,00	10	0,40	9,3	0,37	9,3	0,37	9,1	0,36	9,1	0,36	10	0,40	0	0,00
S (H)	0,06	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0,5	0,00
Pb (I)	0,51	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	1,5	0,01
Co (J)	45,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	10	4,50
A (K) Astaley	Ni	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00
	Mo	1,87	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	1,63
	Mn	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	87,4	0,00
Total US\$/kg			4,94		4,90		5,21		4,89		5,20		4,88		6,15

(A): Fonte do custo: Goldstream (ano 2000).

(B): Fonte do custo: Hóganos do Brasil (ano 2000).

(C): Para fins de cálculo de custo, o NbC está sendo adicionado nas ligas através do carboneto FeNbC, por este ser mais barato e produzido comercialmente. A proporção de NbC na liga FeNbC é de aproximadamente 50%, a qual já está sendo considerada para fins de balanço geral das misturas, a fim de prevalecer as percentagens em massa iniciais de Fe e NbC previstas para cada liga. Fonte do custo: www.ism.co.uk (ano 2006).

(D) (H) (I): Fonte do custo: Departamento Nacional de Produção Mineral – www.dnprm.gov.br (anos 2004, 2004 e 2003 respectivamente).

(E): Fonte do custo: Hóganos do Brasil (ano 2006).

(F): Fonte do custo: Brassinter do Brasil (ano 2006).

(G): Fonte do custo: Metalpó Ind. Com. Ltda (ano 2000).

(J): Fonte do custo: Departamento Nacional de Produção Mineral – www.dnprm.gov.br (ano 2000).

(K): Os elementos Ni, Mo e Mn, estão sendo adicionados na liga comercial para fins de cálculo de custo, através do produto a base de ferro "Astaley A", produzido pela Hóganos. Fonte do custo: Hóganos do Brasil (ano 2006).

TABELA 4.5 – Tabela de custos da matéria-prima – fevereiro / 2006 (ênfase nos principais elementos).

ELEMENTO	US\$/kg	LIGA 1		LIGA 2		LIGA 3		LIGA 4		LIGA 5		LIGA 6		LIGA COMERCIAL		
		% massa	US\$	% massa	US\$	% massa	US\$	% massa	US\$	% massa	US\$	% massa	US\$	% massa	US\$	
HSS (A)	16,00	43,6	6,98	44	7,04	44	7,04	44	7,04	44	7,04	43,5	6,96	0	0,00	
Fe (B)	1,25	42,27	0,53	42,8	0,54	44	0,55	42,8	0,54	44	0,55	42,3	0,53	0	0,00	
FeNbC (C)	20,00	3,33	0,67	3	0,60	0	0,00	3	0,60	0	0,00	3	0,60	0	0,00	
C (D)	1,03	0,3	0,00	0,45	0,00	0,45	0,00	0,65	0,01	0,65	0,01	0,74	0,01	0,6	0,01	
MnS (E)	13,51	0,5	0,07	0,45	0,06	0,45	0,06	0,45	0,06	0,45	0,06	0,45	0,06	0	0,00	
Ti/W C (F)	40,00	0	0,00	0	0,00	1,8	0,72	0	0,00	1,8	0,72	0	0,00	0	0,00	
Cu (G)	9,00	10	0,90	9,3	0,84	9,3	0,84	9,1	0,82	9,1	0,82	10	0,90	0	0,00	
S (H)	0,06	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	
Pb (I)	0,51	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	
Co (J)	36,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	
Astaloy A ^(K)	1,87	Ni	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00
		Mo	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00
		Mn	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00	0	0,00
Total US\$/kg			9,14		9,08		9,21		9,06		9,20		9,06		5,25	

NOTAS:

(A): Fonte do custo: Hóganass do Brasil (Ano 2006).

(B): Fonte do custo: Hóganass do Brasil (Ano 2006).

(C): Para fins de cálculo de custo, o NbC está sendo adicionado nas ligas através do carboneto FeNbC, por este ser mais barato e produzido comercialmente. A proporção de NbC na liga FeNbC é de aproximadamente 60%, a qual já está sendo considerada para fins de balanço geral das misturas, a fim de prevalecer as porcentagens em massa iniciais de Fe e NbC previstas para cada liga. Fonte do custo: www.ism.co.uk (ano 2006).

(D) (H) (I): Fonte do custo: Departamento Nacional de Produção Mineral – www.dnpm.gov.br (anos 2004, 2004 e 2003 respectivamente).

(E): Fonte do custo: Hóganass do Brasil (ano 2006).

(F): Fonte do custo: Brassinter do Brasil (ano 2006).

(G): Fonte do custo: Metalpó Ind. Com. Ltda (ano 2006)

(J): Fonte do custo: Departamento Nacional de Produção Mineral – www.dnpm.gov.br (ano 2006)

(K): Os elementos Ni, Mo e Mn, estão sendo adicionados na liga comercial para fins de cálculo de custo, através do produto a base de ferro "Astaloy A", produzido pela Hóganass. Fonte do custo: Hóganass do Brasil (ano 2006).

4.4 – Resumo das discussões

Analisando-se os resultados obtidos de maneira global, verifica-se que tanto o protótipo quanto as ligas produzidas na etapa dois do trabalho apresentaram melhores resultados de dureza e resistência à ruptura radial, quando comparados com a liga comercial. Além disso, as ligas produzidas e tratadas termicamente na etapa dois do trabalho mostraram melhor comportamento durante os testes de desgaste, apresentando menor perda de massa e menor coeficiente de atrito em todos os casos, em relação à liga comercial.

A usinabilidade das ligas produzidas na etapa dois foi ligeiramente comprometida devido principalmente à existência de heterogeneidades microestruturais nos materiais que contribuíram para o desgaste prematuro das ferramentas e aumento dos esforços de corte durante os ensaios. Entretanto, tal ocorrência pode ser minimizada através da otimização dos processos de sinterização e tratamento térmico.

Dentre todas as ligas produzidas e testadas, as ligas 1 e 6 apresentaram comportamentos similares em termos de esforços de corte, perda de massa, coeficiente de atrito e desgaste da ferramenta, embora as propriedades de dureza e resistência à ruptura radial da liga 6, tenham sido menores do que as da liga 1. Considerando ainda que a liga 6 possui em sua composição química um percentual muito maior de carbono em relação à liga 1, vê-se que a liga 1 conseguiu aliar um conjunto satisfatório de propriedades e resultados de performance, com um balanço também adequado de composição química; deste modo, em termos de classificação geral, pode-se concluir que a liga 1 encontra-se em primeiro lugar para fins de aplicação imediata.

Todas as demais ligas estudadas apresentam perfeitas condições de aplicação necessitando apenas que pequenos ajustes ainda sejam feitos, para otimizar definitivamente cada uma delas, em termos de propriedades e metodologia de processamento.

O estudo dos custos das matérias-primas indicaram que na época em que os estudos foram iniciados, havia uma economia de no mínimo 15% em

relação à liga comercial, entretanto, as mudanças ocorridas no mercado econômico nos últimos cinco anos, elevaram os preços de algumas das matérias-primas envolvidas no desenvolvimento, revertendo a situação inicial; porém, os benefícios com a introdução das novas ligas estendem-se ainda com os ganhos de propriedades mecânicas e resultados positivos dos testes de desempenho que em todos os casos superaram os resultados obtidos com a liga comercial.

5 CONCLUSÕES

✓ O protótipo obtido na etapa 1 do trabalho foi testado pela montadora e considerado aprovado para aplicação.

✓ Os testes preliminares de usinagem do protótipo mostraram, em uma primeira análise, que o material produzido sem nenhum tratamento térmico, possui usinabilidade comparável ao da liga comercial.

✓ A forma dos cavacos obtidos durante a usinagem do protótipo e das demais ligas produzidas sugere que estes materiais apresentam características mais dúcteis em relação à liga comercial.

✓ O tratamento térmico efetuado não foi eficiente na tentativa de corrigir as heterogeneidades detectadas nas medições de dureza das ligas produzidas.

✓ As ligas 3 e 5 foram as que mais agrediram a ferramenta de usinagem durante os testes, devido provavelmente a heterogeneidades detectadas nos materiais, que podem estar associadas com a distribuição não uniforme dos carbonetos na matriz destes materiais.

✓ Os resultados dos testes de desgaste apontaram para uma melhor performance e menor perda de massa de todas as ligas produzidas em relação à liga comercial; tal comportamento é atribuído à adição de elementos na forma de carbonetos e ao tratamento térmico efetuado nos materiais.

✓ Os testes de usinagem das ligas tratadas termicamente apontam para um aumento significativo dos esforços de corte (39%) com relação aos da liga comercial. Entretanto, a heterogeneidade do material foi um aspecto importante que influenciou nos resultados dos ensaios.

✓ Os custos com matéria-prima para as ligas propostas na época de início dos estudos apontavam ganhos de no mínimo 15% em relação ao material comercial, entretanto, as freqüentes oscilações no mercado econômico mundial suprimiram esta vantagem.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Fazer teste de desempenho em dinamômetro das ligas produzidas e tratadas termicamente na etapa 2 do trabalho, para conhecer o comportamento dos materiais quando sujeitos às condições reais de operação.
- Estudar com maior detalhe a microestrutura das ligas produzidas, avaliando que tipos de carbonetos primários e secundários surgiram nas etapas de sinterização e tratamento térmico das mesmas.
- Estudar a possibilidade da etapa de tratamento térmico já ser feita conjuntamente com a sinterização ("sinterhardening"), economizando tempo e custos com logística e operações adicionais.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] JANG, G.B.; HUR, M.D.; KANG, S.S. A study on the development of a substitution process by powder metallurgy in automobile parts. *J. Mat. Process. Technol.*, v. 100, p. 110-115, 2000.
- [2] GERMAN, R.M. *Powder metallurgy science*, Princeton, NJ: MPIF, 2nd edition, 1984.
- [3] THÜMMLER, F.; OBERACKER, R. *An introduction to powder metallurgy*, The University Press, Cambridge, 1993.
- [4] AMBROZIO FILHO, F.; ROSSI, J.L.; ARAÚJO, E.G.; SALGADO, L.; VATAVUK, J.; HERRMANN FILHO, C.; COLOSIO, M.A. In: IX Congresso e Exposição Internacionais da Tecnologia da Mobilidade, Out. 03-05, 2000, *Proceedings...* São Paulo, SAE: 2000. (SAE Technical Paper Series 2000-01-3272).
- [5] WHITTAKER, D. The International Journal of Powder Metallurgy, v. 34, n. 34, p. 53-62, 1998.
- [6] SALGADO, L.; AMBROZIO FILHO, F.; ARAÚJO, E.G.; VATAVUK, J.; ROSSI, J. L.; HERRMANN FILHO, C.R.; COLOSIO, M.A. The powder metallurgy and the automotive industry. *Máquinas e Metais*, n. 426, p. 84-99, 2001.
- [7] JOHNSON, F.M. The genetic effects of environmental lead. *Mutation Research*, v. 410, p. 123-140, 1998.
- [8] MYERS, K. Hard-wearing iron-base alloy is soft on the pocket. *Materials World*, p. 755-756, 1999.
- [9] PROJETO IPEN/GMB. – RELATÓRIO 4 – *Fabricação de inserto para assento de válvula sinterizado*. Dez. 2000.
- [10] KANO, M.; SUZUKI, K.; MATSUYAMA, H.; SATO, N.; YAMAGUCHI, M.; NINOMIYA, R.; NAKAHARA, Y. New copper alloy powder for laser-clad valve seat used in aluminum cylinder heads. In: SAE 2000 World Congress, Mar. 06- 09, 2000, Detroit. *Proceedings...* Detroit: SAE, 2000. (SAE Technical Paper Series 2000-01-0396).
- [11] SALGADO, L.; AMBROZIO FILHO, F.; LEAL NETO, R.M.; COLOSIO, M.A.; HERRMANN FILHO, C.R.; ROSSI, J.L. P/M high-speed steels for valve seat insert application. *SAE TRANSACTIONS: Journal of materials and manufacturing*, v. 110, p. 261-264, 2001.

- [12] THE K.O.LEE STORY: **valve seat**.
Disponível em:
<http://www.kolee.com/history.htm>.
Acesso em: 20 out. 2005.
- [13] WILDE, E.F. Investigation of engine exhaust valve wear. *Wear*, vol. 10, p. 231-244, 1967.
- [14] FUJIKI, A.; KANO, M. New PM valve seat insert materials for high performance engines. In: INTERNATIONAL CONGRESS & EXPOSITION, Feb. 24-28, 1992, Detroit. *Proceedings...* Detroit: SAE, 1992. (SAE TECHNICAL PAPER SERIES-920570).
- [15] SAKAI, M. Self-lubrication type P/M materials for the lead free valve seat. In: SAE 2000 World Congress, Mar. 06-09, 2000, Detroit. *Proceedings...* Detroit: SAE, 2000. (SAE Technical Paper Series 2000-01-0395).
- [16] OOTANI, T.; YAHATA, N.; FUJIKI, A.; EHIRA, A. Impact wear characteristics of engine valve and valve seat insert materials at high temperature (impact wear tests of austenitic heat-resistant steel SUH36 against Fe-base sintered alloy using plane specimens). *Wear*, v. 188, p. 175-84, 1995.
- [17] WANG, Y.S.; Narasimhan, S.; Larson, J.M.; Larson, J.E.; Barber, G.C. The effect of operating conditions on heavy-duty engine valve seat wear. *Wear*, v. 201, p. 15-25, 1996.
- [18] FARTHING, L.; MAULIK, P. New processes and products for high-speed steel valve seat inserts at near full density. *Euro PM2000 Applications*, p. 179-85, 2000.
- [19] MAX KOEHLER. M. Koehler; W. Bommern. *Process for the production of sinter iron materials*. US Pat. 3471343, Oct. 7, 1969.
- [20] MAX KOEHLER; MICHAEL KOEHLER. M. Koehler; M. Koehler. *Method of making valve seat rings from a mixture of C, Pb, and a pre-alloy of FeCoNi-Mo by powder metallurgy*. US Pat. 3810756, May 14, 1974.
- [21] MITSUBISHI MOTORS CORP.; MITSUBISHI KINZOKU KOGYKO KKT. T. Iwata; K. Sakamoto; T. Nawata; H. Endo; M. Nakano; H. Murayama. *Fe-Mo-C-[Cr] sintered alloys for valve seats*. US Pat. 3856478, Dec. 24, 1974.
- [22] NISSAN MOTOR; HITACHI POWDERED METALS. H. Seino; S. Suzuno; Y. Takeya; T. Tobita; T. Fukaya. *Sintered Fe₁₃Cr₁₃C₁₃{8 Mo₁₃V₁₃{N₉{11 alloys impregnated with Pb or Rb-base alloys*. US Pat. 3812565, May 28, 1974.

- [23] HONDA MOTOR CO. LTD.; SUMITOMO ELECTRIC INDUSTRIES. **Valve seat insert for internal combustion engines**. GB Pat. 1428686, Mar. 17, 1976.
- [24] CABOT CORP. D.G. Dreyer; E.M. Foley; H.E. Rogers Jr. **Powder metallurgy compacts and products of high performance alloys**. US Pat. 4129444, Dec. 12, 1978.
- [25] RIKEN PISTON RING INDUSTRIAL CO. LTD. K. Takemura. **Iron-base sintered alloy for valve seat and method of making the same**. US Pat. 4233073, Nov. 11, 1980.
- [26] BRICO ENGINEERING LTD. T.M. Cadle; M.S. Lane. **Powder metallurgy process and product**. US Pat. 4274875, Jun. 23, 1981.
- [27] BLEISTAHL GMBH. M. Koehler; W. Petry. **Metal powder composition**. US Pat. 4251274, Feb. 17, 1981.
- [28] MITSUBISHI METAL CORP. Y. Nishino; S. Kirigaya. **Process for producing a sintered product of copper-infiltrated iron-base alloy and a two-layer valve seat produced by this process**. US Pat. 4485147, Nov. 27, 1984.
- [29] SUMITOMO ELECTRIC INDUSTRIES; TOYOTA MOTOR CORP. K. Kazuoka; T. Suganuma; N. Motooka; N. Kuroishi. **Valve-seat insert for internal combustion engines**. US Pat. 4546737, Oct. 15, 1985.
- [30] BLEISTAHL GMBH. M. Köhler; W. Petry. **Process for the production of valve seat rings**. US Pat. 4599110, Jul. 8, 1986.
- [31] IKENOUE YUTAKA; ENDOH HIROYUKI; HAYASAKA TADAO. Y. Ikenoue; H. Endoh; T. Hayasaka. **Process for the preparation of sintered alloys for valve mechanism parts for internal combustion engines**. US Pat. 4588441, May 13, 1986.
- [32] HITACHI POWDERED METALS CO. LTD. Y. Ikenoue; H. Endoh; K. Ishii, K. Suzuki. **Iron base sintered, wear-resistant materials and method for producing the same**. US Pat. 4648903, Mar. 10, 1987.
- [33] SUMITOMO ELECTRIC INDUSTRIES (JP); TOYOTA MOTOR CORP. N. Kuroishi; N. Motooka; T. Suganuma; A. Manabe. **Valve-seat insert for internal combustion engines and its production**. US Pat. 4671491, Jun. 9, 1987.
- [34] EATON CORP. J.M. Larson; S.L. Narasimhan; D.L. Bonesteel; J.N. Gilmer. **Powdered metal valve seat insert**. US Pat. 4724000, Feb. 9, 1988.
- [35] ROBERT BOSCH GMBH. B. Heinze; H.P. Koch; G. Leuze; H. Obenaus. **Sinter alloys based on high-speed steel**. US Pat. 4755222, Jul. 5, 1988.

- [36] MITSUBISHI METAL CORP. O. Mayama; Y. Ishikawa. ***Fe-base sintered alloy for valve seats for use in internal combustion engines***. US Pat. 4836848, Jun. 6, 1989.
- [37] MITSUBISHI METAL CORP. Y. Ishikawa; O. Mayama. ***Valve seat made of sintered iron base alloy having high wear resistance***. US Pat. 5031878, Jul. 16, 1991.
- [38] EATON CORP. J.M. Larson. ***Powdered metal part***. US Pat. 5041158, Aug. 20, 1991.
- [39] KREBSOEGE GMBH SINTERMETALL. B. Krentsccher. ***Copper-based sintered material, its use, and method of producing molded parts from the sintered material***. US Pat. 5125962, Jun. 30, 1992.
- [40] HYUNDAI MOTOR CO. LTD. J.D. Lim. ***Fe-base sintered alloy for valve seats for use in internal combustion engines***. US Pat. 5221321, Jun. 22, 1993.
- [41] TRW INC. J.C Kosco; W. Neumann. ***Machinable and wear resistant valve seat insert alloy***. US Pat. 5256184, Oct. 26, 1993.
- [42] HITACHI POWDERED METALS CO. LTD. Y. kenoue; R. Satoh; K. Hayashi; K. Chikahata. ***Sintered metal parts and their production method***. US Pat. 5259860, Nov. 9, 1993.
- [43] HITACHI POWDERED METALS CO. LTD.; NISSAN MOTOR CO. LTD. Y. Ikenoue; K. Hayashi; M. Kano; A. Fujiki. ***Sintered iron alloy composition and method of manufacturing the same***. US Pat. 5326526, Jul. 5, 1994.
- [44] BRICO ENGINEERING LTD. C.G. Purnell; P. Maulik. ***Sintered material***. US Pat. 5312475, May 17, 1994.
- [45] BRICO ENGINEERING LTD. A.R. Baker; R.L. Kettle. ***Valve seat inserts of sintered ferrous materials***. US Pat. 5462573, Oct. 31, 1995.
- [46] HONDA MOTOR CO. LTD.; NIPPON PISTON RING CO. LTD. K. Sato; K. Tominaga; T. Saka; O. Kawamura; T. Takahashi; A. Kakiuchi. ***Valve seat made of secondary hardening-type high temperature wear-resistant sintered alloy***. US Pat. 5466276, Nov. 14, 1995.
- [47] SUMITOMO ELECTRIC INDUSTRIES LTD. K. Ito; Y. Takano. ***Wear-resistant sintered ferrous alloy for valve seat***. US Pat. 5498483, Mar. 12, 1996.
- [48] NO 2 INST MINISTRY OF ELECTRON. W. Liancheng; Q. Miao; L. Shuling. ***Manufacture method of metallurgy valve seat***. CN Pat. 1131595, Sep. 25, 1996.

- [49] WINSERT INC. X. Liang; G.R. Strong. ***Iron base alloy for internal combustion engine valve seat inserts, and the like***. US Pat. 5674449, Oct. 7, 1997.
- [50] NIPPON PISTON RING CO. LTD.; HONDA MOTOR CO. LTD. T. Takahashi; T. Sato. ***Valve seat for internal combustion engine***. US Pat. 5759227, Jun. 2, 1998.
- [51] HITACHI POWDERED METALS CO. LTD. K. Aonuma; Y. Aoki; K. Hayashi. ***Wear-resistant sintered alloy, and it is production method***. US Pat. 5824922, Oct. 20, 1998.
- [52] BRICO ENGINEERING LTD. C.G. Purnell; L.J. Farthing; D. Holme. ***Method of making a sintered article***. US Pat. 5784681, Jul. 21, 1998.
- [53] NIPPON PISTON RING CO. LTD. T. Takahashi; T. Kawamoto. ***Abrasion resistant valve seat made of sintered alloy for internal combustion engines***. US Pat. 5870989, Feb. 16, 1999.
- [54] NIPPON PISTON RING CO. LTD. O. Kawamura; T. Kawamoto; H. Oshige. ***Sintered Fe alloy for valve seat***. US Pat. 5895517, Apr. 20, 1999.
- [55] NIPPON PISTON RING CO. LTD. H. Oshige. ***Process for manufacturing valve seat made of sintered FE alloy and valve seat made of sintered FE alloy***. US Pat. 5975039, Nov. 2, 1999.
- [56] BLEISTAHL PROD GMBH & CO. KG; SCM METAL PRODUCTS INC. K. Dalal; E. Koehler. ***Material for the powder-metallurgical production of shaped parts, in particular valve seat rings or valve guides with high resistance to wear***. US Pat. 6039785, Mar. 21, 2000.
- [57] NIPPON PISTON RING CO. LTD. T. Takahashi; T. Sato. ***Valve seat for internal combustion engine***. US Pat. 6082317, Jul. 4, 2000.
- [58] EATON CORP. S.L. Narasimhan; H. Rodrigues; Y. Wang. ***Powdered metal valve seat insert***. US Pat. 6139598, Oct. 31, 2000.
- [59] NIPPON PISTON RING CO. LTD. T. Takahashi; A. Kakiuchi; K. Sato. ***Abrasion resistant iron base sintered alloy material for valve seat and valve seat made of iron base sintered alloy***. US Pat. 6139599, Oct. 31, 2000.
- [60] EATON CORP. S.L. Narasimhan; H. Rodrigues; W. Yuushu. ***Valve seat insert subjected to powder metallurgy***. JP 2000160307, Jun. 13, 2000.
- [61] EATON CORP. S.L. Narasimhan; H. Rodrigues; Y. Wang. ***Powdered metal valve seat insert***. US Pat. 6214080, Apr. 10, 2001.

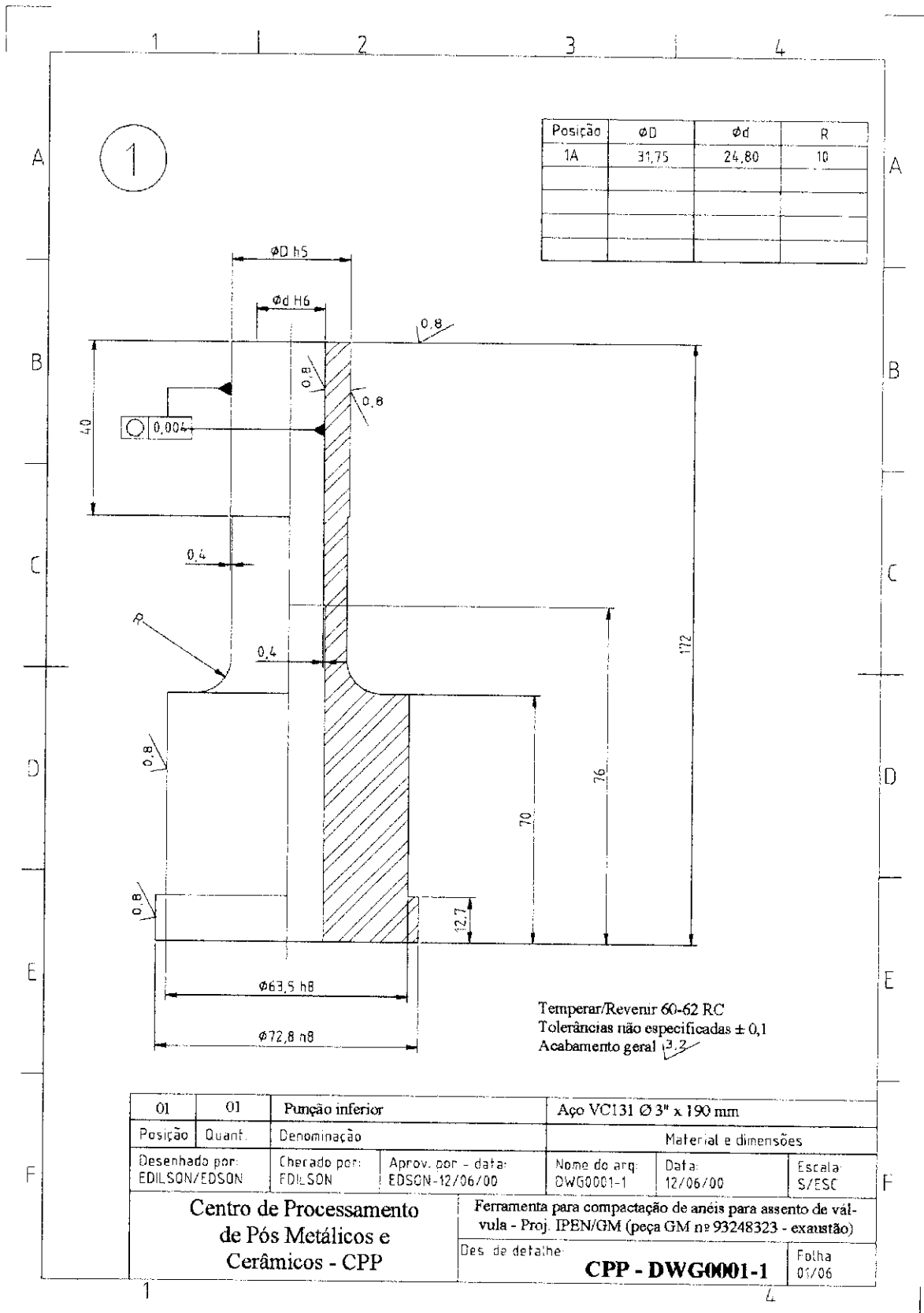
- [62] MITSUBISHI MATERIALS CORP. M. Sakai. **Valve seat made of Fe-based sintered alloy excellent in wear resistance**. US Pat. 6305666, Oct. 23, 2001.
- [63] NISSAN MOTOR. A. Fujiki; T. Aoki; K. Marumoto; M. Yoshida; H. Tanaka. **Mixed powder metallurgy process**. US Pat. 6332904, Dec. 25, 2001.
- [64] HAYASHI KOICHIRO; KAWATA HIDEAKI; TSUBOI TORU. K. Hayashi; H. Kawata; T. Tsuboi. **Valve seat for internal combustion engines**. US Pat. 2001037842, Nov. 8, 2001.
- [65] HYUNDAI MOTOR CO. LTD. K.M. Choo. **Sintered alloy having a wear resistance for a valve seat and method of producing the same**. US Pat. 6348079, Feb. 19, 2002.
- [66] L. E. JONES COMPANY. C.Y. Qiao. **Iron-based alloy for internal combustion engine valve seat inserts**. US Pat. 6436338, Aug. 20, 2002.
- [67] MITSUBISHI MATERIALS CORP. K. Kawase; K. Morimoto. **Fe-based sintered valve seat having high strength and method for producing the same**. US Pat. 6464749, Oct. 15, 2002.
- [68] L. E. JONES COMPANY. C.Y. Qiao. **Nickel based alloys for internal combustion engine valve seat inserts, and the like**. US Pat. 6482275, Nov. 19, 2002.
- [69] WINSERT TECHNOLOGIES INC. X. Liang; G.R. Strong. **Wear-resistant iron base alloys**. US Pat. 6485678, Nov. 26, 2002.
- [70] FEDERAL MOGUL WORLD WIDE INC. S. Nigarura; M. Birler; J. Trasorras. **Sintered products having good machineability and wear characteristics**. US Pat. 6632263, Oct. 14, 2003.
- [71] WINSERT INC. X. Liang. **Iron-based alloy used in the production of a valve seat ring in an internal combustion engine contains alloying additions of carbon, chromium, silicon, molybdenum, nickel and optionally cobalt, vanadium, niobium, manganese and tungsten**. FR Pat. 2835850, Aug. 15, 2003.
- [72] TEIKOKU PISTON RING CO. LTD. Y. Koyama. **Sintered alloy for valve seats, valve seat and manufacturing method thereof**. EP 1347068, Sep. 24, 2003.
- [73] EATON CORP. S.L. Narasimhan; Y. Wang; H.A. Rodrigues. **Powder metal valve seat insert**. US Pat. 6676724, Jan. 13, 2004.
- [74] OH JUNG SEOK. J.S. Oh. **Sintered alloy for valve seat having excellent wear resistance and method for producing the same**. US Pat. 6712871, Mar. 30, 2004.

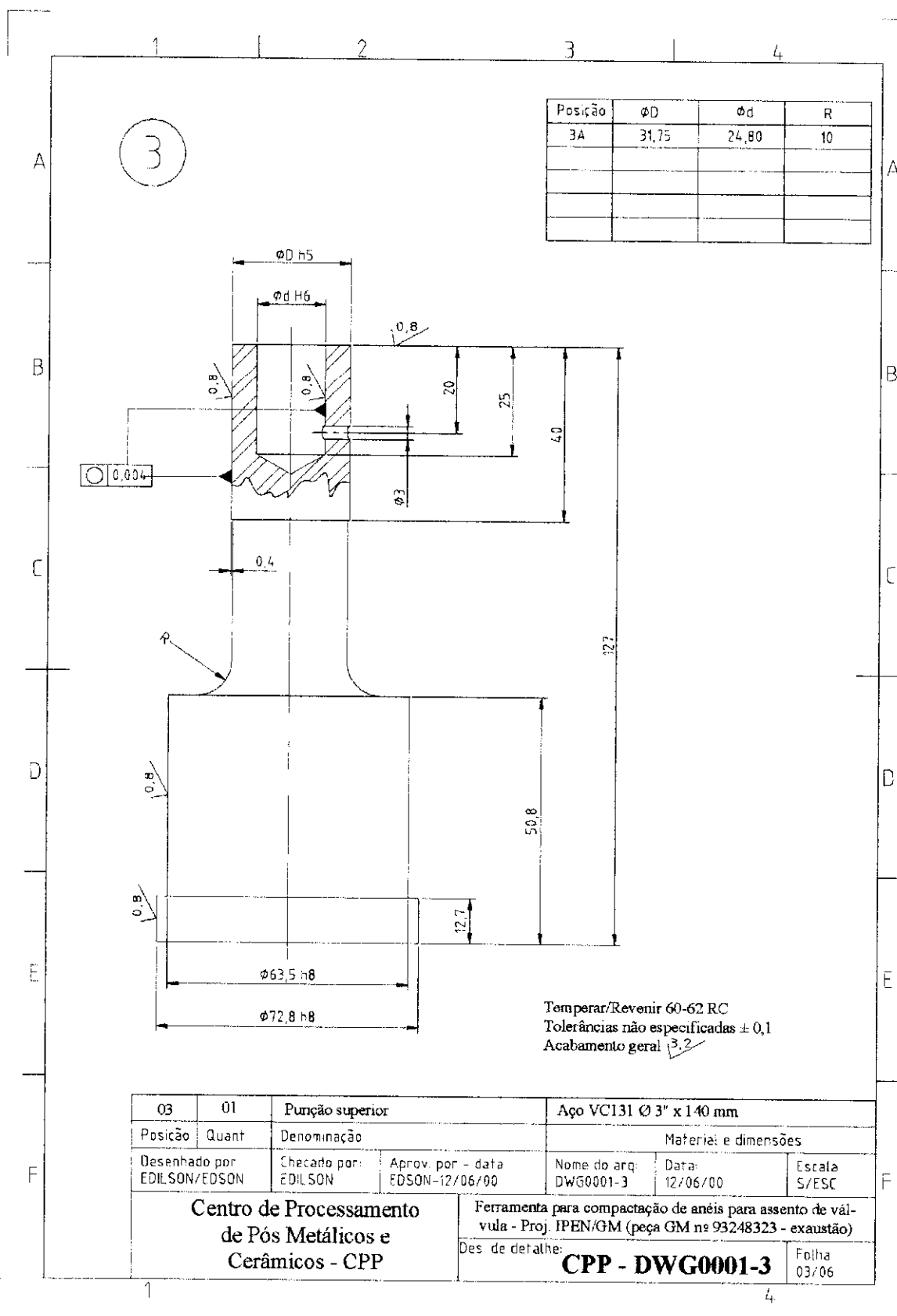
- [75] FEDERAL MOGUL WORLD WIDE INC. M. Birler; S. Nigarura; J. Trasorras. **High machinability iron base sintered alloy for valve seat inserts**. US Pat. 6679932, Jan. 20, 2004.
- [76] HITACHI LTD. C. Mitsuo; M. Shizuo; K. Jiro; K. Yoshihisa; T. Kikuo; S. Akira; C. Yoshiteru. **Valve and manufacturing method thereof**. EP 1584851, Out. 12, 2005.
- [77] ALLOY TECHNOLOGY SOLUTIONS, INC. X. Liang. **Wear resistant alloy for valve seat insert**. EP 1614762, Jan. 11, 2006.
- [78] ZAPATA, C.W. **Ciclo de palestras sobre metalurgia do pó**. FEJ / UDESC, Joinville, dez. 1987.
- [79] CHIAVERINI, V. Metalurgia do pó: técnicas e produtos. **ABM**, 3. ed., 1992.
- [80] SALGADO, L. **Processamento da liga ferro-níquel-cobre-molibdênio por moagem de alta energia**. 2002. Tese (Doutorado) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo.
- [81] OLIVEIRA, M.M.; BOLTON, J.D. High-speed steels: increasing wear resistance by adding ceramic particles. **J. Mat. Processig Technology**, v. 92-93, p. 15-20, 1999.
- [82] LIU, Z.Y.; LOH, N.H.; KHOR, K.A.; TOR, S.B. Microstructure evolution during sintering of injection molded M2 high speed steel. **Mat. Sci. Eng. A**, v. 293, p. 46-55, 2000.
- [83] RICHERSON, D.W. **Modern ceramic engineering: properties, processing, and use in design**. New York, Marcel Dekker, 1992.
- [84] VAN VLACK, L. A. **Princípios de ciência e tecnologia dos materiais**. Editora Campus, 4ª edição traduzida, 1984.
- [85] GREETHAM, G. Development and performance of infiltrated and non-infiltrated valve seat insert materials and their performance. **Powder Metall.**, v. 33, n. 2, p. 112-114, 1990.
- [86] LIU, Z.Y.; LOH, N.H.; KHOR, K.A.; TOR, S.B. Sintering of injection molded M2 high-speed steel. **Mat. Lett.**, v. 45, p. 32-38, 2000.
- [87] MARCONDES, F.C. A História do metal duro. **Sandvik**, p. 219-22, 1990.
- [88] FERRARESI, D. **Fundamentos da usinagem dos metais**. v.1, Edgard Blucher, 1970.
- [89] BLACK, S.C.; CHILES, V.; LISSAMAN, A.J.; MARTIN, S.J. **Principles of enginnering manufacture**, 3 ed., Arnold, 1996.

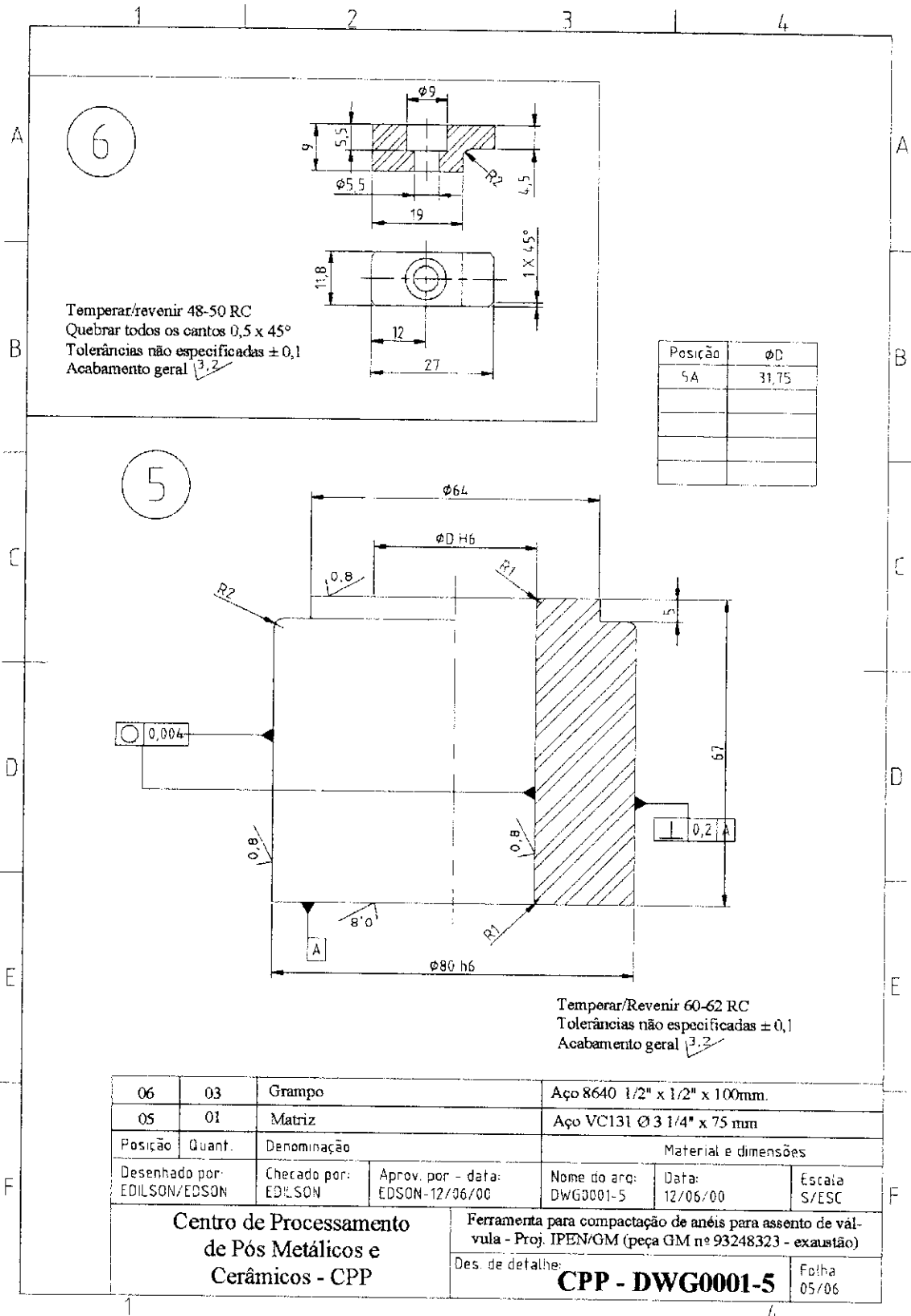
- [90] CHANG, C.; SMITH, G.; LITTLEFAIR, G. Machinability of sintered distaloy HP-1 components. *SAE TRANSACTIONS: Journal of materials and manufacturing*, v. 110, p. 269-274, 2001.
- [91] JESUS, E.R.B. *Obtenção, usinagem e desgaste de materiais compósitos de matriz metálica processados via metalurgia do pó*. 1988. Dissertação (Mestrado) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo.
- [92] BAPTISTA, A.L.B. Aspectos metalúrgicos na avaliação da usinabilidade de aços. *Rev. Esc. Minas*, v. 55, n. 2, p. 103-109, 2002.
- [93] SCHNEIDER, G.; CMFGE, JR. *Cutting tool applications*. Prentice Hall, 2002. cap. 3, machinability of metals. p. 4-10.
- [94] JESUS, E.R.B. *Ferramentas de usinagem em aço rápido AISI M2 obtido por conformação por "spray"*. 2004. Tese (Doutorado) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo.
- [95] RODRIGUES, A.R.; COELHO, R.T. An investigation of specific energy on the chip formation process using an instrumented Charpy test machine. In: 17th INTER. Congress of mechanical engineering, Nov. 10-14, 2009, São Paulo, SP. *Proceedings...* São Paulo: 2003, CD-ROM.
- [96] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. *Tool-life testing with single point turning tools*. 1993. (ISO/DIS 3685).
- [97] GAHR, K.H.Z. Microstructure and wear of materials. *Tribology series 10*, Elsevier, p. 1-7, 1987.
- [98] HUCHINGS, I.M. Tribology, Friction and wear of engineering materials. *Metall. Mat. Sci. Series*, p. 1-3, 1992.
- [99] JOST, H. P. – Tribology - origin and future - *Wear* 136 (1990) 1-17.
- [100] DEUSTCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. *Análise sistemática dos processos de desgaste. Classificação dos fenômenos de desgaste*. (DIN 50320). Metalurgia e Materiais, p. 619- 622, 1997.
- [101] BORIK, F. Using tests to define the influence of metallurgical variables on abrasion. *Metals Eng. Quart.*, p. 33-39, 1979.
- [102] BAYER, R.G. *Mechanical wear prediction and prevention*. Marcel Dekker, 1. ed. p. 1-4, 1994.
- [103] DEUSTCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. *Wear measuring quantities*. Dez. 1979. (DIN 50321).

- [104] DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da usinagem dos materiais**, Artliber Editora Ltda., 2° edição, 2000.
- [105] NARASIMHAN, S.L; LARSON, J.M. Wear characterization of new nickel-base alloys for internal combustion engine valve seat applications. **Wear**, v. 74, p. 213-227, 1982.
- [106] TUNNECLIFF, T. Valve metallurgy and manufacturing. Valve failure analysis: wear. **Eaton valve engineering notes and topics**, v. 3, n. 9, 1995.
- [107] HAYASHI, K.; AOKI, Y. The development of sintered materials containing dispersed die steel hard particles for intake valve seat inserts. **SAE TRANSACTIONS: Journal of materials and manufacturing**, v. 110, p. 265-268, 2001.
- [108] SLATTER, T.; LEWIS, R.; DWYER-JOYCE, R.; BROOKS, A.; BRODA, M. Wear of diesel engine valves and seats. **WWW Tribology@Sheffield**: research project. Disponível em:
<<http://www.shef.ac.uk/mecheng/tribology/research/projects/resvalve.htm>>. Acesso em 04 out. 2005.
- [109] KIEHN, A. Instead O'Lead. **Bardhal Manufacturing Corporation**, Mar. 2001. Disponível em:
<http://www.bardahl.com/automotive/products/insted_o.htm>. Acesso em: 04 out. 2005.
- [110] SCOTT, C.G.; RIGA, A.T.; HONG, H. The erosion-corrosion of nickel-base diesel engine exhaust valves. **Wear**, v. 181-183, p. 485-494, 1995.
- [111] VERLAG STAHLSCHLÜSSEL WEGST GMBH. 1998. (D-71672).
- [112] LIU, Z.; CHILDS, T.H.C. The influence of TiC, CaF₂ and MnS additives of friction and lubrication of sintered high speed steels at elevated temperature. **Wear**, v. 193, p. 31-37, 1996.
- [113] HAMIUDDIN, M.; MURTAZA, Q. Machinability of phosphorous containing sintered steels. **Mat. Chemistry and Physics**, v. 67, p. 78-84, 2001.
- [114] RICHTER, J. Tribological evaluation of high-speed steels with a regulated carbide phase. **Mat. Characterization**, v. 50, p. 339-347, 2003.
- [115] ASSOCIATION STANDARD TEST METHODS INTERNATIONAL. **Standard Test Method for: Water absorption, bulk density, apparent porosity, and apparent specific gravity of fired whiteware products**. ASTM, 1999. (ASTM C 373-88).

- [116] ASSOCIATION STANDARD TEST METHODS INTERNATIONAL. **Standard Test Method for: Vickers hardness of metallic materials.** ASTM, 1982. (ASTM E 92-82).
- [117] METAL POWDER INDUSTRIES FEDERATION. **Method for determination of crunch radial strength.** 1965. (MPFI Standard 35).
- [118] SALGADO, L.; AMBROZIO FILHO, F.; JESUS FILHO, E.S.; COLOSIO, M.; ROSSI, J.L. Desenvolvimento de componente automotivo sinterizado–insertos para assentos de válvulas. **Rev. Met. e Mat.**, v. 59, n. 534, p. 3-6, 2003.
- [119] SALGADO, L; JESUS FILHO, E.S.; JESUS, E.R.B.; AMBROZIO FILHO, F.; ROSSI, J.L. Mechanical and microstructural characterisation of P/M high-speed steel valve seat inserts. In: INTERNATIONAL LATIN AMERICAN CONFERENCE ON POWDER TECHNOLOGY, 3rd, Nov. 26-28, 2001, Florianópolis, SC. **Proceedings...** São Paulo: ABC, 2001, p. 191-196. CD-ROM.
- [120] KHORSAND, H.; HABIBI, S.M.; YOOZBASHIZADEA, H.; JANGHORBAN, K.; REIHANI, S.M.S.; SERAJI, H.R.; ASHTARI, M. The role of heat treatment on wear behavior of powder metallurgy low alloy steels. **Mat. & Design**, v. 23, p. 667-670, 2002.







APÊNDICE 2

PROGRAMA DE USINAGEM (CNC) DOS CORPOS DE PROVA DAS LIGAS 1 À 6

N	G	X	Z	I,F,T,S	K,M,L	OBS:
N05					M29	
N10					M39	
N15				T0101		
N20	G50			S4000		
N25	G96			S100	M8	
N30	G00	X33	Z66		M14	
N30	G01		Z-3	F0,1		
N35	G00	X100	Z66			
N40	G00	X32,5	Z66			
N45	G01		Z-3	F0,1		
N50	G00	X100	Z66			
N55	G00	X32	Z66			
N60	G01		Z-3	F0,1		
N65	G00	X100	Z66			
N70	M00					
N75	G00	X31,2	Z66			
N80	G01		Z-3	F0,1		
N85	G00	X100	Z66			
N90	M00					
N95	G00	X30,4	Z66			
N100	G01		Z-3	F0,1		
N105	G00	X100	Z66			
N110	M00					
N115	G00	X29,6	Z66			
N120	G01		Z-3	F0,1		
N125	G00	X100	Z66			
N130	M00					
N135	G00	X28,8	Z66			
N140	G01		Z-3	F0,1		
N145	G00	X100	X66			
N150	M00					
N155	G00	X28	Z66			
N160	G01		Z-3	F0,1		
N165	G00	X100	Z66			
N170	M00					
N175	G00	X27,2	Z66			
N180	G01		Z-3	F0,1		

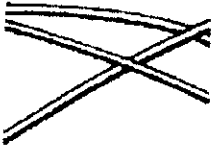
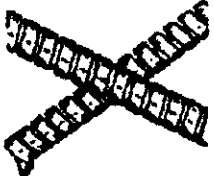


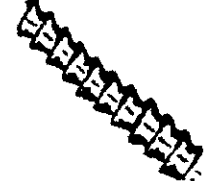



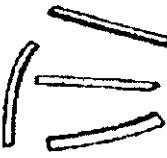




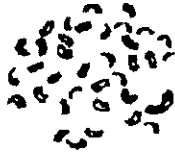


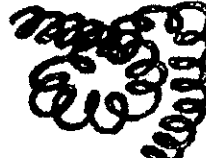

N185	G00	X100	Z66			
N190	M00					
N195	G00	X26,6	Z66			
N200	G01		Z-3	F0,1		
N205	G00	X100	Z66			
N210	M30					

PROGRAMA DE USINAGEM (CNC) DOS CORPOS DE PROVA DA LIGA COMERCIAL

N	G	X	Z	I,F,T,S	K,M,L	OBS:
N05					M29	
N10					M39	
N15				T0101		
N20	G50			S4000		
N25	G96			S100	M8	
N30	G00	X31,8	Z66		M14	
N30	G01		Z-3	F0,1		
N35	G00	X100	Z66			
N40	G00	X31,1	Z66			
N45	G01		Z-3	F0,1		
N50	G00	X100	Z66			
N65	M00					
N70	G00	X30,3	Z66			
N75	G01		Z-3	F0,1		
N80	G00	X100	Z66			
N85	M00					
N90	G00	X29,5	Z66			
N95	G01		Z-3	F0,1		
N100	G00	X100	Z66			
N105	M00					
N110	G00	X28,7	Z66			
N115	G01		Z-3	F0,1		
N120	G00	X100	Z66			
N125	M00					
N130	G00	X27,9	Z66			
N135	G01		Z-3	F0,1		
N140	G00	X100	X66			
N145	M00					
N150	G00	X27,1	Z66			
N155	G01		Z-3	F0,1		
N160	G00	X100	Z66			
N165	M30					

ANEXO 1

Table G.1 — Chip forms

<p>1 Ribbon chips¹⁾</p>	<p>2 Tubular chips¹⁾</p>	<p>3 Spiral chips</p>	<p>4 Washer-type helical chips¹⁾</p>	<p>5 Conical helical chips¹⁾</p>	<p>6 Arc chips²⁾</p>	<p>7 Elemental chips</p>	<p>8 Needle chips</p>
<p>1.1 Long</p> 	<p>2.1 Long</p> 	<p>3.1 Flat</p> 	<p>4.1 Long</p> 	<p>5.1 Long</p> 	<p>6.1 Connected</p> 		
<p>1.2 Short</p> 	<p>2.2 Short</p> 	<p>3.2 Conical</p> 	<p>4.2 Short</p> 	<p>5.2 Short</p> 	<p>6.2 Loose</p> 		
<p>1.3 Snarled</p> 	<p>2.3 Snarled</p> 		<p>4.3 Snarled</p> 	<p>5.3 Snarled</p> 			

ANEXO 2

ISO 3685:1993(E)

Dimensions in millimetres

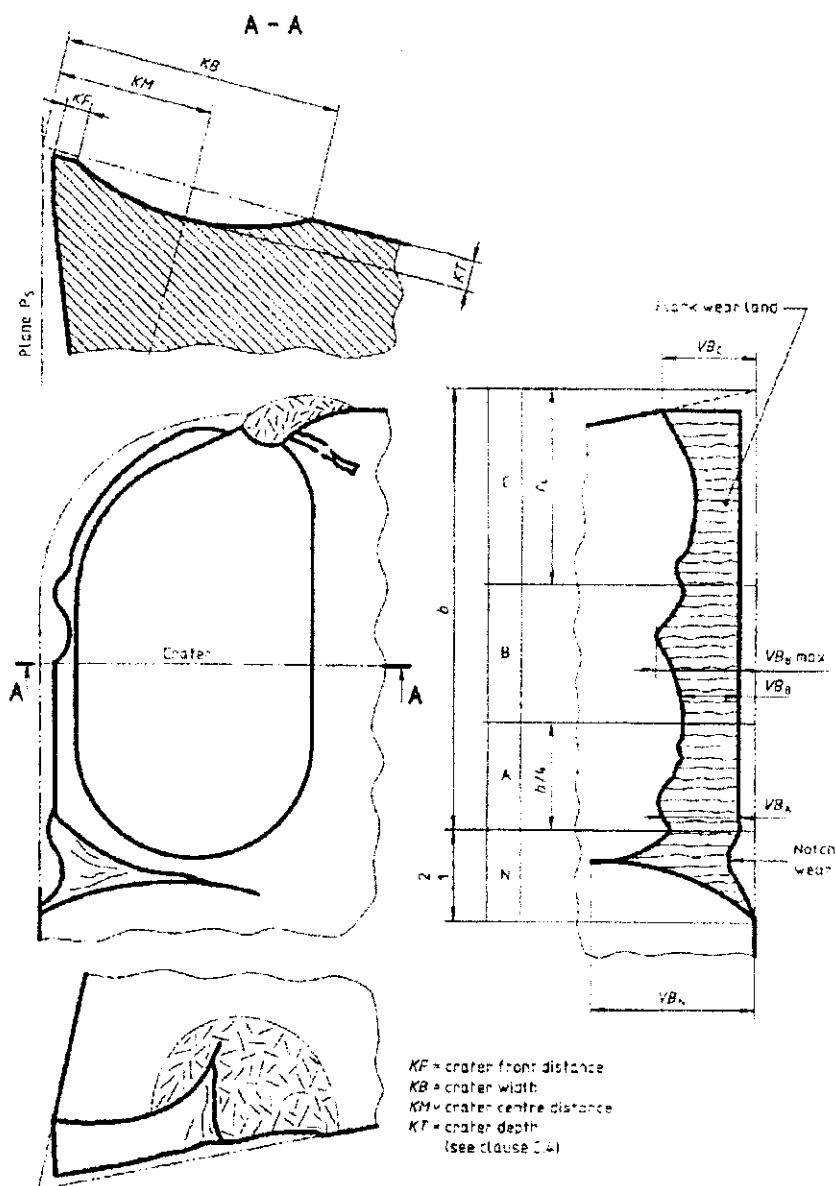
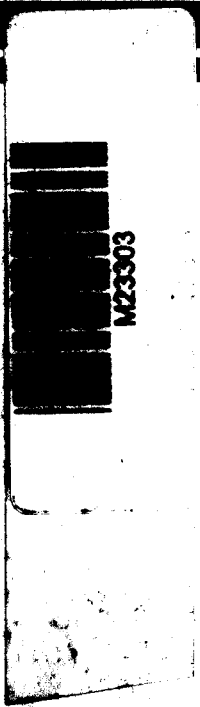


Figure 8 — Some types of wear on turning tools



Ministério
da Ciência
e Tecnologia



Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares
Diretoria de Ensino & Informação Científica e Tecnológica
Av. Prof. Lineu Prestes, 2242 Cidade Universitária CEP: 05389-000
Fone/Fax(0XX11) 3816 - 9148
SÃO PAULO - São Paulo - Brasil
<http://www.ipen.br>

O Ipen é uma autarquia vinculada à Secretaria de Ciência, Tecnologia e Desenvolvimento Econômico e Turismo do Estado de São Paulo, gerida técnica, administrativa e financeiramente pela Comissão Nacional de Energia Nuclear, órgão do Ministério da Ciência e Tecnologia, e associada à Universidade de São Paulo.