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

**FERRAMENTAS DE USINAGEM EM AÇO RÁPIDO AISI M2 OBTIDO POR
CONFORMAÇÃO POR “SPRAY”**

EDILSON ROSA BARBOSA DE JESUS

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

Orientador:

Dr. Jesualdo Luiz Rossi

SÃO PAULO

2004

À memória de minha mãe,

À minha família.

Aos meus familiares,

Eu dedico este trabalho.

*“... sem Mim nada podeis fazer”
(João 15:5)*

Agradecimentos

À Deus e ao Sr. Jesus Cristo pela possibilidade de mais esta conquista.

Ao meu orientador Dr. Jesualdo Luiz Rossi pela confiança e credibilidade no meu trabalho, e pelas valiosas e incansáveis participações em todas as etapas do mesmo.

Ao CNPq pela concessão da bolsa de estudos na fase inicial deste trabalho.

Ao meu irmão M.Sc. Eng. Edson Souza de Jesus Filho pelo auxílio e incentivo constantes, e pelas revisões técnicas e gráficas do texto.

À empresa Hurth Infer pela realização do tratamento térmico das amostras.

À empresa Petroleum Formação de Inserto Ltda., pela retífica e afiação das pastilhas intercambiáveis confeccionadas a partir dos materiais em estudo.

À General Motors do Brasil, pelas análises químicas e de gases efetuadas em seus laboratórios.

A Sra. Odília Cordeiro de Souza Ribeiro e ao Dr. Francisco Ambrozio Filho pelo fornecimento das pastilhas sinterizadas (obtidas por metalurgia do pó), empréstimo do dispositivo para testes de flexão, e pela interface de comunicação junto às empresas Hurth Infer e Petroleum.

A Dra. Isolda Costa do Laboratório de Corrosão do CCTM, pela permissão de adequação e de uso do microscópio óptico pertencente ao laboratório, onde foi possível efetuar os registros fotográficos do desgaste das ferramentas durante a realização dos experimentos.

À M.Sc. Hamilta de Oliveira Santos pelo auxílio na preparação de amostras e encaminhamento de ensaios e análises.

A Dra. Clarice Terui Kunioshi do Laboratório de Microscopia Eletrônica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo; pelo auxílio e paciência dispensados na realização das análises.

Ao Dr. Lucio C. M. Pinto do CDTN pela disponibilização de uma cópia do software QUANTIKOV.

A Sra. Clélia Megherditchian da biblioteca do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, pela colaboração e paciência dispensadas.

Aos colegas M.Sc. Luís Gallego Martinez, M.Sc. Marilene Morelli Serna e M.Sc. Eguiberto Galego pelas análises e auxílio na interpretação dos resultados das análises por difração de raios X.

A todos do CCTM que direta ou indiretamente participaram da elaboração deste trabalho.

Em especial, à minha esposa Valéria Tomi Kamijo de Moraes Jesus e ao meu filho William Tomi Kamijo de Moraes Jesus, pela compreensão nos diversos momentos em que necessitei estar ausente e pelo apoio e incentivo constantes, fatores fundamentais para mais esta conquista.

FERRAMENTAS DE USINAGEM EM AÇO RÁPIDO AISI M2 OBTIDO POR CONFORMAÇÃO POR “SPRAY”.

Edilson Rosa Barbosa de Jesus

RESUMO

O objetivo do presente trabalho foi à obtenção de aço rápido tipo AISI M2 pela técnica da conformação por “spray” e a avaliação deste, quanto ao seu desempenho quando aplicado como ferramenta de usinagem. O material obtido foi laminado a quente com razões de redução de 50 e 72%, resultando em placas a partir das quais foram confeccionadas pastilhas intercambiáveis para realização de testes de usinagem. O desempenho das pastilhas obtidas a partir do material conformado por “spray” e laminado a quente, foi confrontado com o de pastilhas confeccionadas a partir de material processado convencionalmente (lingotamento convencional), e com material processado pela técnica da metalurgia do pó (MP). As variações do material obtido por conformação por “spray”, assim como também os demais materiais, foram caracterizados química, física, mecânica e microestruturalmente. Adicionalmente, foram realizados testes de usinagem para avaliação de desempenho do material quando submetido a condições reais de trabalho. Os resultados da caracterização dos materiais evidenciaram o potencial da técnica de conformação por “spray”, em possibilitar a obtenção de materiais com boas características e propriedades. Para as condições de processamento, conformação mecânica e de tratamentos térmicos aplicados neste trabalho, às análises dos resultados dos testes de usinagem revelaram um comportamento muito próximo entre todos os materiais de ferramenta utilizados. Procedendo a uma análise mais refinada dos resultados dos testes de usinagem contínua, foi verificado um desempenho ligeiramente superior para o material obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP), seguido pelo material obtido pela técnica da metalurgia convencional, o qual apresentou uma vantagem mínima em relação ao obtido pela técnica da conformação por “spray” e laminado com redução de 72%. Por fim, o desempenho inferior ficou por conta do material obtido pela técnica da conformação por “spray” e laminado com redução de 50%, o qual apresentou os maiores valores de desgaste.

MACHINING TOOLS IN AISI M2 HIGH-SPEED STEEL OBTAINED BY SPRAY FORMING PROCESS

Edilson Rosa Barbosa de Jesus

ABSTRACT

The aim of the present work was the obtention of AISI M2 high-speed steel by spray forming technique and the material evaluation when used as machining tool. The obtained material was hot rolled at 50% and 72% reduction ratios, and from which it was manufactured inserts for machining tests. The performance of inserts made of the spray formed material was compared to inserts obtained from conventional and powder metallurgy (MP) processed materials. The spray formed material was chemical, physical, mechanical and microstructural characterised. For further characterisation, the materials were submitted to machining tests for performance evaluation under real work condition. The results of material characterisation highlight the potential of the spray forming technique, in the obtention of materials with good characteristics and properties. Under the current processing, hot rolling and heat treatments condition, the analysis of the results of the machining tests revealed a very similar behaviour among the tested materials. Proceeding a criterious analysis of the machining results tests, it was verified that the performance presented by the powder metallurgy material (MP) was slight superior, followed by conventional obtained material (MConv), which presented a insignificant advantage over the spray formed and hot rolled (72% reduction ratio) material. The worst result was encountered for the spray forming and hot rolled (50% reduction ratio) material that presented the highest wear values.

3.2.1.5 - Densidade hidrostática	58
3.2.1.6 - Ensaios de flexão para determinação da resistência a ruptura transversal – “transverse rupture strength” (TRS)	59
3.2.1.7 - Análises por difração de raios X	60
3.2.2 - Ensaios de usinagem	60
3.2.2.1 - Confecção das pastilhas	60
3.2.2.2 - Suporte porta pastilhas e geometria da ferramenta	64
3.2.2.3 - Corpos de prova para os testes de usinagem	65
3.2.2.4 - Equipamento	66
3.2.2.5 - Forças de corte	66
3.2.2.6 - Procedimento	69
3.2.2.6.1 - Método	69
3.2.2.6.2 - Testes preliminares e definição dos parâmetros de usinagem	70
3.2.2.6.3 - Sistemática	72
4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO	79
4.1 - Caracterização química, física, mecânica e microestrutural do material	79
4.1.1 - Análise química do material obtido por conformação por “spray”	79
4.1.2 - Análise de gases	80
4.1.3 - Caracterização física e mecânica do material	81
4.1.3.1 - Dureza	83
4.1.3.2 - Densidade hidrostática	86
4.1.3.3 - Testes de flexão para determinação da resistência a ruptura transversal	88
4.1.4 - Caracterização microestrutural	90
4.1.4.1 - Microscopia óptica (MO) do material conformado por “spray” no estado como obtido (MCS)	93
4.1.4.2 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) do material conformado por “spray” no estado como obtido (MCS) e após tratamento térmico de recozimento (MCSR).....	95
4.1.4.3 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) do material conformado por “spray” após laminações	100
4.1.4.4 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) dos materiais após o tratamento térmico de têmpera e revenimento	104

4.1.4.5 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) após ataque para revelação do grão austenítico	113
4.1.5 - Análises por difração de raios X	116
4.2 - Ensaios de usinagem	131
4.2.1 - Forças de corte	131
4.2.2 - Desgaste das ferramentas	143
4.2.2.1 - Desgaste de flanco (VB)	143
4.2.2.1.1 – Considerações estatísticas	152
4.2.2.2 - Desgaste de cratera	153
4.2.2.3 - Formação dos cavacos	158
4.2.2.4 - Equação de Taylor	163
5 - CONCLUSÕES	171
6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	173
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	174
BIBLIOGRAFIA RECOMENDADA	185
ANEXOS	188
Anexo 1 - Tribologia	188
Anexo 2 - Desenho das pastilhas intercambiáveis confeccionadas para os testes de usinagem	193
Anexo 3 - Programa CNC utilizado para operação do equipamento durante os testes de usinagem	194
Anexo 4 - Desenho do dispositivo utilizado para posicionamento das pastilhas no microscópio	197
Anexo 5 - Formas de cavacos conforme a ISO 3685	198

1 - INTRODUÇÃO

Embora os processos de fabricação tenham evoluído bastante nos últimos 30 anos, e, mais recentemente, o processo de globalização tenha alavancado ainda mais os avanços na tecnologia de manufatura, com a possibilidade de que os materiais sejam trabalhados mais eficientemente e com menores perdas nos dias de hoje, ainda que em menor proporção, a conversão de materiais de uma forma para outra implica em agregar valor ao produto final.

Materiais, homens, métodos e equipamentos são fatores que se inter-relacionam na manufatura e precisam ser corretamente combinados para alcançar baixo custo, qualidade superior e prazo de entrega. O processo de globalização tem estimulado sobremaneira a competitividade e faz com que o preço de venda seja determinado pelo mercado. Então, a manutenção da faixa de lucro depende naturalmente da redução do custo de manufatura para que um produto possa se tornar competitivo.

Normalmente, o custo de manufatura representa cerca de 40% do preço de venda de um produto ^[1] (figura 1.1); cerca de 50% deste montante está relacionado com os recursos e materiais necessários ao andamento do processo. Incluem-se aí as ferramentas utilizadas no processo de usinagem.

Figura 1.1 - **Demonstrativo de custos** ^[1].

No início da década de 1980, a estimativa era de que grande parte (cerca de 80%) de todas as peças e componentes manufaturados necessitava passar por pelo menos um processo de usinagem antes de serem totalmente acabados ^[2]. Hoje, mesmo com métodos de manufatura que possibilitam a obtenção de peças e componentes praticamente na forma final (“near net shape”) como no caso da técnica da metalurgia do pó, a necessidade da utilização de operações de usinagem ainda não pode ser completamente eliminada. Há casos em que os requisitos de projeto quanto à forma, geometria e dimensão de uma

determinada peça / componente são extremamente exigentes, e somente através de operações de usinagem são possíveis de serem obtidos; portanto, existe a necessidade não só da preocupação com o desenvolvimento de novos materiais para aplicação em ferramentas de corte, como também com que estes acompanhem as exigências associadas com a evolução dos materiais para aplicações de engenharia.

A ferramenta foi um dos primeiros instrumentos a ser utilizado pelo homem desde a pré-história. Com o tempo o homem foi aperfeiçoando a qualidade dos materiais utilizados na fabricação desses instrumentos, pela utilização de madeiras cada vez mais duras, pedras mais duras e melhor afiadas, até atingir-se a idade dos metais que evoluiu até os dias de hoje e permitiu a obtenção de materiais com melhor desempenho para aplicação na confecção de ferramentas de corte ^[3].

O aço ferramenta é um destes materiais, e apresenta-se como uma dentre as diversas opções de materiais existentes atualmente para a confecção de ferramentas de usinagem.

Existem nos dias atuais basicamente 3 processos, a partir dos quais é possível a obtenção de aços ferramenta: fundição convencional, metalurgia do pó (MP) e conformação por “spray”.

Este último (conformação por “spray”), tem-se apresentado técnica e economicamente viável para a obtenção de uma vasta gama de materiais, dentre os quais se encontram a categoria dos aços ferramenta.

A classificação de aços ferramenta proposta pela AISI (“American Iron and Steel Institute”), considera a grande variedade existente dividida em diversas categorias, dentre as quais se encontra a dos aços rápidos. Mais especificamente, o aço rápido tipo AISI M2 é o motivo do estudo a que se propõe o presente trabalho de pesquisa, e por esta razão será mais bem detalhado posteriormente ao longo deste trabalho.

Tendo em vista o exposto até aqui, o objetivo do presente trabalho é a obtenção do aço rápido tipo AISI M2 pelo processo de conformação por “spray”, e a avaliação deste quanto as suas propriedades e ao seu desempenho como ferramenta de usinagem, mediante o confronto com o desempenho de materiais obtidos pela técnica da metalurgia convencional, e pela técnica da metalurgia do pó (MP).

2 - REVISÃO DA LITERATURA

2.1 – Processos de fabricação

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, tem buscado constantemente meios que possam facilitar e auxiliá-lo na busca da perfeição rumo a excelência. Percebeu então, que a forma tinha enorme influência em sua existência e que ele tinha poder para transformá-la, podendo não só torná-la bela, mas também adequada à conquista dos seus objetivos.

“Alcançar a perfeição da matéria, não apenas enquanto a torna bela, mas também enquanto a torna útil e com razão suficiente de existência”, segundo Marcondes ^[4], seria o conceito global de usinagem. Entretanto, pelo seu significado, este conceito pode ter uma atribuição muito mais abrangente e pode ser adotado para conceituar não só uma de suas vertentes, mas o campo do processamento de materiais como um todo.

O processamento de materiais pode ser definido como a ciência e tecnologia pela qual um material é convertido em uma peça e/ou componente útil com estrutura e propriedades otimizadas de acordo com as necessidades de aplicação. Mais especificamente, processamento de materiais é tudo o que é feito para possibilitar a transformação destes em coisas úteis.

Cada processo tem a sua particularidade e confere ao produto a sua “marca registrada” de modo que o produto passa a ter também características que estão intimamente ligadas às influências impostas pelo processo.

Uma vasta quantidade e variedade de processos estão envolvidos na obtenção de produtos e componentes, quer sejam eles acabados ou semi-acabados. Agrupados em famílias, estes vários processos têm características únicas, cada qual com seu campo de aplicações específicas, com vantagens e limitações distintas em cada caso (figura 2.1).

Figura 2.1 - Os grandes grupos de fabricação e seus principais sub-processos^[5-7] (adaptação).

Assim, a fabricação de algum produto ou componente envolve não apenas o projeto e a seleção do material mais adequado, mas, também, a seleção do processo ou processos mais adequados para que se obtenha a forma, as características e as propriedades planejadas.

2.1.1 - Processos por remoção (USINAGEM)

2.1.1.1 - Introdução

Embora muito antes o homem já utilizasse de maneira primitiva os princípios da usinagem para a confecção e acabamento de utensílios que lhe seriam úteis para defesa e busca de alimentos, a história do corte de materiais, de forma mecanizada, data somente do final do século XVIII. Antes disso não existiam máquinas de usinagem. Através de um relato extraído do diário de um engenheiro inglês chamado Richard Reynolds, datado de outubro de 1760, é possível ter-se uma idéia da magnitude dos problemas de fabricação existentes naquela época. Em seu diário, Reynolds descreve pormenorizadamente as dificuldades encontradas e os métodos utilizados na confecção de um cilindro de 2740 mm (9 ft) de comprimento e 711 mm (2,33 ft) de diâmetro, a partir de um tarugo fundido de latão, para aplicação em uma máquina a vapor. A partir do relato, ainda é possível perceber a enorme satisfação do autor após a conclusão de sua obra.

Em 1776 James Watt construiu a primeira máquina a vapor “de sucesso”, e uma de suas maiores dificuldades no desenvolvimento foi à furação (mandrilhagem) do tarugo (cilindro) fundido, pois não se conseguia obter uma superfície suficientemente cilíndrica que permitisse a minimização da folga existente entre o pistão e o cilindro. O problema foi solucionado quando John Wilkinson inventou a máquina de furação (mandrilhagem) horizontal que consistia de uma ferramenta de corte montada em uma barra de mandrilhagem suportada em anéis fora da região do cilindro (figura 2.2).

Figura 2.2 - Geração de uma superfície cilíndrica em uma mandrilhadora horizontal ^[8].

Esta foi efetivamente à primeira máquina ferramenta (operatriz) existente, e por permitir a obtenção de superfícies suficientemente cilíndricas independentemente das irregularidades existentes na superfície do cilindro fundido, possibilitou que James Watt finalizasse a construção da primeira máquina a vapor com sucesso.

O corte de materiais como conhecemos hoje, foi iniciada com a introdução da primeira máquina ferramenta idealizada por Wilkinson. Atualmente, máquinas ferramenta formam a base das indústrias no mundo inteiro, e, direta ou indiretamente, são responsáveis pela fabricação de todos os produtos utilizados pelo homem.

Os processos de fabricação por **remoção** de material são comumente conhecidos como processos de usinagem (figura 2.3) e são normalmente considerados secundários porque têm como material de partida (matéria-prima) materiais previamente obtidos por processos primários (fundição, conformação, etc.). Difícilmente ocorre a presença isolada de um ou outro destes processos na fabricação de peças ou componentes. Por ser considerado um processo secundário, a usinagem normalmente atua como processo complementar em relação aos demais processos.

Figura 2.3 - Alguns processos de fabricação por remoção (usinagem).

Diferentemente do que ocorre nos processos por deformação plástica, onde não há perda de matéria-prima ao longo do processo, na usinagem, a obtenção da peça ou produto implica em remoção de parte do material de partida, que varia de acordo com a forma final requerida para o produto. Este material é removido em forma de cavacos ou partículas, dependendo do tipo de processo utilizado.

A principal vantagem dos processos de usinagem com relação aos demais processos é a possibilidade de obtenção dos mais diversificados e complexos perfis de peças, com dimensões e tolerâncias bastante estreitas. Contudo, alguns inconvenientes podem ser destacados:

- Grande perda da matéria inicial em forma de cavaco se comparado com os processos de deformação, onde as perdas são muito menores;
- **Desgaste das ferramentas utilizadas no processo**, resultado da ação tribológica que ocorre no contato entre o par ferramenta / peça durante o trabalho;
- Devido à natureza da usinagem, que promove a conformação da peça por meio da ação cisalhante de ferramentas de corte ou simplesmente promove a remoção do volume excedente sem redistribuir o material, as fibras ou a orientação da estrutura dos materiais são quebradas ou descontinuadas durante o processo, o que pode comprometer em parte as propriedades do componente, dependendo da direção em que o mesmo vai ser solicitado em serviço.

Por esse motivo, no caso de componentes ou peças que terão aplicações de grande responsabilidade, procura-se optar por processos de conformação ou deformação plástica (forjamento, por exemplo), os quais normalmente possibilitam melhores propriedades mecânicas no componente acabado; reservando-se a usinagem somente para o estritamente necessário.

O “estritamente necessário”, não significa dizer um baixo volume de aplicação, pois, conforme foi visto anteriormente no capítulo I deste trabalho, uma estimativa da década de 1980 mostra que grande parte (cerca de 80%) de todas as peças e componentes manufaturados necessitava passar por pelo menos um processo de usinagem antes de serem totalmente acabados ^[2]. Ainda hoje isto não é muito diferente.

Ainda, segundo Trent apud Evangelista ^[9], nessa época algo em torno de 10% de toda a produção de metais era transformada em cavaco. De acordo com Wojcik *et al.* apud Evangelista ^[9], a estimativa do final da década de 1990 era de que os gastos anuais dos Estados Unidos com usinagem fosse algo em torno de US\$ 250 bilhões.

Existe uma extensa variedade de processos de usinagem de que se pode fazer uso, dependendo da geometria da peça a usinar, da geometria final que se deseja obter e do grau de acabamento e tolerâncias especificadas no projeto. Estes (processos de usinagem), podem ser classificados basicamente em dois grandes grupos: os **convencionais** e os **não convencionais**.

Os processos convencionais englobam aqueles que se utilizam ferramentas cortantes ou abrasivas, enquanto que os não convencionais incluem processos químicos, térmicos, eletroquímicos, eletrotérmicos e mesmo mecânicos.

Ferraresi ^[3], em seu livro "Fundamentos da Usinagem dos Metais", cita 23 processos e 32 sub-processos dos quais se podem exemplificar três processos considerados processos universais de usinagem: torneamento, fresamento e furação (figura 2.4).

Figura 2.4 - Figura esquemática representativa dos processos “universais” de usinagem.

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

2.1.1.2 - Definição

Segundo Marcondes ^[4], “tecnicamente” como ele mesmo define, 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”.

2.1.1.3 - Mecanismos de corte / usinagem

Para qualquer tipo de ferramenta, seja ela manual ou para utilização em máquinas, o corte do material ocorre sempre pelo que se pode chamar de “princípio fundamental”; um dos mais antigos e elementares que existe é “**a cunha**” (figura 2.5).

A característica mais importante da cunha é o seu ângulo de gume (β). Quanto menor for o ângulo do gume, mais aguda será a ferramenta, e maior facilidade ela terá para penetrar no material. Em contrapartida, a resistência mecânica da aresta cortante de uma ferramenta excessivamente aguda é menor, e a mesma pode ser levada ao colapso prematuro caso as pressões envolvidas na execução do corte sejam elevadas.

Figura 2.5 - Esquema ilustrativo do princípio básico do corte de materiais.

O estudo do mecanismo de formação do cavaco é de fundamental importância para um melhor entendimento dos fenômenos envolvidos no processo de usinagem.

A teoria da plasticidade atribuída à formação dos cavacos, não permite explicar satisfatoriamente os fenômenos observados, uma vez que as velocidades e deformações são muito grandes se comparadas com aquelas tratadas na teoria da plasticidade. De acordo com Meyers ^[10], as taxas de deformação envolvidas na usinagem são da ordem de 10^3 a 10^4 s^{-1} , enquanto que no caso de ensaios considerados quase estáticos, como é o caso da tração, por exemplo, a taxa é da ordem de 10^{-5} a 10^0 s^{-1} .

Em geral, no corte de “metais” a formação do cavaco em condições normais de trabalho com ferramenta de metal duro ou aço rápido, se processa da seguinte forma:

- a) Durante a usinagem, devido à penetração da ferramenta na peça, uma pequena porção de material (ainda solidária à peça) é recalcada contra a superfície de saída da ferramenta.
- b) O material recalcado sofre uma deformação plástica, a qual aumenta progressivamente, até que as tensões de cisalhamento se tornem suficientemente grandes, de modo a se iniciar um deslizamento (sem que haja com isso uma perda de coesão) entre a porção de material recalcada e a peça. Este deslizamento se realiza segundo os planos de cisalhamento dos cristais da porção do material recalcada. Durante a usinagem estes planos instantâneos irão definir certa região entre a peça e o cavaco, dita região de cisalhamento. Para facilitar o tratamento matemático dado à formação do cavaco, esta região é assimilada a um plano dito simplesmente plano de cisalhamento. Este plano é tomado

quando possível, paralelo aos planos de cisalhamento dos cristais desta região, e é definido pelo ângulo de cisalhamento ϕ (figura 2.6).

Figura 2.6 - Representação esquemática do plano de cisalhamento (adaptação [3]).

- c) Continuando a penetração da ferramenta em relação à peça, haverá uma ruptura parcial ou completa na região de cisalhamento, dependendo naturalmente da ductilidade do material e das condições de usinagem. Para os materiais altamente deformáveis, a ruptura se realiza somente nas imediações da aresta cortante e o cavaco originado é denominado de cavaco contínuo (para os materiais frágeis se origina o cavaco de cisalhamento ou de ruptura).
- d) Prosseguindo, devido ao movimento relativo entre a ferramenta e a peça, inicia-se um escorregamento da porção de material deformado e cisalhado (cavaco) sobre a superfície de saída da ferramenta. Enquanto tal ocorre, uma nova porção de material (imediatamente adjacente à porção anterior) está se formando e cisalhando. Esta nova porção irá também escorregar sobre a superfície de saída da ferramenta, repetindo novamente o fenômeno.

Do exposto, conclui-se que a formação do cavaco em condições normais de trabalho é um fenômeno periódico, inclusive a formação do cavaco contínuo. Tem-se alternadamente uma fase de recalque e uma fase de escorregamento, para cada pequena porção de material removido.

O mecanismo de formação do cavaco é de compreensão mais fácil e mais acessível a cálculos matemáticos quando se considera o corte ortogonal

com formação contínua do cavaco (figura 2.7). A formação do cavaco no corte ortogonal é considerada um fenômeno bidirecional, o qual se realiza em um plano normal à aresta cortante, isto é, no plano de trabalho. Esta simplificação não altera, porém, a essência do fenômeno, pois as conclusões aí obtidas são aplicáveis ao corte tridimensional, que ocorre na maioria das aplicações.

Figura 2.7 - Esquema ilustrativo representativo dos tipos de corte. a) corte ortogonal. b) corte tridimensional^[11].

No estudo do corte ortogonal admite-se algumas considerações para simplificação do processo analítico tais como: a formação do cavaco é lamelar, contínuo e sem formação de aresta postiça; não existe contato entre a superfície de folga da ferramenta e a peça usinada; e a espessura de corte e a velocidade de corte é constante com o tempo, dentre outras.

O estudo do corte ortogonal permite a dedução de uma série de relações e cálculos que podem ser bastante úteis para um perfeito entendimento do processo, entre elas: relações geométricas, relações cinemáticas, cálculo do grau de recalque, cálculo do ângulo de cisalhamento, etc.

2.1.1.4 - Testes de usinagem

Existem inúmeros métodos para realização de testes de usinagem, a maioria dos quais voltados principalmente para a avaliação do material que está sendo usinado, ou seja, para a determinação da “usinabilidade” do mesmo.

Ferraresi^[3] separa os métodos de ensaio existentes basicamente em duas categorias, de acordo com o tempo necessário para a obtenção de resultados, e a disponibilidade de material para a realização de ensaios. São eles: os métodos de ensaio de curta duração, os quais são realizados em condições forçadas de usinagem; e os métodos de longa duração, realizados em condições normais de trabalho.

A metodologia para realização de testes que objetivem a verificação do desempenho do material da ferramenta consiste basicamente na realização de ensaios comparativos entre os materiais que se deseja avaliar. A ISO 3685 ^[12], é uma ótima referência para a realização de testes deste tipo. Entretanto, na prática, a metodologia aplicada, muitas vezes, é resultado de adaptações e mesclagens feitas entre as recomendações da ISO (“International Organization for Standardization”) e métodos já existentes utilizados freqüentemente para determinação da usinabilidade do material da peça.

No caso da construção das curvas de desgaste, por exemplo, a ISO considera a correlação do desgaste da ferramenta versus tempo usinado, enquanto que na prática é preferível utilizar a correlação do desgaste versus “comprimento usinado” em metros. Esta adaptação, em nada altera os resultados dos ensaios, e, segundo Ferraresi ^[3], minimiza o erro na formação e interpretação dos resultados, uma vez que o comprimento pode alcançar a casa dos milhares de metros.

Uma outra adequação freqüentemente adotada devido principalmente à limitação na quantidade de material disponível para a realização de ensaios, é a aceleração do processo de desgaste da ferramenta através da criação de condições de corte mais severas. A aplicação, por exemplo, de velocidades de corte maiores e / ou a não utilização de fluido refrigerante, promove o aumento da severidade do corte e enquadra o ensaio no grupo daqueles ditos de “curta duração”.

Objetivando avaliar a presente situação e as tendências para o futuro na área de modelagem das operações de usinagem, foi criado em 1995 pelo CIRP (“International Institution for Production Engineering Research”) STC (“Scientific Technical Committee”) “Cutting”, um grupo de trabalho denominado então “Modelling of machining operations”, cuja missão era a de melhorar a qualidade da modelagem e simulação das operações de corte de materiais.

Em 1998, este mesmo grupo apresentou os resultados dos três primeiros anos de atividade, por ocasião de um encontro ocorrido em Atenas - Grécia ^[13]. Uma das conclusões apresentadas pelo grupo foi a de que eram muitos os problemas existentes, com apenas umas poucas e ainda parciais soluções, embora alguns avanços tenham sido implementados, como por

exemplo, a classificação dos modelos e a criação de uma terminologia unificada que melhora a qualidade da comunicação.

Observaram ainda que os métodos analíticos, numéricos e de inteligência artificial estavam entre as técnicas mais comumente utilizadas em modelagem, as quais necessitavam serem validadas experimentalmente, ou seja, era necessária a aplicação do método da “força bruta”, através da realização de ensaios reais de usinagem.

O grupo criado pelo CIRP distingue basicamente duas abordagens no campo da modelagem das operações de usinagem: a da modelagem como uma necessidade de engenharia, e a da modelagem como um desafio científico.

O objetivo de Taylor^[14], o mais antigo e conhecido nome no campo da modelagem das operações de usinagem, foi fornecer de forma tão simples quanto possível diretrizes para uso na vida diária das oficinas de usinagem. Suas diretrizes foram baseadas em práticas de engenharia e embasadas em sistemáticas experimentações em oficinas de usinagem.

Algumas dessas diretrizes foram apresentadas na forma de expressões matemáticas como é o caso da conhecida equação de Taylor (equação 2.1), a qual posteriormente mostrou-se bastante versátil, podendo ser adaptada para a verificação dos efeitos de muitas outras variáveis.

$$V_c \times T^n = C \quad (2.1)$$

Onde: V_c = Velocidade de corte (m/min)

T = Vida da ferramenta (min)

n e C = constantes.

Merchant apud Luttervelt *et al.*^[13], tomou a modelagem do corte dos metais como um desafio científico. Merchant é considerado o pai da teoria do corte plano “father of the shear plane theory”, tendo iniciado seus trabalhos a partir do estudo básico do mecanismo de formação do cavaco.

Merchant apontou para a importância do estudo do comportamento do material da peça e a fricção entre a ferramenta e o cavaco. Uma das questões mais importantes nesta área de pesquisa é a posição do plano de corte, que é uma separação da zona de transição entre a peça e o cavaco. Mais de cinquenta relações de ângulo de corte são conhecidas e nenhuma é realmente satisfatória^[13].

2.1.1.5 - Ferramenta de usinagem

O dicionário Aurélio da língua portuguesa define ferramenta como sendo um “instrumento; utensílio de ofício”. Na usinagem dos materiais, a definição dada pelo dicionário é perfeitamente aplicável na medida em que a ferramenta é o meio pelo qual se é possível efetuar a ação principal da operação de usinagem, que consiste na remoção do material em forma de cavaco por cisalhamento (rompimento) da sua estrutura cristalina pela aplicação de tensão.

A partir do desenvolvimento da máquina ferramenta, muitos avanços têm sido implementados nesta área, de modo que o nível de automatização atual das máquinas proporcionou além da garantia de melhoria da qualidade, significativos aumentos na produtividade.

Entretanto, mesmo com o alto nível de desempenho alcançado atualmente pelas máquinas de usinagem, a produtividade continua limitada à performance da ferramenta de corte (usinagem). A ferramenta é, então, a parte mais crítica do sistema de usinagem.

A otimização da produção e o sucesso no corte de materiais dependem da seleção apropriada da ferramenta de corte (material e geometria), e dos parâmetros de usinagem utilizados.

Os elementos que influenciam ou que devem ser levados em conta no momento da decisão para adoção ou não de determinado processo de usinagem são:

- Características do material a ser usinado (composição química e estado metalúrgico);
- Características da peça a ser confeccionada (geometria, precisão, acabamento e exigências de integridade superficial);
- Características da máquina ferramenta incluindo os suportes porta ferramenta (rigidez adequada com alta potência e largas faixas de velocidades e avanços de corte);
- Sistemas de suporte (habilidade do operador, sensores, controles, método de refrigeração e remoção de cavacos).

A ferramenta de corte quando em operação é submetida a condições severas de trabalho. Altas temperaturas da ordem de até 1000 °C, atritos severos

e altas tensões localizadas, entre outras variáveis, requerem que as ferramentas tenham uma, outra ou a combinação das seguintes características ^[1]:

- 1 - Alta dureza.
- 2 - Resistência ao desgaste da aresta de corte devido à abrasividade do cavaco.
- 3 - Alta tenacidade (capacidade de resistir a choques e pancadas).
- 4 - Alta dureza a quente ("hot hardness").
- 5 - Resistência à carga de deformação.
- 6 - Boa estabilidade química (não ter afinidade química com o material de trabalho).
- 7 - Propriedades térmicas adequadas.
- 8 - Alto módulo de elasticidade.
- 9 - Vida da ferramenta consistente (mais previsível).
- 10 - Geometria e acabamento superficiais adequados.

2.1.1.5.1 - Geometria da ferramenta

As ferramentas, de modo geral, podem ser construídas em forma reta, inclinada, excêntrica, circular e outras formas que permitam colocar o gume ou gumes cortantes em posições convenientes de trabalho e em equipamentos variados.

Existem algumas normas que objetivam estabelecer as designações para os ângulos de corte das ferramentas. Dentre elas, a mais completa e conhecida é a DIN 6581 "Geometria na cunha cortante das ferramentas", a qual foi criada em 1960 e tem a vantagem de se aplicar a todas as operações de usinagem.

A DIN 6581 considera ainda a distinção entre os ângulos da ferramenta e os ângulos efetivos ou de trabalho. Os primeiros são obtidos pela medida direta na ferramenta através da utilização de instrumentos de medição, são invariáveis com a mudança de posição da ferramenta e independem das condições de usinagem; já estes últimos, são de grande importância na operação de corte. Outras duas normas americanas também bastante difundidas são as ASAS B5.22 e a ASA B5.36.

Os principais ângulos da ferramenta de acordo com a designação proposta pela DIN 6581 são mostrados na figura 2.8.

Figura 2.8 - Principais ângulos da ferramenta conforme a DIN 6581(adaptação ^[4]).

As diferentes formas de ferramenta, entretanto, não estão apenas relacionadas com a espécie de operação ou material a usinar. O perfil, forma ou geometria da aresta cortante possa também ser variado em função de diferentes classes de serviços e materiais, e podem ter efeito decisivo no desempenho da ferramenta quando em operação.

Para exemplificar, uma diminuição no ângulo de posição (χ) tende a diminuir os valores de força de corte, e permitir a utilização de velocidades de corte mais elevadas, porque os cavacos serão mais delgados para uma dada profundidade de corte (figuras 2.9 e 2.10).

Tais mudanças, entretanto, podem resultar em vibração ou trepidação se a peça ou a máquina não tiver estabilidade suficiente, de modo que, o perfil mais adequado deverá ser um compromisso entre o ideal e o necessário para satisfazer requisitos práticos.

Figura 2.9 - Influência do ângulo de posição χ na força de usinagem. Material: aço $\sigma = 70-80 \text{ kg/mm}^2$; velocidade corte = 16 m/min ; profundidade corte x avanço = $1,4 \text{ mm}^2$; ferramenta de aço rápido. (Schlesinger apud Ferraresi^[3]) adaptação.

onde: p = profundidade de corte
 a = avanço de corte
 h = espessura real do cavaco
 b = largura real do cavaco

Figura 2.10 - Variação das secções de corte com a variação do ângulo de posição χ ^[3].

2.1.1.5.2 - Materiais de ferramenta

Existe uma vasta gama de materiais de ferramenta de que se pode fazer uso com variadas propriedades, capacidade de desempenho e custo, dependendo da aplicação. Resumidamente, os materiais existentes podem ser divididos em seis grandes grupos, podendo ainda, ser desdobrados em subgrupos em função das variações existentes (tabela 2.1).

Tabela 2.1 - Grupos e subgrupos dos materiais existentes e disponíveis para a confecção de ferramentas de usinagem^[15].

Grupos	Subgrupos
Aço ferramenta (aço rápido)	Convencional
	Com recobrimento
	Obtido por metalurgia do pó
	Obtido por metalurgia do pó com recobrimento
Metal duro	Sem recobrimento
	Com recobrimento
Cermets	Cermets
Cerâmicas	A base de alumina
	Mista
	A base de nitreto
	Com recobrimento
	Reforçadas com whiskers (fibras cerâmicas)
Diamante	Diamante monocristalino
	Diamante policristalino
Nitreto de boro	Nitreto de boro cúbico
	Nitreto de boro wurtzit

Os materiais de ferramenta são avaliados pela máxima velocidade de corte necessária para usinar uma unidade em volume de material assumindo tempos de vida iguais; pois altas velocidades de corte e/ou taxas de remoção de material normalmente culminam com o aumento da produtividade.

Em quase todas as operações de usinagem, a velocidade de corte e o avanço são limitados pela resistência do material da ferramenta. Velocidades e avanços precisam ser mantidos baixos o suficiente para possibilitar uma vida da ferramenta aceitável, ou então, o tempo perdido com a troca de ferramentas pode

sobrepular (exceder) o ganho em produtividade proporcionado pelo aumento da velocidade de corte.

A - Aço ferramenta

A1) Introdução

Os aços ferramenta tiveram sua origem por volta de 1868. São basicamente aços de alto teor em carbono modificado por adições de elementos de liga, desenvolvidos para proporcionar resistência ao desgaste e tenacidade, combinadas com alta resistência mecânica.

Diversos sistemas de classificação têm sido utilizados para designar os aços ferramenta. A classificação proposta pela AISI-SAE (“American Iron and Steel Institute - Society of Automotive Engineers”), considera a grande variedade dos aços ferramentas existente, subdividida em diversas categorias (sete ao todo), dentre as quais se encontra a categoria dos **aços rápidos**, os quais serão mais bem detalhados posteriormente (tabela 2.2).

Tabela 2.2 - Categorias de aços ferramenta existentes ^[1].

Tipo	Classe	Característica marcante
1 - Temperável em água	W	-
2 - Para trabalho a frio	O	Temperável em óleo
	A	Temperável ao ar – média liga
	D	Alto carbono – alto cromo
3 - Resistente ao choque	S	-
4 - Aço rápido	T	A base de tungstênio
	M	A base de molibdênio
5 - Para trabalho a quente	H	H1~H19: a base de cromo
		H20~H39: a base de tungstênio
		H40~H59: a base de molibdênio
6 - Para a construção de moldes	P	-
7 - Para aplicações especiais	L	Baixa liga
	F	Carbono – tungstênio

A2) Aço rápido

O aço rápido, do inglês “high-speed steel” (HSS), é um dos diversos materiais de que se pode fazer uso para a obtenção de ferramentas de usinagem. Tem sua origem nos trabalhos pioneiros de Fred W. Taylor no início do século (1903), com o desenvolvimento do que seria um protótipo dos modernos aços rápidos existentes ^[3].

A designação “aço rápido” se deve ao fato de na época do seu desenvolvimento, ter proporcionado um aumento significativo nos valores de velocidade de corte utilizados até então em relação a outros materiais de ferramenta existentes ^[3], assim como, pela característica de manter elevadas durezas (65-70 HRC) quando utilizado no corte rápido dos metais ^[16].

Além de possibilitar elevada dureza após tratamento térmico, outra importante característica destes aços é a capacidade de manter durezas elevadas se submetidos a temperaturas de até 600 °C (por exemplo, 48 HRC em temperaturas de 593 °C ^[17]).

Este fato habilita os aços rápidos como matéria-prima para a confecção de ferramentas de corte, tais como fresas, brocas, ferramentas de torneamento, serras, machos e cossinetes para roscar, alargadores e escareadores, além de matrizes de estampagem, prensagem e forjamento que necessitem de elevada resistência ao desgaste.

A microestrutura destes materiais é composta basicamente por carbonetos primários, cuja principal função é fornecer proteção contra o desgaste abrasivo, e uma matriz de martensita revenida reforçada por carbonetos finamente dispersos precipitados durante o revenido, num processo onde ocorre endurecimento secundário, e cuja função é reter os carbonetos primários, mesmo sob as altas temperaturas e tensões cisalhantes criadas na interface entre a aresta de corte das ferramentas e o material que está sendo trabalhado na usinagem.

Desde a sua descoberta no início do século, o aço rápido tem sido o material padrão mais utilizado para a fabricação de ferramentas de usinagem. Isto é devido à sua elevada dureza associada à alta tenacidade, o que possibilita sua utilização em operações difíceis, incluindo usinagem com cortes interrompidos.

Mesmo com o desenvolvimento de novos materiais para a aplicação em ferramentas de corte, as pesquisas no campo de aço rápido (voltadas para aplicações em usinagem, bem como outras aplicações) têm sido constantes.

No início da década de 1990, a estimativa era de que o aço rápido participava com cerca de 46% do total dentre os materiais de ferramenta utilizados em processos de corte ^[18] e a produção mundial de aço rápido era algo em torno de 140.000 ton / ano ^[19]. O aço rápido encontra ainda hoje uma série de aplicações, principalmente na confecção de ferramentas multicortantes como brocas, alargadores, fresas de topo, serras, brochas, etc. (figura 2.11).

A complexidade, custo de fabricação e de matéria-prima, inviabiliza a fabricação em larga escala de ferramentas multicortantes a partir de outros materiais. Ainda, principalmente pela tenacidade superior apresentada pelas ferramentas de aço rápido, dificilmente este material perderá o seu lugar no mercado de ferramentas de corte para aplicações no setor de usinagem ^[19, 20].

Figura 2.11 - Diversos tipos de ferramenta multicortante em aço rápido.

O sistema AISI / SAE de classificação já comentado anteriormente, subdivide os diversos tipos de aços ferramenta e os agrupa por similaridade de composição, identificando os grupos com letras maiúsculas, e atribuindo a cada variação de material dentro de um mesmo grupo um número seqüencial, caracterizando então um sistema de codificação alfa numérico.

A tabela 2.3 é resultado do desdobramento da tabela 2.2, para o caso específico dos aços rápidos, e apresenta a composição química nominal para os principais tipos ^[17,21-22].

Tabela 2.3 - Composição química dos principais aços rápidos ^[17,21-22].

	Composição (% peso)								
AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Co
T1	0,65-0,80	0,10-0,40	0,20-0,40	3,75-4,50	0,30 máx	-	17,25-18,75	0,90-1,30	-
T2	0,80-0,90	0,20-0,40	0,20-0,40	3,75-4,50	0,30 máx	1,00 máx	17,50-19,00	1,80-2,40	-
T4	0,70-0,80	0,10-0,40	0,20-0,40	3,75-4,50	0,30 máx	0,40-1,00	17,50-19,00	0,80-1,20	4,25-5,75
T5	0,75-0,85	0,20-0,40	0,20-0,40	3,75-4,00	0,30 máx	0,50-1,25	17,50-19,00	1,80-2,40	7,00-9,50
T6	0,75-0,85	0,20-0,40	0,20-0,40	4,00-4,75	0,30 máx	0,40-1,00	18,50-21,00	1,50-2,10	11,00-13,00
T15	1,50-1,60	0,15-0,40	0,15-0,40	3,75-5,00	0,30 máx	1,00 máx	11,75-13,00	4,50-5,25	4,75-5,25
M1	0,78-0,88	0,15-0,40	0,20-0,50	3,50-4,00	0,30 máx	8,20-9,20	1,40-2,10	1,00-1,35	-
M2	0,78-0,88 0,95-1,05	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx	4,50-5,50	5,50-6,75	1,75-2,20	-
M3 (classe 1)	1,00-1,10	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx	4,75-6,50	5,00-6,75	2,25-2,75	-
M3 (classe 2)	1,15-1,25	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx	4,75-6,50	5,00-6,75	2,75-3,75	-
M4	1,25-1,40	0,15-0,40	0,20-0,45	3,75-4,75	0,30 máx	4,25-5,50	5,25-6,50	3,75-4,50	-
M10	0,84-0,94 0,95-1,05	0,10-0,40	0,20-0,45	3,75-4,50	0,30 máx	7,75-8,50	-	1,80-2,20	-

A3) Aço rápido AISI M2

Dentre a classificação dos aços rápidos proposta pela AISI / SAE, encontra-se os aços rápidos ao molibdênio (tungstênio / molibdênio para alguns autores ^[16, 17]) ou os da série M, nos quais os principais elementos de liga são, além do próprio molibdênio, o cromo, vanádio, cobalto e tungstênio. Em termos de desempenho, os aços da série M são equivalentes aos similares da série T (ao tungstênio). Contudo, 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) ^[21].

Este comportamento se deve ao molibdênio (que nesta série substitui parcialmente o tungstênio) apresentar peso atômico igual à praticamente metade do peso atômico do tungstênio; desta forma, 1% em peso de molibdênio tem o mesmo efeito ao equivalente a aproximadamente 1,8% de tungstênio.

Os trabalhos realizados por Taylor culminaram com o desenvolvimento de um aço rápido cujo elemento de liga predominante era o tungstênio. O desenvolvimento de aços rápidos a base de molibdênio se deu durante o período da 2ª Guerra Mundial, onde, a escassez dos elementos de liga utilizados até então levaram ao desenvolvimento dos então chamados aços rápidos ternários, cujos elementos de liga incluíam a adição de tungstênio e molibdênio.

O aço rápido AISI M2 é um destes casos, e pode ser encontrado basicamente em duas versões em função da quantidade de carbono presente em sua composição (ver tabela 2.3).

Uma estimativa de um fabricante de aços especiais ^[19], mostrou que uma larga parcela de consumo mundial de aços rápidos era assumida pelas ligas à base de tungstênio-molibdênio. À época, esta liga representava cerca de 85% da produção de sua unidade industrial instalada na Áustria, sendo que aproximadamente 67% deste montante, era especificamente da liga tipo AISI M2.

Hoyle ^[16] salienta que quando se questiona a respeito de qual seria o tipo de aço rápido considerado universal, a opção é quase sempre pela nomeação do AISI M2 como principal favorito, e que, a razão para isto é que quase sempre este material é suficiente para a realização dos trabalhos normais de rotina. Utilizar classes mais sofisticadas nestes casos implica geralmente em

desperdício, uma vez que cuidados extras são necessários na obtenção destas ferramentas, o que as torna muito mais caras.

A versatilidade e vasto campo de aplicações do aço rápido tipo AISI M2, além da fama que o classifica como classe universal, fez com que o mesmo fosse o escolhido para os estudos a que se propõe o presente trabalho de pesquisa.

Embora a nomenclatura a ser adotada no presente trabalho de pesquisa para denominação do aço rápido ao molibdênio (M2), considere a classificação proposta pela AISI/SAE, convém divulgar a correlação desta com a de outras normas, as quais também são amplamente conhecidas e utilizadas (ver tabela 2.4).

Tabela 2.4 - Designações para o aço rápido AISI M2 de acordo com diversas normas.

NORMA (ORIGEM)	DESIGNAÇÃO
DIN ^[23] (Alemanha)	S 6-5-2 HS6-5-2
W.-Nr. ^[23] (Alemanha)	1.3343
AFNOR ^[23] (França)	HS6-5-2 Z 85WDCV06-05-04-02
B.S. ^[23] (Grã-Bretanha)	BM 2
UNI ^[23] (Itália)	HS 6-5-2
JIS ^[23] (Japão)	SKH 51
SS ^[23] (Suécia)	2722
GOST ^[23] (Rússia)	(R6AM5) R6M5
UNE ^[23] (Espanha)	F.5603 6-5-2
AISI/SAE ^[16, 17, 21, 23] (USA)	M2
ASTM ^[17] (USA)	650
UNS ^[21] (*)	T11302

(*) Designação estabelecida de acordo com a prática E-527 e SAE J 1086.

A4) Métodos de obtenção

O aço rápido para confecção de ferramentas de corte pode ser obtido basicamente por dois métodos: fundição convencional, e sinterização (que utiliza a técnica da metalurgia do pó) ^[24].

O processo convencional (figura 2.12), envolve a fundição e conformação plástica e freqüentemente resulta em segregação, formação de grandes partículas e variação significativa do tamanho de carbonetos associada a uma distribuição não homogênea destes na matriz. Em consequência, o material torna-se de difícil trabalhabilidade e pode apresentar grandes variações nas propriedades, inconsistência no desempenho da ferramenta, distorção e quebra ^[1,25]. Ainda, são necessárias grandes deformações em tratamentos termomecânicos posteriores (em média 94%), para que se obtenha uma microestrutura ideal para aplicação destes materiais na fabricação de ferramentas de usinagem.

A técnica da metalurgia do pó veio para superar alguns desses problemas. O resultado é um material mais homogêneo que possibilita a obtenção de ferramentas com melhores cortes, tenacidade superior, melhor resistência ao desgaste, dureza a temperaturas elevadas superior e desempenho mais consistente. Entretanto, o processo tem a desvantagem de ser o dobro do custo dos processos convencionais de obtenção de HSS ^[1]. Agrupando-se por similaridade, os diversos processos de obtenção de materiais via metalurgia do pó, verifica-se que eles podem ser divididos basicamente em duas técnicas:

- (i) Compactação a frio e sinterização de pós atomizados (Brewin apud Igharo e Wood ^[25]) figura 2.13.
- (ii) Consolidação a quente (“hot isostatic pressing” - HIP) de partículas de pó atomizadas (Kawai e Takigawa apud Igharo e Wood ^[25]) figura 2.14.

No caso da primeira técnica, muita atenção tem sido dispensada na produção de componentes próximos da forma final (“near net shape”); conseguir uma microestrutura adequada para atingir propriedades ótimas tem sido o maior problema técnico enfrentado pelos pesquisadores.

Em certas ligas (AISI M2, por exemplo), o controle preciso da temperatura (± 2 K), é essencial para uma ótima sinterização uma vez que é necessária uma fase líquida suficiente para ocorrer densificação total sem a formação de cadeias de carbonetos (Bee *et al.* apud Igharo e Wood ^[25]).

Já no caso da segunda técnica (HIP), o controle refinado da temperatura não é o maior problema, mas sim o alto custo envolvido na operação ^[25].

Figura 2.12 - Esquema ilustrativo do processo de obtenção de materiais por fundição convencional (adaptação ^[20])

Figura 2.13 - Esquema ilustrativo do processo de obtenção de materiais por metalurgia do pó (compactação seguida de sinterização) (adaptação ^[26]).

Figura 2.14 - Esquema ilustrativo do processo de obtenção de materiais por metalurgia do pó (compactação isostática a quente - HIP) (adaptação ^[26]).

No início da década de 1970, o trabalho pioneiro desenvolvido por Singer em conformação por “spray” abriu caminho para o início da implantação de um novo processo para a obtenção de materiais (Mathur e Apelian ^[27]; Singer apud Ohja e Singh ^[28]). A viabilização do processo de conformação por “spray” para volumes maiores de produção foi feita pela “Osprey Metals Ltd.” do Reino Unido, e, a partir daí, abriu-se o mercado para a utilização de um novo processo para a obtenção de materiais em escala industrial denominado então processo Osprey ^[29].

O processo Osprey ^[30-32] ou processo de conformação por “spray” envolve a atomização contínua de uma liga metálica e a deposição das gotículas em um substrato antes que todas se encontrem no estado sólido. O processo apresenta as vantagens proporcionadas pelo processamento via metalurgia do pó, sem as desvantagens associadas com a consolidação ^[33] (figura 2.15).

Figura 2.15 - Processo de conformação por “spray”. a) Desenho esquemático representativo do funcionamento da planta (adaptado ^[29]). b) Detalhe da aspersão do metal sobre o substrato durante a conformação na planta do IPEN.

Os fundamentos da técnica de conformação por “spray” e a maneira como os parâmetros de processo afetam a estrutura dos materiais formados, bem como a viabilidade econômica e as vantagens e / ou desvantagens associadas ao processo têm sido investigados exaustivamente por diversos pesquisadores. Uma

vez que a técnica de conformação por “spray” envolve as dificuldades dos diversos outros processos e ainda algumas outras específicas, é fundamental que haja um perfeito controle dos parâmetros de processo para que se obtenha um produto com as características finais desejadas ^[34].

Sob o aspecto econômico, o processo associa altas taxas de deposição de metal (0,2 - 6 kg/s), com a eliminação de diversas etapas que são necessárias às técnicas de metalurgia convencional ou metalurgia do pó ^[35].

Leatham e Lawley ^[30], salientam que o maior atrativo no processo de conformação por “spray” é a possibilidade da obtenção do material a partir de um único estágio. A possibilidade de estágio único implica em baixos custos de capital (menor número de equipamentos requeridos), baixos custos de operação (baixo consumo de energia e alto rendimento de material) e baixo custeio (estoques menores, menos mão-de-obra e prazos de entrega menores).

Butzer ^[36], ressalta que a vantagem do processo Osprey sobre os processos convencionais de metalurgia do pó, é que muitas etapas entre a atomização do pó e a consolidação do material são eliminadas, não apenas reduzindo o custo, mas também a oportunidade para que inadvertidamente ocorra contaminação do pó durante o processamento.

A5) Efeito dos elementos de liga nos aços e aços rápidos

Como se sabe, no estado recozido os aços são constituídos de ferrita e carbonetos. A ferrita é a forma alotrópica alfa do ferro, podendo manter em solução ou não determinados elementos de liga. Nos aços carbono comum, a ferrita é praticamente constituída de 100% de ferro, mas nos aços liga ela pode conter em solução Mn, Si, Ni, Cr e Co. Por sua vez, o carboneto pode ser simplesmente a cementita (Fe_3C), ou esta mesma cementita contendo alguns dos elementos formadores de carboneto (Cr, V, W e Mo) em solução ou pode ser um ou mais carbonetos de liga tais como Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 , V_4C_3 , $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$, $\text{Fe}_4\text{Mo}_2\text{C}$.

Quando o aço contém vários elementos formadores de carbonetos, o carboneto poderá conter mais do que um desses elementos. Por exemplo, o carboneto duplo $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$ poderá conter Mo, Cr e V, e o carboneto de vanádio V_4C_3 poderá conter Cr, W e Mo. Quando os carbonetos contem vários dos elementos de liga, eles são normalmente designados por M_6C ou M_4C_3 , onde M

representa os átomos metálicos do carboneto.

Os elementos de liga atuam sobre os valores de resistência mecânica e dureza dos aços recozidos através dos seguintes mecanismos:

- Promoção do endurecimento da ferrita por solução sólida, como pode ser verificado pela análise do gráfico da figura 2.16, onde se tem a variação de dureza Brinell do ferro puro (sem carbono) em função de determinados elementos de liga.
- Aumento da quantidade de partículas finas de carboneto na estrutura, o que, por sua vez, produz endurecimento por dispersão, além de possibilitar uma granulação mais fina da ferrita.
- Mudança da natureza da fase carboneto, onde carbonetos de liga mais abrasivos se fazem presentes.

Figura 2.16 - Variação da dureza do Fe_{α} em função da % de elemento de liga ^[3].

Pela figura 2.16 nota-se que o cromo é o elemento menos eficiente no sentido de fortalecer e endurecer a ferrita por solução sólida, seguindo-se o tungstênio, vanádio, molibdênio, níquel, manganês, silício e o fósforo. Dos elementos de liga comumente adicionados nos aços, o efeito mais pronunciado é devido ao silício.

Individualmente, os efeitos de cada elemento de liga presente nos aços rápidos são os seguintes:

Carbono - Normalmente seu teor varia entre 0,70% e 1,30%, podendo chegar a 1,60%. Os teores mais baixos de carbono podem causar uma dureza inferior no estado temperado, resultando igualmente em menor dureza no estado revenido. À medida que o teor de carbono aumenta, aumenta a formação de

carbonetos complexos, o que possibilita a obtenção de maiores valores de dureza e de resistência ao desgaste. Do mesmo modo, teores de carbono mais elevados causarão uma maior retenção da austenita no estado temperado, o que exigirá tempos e temperaturas de revenido mais longos e mais elevadas, respectivamente. Como os aços rápidos são aquecidos a temperaturas bastante elevadas na fase de tratamento térmico, deve-se dispensar a máxima atenção à possibilidade de alteração do teor de carbono na superfície do aço, quer por descarbonetação, quer por carbonetação. A descarbonetação, evidentemente, é desvantajosa porque a dureza do gume cortante das ferramentas será menor. A carbonetação, pelo contrário, poderá ser vantajosa, sobretudo se a resistência ao desgaste for uma exigência importante.

Tungstênio - Esse elemento está sempre presente nos aços rápidos. Forma um carboneto complexo duro juntamente com ferro e carbono (M_6C) responsável pela elevada resistência ao desgaste do aço rápido. Esse carboneto dissolve-se somente parcialmente na austenita, depois que a temperatura ultrapassa 980 °C. Quando dissolvido, é muito renitente a precipitar-se por ocasião do revenido. Quando isso ocorre (entre temperaturas de 510 °C a 595 °C), o faz provavelmente na forma de W_2C tornando-se um dos elementos efetivos no endurecimento secundário e na dureza a quente dos aços rápidos. À medida que o tungstênio aumenta, a quantidade de carbonetos complexos também cresce e, do mesmo modo, aumenta a quantidade de tungstênio dissolvido na matriz austenítica. É importante observar que se o carbono se mantiver constante, quantidades crescentes de tungstênio promoverão o reaparecimento da ferrita; em outras palavras, nos aços com carbono relativamente baixo, o aumento do teor de tungstênio poderá causar a permanência de grandes quantidades de ferrita à temperatura do resfriamento após a têmpera. Finalmente, aumentando o teor de tungstênio, aumenta-se a resistência ao desgaste e a eficiência de corte das ferramentas.

Molibdênio - Este elemento é introduzido como substituto parcial do tungstênio. O molibdênio forma o mesmo tipo de carboneto duplo com o ferro e carbono formado pelo tungstênio. Por outro lado, como o molibdênio tem um peso atômico menor que o tungstênio (cerca da metade), ao ser adicionado na mesma porcentagem em peso, produzirá o dobro de átomos para ligar-se ao aço. Nessas

condições, 1% de molibdênio, por exemplo, pode substituir 1,6% a 2,0% de tungstênio. Assim sendo, para substituir 18% a 20% de tungstênio serão suficientes 8% a 9,5% de molibdênio. Estes aços ao tungstênio-molibdênio, devido ao seu menor ponto de fusão, são temperados a temperaturas inferiores às utilizadas para o aço contendo tungstênio. Uma das desvantagens do molibdênio é a tendência de descarbonetação que os aços correspondentes apresentam, o que exige maior controle nas operações de tratamentos térmicos. A austenita residual nos aços rápidos ao molibdênio é menos estável que a dos aços ao tungstênio, resultando em temperaturas de revenido ligeiramente inferiores. Do mesmo modo a dureza a quente é ligeiramente inferior.

Vanádio - Adicionado inicialmente como uma espécie de desoxidante, verificou-se posteriormente que ele aumenta o rendimento de corte dos aços rápidos. Uma observação importante a respeito desse elemento é que, quando o teor de carbono é fixo, o vanádio acima de um certo teor, causa rápida queda da dureza do aço, pela formação crescente de apreciáveis quantidades de ferrita. Assim sendo, é necessário que o carbono seja igualmente aumentado toda vez que se eleva o teor de vanádio nos aços rápidos. O carboneto de vanádio é o carboneto mais duro encontrado nos aços rápidos. Os aços rápidos de alto teor de carbono e alto teor de vanádio – conhecidos também pelo nome de “aços super-rápidos” – são os que possuem a melhor resistência ao desgaste, donde provem a sua grande eficiência de corte. Essa grande resistência ao desgaste torna, entretanto, esses aços mais difíceis de serem afiados, devendo-se, preferivelmente, afiá-los com rebolos impregnados de diamante. Finalmente, o vanádio também aumenta de modo apreciável a dureza a quente dos aços rápidos, ao que se deve atribuir igualmente a sua melhor eficiência de corte.

Cromo - Esse elemento aparece nos aços rápidos em teores sempre em torno de 4,0%. Aparentemente, o cromo, exatamente no teor indicado, é o que atribui as melhores condições de dureza combinada com tenacidade nos aços rápidos. O cromo ainda, juntamente com o carbono, é o principal responsável pela elevada temperabilidade desses aços, tornando-os facilmente temperáveis ao ar. Um outro efeito aparente do cromo é diminuir a tendência de oxidação e formação de casca de óxido durante o tratamento térmico dos aços rápidos.

Cobalto - Seu principal efeito é aumentar a dureza a quente ("hot hardness"), aumentando conseqüentemente, a eficiência de corte durante as operações de usinagem em que se verificam altas temperaturas. Por essa razão, os aços rápidos com cobalto são considerados excelentes nas operações de desbaste ou de corte muito profundo, sem serem melhores para os cortes de acabamento, em que a temperatura não se eleva muito. O cobalto nos aços rápidos dissolve-se facilmente na matriz, reforçando-a e dando como conseqüência uma dureza mais elevada tanto à temperatura ambiente, como em altas temperaturas. A quantidade de austenita retida nesses aços também é bastante elevada, resultando em endurecimento secundário muito grande e, obviamente, na melhor dureza a quente dentre todos os tipos de aços rápidos.

Outros elementos - Dentre outros elementos comumente encontrados nos aços rápidos podem ser citados os seguintes: enxofre, em teores de 0,07% a 0,12%, melhora a usinabilidade dos aços rápidos; titânio, que pode ser adicionado para suplementar ou substituir parte ou todo o vanádio. Outros elementos como nióbio, boro, etc., têm sido tentados com resultados mais ou menos positivos, porém não são usualmente empregados.

A6) Tratamento térmico dos aços rápidos (têmpera)

Existem basicamente 4 mecanismos pelos quais é possível o endurecimento de ligas metálicas, são eles ^[37]:

- Deformação a frio.
- Controle de tamanho de grão.
- Precipitação.
- **Formação de solução sólida**

Este último (formação de solução sólida), é o caso típico da têmpera. Nos aços, de modo geral, a maneira mais utilizada de aumentar a resistência mecânica é através do ativamento do mecanismo de endurecimento por solução sólida.

Os efeitos dos constituintes (ferrita, cementita e perlita) obtidos pela decomposição lenta da austenita sobre as propriedades mecânicas do aço,

embora apreciáveis, estão longe de ser comparados aos efeitos obtidos a partir do rápido resfriamento da austenita ^[38].

A têmpera consiste basicamente no aquecimento do material a uma temperatura dentro da faixa austenítica, seguido por resfriamento a uma taxa tal que promova o ativamento do mecanismo de endurecimento por solução sólida.

Basicamente, em aços com teores de carbono não muito baixos (tipicamente acima de 0,3% peso), o resfriamento rápido da austenita não deixa tempo suficiente para que os átomos de carbono migrem e formem os precipitados de Fe_3C .

Com a não formação desses precipitados, os átomos de carbono continuam dispersos na estrutura do $\text{Fe-}\alpha$, desse modo, a estrutura cúbica de corpo centrado do Fe é fortemente distorcida, dificultando a movimentação das discordâncias ^[37]. O resultado desse comportamento é o aparecimento da “martensita”, que é a responsável pelo endurecimento do material.

O tratamento térmico de endurecimento conhecido como “têmpera” (no inglês “hardening”), na verdade é a associação de dois processos distintos: a têmpera propriamente dita (“quenching”) seguida do revenimento (“tempering”).

Nos aços ferramenta, mais especificamente nos aços rápidos, embora o princípio da têmpera ocorra basicamente da mesma forma que nos aços comuns, as transformações envolvidas são um pouco mais difíceis de serem explicadas em virtude da presença de uma quantidade considerável de elementos de liga (em média 25% de elementos de liga junto ao ferro). A têmpera é nos aços rápidos como em todos os aços utilizados em construção mecânica, o tratamento mais importante. No aquecimento para a têmpera, três precauções devem ser observadas constantemente:

- Para endurecimento total, deve ocorrer solução de uma quantidade suficiente de carbonetos na austenita; entretanto, uma quantidade excessiva deve ser evitada, sob pena de ter-se grande quantidade de austenita retida.
- O tamanho de grão deve ser mantido a um mínimo na maioria dos casos, de modo a assegurar tenacidade suficiente.
- As modificações químicas de superfície devem ser mantidas sob rigoroso controle.

A necessidade principalmente de se dissolver na austenita uma quantidade apreciável de carbonetos complexos presentes nos aços rápidos, justifica as elevadas temperaturas de austenitização. A quantidade de carbonetos dissolvidos depende, portanto, da temperatura de aquecimento, de modo que para uma menor quantidade de carbonetos dissolvidos, as durezas finais tanto no estado temperado quanto no revenido também serão menores com ganho em tenacidade. Por outro lado, se grande quantidade de carboneto for dissolvida há o risco de crescimento excessivo do grão, com prejuízo da tenacidade.

O tamanho de grão aumenta com o aumento do tempo de permanência e com o aumento da temperatura; entretanto, a prática demonstra que, no caso particular dos aços rápidos, é preferível que se mantenha o aço durante tempos mais longos à temperatura mais baixa; visto que a crescente solução de carbonetos não se associa com um maior crescimento de grão que se obteria mantendo-se o mesmo ciclo de tempo, mas aumentando-se a temperatura de austenitização.

O controle da composição química superficial do aço é de grande importância, visto que a região superficial, por exemplo, no caso de uma ferramenta de corte, é justamente a região que exercerá a função principal quando a mesma estiver sendo utilizada. Deste modo, se ocorrer decarbonetação, a camada superficial não endurecerá satisfatoriamente, ou durante o resfriamento, a transformação na camada superficial poderá ocorrer a uma temperatura mais elevada que o núcleo do componente, resultando em tensões internas maiores do que aquelas que normalmente seriam obtidas durante a têmpera, podendo levar ao aparecimento de trincas.

Deve-se evitar também a formação de carepas (cascas de óxido), as quais podem impedir que se atinja a necessária profundidade de endurecimento, além do que podem provocar alterações dimensionais que levem a inutilização do componente para o uso depois de temperado. Então, para que se obtenha bons resultados na têmpera de peças e componentes, é necessário que a atmosfera do recinto onde ocorra o aquecimento seja controlada, e para tanto podem ser utilizados fornos específicos de atmosfera controlada ou fornos de banho de sal.

Devido às altas temperaturas envolvidas no processo de aquecimento, o aço rápido antes de ser aquecido à temperatura adequada para a sua

austenitização, deve ser submetido a um pré-aquecimento, cujo objetivo é duplo: eliminar o choque térmico que seria causado pela colocação das peças frias nos fornos aquecidos à temperatura correta de austenitização, e eliminar o perigo de empenamento ou fissuração.

Como a formação inicial de austenita ocorre em torno da temperatura de 760 °C, recomenda-se pré-aquecimento a uma temperatura pouco acima desta, o que diminui as possíveis tensões adicionais que se originam durante as transformações. Do mesmo modo, um pré-aquecimento a uma temperatura relativamente baixa como essa constitui mais uma garantia para prevenir-se a descarbonetação.

Em resumo, se o objetivo é prevenir descarbonetação, recomenda-se pré-aquecimento entre 705 °C e 790 °C; quando a descarbonetação não constitui problema, pode-se pré-aquecer a temperaturas mais altas, da ordem de 815 a 900°C. Comumente usa-se um duplo pré-aquecimento, sobretudo quando os fornos utilizados são do tipo de banho de sal, porque nesse caso o aquecimento é muito rápido, podendo causar choque térmico. No caso de duplo pré-aquecimento, um forno deve estar a uma temperatura entre 540 °C e 650 °C, e o outro entre 845 °C a 870 °C.

Depois de convenientemente pré-aquecido, o aço é levado aos fornos aquecidos às temperaturas de austenitização, após o que, tendo permanecido o tempo necessário e suficiente, o aço é resfriado.

As transformações que ocorrem no resfriamento resultam em estado de altas tensões internas no aço temperado, que podem atingir magnitude superior à resistência mecânica do aço e levar à sua fissuração ou ruptura. Nessas condições, devem ser tomadas várias precauções para contornar as possíveis causas que contribuem para tornar mais elevadas do que o normal, as tensões internas originadas. Essas precauções referem-se a:

- Projeto da ferramenta, de modo a evitar cantos vivos, secções pesadas adjacentes a secções leves e peculiaridades semelhantes, que produzem o conhecido efeito de concentração de tensões; se não for possível modificar o projeto da ferramenta, deve-se empregar na sua confecção um aço de maior temperabilidade, que permita o emprego de um meio de resfriamento o menos drástico possível;

- Superaquecimento durante a têmpera, que resulta em tamanho de grão maior que o normal;
- Marcas de usinagem ou de marcação que também exercem o efeito de concentração de tensões.
- Descarbonetação ou carbonetação superficial.

Para se compreender melhor os fenômenos ou as transformações que ocorrem quando se resfria o aço rápido a partir de sua temperatura de têmpera, é necessário conhecer e analisar as curvas em C (ou TTT) correspondentes a esses aços.

A figura 2.17 representa a curva TTT correspondente a um aço rápido do tipo 6-5-2 (M2). Verifica-se notável deslocamento do joelho ou cotovelo das curvas na faixa de temperaturas correspondente à formação da perlita, para cima e para a direita, o que indica que esses aços apresentam alta temperabilidade e podem ser resfriados a velocidades relativamente baixas para endurecimento.

Figura 2.17 - Curva TTT do aço rápido tipo 6-5-2 (M2) adaptação ^[16].

A martensita começa a formar-se mais ou menos a 428 °F (linha M_i); se o resfriamento continuar rápido sem interrupção, a formação da martensita é inteiramente completada somente quando se atingir uma temperatura de aproximadamente 148 °F abaixo de zero.

Na realidade, abaixo de aproximadamente $-94\text{ }^{\circ}\text{F}$, pouca martensita resta para transformar-se. Assim, em resumo, pelo resfriamento rápido desses tipos de aços a partir da temperatura de têmpera, a martensita começa a formar-se quando se atinge a temperatura de $428\text{ }^{\circ}\text{F}$, e continua a formar-se até que a temperatura ambiente seja alcançada.

Depois de temperado o aço é submetido à operação de *revenido*. O aço rápido no estado temperado contém martensita tetragonal altamente ligada (em quantidade que varia de 58 a 80%), austenita residual altamente ligada (em quantidade de 15 a 30%) e carbonetos residuais não-dissolvidos dos tipos M_6C e MC (em quantidade de 5 a 12%) Roberts *et al.* apud Ferraresi ^[3]. Nessas condições o aço é extremamente duro, apresenta-se em estado de elevadas tensões residuais, dimensionalmente instável e frágil.

A função da operação de revenido é corrigir todos esses excessos, tornando o aço útil pelo alívio das suas tensões internas, e da sua fragilidade e instabilidade, sem prejuízos significativos à dureza obtida na têmpera. O revenido é levado a efeito pelo aquecimento do aço temperado, uma ou mais vezes, na faixa de temperaturas entre $540\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $595\text{ }^{\circ}\text{C}$. O revenido dos aços rápidos temperados tem sido dividido em 4 estágios que se superpõem e se estendem, dos quais, somente os três primeiros são encontrados na prática comercial ^[3].

O *1º estágio* caracteriza-se por ligeira queda de dureza (de 2 a 6 pontos HRC) e a matriz martensítica sofre uma série de alterações, simultaneamente ou em seqüência. Da temperatura ambiente até $270\text{ }^{\circ}\text{C}$, ocorre decomposição da martensita tetragonal em martensita cúbica, sendo ao mesmo tempo rejeitado carbono na forma de carboneto epsilon, que corresponde a uma fase de transição extremamente fina que, a seguir, desaparece com o aparecimento de cementita Fe_3C , entre $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Esses fenômenos ocorrem no revenido até a temperatura de aproximadamente $400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Aparentemente nada acontece com a austenita retida neste *1º estágio* do revenido.

O *2º estágio* que ocorre entre $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $565\text{ }^{\circ}\text{C}$ envolve precipitação de uma parcela da cementita e a precipitação de um carboneto de liga do tipo M_2C da martensita revenida. Ao mesmo tempo, ocorre um pronunciado endurecimento por precipitação.

O 3º estágio que se sobrepõe e se estende além do 2º estágio, envolve a transformação da austenita retida durante o resfriamento da temperatura de revenido. Provavelmente essa transformação da austenita residual é precedida por uma precipitação de carbonetos de liga da austenita.

Finalmente o 4º estágio do revenido consiste na resolução do carboneto do tipo M_2C e solução final do carboneto do tipo M_3C , com concomitante precipitação e crescimento dos carbonetos de liga M_6C e $M_{23}C_6$. O estágio é relacionado com uma queda drástica da dureza do aço ao se revenir acima de 650 °C. Por essa razão, esse estágio não é comum na prática comercial.

Os efeitos combinados do 2º e do 3º estágios são responsáveis pelo conhecido fenômeno do endurecimento secundário; entretanto, a precipitação e a grande resistência ao crescimento dos carbonetos M_2C e MC , admitem-se como sendo as principais causas do endurecimento, assim como da capacidade do aço reter a dureza através de revenidos repetidos, mesmo depois da eliminação da austenita retida.

A rigor, pode-se dizer que o revenido do aço rápido temperado compreende duas fases (Payson apud Ferraresi ^[3]), conforme mostrado na figura 2.18. A primeira fase, representada pela curva (1), corresponde à decomposição da martensita, ocasionando contínuo decréscimo da dureza; a segunda fase, representada pela curva (2), corresponde ao endurecimento por precipitação causado pela precipitação dos carbonetos de liga.

A soma aritmética dos dois estágios produz a curva característica de revenido do aço rápido, mostrando o conhecido fenômeno do endurecimento secundário – curva (3).

Figura 2.18 - Representação esquemática das duas fases em que se divide o revenido do aço rápido temperado ^[3].

A transformação da austenita retida no resfriamento a partir da temperatura de revenido resulta numa expansão que origina tensões internas, razão pela qual é vantajoso realizar-se revenidos múltiplos. Esses revenidos múltiplos servem também para reverter a martensita recém-formada pela transformação da austenita retida.

No tratamento de revenimento o aquecimento deve ser realizado lentamente e as ferramentas de aço rápido devem ser colocadas nos fornos de revenido, cuja temperatura não deve estar acima de 200 °C a 260 °C. Recomenda-se um tempo mínimo de duas horas para secções até 50 mm à temperatura de revenido, com tempos proporcionalmente mais longos à medida que as dimensões das peças se tornam maiores.

Aconselha-se para ferramentas volumosas o revenido imediatamente após a têmpera, sobretudo no caso de peças de forma complicada, para diminuir as possibilidades de perda por fissuração ou ruptura. Para pequenas ferramentas esse procedimento é dispensável. A máxima dureza em revenido de aço rápido obtém-se geralmente pelo aquecimento a temperaturas entre 505 °C a 565 °C; a temperatura exata depende da composição do aço e da estrutura que resultou da têmpera.

Os fornos de revenido empregados podem ser do tipo comum, desde que permitam um rigoroso controle de temperatura. Outros tipos de fornos incluem banhos de sal, banhos de óleo e fornos com circulação forçada de ar, especialmente construídos para esse fim. Estes últimos são na realidade os mais recomendados, sendo os menos recomendados os de banho de óleo.

2.1.1.5.3 - Desgaste e avaria da ferramenta

No processo de corte dos metais por métodos convencionais, um fator indesejável e que exerce forte influência nos custos finais de produção de determinada peça ou componente, é o desgaste da ferramenta de usinagem.

Desgaste, de acordo com a norma DIN 50320 ^[39], “é a denominação dada à perda progressiva de substância de superfície de um corpo sólido causada por ação mecânica, ou seja, por contato e movimento relativo com um contra corpo sólido, líquido ou gasoso”.

Também para o caso da usinagem, de modo geral, os efeitos do desgaste obedecem aos princípios teóricos estabelecidos pela “tribologia” (ciência

que estuda os fenômenos e mecanismos envolvidos no processo de desgaste), vide anexo 1 no capítulo 5 deste trabalho.

Para uma análise sistemática de um processo de desgaste, os elementos do sistema tribológico, ou seja, os componentes e as substâncias que participam diretamente do processo devem ser identificados (figura 2.19).

Figura 2.19 - Esquema ilustrativo da estrutura do sistema tribológico (adaptação ^[39])

No caso da usinagem, dentre os elementos envolvidos no processo estão necessariamente a ferramenta e a peça trabalhada como “corpo e contra-corpo” respectivamente, o lubrificante ou fluido refrigerante como “meio interfacial”, e o ar como “meio circundante” ou “circunvizinho”.

Segundo Bayer ^[40] e a própria DIN 50320 ^[39], os mecanismos de desgaste que envolve qualquer sistema tribológico são 4 conforme mencionado no anexo 1: adesão, abrasão, fadiga de superfície / delaminação e oxidação, que envolve reações tribológicas / triboquímicas.

O termo “desgaste” é freqüentemente utilizado para descrever tanto o processo de desgaste, como o seu resultado. A fim de evitar ambigüidade, o termo “processo ou mecanismo de desgaste” pode ser usado para o processo em si, enquanto que o resultado do desgaste pode ser identificado pela expressão “aparência do desgaste”.

Para o caso de ferramentas de usinagem, mais especificamente para as ferramentas de usinagem de ponta única, existe uma classificação que denomina os efeitos do desgaste (aparência do desgaste), de acordo com o tipo (local e forma visual em que se apresentam) ^[4, 41]. (Marcondes [4] e Diniz et al. [41], se referem às aparências de desgaste apresentando-as separadamente em duas categorias: “desgaste” propriamente dita, e “avaria” (ver subitens a) a g) (na seqüência).

a) Desgaste de flanco e entalhe

O tipo de desgaste denominado de flanco e entalhe (figura 2.20), ocorre na superfície de folga da ferramenta causado pelo contato entre ferramenta e peça. É o tipo de desgaste mais comum. Todo processo de usinagem causa desgaste de flanco (a), sendo que em alguns casos ocorre também a formação de entalhes indicados por (b) e (c) na figura. Este tipo de desgaste ocasiona deterioração do acabamento superficial da peça e, por modificar a forma original da aresta de corte faz com que ocorra alteração dimensional da peça. O aumento da velocidade de corte é um dos diversos fatores que podem incentivar a formação deste tipo de desgaste.

Figura 2.20 - Esquema ilustrativo representativo de desgaste de flanco e entalhe ^[4, 41].

b) Desgaste de cratera

O desgaste de cratera (figura 2.21) ocorre na superfície de saída da ferramenta causado pelo atrito do cavaco sobre a ferramenta. Pode não ocorrer em alguns processos de usinagem, principalmente quando se utilizam ferramentas de metal duro com recobrimentos específicos, ferramentas cerâmicas e quando o material da peça proporciona a formação de cavacos curtos.

Figura 2.21 - Esquema ilustrativo representativo de cratera ^[4, 41].

c) Lascamento

Lascamento (figura 2.22) é um tipo de avaria da ferramenta, e ao contrário dos desgastes de flanco e cratera que retiram continuamente partículas muito pequenas da ferramenta, no qual partículas muito maiores são retiradas de uma só vez. Ocorre principalmente em ferramentas de material frágil e/ou quando a aresta de corte é pouco reforçada. Prejudicam o acabamento superficial da peça, e com o crescimento contínuo podem culminar com a falha catastrófica (quebra) da ferramenta.

Figura 2.22 - Esquema ilustrativo representativo de lascamento ^[4, 41].

d) Deformação plástica da aresta cortante

A deformação plástica (figura 2.23) também é um tipo de avaria da ferramenta. A alta pressão aplicada à ponta da ferramenta, somada à alta temperatura, resulta muitas vezes em deformações plásticas típicas na aresta de corte da ferramenta como a mostrada na figura. Tais deformações provocam deficiência no controle do cavaco, e deterioração do acabamento superficial da peça, sendo que o aumento das mesmas pode levar à quebra prematura da ferramenta. Pode ser evitada pelo emprego de ferramentas com maior dureza a quente e maior resistência à deformação plástica, ou pela alteração das condições de usinagem e/ou geometria da ferramenta, objetivando a diminuição dos esforços e temperatura de corte.

Figura 2.23 - Esquema ilustrativo representativo de lascamento ^[4, 41].

e) Trincas

Trincas também são classificadas como avarias e podem ser basicamente de dois tipos: térmica e mecânica (figura 2.24). A primeira tem origem na variação da temperatura e ocorrem perpendicularmente à aresta de corte da ferramenta, enquanto que esta última tem origem na variação dos esforços mecânicos e surgem paralelas às arestas de corte da ferramenta. Alguns fatores que geram variação de temperatura ou de esforços mecânicos na usinagem são: corte interrompido, acesso irregular ou deficiente do fluido de corte / refrigeração, variação da espessura de corte (típica de fresamento) e solda da pastilha no porta ferramenta.

Figura 2.24 - Esquema ilustrativo representativo de trincas ^[4, 41].

f) Arrancamento / destacamento

A avaria por arrancamento / destacamento (figura 2.25) é provocada pela presença de aresta postiça de corte. A aresta postiça é formada por resíduos de cavaco que se soldam à aresta de corte da ferramenta devido a fatores tais como: baixas velocidades de corte, geometria de corte da ferramenta negativa ou pouco positiva, e usinagem de materiais pastosos.

A formação da aresta postiça de corte é um fenômeno periódico tal como ocorre com a formação do cavaco. Com o seu desprendimento, a aresta postiça carrega consigo partículas da superfície da própria ferramenta de usinagem, iniciando então o processo de desgaste.

Figura 2.25 - Esquema ilustrativo representativo de arrancamento /destacamento ^[4, 41].

g) Quebra

Conforme foi visto nos casos anteriores, todos os tipos de desgaste e avarias podem levar à quebra da ferramenta (figura 2.26). Algumas vezes a quebra pode ocorrer inesperadamente devido a alguns fatores, como por exemplo: ferramenta muito dura (em geral, quanto mais resistente ao desgaste for à ferramenta, menos tenaz e conseqüentemente menos resistente ao choque ela será); carga excessiva sobre a ferramenta; raio de ponta; ângulo de ponta ou ângulo de cunha pequenos; corte interrompido; parada instantânea do movimento de corte; entupimento dos canais de expulsão de cavacos; etc.

A quebra da ferramenta acarreta não só o dano à ferramenta, onde nem sempre apenas a aresta de corte é comprometida, como também pode ocasionar dano à porta-ferramenta e à própria peça, caso o processo de usinagem não seja interrompido imediatamente após a quebra.

Figura 2.26 - Esquema ilustrativo representativo de quebra ^[4, 41].

Dentre os tipos de desgaste e avarias mostrados, os mais importantes são o de flanco / entalhe e o de cratera, pois além de serem os mais freqüentes, são inevitáveis e os maiores responsáveis pelo fim da vida da ferramenta em condições normais de trabalho.

2.2 - Aço ferramenta conformado por “spray”

O processo de conformação por “spray”, mais especificamente o processo Osprey, tem-se mostrado econômica e tecnologicamente atrativo para a produção de uma variada gama de materiais ^[29, 30]. Dentre estes, pode-se citar aços de baixa liga, ligas de aço ao silício, aços ferramenta, aços alta liga, ferro fundido, ligas de Cr, Co e Ni, ligas de cobre, ligas de magnésio, ligas de Al e materiais compósitos de matriz metálica com frações de reforço superiores a 20 % (material este, difícil de ser obtido por outros processos).

O material obtido pelo processo Osprey, em geral, apresenta uma

microestrutura refinada. São características marcantes a ausência de macrossegregações, baixos níveis de microssegregações finas, refinamento de partículas intermetálicas, precipitados secundários e fases eutéticas^[27, 42].

O refinamento microestrutural proporcionado pelo processo facilita o uso e processamentos secundários do tipo forjamento a quente, sem a necessidade da aplicação de tempos prolongados de recozimento para homogeneização e de grandes taxas de deformação, para que se obtenha uma estrutura com grãos mais refinados e livres de segregações^[29, 42].

O processo tem mostrado ainda, que a partir de um controle preciso dos parâmetros de processamento é possível à obtenção de materiais com altas densidades. Segundo Itami *et al.*^[43], a obtenção de materiais com altos valores de densidade (livre de porosidades), favorece a aplicação de tratamentos termomecânicos posteriores, na medida em que minimiza a possibilidade da ocorrência de trincas durante o processo.

Um outro aspecto interessante do processo é a possibilidade de se obter ligas normalmente difíceis de serem convencionalmente produzidas, como consequência da rápida solidificação proporcionada pelo processo, o que reduz significativamente os problemas de segregação^[44]. É o caso de ligas que têm intervalo de solidificação grande, de difícil controle da solidificação e materiais altamente ligados de difícil controle microestrutural^[45].

Os aços rápidos, em particular, se caracterizam por um longo intervalo de solidificação e reações eutéticas complexas, que resultam em segregação dos elementos de liga e formação de diferentes tipos de carboneto durante a solidificação^[44, 45-47].

Nos aços rápidos, parte da microestrutura é controlada através de tratamentos térmicos; entretanto, o controle da microestrutura não para neste ponto, ou seja, existem características do material que são originadas durante o processo de fabricação e não podem ser modificadas através de tratamentos térmicos. Este é o caso dos carbonetos nos aços que se formam durante a solidificação, ou seja, em temperaturas elevadas^[48].

Ambrozio *et al.*^[48], exemplificam os casos dos aços rápidos tipo AISI M2 e T15 processados diferentemente. O primeiro obtido por metalurgia convencional seguido de forjamento, apresenta a microestrutura com distribuição

heterogênea de carbonetos. Este último (T15), obtido por metalurgia do pó, passa por diversas etapas desde a obtenção do pó até a prensagem isostática a quente e, microestruturalmente confere melhor distribuição de carbonetos com tamanhos menores em relação ao processo anterior.

A técnica de conformação por “spray”, permite a minimização destes problemas, e tem se mostrado tão eficiente quanto à técnica da metalurgia do pó, com a vantagem de que, o material pode ser obtido em uma única operação, o que proporciona redução de custos ^[45].

Mais especificamente para o grupo dos aços rápidos, os tipos de carbonetos mais freqüentes são o MC, M_2C e M_6C dependendo da taxa de resfriamento e da composição da liga ^[45-47], sendo que tipo, tamanho e distribuição dos mesmos afetam as propriedades mecânicas dos aços rápidos ^[45]. Nos aços rápidos ao molibdênio obtidos por metalurgia convencional, a formação de carbonetos M_2C por reação eutética deteriora as características de trabalhabilidade a quente e tenacidade destes materiais (Fredriksson apud Lee *et al.* ^[45]).

Devido à alta e rápida taxa de solidificação e resfriamento proporcionada pelo processo de conformação por “spray” na obtenção de aços rápidos, ocorre predominantemente à formação de uma estrutura martensítica, o que favorece o endurecimento do material e dificulta a sua trabalhabilidade (usinagem) ^[25].

Jesus *et al.* ^[49,50-53], também encontraram elevadas durezas no material (AISI M2) obtido pelo processo de conformação por “spray” no estado como fabricado; e concordam que a característica de alta temperabilidade do material, aliada a alta velocidade de resfriamento proporcionada pelo processo são as responsáveis pelo aumento da dureza em proporções que dificultam a trabalhabilidade (usinagem) do material.

O tipo de carboneto resultante do processo, de acordo com Ho Baik *et al.* ^[44], pode variar com o tamanho das gotas que são depositadas durante o processo. Finas gotas levam à formação de carbonetos MC + M_2C , enquanto que grandes gotas levam à formação de carbonetos MC + M_6C .

M_2C , são carbonetos metaestáveis que se formam durante o resfriamento rápido ou com altas quantidades de carbono, e, quando submetidos

a altas temperaturas de recozimento, tendem a se decompor em carbonetos do tipo M_6C e MC [44-46, 54].

Vários pesquisadores [45-47], verificaram que o material submetido ao tratamento de decomposição do M_2C , seguido de forjamento a quente, apresentou limite de resistência à flexão superior em relação ao mesmo material também forjado a quente, entretanto sem ter sido submetido ao tratamento de decomposição. Verificaram ainda que, o limite de resistência aumentou com o aumento do grau de decomposição do M_2C , e que a partir do limite de temperatura de 1250 °C os carbonetos decompostos crescem abruptamente e tornam-se grosseiros.

Pelo processo Osprey, é possível aliar a redução de etapas na produção do material a uma microestrutura refinada que permite a eliminação ou minimização da necessidade da aplicação de processos posteriores.

Segundo a literatura [25, 45-47], uma taxa de redução da ordem de 75 a 80% no tratamento termomecânico quando aplicável, é suficiente para alcançar tal refinamento microestrutural. Igharo e Wood [25], reforçam que uma taxa desta ordem de grandeza ainda assim é menor do que a utilizada para os materiais fundidos convencionalmente que é da ordem de 94%.

Estas são características que tornam o processo atrativo do ponto de vista econômico e tecnológico, e sugere que diversos segmentos de setores industriais possam se beneficiar e fazer uso desta nova técnica para que se tornem ainda mais competitivos no mercado. Algum destes setores inclui o de fabricação de aços especiais, e o de confecção de ferramentas de usinagem.

Leatham [55], salienta que o processo de conformação por “spray” oferece uma combinação única de baixo custo de manufatura com melhoria de propriedades e desempenho. Observa ainda, que o processo de conformação por “spray” tem se situado em condições de competição com outras tecnologias existentes e já consagradas, o que é o caso do processamento pela fundição convencional e pela técnica da metalurgia do pó.

3 - MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 - Materiais

Conforme mencionado anteriormente (capítulo 2), a versatilidade e vasto campo de aplicações do aço rápido tipo AISI M2, além da fama que o classifica como classe universal, fez com que o mesmo fosse o aço rápido escolhido para os estudos a que se propõe o presente trabalho de pesquisa.

Foram consideradas para estudo basicamente quatro variações do material AISI M2 em termos de métodos de obtenção e tratamentos termomecânicos aplicados posteriormente, as quais, para fins de simplificação serão doravante denominadas de acordo com as siglas da tabela 3.1, a seguir.

Tabela 3.1 - Materiais utilizados no presente trabalho de pesquisa.

Sigla	Método de obtenção	Particularidades	Origem
MCSR50 *	Conformado por “spray”	Recozido e laminado com 50% de redução na espessura	Planta de conformação por “spray” instalada no IPEN.
MCSR72 *	Conformado por “spray”	Recozido e laminado com 72% de redução na espessura	Planta de conformação por “spray” instalada no IPEN.
MConv	Fundição convencional	Fabricado conforme norma	Comercial (Thyssen)
MP	Metalurgia do pó	Sinterizado a vácuo	Pastilhas sinterizadas por profissionais do grupo de pesquisadores do CCTM (IPEN) que atua com o desenvolvimento de aços rápidos por MP ^[56-66] .

* MCSR50 e MCSR72 são subprodutos do “billet” original conformado por “spray”, denominado simplesmente MCS.

3.1.1 - Obtenção do material conformado por “spray” (MCS)

O material foi obtido na Planta de Conformação por “Spray” instalada no IPEN. Esta planta (figura 3.1), é a primeira deste tipo no hemisfério sul e tem capacidade de processamento de até 50 kg de material, sendo considerada uma planta piloto.

No detalhe da figura 3.1b é apresentado o material (aço rápido AISI M2) logo após o término da conformação. Notar que o tom alaranjado do pré-

formado é devido à alta temperatura remanescente no material no momento imediatamente após o término do processamento. A composição química do material no estado como fabricado (MCS) é apresentada no capítulo 4 deste trabalho.

Figura 3.1 - Vista parcial do equipamento instalado no IPEN – São Paulo. a) aspecto externo da câmara de conformação; b) aço ferramenta AISI M2 logo após ter sido processado na planta (“billet” de aproximadamente 250 mm de diâmetro por 80 mm de altura).

Imediatamente após o término do processamento do material na planta, este foi retirado do substrato e colocado dentro de um recipiente isolado termicamente, objetivando diminuir a velocidade de resfriamento e evitar a possibilidade da ocorrência de trincas. Entretanto, como já era de se esperar, tendo em vista as características de temperabilidade do material obtido e a elevada taxa de resfriamento proporcionada pelo processo, o material apresentou dureza bastante elevada (da ordem de 40 HRC) após o término do resfriamento. Deste modo, foi necessário então submetê-lo a um tratamento térmico de recozimento para que o mesmo pudesse ser posteriormente trabalhado (usinado).

Foram utilizados para o tratamento térmico de recozimento parâmetros encontrados na literatura ^[21,49-53]. Estes se mostraram eficientes para proporcionar uma redução de dureza suficiente, de modo a possibilitar a segmentação (corte) de amostras para o início das atividades do presente trabalho de pesquisa (ver capítulo 4 figura 4.1). A figura 3.2 apresenta de forma gráfica o ciclo de tratamento térmico utilizado no recozimento das amostras.

Figura 3.2 – Ciclo utilizado no tratamento térmico de recozimento do material conformado por “spray” (MCS).

A partir do material recozido foi feita laminação a quente de placas retiradas do mesmo (ver figura 3.6 b), obtendo-se assim duas variações em função das reduções de espessura aplicadas, que foram de 50% (MCSR50) e 72% (MCSR72). As espessuras das placas de partida foram de 14 e 25 mm, as quais, após laminação ficaram com 7 mm, correspondendo a reduções de 50% e 72% respectivamente. Na espessura final após as etapas de redução (7 mm), foi considerado o sobremetal necessário para as etapas subseqüentes de processamento e acabamento das pastilhas (fresamento, têmpera e retífica / afiação).

O aquecimento das placas para laminação foi feito em um pequeno forno à resistência elétrica. As peças foram inseridas no interior do forno somente após a estabilização na temperatura de laminação que foi estabelecida em 1150 °C de acordo com indicações da literatura ^[67]. Uma ligeira queda da temperatura do forno era verificada a cada momento em que uma peça era inserida no seu interior, de modo que a peça era mantida no interior do forno o tempo necessário para que a temperatura atingisse novamente o tempo de patamar.

As placas foram laminadas em passes consecutivos de 1 mm, sendo que após cada passe pelo laminador, estas retornavam ao forno para recuperação da temperatura. Desta forma, afastou-se o risco de que nos passes subseqüentes houvesse o aparecimento de trincas no material, devido à queda excessiva de temperatura durante o processamento anterior (ver figuras 3.3).

Figura 3.3 - Detalhes das laminações. a) Momento da laminação; b) Amostras laminadas.

3.1.2 - Material obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP)

O material processado pela técnica da metalurgia do pó foi obtido em forma de pastilhas já sinterizadas em formato próximo ao necessário, tendo sido feito neste caso somente o tratamento térmico de têmpera e o acabamento final (afiação) das mesmas.

As pastilhas foram confeccionadas a partir de pó de aço atomizado em água. O pó foi compactado uniaxialmente a uma pressão de 800 MPa e em seguida sinterizado a vácuo a uma temperatura de $1249 \pm 3 \text{ °C}$ [65, 66] (ver ciclo completo de sinterização na figura 3.4 a seguir).

Figura 3.4 – Ciclo completo de sinterização aplicado nas pastilhas obtidas por metalurgia do pó (MP) [68].

3.1.3 - Material comercial (MConv)

Foi adquirido comercialmente um tarugo de aço rápido AISI M2, o qual foi processado pelo método convencional (lingotamento contínuo com tratamento termomecânico posterior). Detalhes de obtenção não são fornecidos pelo fabricante. Entretanto, a literatura ^[17, 28] aponta para uma redução da ordem de 94% ou mais para estes materiais, obtendo-se ao final uma microestrutura adequada para uso. Longos e onerosos tratamentos térmicos de esferoidização também fazem parte do processo de obtenção destes materiais.

A tabela 3.2 relaciona os dados de composição química e dureza extraídos do certificado de compra do material.

Tabela 3.2 - Composição química e dureza do material obtido comercialmente (MConv).

Composição química do aço rápido AISI M2 obtido comercialmente (% peso)									Dureza (HB)
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W	256
0,90	0,36	0,29	0,018	0,001	3,94	5,17	1,77	6,28	

3.2 - Métodos

As análises e ensaios foram sendo feitas (os) ao longo do desenvolvimento do presente trabalho de pesquisa e em etapas específicas, de modo a proporcionar um perfeito acompanhamento comportamental dos materiais na medida em que novas condições eram impostas a estes. Para um melhor posicionamento e entendimento do desenvolvimento do trabalho, faz-se necessário estabelecer as etapas mais importantes, as quais culminaram com a necessidade de efetuar determinado(s) tipo(s) de teste(s) e análise(s). São elas:

- I. Obtenção / aquisição dos materiais.
- II. Laminação de amostras (MCSR50 e MCSR72) oriundas do material conformado por “spray” (MCS).
- III. Tratamento térmico (têmpera e revenimento) das amostras (MCSR50, MCSR72, MConv, MP).
- IV. Ensaio de usinagem.

Na tabela 3.3, é apresentada uma visão geral das (os) principais análises / testes e ensaios que foram feitas (os) em cada uma das etapas.

Todos os resultados deste item (3.2) e seus subitens (3.2.1 e 3.2.2) serão apresentados e discutidos no capítulo 4 do presente trabalho.

Tabela 3.3 - Síntese das análises / testes e ensaios realizados.

ETAPA	MATERIAL	ANÁLISES / TESTES / ENSAIOS							
		AQ	AG	MO / MEV + EDS	DU	DH	EF	RX	EU
I (obtenção / aquisição dos materiais)	MCS	X	X	X	X	X	-	X	-
	MCSR	-	-	X	X	-	-	X	-
	MConv	-	-	X	X	X	-	X	-
	MP	-	-	-	-	-	-	X	-
II (laminação de amostras)	MCSR50	-	-	X	-	X	-	X	-
	MCSR72	-	-	X	-	X	-	X	-
III (tratamento térmico)	MCSR50	-	-	X	X	X	X	X	-
	MCSR72	-	-	X	X	X	X	X	-
	MConv	-	-	X	X	X	X	X	-
	MP	-	-	X	X	X	-	X	-
IV (testes de usinagem)	MCSR50	-	-	-	-	-	-	-	X
	MCSR72	-	-	-	-	-	-	-	X
	MConv	-	-	-	-	-	-	-	X
	MP	-	-	-	-	-	-	-	X

X = Ensaio realizado.

AQ = Análise química

AG = Análise de gases (especificamente nitrogênio)

MCS = Material conformado por “spray”.

MConv = Material comercial (fundido convencionalmente).

MCSR = Material conformado por “spray” e recozido.

MP = Material obtido pela técnica da metalurgia do pó.

MO = Microscopia óptica.

MCSR50 = Material conformado por “spray”, recozido e laminado com taxa de redução de 50%.

MCSR72 = Material conformado por “spray”, recozido e laminado com taxa de redução de 72%.

MEV + EDS = Microscopia eletrônica de varredura + análise química.

DU = Teste de dureza.

DH = Teste de densidade hidrostática.

EF = Ensaio de flexão.

RX = Análise por difração de raios X.

EU = Ensaio de usinagem.

3.2.1 - Caracterização química, física, mecânica e microestrutural dos materiais

3.2.1.1 - Análise química

O primeiro passo após a obtenção do material conformado por “spray” foi à preparação de amostras para análise química, as quais foram retiradas antes mesmo do tratamento térmico de recozimento. A retirada destas amostras foi bastante trabalhosa, considerando que o material encontrava-se com dureza bastante elevada, conforme descrito no item 3.1.1 anteriormente.

O objetivo da análise foi o de verificar se a liga obtida (aço rápido AISI M2) encontrava-se de acordo com os limites estabelecidos pela norma e constantes da literatura ^[17, 21, 22, 69], em termos de composição química.

O corte das amostras foi feito por meio de disco abrasivo e as mesmas foram enviadas para a Ensama Laboratório de Ensaios de Materiais S/C Ltda. (LTM Laboratórios Associados), onde foram feitas as análises.

Os métodos utilizados nas análises foram o de combustão direta (Strohlein), espectrofotometria de absorção atômica e titulometria.

3.2.1.2 - Análise de gases (nitrogênio)

Tendo em vista os trabalhos de Boccalini Jr. ^[70], que estudou os efeitos do nitrogênio sobre a formação de carbonetos no aço rápido AISI M2 obtido convencionalmente e de Schulz *et al.* ^[71], que avaliaram a concentração de nitrogênio em materiais obtidos por conformação por “spray” e sua influência sobre as propriedades mecânicas destes materiais, e, considerando ainda o fato do processo de conformação por “spray”, se caracterizar pela atomização do metal fundido em uma câmara onde o nitrogênio é utilizado não só como gás de proteção, como também de atomização, decidiu-se por fazer a análise da concentração deste gás nas amostras do presente trabalho. Objetiva-se, então, que os resultados possam auxiliar na análise e interpretação dos resultados dos ensaios mecânicos, análises por microscopia e análises por difração de raios X.

Para tanto, foram preparadas amostras as quais foram analisadas nos laboratórios da General Motors do Brasil.

3.2.1.3 - Microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Para os casos constantes da tabela 3.3 (fases I, II e III), foram preparadas amostras as quais, após terem sido embutidas em baquelita, foram submetidas a processos de lixamento e polimento até pasta de diamante de 1 μm , seguido de acabamento final em sílica coloidal de 0,25 μm .

As amostras preparadas para verificação por microscopia óptica foram atacadas em solução de Nital 3~4%. Dentre as preparadas para observação por microscopia eletrônica de varredura (MEV), apenas as amostras para determinação do tamanho de grão austenítico foram atacadas em uma solução de 10 mL de HCl, 5 mL de HNO_3 , e 85 mL de etanol / metanol (95%). São elas: MCSR50, MCSR72, MConv e MP após o tratamento térmico de têmpera e revenimento, e MCS (região interna do pré-formado) no estado como obtido. As amostras utilizadas nas demais análises em MEV foram observadas sem ataque.

Aproveitando os recursos disponíveis no MEV, foram feitas também análises químicas por EDS, com o objetivo de identificar quimicamente os carbonetos presentes em cada etapa e material.

3.2.1.4 - Dureza

Para os casos indicados na tabela 3.3, foram preparadas amostras para ensaio de dureza. As amostras tiveram suas faces de apoio retificadas para promover perfeita acomodação sobre as bases de assentamento do equipamento de ensaio.

Para os casos das fases I e II da tabela 3.3, os valores de dureza foram tomados na escala Rockwell C (HRC) aplicando-se carga de 150 kg. Para os casos da fase III, por se tratar de resultados os quais necessitavam ser mais detalhadamente avaliados, os valores de dureza foram tomados na escala Vickers (HV) utilizando carga de 30 kg, uma vez que esta escala é muito mais abrangente.

3.2.1.5 - Densidade hidrostática

Foi verificada a densidade hidrostática em amostras dos casos indicados na tabela 3.3, utilizando uma balança digital de precisão e água destilada cuja temperatura foi verificada com auxílio de um termômetro de bulbo.

Os valores encontrados foram aplicados na equação 3.1, através da qual foram determinados os valores de densidade hidrostática para cada caso.

$$\rho = \frac{MS}{MS - Mu} \times \rho_{H_2O} \quad (3.1)$$

ρ = densidade hidrostática calculada (g/cm³)
 MS = massa seca (g)
 Mu = massa úmida (g)
 ρ_{H_2O} = densidade da água (g/cm³)

3.2.1.6 - Ensaios de flexão para determinação da resistência a ruptura transversal – “transverse rupture strength” (TRS)

A partir dos materiais laminados (MCSR50, MCSR72) e da sobra do disco retirado do material obtido comercialmente (MConv), foram confeccionados corpos de prova para ensaios de flexão em três pontos com o objetivo de determinar a resistência à ruptura transversal (TRS) de cada material.

Os corpos de prova foram retirados longitudinalmente ao sentido de laminação no caso dos materiais MCSR50 e MCSR72. No caso do material obtido comercialmente (MConv), os corpos de prova foram retirados transversalmente ao sentido laminado, pelo fato de ter sido possível o enquadramento dos mesmos na sobra do disco somente nesta posição (ver figura 3.5).

Foram confeccionados um total de três jogos de corpos de prova (um para cada caso), sendo cada jogo composto por três unidades. Após usinagem, os corpos de prova foram tratados termicamente juntamente com as pastilhas conforme será mencionado posteriormente no item 3.2.2, acabados com dimensões finais de 4 x 8 x 40 mm e ensaiados conforme norma MPIF ^[72] (figura 3.5).

Figura 3.5 - Desenho esquemático representativo do teste de flexão em 3 pontos para determinação da resistência a ruptura transversal (TRS).

3.2.1.7 - Análises por difração de raios X

Com o objetivo de complementar e auxiliar as análises por EDS feitas em MEV quanto à identificação de tipos de carbonetos existentes, e também para tentar identificar as fases presentes em cada caso, foram preparadas amostras para análise por difração de raios X para todos os casos indicados na tabela 3.3. A análise foi feita de forma simultânea em sessão única, o que minimiza a possibilidade de erros na aquisição e interpretação dos dados.

Os parâmetros e condições utilizados nos ensaios por difração de raios X foram os seguintes: tubo de Cu, radiação $K\alpha$ e energia de 40 kW / 20 mA. A avaliação dos perfis de difração foi feita por comparação entre os ângulos de difração obtidos (medidos), com os de padrões existentes (medidos ou calculados). Para auxiliar no tratamento e análise dos dados, foram utilizados softwares específicos os quais serão mencionados mais adiante.

3.2.2 - Ensaios de usinagem

3.2.2.1 - Confeção das pastilhas

Foram confeccionadas pastilhas intercambiáveis para testes de desempenho em usinagem a partir das quatro variações de materiais consideradas para o desenvolvimento do presente trabalho de pesquisa conforme item 3.1 (tabela 3.1). A seqüência de etapas de confecção das pastilhas com exceção do caso das obtidas pela técnica da metalurgia do pó, onde a seqüência é válida somente a partir do tratamento térmico, foram:

a) Retirada de amostras

Foram retiradas amostras da “barra” para o caso do material comercial (MConv) e do pré-formado (“billet”) para o caso do aço conformado por “spray” (MCS) (ver figura 3.6 a e b respectivamente).

Da barra foi retirado um disco e do pré-formado duas placas. As placas retiradas do pré-formado foram preparadas para laminações a quente com redução total de 50 e 72%.

Figura 3.6 - Esquema ilustrativo da retirada dos materiais da barra (material comercial) e do pré-formado (material conformado por "spray").

b) Fresamento

Foi feito o fresamento dos materiais extraídos em a), levando-se em conta para os materiais conformados por "spray" (MCS), sobremetal suficiente para redução nas laminações, e para acabamento após a realização do tratamento térmico de têmpera. Para o material comercial (MConv), foi considerado sobremetal apenas para a etapa de acabamento após o tratamento térmico.

Assim, após a etapa de fresamento, as espessuras finais já considerando sobremetal, ficaram conforme a tabela 3.4.

Tabela 3.4 - Dimensões após fresamento, considerando sobremetal para trabalho posterior.

Material	Espessura (e)	
Material conformado por "spray", considerando sobremetal para laminação com 50% de redução.	14 mm
Material conformado por "spray" considerando sobremetal para laminação com 72% de redução.	25 mm
Material comercial (obtido convencionalmente).	4,5 mm	

c) Laminação

Foi feita laminação a quente com 50 e 72% de redução somente dos materiais obtidos por conformação por "spray", conforme detalhado anteriormente no item 3.1.1.

Figura 3.7 - Desenho esquemático representativo da laminação dos materiais.

d) Segmentação e fresamento

Os materiais comercial (MConv) e conformado por "spray" após laminação (MCSR50 e MCSR72), foram segmentados (cortados) e fresados em forma de pastilhas quadradas com dimensões conforme figura 3.8, já considerando sobremetal para acabamento após o tratamento térmico.

Figura 3.8 - Esquema ilustrativo das pastilhas após corte e fresamento (dimensões em mm).

e) Tratamento térmico das pastilhas

Todas as pastilhas confeccionadas a partir das 4 variações do material conforme tabela do item 3.1, foram devidamente identificadas e tratadas termicamente em uma única fornada para garantir as mesmas condições de tratamento.

Esta operação foi feita pela empresa Hurth Infer. Os parâmetros utilizados no tratamento são típicos para este tipo de material conforme demonstra Hoyle ^[16] em seu livro; e foram obtidos através de comunicação pessoal com a Sra. Odília C. S. Ribeiro do IPEN ^[68], os quais teriam sido utilizados no tratamento de amostras deste mesmo material (AISI M2) em

trabalhos anteriores desenvolvidos por ela e seu grupo, tendo sido obtidos bons resultados (figura 3.9).

Figura 3.9 - Ciclo de tratamento térmico aplicado nas pastilhas e corpos de prova de flexão.

Obs.: Juntamente com as pastilhas foram tratados termicamente os corpos de prova para testes de flexão (vide item 3.2.1.6), objetivando garantir as mesmas condições de tratamento também nestes casos.

f) Afiação

Após o tratamento térmico, as pastilhas foram afiadas com dimensões acabadas pela empresa Petroleum Formação de Inserto Ltda., a qual se orientou pelo desenho do anexo 2. O aspecto das pastilhas após afiação ficou conforme mostrado nas figuras 3.10a e 3.10b.

Orientações adicionais às informações de desenho quanto a cuidados durante a execução do serviço foram transmitidas à empresa, de modo a garantir que não houvesse comprometimento de desempenho das pastilhas devido a irregularidades originadas na operação de afiação. Entre elas:

- O sobremetal deveria ser removido igualmente nas faces. Ex.: havendo 1 mm de sobremetal em alguma dimensão, deveriam ser tirados 0,5 mm de cada lado.
- Não deveria haver superaquecimento localizado durante o processo de retificação / afiação.
- O sentido de acabamento na região da superfície de folga das pastilhas deveria ser paralelo às faces superior e inferior da pastilha.

- Todo o cuidado deveria ser tomado para que a identificação das pastilhas não desaparecesse, e caso fosse verificado que isso pudesse ocorrer, a mesma deveria ser reforçada com lápis elétrico em locais onde não houvesse o comprometimento do gume de corte da ferramenta.

a)

b)

Figura 3.10 - Detalhe das pastilhas após operação de afiação (prontas para o uso).

3.2.2.2 - Suporte porta pastilhas e geometria da ferramenta

Para a acomodação e fixação das pastilhas foi adquirido um suporte porta pastilhas normalizado (designação ISO CSBPR 2020 K12). Este foi ligeiramente modificado para adequar-se à geometria adotada para realização dos ensaios (ângulo de saída = 0°). Resumidamente, depois de montada no suporte e já em posição de trabalho, a geometria da pastilha ficou conforme ilustrado na figura 3.11, onde o raio de ponta = 0,8 mm.

- ângulo de saída $\gamma = 0^\circ$ (*)
- ângulo de folga $\alpha = 12^\circ$
- ângulo de posição $\chi = 75^\circ$
- ângulo de cunha $\beta = 78^\circ$
- ângulo de ponta $\epsilon = 90^\circ$
- ângulo de inclinação $\lambda = 0^\circ$

Figura 3.11 - Representação simplificada da geometria das ferramentas (pastilha + suporte) utilizadas nos experimentos.

(*) Na prática o ângulo de saída acaba por não ser 0° , pois, o desenho do quebra cavaco (figura 3.10a) proporciona uma geometria de corte positiva na aresta de corte da ferramenta.

3.2.2.3 - Corpos de prova para os ensaios de usinagem

Foi preparado inicialmente um lote com 20 corpos de prova a partir de uma barra de aço AISI / SAE 1045 (recomendado pela ISO 3685 ^[12]) trefilado de diâmetro igual a 2" (50,80 mm). Os corpos de prova foram preparados para os ensaios de usinagem com diâmetro 49 mm e comprimento 260 mm (vide figuras 3.12a e 3.12b).

Posteriormente, em função dos resultados dos ensaios com o primeiro lote, foram preparados mais 24 corpos de prova com as mesmas características e mesmo material, porém a partir de uma barra adquirida de outro fornecedor.

Figura 3.12 - Corpos de prova em aço AISI/SAE 1045 confeccionados para os ensaios de usinagem. a) Desenho esquemático. b) Corpos de prova reais antes e após usinagem.

A composição química dos materiais empregados na confecção de ambos os lotes de corpos de prova é mostrada na tabela 3.5.

Tabela 3.5 - Composição química dos aços AISI/SAE 1045 utilizados para confecção dos lotes de corpos de prova utilizados nos testes de usinagem.

Composição química * (% peso)					
Lote	C	Mn	P	S	Si
1	0,47	0,88	0,023	0,007	0,24
2	0,47	0,8	0,009	0,012	0,23

* Dados extraídos dos certificados de matéria-prima fornecidos com os materiais.

3.2.2.4 - Equipamento

Os ensaios foram conduzidos em um torno a comando numérico computadorizado (CNC) (figuras 3.13a e 3.13b). O equipamento destaca-se principalmente por possibilitar boa reprodutibilidade e variação infinita de rotações (dentro de dois valores limites), viabilizada pela existência de um variador de frequência no sistema de transmissão do equipamento.

Figura 3.13 - (a) Detalhe do equipamento onde foram conduzidos os ensaios de usinagem. b) Esquema ilustrativo do princípio de funcionamento do equipamento.

3.2.2.5 - Forças de corte

Para que fosse possível efetuar a medição das forças atuantes no momento da usinagem em cada um dos materiais, foi feita uma montagem utilizando medidores de deformação (“strain gauges”) no suporte porta pastilhas.

Por limitação do aparelho de extensometria o qual possui apenas um canal de leitura, optou-se por instrumentar o suporte de modo que fosse possível a determinação da força principal de corte (F_c), ou seja, aquela tangencial ao movimento de rotação da peça, e que por sua vez é a que normalmente apresenta maior intensidade (vide figuras 3.14a e 3.14b).

Figura 3.14 – Esquema ilustrativo mostrando a direção da força de corte medida (F_c). a) Componentes das forças atuantes no sistema; b) Posição relativa das forças no sistema real.

Nomenclatura da figura 3.14: F_a = força axial resultante da ação do avanço (f)
 F_r = Força radial resultante da ação da profundidade de corte (p).
 F_c = Força corte resultante da ação da velocidade de corte (V_c).
 F = Resultante global da ação das forças axial, radial e de corte.

Com o suporte devidamente instrumentado, foi feita uma calibração estática do mesmo, com a utilização de massas conhecidas. A curva de calibração obtida apresentou comportamento linear (figura 3.15). Os resultados obtidos (carga versus leitura em mV), foram ajustados a uma reta obtendo-se a equação indicada na figura 3.15.

Figura 3.15 - Curva de calibração do suporte porta pastilhas utilizado nos experimentos.

As micro deformações acusadas pelos "strain gauges" durante as usinagens foram convertidas em milivolts por uma ponte de "Wheatstone". Através de um multímetro acoplado ao sistema, os valores foram enviados a um

microcomputador por intermédio de uma interface de comunicação RS 232, onde os mesmos foram armazenados por um software de registro de dados para que fossem trabalhados posteriormente (vide figura 3.16). Posteriormente, os resultados obtidos em mV durante os experimentos (testes de usinagem), foram então aplicados na equação (figura 3.15) os quais foram então transformados em unidade de força.

Figura 3.16 - (a) Representação esquemática do equipamento utilizado para medição de forças. b) Ferramenta já instrumentada e em operação.

Os resultados obtidos a partir do sistema de medição de forças são apresentados também em termos de valores de energia ^[73] ou força específica de corte ^[3].

De acordo com Rodrigues e Coelho ^[73], 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 3.2.

$$u = \frac{F_c \times V_c}{h \times b \times V_c} = \frac{F_c}{h \times b} \left| \frac{\text{kgf}}{\text{mm}^2} \right| \quad (3.2)$$

onde: u = energia específica de corte ou potência específica de corte.

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 cavaco (mm^2).

A área da secção transversal do cavaco no presente trabalho foi constante e igual a $0,3 \text{ mm}^2$ conforme área calculada da figura 3.17.

Figura 3.17 - Área da secção transversal do cavaco gerado durante as usinagens no presente trabalho de pesquisa.

3.2.2.6 – Procedimento

3.2.2.6.1 - Método

A metodologia adotada para realização dos testes de usinagem, considera a mesclagem de preceitos estabelecidos pela ISO 3685 ^[12], com os de métodos de ensaios citados por Ferraresi ^[3] e incluem, além da aplicação direta do método do comprimento usinado, que é um método de ensaio de curta duração, também a aplicação de outros métodos baseados na força de usinagem e na forma do cavaco resultante da usinagem.

Conforme já mencionado no capítulo anterior, métodos de ensaio de curta duração se caracterizam por serem realizados em condições mais severas, objetivando a aceleração do processo de desgaste da ferramenta. São métodos que não requerem grandes quantidades de material, ou longos períodos de ensaio.

Métodos de ensaio dessa natureza (curta duração) normalmente não apresentam boa correspondência com os equivalentes de longa duração. Entretanto, Ferraresi ^[3] faz algumas considerações quanto aos ensaios de curta duração, referindo-se a um trabalho onde é feita uma comparação estatística de vários ensaios de curta duração baseados no desgaste da ferramenta, com o correspondente ensaio de longa duração.

Os resultados mostram que dentre todos os métodos analisados, apenas dois apresentaram boa correlação com o correspondente de longa duração, dentre eles o método do comprimento usinado. O “Metals Handbook”^[74], sugere um procedimento para a determinação da usinabilidade que na realidade está intimamente relacionado e é bastante similar ao método do comprimento usinado; a diferença é que ao invés de relacionar o desgaste com o comprimento usinado, relaciona o desgaste com o tempo. Este procedimento minimiza o erro nos resultados para o caso do método do comprimento usinado, já que o comprimento desenvolvido traduz-se em vários metros.

Evangelista *et al.*^[9], em trabalhos recentes objetivando comparar ensaios de curta duração com os de longa duração encontraram resultados bastante próximos quando da usinagem do aço SAE 1045, e concluem que ensaios de curta duração são passíveis de ser utilizados com resultados bastante satisfatórios. Além disso, este tipo de ensaio requer menor consumo de tempo e de material para sua execução.

Redford e Mills^[75], na avaliação de testes de usinagem de curta duração, também concluem que este tipo de teste é bastante útil do ponto de vista prático, pois os resultados podem ser obtidos em um curto espaço de tempo e a baixos custos. Acrescentam ainda que certos ensaios de curta duração são tão precisos quanto os de longa duração, e que são muito menos onerosos se comparados a estes últimos.

Tendo em vista a limitação na quantidade de pastilhas e de corpos de prova para a realização dos testes, partiu-se para o enquadramento dos ensaios do presente trabalho no grupo daqueles de “curta duração”. Uma vez que não foi possível trabalhar com valores de velocidade de corte e profundidade de corte mais elevados, conforme será visto mais adiante no subitem que trata da realização de testes preliminares, optou-se então pela não utilização de fluido de refrigeração, como condição para o aumento de severidade do corte durante os ensaios.

3.2.2.6.2 - Testes preliminares e definição dos parâmetros de usinagem

O escopo inicial de realização dos ensaios considerava a aplicação de 5 gamas de velocidade de corte para cada material de ferramenta em estudo. Os

demais parâmetros de ensaio seriam os mesmos utilizados por Santos ^[57], que desenvolveu um estudo similar ao do presente trabalho, porém somente com ferramentas em aço rápido AISI M2 obtidas por metalurgia do pó e por metalurgia convencional.

Entretanto, após a realização de testes preliminares, optou-se por abandonar a velocidade de corte de maior valor (38 m/min) e reduzir de 2 para 1,5 mm a profundidade de corte, uma vez que o equipamento (torno CNC) demonstrou sinais de instabilidade durante a operação com estes parâmetros de corte.

É provável que o modo de fixação do suporte porta pastilhas no torno, tenha sido a causa da instabilidade verificada durante a realização dos testes preliminares. Como o suporte foi instrumentado com medidores de deformação ("strain gauges"), é necessário que o mesmo seja montado propositalmente em condição de balanço para que os medidores de deformação apresentem efeito (ver figura 3.18). Deste modo, é de se esperar para condições mais severas de corte (maiores velocidades e profundidades de corte), que ocorram vibrações no suporte porta pastilhas durante a operação de usinagem, tornando o sistema instável.

Figura 3.18 - Representação esquemática da montagem do suporte porta pastilhas instrumentado no torno.

Após a realização dos testes preliminares, ficou definida a utilização de 4 gamas de velocidade de corte para cada tipo de material de ferramenta avaliado. O valor da velocidade de corte de referência (34 m/min) foi definido com base nos valores indicados pelo "Machining Data Handbook" ^[76].

A partir da velocidade de corte de referência, as outras foram determinadas pela aplicação da razão de variação sugerida pela ISO 3685 ^[12] que é igual a 1,06, e que corresponde à variação da série R40 da ISO 3 ^[77]. A

variação foi aplicada e os outros três valores de velocidade de corte foram determinados, tendo também sido definido que seria uma acima e duas abaixo do valor da velocidade de corte de referência.

Deste modo, os valores já arredondados de velocidades de corte utilizados foram os seguintes: 30; 32; 34 e 36 m/min. Os demais parâmetros e condições de usinagem utilizados foram: profundidade de corte = 1,5 mm, avanço = 0,2 mm/rot., raio de ponta de 0,8 mm. Não foi utilizado fluido refrigerante (usinagem a seco).

Vale ressaltar que os valores de velocidade de corte foram mantidos constantes ao longo da usinagem de todos os corpos de prova, ou seja, à medida que ocorria a diminuição do diâmetro do corpo de prova, a rotação era aumentada automaticamente pelo comando do equipamento (torno CNC), de modo que o valor da velocidade de corte era mantido constante (equação 3.3).

$$V_c = \frac{\pi \times d \times n}{1000} \left(\frac{m}{min} \right) \quad (3.3)$$

onde: V_c = Velocidade de corte (m/min)

d = diâmetro do corpo de prova (mm).

n = número de rotações por minuto.

3.2.2.6.3 - Sistemática

Inicialmente seriam usinados um total de 16 corpos de prova, sendo 1 corpo de prova para cada combinação de material da ferramenta e velocidade de corte, conforme tabela 3.6 (1ª bateria de testes).

Entretanto, após o término da usinagem do primeiro lote de corpos de prova, percebeu-se que os valores de desgaste encontrados ao final das usinagens para os casos das velocidades de corte de 30, 32 e 34 m/min, embora mensuráveis foram bastante reduzidos, marcadamente para as de menor valor (30 e 32 m/min). Os valores obtidos na usinagem com velocidade de corte de 36 m/min foram desconsiderados, por terem provocado desgaste prematuro nas ferramentas em virtude de problemas técnicos no equipamento (torno CNC) como será explicado mais adiante.

Assim, considerando que havia 4 corpos de prova sobressalentes dos 20 preparados inicialmente (pois se pretendia utilizar 5 gamas de velocidade de corte); um segundo corpo de prova foi usinado com velocidade de corte de 34m/min e cada material de ferramenta, em continuidade ao ensaio anterior

(utilizando à mesma aresta de corte), objetivando que o desgaste em cada ferramenta fosse levado mais adiante.

Ainda assim, julgou-se necessário a continuidade dos ensaios, principalmente para verificação da reprodutibilidade de valores encontrados nos ensaios anteriores. Deste modo, optou-se pela realização de uma segunda bateria de ensaios, onde 24 novos corpos de prova foram preparados para testes conforme distribuição da tabela 3.6 (2ª bateria de testes). Para esta bateria de ensaios, porém, pela tendência em proporcionar valores de desgaste muito reduzidos, optou-se por não realizar novos ensaios para as velocidades de corte de 30 e 32 m/min; tendo sido os corpos de prova destas, destinados para as velocidades de corte de maior valor (34 e 36 m/min).

Durante os testes com velocidade de corte de 36 m/min ainda na primeira bateria de testes, notou-se um ruído diferente no equipamento apesar de não ter sido possível detectar a origem do mesmo. Percebeu-se também que a placa pneumática não estava respondendo aos comandos de abertura e fechamento com a mesma eficiência, embora a fixação aparentemente estivesse normal.

Somente após o término dos ensaios da primeira bateria de testes, e durante a preparação dos novos corpos de prova para a segunda bateria, é que se descobriu que o motivo do ruído era um pequeno vazamento na mangueira pneumática responsável pelo fechamento e manutenção da pressão da placa.

Uma vez que os resultados da segunda bateria de testes para esta mesma velocidade de corte (36 m/min) foram bastante divergentes daqueles encontrados na primeira bateria; definiu-se por descartar os resultados dos ensaios da primeira bateria, após a conclusão de que os altos valores de desgaste encontrados na primeira bateria teriam sido motivados por uma instabilidade do sistema, e que tal instabilidade estaria relacionada a uma fixação insuficiente do corpo de prova, devido ao problema de vazamento de ar detectado.

Continuando, para cada velocidade de corte em cada uma das baterias de testes, foi utilizada uma aresta de pastilha do tipo de material de ferramenta que estava sendo testada, de modo que para o material de ferramenta MCSR50, por exemplo, foram utilizadas no total 4 arestas na 1ª bateria de testes e mais 2 arestas na 2ª bateria, e assim também para os demais casos (ver tabela 3.6).

Tabela 3.6 - Síntese dos testes de usinagem efetuados.

BATERIA TESTES			Velocidade de corte (m/min)				Qtde. por bateria de testes		
			30	32	34	36	CP'S	Tempo (min)	Comp. cav.
MCSR50	1ª	Qtde. CP's	1	1	1+1 ¹ +1 [#]	1	6		
		Tempo (min)	38	35	100	31		204	
		Comp. cav.	1131	1131	3393	1131			6786
	2ª	Qtde. CP's	-	-	3	2	5		
		Tempo (min)	-	-	100	63		163	
		Comp. cav.	-	-	3393	2262			5655
MCSR72	1ª	Qtde. CP's	1	1	1+1 ¹ +1 [#]	1	6		
		Tempo (min)	38	35	100	31		204	
		Comp. cav.	1131	1131	3393	1131			6786
	2ª	Qtde. CP's	-	-	3	2	5		
		Tempo (min)	-	-	100	63		163	
		Comp. cav.	-	-	3393	2262			5655
MConv	1ª	Qtde. CP's	1	1	1+1 ¹ +1 [#]	1	6		
		Tempo (min)	38	35	100	31		204	
		Comp. cav.	1131	1131	3393	1131			6786
	2ª	Qtde. CP's	-	-	3	2	5		
		Tempo (min)	-	-	100	63		163	
		Comp. cav.	-	-	3393	2262			5655
MP	1ª	Qtde. CP's	1	1	1+1 ¹ +1 [#]	1	6		
		Tempo (min)	38	35	100	31		204	
		Comp. cav.	1131	1131	3393	1131			6786
	2ª	Qtde. CP's	-	-	3	2	5		
		Tempo (min)	-	-	100	63		163	
		Comp. cav.	-	-	3393	2262			5655
Quantidade total para as 2 baterias de testes						44	1468 (24:28 h)	49764 (49,764 km)	

¹ - Um segundo corpo de prova foi usinado em continuidade ao ensaio anterior (utilizando à mesma aresta de corte), objetivando que o desgaste na ferramenta fosse levado mais adiante. Foram utilizados neste caso os CP's de sobra da 1ª bateria que não foram utilizados para velocidade de corte de 38 m/min.

[#] - Um terceiro corpo de prova foi usinado, em continuidade ao ensaio anterior (utilizando à mesma aresta de corte), objetivando que o desgaste na ferramenta fosse levado mais adiante. Foram utilizados neste caso corpos de prova preparados no mesmo lote para utilização na 2ª bateria de ensaios.

Comp. cav. = Comprimento de cavaco

Quanto ao posicionamento da aresta de corte das pastilhas MCSR50 e MCSR72 durante as usinagens, em relação ao sentido de laminação do material que as originou; para o caso dos testes realizados durante a primeira bateria de

ensaios foi adotada a aleatoriedade de posicionamento para todos os casos, uma vez que na prática, principalmente no caso de ferramentas multicortantes não existe posicionamentos preferenciais podendo coexistir arestas de corte em diversas direções.

Entretanto, como foi possível a realização de uma segunda bateria de testes para averiguação da reprodutibilidade no caso da velocidade de corte de 34 m/min; os testes foram feitos utilizando a mesma pastilha do teste anterior em cada caso, entretanto, com a nova aresta posicionada a 90° da aresta anterior, o que garante a mudança no sentido de laminação do material em relação à aresta de corte da ferramenta (ver figura 3.19).

Os resultados dos testes realizados demonstraram que nestes casos não houve diferenças significativas no desempenho da ferramenta, como poderá ser visto mais adiante no item que trata dos resultados de desgaste de flanco na usinagem com velocidade de corte de 34 m/min.

Figura 3.19 - Detalhe do esquema utilizado para determinação da aresta a ser utilizada durante os ensaios da segunda bateria de testes com velocidade de corte de 34 m/min, e ferramentas MCSR50 e MCSR72.

Continuando, os ensaios consistiram basicamente na usinagem dos corpos de prova a profundidade de corte **p** e avanço **f** constantes iguais a 1,5 mm e 0,2 mm/rot respectivamente; e um raio de ponta **r** também de mesmo valor para todas as ferramentas iguais a 0,8 mm, de acordo com indicações da norma ISO 3685 ^[12] (vide figura 3.20).

As condições de profundidade de corte e avanço constantes fazem com que em cada passe não só o comprimento de cavaco seja constante, mas também o volume de material removido.

Figura 3.20 - Representação esquemática ilustrativa dos parâmetros de usinagem utilizados nos experimentos.

Além do material da ferramenta, a velocidade de corte também foi um parâmetro variável, tendo sido aplicadas conforme mencionado anteriormente, quatro velocidades de corte (30, 32, 34 e 36 m/min) na usinagem com cada uma das 4 variações de material de ferramenta.

O programa para comando do torno CNC (vide anexo 3), foi elaborado considerando um total de seis paradas em cada corpo de prova para medição da evolução dos desgastes de cada ferramenta (figura 3.24). Este número de intervenções para medição foi considerado ser suficiente para verificação do comportamento da curva de desgaste das ferramentas.

Portanto, para cada corpo de prova usinado a ferramenta de corte percorreu um total de 1131 metros (comprimento de cavaco), com paradas para avaliação da evolução do desgaste da ferramenta a cada 188,5 metros (ver tabela 3.6). Após o término da usinagem, o diâmetro final resultante em cada corpo de prova foi de 24 mm.

A cada parada a pastilha era retirada do suporte e levada até o microscópio óptico para registro fotográfico da evolução do desgaste de flanco (VB) (figura 3.24 vista A); em seguida, a mesma era recolocada no suporte para continuidade do ensaio. Ao final da usinagem do corpo de prova, além do registro fotográfico do desgaste de flanco era feito também o registro fotográfico do desgaste de cratera (figura 3.24 vista B).

Para facilitação do trabalho no sentido de possibilitar maior agilidade e um posicionamento adequado das pastilhas no microscópio durante os ensaios; foi construído um dispositivo específico (ver anexo 4), que permitia o

posicionamento da pastilha tanto na posição para registro do desgaste de flanco quanto na posição para registro do desgaste de cratera (figuras 3.21 a 3.23).

Figura 3.21 - Detalhe do dispositivo utilizado para registro fotográfico dos desgastes de flanco e de cratera no microscópio óptico durante os ensaios de usinagem. No detalhe da nota 1, o entalhe para acomodação da massa de modelar utilizada para fixação da pastilha no dispositivo.

Figura 3.22 - Detalhe da pastilha montada no dispositivo em posição para registro fotográfico do desgaste de flanco.

Figura 3.23 - Detalhe da pastilha montada no dispositivo em posição para registro fotográfico do desgaste de cratera.

As fotos feitas em microscópio foram posteriormente trabalhadas no software Quantikov ^[78], onde os valores de desgaste foram mensurados.

Inicialmente não havia a pretensão inicial de proceder à avaliação da evolução do desgaste de cratera (vista B fig. 3.24), principalmente pela dificuldade operacional para realização, visto que nos moldes da ISO 3685 ^[12] a avaliação deve ser feita a partir da medição da profundidade da cratera.

A partir do potencial de aplicação do software Quantikov ^[78], que permite a delimitação e determinação de valores de área a partir de figuras digitalizadas, foi proposta no presente trabalho de pesquisa a título experimental, uma sistemática de avaliação de desgaste de cratera diferenciada, baseada não

4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão mostrados e discutidos os resultados obtidos na caracterização dos materiais e testes de usinagem, procurando sempre que possível estabelecer uma correlação entre os materiais obtidos por conformação por “spray” (MCSR50 e MCSR72), o material comercial (MConv), e o material obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP), objetivando verificar as particularidades e desempenho de cada um.

4.1 – Caracterização química, física, mecânica e microestrutural do material

4.1.1 – Análise química do material obtido por conformação por “spray”

A análise química do material conformado por “spray” (MCS), mostrou que com exceção do elemento Cr, cujo valor encontrado ficou abaixo do mínimo esperado, todos os demais elementos enquadram-se dentro dos limites normalizados para o material no grupo dos aços rápidos tipo AISI M2 (tabela 4.1).

Não se tem evidência do(s) motivo(s) pelo(s) qual (is) houve redução da quantidade de Cr após conformação por “spray”, já que o material de partida foi um aço rápido AISI M2 obtido convencionalmente de acordo com a norma, e, portanto, com a quantidade de Cr dentro de limites pré-estabelecidos.

A literatura ^[3, 38], aponta o Cr como um dos maiores responsáveis pela alta dureza e temperabilidade do material; deste modo, embora o valor encontrado no material conformado por “spray” (MCS), não esteja tão abaixo do mínimo recomendado pela norma, é possível que os menores valores de dureza encontrados nas pastilhas (MCSR50 e MCSR72) após o tratamento térmico final conforme será visto mais adiante (tabela 4.3 do item 4.1.3), esteja relacionado com a deficiência de cromo detectada na análise da composição química deste material.

Tabela 4.1 - Composição química do material conformado por “spray” (MCS) em comparação com valores da literatura ^[16, 17, 21, 69].

Material	Composição química (% peso)									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	P	S
AISI M2 nominal (convencional)	0,78-0,88 0,95-1,05	0,15- 0,40	0,20- 0,45	3,75- 4,50	0,30 max.	4,50- 5,50	5,50- 6,75	1,75- 2,20	0,03 máx.	0,03 máx.
AISI M2 (MCS)	1,03	0,18	0,22	3,29	0,29	4,98	6,19	1,87	...	...

... Não detectado.

4.1.2 – Análise de gases

Os resultados da análise de nitrogênio em amostras retiradas do material conformado por “spray” na condição de como obtido (MCS); mostraram que houve uma diferença significativa de valores nos resultados das amostras retiradas da região superficial do pré-formado, em relação àquelas retiradas da região interna (tabela 4.2).

Tabela 4.2 – Análise do nitrogênio encontrado em amostras do material conformado por “spray”, na condição de como obtido (MCS).

	Nitrogênio (% peso)	
	Interior do pré-formado	Superfície do pré-formado
Amostras do AISI M2 conformado por “spray” (MCS).	0,0340	0,1411

Uma vez que no processo de conformação por “spray”, utiliza-se um gás inerte (neste caso nitrogênio) no interior da câmara de aspersão, não só para minimizar a possibilidade de contaminação do material, como também para promover a aspersão do metal fundido propriamente dita, era de se esperar que os níveis de nitrogênio encontrados fossem superiores aos normalmente encontrados em materiais convencionais.

Entretanto, os valores encontrados nas amostras da região interna, foram próximo àqueles encontrados por Schulz *et al.* ^[71], em amostras de aço rápido AISI M2 convencional, os quais correspondem à faixa de valores esperada para aços rápidos obtidos convencionalmente segundo a literatura ^[17].

Os resultados encontrados em amostras da região superficial, apontam para um elevado nível de porosidades nesta região, o que pode ser constatado também através da análise dos resultados dos testes de densidade hidrostática conforme será visto mais adiante.

Em termos de propriedades mecânicas, segundo Schulz *et al.* ^[71], a presença de uma quantidade maior de nitrogênio no aço rápido AISI M2, afeta as propriedades de dureza e tenacidade desses materiais.

Quando se trata do aspecto microestrutural, de acordo com Boccalini ^[70], a adição de nitrogênio e antimônio, favorece a formação do eutético M_2C em detrimento do M_6C .

De qualquer modo, como as amostras para fabricação das pastilhas utilizadas nos testes de usinagem do presente trabalho foram retiradas da região interna do pré-formado, onde os níveis de nitrogênio encontram-se de acordo com os padrões normalmente encontrados em aços rápidos convencionais, conclui-se que não há motivos para que possa ter havido qualquer tipo de influência que pudesse resultar em alteração microestrutural e nas propriedades mecânicas das mesmas (amostras).

4.1.3 – Caracterização física e mecânica do material

A tabela 4.3 apresenta uma síntese dos resultados dos testes de densidade, dureza e flexão obtidos durante a caracterização física e mecânica dos materiais utilizados. Estes resultados serão mais bem evidenciados e discutidos nos itens subseqüentes.

Tabela 4.3 – Síntese dos resultados da caracterização física e mecânica dos materiais.

FASE	MATERIAL	VALORES ENCONTRADOS		
		DUREZA	DENSIDADE HIDROSTÁTICA (g/cm ³) (ref. Literatura 8,16 g/cm ³) ^[21]	TESTES TRS (kgf/mm ²)
I Obtenção / aquisição do material	MCS	SPF= 25 ± 17 HRC IPF= 41 ± 5 HRC	SPF= 7,45 ± 0,44 IPF= 8,06 ± 0,03	-
	MCSR	SPF= 23 ± 8 HRC IPF= 25 ± 2 HRC	-	-
	MConv	25 HRC (256 HB*)	-	-
II Após laminações	MCSR50	-	IPF= 8,09 ± 0,01	-
	MCSR72	-	IPF= 8,09 ± 0,04	-
III Após tratamento térmico (têmpera / revenimento)	MCSR50	774 ± 18 HV30 (63 HRC)	IPF= 8,04 ± 0,02	263 ± 24 (long.)
	MCSR72	774 ± 12 HV30 (63 HRC)	IPF= 8,05 ± 0,04	400 ± 69 (long.)
	MConv	804 ± 11 HV30 (64 HRC)	8,08 ± 0,02	179 ± 8 (transv.)
	MP	721 ± 24 HV30 (61 HRC)	8,06 ± 0,01	-

SPF = Superfície do pré-formado ("billet")

IPF = Interior do pré-formado ("billet").

TRS = "transverse rupture strength"

* Conforme certificado de usina.

4.1.3.1 – Dureza

Os resultados dos ensaios de dureza no material obtido pelo processo de conformação por “spray” no estado como fabricado (MCS) (fase I tabela 4.3 ^[49-53]), indicaram como já era esperado, considerando as características de temperabilidade do material obtido e a elevada taxa de resfriamento proporcionada pelo processo, que o material se encontrava com dureza bastante elevada se comparado aos valores de literatura (16 a 23 HRC) ^[17, 21] no estado como recozido, estado este que favorece a trabalhabilidade (usinagem) do material.

Igharo e Wood ^[25] e Schulz *et al.* ^[34], na investigação do aço AISI M2 obtido pelo processo de conformação por “spray”, também encontraram valores bastante altos de dureza no material como fabricado (52 a 58 HRC). Igharo e Wood ^[25] atribuem o fenômeno a uma característica intrínseca do processo que é a elevada taxa de resfriamento devido ao fluxo de gás, o que favorece a formação de estrutura martensítica neste tipo de material.

Nas amostras retiradas da região superficial do material pré-formado, foi verificada uma certa instabilidade com queda acentuada nos valores de dureza encontrados. Isto se deve provavelmente à presença de uma grande quantidade de poros nesta região, conforme será comentado mais adiante no item que trata dos valores encontrados nos ensaios de densidade hidrostática.

Após o recozimento do material, houve uma grande redução nos valores de dureza (ver MCSR na fase I da tabela 4.3), cujos valores finais podem ser comparados àqueles publicados na literatura ^[17, 21] para o material no estado como recozido, e que corresponde à faixa de 16 a 23 HRC.

A partir do recozimento do material, a retirada de amostras para o andamento do presente trabalho de pesquisa foi facilitada, uma vez que a queda da dureza (figura 4.1), melhorou a trabalhabilidade (usinagem) do material possibilitando que o mesmo pudesse ser cortado com maior facilidade.

Figura 4.1 – Dureza dos materiais no estado como obtido / adquirido (MCS's e MConv), e após recozimento do material conformado por “spray” (MCSR's). Para o MConv, o valor apresentado corresponde ao do certificado.

Novas medições de dureza foram feitas após o tratamento térmico de têmpera de todos os materiais, conforme indicado na tabela 4.3 fase III. Pelos resultados, é possível verificar que o material comercial (MConv) apresentou o maior valor de dureza com um valor de desvio pequeno, indicando que o material apresenta-se bastante homogêneo (ver figura 4.2).

O material obtido por conformação por “spray” e laminado a 72% (MCSR72), apresentou dureza menor, entretanto também com um desvio pequeno indicando uma boa homogeneidade microestrutural. Já o material obtido por conformação por “spray” e laminado a 50% apresentou valores da mesma ordem de grandeza das do material laminado a 72%, porém os desvios foram maiores. É provável que neste caso a taxa de redução aplicada não tenha sido suficiente para permitir uma boa homogeneidade microestrutural do material, tendo isto refletido nos resultados de dureza.

Os menores valores de dureza e a maior dispersão de resultados foram encontrados no material obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP). Não fosse pelos resultados dos testes de densidade hidrostática, que para este material apontam para um alto valor com pequena dispersão entre os resultados como

será visto mais adiante; poder-se-ia supor que os resultados de dureza encontrados fossem reflexo das condições de processamento (obtenção) do material; o qual pela sua natureza permite a presença de vazios, os quais podem mascarar os resultados dos ensaios de dureza.

Deste modo, uma vez que o menor valor de dureza não está associado a um menor valor de densidade, é possível que possa estar associado ao tamanho do grão austenítico deste material, o qual, na média foi o maior encontrado dentre todos os demais materiais conforme será visto mais adiante (item 4.1.4.5). Pode estar associado também neste caso a variâncias nos valores de composição química entre os materiais, dentro da faixa permitida por norma.

Os valores menores de dureza encontrados nos materiais laminados (MCSR50 e MCSR72) em relação ao MConv, podem estar relacionados com a deficiência do elemento cromo nestes materiais em relação à quantidade requerida por norma, conforme foi comentado anteriormente no item que trata da composição química do material conformado por “spray” (item 4.1.1 – tabela 4.1).

Os menores valores de dureza encontrados no MCSR50 e MCSR72, podem estar associados também com o tamanho do grão austenítico desses materiais, o qual na média foi maior do que os do MConv (item 4.1.4.5); e a variâncias nos valores de composição química entre os materiais, dentro da faixa permitida por norma.

Vale ressaltar, entretanto, que nem sempre um valor maior de dureza está relacionado a um desempenho melhor da ferramenta, conforme foi verificado por Santos ^[57] em trabalhos com aço rápido convencional e sinterizado.

Isto pôde ser verificado também nos resultados dos testes de usinagem efetuados no presente trabalho de pesquisa, os quais apontaram de modo geral para um melhor desempenho do material obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP), mesmo tendo este apresentado níveis de dureza inferior aos dos demais materiais como será visto mais adiante (item 4.2).

Figura 4.2 – Dureza dos materiais depois de tratados termicamente (têmpera e revenimento).

4.1.3.2- Densidade hidrostática

Os resultados dos testes para verificação da densidade hidrostática mostraram que o material conformado por “spray” no estado como obtido (MCS), apresentou valores distintos de densidade de acordo com a região em que a amostra foi retirada.

A amostra retirada da região externa (superfície) do pré-formado (“billet”), apresentou menor valor de densidade e maior dispersão de resultados, devido à presença de poros nesta região (figura 4.3).

Figura 4.3 – Valores encontrados nos ensaios para determinação da densidade dos materiais.

A existência de poros pôde ainda ser verificada também através dos resultados obtidos nos ensaios de dureza de amostras desta região, os quais foram menores e com maior dispersão de valores em relação aos da região interna do pré-formado (vide tabela 4.3), bem como através dos resultados de análises para determinação do nível de nitrogênio, que indicaram uma quantidade maior de nitrogênio em amostras da região superficial (tabela 4.2).

O valor da densidade encontrada na amostra retirada da região interna do pré-formado foi maior (98,8%) e se manteve praticamente inalterado mesmo após o tratamento térmico final das amostras, tendo estas passado inclusive por laminações da ordem de até 72% de redução na espessura.

Igharo e Wood ^[25], que também investigaram o aço rápido AISI M2 obtido pelo processo de conformação por “spray”, encontraram valores da ordem de até 99,6 %. Segundo Ojha e Singh ^[28], a pressão do gás de atomização exerce forte influência nos valores de densidade do material obtido por conformação por “spray”, sendo que maiores densidades são obtidas com a utilização de maiores pressões de gás.

Comparando entre si as densidades de todas as 4 variações de materiais de ferramenta em estudo, é possível verificar que após tratamento térmico todas ficaram com valores muito próximos e com desvios muito estreitos. Assim, a adoção de um valor médio entre os resultados foi à prática adotada para definir a densidade hidrostática representativa de todas as amostras. O valor médio corresponde a $8,07 \text{ g/cm}^3$, e equivale à cerca de 99% do valor da densidade teórica do material ($8,160 \text{ g/cm}^3$ ^[21]).

Vale “destacar o mérito” do valor de densidade alcançado pelo material obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP), já que este é um processo que intrinsecamente permite a presença de vazios, e, portanto, apresenta tendência em proporcionar menores valores de densidade nos materiais obtidos pela técnica.

Traçando-se um paralelo entre o valor de densidade encontrado no material comercial (MConv), o qual é resultado da aplicação de alta redução em tratamentos termomecânicos posteriores (maiores do que 90% ^[25,79]); com o valor encontrado na região interna do material obtido pelo processo de conformação por “spray” MCS (IPF), verifica-se o potencial do processo de conformação por

“spray” para a obtenção de materiais com altas densidades (baixa porosidade) ao final do processo, o que possibilita minimizar ou até mesmo eliminar a necessidade da aplicação de tratamentos termomecânicos posteriores (ver figura 4.3).

Não fosse a necessidade de efetuar uma ligeira melhoria em termos de homogeneização microestrutural com quebra da cadeia de carbonetos e melhor distribuição dos mesmos por sobre a matriz; o tratamento termomecânico poderia ter sido eliminado no caso do material obtido por conformação por “spray” (MCS) no presente trabalho de pesquisa.

4.1.3.3 – Testes de flexão para determinação da resistência a ruptura transversal (TRS)

Os valores de resistência à ruptura transversal obtidos através de ensaios de flexão podem ser relacionados diretamente à tenacidade, conforme demonstra os trabalhos realizados por outros pesquisadores [25,47,80-85], Fischmeister *et al.* apud Boccalini [70].

A utilização dos ensaios de flexão para aços ferramenta, tem sido proposta por vários pesquisadores, dentre os quais se citam os trabalhos de Grobe, Roberts e Hoyle *et al.* apud Mesquita e Barbosa [82]. A partir destes trabalhos, as vantagens da utilização do ensaio de flexão sobre outros tipos de ensaios foram reconhecidas (Attlegard e Eklund apud Mesquita e Barbosa [82]), destacando-se principalmente a menor dispersão dos resultados [85], e a facilidade em relação à técnica laboratorial.

Haberling e Weigand [84], salientam que a determinação da tenacidade em aços temperados (com baixa plasticidade) é muito difícil. Observam que a comparação entre os diversos métodos de teste existentes sugere que o teste de flexão se apresenta como o mais adequado. Segundo eles, além da tenacidade este tipo de teste fornece também dados acerca da tensão / limite de escoamento, e resistência à fratura do material.

Os resultados dos ensaios de flexão para a determinação da resistência a ruptura transversal (TRS) [72], mostraram que o material obtido por conformação por “spray” quando submetido à redução da ordem de 50%; resultam em valores de resistência que chegam em alguns casos a serem superiores aos do material obtido convencionalmente, e, quando a redução é

aumentada para 72% os resultados são comparáveis aos do material obtido por metalurgia do pó. A figura 4.4 apresenta os resultados dos testes de flexão efetuados nos materiais avaliados no presente trabalho, em comparação com os resultados publicados por outros pesquisadores para o aço rápido tipo AISI M2.

- (1) MCSR50 (presente trabalho) ^[49,50]
 (2) MCSR72 (presente trabalho) ^[49,50]
 (3) MConv – (transversal) – (presente trabalho)
 (4) Metalurgia do pó (MP) – Haberling e Weigand ^[84]
 (5) Convencional – Haberling e Weigand ^[84]
 (6) Conf. “spray” + forjamento – (transversal) – Igharo e Wood ^[25]
 (7) Convencional - Igharo e Wood ^[25]
 (8) Convencional – Mesquita e Barbosa ^[86]
 (9) Convencional – (transversal) – Mesquita e Barbosa ^[86]
 (10) Metalurgia do pó (MP - sinterizado) (equivalente ao utilizado no presente trabalho) ^[68].

Figura 4.4 – Resultados dos ensaios de flexão para a determinação da resistência a ruptura transversal (TRS) dos materiais em estudo, em comparação com dados obtidos por outros pesquisadores (após têmpera e revenimento).

Mesquita e Barbosa ^[82], salientam que tenacidade é uma propriedade que depende da matriz, e que altos valores de tenacidade ressaltam as boas condições de processamento do material. O reflexo dessas condições adequadas de processamento estaria relacionado ao refinamento do tamanho de grão austenítico do material, o qual seria o principal responsável pelo aumento da tenacidade do mesmo.

Neumeyer e Kasak ^[87], demonstram os efeitos da variação do tamanho

de grão austenítico, através de estudos feitos com o aço rápido tipo AISI M2 convencional. Os resultados de ensaios de flexão e de ensaios de usinagem realizados por eles com corte interrompido em diversas amostras com tamanhos de grão diferentes revelaram que quanto menor o tamanho do grão austenítico, maior o valor de resistência à flexão, e maior o tempo de usinagem antes do fim de vida da ferramenta.

Harbeling e Weigand ^[84], fazem referência aos carbonetos existentes no material, e observam que geralmente as propriedades mecânicas melhoram com menores tamanhos de carbonetos e a distribuição uniforme dos mesmos por sobre a matriz.

4.1.4 – Caracterização microestrutural

As primeiras atividades para caracterização microestrutural dos materiais, consistiram na preparação de amostras do material conformado por “spray” no estado como fabricado (MCS), as quais após terem sido polidas e atacadas em solução de Nital 3 a 4% foram observadas em microscópio óptico (MO).

Uma série de outras análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) seguiu-se posteriormente, objetivando a complementação das análises iniciais feitas por microscopia óptica, à identificação dos carbonetos existentes em cada caso e em cada fase, e a determinação do tamanho de grão austenítico nos materiais (MCSR50, MCSR72, MConv e MP) após o tratamento térmico de têmpera e revenimento e no material MCS no estado como obtido. Dentre estes casos, somente as amostras para determinação do tamanho de grão austenítico foram atacadas em solução de 10 mL de HCl, 5 mL de HNO₃, e 85 mL de etanol / metanol (95%); as demais foram observadas sem ataque.

A escassez de trabalhos voltados especificamente para a identificação de carbonetos existentes na liga tipo AISI M2, bem como a divergência de opiniões entre autores e entre resultados publicados nos poucos trabalhos encontrados, foram alguns dos fatores que colaboraram para que o trabalho de identificação dos carbonetos na presente pesquisa não fosse tarefa fácil.

A identificação dos tipos de carbonetos nesta etapa foi feita baseada fundamentalmente nos resultados das análises por EDS, e foram comparados

com os resultados de outros pesquisadores, os quais em sua grande maioria são do material AISI M2 no estado bruto de fusão (tabela 4.4).

Tabela 4.4 – Composição química dos carbonetos M_6C , M_2C e MC de acordo com trabalhos realizados por outros pesquisadores.

Tipo de carboneto	Composição química (% peso)						Referência
	W	Mo	V	Cr	Fe	C	
M_6C	29,4	25,5	4,2	4,8	31,7	2,5	Barkalow et al. apud ^[70]
	36,9	23,2	4,0	4,6	32,6	-	Fredriksson et al. apud ^[70]
	29,6	26,6	4,0	3,8	31,6	-	Taran et al. apud ^[70]
	35,3	26,6	1,9	4,6	31,6	-	Metals Handbook apud ^[70]
	38,3	20,3	4,3	3,0	34,1	-	Ghomashchi e Sellars ^[88]
	35,0	20,0	3,0	5,0	35,0	2,0	Kulmburg ^[89]
	37,8	22,6	4,2	3,7	31,7	-	Chongmin Kim ^[90]
	29,1	25,6	4,7	5,1	31,5	-	Fisher, A. ^[91]
M_2C	35,0	30,5	13,7	7,0	7,4	5,6	Barkalow et al. apud ^[70]
	51,0	25,0	12,5	5,3	-	-	Fredriksson ^[92]
	43,0	31,9	11,3	6,7	4,1	-	Fredriksson et al. apud ^[70]
	32,8	31,6	13,7	5,9	5,0	-	Taran et al. apud ^[70]
	40,7	34,0	15,1	5,9	4,5	-	Karagöz et al. apud ^[70]
	37,1	38,6	14,3	7,2	2,8	-	
	49,3	21,3	14,7	7,6	7,2	-	Ghomashchi e Sellars ^[88]
	40,0	26,0	12,0	8,0	8,0	6,0	Kulmburg ^[89]
MC	49,3	21,3	14,7	7,6	7,2	-	Ghomashchi e Sellars ^[88]
	21,6	14,0	42,5	6,7	3,5	-	Galda et al. apud ^[70]
	10,3	8,7	59,4	3,0	1,7	-	Fredriksson et al. apud ^[70]
	23,9	16,2	48,9	3,6	7,3	-	Barkalow et al. apud ^[70]
	19,9	11,1	49,9	4,3	2,9	14,1	Haberling et al. apud ^[70]
	20,0	12,0	45,0	4,0	4,0	15,0	Kulmburg ^[89]
	21,8	18,3	52,3	5,1	2,5	-	Chongmin Kim ^[90]
	12,6	9,0	53,1	-	2,6	-	Fisher, A. ^[91]
	15,7	10,3	45,3	6,1	2,7	-	
	33,0	14,5	46,3	5,1	1,1	-	Ghomashchi e Sellars ^[88]

Com o objetivo de reforçar as evidências obtidas por intermédio das análises por EDS, foi feita também, especificamente para os casos dos materiais

no estado como fabricado (MCS) e após recozimento (MCSR), uma análise morfológica dos carbonetos baseada nos estudos de solidificação do aço rápido AISI M2 feitos por Boccalini ^[70], o qual apresenta em seu trabalho uma terminologia específica para cada tipo e forma de carboneto, baseado nos resultados alcançados e em trabalhos de outros pesquisadores (figuras 4.5 a 4.7).

Figura 4.5 – Aspecto típico do carboneto M_6C presente na estrutura bruta de fusão do aço rápido AISI M2 segundo Boccalini ^[70], que o denomina como sendo “eutético regular complexo”.

a)

b)

Figura 4.6 – Aspecto típico do carboneto M_2C presente na estrutura bruta de fusão do aço rápido AISI M2.

- a) Tipo 1 (Barkalow apud Boccalini ^[70]) – segundo Boccalini, existem diversas denominações na literatura (tipo pena, leque, lamelar e placa), mas que foi batizado pelo autor de “eutético irregular”.
- b) Tipo 2 – são atribuídas diversas denominações (tipo lamelar, bastonete – “rod-like” e bastonete – “spindle”); batizado por Boccalini, de “eutético regular complexo”.

Figura 4.7 – Aspecto típico do carboneto MC presente na estrutura bruta de fusão do aço rápido AISI M2 ^[70]. No caso, é apresentado o tipo divorciado de morfologia idiomórfica; entretanto, segundo Boccalini ^[70], este carboneto pode ser também dos tipos irregular e regular-complexo com morfologia em forma de pétala e pétala ramificada respectivamente.

Em uma etapa posterior a qual será tratada mais adiante (item 4.1.5), foram feitas análises por difração de raios X, objetivando além da identificação de fases, também a complementação dos trabalhos de identificação de carbonetos.

4.1.4.1 – Microscopia óptica (MO) do material conformado por “spray” no estado como obtido (MCS)

Os resultados das primeiras análises em microscópio óptico, do material obtido por conformação por “spray” no estado como obtido (MCS); revelaram uma diferença no espaçamento da rede de carbonetos entre amostras retiradas da região superficial do pré-formado (“billet”) com relação àquelas retiradas da região interna.

Para as condições de ataque das amostras, não foi possível identificar traços do que poderia ser o grão austenítico. Por este motivo, acredita-se que a rede de carbonetos tenha se formado preferencialmente nos contornos dos grãos austeníticos. Então, neste caso, o tamanho do grão austenítico seria coincidente com o do espaçamento da rede de carbonetos encontrada. Tal suspeita pôde ser comprovada posteriormente, através do ataque da amostra com um reagente específico para revelação de contornos de grão. Após o ataque também não foi possível identificar o grão austenítico na amostra retirada da região interna do pré-formado conforme será visto mais adiante (item 4.1.4.5).

Tal conclusão vai de encontro às observações feitas por Ojha e Singh ^[28], os quais em análises feitas no aço rápido AISI M2 obtido por conformação por “spray”, verificaram que os carbonetos maiores tendem a se concentrar na região dos contornos de grão do material.

O tamanho de grão / rede de carbonetos foi menor na região superficial do pré-formado (“billet”), o que é perfeitamente compreensível, considerando que esta região sofreu um resfriamento mais rápido do que a região central do pré-formado (figuras 4.8 a-b).

Com relação ao aspecto microestrutural geral, verifica-se uma estrutura bastante homogênea com células de carboneto refinadas, sendo que a partir da aplicação do método do intercepto linear, verifica-se que o material apresenta um tamanho médio de grãos / células de carbonetos de cerca de 40 μm na região central e 15 μm na região superficial. Estes resultados são concordantes com os encontrados por Ojha e Singh ^[28], cujos tamanhos de grãos foram da ordem de 20 a 30 μm .

O refinamento microestrutural pode ser constatado principalmente pela ausência de aglomerados de carbonetos grosseiros, como os que ocorrem freqüentemente na microestrutura bruta de fusão deste tipo de material, quando obtido pelo método convencional (ver figura 4.9).

Figura 4.8 – Micrografias ópticas do aço ferramenta AISI M2 no estado como obtido por “spray” (MCS). a) Região superficial do pré-formado (“billet”). b) Região interna do pré-formado.

Figura 4.9 – Micrografia mostrando o aspecto típico da microestrutura bruta de fusão do aço ferramenta AISI M2 obtido pelo processo de fundição convencional ^[16]. Obs.: a micrografia original não faz referência ao aumento da figura.

4.1.4.2 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV) do material conformado por “spray” no estado como obtido (MCS) e após tratamento térmico de recozimento (MCSR)

No microscópio eletrônico de varredura foram feitas análises do material no estado como fabricado (MCS), e após tratamento térmico de recozimento (MCSR).

Uma análise mais detalhada em MEV da microestrutura da região interna (interior do pré-formado) do material conformado por “spray” no estado como fabricado (MCS), reforça as observações feitas por microscopia óptica, e, torna muito mais evidente o maior refinamento microestrutural proporcionado pelo processo de conformação por “spray”, em relação à microestrutura do material obtido pelo processo convencional (figura 4.10).

a)

b)

Figura 4.10 – Micrografia eletrônica de varredura do aço ferramenta AISI M2 no estado como conformado por “spray” (MCS) – sem ataque. a) Região interna do pré-formado. b) ampliação de a).

Em termos de identificação de carbonetos, a análise da região externa do material no estado como fabricado (MCS), revela a existência de uma rede de carbonetos, cujos resultados das análises por EDS e comparações com os aspectos morfológicos apresentados por Boccalini ^[70], sugerem que sejam basicamente carbonetos M_2C dos tipos 1 e 2 (figuras 4.11 a 4.13). Este carboneto tende a se formar como resultado de altas taxas de resfriamento ^[16], e, de acordo com Kulmburg ^[93], apresentam baixos níveis de Fe em sua composição.

Na verdade, a análise por EDS da região indicada na figura 4.11, revela uma quantidade de Fe acima dos padrões normalmente encontrados nos carbonetos M_2C e abaixo dos encontrados nos carbonetos M_6C (ver tabela 4.4), de modo que nesta situação, há de se pensar também na hipótese da existência de carbonetos híbridos, os quais neste caso seriam o resultado de uma mesclagem entre carbonetos dos tipos M_2C e M_6C .

Horton e Child ^[94], no estudo microestrutural do aço rápido AISI M2 convencional temperado também encontraram carbonetos híbridos para os quais atribuíram a denominação de “carbonetos duplex”.

a)

Figura 4.11 – Micrografia eletrônica de varredura da região externa do aço ferramenta AISI M2 no estado como obtido por “spray” (MCS), mostrando o que morfológicamente seria carboneto M_2C tipo 1 de acordo com Boccalini ^[70] – sem ataque.

b)

Figura 4.12 – Micrografia eletrônica de varredura da região externa do aço ferramenta AISI M2 no estado como obtido por “spray” (MCS), mostrando o que morfológicamente seria carboneto M_2C tipo 2 de acordo com Boccalini ^[70] – sem ataque.

Figura 4.13 – Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_2C tipo 1 na figura 4.11.

Análises de amostras da região interna do material no estado como fabricado (MCS) revelaram a existência de carbonetos que poderiam ser M_2C tipo 1 e M_6C (figuras 4.14 a 4.17), sendo que o aspecto morfológico deste último (M_6C) não coincide com aquele apresentado por Boccalini em seu trabalho (ver figura 4.5).

De acordo com Kulmburg ^[93], M_6C é um carboneto rico em Fe, e, segundo Fischer ^[91], além de conter de 30 a 35% de Fe, a quantidade de cromo dissolvida no carboneto é aproximadamente igual à existente na liga. Já o carboneto MC, de acordo com a literatura ^[17,93] é rico em vanádio e apresenta baixos níveis de Fe em sua composição.

Figura 4.14 – Micrografia eletrônica de varredura da região interna do material no estado como fabricado (MCS) – sem ataque.

Figura 4.15 – Micrografia eletrônica de varredura da região interna do material no estado como fabricado (MCS) – sem ataque.

Figura 4.16 – Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_2C tipo 1 na figura 4.14.

Figura 4.17 – Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_6C na figura 4.15.

Após o recozimento do material foram feitas novas análises em MEV, desta vez apenas em amostras da região interna do pré-formado.

Karagöz ^[95] observa que o carboneto M_2C é um importante componente da estrutura de solidificação dos aços ao molibdênio e cita o aço AISI M2 como exemplo. Segundo alguns autores ^[44-46,54] este tipo de carboneto tende a se decompor em carbonetos do tipo MC e M_6C após recozimento a altas temperaturas.

Embora a temperatura de recozimento não tenha atingido patamares tão elevados, no material após recozimento é possível verificar indicações de transformação microestrutural. Análises por EDS mostraram a presença de carbonetos os quais provavelmente sejam do tipo M_6C , e, uma pequena quantidade do que certamente são carbonetos do tipo MC, os quais são ricos em

vanádio e cuja morfologia idiomórfica corresponde ao tipo divorciado (figura 4.7), conforme terminologia apresentada por Boccalini (figuras 4.18 a 4.20).

Figura 4.18 - Micrografia em MEV da região interna do material obtido por "spray", após recozimento (MCSR) - sem ataque.

Figura 4.19 – Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_6C na figura 4.18.

Figura 4.20 - Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por MC na figura 4.18.

4.1.4.3 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) do material conformado por “spray” após laminações

Após laminações de amostras do material conformado por “spray”, foram feitas análises em MEV com o objetivo de verificar os efeitos do tratamento termomecânico sobre a quebra e distribuição dos carbonetos na matriz. Para tanto, a microestrutura do material laminado (MCSR50 e MCSR72) foi confrontada com a do material obtido comercialmente (MConv).

Já não foi possível a partir desta fase, uma comparação morfológica dos carbonetos de acordo com a terminologia apresentada por Boccalini ^[70] em seu trabalho, uma vez que estas não mais se apresentam em sua forma bruta, mas, segmentados em virtude do tratamento termomecânico aplicado.

Neste caso, a identificação dos carbonetos foi feita com base na avaliação dos resultados das análises por EDS, e confrontado com os resultados encontrados em trabalhos desenvolvidos por outros pesquisadores.

Análises visuais comparativas entre as micrografias dos materiais, revelaram que uma redução na espessura de 50% não é suficiente para permitir a quebra e distribuição da rede de carbonetos existente na estrutura original do material, e assim, permitir uma boa homogeneização microestrutural do material obtido por conformação por “spray”.

Para o caso de redução de 72% em espessura, a microestrutura resultante apresenta-se com uma distribuição de carbonetos mais homogênea em relação ao material comercial. A rede de carbonetos originária do processo de solidificação apresenta-se quase que totalmente descaracterizada, e, comparativamente, a rede de carbonetos é muito mais característica no material comercial (MConv) (figuras 4.21 a 4.23).

Figura 4.21 - Micrografia eletrônica de varredura do material obtido por conformação por “spray” após laminação (MCSR50) – sem ataque.

Figura 4.22 - Micrografia eletrônica de varredura do material obtido por conformação por “spray” após laminação (MCSR72) – sem ataque.

Figura 4.23 - Micrografia eletrônica de varredura do material comercial (MConv) – sem ataque.

Análises por EDS na microestrutura dos materiais após a etapa de laminação revelaram a presença de carbonetos que certamente são do tipo MC, por serem ricos em vanádio (figuras 4.24 e 4.25).

As análises por EDS apontaram também para a presença de um outro tipo de carboneto, o qual supostamente seria do tipo M_6C (ver figuras 4.26 a 4.31). Tal suposição é baseada nas argumentações de Ho Baik *et al.* [44, 47], Lee *et al.* [45, 46] e Ghomaschi [54], de que os carbonetos tipo M_2C tendem a se decompor em carbonetos tipo M_6C e MC, quando submetidos a altas temperaturas de aquecimento.

Na prática, as análises por EDS apresentaram valores que divergem em um ou mais elementos das composições disponíveis para o M_6C , M_2C ou MC (ver tabela 4.4). Fischer [91], observa que em materiais conformados é possível

que haja pequenas quantidades de M_2C apenas em aços com alto teor de molibdênio e médio / alto teor de vanádio, como no caso do AISI M2.

Sendo assim, se a identificação destes novos carbonetos for feita com base nestas últimas considerações, novamente há de se pensar na presença de carbonetos híbridos, os quais poderiam ser resultado da mesclagem entre os carbonetos tipo M_6C e MC , ou, em última instância, de uma sobreposição de carbonetos proporcionada pela movimentação dos mesmos durante o processo de conformação mecânica.

Figura 4.24 - Micrografia eletrônica de varredura do material obtido por conformação por “spray”, após laminação a uma redução de 50% (MCSR50)- sem ataque.

Figura 4.25 - Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por MC na figura 4.24.

Figura 4.26 - Micrografia eletrônica de varredura do material conformado por "spray", após laminação a uma redução de 50% (MCSR50) - sem ataque.

Figura 4.27 - Micrografia eletrônica de varredura do material conformado por "spray", após laminação a uma redução de 72% (MCSR72) - sem ataque.

Figura 4.28 - Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_6C (a) na figura 4.26.

Figura 4.29 – Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_6C (b) na figura 4.26.

Figura 4.30 - Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_6C (a) na figura 4.27.

Figura 4.31 - Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_6C (b) na figura 4.27.

4.1.4.4 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) dos materiais após o tratamento térmico de têmpera e revenimento

Após o tratamento térmico de têmpera e revenimento dos materiais, foram feitas análises em MEV nos materiais (MCSR50 e MCSR72), no material comercial (MConv) e em uma pequena amostra do material obtido por metalurgia do pó (MP).

Análises visuais comparativas entre as micrografias dos materiais, mostraram que o tratamento térmico promoveu o desaparecimento das micro-partículas de carboneto existentes sobre a matriz, favorecido provavelmente pelo mecanismo de dissolução dos mesmos na matriz e / ou coalescimento junto aos carbonetos de tamanhos maiores. No material obtido comercialmente (MConv) este efeito não é tão evidente talvez pelo fato do material ter sido fornecido na condição de esferoidizado, o que provavelmente teria antecipado o processo.

Uma outra observação interessante verificada principalmente nos

casos dos materiais MCSR50 e MCSR72, é a de que aparentemente tenha ocorrido um aumento do tamanho da rede de carbonetos remanescente após o tratamento térmico de têmpera e revenimento. Neste caso, provavelmente as ligações menos consistentes da malha da rede de carbonetos, ou seja, aquelas formadas por carbonetos menores e mais finos, tenham sido suprimidas também através dos mecanismos de dissolução / coalescimento, em favorecimento daquelas mais consistentes.

Deste modo, a impressão de aumento de tamanho da malha da rede de carbonetos seria falsa, pois o que de fato pode ter ocorrido é o desaparecimento das intraligações menos consistentes da malha, caracterizando a formação de uma malha mais aberta. As figuras 4.32 a 4.34 exemplificam bem a diferença entre o antes e o após tratamento térmico para os casos do MCSR50, MCSR72 e MConv.

Figura 4.32 - Micrografia eletrônica de varredura do material obtido por conformação por “spray” e laminado a uma redução de 50% (MCSR50) – sem ataque. a) Antes do tratamento térmico de têmpera e revenimento (somente laminado); b) Após o tratamento térmico de têmpera e revenimento.

Figura 4.33 - Micrografia eletrônica de varredura do material obtido por conformação por “spray” e laminado a uma redução de 72% (MCSR72) – sem ataque. a) Antes do tratamento térmico de têmpera e revenimento (somente laminado); b) Após o tratamento térmico de têmpera e revenimento.

Figura 4.34 - Micrografia eletrônica de varredura do material obtido comercialmente (MConv) – sem ataque. a) Antes do tratamento térmico de têmpera e revenimento; b) Após o tratamento térmico de têmpera e revenimento.

Efetuada-se uma análise comparativa entre as micrografias dos quatro materiais em estudo, após o tratamento térmico de têmpera e revenimento (figuras 4.35 a 4.38), e estabelecendo um paralelo com os macro resultados dos ensaios de usinagem, os quais serão mais bem detalhados posteriormente, tem-se que:

- a) A microestrutura do MCSR50 é bastante similar a do MConv. Entretanto, o MCSR50 apresentou resultados inferiores aos do MConv em termos de resistência ao desgaste durante os ensaios de usinagem.
- b) O MCSR72 apresenta-se com uma distribuição homogênea e com tamanhos menores de carbonetos em relação ao MConv, portanto com uma microestrutura muito mais refinada. Entretanto, os resultados dos testes de usinagem colocaram os dois materiais em patamares de desempenho muito próximos, com ligeira vantagem para o MConv.
- c) O MCSR72 apresenta uma microestrutura tão refinada quanto o MP, inclusive com tamanhos menores de carbonetos. Entretanto, este último (MP), foi o que analiticamente apresentou os melhores resultados durante os testes de usinagem dentre todos os materiais de ferramenta avaliados.

Figura 4.35 - Micrografia eletrônica de varredura do material MCSR50 após tratamento térmico de têmpera e revenimento – sem ataque.

Figura 4.36 - Micrografia eletrônica de varredura do material MCSR72 após tratamento térmico de têmpera e revenimento – sem ataque.

Figura 4.37 - Micrografia eletrônica de varredura do material comercial (MConv) após tratamento térmico de têmpera e revenimento – sem ataque.

Figura 4.38 - Micrografia eletrônica de varredura do material obtido por metalurgia do pó (MP) após tratamento térmico de têmpera e revenimento – sem ataque.

Segundo Schruff *et al.* ^[96,97], a melhor condição microestrutural para que o material possa ter um bom desempenho em termos de resistência ao desgaste, é aquela em que os carbonetos se apresentam com uma distribuição homogênea e tamanhos maiores. Nesta condição, em qualquer região e direção têm-se pontos de ancoragem os quais oferecem resistência suficiente à passagem do elemento abrasivo; tanto maior será esta resistência, quanto maior for o tamanho do carboneto (ver figura 4.39).

Schneider *et al.* ^[98], em testes de desgaste entre aços ferramenta obtidos por conformação por “spray” e pela técnica convencional, obtiveram resultados semelhantes aos de Schruff *et al.* ^[96,97] e concluíram que a resistência ao desgaste aumenta com a melhoria da homogeneidade de distribuição dos

carbonetos, e diminui com a diminuição do tamanho dos mesmos. Resultados similares foram apresentados também por Leatham *et al.* ^[99], os quais obtiveram melhores resultados no material cujos tamanhos de carbonetos eram maiores, e mais homogêneamente distribuídos. Embora essa talvez não seja a única e nem a justificativa mais adequada para todos os casos (itens a, b, c mencionados anteriormente), é com certeza a que pode explicar melhor o desempenho superior da ferramenta cujo material foi obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP), em relação aos outros materiais.

Figura 4.39 - Influência do tamanho e distribuição dos carbonetos na resistência ao desgaste dos aços ferramenta. a) Carbonetos muito finos; b) Carbonetos grosseiros orientados com formação em rede; c) Carbonetos grosseiros homogeneamente distribuídos ^[96,97].

Em termos de tipos de carbonetos encontrados nos materiais após tratamento térmico de têmpera e revenimento, tem-se que após análises por EDS foram encontrados no MCSR50 o que provavelmente sejam carbonetos M_2C , MC, e mais uma vez o que poderia ser um carboneto híbrido (desta vez M_6C/MC), mas que para efeito deste trabalho considerar-se-á apenas como sendo M_6C (figuras 4.40 e 4.42 a 4.44). Já no MCSR72 foram encontrados basicamente carbonetos M_6C e MC (figuras 4.41 e 4.45 a 4.46).

Figura 4.40 - Micrografia eletrônica de varredura do material MCSR50 após tratamento térmico de têmpera e revenimento - sem ataque.

Figura 4.41 - Micrografia eletrônica de varredura do material MCSR72 após tratamento térmico de têmpera e revenimento - sem ataque.

Figura 4.42 - Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_2C na figura 4.40.

Figura 4.43 - Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_6C na figura 4.40.

Figura 4.44 - Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por MC na figura 4.40.

Figura 4.45 – Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_6C na figura 4.41.

Figura 4.46 - Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por MC na figura 4.41.

No material comercial (MConv) também foram encontrados carbonetos M_6C e novamente o que se poderia chamar de carbonetos híbridos M_6C/MC , os quais puderam neste caso ser perfeitamente distinguidos do M_6C , em função do contraste de tonalidade bastante perceptível (ver figuras 4.47 a 4.49).

Figura 4.47 - Micrografia eletrônica de varredura do material obtido comercialmente (MConv) – após tratamento térmico de têmpera e revenimento – sem ataque. a) Carboneto no interior da região demarcada com um círculo; b) Aspecto ampliado da região demarcada em a).

Figura 4.48 – Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_6C na figura 4.47 b).

Figura 4.49-Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_6C/MC na fig. 4.47 b.

No material obtido por metalurgia do pó (MP), foram encontrados basicamente carbonetos M_6C e MC , o que corresponde aos resultados encontrados por Nogueira *et al.* ^[66], que avaliaram anteriormente amostras deste mesmo material tratado nas mesmas condições (figuras 4.50 a 4.52).

Figura 4.50 - Micrografia eletrônica de varredura do material obtido por metalurgia do pó (MP) após tratamento térmico de têmpera e revenimento – sem ataque. a) Carbonetos no interior da região demarcada com um círculo; b) Aspecto ampliado da região demarcada em a).

Figura 4.51 – Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por M_6C na figura 4.50 b.

Figura 4.52 – Espectro obtido na análise por EDS da região indicada por MC na figura 4.50 b.

4.1.4.5 - Microscopia eletrônica de varredura (MEV) após ataque para revelação do grão austenítico

Com o objetivo de comprovar e / ou buscar explicações para algumas questões levantadas anteriormente, principalmente quanto aos resultados das análises por microscopia óptica, e também quanto aos resultados dos ensaios mecânicos, foram feitas análises em MEV para verificação do tamanho do grão austenítico em amostras dos materiais (MCSR50, MCSR72, MConv e MP) após o tratamento térmico de têmpera e revenimento, e em uma amostra da região interna do material conformado por "spray" no estado como fabricado (MCS).

Mesmo tendo sido utilizado um ataque específico para revelação dos contornos de grão, os resultados das análises em MEV mantiveram a constatação feita por ocasião da observação em microscópio óptico, de que não é possível identificar isoladamente o grão austenítico no material conformado por "spray" no estado como fabricado (MCS). Deste modo, a conclusão é de que o tamanho da malha da rede de carbonetos seria realmente coincidente com o tamanho do grão austenítico, ou seja, os carbonetos tendem a se formar preferencialmente nesta região (ver figura 4.53).

Figura 4.53 – Micrografia eletrônica de varredura da amostra do material conformado por "spray" no estado como fabricado (região interna do pré-formado), após ataque para revelação do contorno de grão.

Embora para uma mesma amostra e em todos os materiais, os tamanhos de grão tenham sido bastante heterogêneos, ou seja, tenham variado bastante em tamanho, ora sendo muito pequeno, ora muito grande; o tamanho de grão para cada caso (MCSR50, MCSR72, MConv e MP) foi determinado a partir das médias de valores encontrados em uma série de fotos de cada material, utilizando o método do intercepto linear.

As análises revelaram um tamanho médio de grão maior (aproximadamente 22 µm) na amostra do material obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP), em relação às amostras dos outros materiais. Isto pode explicar os menores valores de dureza e de resistência à ruptura transversal (TRS) encontrados neste material em relação aos demais casos (ver itens 4.1.3.1 fig. 4.2 e 4.1.3.3 fig. 4.4).

De acordo com a Sra. Odília ^[68], este comportamento é típico para os materiais obtidos pela técnica da metalurgia do pó. Segundo ela, a temperatura e o tempo de permanência durante o ciclo de sinterização seriam os responsáveis

pelo aumento do tamanho de grão nestes materiais, em relação aos materiais obtidos por outras técnicas.

Como lembram Mesquita e Barbosa ^[82], tenacidade é uma propriedade que depende da matriz, onde altos valores ressaltam as boas condições de processamento do material. O reflexo dessas condições adequadas de processamento estaria relacionado ao refinamento do tamanho de grão austenítico do material, o qual seria o principal responsável pelo aumento da tenacidade do mesmo.

No caso do MCSR50 e MCSR72, o tamanho de grão foi menor que no MP (15 μm e 17 μm respectivamente), o que pode em parte explicar os maiores valores de dureza e de resistência à ruptura transversal em relação a este último (MP). Já no MConv foi encontrado o menor tamanho de grão dentre todos os materiais (aproximadamente 13 μm), o que pode ter colaborado para que este material apresentasse o maior valor de dureza em relação aos demais casos (ver item 4.1.3.1 fig. 4.2).

Uma análise das figuras 4.54 a 4.57, permite ter-se uma noção da diferença entre tamanhos de grão entre os materiais. Notar que a figura relativa ao MConv peca pela nitidez, mas como era a única com a mesma magnitude de ampliação dos demais casos, foi mostrada assim mesmo. Na seqüência (figura 4.58), é mostrada uma figura um pouco melhor deste material (MConv), porém com magnitude de ampliação diferente.

Figura 4.54 – Micrografia eletrônica de varredura da amostra do material MCSR50 (temperado e revenido), após ataque para revelação do contorno de grão.

Figura 4.55 – Micrografia eletrônica de varredura da amostra do material MCSR72 (temperado e revenido), após ataque para revelação do contorno de grão.

Figura 4.56 – Micrografia eletrônica de varredura da amostra do material MConv (temperado e revenido), após ataque para revelação do contorno de grão.

Figura 4.57 – Micrografia eletrônica de varredura da amostra do material MP (temperado e revenido), após ataque para revelação do contorno de grão.

Figura 4.58 – Micrografia eletrônica de varredura da amostra do material MConv (temperado e revenido), após ataque para revelação do contorno de grão.

4.1.5 – Análises por difração de raios X

A escassez de publicações nesta área voltadas para o estudo específico deste tipo de material, a proximidade de valores entre fases distintas (inclusive entre os próprios padrões selecionados para comparação), e por fim, os fatos dos resultados terem apresentado ligeira dispersão em relação aos valores dos padrões mais próximos, os quais o próprio programa determinou por comparação, foram alguns dos fatores que colaboraram para o aumento da dificuldade na avaliação e interpretação dos resultados das análises por difração de raios X.

Os resultados das análises foram comparados com padrões do banco de dados “Powder Diffraction File” PDF2 – ICDD ^[100] disponíveis, os quais foram selecionados baseados no que a literatura aponta como sendo as fases mais prováveis de estarem presentes neste tipo de material. As fases e respectivos padrões escolhidos são apresentados na tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Fases versus padrões utilizados na análise dos resultados dos ensaios por difração de raios X.

FASE	PADRÃO ^[100]
M ₆ C (Fe ₃ W ₃ C)	41-1351
MC (WC)	25-1047
M ₂ C (W ₂ C)	35-0776
MC (MoC)	45-1015
M ₂ C (Mo ₂ C)	35-0787
MC (V ₈ C ₇)	35-0786
Austenita	31-0619
Ferrita	06-0696

A análise foi focada nos picos de maior intensidade dos espectros, sendo que a comparação com os padrões foi feita através do parâmetro 2theta (2θ), que nada mais é do que o ângulo de difração.

O ensaio foi feito em uma única sessão, onde foram analisadas simultaneamente 10 amostras em condições distintas de obtenção e tratamentos térmicos / termomecânicos, as quais foram identificadas por siglas conforme tabela 4.6.

Tabela 4.6 – Siglas e respectivas discriminações dos corpos de prova utilizados nos ensaios por difração de raios X.

SIGLA	DISCRIMINAÇÃO
OCF	Material conformado por “spray” no estado como obtido.
S	Material obtido por metalurgia do pó + sinterização.
MC	Material comercial.
OR	Material conformado por “spray” + recozimento.
ORL50	Material conformado por “spray” + recozimento + laminação com 50% de redução.
ORL72	Material conformado por “spray” + recozimento + laminação com 72% de redução.
ORL50TT	Material conformado por “spray” + recozimento + laminação com 50% de redução + tratamento térmico (têmpera e revenimento).
ORL72TT	Material conformado por “spray” + recozimento + laminação com 72% de redução + tratamento térmico (têmpera e revenimento).
STT	Material obtido por metalurgia do pó + sinterização + tratamento térmico (têmpera e revenimento).
MCTT	Material comercial + tratamento térmico (têmpera e revenimento).

Os espectros das análises são mostrados nas figuras 4.59 a 4.68. A avaliação dos perfis de difração de raios X foi feita com o auxílio de softwares específicos ^[101-105], com base nos valores de 2theta encontrados em cada caso, os quais foram comparados com os de padrões existentes. Os softwares permitiram que os trabalhos de comparação fossem facilitados, na medida em que foi possível a sobreposição direta de espectros para verificação da concordância ou não com determinado padrão.

Cada figura (espectro) representa a análise de uma determinada amostra em uma determinada condição de processamento (tabela 4.6). Em cada caso, são apresentados no canto superior esquerdo do espectro as fases encontradas nas análises e respectivas participações em porcentagem volumétrica.

Resumidamente, as fases e participações encontradas em cada caso são mostradas na tabela 4.7.

Tabela 4.7 – Síntese dos resultados das análises por difração de raios X (fração volumétrica em porcentagens).

Sigla	Ferrita ⁽¹⁾ / Martensita ⁽²⁾ (%)	Austenita (%)	Fe ₃ W ₃ C (M ₆ C) (%)	V8C7 (MC) (%)
OCF	71,4 ^{(1) (2)}	10,9	3,3	14,3
S	74,5 ^{(1) (2)}	-	5,8	19,7
MC	80,2 ⁽¹⁾	-	8,9	10,8
OR	72,1 ⁽¹⁾	-	5,7	22,1
ORL50	85,6 ^{(1) (2)}	-	5,6	8,7
ORL72	83,7 ^{(1) (2)}	-	5,5	10,8
ORL50TT	66,9 ⁽²⁾	13,3	3,8	15,9
ORL72TT	71,9 ⁽²⁾	-	2,7	25,4
STT	83,7 ⁽²⁾	-	5,1	11,3
MCTT	63,3 ⁽²⁾	19,8	4,5	12,4

- não detectado.

Como é possível verificar pelos resultados das análises por difração de raios X, as fases mais encontradas foram em parte concordantes com aquelas encontradas nas análises por EDS feitas durante as sessões de microscopia eletrônica de varredura. Nos materiais recozidos e tratados termicamente também foram encontrados basicamente carbonetos M₆C e MC.

A análise por difração de raios X não detectou o carboneto M₂C na amostra do material conformado por “spray” no estado como obtido (OCF), embora este tenha sido encontrado por ocasião das análises feitas por EDS durante as sessões de microscopia eletrônica de varredura, em contrapartida; foi detectado nesta mesma amostra o carboneto MC, o qual não havia sido detectado nas análises por microscopia.

Com relação à ferrita e a martensita, pelo fato de terem os espectros muito semelhantes, não é possível estabelecer uma separação (diferenciação) entre uma e outra fase, apenas pelos resultados obtidos nos ensaios por difração de raios X.

Entretanto, é possível arriscar uma separação por amostra, baseado nos valores de dureza encontrados em cada amostra (ver item 4.1.3.1), em dados da literatura ^[38, 16,106] e no tipo de processamento a que foi submetida cada uma das amostras (ver tabela 4.7). Outras evidências poderiam ser obtidas a partir do ataque das amostras com um reagente químico apropriado.

Foi detectado austenita retida apenas nas amostras OCF, ORL50TT e MCTT, embora se esperasse encontrar também nas amostras STT e ORL72TT.

Uma outra questão, diz respeito à quantidade de carbonetos do tipo MC em comparação aos M_6C encontrados nas análises por difração de raios X. Baseado no que se encontra na literatura ^[17,107], a tendência é para que se encontre sempre uma quantidade maior de M_6C neste tipo de material, o que não foi constatado. De qualquer modo, independentemente do que versa a literatura, são apresentados na tabela 4.7 os valores reais obtidos nas análises por difração de raios X dos materiais utilizados no presente trabalho de pesquisa; a fim de que possam ser utilizados como parâmetros de comparação por outros pesquisadores na realização de análises futuras deste mesmo tipo de material.

De modo geral, os resultados dos ensaios por difração de raios X também são concordantes em parte com os de outros pesquisadores. Magnabosco ^[106], apresenta dados de Hoyle ^[16], os quais demonstram que o aço AISI M2 recozido contém ferrita e carbonetos M_6C , MC e $M_{23}C_6$; sendo que este último não foi detectado nas amostras avaliadas no presente trabalho. Já o material temperado e revenido, apresenta segundo os autores basicamente martensita, traços de austenita retida e carbonetos M_6C e MC.

Chiaverini ^[38] reforça as colocações de Hoyle e Magnabosco, e salienta que M_6C e MC são carbonetos típicos de serem encontrados no aço rápido AISI M2 no estado recozido.

Figura 4.59 - Espectro referente à análise por difração de raios X na amostra OCF.

Figura 4.60 - Espectro referente à análise por difração de raio X na amostra S.

Figura 4.61 - Espectro referente à análise por difração de raios X na amostra MC.

Figura 4.62 - Espectro referente à análise por difração de raios X na amostra OR.

Figura 4.63 - Espectro referente à análise por difração de raios X na amostra ORL50.

Figura 4.64 - Espectro referente à análise por difração de raios X na amostra ORL72.

Figura 4.65 - Espectro referente à análise por difração de raios X na amostra ORL50TT.

Figura 4.66 - Espectro referente à análise por difração de raios X na amostra ORL72TT.

Figura 4.67 - Espectro referente à análise por difração de raios X na amostra STT.

Figura 4.68 - Espectro referente à análise por difração de raios X na amostra MCTT.

4.2 – Ensaios de usinagem

4.2.1 – Forças de corte

Para a investigação dos esforços de corte atuantes durante os ensaios de usinagem, foi realizado o estudo comparativo da variação da força com o aumento da velocidade de corte, entre todos os materiais de ferramenta utilizados.

Considerando que a análise deveria ser feita em igualdade de condições entre todos os materiais de ferramenta, foram utilizados somente os resultados da usinagem do 1º corpo de prova para todos os casos, uma vez que para as velocidades de corte de 30 e 32 m/min, apenas um corpo de prova foi usinado conforme mencionado no item 3.2.2.6.3.

Para os casos onde foram feitas usinagens de um 1º corpo de prova na primeira bateria e outro na segunda bateria de ensaios (V_c 34 m/min), foram utilizados os valores médios entre as duas baterias. Vale lembrar que para a velocidade de corte de 36 m/min, os valores decorrentes da usinagem na primeira bateria de ensaios foram desconsiderados, em função de problemas técnicos ocorridos no equipamento de usinagem (ver item 3.2.2.6.3).

Os resultados dos ensaios demonstraram que há uma tendência de redução da força de corte, com o aumento da velocidade de corte para todos os materiais de ferramenta (figura 4.69). Tal comportamento estaria associado principalmente à facilitação do corte, em função do aumento da velocidade periférica (diâmetro externo) do corpo de prova em relação à aresta de corte da ferramenta.

O aumento da velocidade periférica promove a redução da presença de aresta postiça de corte na superfície de saída de ferramenta, culminando mesmo que de maneira discreta, com a redução do esforço de corte. A aresta postiça se forma a partir de partes da peça (no caso partes do próprio corpo de prova), que se depositam sobre a superfície de saída da ferramenta durante a usinagem.

Embora a tendência da diminuição da presença de aresta postiça de corte tenha sido verificada em todos os materiais de ferramenta utilizados, a título meramente ilustrativo é mostrada uma seqüência de fotos apenas do caso do material comercial (MConv), através das quais é possível identificar o fenômeno observado (figura 4.70).

Figura 4.69 - Variação da força de corte como função da velocidade de corte.

Embora Ferraresi ^[3] no estudo com ferramentas de metal duro, defenda a tese de que o esforço de corte tende a diminuir na presença de aresta postiça, argumentando que a aresta postiça modificaria a geometria de corte da ferramenta tornando esta mais positiva, o que se defende no presente trabalho na usinagem com ferramentas de aço rápido, é justamente o contrário.

A presença da aresta postiça de corte sobre a superfície de saída da ferramenta torna irregular e mais grosseira a superfície por onde ocorre o escoamento do cavaco (superfície de saída). Tal irregularidade seria a responsável pelo aumento do atrito e desvio de percurso do cavaco durante o processo de usinagem, e a consequência disto seria o aumento discreto da intensidade das forças de corte.

Figura 4.70 - Exemplo da discreta, mas perceptível diminuição da aresta postiça de corte com o aumento do valor da velocidade de corte na usinagem com a ferramenta de material comercial (MConv). Último passe no corpo de prova: a) V_c 30 m/min; b) V_c 32 m/min; c) V_c 34 m/min; d) V_c 36 m/min.

Por fim, os dados relativos aos esforços de corte obtidos durante os experimentos podem ser utilizados para determinação da energia específica de corte ^[73] ou força específica de corte ^[3]. Os resultados da aplicação dos valores na equação 3.2 (capítulo 3) são mostrados na figura 4.71.

Figura 4.71 - Valores de energia ^[74], força ou pressão ^[3] específica de corte para os ensaios realizados no presente trabalho (kgf/mm^2).

Notar que resultados apresentados no gráfico (figura 4.71) são concordantes com os apresentados na figura 4.69; ou seja, há uma tendência de diminuição no valor da energia específica de corte com o aumento da velocidade de corte. Isto, porque o produto $h \times b$ da equação 3.2 foi o mesmo para todos os materiais de ferramenta (ver capítulo 3 figura 3.17).

Se o comportamento da força de corte for avaliado sob o ponto de vista do material da ferramenta, vê-se que houve uma tendência para que os maiores esforços fossem na pastilha cujo material foi obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP) e na obtida por conformação por “spray” e laminada com redução de 50% (MCSR50) (figura 4.72).

No caso da MCSR50, tal comportamento pode estar associado ao maior valor de desgaste deste material durante os testes de usinagem frente aos demais materiais, conforme será visto mais adiante (item 4.2.2). Com o aumento do desgaste na ferramenta, ocorre o aumento do atrito entre esta e o material que está sendo usinado, culminando, mesmo que de modo discreto, com o aumento do esforço de corte.

Já para o caso da MP, não há evidências dos motivos para tal comportamento, pois esta foi a que apresentou os menores valores, e, portanto os melhores resultados em termos de desgaste durante as usinagens. Também não

foram evidenciados neste caso, tendências de uma maior incidência de aresta postiça em relação aos demais materiais, o que poderia explicar tal comportamento.

Figura 4.72 – Variação da força de corte para cada material de ferramenta (nota 1).

Nota: Estes são valores médios de força, considerando inclusive as médias dos valores entre a primeira e segunda baterias de ensaios para o caso da velocidade de corte de 34 m/min. Embora para a velocidade de corte de 36 m/min tenham sido realizadas também duas baterias de ensaios; foram considerados neste gráfico somente os valores encontrados na segunda bateria, já que os resultados da primeira bateria foram descartados devido a problemas técnicos ocorridos durante os ensaios (ver item 3.2.2.6.3).

A tendência de diminuição do esforço de corte, também pode ser verificada quando a análise é feita no decorrer da usinagem de um mesmo corpo de prova, na medida em que os passes vão sendo efetuados (figuras 4.73 a 4.78).

Figura 4.73 - Variação da força de corte com o andamento da usinagem para 1 corpo de prova e velocidade de corte de 30 m/min.

Figura 4.74 - Variação da força de corte com o andamento da usinagem para 1 corpo de prova e velocidade de corte de 32 m/min.

Figura 4.75 - Variação da força de corte com o andamento da usinagem para 3 corpos de prova e velocidade de corte de 34 m/min (1ª bateria de ensaios).

Figura 4.76 - Variação da força de corte com o andamento da usinagem para 3 corpos de prova e velocidade de corte de 34 m/min (2ª bateria de ensaios).

Figura 4.77 - Variação da força de corte com o andamento da usinagem para 3 corpos de prova e velocidade de corte de 34 m/min (valor médio entre a 1ª e 2ª bateria de ensaios).

Figura 4.78 - Variação da força de corte com o andamento da usinagem para 2 corpos de prova e velocidade de corte de 36 m/min (2ª bateria de ensaios).

Acredita-se que um dos fatores que possa ter colaborado para este comportamento seja o aumento da temperatura (acúmulo de energia térmica) no corpo de prova, o que faz com que localmente (ponto de contato entre a ferramenta e o corpo de prova), a temperatura atinja limites que leve a uma ligeira queda de resistência do material do corpo de prova, o que pode reduzir sensivelmente o valor da força de corte. De acordo com pesquisas efetuadas por Opitz *et al.* as quais são mencionadas por Ferraresi ^[3] em seu trabalho, a partir da temperatura de 450 °C é possível verificar uma diminuição na dureza dos aços carbono.

Com o objetivo de comprovar o acúmulo de energia térmica no corpo de prova durante as usinagens, durante a realização da 2ª bateria de ensaios, foram feitas medições instantâneas com termopar de contato diretamente sobre a superfície do corpo de prova ao final de cada passe. Os resultados são apresentados nas figuras 4.79 a 4.82

Figura 4.79 - Temperatura do corpo de prova ao longo dos passes de usinagem (MCSR50).

Figura 4.80 - Temperatura do corpo de prova ao longo dos passes de usinagem (MCSR72).

Figura 4.81 - Temperatura do corpo de prova ao longo dos passes de usinagem (MConv).

Figura 4.82 - Temperatura do corpo de prova ao longo dos passes de usinagem (MP).

Como é possível verificar pelas figuras 4.79 a 4.82, a temperatura do corpo de prova parte de no mínimo 50 °C ao final da usinagem do primeiro passe, alcançando valores da ordem de até 105 °C ao final da usinagem do sexto e último passe.

Vale salientar que no ponto de contato entre a ferramenta e a peça as temperaturas envolvidas durante a usinagem são muito maiores. Para se ter uma idéia, fez-se uma experiência posicionando a extremidade do termopar diretamente sobre a região de escoamento do cavaco durante a usinagem, a qual é muito próxima do ponto de contato entre a ferramenta e a peça.

Embora o processo de formação e expulsão do cavaco seja um processo dinâmico, o que dificulta a manutenção da extremidade do termopar sobre esta região, o aparelho de aquisição de dados chegou a registrar valores da ordem de 230 °C de temperatura.

Ferraresi ^[3] destaca em seu livro, que quase todo o trabalho realizado durante a usinagem (de 87 a 90%) se transforma em calor. Segundo ele, é possível calcular com bastante aproximação a quantidade de calor produzida durante a usinagem através da seguinte fórmula:

$$Q = \frac{F_c \times V_c}{E} \left(\frac{k.cal}{min} \right) \quad (4.1)$$

Onde: Q = Quantidade de calor (k.cal/min).

F_c = Força de corte em kg.

V_c = Velocidade de corte (m/min).

E = Equivalente mecânico do calor = 427 kgm/k cal.

Se for aplicado a fórmula aos casos das usinagens realizadas no presente trabalho, têm-se os valores da quantidade de calor produzida para cada caso (figura 4.83).

Figura 4.83 – Quantidade de calor gerada durante as usinagens (nota 1).

Nota: Os valores de forças de corte aplicados na equação 4.1, os quais resultaram nos valores indicados na figura 4.83, são valores médios para cada velocidade de corte, sendo que para o caso da velocidade de corte de 34 m/min, foi feita uma média entre os valores encontrados nas duas baterias de ensaios de usinagem realizadas.

Um outro fator que pode estar relacionado com a queda nos valores de força na medida em que os passes vão ocorrendo em um mesmo corpo de prova é a diminuição da presença de aresta postiça de corte. A presença de aresta postiça promove o aumento do atrito na região de escorregamento de cavaco e conseqüentemente o aumento da força de corte, conforme comentado anteriormente.

O aumento de temperatura do corpo de prova (acúmulo de energia térmica), por si só favorece a diminuição da presença da aresta postiça de corte conforme explica Ferraresi ^[3]. Segundo ele, o aumento da temperatura na zona de contato entre a aresta postiça e a superfície inferior do cavaco, promove o recozimento desta a qual se encontra fortemente encruada. Com o recozimento há uma mudança de estrutura, mudança esta que promove o amolecimento da aresta postiça, sendo esta então fortemente esmagada pelas forças de corte e arrastada pelo cavaco.

4.2.2 – Desgaste das ferramentas

4.2.2.1 – Desgaste de flanco (VB)

A partir dos resultados obtidos durante os testes de usinagem, foram levantadas as curvas de desgaste de flanco (VB) para cada velocidade de corte utilizada, mostradas nas figuras 4.84 a 4.89.

Figura 4.84 - Curvas de desgaste para velocidade de corte de 30 m/min.

Figura 4.85 - Curvas de desgaste para velocidade de corte de 32 m/min.

Figura 4.86 - Curva de desgaste para a velocidade de 34 m/min (1ª bateria de testes).

Figura 4.87 - Curvas de desgaste para a velocidade de 34 m/min. (2ª bateria de testes).

Figura 4.88 - Curvas de desgaste para velocidade de corte de 34 m/min (valores médios referente a 1ª e 2ª baterias de testes).

Figura 4.89 - Curvas de desgaste para velocidade de corte de 36 m/min.

Pelos valores de desgaste alcançados e principalmente pela quantidade de corpos de prova usinados, as curvas de desgaste relacionadas às velocidades de corte de 30, 32 e 36 m/min, não permitem o estabelecimento de uma correlação precisa e confiável entre os materiais de ferramenta. O ideal é que se tivesse realizado também nestes casos, uma segunda bateria completa de testes para verificação da reprodutibilidade dos resultados, tal qual o foi para o caso da velocidade de corte de 34 m/min.

Deste modo, uma análise mais aprofundada do comportamento ao desgaste de cada material de ferramenta, foi baseada principalmente nos resultados dos ensaios com velocidade de corte de 34 m/min, tendo em vista que para estes casos foram usinados uma quantidade maior de corpos de prova e foram obtidos ótimos resultados em termos de reprodutibilidade (ver figuras 4.86 a 4.88).

De qualquer modo, independentemente do valor da velocidade de corte, em termos gerais é possível verificar pelas curvas de desgaste (figuras 4.84 a 4.89), que todos os materiais sob avaliação apresentaram comportamento bastante próximos em termos de valores finais de desgaste, ou seja, em nenhum caso houve uma dispersão tão absurda, que pudesse levar à condenação definitiva do material para a aplicação proposta no presente trabalho de pesquisa.

Esta simples observação já é um forte indicativo do potencial de desempenho do material obtido pelo processo de conformação por “spray”, frente ao desempenho de outros materiais já consagrados, sendo suficiente para justificar o mérito da proposta do presente trabalho de pesquisa.

Para uma melhor visualização do comportamento ao desgaste de cada material de ferramenta, os valores de desgaste encontrados durante as usinagens com a velocidade de 34 m/min (figura 4.88), foram trabalhados a fim de que o desempenho de cada material fosse expresso em termos de um número adimensional, denominado então de “coeficiente de desgaste de flanco” (figura 4.90). Basicamente, o desgaste final em metros verificado na ferramenta de usinagem após a usinagem de um dado corpo de prova, foi dividido pelo respectivo comprimento total de cavaco removido também em metros.

Levando em conta também os resultados de análises anteriores (testes de dureza, flexão e análises microestruturais), tem-se que analiticamente os resultados dos testes de usinagem com velocidade de corte de 34 m/min, apontam para um melhor desempenho do material obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP), seguido pelo material comercial (MConv), o qual apresentou uma vantagem bastante estreita em relação ao material obtido por conformação por “spray” e laminado com 72% de redução (MCSR72). Por fim, o pior desempenho foi demonstrado pelo material obtido por conformação por “spray” e laminado com 50% de redução (MCSR50), que apresentou os maiores valores de desgaste (ver figura 4.90).

Na sequência (figuras 4.91 a 4.95), apenas para efeito ilustrativo uma vez que visualmente é difícil verificar a diferença em extensão do desgaste existente entre os materiais de ferramenta, são apresentados os aspectos visuais do desgaste de flanco para os casos da usinagem com velocidade de corte de 34 m/min (1ª bateria de ensaios). Para fins de comparação, é apresentado também o aspecto visual da superfície de folga (região de ocorrência do desgaste de flanco) de uma ferramenta nova (sem uso).

Figura 4.90 - Valores de “coeficiente de desgaste” relativos aos testes com velocidade de corte de 34 m/min (dados cumulativos).

Figura 4.91 – Aspecto visual do desgaste de flanco após a usinagem do 3º corpo de prova com a ferramenta MCSR50 e velocidade de corte de 34 m/min (1ª bateria de ensaios) – microscópio óptico.

Figura 4.92 – Aspecto visual do desgaste de flanco após a usinagem do 3º corpo de prova com a ferramenta MCSR70 e velocidade de corte de 34 m/min (1ª bateria de ensaios) – microscópio óptico.

Figura 4.93 – Aspecto visual do desgaste de flanco após a usinagem do 3º corpo de prova com a ferramenta MConv e velocidade de corte de 34 m/min (1ª bateria de ensaios) – microscópio óptico.

Figura 4.94 – Aspecto visual do desgaste de flanco após a usinagem do 3º corpo de prova com a ferramenta MP e velocidade de corte de 34 m/min (1ª bateria de ensaios) – microscópio óptico.

Figura 4.95 - Aspecto visual da superfície de folga (região de ocorrência do desgaste de flanco) de uma ferramenta nova (sem uso) – microscópio óptico.

Pelo gráfico da figura 4.90, o qual é cumulativo, é possível verificar que a quantidade de desgaste na usinagem dos primeiros corpos de prova é sempre maior do que a verificada na usinagem dos corpos de prova posteriores. Esse fenômeno pode ser verificado também através da análise das curvas de desgaste das ferramentas (figuras 4.84 a 4.89), as quais logo no estágio inicial apresentam um elevado valor de desgaste se comparados aos demais estágios da curvas.

Isto ocorre em função de um processo natural de acomodação da aresta de corte da ferramenta nos primeiros instantes da usinagem. Os cantos vivos da aresta cortante são rapidamente eliminados em virtude de não possuírem resistência mecânica suficiente, para agüentar o atrito e os altos esforços que agem na região de contato entre a ferramenta e a peça. Uma vez eliminados os cantos vivos, o que se forma é uma aresta microscopicamente arredondada, a qual terá resistência suficiente para garantir a continuidade do processo de usinagem.

Os melhores resultados apresentados pelo material obtido por metalurgia do pó (MP), podem estar associados com a microestrutura deste material, a qual demonstra ser superior a dos outros materiais, com tamanhos de carbonetos mais adequados (para os fins em que foi avaliado) em relação aos demais materiais, e melhor distribuição dos mesmos na matriz conforme foi visto anteriormente (item 4.1.4).

Um outro fator que pode ter contribuído para um melhor desempenho desse material de ferramenta foi o menor valor de dureza em relação aos demais materiais (ver item 4.1.3.1). A esse respeito, os resultados de testes realizados por Santos ^[57] com ferramentas de aço rápido convencional e sinterizado, reforçam as constatações de outros pesquisadores citados por ele mesmo em seu trabalho, e mostram que nem sempre maior dureza implica necessariamente em maior resistência ao desgaste.

Já no caso dos materiais MCSR72 e MConv, embora os resultados dos testes de usinagem possam indicar que ambos encontram-se em condições bastante similares principalmente em termos de propriedades mecânicas; na prática isto não foi verificado.

Quanto ao MCSR50, supõe-se que o desempenho ligeiramente inferior ao destes dois últimos, esteja relacionado ao aspecto microestrutural. A redução aplicada não teria sido suficiente para alcançar o refinamento e distribuição de

carbonetos necessários para proporcionar boa homogeneidade do material e conseqüentemente melhores propriedades mecânicas e melhor desempenho.

Embora não tenha sido feita uma análise específica sobre as regiões de desgaste das ferramentas para detecção dos mecanismos de desgaste atuantes; o desgaste em ferramentas de aço rápido e na faixa de velocidades de corte utilizadas no presente trabalho é devido principalmente à abrasão e ao cisalhamento dos pontos de micro-soldagem, segundo Ferraresi ^[3].

Abrasão pode ocorrer tanto na superfície de folga quanto na superfície de saída da ferramenta, caracterizando o desgaste de flanco e o desgaste de cratera respectivamente. Já o processo de cisalhamento ocorre predominantemente na superfície de saída caracterizando também o desgaste de cratera, o qual será mais bem discutido posteriormente.

No caso específico do desgaste de flanco, a abrasão ocorre fundamentalmente pelo contato entre a peça e a ferramenta e pelo destacamento de partículas endurecidas da aresta postiça que passam entre a superfície de folga da ferramenta e a peça.

Com relação à resistência ao desgaste, conforme já mencionado anteriormente no item que trata da microestrutura dos materiais, Schruoff *et al.* ^[96,97], apresentam conclusões bastante interessantes, as quais inclusive são concordantes com os resultados encontrados no presente trabalho. Segundo eles, uma microestrutura muito refinada (com carbonetos bem distribuídos, e tamanhos muito pequenos) tende a ter uma resistência ao desgaste inferior, se comparada a uma outra onde os carbonetos se apresentam com tamanhos maiores. Tetsu Itami *et al.* ^[43], também obtiveram resultados semelhantes, onde o material obtido por conformação por “spray” com tamanho médio de carbonetos em torno de 6 μm , apresentou melhor desempenho quando comparado ao obtido por metalurgia do pó com tamanho médio em torno de 2 μm .

Mediante os resultados encontrados no presente trabalho e a correlação com os trabalhos de outros pesquisadores ^[95-98], embora não seja possível de forma geral, estabelecer com precisão os tamanhos e / ou configurações microestruturais ideais para que se obtenha em qualquer situação de trabalho, os melhores resultados com o material obtido por conformação por “spray”; para o caso específico do presente trabalho de pesquisa a conclusão é de que a melhor microestrutura é aquela onde a rede de carbonetos se apresente

fortemente descaracterizada, sem que com isso ocorra a diminuição acentuada do tamanho destes carbonetos, e mínimo tamanho de grão austenítico.

A literatura ^[25, 45-47] aponta a necessidade de reduções em tratamentos termomecânicos posteriores da ordem de 75 a 80% para que se obtenha um bom refinamento microestrutural nos aços rápidos obtidos por conformação por “spray”. Acredita-se que para aplicações em ferramentas de usinagem onde seja requerido principalmente resistência ao desgaste, reduções da ordem de 60 a 65% no material conformado por “spray”, como o utilizado no presente trabalho de pesquisa, são suficientes para a obtenção de resultados mais favoráveis durante a usinagem com este tipo de material.

Finalmente, apenas para efeito de registro e possíveis considerações futuras, vale a pena apresentar e tecer alguns comentários acerca dos resultados dos testes com velocidade de corte de 36 m/min, efetuados durante a realização da 1ª bateria de testes. Estes, até aqui têm sido desconsiderados, em virtude de problemas detectados no equipamento de usinagem conforme mencionado anteriormente.

Pelos resultados obtidos, foi possível verificar que em condições de instabilidade, o material de ferramenta que menos resistiu foi o obtido pela técnica de metalurgia do pó (MP). Neste caso, a ferramenta apresentou falha catastrófica antes do final da usinagem do corpo de prova. O melhor desempenho ficou por conta da ferramenta obtida a partir do material comercial (MConv), seguido do material MCSR72 que também foi bastante avariado e por fim o material MCSR50 que apresentou resultados muito próximos ao material MCSR72 (figura 4.96).

Afora os demais casos, os quais mantiveram entre si a tendência dos resultados apresentados anteriormente (desgaste de flanco) durante a usinagem em condições consideradas estáveis. Acredita-se que um dos motivos da falha catastrófica da ferramenta obtida pela técnica da metalurgia do pó (MP), é o tamanho de grão austenítico do material.

O tamanho do grão austenítico exerce forte influência sobre a resistência mecânica do material conforme já havia sido comentado anteriormente (item 4.1.3.3). Neste caso (MP), o tamanho de grão maior em relação aos demais casos afetou as propriedades de tenacidade do material (ver itens 4.1.3.3 fig. 4.4 e 4.1.4.5), o que culminou com a falha catastrófica da ferramenta durante a usinagem em condições de instabilidade (trepidação).

Figura 4.96 - Curvas de desgaste e aparência final dos desgastes na usinagem com velocidade de corte de 36 m/min (1ª bateria de testes).

4.2.2.1.1 – Considerações estatísticas

Avaliando estatisticamente os resultados obtidos na usinagem com velocidade de corte de 34 m/min, levando em consideração os respectivos desvios padrões em cada caso, tem-se que para um intervalo de confiança entre 90 e 95% (obtido a partir do teste **F** ^[108,109]), apenas os dados referentes à ferramenta cujo material foi obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP) destacam-se (diferenciam-se) dentre os demais casos. Do ponto de vista estatístico, os dados relativos aos demais materiais de ferramenta podem ser considerados similares.

Entretanto, vale ressaltar que do ponto de vista analítico, é perfeitamente possível inferir conclusões mais refinadas acerca dos resultados obtidos e do desempenho individual de cada material de ferramenta. Deve-se buscar estabelecer correlações entre os resultados dos testes de usinagem com resultados de outras análises (testes de dureza, testes de flexão, análises microestruturais, etc.). Também a sensibilidade e experiência prática do

experimentador com relação aos testes executados deve ser considerada, assim como todo o conjunto de informações disponível.

A própria literatura ^[108,109], se refere ao planejamento de experimentos e métodos estatísticos apenas como ferramentas auxiliares para o pesquisador no seu trabalho. Em muitos momentos, a experiência e a sensibilidade do pesquisador são extremamente importantes, tanto no momento de definir limites de trabalho mais próximos daquilo que se espera obter, quanto para avaliar e validar resultados obtidos experimentalmente.

4.2.2.2 - Desgaste de cratera

Conforme mencionado anteriormente, embora não houvesse a intenção inicial de efetuar a avaliação do desgaste de cratera, principalmente pela dificuldade de medição nos moldes previstos na ISO 3685 ^[12], a disponibilidade e versatilidade do software Quantikov ^[78] fez com que a intenção inicial fosse revertida, abrindo a possibilidade para que fosse aplicada uma sistemática diferenciada para a análise do desgaste de cratera.

O procedimento usado no presente trabalho de pesquisa avalia o desgaste de cratera pela sua extensão em área, e não pela profundidade como previsto na ISO 3685 ^[12]. Basicamente, usando fotos digitalizadas das superfícies de saída das ferramentas ao final da usinagem de cada corpo de prova, foram feitas medições da extensão em área do desgaste de cratera, com auxílio do software Quantikov ^[78] (ver figuras 4.97 e 4.98).

A figura 4.97 mostra a condição da superfície de saída de uma ferramenta nova (sem uso), para que possa ser utilizada como parâmetro de comparação visual em relação às figuras 4.98 a~c, as quais são exemplos reais da sistemática de aplicação do software Quantikov ^[78]. A primeira etapa (a) consiste no registro fotográfico digital da região afetada da ferramenta; a segunda etapa (b), trata da delimitação da região afetada, a qual é feita manualmente pelo operador; por último, um comando do Quantikov permite que o valor da área delimitada seja calculada automaticamente pelo software.

Pelo fato das diferenças entre ferramentas serem muito pequenas a exemplo do que ocorreu no caso do desgaste de flanco, também no desgaste de cratera apenas a análise visual não é suficiente para estabelecer comparações de

desempenho entre as ferramentas, após estas terem sido submetidas a iguais condições de usinagem.

Nas condições de análise previstas pela ISO 3685 ^[12], que se baseia na medição da profundidade da cratera, quando as diferenças de profundidade de cratera entre uma e outra ferramenta são muito pequenas, é extremamente difícil detectar diferenças utilizando os meios convencionais de medição.

Entretanto, qualquer pequena variação na área da cratera pode ser facilmente detectada, e, uma vez que a análise no Quantikov ^[78] é feita com a utilização de imagens ampliadas, mesmo que ocorram pequenos erros do operador por ocasião da demarcação da área sobre a figura, estes não são suficientes para exercer grande influência nos resultados.

Figura 4.97 - Detalhe da superfície de saída de uma ferramenta nova (sem uso).

Figura 4.98 - Exemplo do sistema utilizado para determinação da extensão em área do desgaste de cratera (vista B fig. 3.24). (a) Foto digitalizada (caso real da usinagem com a ferramenta MCSR50 e velocidade de corte de 34 m/min); (b) Delimitação da região, (c) Isolamento da região e cálculo da área.

Os resultados das medições de área do desgaste de cratera são apresentados como valores médios de três medições feitas em cada foto, e são relativos às velocidades de corte de 34 e 36 m/min, tendo em vista que para estas velocidades foi usinada uma quantidade maior de corpos de prova.

Os resultados são apresentados em forma de gráficos, os quais demonstram que a evolução do desgaste de cratera em termos de área apresentou, neste caso, um comportamento similar ao da evolução do desgaste de flanco (VB), com desgaste elevado na fase inicial da usinagem, e estabilização posterior com menores valores de desgaste (ver figuras 4.99 a 4.102).

Figura 4.99 - Evolução da área do desgaste de cratera (V_c 34 m/min) - 1ª bateria ensaios.

Figura 4.100 - Evolução da área do desgaste de cratera (V_c 34 m/min) - 2ª bateria ensaios.

Figura 4.101 - Evolução da área do desgaste de cratera. Valor médio entre a 1ª e 2ª bateria de ensaios (V_c 34 m/min).

Figura 4.102 - Evolução da área do desgaste de cratera (V_c 36 m/min) – 2ª bateria ensaios.

Também como no caso da análise do desgaste de flanco, as unidades aqui foram desconsideradas, e os resultados foram trabalhados de modo que fossem obtidos valores adimensionais, os quais foram denominados de “coeficiente de desgaste de cratera”. Basicamente, os valores de desgaste em área foram divididos pelo comprimento de cavaco linear para cada corpo de prova usinado.

Também neste caso, o coeficiente foi determinado apenas para a velocidade de corte de 34 m/min, já que para esta velocidade foram usados uma quantidade maior de corpos de prova, e foi possível o aproveitamento dos dados da 1ª e 2ª baterias de ensaios, o que aumenta a confiabilidade no tratamento e avaliação dos resultados (ver figura 4.103).

Figura 4.103 - Coeficiente de desgaste de cratera (V_c 34 m/min, valores médios entre a 1ª e 2ª baterias de ensaios)(dados cumulativos).

Como é possível verificar pelo gráfico da figura 4.103, o comportamento dos materiais quanto ao desgaste de cratera foi bastante similar ao do desgaste de flanco, onde, os melhores resultados (menores desgastes) foram encontrados na ferramenta cujo material foi obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP), seguida por aquela obtida a partir do material comercial (MConv), cuja vantagem foi bastante estreita em relação à obtida pelo processo de conformação por “spray” seguido de laminação com redução de 72% na espessura (MCSR72). Por fim, o pior desempenho neste caso também ficou por conta da ferramenta obtida pelo processo de conformação por “spray”, seguido de laminação com redução de 50% na espessura (MCSR50) que apresentou valores de desgaste maiores.

Acredita-se que os motivos para que os resultados se apresentassem desta forma, ou seja, semelhantes aos encontrados na análise do desgaste de flanco (item 4.2.2.1), sejam basicamente os mesmos atribuídos ao caso deste

último, com influência das condições microestruturais e das propriedades mecânicas de cada material de ferramenta utilizado.

Vale salientar que a técnica de avaliação do desgaste de cratera adotada no presente trabalho de pesquisa, não é normalizada e tão pouco de uso corrente. A concordância dos resultados encontrados com os de desgaste de flanco, pode ter sido mera coincidência. Entretanto, caso não tenha sido mera coincidência, ainda assim é necessário que a técnica seja reavaliada e validada ou não quanto a sua aplicabilidade, por meio da realização de sistemáticos trabalhos de pesquisa.

Quanto aos mecanismos de desgaste atuantes, temos que segundo Ferraresi ^[3], no caso do desgaste de cratera atuam basicamente o de abrasão e o de cisalhamento dos pontos de micro soldagem. O processo de abrasão ocorre em função do contato do cavaco sobre a superfície de saída da ferramenta, e o de cisalhamento ocorre devido ao destacamento da aresta postiça de corte a qual acaba por arrastar consigo partículas de material da região da superfície de saída da ferramenta.

4.2.2.3 - Formação dos cavacos

Durante as usinagens foram recolhidas amostras de cavaco, dentre as quais foram selecionadas somente aquelas das usinagens com velocidades de corte de 34 e 36 m/min, por terem sido consideradas mais representativas em relação aos demais casos, já que foram resultados da usinagem de um número maior de corpos de prova.

Os resultados são bastante interessantes, uma vez que é possível não só verificar uma mudança real na forma do cavaco, como também é possível traçar um paralelo com os resultados encontrados nas análises do desgaste de cratera.

A superfície de saída da ferramenta é a região por onde ocorre o escoamento do cavaco. Este, aliado a outros fenômenos tais como a formação de aresta postiça de corte e efeitos tribológicos, colabora para a evolução do desgaste de cratera. O desgaste de cratera acaba por modificar a geometria da superfície de saída da ferramenta, e o resultado é a mudança da direção e da geometria do cavaco.

As tabelas 4.8 e 4.9 apresentam a geometria / forma dos cavacos resultantes da usinagem com velocidades de corte de 34 e 36 m/min. Os tipos de cavaco mostrados nestas tabelas correspondem aos tipos e sub-tipos listados na seqüência (tabela 4.10), de acordo com a classificação proposta pela ISO 3685^[12] (ver anexo 5).

Tabela 4.8 - Tipos de cavaco resultantes das usinagens com velocidade de corte de 34 m/min.

		MCSR50	MCSR72	MConv	MP
N° PASSE (Vc 34 m/min. – 2ª bateria de ensaios)	1°	1	2	3	4
	6°	5	6	7	8
	12°	9	10	11	12
	18°	13	14	15	16

Tabela 4.9 - Tipos de cavaco resultantes das usinagens com velocidade de corte de 36 m/min.

		MCSR50	MCSR72	MConv	MP
N° PASSE (Vc 36 m/min. – 2ª bateria de ensaios)	1°	1	2	3	4
	6°	5	6	7	8
	12°	9	10	11	12

Tabela 4.10 - Tipos e sub-tipos de cavacos encontrados nas usinagens efetuadas no presente trabalho de pesquisa de acordo com a ISO 3685^[12].

TIPO	SUB-TIPO
2 - "Tubular chips"	2.1 - "long"
	2.2 - "short"
4 - "Washer-type helical chips"	4.2 - "short"
6 - "Arc chips"	6.2 - "loose"

Procedendo a uma avaliação sobre as figuras das tabelas 4.8 e 4.9 para um dado material de ferramenta, é possível verificar uma mudança bastante significativa na forma do cavaco com o avanço da usinagem; isto é, na medida em que os passes vão ocorrendo. A diferença é mais evidente principalmente nos passes iniciais (entre o 1° e o 6°); já que é nos primeiros instantes da usinagem que a taxa de desgaste é maior conforme foi visto anteriormente no item que trata da análise do desgaste de cratera.

Procedendo a uma análise comparativa entre os materiais de ferramenta, e estabelecendo um paralelo com os resultados das análises de desgaste de cratera; tem-se que o melhor desempenho em termos de menores valores de desgaste de cratera apresentado pela ferramenta obtida por metalurgia do pó (MP), pode ser evidenciado também através da seqüência de fotos dos cavacos resultantes nas usinagens com este material de ferramenta (figuras 4, 8, 12 e 16 – tabela 4.8; figuras 4, 8 e 12 - tabela 4.9). As mudanças de forma do cavaco neste caso não são tão evidentes quanto o que ocorre nos demais casos, o que demonstra que a superfície de saída da ferramenta foi menos agredida, e, portanto os valores de desgaste foram menores.

No outro extremo, tem-se que o desempenho inferior apresentado pela ferramenta obtida pelo processo de conformação por "spray" seguido de laminação a uma redução de 50% (MCSR50), também pode ser evidenciado pela seqüência de fotos que demonstra uma alteração muito mais significativa na forma do cavaco se comparado ao do caso anterior (MP), isto significa dizer que a superfície de saída da ferramenta foi mais agredida, e, portanto os valores de desgaste foram maiores (ver figuras 1, 5, 9 e 13 – tabela 4.8; figuras 1,5 e 9 – tabela 4.9).

Para os demais casos (MCSR72 e MConv), não é possível verificar variâncias visuais significativas na forma dos cavacos em relação aos do MCSR50; entretanto, também nestes casos é notória a diferença em relação aos do MP, indicando que a avaria na superfície de saída destas ferramentas foi maior que a desta última (MP).

4.2.2.4 - Equação de Taylor

Embora em princípio os valores de desgaste encontrados durante as usinagens, fossem muito reduzidos para proceder à análise dos resultados pela aplicação dos mesmos na equação de Taylor (ver equação 2.1 – capítulo 2), o método pôde ser aplicado, considerando que a ISO 3685 ^[12] permite o estabelecimento de critérios de vida da ferramenta específicos para casos especiais.

Os resultados encontrados foram bastante interessantes, e de certa forma concordantes com os resultados de outras análises feitas até então.

Para aplicação na equação, foi adotado um critério de vida da ferramenta igual a 0,14 mm, que corresponde ao valor mínimo de desgaste encontrado dentre os materiais de ferramenta para a velocidade de corte de 32 m/min.

A velocidade de corte de 30 m/min não foi utilizada, primeiro porque os valores de desgaste para esta velocidade seriam ainda menores, e conseqüentemente também o valor a ser adotado como critério de vida da ferramenta, depois, porque os resultados obtidos a partir de três velocidades de corte (32, 34 e 36 m/min) já seriam suficientes para a construção do gráfico logarítmico através do qual foram determinadas as constantes para formação da equação de Taylor em cada caso.

Os valores de tempo encontrados nas usinagens com velocidades de corte de 32, 34 e 36 m/min, para um critério de vida da ferramenta igual a 0,14 mm (figuras 4.104 a 4.106), foram colocados em gráficos logarítmicos da velocidade de corte versus vida da ferramenta (figuras 4.107 a 4.110).

Figura 4.104 - Tempos de usinagem para um critério de vida da ferramenta igual a 0,14 mm (V_c 32 m/min)

Figura 4.105 - Tempos de usinagem para um critério de vida da ferramenta igual a 0,14 mm (V_c 34 m/min) – Curvas obtidas a partir dos valores médios da 1ª e 2ª baterias de ensaios.

Figura 4.106 - Tempos de usinagem para um critério de vida da ferramenta igual a 0,14 mm (V_c 36 m/min).

A partir dos gráficos logarítmicos (figuras 4.107 a 4.110), foram obtidas as constantes **C** e **n** da equação de Taylor (equação 2.1 – capítulo 2) utilizando-se o método “by eye” conforme anexo F item F.2 da ISO 3685 ^[12]; as quais (constantes) de acordo com a literatura ^[12, 110], correspondem em cada caso ao valor da velocidade de corte para uma vida da ferramenta igual a 1 minuto e à inclinação da reta respectivamente.

Figura 4.107 – Gráfico logarítmico da velocidade de corte versus tempo de usinagem para um critério de vida da ferramenta igual a 0,14 mm (MCSR50).

Figura 4.108 – Gráfico logarítmico da velocidade de corte versus tempo de usinagem para um critério de vida da ferramenta igual a 0,14 mm (MCSR72).

Figura 4.109 – Gráfico logarítmico da velocidade de corte versus tempo de usinagem para um critério de vida da ferramenta igual a 0,14 mm (MConv).

Figura 4.110 – Gráfico logarítmico da velocidade de corte versus tempo de usinagem para um critério de vida da ferramenta igual a 0,14 mm (MP).

De acordo com os gráficos das figuras 4.107 a 4.110, a configuração da equação de Taylor para cada caso ficará conforme a seguinte tabela.

Tabela 4.11 – Configuração da equação de Taylor para cada material de ferramenta avaliado.

Material da ferramenta			
MCSR50	MCSR72	MConv	MP
$V_c = \frac{45}{T^{0,10}}$	$V_c = \frac{67}{T^{0,21}}$	$V_c = \frac{126}{T^{0,43}}$	$V_c = \frac{280}{T^{0,63}}$

Através das equações da tabela 4.11, é possível extrair valores ideais de velocidade de corte de acordo com a vida da ferramenta que se deseja obter, e vice-versa para cada caso; e para as condições (avanço, profundidade de corte, etc.) utilizadas nos ensaios que as originaram.

Procedendo a uma simulação, considerando que se deseje, por exemplo, uma vida da ferramenta igual a 15 minutos, têm-se as seguintes velocidades de corte para cada caso.

Tabela 4.12 – Velocidades de corte para uma vida da ferramenta igual a 15 minutos.

Material da ferramenta			
MCSR50	MCSR72	MConv	MP
$V_c = 34 \text{ m/min}$	$V_c = 38 \text{ m/min}$	$V_c = 39 \text{ m/min}$	$V_c = 51 \text{ m/min}$

Pelos resultados apresentados na tabela 4.12, é possível verificar mais uma vez que o material obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP), apresenta o melhor desempenho em relação aos demais materiais, os quais também em termos de desempenho demonstram entre si, um comportamento similar aos encontrados nas análises dos desgastes de flanco (VB) e de cratera.

Do ponto de vista industrial, em primeira análise o melhor material de ferramenta também seria aquele obtido pela técnica da metalurgia do pó, porque possibilitaria uma maior produtividade para um mesmo tempo de usinagem.

Entretanto, na prática a análise é muito mais complexa, porque envolve uma série de outros fatores, os quais devem necessariamente ser levados em consideração em cada caso, principalmente quando se trata de produção em grande escala.

Embora o modelo de manufatura tenha mudado significativamente nos últimos anos, a análise das condições econômicas de usinagem ainda tem sido largamente utilizada. Tal análise envolve conceitos como velocidade de corte de máxima produção (V_{cmxp}), e velocidade de corte de mínimo custo (V_{co}), os quais culminam com a determinação do intervalo de máxima eficiência (IME), que é o intervalo compreendido entre as velocidades de corte de mínimo custo (V_{co}) e as de máxima produção (V_{cmxp}) (figura 4.111).

Figura 4.111 - Intervalo de máxima eficiência ^[41].

É muito importante que os valores de velocidade de corte realmente utilizados estejam neste intervalo. Por exemplo, se o valor de VC utilizado estiver logo abaixo da V_{co} (portanto fora do IME), o custo da peça vai ser próximo do mínimo, mas o tempo para fabricá-la vai ser alto. Em contrapartida, existe um outro valor de velocidade de corte (dentro do IME), onde o custo é idêntico, mas o tempo de fabricação será menor. O mesmo conceito pode ser utilizado para o outro extremo do IME, se considerarmos um valor de VC logo acima da V_{cmxp} .

Como o escopo do presente trabalho de pesquisa, envolve apenas o estudo do potencial de desempenho de um novo material frente ao de outros materiais já consagrados, objetivando o questionamento a respeito do que seria necessário ou não para o seu aprimoramento em função dos resultados das análises dos testes de desempenho, não cabe aqui tentar indagar a respeito de qual seria o mais indicado ou não para aplicações industriais, mesmo porque como pôde ser visto, vai depender muito de uma série de fatores os quais devem necessariamente ser avaliados caso a caso.

Retornando, tem-se que em função dos resultados dos testes de usinagem, e do que já foi comentado anteriormente no final do item que trata das análises microestruturais, seria necessário um estudo mais aprofundado no que diz respeito ao aspecto microestrutural do material obtido por conformação por “spray” quando a aplicação do material é para fins de desgaste. Neste caso, deve-se priorizar a busca das condições microestruturais necessárias para o melhor desempenho em termos de resistência ao desgaste, em detrimento de um melhor refinamento microestrutural e conseqüentemente de melhores propriedades mecânicas.

Deste modo, diferentemente do que é defendido por Igharo e Wood ^[25], Lee *et al.* ^[45,46] e Baik *et al.* ^[44,47], que é uma redução de espessura em tratamentos termomecânicos posteriores da ordem de 75 a 80% para que se obtenha uma microestrutura adequada ao uso nos materiais obtidos por conformação por “spray”, acredita-se que no caso específico do presente trabalho, uma razão de redução da ordem de 60 a 65%, teria sido suficiente para promover uma adequada distribuição dos carbonetos por sobre a matriz, com a descaracterização da rede de carbonetos originária do processo de obtenção, e a manutenção dos carbonetos em tamanhos suficientes, de modo a possibilitar

melhor ancoragem dos mesmos quando o material estiver em regime de trabalho que requeira maior resistência ao desgaste.

Itami *et al.* ^[43] e Yabuuchi *et al.* ^[24], também investigaram o desempenho em usinagem do material obtido por conformação por “spray”, frente ao obtido pela técnica da metalurgia do pó, e obtiveram melhores resultados com o material obtido pela técnica da conformação por “spray”. Em ambos os casos, as partículas de carboneto eram maiores no material obtido por conformação por “spray” (6 μm contra 2 μm , e 4 μm contra 2 μm), respectivamente.

5 - CONCLUSÕES

A alta taxa de resfriamento, que é uma característica intrínseca do processo de conformação por "spray", é responsável pelo endurecimento parcial dos aços ferramenta obtidos pelo processo, os quais devem necessariamente ser recozidos antes de serem trabalhados.

O ciclo de tratamento térmico de recozimento adotado se mostrou adequado para o material obtido por conformação por "spray", uma vez que permitiu a redução de dureza suficiente e favoreceu a trabalhabilidade do material.

O ciclo de tratamento térmico de têmpera adotado também se mostrou adequado na medida em que proporcionou a obtenção de um material com dureza elevada, associada a uma boa resistência à ruptura transversal.

A eficiência do processo de conformação por "spray" pôde ser verificada, uma vez que em apenas duas operações (obtenção e tratamento termomecânico), já foi possível a obtenção de uma microestrutura similar, mas sem carbonetos grosseiros, à dos materiais convencionais, que por sua vez necessitam de no mínimo três operações, com taxas de redução maiores e prolongados ciclos de tratamento térmico de esferoidização.

O potencial do processo de conformação por "spray" para a obtenção de materiais com altas densidades pôde ser verificado, uma vez que em uma única etapa foi possível a obtenção de valores de densidade equivalentes ao do material processado convencionalmente, o qual, por sua vez, necessita ser submetido a altas reduções em tratamentos termomecânico posterior.

Embora o processo de conformação por "spray" possibilite a obtenção de uma estrutura mais refinada e homogênea em relação aos demais processos existentes, tratamentos termomecânicos posteriores são essenciais para que se obtenha uma estrutura ainda mais adequada, própria para o uso específico a que se destina.

A redução de 50% no tratamento termomecânico posterior do material obtido por conformação por “spray”, não foi suficiente para permitir uma boa distribuição, quebra e descaracterização da rede de carbonetos oriunda do processo de conformação por “spray”.

A redução de 72% no tratamento termomecânico posterior do material obtido por conformação por “spray”, pode ter sido demasiado para os propósitos de aplicação do material, pois apresentou evidências de redução da resistência ao desgaste deste material frente ao MConv e o MP.

As análises dos resultados dos testes de usinagem revelaram um desempenho ligeiramente superior da ferramenta cujo material foi obtido pela técnica da metalurgia do pó (MP), seguido pela ferramenta cujo material foi obtido pela técnica da metalurgia convencional (MConv), a qual apresentou mínima vantagem em relação à ferramenta confeccionada a partir do material conformado por “spray” e laminado com redução de 72%. Por fim, o desempenho inferior ficou por conta da ferramenta cujo material foi obtido pela técnica da conformação por “spray” e laminado com redução de 50%, que apresentou os maiores valores de desgaste.

6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Efetuar novos testes de desempenho com o aço rápido AISI M2 obtido por conformação por “spray”, considerando uma única taxa de redução em tratamento termomecânico posterior da ordem de 60~65%, e a aplicação de avanços, velocidades e profundidades de corte maiores.

Na avaliação da resistência ao desgaste em usinagem, desta nova configuração proposta para o material obtido por conformação por “spray” (60~65% redução no tratamento termomecânico posterior), sugere-se considerar além da verificação do desgaste de flanco, também a avaliação do desgaste de cratera nos moldes aplicados no presente trabalho de pesquisa, de modo que a metodologia utilizada possa ser reavaliada quanto à sua aplicabilidade.

Desenvolver estudos específicos para o material AISI M2 no campo da análise por difração de raios X objetivando ampliar os dados disponíveis, de modo a auxiliar e possibilitar maior confiabilidade na interpretação de resultados de análises futuras.

Levantar dados de custos de produção, estabelecendo paralelos com as vantagens e desvantagens associadas com cada processo de obtenção (conformação por “spray”, lingotamento convencional e metalurgia do pó); a fim de que seja possível para cada tipo de aplicação, estabelecer o processo mais vantajoso em termos de desempenho operacional futuro do componente, e principalmente em termos de custos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] DeGARMO, E. P.; BLACK, J. T.; KOHSER, R. A. ***Materials and processes in manufacturing***. 8. ed., Prentice Hall, 1997, p. 3-5.
- [2] DIETER, G. E. ***Mechanical metallurgy***. 3. ed., McGraw-Hill, 1986, p. 679-708.
- [3] FERRARESI, D. ***Fundamentos da usinagem dos metais***. vol.1., Ed. Edgard Blücher, 1970.
- [4] MARCONDES, F. C. ***A história do metal duro***. 1.edição, Unida Artes Gráficas e Editora Ltda., 1990.
- [5] CHIAVERINI, V. ***Tecnologia mecânica. Estrutura e propriedades. Processos de fabricação***. 2.ed., vol. 1, EDUSP/Mc Graw-Hill, 1986.
- [6] WAINER, E; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. ***Soldagem-processos e metalurgia***. Ed. Edgard Blücher Ltda., São Paulo, 1992.
- [7] ZIEDAS, S; TATINI, I. ***Coleção tecnológica SENAI***. São Paulo, 1997.
- [8] BOOTHROYD, G.; KNIGHT, W. A. ***Fundamentals of machining and machine tools***. 2. ed., Ed. Marcel Dekker, 1989, p. 1-3.
- [9] EVANGELISTA, N.; SOARES, R. B.; KUNRATH, A. O. – Um passo para aprimorar métodos de avaliação da usinabilidade. ***Máquinas e Metais***, Fevereiro 2003, p.124-140.
- [10] MEYERS, M. A. ***Dynamic behaviour of materials***. John Wiley & Sons Inc., New York, 1994.
- [11] SHAW, M. C. ***Metal cutting principles***. Oxford University Press, New York, 1997.
- [12] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. ***Tool-life testing with single-point turning tools***. 2.ed., 1993. (ISO 3685)

- [13] LUTTERVELT, C.A.; CHILDS, T.H.C.; JAWAHIR, I.S.; KLOCKE, F.; VENUVINOD, P.K. Present Situation and Future Trends in Modelling of Machining Operations Progress Report of the CIRP Working Group "Modelling of Machining Operations". In: INTERNATIONAL INSTITUTION FOR PRODUCTION ENGINEERING RESEARCH, 48TH, GENERAL ASSEMBLY OF CIRP, 23-29 August 1998, Athens (Greece). *Annals...* Athens (Greece): vol. 47/2/1998, p. 587-626.
- [14] TAYLOR, F. W. On the art of cutting metals. *Transactions of the ASME*, vol. 28, p. 31, 1907.
- [15] KAUPPINEN, V. The Development of Cutting Tool Materials from the Perspective of Wear Resistance. *Tribologia*, vol. 12, (2-3) p. 20-33, 1993.
- [16] HOYLE, G. *High speed steels*. Butterworth & Co., 1.ed., p. 194-95, 1988.
- [17] ROBERTS, G. A.; CARY, R. A. *Tool steels* - 4th ed., ASM, p. 628-791, 1980.
- [18] ABRÃO, A. M.; ASPINWALL, D. K.; WISE, M. L. H. A review of polycrystalline cubic boron nitride cutting tool developments and applications. In: 30TH INTERNATIONAL MATADOR CONFERENCE, Manchester UK, 31 March - 1 April, 1993. *Proceedings...* Manchester UK: 1993, p. 169-180.
- [19] BACHNER, E.; HRIBERNIK, B. AND KUHNELT, G. Developments in the sector of high speed steels. In: FIRST INTERNATIONAL HIGH SPEED STEEL CONFERENCE, Leoben, 26th to 28th, March 1990. *Proceedings...* Leoben: 1990, p. 11-32.
- [20] PINNOW, K. E. AND STASKO, W. P/M High-Speed Tool Steels. *Metals Handbook*, Ninth Edition, volume 16, Machining, p. 60-68, 1989.
- [21] BAYER, A. M.; WALTON, L. R. Wrought tool steels. *Metals Handbook*, tenth ed., ASM, vol. 1, p. 757-79, 1990.
- [22] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard specification for tool steel high speed. *Annual book of ASTM standards*, section 1, Iron and steel products, vol. 01.05, p. 339-49, 1999. (ASTM A600-92a)
- [23] WEGST, W. C. Stahlschlüssel, *Stalnyckel (key to steel)*, Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, ISBN 3-922599-14-1, 1998.

- [24] YABUUCHI, E.; KUROSHIMA, Y.; MASUDA, M.; KUBOBUTI, M. AND IKAWA, Y. The cutting performance of high speed steel end mill produced by spray forming process. *Int. J. Japan Soc. Prec. Eng.*, vol. 27, n° 4, p. 327-32, Dec. 1993.
- [25] IGHARO, M. AND WOOD, J. V. Investigation of M2 high speed steel produced by Osprey process. *Powder Metallurgy*, vol. 32, n° 2, p. 124-31, 1989.
- [26] WÄHLING, R. AND ARNHOLD, V. Manufacture and applications of sintered high-speed steel preforms. *MPR*, p. 188-92, March 1988.
- [27] MATHUR, P. AND APELIAN, D. Spray casting: a review of technological and scientific aspects. In: *Powder Metallurgy: An Overview*, The Institute of Metals, p. 23-44, 1991.
- [28] OHJA, S. N., SINGH, S. N. On spray deposition of high-speed steel. *Journal of Materials Science Letters*, 10, p. 893-95, 1991.
- [29] GRANT, P.; PALMER, I. and STONE, I. Spray formed aerospace alloys are high flyers. *Materials World*, p. 331-33, June 1999.
- [30] LEATHAM, A. G. & LAWLEY, A. The Osprey process: principles and applications. *The International Journal of Powder Metallurgy*, American Powder Metallurgy Institute, vol. 29, n° 4, p. 321-29, 1993.
- [31] LEATHAM, A. G. & ROSSI, J. L. A exploração comercial do processo "Osprey". *Metalurgia & Materiais*, p. 34-38, janeiro 1997.
- [32] HRIBERNIK, B.; FAULAND, H. P.; HACKL, G. AND KRISZT, B. Properties of the spray formed high speed steel grade S11-2-5-8 - P/M Materials. *Advanced in Powder Metallurgy*, vol. 5, p. 295-308, 1991.
- [33] SRIVATSAN, T. S.; SUDARSHAN, T. S.; LAVERNIA, E. J. Processing of discontinuously - reinforced metal matrix composites by rapid solidification. *Progress in Materials Science*, vol. 39, p. 317-409, 1995.
- [34] SCHULZ, A.; SPANGEL, S.; VETTERS, H. ANDMAYR, P. Spray forming of tool steels – An alternative route of tool production . In: 5TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON TOOLING, September 29th to October 1st, University of Leoben, Leoben, Austria, 1999. *Proceedings...* Leoben: 1999, p. 255-64.
- [35] GRANT, P. S. Spray forming. *Progress in Materials Science*, vol. 39, p. 497-545, 1995.

- [36] BUTZER, G. A. The production-scale spray forming of super alloys for aerospace applications. **JOM-e**, vol. 51, n° 4, April 1999. Disponível em: <http://www.tms.org/pubs/journals/JOM/9904/Butzer/Butzer-9904.html>. Acesso em agosto de 1999.
- [37] FERRANTE, M. **Seleção de materiais**, 1ª edição, Editora da UFSCar, p. 104-120, 1996.
- [38] CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos – Características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**, 4º edição, ABM, 1979.
- [39] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. Análise sistemática dos processos de desgaste. Classificação dos fenômenos de desgaste. (Traduzido do original para o português). **Metalurgia e Materiais**, p. 619-22, outubro / 1997. (DIN 50320)
- [40] BAYER, R. G. **Mechanical wear prediction and prevention**, Marcel Dekker, First edition, p. 1-4, 1994.
- [41] DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da usinagem dos materiais**, Artliber Editora Ltda., 2º edição, 2000.
- [42] ANNAVARAPU, S. AND DOHERTY, R. D. Evolution of microstructure in spray casting. **The International Journal of Powder Metallurgy**, vol. 29, n° 4, p. 331-42, 1993.
- [43] ITAMI, T.; IKAWA, Y. AND KUMAGAI, K. Production of high speed steel end mills by spray forming technique (Osprey process). In: 2ND JAPAN INTERNATIONAL SAMPE SYMPOSIUM, Dec. 11-14, 1991. **Proceedings...** Japan: 1991, p. 395-401.
- [44] HO BAIK, K.; LEE, E. AND AHN, S. Microstructure and mechanical properties of high speed steel by spray forming. In: INT. CONFERENCE & EXHIBITION ON POWDER METALLURGY & PARTICULATE MATERIALS, 1995, Seattle - Washington. **Proceedings...** Seattle: 1995, vol. 2, p. 7.119 - 7.126.
- [45] LEE, E.; PARK, W.; JUNG, J. Y. AND AHN, S. Solidification microstructure and M₂C carbide decomposition in a spray-formed high-speed steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 29A, p. 1395-1904, May 1998.
- [46] LEE, E.; PARK, W.; BAIK, K. AND AHN S. Different carbide types and their effect on bend properties of a spray-formed high speed steel. **Scripta Materialia**, vol. 39, n° 8, p. 1133-1138, 1998.

- [47] BAIK, K.; LEE, E.; PARK, W.; AHN, S. Formation of eutectic carbides in spray cast high speed steel. In: THIRD INT. CONF. ON SPRAY FORMING – “TOTAL TECHNOLOGY FOR ADVANCED MATERIALS”, Cardiff, UK, 1996. **Proceedings...** Cardiff, UK: 1996, p. 251-6.
- [48] AMBROZIO FILHO, F.; GENTILE, E. F.; ROSSI, J. L.; VATAVUK, J. Tecnologia de pós-metálicos e cerâmicos aplicada ao setor automotivo. **SAE Technical Paper Series N. 962336**, p. 1-11, 1996.
- [49] JESUS, E. R. B.; JESUS FILHO, E. S.; GOMES, E. G.; SANTOS, W. S.; ROSSI, J. L. Properties and microstructure characterisation of spray formed M2 and D2 tool steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SPRAY DEPOSITION AND MELT ATOMIZATION, Bremen, 2000. **Proceedings...** Bremen: 2000, p. 869-78.
- [50] LIMA, R. M.; JESUS, E. R. B.; ROSSI, J. L. Effect of heat treatment on the microstructure of spray formed AISI M2 high speed steel. **Mat. Science Forum**, v. 416-418, nº1, p. 95-100, 2003.
- [51] JESUS, E. R. B.; LIMA, R. M.; JESUS FILHO, E. S.; GOMES, E. G.; ROSSI, J. L. Microstructural characterisation of spray formed M2 tool steel. **Acta Microscopica**, vol. 9, Supplement A, p. 179-80, December 2000.
- [52] JESUS, E. R. B.; JESUS FILHO, E. S.; ROSSI J. L. Avaliação de um aço rápido AISI M2 conformado por "spray" para aplicação como ferramenta de usinagem, após tratamentos térmicos de recozimento e têmpera, In: 1ª CONFERÊNCIA BRASILEIRA SOBRE TEMAS DE TRATAMENTO TÉRMICO, 25-27 junho, Indaiatuba, SP, Brasil, 2003. **Anais...** Indaiatuba: 2003, 1 cd-rom.
- [53] JESUS, E.R.B.; JESUS FILHO, E. S.; ROSSI, J.L. Avaliação física, mecânica e microestrutural de aço rápido AISI M2 conformado por “spray”. In: 1º ENCONTRO DOS INTEGRANTES DA CADEIA PRODUTIVA DE FERRAMENTAS, MOLDES E MATRIZES, 28-30 Outubro, São Paulo - SP, Brasil, 2003. **Anais...** São Paulo: 2003, p. 21-30.
- [54] GHOMASHCHI, M. R. Quantitative microstructural analysis of M2 grade high speed steel during high temperature treatment . **Acta Materialia**, vol. 46, Nº 14, p. 5207-5220, 1998.
- [55] LEATHAM, A. G. Spray forming: Alloys, products and markets. **JOM-e**, vol. 51, nº. 4, April 1999. Disponível em: <http://www.tms.org/pubs/journals/JOM/9904/Leatham/Leatham-9904.html>. Acessado em agosto 1999.

- [56] AMBROZIO FILHO, F.; LIMA. L. F. C. P.; NEVES, M. D. M.; RIBEIRO, O. C. S.; NOGUEIRA, R. A.; BOEHS L.; FUNARO R. Avaliação da resistência ao desgaste de aços rápidos AISI M2 E T15. In: VI SEMEL, 13º CBECIMAT, dezembro 1998. **Anais...** cd rom, vol.1, p.1433-1442.
- [57] SANTOS, R. S. **Ferramentas de aço rápido sinterizado e aços rápidos convencionais: análise de propriedades**. 1998. Dissertação (mestrado) – Universidade Federal de Santa Catarina, Santa Catarina.
- [58] SANTOS, R. S.; FRIEDRICH; D. N.; BOEHS; L. Ferramentas de torneamento de aço rápido sinterizado e aço rápido convencional: Análise de propriedades. In: - XV CONG. BRASILEIRO DE ENG^a MECÂNICA, novembro de 1999, Águas de Lindóia, SP, Brasil. **Anais...** Águas de Lindóia: 1999.
- [59] BOEHS, L.; FRIEDRICH, D. N.; SANTOS, R. S.; AMBROZIO FILHO, F.; LIMA. L. F. C. P.; NEVES, M. D. M.; RIBEIRO, O. C. S.; NOGUEIRA, R. A. Influência do cobalto na resistência ao desgaste de ferramentas de aço rápido sinterizado. In: IV CONG. LATINO AMERICANO DE ENGENHARIA MECÂNICA, novembro 1999, Santiago, Chile. **Anais...** Santiago: 1999.
- [60] RIBEIRO, O. C. S.; AMBROZIO FILHO, NEVES, M. D. M.F.; LIMA. L. F. C. P.; NOGUEIRA, R. A.; BOEHS, L.; FRIEDRICH, D. N. High speed steel cutting tools produced from conventional steel AISI M2 and PM steel AISI T15. In: 2ND INTERNATIONAL LATIN-AMERICAN CONFERENCE ON POWDER TECHNOLOGY, Nov. 1999, Iguaçu, PR, Brazil. **Anais...** Foz do Iguaçu: 1999.
- [61] ANDRADE, A. H. P.; RIBEIRO, O. C. S.; AMBROZIO FILHO, F.; NOGUEIRA, R. A. Cracking behavior in conventional M2 and sintered T15 high speed steels. In: 2ND INTERNATIONAL LATIN-AMERICAN CONFERENCE ON POWDER TECHNOLOGY, Nov. 1999, Foz do Iguaçu, PR, Brazil. **Anais...** Foz do Iguaçu: 1999.
- [62] BOEHS, L.; FRIEDRICH, D. N.; AMBROZIO FILHO, F.; LIMA. L. F. C. P.; NEVES, M. D. M.; RIBEIRO, O. C. S.; NOGUEIRA, R. A. Metalurgia do pó empregada na fabricação de ferramentas de aço rápido. In: CONG. NACIONAL EM ENGENHARIA MECÂNICA – CONEM 2000, Natal, RN, 07-11, agosto 2000. **Anais...** Natal: 2000.
- [63] FRIEDRICH. D. N. **Desenvolvimento de insertos de aços rápidos sinterizados AISI-T15**. 2000. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Santa Catarina.

- [64] NEVES, M.D.M; SOUZA RIBEIRO, O.C.; LIMA, L.F.C.P.; AMBROZIO FILHO, F. – Desenvolvimento de aços rápidos sinterizados no IPEN. In: SEMINÁRIO DE METALURGIA DO PÓ, 1995, São Paulo. **Anais...** Fortaleza: ABM, 1995, p. 365-373.
- [65] AMBROZIO, F.; NOGUEIRA, R. A.; RIBEIRO, O, S.; NEVES, M. D. M.; LIMA, L. F. C. P. Influence of heat treatment on microstructures of conventional and sintered AISI-M2 high speed steel. In: 20TH ASM HEAT TREATING SOCIETY CONFERENCE, 9-12 October 2000, St. Louis, MO, ASM International, 2000. **Proceedings...** St Louis: 2000, p. 1006-1009.
- [66] R. A. NOGUEIRA; O. C. S. RIBEIRO; M. D. M. NEVES; L. SALGADO, F. AMBROZIO FILHO. Effect of heat treatment on microstructure of commercial and vacuum sintered high speed steels AISI M2 and T15. In: FOURTH INTERNATIONAL LATIN-AMERICAN CONFERENCE ON POWDER TECHNOLOGY – PTECH 2003, Guarujá-SP, Brazil, 2003. **Proceedings...** Guarujá: 2003, cd-rom.
- [67] CRUCIBLE DATA SHEET (DS238 5M 984) – Rex ® M2S High Speed Steel (AISI M2) – Crucible Specialty Metals Division, 8th Issue, p.1-6.
- [68] Comunicação pessoal Sra. Odília C. S. Ribeiro – IPEN, 2004.
- [69] BAYER A. M.; BECHERER, B. A.; VASCO, T. High-speed tool steels. **Metals Handbook**, Ninth Edition, vol. 16 , Machining, ASM, p. 51-59, 1989.
- [70] BOCCALINI JÚNIOR, M. **Um Estudo da solidificação do aço rápido AISI M2 - Efeitos da composição química e da velocidade de resfriamento sobre a microestrutura bruta de fusão**. 1996. Tese (Doutorado) – Universidade de São Paulo, São Paulo.
- [71] SCHULZ, A.; UHLENWINKEL, V.; BERTRAND, C.; KOHLMANN, R.; KUMMBURG, A; OLDEWURTEL, A; SCHNEIDER, R.; VIALE, D. Nitrogen pick-up during spray forming of high alloyed steels and its influence on microstructure and properties of the final products. In: SDMA 2003-2ND INTERNATIONAL CONFERENCE ON SPRAY DEPOSITION AND MELT ATOMIZATION AND ICSF V-5TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON SPRAY FORMING, Bremen-Germany, 22-25 June 2003,. **Proceedings...** Bremen: 2003, vol. 1, p. 4-31 a 4-45.
- [72] METAL POWDER INDUSTRIES FEDERATION. **Determination of transverse strength of powder metallurgy materials**, 1991. (Standard test method 41).

- [73] RODRIGUES, A. R.; COELHO, R. T. An investigation of specific energy on the chip formation process using an instrumented Charpy test machine. In: 17TH INTERN. CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING, November 10-14, 2003, São Paulo, SP. **Proceedings...** São Paulo: 2003, cd-rom.
- [74] ZIMMERMAN, C.; BOPPANA S. P. and KATBI, K. Machinability test methods. **Metals Handbook**, Ninth Edition, volume 16, Machining, ASM International, p. 639-647, 1989.
- [75] REDFORD, A. H. AND MILLS, B. Review of short time tests for prediction of tool performance. In: INTERNATIONAL CONFERENCE TOWARDS IMPROVED PERFORMANCE OF TOOL MATERIAL, Teddington, Middlesex, 28-29 April, 1981. **Proceedings...** Teddington: 1981, p. 207-15.
- [76] Metcut Research Associates Inc. **Machining Data Handbook**, vol. 1, 3rd edition, Machinability Data Center, p. 1-7 / 15-12, 1980.
- [77] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION– **Preferred numbers – Series of preferred numbers**, 1973 (E), p. 1-4. (ISO 3)
- [78] PINTO, L. C. M. **QUANTIKOV, um analisador microestrutural para ambiente Windows** . 1996. Tese (Doutorado) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares / Universidade de São Paulo, São Paulo.
- [79] KIRK, F. A. High-speed and tool steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE TOWARDS IMPROVED PERFORMANCE OF TOOL MATERIAL, Teddington, Middlesex, 28-29 April 1981. **Proceedings...** Teddington: 1981, p. 45-51.
- [80] MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A. Spray forming high speed steel properties and processing. In: SDMA 2003-2ND INTERNATIONAL CONFERENCE ON SPRAY DEPOSITION AND MELT ATOMIZATION AND ICSF V-5TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON SPRAY FORMING, Bremen-Germany, 22-25 June 2003. **Proceedings...** Bremen: vol. 1, p. 5-87 a 5-97.
- [81] MESQUITA, R.A.; BARBOSA, C.A. High speed steel produced through conventional casting, spray forming and powder metallurgy. In: FOURTH INTERNATIONAL LATIN-AMERICAN CONFERENCE ON POWDER TECHNOLOGY – PTECH 2003, Guarujá-SP, Brazil, 2003. **Proceedings...** Guarujá: 2003, cd-rom.
- [82] MESQUITA, R.A.; BARBOSA, C.A. Efeito da temperatura de austenitização na tenacidade do aço rápido M2 medida através do ensaio de flexão. In: 55^o CONGRESSO ANUAL DA ABM, Rio de Janeiro, Julho 2000. **Anais...** Rio de Janeiro, 2000, p. 2017-2025.

- [83] TAKIGAWA, H.; MANTO, H; KAWAI, N.; HOMMA, K. Properties of high-speed steels produced by powder metallurgy. **Powder Metallurgy**, n^o 4, p. 196-202, 1981.
- [84] HABERLING, E. AND WEIGAND, H. H. Correlation between mechanical properties, microstructure and performance of high-speed tool steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE TOWARDS IMPROVED PERFORMANCE OF TOOL MATERIAL, Teddington, Middlesex, 28-29 April, 1981. **Proceedings...** Teddington: 1981, p. 170-75.
- [85] ALMOND, E.A. Towards improved tests based on fundamental properties. In: INTERNATIONAL CONFERENCE TOWARDS IMPROVED PERFORMANCE OF TOOL MATERIAL, Teddington-Middlesex, 28-29 April 1981, p. 161-169. **Proceedings...** Teddington: 1981, p. 161-169.
- [86] MESQUITA, R.A.; BARBOSA, C.A. Evaluation of as-hipped PM high speed steel for production of large-diameter cutting tools. **Materials Science Forum**, vol. 416-418, p. 235-240, 2003.
- [87] NEUMEYER, T. A. AND KASAK, A. Grain size of high-speed tool steels. **Metallurgical Transactions**, vol. 3, p. 2281-87, August 1972.
- [88] GOMASHCHI, M.R.; SELLARS, C.M. – Microstructural changes in as-cast M2 grade high speed steel during high temperature treatment. **Metal Science**, vol. 18, p. 44-48, January 1984.
- [89] KULMBURG, A. The microstructure of tool steels – an overview for the practice. Part 2: Particular microstructural features of the individual groups of steels. **Prakt. Metallogr.**, 35, 1998, 5, p. 267-78.
- [90] KIM, C.; JOHNSON, A. R. AND HOSFORD JR, W. F. Fracture toughness of AISI M2 high-speed steel and corresponding matrix tool steel. In: SYMPOSIUM ON PROCESSING AND PROPERTIES OF HIGH SPEED TOOL STEELS, Las Vegas, Nevada, February 26-28, 1980. **Proceedings...** Las Vegas: 1980, p. 32-74.
- [91] FISCHER, A.; KOHLHAAS, E. Observations on the microstructures of high speed tool steels. **Praktische Metallographie**, 12, p. 393-406, 1975.
- [92] FREDRIKSSON, H. AND BRISING, S. The formation of carbides during solidification of high-speed steels. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, 5, p. 268-275, 1976.

- [93] KULMBURG, A. The microstructure of Tool Steels – An Overview for the Practice – Part I: Classification, systematic and heat treatment of tool steels. **Prakt. Metallogr.**, 35, 1998, 4, p. 180-202.
- [94] HORTON, S.A.; CHILD, H.C. Relationship between structure and fracture behaviour in 6W-5Mo-2V type high-speed steel. **Metals Technology**, vol. 10, p. 245-256, July 1983.
- [95] KARAGOZ, S.; LIEM, I.; BISCHOFF, E. AND FISCHMEISTER, H. F. Determination of carbide and matrix compositions in high speed steels by analytical electron microscopy. **Metallurgical Transactions A**, vol. 20A, p. 2695-2701, December 1989.
- [96] SCHRUFF, I.; SCHÜLER, V.; SPIEGELHAUER, C. Advanced tool steels produced via spray forming. In: 6TH INTERNATIONAL TOOLING CONFERENCE, Karlstad-Sweden, 10-13 September 2002. **Proceedings...** Karlstad: 2002, Vol. 2, p. 973-990.
- [97] SCHRUFF, I.; SCHÜLER, V.; SPIEGELHAUER, C. Spray forming - The new technology for the production of high-grade tool steels. In: SDMA 2003-2ND INTERNATIONAL CONFERENCE ON SPRAY DEPOSITION AND MELT ATOMIZATION AND ICSF V-5TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON SPRAY FORMING, Bremen-Germany, 22-25 June 2003. **Proceedings...** Bremen: 1993, vol. 1, p. 5-11 a 5-25.
- [98] SCHNEIDER, R.; SCHULZ, A.; BERTRAND, C.; KULMBURG, A.; OLDEWURTE, A.; UHLENWINKEL, V. The performance of spray-formed tool steels in comparison to conventional route material. In: 6TH INTERNATIONAL TOOLING CONFERENCE, Karlstad-Sweden, 10-13 September 2002. **Proceedings...** Karlstad: 2002, vol. 2, p. 931-942.
- [99] LEATHAM, A. G.; COOMBS, J. S. AND FORREST, J. B. - Production methods and economics for spray formed round billets – In: Int. CONFERENCE & EXHIBITION ON POWDER METALLURGY & PARTICULATE MATERIALS, 1995 - Seattle - Washington -. **Proceedings...** Seattle: 1995, vol. 2, p. 7.31 - 7.39.
- [100] PC-PDFWIN, version 2.1, JCPDS-ICDD. Licensed.
- [101] POWDERX (software), Author: Prof. Cheng Dong, National Lab. for Superconductivity (NLSC), Institute of Physics, Chinese Academy of Sciences, P.O. Box 603, Beijing 100080 China. www.iucr.ac.uk. Licensed.
- [102] Powder Cell 2.3 for Windows (software), Authors: W. Kraus & G. Nolze, Federal Institute for Materials Research and Testing, Rudower Chaussee 5, 12489 Berlin, Germany. www.iucr.ac.uk. Freeware.

- [103] ICSD/Retrieve 2.01 (software), Michael Berndt. Licensed.
- [104] Powder Diffraction File – PDF, JCPDS-ICDD, Set. 1 – 45, 1995. Licensed.
- [105] International Crystallographic Structure Database – ICSD, FIZ Karlsruhe Germany, 1997. Licensed.
- [106] MAGNABOSCO, R. - Relação entre estrutura e propriedades de aços rápidos. **Revista Pesquisa & Tecnologia FEI**, nº 19, p. 28-32, abril 2000.
- [107] WILSON, R. **Metallurgy and heat treatment of tool steels**, McGraw-Hill, First edition, 1975.
- [108] BRUNS, R. E., BARROS NETO, B., SCARMINIO, I. S. **Como fazer experimentos: pesquisa e desenvolvimento na ciência e na indústria**. Campinas, SP : Editora da Unicamp, v.1, p. 401, 2001.
- [109] BOX, G. E. P; HUNTER, W. G. E HUNTER, J. S. **Statistics for experimenters: an introduction to design, data analysis and model building**. New York, Wiley, 1978.
- [110] BLACK, S.C.; CHILES, V.; LISSAMAN A.J.; MARTIN S.J. **Principles of engineering manufacture**, Arnold, Third Edition, 1996.

BIBLIOGRAFIA RECOMENDADA

ASM Committee, Introduction to heat treating of tool steels. **METALS HANDBOOK**, ninth edition, vol. 4, ASM, p. 561-620, 1980.

BRANDIS, H.; HABERLING, E.; WEIGAND, H. H. Metallurgical aspects of carbides in high speed steels. In: SYMPOSIUM ON PROCESSING AND PROPERTIES OF HIGH SPEED STEELS, Las Vegas, Nevada, February 26-28, 1980. **Proceedings...** Las Vegas: 1980, p. 1-18.

CARTER JR, W. T.; BENZ, M. G.; BASU, A. K.; ZABALA, R. J.; KNUDSEN, B. A.; JONES, R. M. F.; LIPPARD, H. E. AND KENNEDY, R. L. The CMSF process: the spray forming of clean metal. **JOM-e**, vol. 51, n° 4, April 1999. Disponível em: <<http://www.tms.org/pubs/journals/JOM/9904/Carter/Carter-9904.html>>. Acessado em agosto de 1999.

DeVries W.R. – **Analysis of material removal processes**, New York, Springer-Verlag, 1992.

FILHO, E. A.; LIMA, L. F. C. P.; NEVES, M. D. M.; RIBEIRO, O. C. S.; APARECIDA, R.; BOEHS, L.; FRIEDRICH, D.; SANTOS, R. S. De que forma o cobalto influi na resistência ao desgaste de ferramentas de aço rápido. **Máquinas e Metais**, p. 230-243, abril 2000.

GHOMASHCHI, M. R. Solid state precipitation in M2-grade high speed steel during solidification. **Z. Metallkde**, 76, 1985, H. 10, p. 701-703.

GRANT, P.; PALMER, I; STONE, I. Spray formed aerospace alloys are high flyers. **Materials World**, p. 331-333, June 1999.

GRIEVE, D. J. Optimum heat treatment of tools. In: INTERNATIONAL CONFERENCE TOWARDS IMPROVED PERFORMANCE OF TOOL MATERIAL, Teddington, Middlesex, 28-29 April, 1981. **Proceedings...** Teddington: 1981, p. 149-53.

GULYAEV, A. P. – The theory of high-speed steel. **Metal Science and Heat Treatment**. vol. 40, n.11-12, p. 456-460, 1998.

HALEVI, G; WEILL R.D. **Principles of process planning - A logical approach**, Chapman & Hall, 1ª ed., 1995.

HANLON, D. N.; RAINFORTH, W. M.; SELLARS, C. M.; PRICE, R.; GISBORNE, H. T. The development of the Osprey process for the manufacture of rolling mill work rolls. In: 4TH DECENNIAL INT. CONF. ON SOLIDIFICATION PROCESSING, Sheffield, July 1997. **Proceedings...** Sheffield: 1997, p. 644-648.

HIGGINS, R. A. **The properties of engineering materials**, Edward Arnold, 2nd Edition, 1994.

IMBERT, C. A. C.; McQUEEN, H. J. Hot ductility of tool steels. **Canadian Metallurgical Quarterly**, vol. 40, n° 2, p. 235-244, 2001.

KARAGÓZ, S. AND FISCHMEISTER, H. Quantitative metallography of high speed steels by SEM. **Steel Research**, 58, n°1, p. 46-51, 1987.

KUMAR, K. S.; LAWLEY, A. AND KOCZAK, M. J. Powder metallurgy T15 tool steel: Part I. Characterization of powder and hot isostatically pressed material. **Metallurgical Transactions A**, vol. 22A, p. 2733-45, November 1991.

LEATHAM, A. G. AND WOOD, J. The manufacture of rolls and solid and clad billets by means of the osprey process. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON POWDER METALLURGY - PM'90, 1990. **Proceedings...** 1990, p. 200-206.

MATHUR, P. AND APELIAN, D. Spray casting: A review of technological and scientific aspects. **Powder Metallurgy: An Overview**, The Institute of Metals, 1991.

MC LARGHLIN, J.; KRAFT, R.W.; GOLDSTEIN, J.I. Characterization of the solidification structures within the dendritic core of M2 high speed steel. **Metallurgical Transactions A**, vol. 8A, p. 1787-92, November 1977.

MILLS, B. Recent developments in cutting tool materials. **Journal of Materials Processing Technology**, 56, p. 16-23, 1996.

NOVIKOV, I. **Teoria dos tratamentos térmicos dos metais** (versão traduzida para o português), Editora da UFRJ, 1994.

OZAKI, K.; URITA, T.; MATSUDA, Y., KOGA, H. Austenitization and carbide dissolution of high speed tool steel AISI-M2 in short time heating. In: 20TH ASM HEAT TREATMENT SOCIETY CONFERENCE, 9-12 October, St Louis, MO, ASM International, 2000. **Proceedings...** St Louis: 2000, p. 177-182.

RUBIO, A.; GORDO, E.; VELASCO, F.; CANDELA, N.; TORRALBA, J.M. Microstructural development and mechanical properties of high speed steels. **Key Engineering Materials**, Trans Tech Publications, vols. 189-191, p. 309-314, 2001.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Tecnologia dos aços**, Eletrometal/UNICAMP, 1981.

STONE, I. C.; GRANT, P. S. AND CANTOR B. Processing of metallic materials by gas atomised spray forming. **Processing and Fabrication of Advanced Materials VI**, The Institute of Materials, p. 143-157, 1998.

STRICKER, R.; FALGER, F. Requirements of cutting tools and cutting tool materials for use in practice. In: FIRST INTERNATIONAL HIGH SPEED STEEL CONFERENCE, Leoben, 26-28 march, 1990. **Proceedings...** Leoben: 1990, p. 313-323.

TRENT, E. M. Tests for prediction of tool performance. In INTERNATIONAL CONFERENCE TOWARDS IMPROVED PERFORMANCE OF TOOL MATERIAL, Teddington, Middlesex, 28-29 April, 1981. **Proceedings...** Teddington: 1981, p. 157-60.

VENKATESH, V. C.; SATCHITHANANDAM, M. A discussion on tool life criteria and total failure causes. **Annals of the CIRP**, vol. 29/1/1980, p. 19-22.

ANEXOS

Anexo 1

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 ^[1].

Huchings ^[2] define tribologia como sendo a ciência e tecnologia da interação de superfícies em movimento relativo. Jost ^[3], 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 falha de um componente ou estrutura segundo Gahr ^[1], pode ocorrer por meio de 4 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 característica própria, 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, as mudanças geométricas e sobras de desgaste, podem ser causados pela presença de atrito e desgaste. Estes podem resultar em perda futura da função do componente e pode ou não levar a uma falha catastrófica.

Anexo 1 (continuação)

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.

A importância econômica da tribologia e a grande necessidade por uma pesquisa sistemática e melhoria da transferência de conhecimentos teóricos nesta área, têm sido bem reconhecida durante as últimas quatro décadas. 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 ^[1]. Daí a necessidade de que estudos e pesquisas sejam intensificadas nesta área, para que se entenda melhor estes fenômenos e para que se elimine, minimize ou se tenha controle sobre as suas causas e efeitos.

Existe uma variada gama de aplicações onde pode ser verificada a ocorrência de desgaste: equipamentos de movimentação, bombas, moinhos, anéis de pistão, engrenagens, discos de freio, **ferramentas 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.

Anexo 1 (continuação)

Embora a norma DIN 50320 ^[4] não considere o processo tribológico que ocorre nos processos de fabricação, como desgaste em relação à peça trabalhada; Bayer ^[5] sugere que **usinagem** e polimento são formas de desgaste e que existe o lado positivo do desgaste e dos fenômenos de desgaste.

Em outras palavras, procedendo a uma análise mais detalhada a respeito do que Bayer sugere para o caso da usinagem, tem-se que o resultado do desgaste proporcionado pelo material da ferramenta de usinagem sobre o material da peça seria o efeito benéfico do fenômeno de desgaste; uma vez que o desgaste neste caso é a própria remoção de cavaco o que torna possível a confecção de peças e / ou componentes úteis ao ser humano. Por outro lado, o efeito contrário, ou seja, o desgaste que o material da peça exerce sobre o material da ferramenta é o efeito maléfico do desgaste, pois reduz o tempo de vida da ferramenta afetando os custos e a produtividade ^[6].

Um termo que geralmente acompanha o desgaste é o atrito. Bayer ^[5] 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 em termos de um coeficiente dito coeficiente de atrito (μ) que é a relação entre a força de atrito F e a força normal N, responsável por manter unidas as superfícies em contato.

$$\mu = F/N$$

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 ^[5] classifica desgaste basicamente em três caminhos: 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 (ver tabela 2.5).

Anexo 1 (continuação)

Tabela 2.5 - Classificação do desgaste de acordo com a aparência, mecanismo físico e condições que envolvem o processo ^[5].

APARÊNCIA	MECANISMO FÍSICO	CONDIÇÕES QUE ENVOLVEM A SITUAÇÃO DO DESGASTE
<ul style="list-style-type: none"> - Corroído ("Pitted") - Lascado ("Spalled") - Riscado ("Scratched") - Polido ("Polished") - Rachado ("Crazed") - Fadigado ("Fretted") - Escavado ("Gouged") - Brunido ("Scuffed") 	<ul style="list-style-type: none"> - Adesão - Abrasão - Delaminação (fadiga de superfície ^[1]) - Oxidativa (reações triboquímicas ^[1]) 	<ul style="list-style-type: none"> - 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 pode ser avaliado por meio de testes tribológicos, através dos quais se obtêm resultados que permitem estabelecer relações comparativas entre os materiais. Gahr ^[1], cita em seu livro diversas normas relacionadas ao assunto dentre elas a DIN 50321 ^[7], que estabelece meios para a determinação da quantidade de desgaste baseados nos resultados encontrados em testes tribológicos.

Anexo 1 (continuação)

BIBLIOGRAFIA

- [1] GAHR, K. H. Z. ***Microstructure and wear of materials***, Tribology series 10, Elsevier, p 1-7, 1987.
- [2] HUCHINGS, I. M. ***Tribology, friction and wear of engineering materials***, Metallurgy and Materials Science Series, p. 1-3, 1992.
- [3] JOST, H. P. Tribology-origin and future. ***Wear***,136, p. 1-17, 1990.
- [4] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. Análise sistemática dos processos de desgaste. Classificação dos fenômenos de desgaste. (Traduzido do original para o português). ***Metalurgia e Materiais***, p. 619-22, outubro 1997. (DIN 50320)
- [5] BAYER, R. G. ***Mechanical wear prediction and prevention***, Marcel Dekker, First edition, p. 1-4, 1994.
- [6] JESUS, E. R. B. ***Obtenção, usinagem e desgaste de materiais compósitos de matriz metálica processados via metalurgia do pó***. 1998. Dissertação (mestrado) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares / Universidade de São Paulo, São Paulo.
- [7] DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. ***Wear measuring quantities***. December 1979. (DIN 50321)

Anexo 2

Desenho das pastilhas confeccionadas para os testes de usinagem.

Anexo 3

PROGRAMA PARA TESTES DE USINAGEM (CONFORME ISO)

Seqüência	Comandos e coordenadas				Observações
N05	M29				
N10	M39				
N15	T010 1				Ferramenta para passe de acerto dimensional (METAL DURO)
N20	G50	S4000			Alavanca de velocidades na maior gama de velocidades (setar Z com 250 mm)
N25	G96	S80			
N30	G00	X48	Z252	M4	
N35	G01		Z-2	F0,2	
N40	G00	X150	Z252		
N45	M00				Trocar ferramenta / Trocar alavanca de velocidades
N47	M29				
N49	M38				
N50	T020 2				1° passe com a ferramenta de teste (AÇO RÁPIDO)
N55	G50	S500			Alavanca de velocidades na gama intermediária
N60	G96	S30*			*S30; *32 ; *34 ou *36 (VC's conf. série R40 n°s normalizados)
N65	G00	X45	Z252	M14	Setar a ferramenta no diâmetro externo e na face lado direito do operador como Ø ref. e comprimento 250 mm respectivamente
N70	G01		Z-1,55	F0,2	
N75	G00	X48	Z252		
N80	G00	X42			
N85	G01		Z241,4	F0,2	
N90	G00	X150	Z252		
N95	M00				Medir desgaste

Anexo 3 (continuação)
PROGRAMA PARA TESTES DE USINAGEM (CONFORME ISO)

Seqüência	Comandos e coordenadas				Observações
N100	G00	X42,5	Z242	M14	
N105	G01	X42		F0,2	
N110	G01		Z-1,1		
N115	G00	X48	Z252		
N120	G00	X39			
N125	G01		Z213	F0,2	
N130	G00	X150	Z252		
N135	M00				Medir desgaste
N140	G00	X39,5	Z213,5	M14	
N145	G01	X39		F0,2	
N150	G01		Z-0,65		
N155	G00	X48	Z252		
N160	G00	X36			
N165	G01		Z160	F0,2	
N170	G00	X150	Z252		
N175	M00				Medir desgaste
N180	G00	X36,5	Z160,5	M14	
N185	G01	X36		F0,2	
N190	G01		Z-0,25		
N195	G00	X48	Z252		
N200	G00	X33			
N205	G01		Z76	F0,2	

Anexo 3 (continuação)
PROGRAMA PARA TESTES DE USINAGEM (CONFORME ISO)

Seqüência	Comandos e coordenadas				Observações
N210	G00	X150	Z252		
N215	M00				Medir desgaste
N220	G00	X33,5	Z76,5	M14	
N225	G01	X33		F0,2	
N230	G01		Z0,2		
N235	G00	X48	Z252		
N240	G00	X30			
N245	G01		Z0,65	F0,2	
N250	G00	X48	Z252		
N255	G00	X27			
N260	G01		Z202	F0,2	
N265	G00	X150	Z252		
N270	M00				Medir desgaste
N275	G00	X27,5	Z202,5	M14	
N280	G01	X27		F0,2	
N285	G01		Z1,1		
N290	G00	X48	Z252		
N295	G00	X24			
N300	G01		Z5	F0,2	
N305	G00	X150	Z252		
N310	M30			M14	Medir desgaste / trocar aresta pastilha / trocar CP e trocar VC

Anexo 4

Desenho do dispositivo utilizado para posicionamento das pastilhas no microscópio durante os testes de usinagem.

Material: Aço inoxidável
Tolerâncias gerais: $\pm 0,1$
Quebrar cantos: $0,5 \times 45^\circ$

Título: Dispositivo para posicionamento da pastilha no microscópio

Elaborado: Edilson R. B. de Jesus

Data:
15/02/02

Sem
escala

Rev. 0

Anexo 5

Classificação dos diferentes tipos de cavaco de acordo com a ISO 3685 ^[12].

Table G.1 — Chip forms									
1 Ribbon chips ¹⁾	2 Tubular chips ¹⁾	3 Spiral chips	4 Washer-type helical chips ¹⁾	5 Conical helical chips ¹⁾	6 Arc chips ²⁾	7 Elemental chips	8 Needle chips		
1.1 Long	2.1 Long	3.1 Flat	4.1 Long	5.1 Long	6.1 Connected
1.2 Short	2.2 Short	3.2 Conical	4.2 Short	5.2 Short	6.2 Loose
1.3 Snarled	2.3 Snarled		4.3 Snarled	5.3 Snarled