PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO PARANÁ

GIOVANNI ROCHA DOS SANTOS

CARACTERIZAÇÃO DE FILME DLC E AVALIAÇÃO DOS ESFORÇOS DE USINAGEM EM INSERTOS REVESTIDOS NO TORNEAMENTO DE LIGAS

Al-Si

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Departamento de Ciências Exatas e de Tecnologia, Pontifícia Universidade Católica do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Diego Torres Co-Orientador: Prof. Dr. Fred Lacerda Amorim

CURITIBA

2006

Dedico este trabalho à minha esposa e aos meus pais que nunca deixaram de me apoiar

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação dos revestimentos a base de carbono (VDI 2840, 2005)	24
Tabela 2 – Propriedades dos revestimentos DLC (Meerkann, 1999)	26
Tabela 3 – Composição das ligas de alumínio utilizadas nos ensaios de usinagem	42
Tabela 4 – Espessuras de camada de revestimento para as amostras analisadas	.51
Tabela 5 – Resultados de rugosidade superficial para ferramenta revestida e não revestida	54

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Diagrama de Vieregge (Machado, 2004)18
Figura 2 – Diagrama de fases Co-Al (fonte: site <u>www.infomet.com.br</u>)22
Figura 3 - Representação esquemática do arranjo atômico dos átomos de carbono nos
revestimentos a base de DLC (Cortesia Balzers AG)24
Figura 4 - Amostra em aço fraturada mostrando a presença das diferentes camadas depositadas
(Cortesia Balzers AG)25
Figura 5 - Representação esquemática da influencia da energia do íon incidente na rugosidade
dos revestimentos de uma forma geral. Em (a) há maior rugosidade do que em (b) devido a
menor energia do íon incidente
Figura 6 – Desenho esquemático de uma câmara que e utilizada para a deposição de filmes DLC
(Cortesia Balzers AG)
Figura 7 – Diagrama de fases Alumínio-Silício (fonte: site <u>www.infomet.com.br</u>)42
Figura 8 - Exemplo de calota formada no caloteste para medição de espessura de camada de
revestimento (Cortesia Balzers AG)43
Figura 9 - Padrões comparativos utilizados para verificar a qualidade da adesão de revestimentos
(VDI3198)
Figura 10 – Configuração utilizada para testes de usinagem
Figura 11 - Fotografia do inserto utilizado nos ensaios de usinagem. Todas as áreas funcionais
revelam o revestimento DLC bem distribuído
Figura 12 – Microestrutura resultante da liga de alumínio com 12% de silício50
Figura 13 – Microestrutura resultante da liga de alumínio com 16% de silício50
Figura 14 - Imagem de MEV revelando o aspecto das trincas formadas no ensaio de adesão em
volta da indentação. Qualidade da adesão HF152
Figura 15 – Gráfico da dureza do revestimento em função da profundidade da indentação53
Figura 16 - Gráfico da concentração de hidrogênio em função da profundidade de camada
analisada nas amostras
Figura 17 – Valores do coeficiente de atrito medido para uma das amostras revestidas56
Figura 18 – Força de corte em função do tempo para a condição de usinagem utilizando liga com
12% de silício e ferramenta revestida
Figura 19 – Força de avanço em função do tempo para a condição de usinagem utilizando liga

Figura 20 - Força de corte em função do tempo para a condição de usinagem utilizando liga com
12% de silício
Figura 21 - Força de avanço em função do tempo para a condição de usinagem utilizando liga
com 16% de silício
Figura 22 - Força de corte em função do tempo para a condição de usinagem utilizando liga com
16% de silício
Figura 23 - Força de Avanço média em função das diferentes ligas usinadas utilizando
ferramentas com e sem revestimento61
Figura 24 – Imagem da face de corte da ferramenta revestida após usinagem da liga com 16% de
silício
Figura 25 - Área 1 indicada na figura 23 onde é possível verificar os riscos (indicados pela seta)
causados pelo fluxo de material abrasivo62
Figura 26 - Área 2 indicada na figura 23 onde é possível verificar os riscos (indicados pela seta)
causados pelo fluxo de material da liga usinada63
Figura 27 - Aresta de corte da ferramenta sem revestimento após usinagem da liga com teor de
silício de 12%64
Figura 28 - Aresta de corte da ferramenta revestida após usinagem da liga com teor de silício de
12%
Figura 29 - Aresta de corte da ferramenta sem revestimento após usinagem da liga com teor de
silício de 16%
Figura 30 - Aresta de corte da ferramenta revestida após usinagem da liga com teor de silício de
16%
Figura 31 – Superfície da ferramenta para análise de remoção de revestimento
Figura 32 – Espectros de EDS realizados para os pontos de 1 a 4 apresentados na Figura 3167

RESUMO

A vida e o desempenho de ferramentas aplicadas em usinagem podem ser incrementadas através de modificações nas propriedades de material base ou de superfície. Quando se está voltado para a modificação de propriedades de superfície, uma alternativa largamente utilizada é a aplicação de filmes finos, a qual tem se tornado quase que uma exigência na indústria metalmecânica quando se deseja produzir com competitividade e custos baixos. Em especial, o torneamento de ligas de alumínio, o qual na grande maioria dos casos é um processo em que se utilizam ferramentas de metal duro não recobertas, se torna bastante crítico devido ao fato de surgirem inconvenientes, tais como formação de aresta postiça, baixa qualidade do acabamento superficial da peça usinada, lascamento das arestas de corte e até mesmo quebra de ferramentas. Já quando são utilizados revestimentos, diversos benefícios podem ser destacados: melhoras na performance de ferramentas em termos de produtividade, redução do consumo de energia e utilização de lubrificantes em menores quantidades. Estas melhorias devem ser alcançadas quando se consegue adequar as propriedades dos revestimentos com as condições de corte as quais a ferramenta será submetida. Uma opção de restimento que pode ser aplicado em ferramentas para usinagem de alumínio são os filmes finos DLC (Diamond-like carbon), que são depositados pelas técnicas de PVD ou PACVD em substratos de metal duro ou aço. Este tipo de revestimento possui baixo coeficiente de atrito e propriedades antiaderentes, propiciando pouca adesão de material das ligas de alumínio usinadas na aresta de corte da ferramenta, causando redução da formação da aresta postiça e levando a uma manutenção do fio de corte. Os benefícios trazidos pela aplicação de revestimentos à base de carbono serão objetos de investigação neste trabalho, através do entendimento das principais dificuldades encontradas na usinagem de ligas de alumínio, da caracterização dos filmes finos aplicados por PACVD (Plasma Assisted Chemical Vapor Deposition) em substratos de metal duro e finalmente pela verificação da influência das propriedades dos filmes aplicados nos esforços de usinagem em torneamento de duas diferentes ligas de alumínio.

Palavras Chaves: Revestimento DLC, ligas de alumínio, torneamento.

ABSTRACT

The tool life and performance for tools applied in machining can be improved through modifying substrate or surface properties. When the focus is the modification of the tool surface it is possible to use thin films as one alternative of machining process improvement, which is almost one obligation at the industry when is needed to produce in a competitive market and with low costs. The turning of aluminum alloy, which is a machining process where normally uncoated cemented carbide tools has been used, is very critical due to some frequent difficulties like built-up edge formation, bad surface finish of the machined part, breakage of cutting edges and tools. When coatings are used, many benefits can be shown: increased tool life, decreased power consumption and lower quantity of used cooling fluids. These advantages should be reached when is possible to combine coating properties and machining conditions that the tool will be in. One option of coating that can be applied in tools for aluminum machining are DLC (Diamond Like Carbon) coatings which were developed using PVD or PACVD methods to coat cemented carbides or steels. This kind of coating has low friction and anti-adherent properties causing low adhesion of the cut aluminum to the cutting edge of the tool reducing the build-up edge formation and keep the cutting edge geometry. The benefits brought by the application of carbon based coatings will be object of investigation in this work trough the understanding of the main difficulties in the aluminum machining, characterization of the DLC thin films produced by PACVD method and finally, in coated cemented carbide inserts, will be verified the influence of the thin film properties related to the cutting forces during the turning of two different aluminum alloys.

Key words: DLC coatings, aluminium alloys, turning.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Ricardo Diego Torres pela orientação, suporte e amizade.

Meus agradecimentos ao Prof. Dr. Fred Lacerda Amorim pela co-orientação e por ceder a estrutura do LAUS para realização dos testes de usinagem.

Agradeço também ao técnico Wagner Mesquita Pimenta pela ajuda na obtenção dos resultados de esforços de usinagem.

Ao Sr. Hermes Alka da Empresa Fecial Indústria e Comércio Ltda.

Ao Prof. Dr. Carlos José de Mesquita Siqueira da UFPR e ao aluno de mestrado Cleomar Schmitz pela realização das medições de coeficiente de atrito.

Agradeço ao Prof. Dr. Dalberto Dias da Costa pela obtenção dos dados nos ensaios de usinagem.

À José Ricardo Galvão, doutorando do Instituto de Física da UFRGS, pela realização das medições de teor de hidrogênio.

Agradeço a empresa Oerlikon Balzers Coating pelo suporte técnico e financeiro no desenvolvimento deste trabalho.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 11
2 OBJETIVO
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 14
3.1 ASPECTOS METALÚRGICOS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO APLICADAS EM
USINAGEM 14
3.2 FERRAMENTAS APLICADAS NA USINAGEM DE LIGAS DE ALUMÍNIO 15
3.3 MECANISMOS DE DESGASTE 16
3.3.1 DESGASTE DIFUSIVO 17
3.3.2 DESGASTE ADESIVO
3.3.3. DESGASTE ABRASIVO 18
3.4. MECANISMOS DE DESGASTE NA USINAGEM DE LIGAS DE ALUMÍNIO 19
3.5. TEMPERATURAS DE CORTE
3.6. REVESTIMENTOS DLC 22
3.6.1 PROPRIEDADES DOS REVESTIMENTOS DLC
3.6.1.1 DUREZA
3.6.1.2 COEFICIENTE DE ATRITO 26
3.6.1.3 INFLUÊNCIA DA CONCENTRAÇÃO DE HIDROGÊNIO NO COEFICIENTE
DE ATRITO DOS FILMES DLC
3.6.1.4 INFLUÊNCIA DO MEIO NO COEFICIENTE DE ATRITO 29
3.6.1.5 ESTABILIDADE QUÍMICA
3.6.1.6 RUGOSIDADE E DENSIDADE
3.6.2 LIMITAÇÕES
3.6.3 TÉCNICAS DE DEPOSIÇÃO DE FILMES DLC 32
3.6.3.1 PROCESSO PACVD
3.6.3.2 APLICAÇÕES DE FILMES DLC
3.6.4 REVESTIMENTOS DLC APLICADOS EM FERRAMENTAS PARA USINAGEM
DE LIGAS DE ALUMÍNIO
3.6.5 APLICAÇÕES DE USINAGEM A SECO DE LIGAS DE ALUMÍNIO
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL 40
4.1 SELEÇÃO DE FERRAMENTAS E CAMADA DE REVESTIMENTO 40
4.2 LIGAS DE ALUMÍNIO 40

4.3 ESPESSURA DE CAMADA DE REVESTIMENTO	42
4.4 QUALIDADE DA ADESÃO	12
4.5. NANODUREZA	43
4.6 RUGOSIDADE	14
4.7. PORCENTAGEM DE HIDROGÊNIO	45
4.8. COEFICIENTE DE ATRITO	45
4.9 TESTE DE USINAGEM - MEDIÇÃO DE FORÇA DE AVANÇO E FORÇA DE	
CORTE	45
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	48
5.1 APLICAÇÃO DE REVESTIMENTO	48
5.2 LIGAS DE ALUMÍNIO	48
5.3 ESPESSURA DE CAMADA DE REVESTIMENTO	19
5.4 QUALIDADE DA ADESÃO	50
5.5 NANODUREZA	51
5.6 RUGOSIDADE	52
5.7 TEOR DE HIDROGÊNIO	53
5.8 COEFICIENTE DE ATRITO	54
5.9 MEDIÇÃO DE FORÇA DE AVANÇO E FORÇA DE CORTE	55
5.9.1 ANÁLISE DAS FORÇAS DE AVANÇO E FORÇA DE CORTE	56
5.9.2 VARIAÇÃO DAS FORÇAS EM FUNÇÃO DA LIGA DE ALUMÍNIO USINADA .	59
5.9.3 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DAS FERRAMENTAS APÓS USINAGEM	50
6 CONCLUSÕES	57
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	58
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	59

1 INTRODUÇÃO

Desde o começo dos anos 80, os revestimentos têm sido aplicados industrialmente para ferramentas de corte, de injeção de alumínio ou plástico e de conformação. O material predominantemente aplicado, nesta época, como revestimento para proteção contra o desgaste foram os filmes a base de nitretos tais como TiAlN, TiN, TiCN, entre outros. Entretanto, a demanda no aumento de desempenho de ferramentas resultou em um grande número de estudos na área de desenvolvimento de novos processos e revestimentos compostos de novos materiais, que resistam a ambientes e operações cada vez mais agressivas.

Já na década de 90, filmes DLC (*Diamond Like Carbon*) foram estudados devido a algumas de suas propriedades, entre elas o baixo coeficiente de atrito e a alta resistência ao desgaste. Estas vantagens que os revestimentos DLC promovem quando comparados com revestimentos à base de nitretos são muito atrativas e promissoras, pois causam aumento do desempenho de componentes mecânicos através da redução do desgaste e/ou redução do coeficiente de atrito e também aumentam a vida de ferramentas de usinagem.

Quando se estudam casos de usinagem de ligas de alumínio, a operação de torneamento merece uma atenção diferenciada, pois é a operação que é utilizada para produção de grande parte das peças usinadas na indústria atualmente. Na usinagem de ligas de alumínio o principal inconveniente é a formação de aresta postiça (*built-up edge*) na ferramenta. Os prejuízos causados pelo fato de não se evitar ou reduzir a formação da aresta postiça é o aumento da força de usinagem e temperatura de corte causando desde a redução da qualidade do acabamento superficial da peça usinada até o lascamento ou quebra da ferramenta que está sendo utilizada.

Para determinar as propriedades do revestimento DLC aplicado foram utilizadas técnicas de caracterização tais como rugosidade, espessura de camada, qualidade da adesão do revestimento ao substrato, teor de hidrogênio e coeficiente de atrito. Após esta caracterização, insertos de metal duro revestidos e não revestidos foram utilizados no torneamento de duas diferentes ligas de alumínio para determinação das forças de corte e de avanço e verificar a influência das propriedades do revestimento na redução dessas forças. Adicionalmente, foi realizada uma análise das arestas de corte, flanco e face das ferramentas revestidas e não revestidas para entender a influência da aplicação de revestimento na formação de aresta postiça e nos mecanismos de desgaste observados.

Busca-se um aumento da dureza superficial com a aplicação de revestimento DLC hidrogenado, bem como redução do coeficiente de atrito, manutenção da rugosidade e boa

qualidade da adesão para as ferramentas revestidas em comparação com as ferramentas não revestidas. Com estes benefícios trazidos espera-se que as ferramentas revestidas possam fazer com que se tenha uma redução da formação de aresta postiça, redução da degradação das arestas de corte e também redução das forças de corte e de avanço quando comparadas com as ferramentas não revestidas.

2 OBJETIVO

Este trabalho tem por objetivo caracterizar as propriedades de um revestimento DLC aplicados pela técnica conhecida como PACVD (*Plasma Assisted Chemical Vapor Deposition*) e avaliar os esforços de usinagem em torneamento de ligas de alumínio com teores de silício de 12 e 16% utilizando insertos de metal duro não revestidos e revestidos com DLC.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo vai abordar assuntos relacionados à usinagem de ligas de alumínio, tanto os aspectos metalúrgicos quanto as relações entre ferramentas utilizadas e os mecanismos de desgaste resultantes. Nos seções seguintes, também serão descritas as principais características e propriedades dos revestimentos DLC bem como suas limitações e técnicas de deposição utilizada em sua produção.

3.1 ASPECTOS METALÚRGICOS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO APLICADAS EM USINAGEM

As ligas de alumínio estão entre as mais utilizadas em usinagem quando comparadas com as ligas de outros metais (Nouari, 2003). Diversas vantagens neste tipo de usinagem podem ser encontradas, incluindo velocidades de corte elevadas, excelente acabamento superficial nas peças usinadas, baixas forças e temperaturas de corte, bom controle dimensional e longa vida da ferramenta. Na maioria das ligas trabalháveis a frio o desgaste da ferramenta é extremamente pequeno quando comparado com o desgaste apresentado por ferramentas na usinagem de aços. (Weingaertner, 1990; Nouari, 2003).

A usinabilidade do alumínio e suas ligas pode ser afetada pela variação de algumas propriedades, tais como: presença de elementos de liga, impurezas, processos de obtenção da liga e tratamentos térmicos aplicados ao metal (Weingaertner, 1990; Diniz, 2001).

A adição de elementos de liga ao alumínio produz modificações microestruturais que têm reflexo sobre a usinabilidade. Um exemplo é o endurecimento causado por solução sólida (notável nas ligas Al-Cu por exemplo) ou por precipitação (nas ligas Al-Mg-Si e Al-Mg-Zn), os quais têm efeito benéfico sobre a usinabilidade do material, porque fragilizam os cavacos e permitem o uso de ferramentas com ângulos de cunha maiores, mais robustas e duráveis (Weingaertner, 1990).

Também se podem conseguir melhorias na usinabilidade de ligas de alumínio através da adição de elementos insolúveis no alumínio, as quais possuem baixo ponto de fusão, como o chumbo, bismuto, estanho, antimônio ou cádmio. Esses elementos se precipitam na forma de pequenos glóbulos uniformemente distribuídos pela matriz e atuam como descontinuidades dentro do metal de base. Quando submetidos às temperaturas de corte e ao entrarem em contato com a ferramenta, eles se fundem causando lubrificação na ferramenta (Weingaertner, 1990).

Nos processos de obtenção das ligas de alumínio uma distinção deve ser feita entre as ligas trabalháveis a frio e ligas fundidas. Algumas ligas obtidas por fundição apresentam teores de silício que podem atingir cerca de 12 % ou mais, têm caráter abrasivo e impõem um desgaste acentuado às ferramentas de corte, o qual aumenta com o teor de silício.

As ligas alumínio-silício obtidas por fundição, são mais difíceis de serem usinadas do que ligas alumínio-cobre ou alumínio-magnésio e geralmente são usinadas utilizando-se ferramentas em metal duro com a aplicação apropriada de fluidos refrigerantes e lubrificantes. Também ferramentas de diamante policristalino estão sendo empregadas com sucesso para o aumento da vida útil na usinagem de ligas da família alumínio-silício. (Hatch, 1984).

As ligas não tratáveis termicamente e as tratáveis no estado recozido tendem a formar cavacos contínuos em forma de fita na usinagem, apresentar acabamento superficial ruim e uma tendência grande ao empastamento da ferramenta, mesmo com velocidades altas de corte. Tais ligas não são recomendadas para componentes usinados, se a sua utilização for imprescindível, devem ser usadas ferramentas com grande ângulo de saída e fluido de corte adequado (Weingaertner, 1990).

3.2 FERRAMENTAS APLICADAS NA USINAGEM DE LIGAS DE ALUMÍNIO

Na seleção das ferramentas utilizadas em usinagem de ligas de alumínio é importante considerar o comportamento do material utilizado na sua confecção, levando-se em consideração diversas condições de usinagem, tais como volume de produção, tipo de operação, equipamento de usinagem, acabamento desejado, tolerâncias dimensionais exigidas entre outras. Também o baixo módulo de elasticidade e o baixo ponto de fusão do alumínio, sua alta ductilidade e a tendência a formar gume postiço são características que devem ser levadas em conta quando se analisa a geometria de uma ferramenta para a usinagem de ligas de alumínio.

Muitas das dificuldades ocorridas durante a usinagem de ligas de alumínio podem ser superadas utilizando-se altas velocidades de corte e afiação aguda do gume de corte da ferramenta. Para algumas aplicações, velocidades de corte de 2000 a 3000 m/min são utilizadas para obter um bom acabamento e ferramentas de metais duros da classe K, as quais possuem uma resistência mecânica relativamente alta. Já ferramentas constituídas de carbonetos de titânio não são adequadas para a usinagem de alumínio devido a grande afinidade química entre o Al e o Ti (Weingaertner, 1990).

Por exemplo, para se controlar a furação de ligas de alumínio é necessário: limitar a geração de calor que ativa a difusão de espécies entre a ferramenta e o cavaco; e facilitar a remoção de cavaco da área de corte. A geração de calor depende principalmente da geometria da ferramenta, das condições de corte e do atrito entre a ferramenta e o cavaco. Sendo que, o último depende das condições de corte, da temperatura e da natureza de contato entre as superfícies (Nouari, 2003).

3.3 MECANISMOS DE DESGASTE

Os principais mecanismos de desgaste que aparecem nas ferramentas aplicadas a usinagem são conhecidos como desgaste difusivo, desgaste adesivo e desgaste abrasivo. As condições para que estes mecanismos atuem serão discutidos a seguir.

O modo de desgaste e os mecanismos de desgaste em condições de deslizamento dependem fortemente das condições de contato entre as superfícies em questão. Sob condições de carga onde a interface e o substrato não são significativamente afetados, o comportamento do desgaste do revestimento é predominantemente dominado pelas propriedades do próprio revestimento. Entretanto, quando tensões na interface entre o revestimento e o substrato são altas o suficiente para causar deformações plásticas e fadiga do substrato, por exemplo, sob altas cargas para filmes finos e em deslizamento, a iniciação de trincas verticais no revestimento, fragmentação e remoção deste irão ocorrer (Jiang, 2000).

Uma das formas de desgaste apresentada na figura 1 irá prevalecer, e elas se desenvolvem por vários mecanismos. O diagrama apresentado por Vieregge em 1970 se tornou clássico quando se trata de mecanismos de desgaste, neste diagrama os mecanismos de abrasão, adesão, difusão e oxidação são apresentados em função da temperatura de corte, ou qualquer parâmetro que a influencia, principalmente a velocidade de corte. Em baixas temperaturas apenas o mecanismo de adesão e abrasão estão presentes e a adesão é predominante, enquanto que em temperaturas elevadas, a adesão perde lugar para os novos mecanismos de difusão e oxidação. Observa-se que estes dois mecanismos vão crescendo em participação com o aumento da temperatura e que a difusão cresce numa escala exponencial. Este diagrama também salienta que o desgaste total cresce muito com o aumento da temperatura (Machado, 2004).



Figura 1 - Diagrama de Vieregge (Machado, 2004).

3.3.1 DESGASTE DIFUSIVO

Este mecanismo, que leva uma degradação da ferramenta, envolve a transferência de átomos de um material para outro e é fortemente dependente da temperatura, do tempo e da solubilidade dos elementos envolvidos.

Pode-se considerar que para a usinagem de alumínio as velocidades relativas entre ferramenta-peça ou ferramenta-cavaco são altas e o tempo de contato entre esses materiais é muito curto. Isto praticamente levaria o mecanismo de difusão a ser desprezível, se não fosse a existência de uma zona de aderência na interface cavaco-ferramenta. Com isso existe um gradiente de velocidades dentro da zona de fluxo, assumindo o valor zero na interface com a ferramenta, o que garante tempo suficiente para haver difusão. A renovação constante da zona de aderência, promovida pela alta taxa de deformação, garante um fluxo difusivo também constante. Se esta zona de aderência não fosse renovada, haveria o saturamento desta zona de aderência, que funcionaria como uma barreira para a difusão (Machado, 2004).

Este mecanismo poderá atuar tanto na superfície de saída como na superfície de folga, e a taxa de desgaste irá aumentar com o aumento da velocidade de corte e do avanço, pois o

aumento destes parâmetros faz aumentar a temperatura de corte, que é a fonte de energia para o processo difusivo.

3.3.2 DESGASTE ADESIVO

Na literatura este mecanismo de desgaste é freqüentemente tratado por adesão. Apenas a escola inglesa influenciada por Edward Trent, batizou o mecanismo de *attrition* (Machado, 2004).

Este mecanismo ocorre, geralmente, a baixas velocidades de corte, onde o fluxo de material sobre a superfície de saída da ferramenta se torna irregular. A aresta postiça de corte pode aparecer, e na sua presença o processo tem natureza menos contínua, principalmente se ela for instável. Sob estas condições, fragmentos microscópicos são arrancados da superfície da ferramenta e arrastados junto ao fluxo de material adjacente à interface (Machado, 2004).

O gráfico da Figura 1 deixou clara a redução da contribuição do desgaste por adesão, no desgaste total, com o aumento da velocidade de corte. Ele é, portanto, considerado como um mecanismo de desgaste característico de baixas velocidades de corte.

3.3.3. DESGASTE ABRASIVO

Em sistemas tribológicos de um modo geral, o desgaste abrasivo acontece quando material é removido ou deslocado da superfície por partículas duras que podem estar soltas, entre duas superfícies com movimento relativo, ou emergindo de uma das superfícies, neste caso pertencentes a ela. No caso das partículas estarem soltas, a abrasão é considerada a "três corpos", onde as partículas duras são livres para rolarem e escorregarem entre as duas superfícies. No caso das partículas emergirem de uma das superfícies, a abrasão é considerada a "dois corpos" (Hutchings, 1992).

Em ferramentas de corte, na usinagem, podem ocorrer os dois tipos de abrasão: a dois e a três corpos. No caso de abrasão a dois corpos, as partículas abrasivas são precipitados duros (óxidos, carbonetos, nitretos ou carbonitretos), pertencentes ao material da peça ou do cavaco. No caso da abrasão a três corpos, as partículas abrasivas são materiais da própria ferramenta, que

se desprenderam e mergulham no fluxo de material adjacente (da peça ou da ferramenta) (Machado, 2004).

3.4. MECANISMOS DE DESGASTE NA USINAGEM DE LIGAS DE ALUMÍNIO

O principal fator que leva a perda da funcionalidade de uma ferramenta durante a usinagem de ligas de alumínio, seja ela pela redução do acabamento superficial da peça usinada ou pelo próprio lascamento ou quebra da ferramenta, é a formação da aresta ou gume.

Na usinagem de alumínio, normalmente o desgaste se caracteriza por um cegamento do gume e deslocamento do mesmo, ou seja, a formação de aresta postiça principalmente. "O desgaste de cratera não ocorre. A presença da aresta postiça faz com que se tenham um aumento na força de usinagem e uma elevação na temperatura na região da raiz do cavaco. A temperatura pode subir a tal ponto que se tenha a formação de cavacos aparentes, isto é, material plastificado e extrudado entre a peça e o flanco da ferramenta. Com isso, em regra, acontece uma redução da qualidade superficial da peça usinada" (Weingaertner, 1990).

As duas principais teorias que descrevem as formas que o alumínio fica aderido na superfície das ferramentas são duas e segundo os autores ocorrem quase simultaneamente.

Na primeira o material transferido é depositado e fica aderido na superfície de saída da ferramenta, isto pode ser associado ao início da fusão da matriz metálica seguida por um processo de extrusão devido às altas forças compressivas existentes entre a ferramenta e a cavaco dando nome a chamada camada postiça (*built-up layer*). A outra forma observada é a ocorrência da formação da aresta postiça (*built-up edge*) na aresta de corte da ferramenta. A aresta de corte já possui certa quantidade de material da peça de trabalho depositada em sua superfície (*biult-up layer*), a qual possui dureza mais baixa do que a ferramenta, desse modo, as temperaturas de corte diminuem. Com a diminuição das temperaturas de corte ocorre também a mudança do mecanismo de difusão de material, o qual agora pode ser explicado pelo mecanismo clássico de difusão (Carrilero, 2002). Dessa forma a formação da aresta postiça pode ser explicada da seguinte forma: a primeira camada do material que se une a ferramenta, através de ligações atômicas, é encruado, aumentando assim o seu limite de resistência ao escoamento, e as tensões de cisalhamento são insuficientes para quebrar estas ligações. As deformações então continuam nas camadas superiores adjacentes encruadas. Pela repetição deste processo, uma sucessão de camadas forma a aresta postiça (Machado, 2004).

A formação da aresta ou gume postiço nas ferramentas que devem ser submetidas à usinagem de ligas de alumínio pode ser minimizada com a aplicação de fluido de corte lubrificantes e refrigerantes, velocidades de corte mais altas e bom acabamento superficial da ferramenta, que pode ser polida.

Quando se usinam ligas de alumínio com ferramentas constituídas de WC-Co, e em condições que combinem altas temperaturas e altas pressões na superfície de escoamento de cavaco, a difusão de alumínio da peça usinada para a ferramenta ocorre. Observando o diagrama de fases Co-Al, pode-se notar que a formação de uma solução sólida de alumínio no cobalto é possível acima de aproximadamente 300 °C. E também se pode verificar que, considerando a difusão de alumínio no cobalto, três diferentes situações aparecem dependendo da temperatura na interface cavaco-ferramenta. Abaixo de 300°C o cobalto cristaliza na estrutura ε com pouco alumínio em solução sólida. Acima de 427°C, a estrutura ε muda para a estrutura α , a qual o alumínio pode-se dissolver em poucas quantidades percentuais. Entre 300°C e 427°C ambas as estruturas podem ser formadas. Os compostos intermetálicos que podem ser formados são: β (~Al₁₄Co₃), γ (~Al₃Co), δ (~Al₅Co₂) e ζ (~AlCo) (Nouari, 2003).



Figura 2 - Diagrama de fases Co-Al (fonte: site www.infomet.com.br).

3.5. TEMPERATURAS DE CORTE

Um dos principais resultados para qualquer tipo de trabalho mecânico aplicado em materiais, tal como usinagem ou conformação é a geração de calor e a conseqüente elevação da temperatura.

Cerca de 70% do calor é originado devido à deformação plástica da peça de trabalho, os demais 30% vem do atrito entre a ferramenta e a peça de trabalho. Uma grande parte do calor gerado é transferido para os cavacos e outra parte é conduzida em regiões mais profundas da peça de trabalho e ferramenta pelo contato mecânico (Enke, 1999).

De todas as energias que são convertidas em calor somente uma pequena porcentagem (1 a 3 %) não é convertida em energia térmica. Parte desta pequena porção fica retida no sistema como energia elástica, e outra parte está associada à geração de novas superfícies (peça e cavaco) (Machado, 2004).

Geralmente, parte do calor gerado é dissipado pelo cavaco, uma pequena porcentagem, é dissipada pela peça e uma outra para o ambiente. O restante vai para a ferramenta de corte. Apesar de esse restante representar apenas pequenos percentuais (8 a 10%), o aumento de temperatura associado com este calor é significativo, podendo chegar, em certos casos, a 1100°C na usinagem de aços, o que compromete fortemente a integridade da ferramenta (Machado, 2004).

Temperaturas elevadas podem ser atingidas quando se usinam ligas de alumínio. Vários trabalhos têm demonstrado que a temperatura na interface cavaco-ferramenta depende de vários parâmetros, tais como as condições de corte (velocidade de corte, avanço, etc.) e parâmetros geométricos da ferramenta (Nouari, 2003).

As altas temperaturas ocorrem devido ao trabalho de deformação plástica convertido em calor e associado às altas deformações de cisalhamento, e também com os efeitos do atrito ao longo da superfície de contato cavaco-ferramenta. Isto irá facilitar a difusão dos elementos químicos constituintes da ferramenta para o cavaco e vice-versa. Esta transferência de material gera, eventualmente, a formação de uma camada aderida na superfície da ferramenta afetando sua geometria (Nouari, 2003).

3.6. REVESTIMENTOS DLC

Diamond-like carbon (DLC) é um filme fino amorfo que tem como principal constituinte o carbono. Este revestimento apresenta propriedades como: baixo coeficiente de atrito, dureza de até 9000 HV, alta resistência ao desgaste e pode conter quantidades de hidrogênio de até 50% at. (Delfinger, 1999; Choy, 2003; B, 2003; Mousinho, 2003; Fukui, 2004; Vanderveld, 1999; Wei, 2000). Característica estas que fazem com que os revestimentos DLC possam ser utilizados para melhoria do desempenho de ferramentas ou componentes em aplicações de engenharia.

Na tabela 1 é apresentada uma classificação dada aos revestimentos a base de carbono.

	Filmes de carbono amorfo – DLC					Filmes de carbono cristalino (revestimentos diamante)			
	S	em Hidrogêni	10		Com H	lidrogênio			
Aditivos		-	Metal	-		Metal	Outros	Sem aditivo	Com aditivo
Ligação	sp ²	sp ³	sp ²	sp ² -sp ³	sp ³	sp ²		sp ³	
Abreviação	a-C	ta-C	a-C:Me	a-C:H	ta-C:H	a-C:H:Me (Me=Ti, W, etc)	a-C:H:X (X=Si, O, N, etc)		-
Nomes comuns	DLC, carbono grafítico	DLC, iC, diamante amorfo	-	DLC, Carbono duro		DLC, Me- DLC, Me- CH, MeCH	DLC, X- DLC, Si- DLC	PVD, CVI	D Diamond
Processo de deposição	PVD	PVD	PVD	PACVD	PVD, PACVD	PVD, PACVD	PVD, PACVD	CVD a	ativado

Tabela 1 - Classificação dos revestimentos a base de carbono (VDI2840, 2005).

Os átomos de carbono representados na Figura 3, presentes neste revestimento, estão quimicamente ligados através de ligações do tipo grafite (sp^2) , as quais se encontram entre os planos cristalinos, e ligações do tipo diamante (sp^3) que estão em planos adjacentes.

Dependendo dos parâmetros de processo de deposição utilizado, a razão entre os tipos de ligações varia resultando em uma variação proporcional nas propriedades mecânicas do revestimento (VDI 2840, 2005; VANDERVELD, 1999).



Figura 3 – Representação esquemática do arranjo atômico dos átomos de carbono nos revestimentos a base de DLC (Cortesia Balzers AG).

Se as ligações entre os átomos de carbono são auxiliadas por hidrogênio, o filme é chamado DLC hidrogenado. Se somente o carbono está presente, DLC. As ligações também podem ser auxiliadas por elementos metálicos, que melhoram propriedades tais como o módulo de elasticidade e a dureza (Ex. WC/C onde dopantes de WC fazem este papel (VDI 2840, 2005; VANDERVELD, 1999).

Antes da deposição de uma camada de DLC em uma ferramenta ou componente, com o objetivo de melhorar as propriedades de adesão do sistema como um todo, são primeiramente depositadas uma camada de cromo seguida de uma camada de carboneto de cromo. A figura 4 mostra a secção transversal de uma amostra em aço que foi revestida com um filme DLC, esta amostra foi fraturada propositalmente com o objetivo de verificar a formação das diferentes camadas presentes.



Figura 4 - Amostra em aço fraturada mostrando a presença das diferentes camadas depositadas (Cortesia

Balzers AG).

3.6.1 PROPRIEDADES DOS REVESTIMENTOS DLC

Na Tabela 2 são apresentadas as principais propriedades dos revestimentos DLC.

Tabela 2 - Propriedades dos revestimentos DLC (Meerkann, 1999).

% de hidrogênio (%at)	< 1 - 50
Dopantes	Si, F, N e metais
$\% \text{sp}^2$	10 - 70%
Densidade (g/cm ³)	1,9 – 3,0
Tensão Residual (Gpa)	-0,5 até – 7,0
Dureza (Gpa)	< 5 até 80
Resistividade Elétrica (Ω /cm)	$10^2 - 10^6$
Coeficiente de atrito	0,01 - 0,5

3.6.1.1 DUREZA

Os revestimentos DLC são caracterizados por apresentarem alta dureza, alto módulo de elasticidade e altas tensões residuais. Estas propriedades estão diretamente ligadas a razão sp³/sp² de ligações dos átomos de carbono do filme e se há ou não elementos dopantes na composição do revestimento (Grill, 1999).

Por exemplo, um revestimento DLC que possui dureza entre 1500 e 3000 HV contêm de 5 a 10 % de carbono com ligações do tipo sp³. Já os filmes que possuem dureza na faixa de 3000 a 5000 HV tem uma razão sp³/sp² de 15 a 20%. E se a concentração de ligações sp³ chegarem próximo de 100%, a dureza e a elasticidade dos revestimentos DLC são muito semelhantes a do diamante (8000-9000HV) (Vanderveld, 1999).

Alta dureza não significa automaticamente baixo coeficiente de atrito. Em contraste com a dureza, o coeficiente de atrito não é propriedade intrínseca dos materiais. Os valores de coeficiente de atrito são governados pelas propriedades da vizinhança e condições de operação (temperatura, atmosfera, pressão, tipo de movimento, carga, etc) (Pauleta, 2004).

3.6.1.2 COEFICIENTE DE ATRITO

Foi especulado no passado, de uma forma geral, que a baixa reatividade dos filmes DLC podia ser responsável pela redução da adesão nas asperezas de contato. É bem conhecido que para a maioria das interfaces de contato o coeficiente de atrito é controlado pela combinação de interações físicas, químicas e mecânicas nas interfaces em contato. O ambiente e suas interações químicas também são fatores que devem ser levados em consideração, pois podem afetar o coeficiente de atrito. E também quanto mais rugosa uma superfície (interações físicas), mais alto o coeficiente de atrito. Quimicamente, a quantidade de interações entre a superfície pode determinar a quantidade de ligações adesivas ao longo da interface. Quanto maior a quantidade de interações químicas, maior a tendência a adesão e então o aumento do coeficiente de atrito (Erdemir, 1996).

Revestimentos depositados por PVD (*Physical Vapour Deposition*) tais como TiN, CrN e TiAlN geralmente causam uma redução no coeficiente de atrito entre ferramenta e peça e trabalho, mas o valor deste coeficiente, contra metais e a seco, está na ordem de 0,3 a 0,6, o que é considerado um valor alto em comparação com os revestimentos DLC.

Atualmente, os revestimentos utilizados para se conseguir baixos coeficientes de atrito são os que contêm carbono em excesso. Tipicamente são os materiais do grupo DLC (a-C:H, a-C:H:X, ta-C, ta-C:H e Me-C:H) (Enke 1999).

De uma forma geral, o coeficiente de atrito dos revestimentos DLC variam de 0,007 até 0,4 em vácuo com pressões abaixo de 10^{-4} Pa, enquanto que em ar atmosférico e em umidade relativa entre 20 e 60%, os coeficientes de atrito variam de 0,05 até 1,0. A variação considerada bastante alta para os valores de coeficiente de atrito se deve a variação de composição e estruturas que os revestimentos podem possuir (Krumpiegl, 1999), fazendo com que as mais diversas reações químicas ocorram nas interfaces filme/contra-peça (Grill, 1999).

O baixo coeficiente de atrito pode ser explicado por três mecanismos principais: formação de um filme de grafita, transferência do filme rico em carbono para a contra-peça ou formação de cadeia de hidrocarbonetos.

Uma camada de grafita, formada na superfície do revestimento DLC, age como um lubrificante na região de contato entre a peça revestida e outra não revestida. O ambiente em que as partes estão inseridas, velocidade de deslocamento e a carga de contato aplicada influenciam no processo de grafitização, devido ao aumento de temperatura na região de contato, o que facilita o desprendimento de hidrogênio da estrutura do filme DLC.(Grill, 1999, Donet, 1997). Este mecanismo de lubrificação leva a uma grande diminuição da taxa de desgaste entre os materiais em contato (Pauleta, 2004).

A natureza de baixo coeficiente de atrito de sólidos macios ou lamelares é largamente atribuída a sua tensão de cisalhamento. Quando interposto entre duas superfícies de deslizamento, este sólido cisalha com relativa facilidade, causando baixo coeficiente de atrito. Entretanto, com sua alta resistência mecânica e rigidez, os filmes DLC não podem ser deformados plasticamente ou cisalhar da mesma forma que sólidos macios e lamelares. Com isso, a deformação plástica ou cisalhamento não podem ser utilizados para explicar o caráter extraordinário de baixo coeficiente de atrito nos filmes DLC (Erdemir, 1996).

Acredita-se que a baixa reatividade dos filmes DLC é, primeiramente, responsável pelo seu baixo coeficiente de atrito. Adicionado a isto, a formação de uma camada transferida rica em carbono, que ocorre pela transformação da camada superficial do revestimento em uma camada de fácil cisalhamento e que tem sua formação induzida pelo atrito, nas superfícies que estão em deslizamento contra o filme DLC. Embora somente uma camada transferida de pequenas dimensões seja formada na superfície da contra-peça, ela pode ser transferida de volta para o outro lado e este processo continuar por um período longo antes que esta pequena camada ser completamente removida da interface de deslizamento (Erdemir, 1996; Pauleta, 2004; Grill, 1999).

A camada transferida tem um efeito lubrificante e sua formação pode ser melhorada pelo hidrogênio, mas pode ser restringida pela presença de água ou oxigênio. Água e oxigênio causam a oxidação do filme por reações que acabam formando C=O, fazendo com que o coeficiente de atrito tenha valores de 0,1 a 0,2 (Krumpiegl, 1999; Erdemir, 1995).

Um outro fenômeno utilizado para explicar o baixo coeficiente de atrito dos revestimentos DLC é presença do hidrogênio no filme, lubrificando o contato entre revestimento e contra-peça, pela formação de cadeias de hidrocarbonetos conforme observado por Fukui et al. Ele identificou em uma trilha de desgaste de uma amostra revestida com um filme a-C:H com 35% at de hidrogênio a presença de C_3H_6 , C_4H_{10} , C_6H_{12} , C_8H_9 . Também Gardos, citado por Donnet, atribuiu o baixo coeficiente de atrito para camadas DLC bastante lisas e em ambientes inertes ao alto acabamento superficial e a presença de um filme ultra-fino de hidrocarbonetos do tipo polímeros na superfície, os quais possuem interações fracas das forças de Van der Waals entre as cadeias carbônicas hidrogenadas.

3.6.1.3 INFLUÊNCIA DA CONCENTRAÇÃO DE HIDROGÊNIO NO COEFICIENTE DE ATRITO DOS FILMES DLC

Para o caso de filmes com baixa concentração de hidrogênio, o coeficiente de atrito diminui a valores abaixo de 0,01 durante as primeiras dezenas de ciclos, provavelmente devido a presença de hidrogênio não ligado ao carbono. Soma-se a isto, a possibilidade da existência de uma difusão significativa de hidrogênio intersticial "livre" do núcleo do filme para a superfície de deslizamento. Isto provavelmente, faz aumentar a proporção de superfície de deslizamento induzida através da formação de ligações de C-H reduzindo o coeficiente de atrito a valores extremamente baixos devido às fracas interações das forças de Van der Waals na camada de revestimento mais superior (Fontaine, 2001).

O suprimento limitado de hidrogênio não ligado não é tão efetivo por um período longo comparado com as ligações fortes C-H do filme DLC que tem um alto teor de hidrogênio. Este filme de forte ligação promove muito mais passivação durante as interações superficiais. Entretanto, se uma quantidade de gás hidrogênio é introduzida durante a fricção, o tempo de recuperação é menor do que o período médio entre dois passes de deslizamento consecutivos, com isso o coeficiente de atrito diminui drasticamente. Neste caso, o hidrogênio age com uma reserva infinita de lubrificante responsável pela passivação das ligações das superfícies. (Fontaine, 2001).

Conseqüentemente, dois caminhos levam a coeficientes de atrito muito baixos em condições inertes: se a quantidade alta de hidrogênio está presente em um filme, ou se uma quantidade alta de gás hidrogênio está na atmosfera do ambiente durante a fricção, quando a quantidade de hidrogênio no filme não é suficientemente alta para reduzir o coeficiente de atrito por longos períodos. Períodos intermediários muito curtos de somente poucas dezenas de ciclos podem ser observadas no último caso, graças a difusão de hidrogênio não ligado ao filme de DLC. Temperaturas moderadas podem aumentar a difusão de hidrogênio, então levando a períodos significativamente longos com baixo coeficientes de atrito (Fontaine, 2001).

3.6.1.4 INFLUÊNCIA DO MEIO NO COEFICIENTE DE ATRITO

Os revestimentos DLC são conhecidos como sendo extremamente sensíveis a presença de espécies oxidantes (oxigênio, vapor d'água) durante a fricção, o que dá início a tribo-oxidação da superfície do revestimento, geralmente aumentando o coeficiente de atrito e o desgaste. Liu et al citado por Donnet mostrou que o baixo coeficiente de atrito dos filmes DLC no ar atmosférico é devido ao desgaste induzido pela grafitização, por exemplo, formação de uma camada grafitizada de baixo coeficiente de atrito. Na ausência de uma espécie oxidante, como em ultra-alto vácuo, uma larga faixa de coeficientes de atrito se observa, de menores de 0,01 até 0,3 ou mais.

Estudos de uma forma geral têm mostrado que o comportamento tribológico dos revestimentos DLC dependem fortemente da estrutura de ligação química, chamada de razão $sp^2 - sp^3$, quantidade de hidrogênio, quantidade de dopantes, bem como condições de carregamento e da atmosfera em que estão inseridos. Especialmente, o vapor d'água no ambiente de teste, o qual afeta o coeficiente de atrito e o comportamento de desgaste significativamente. Os revestimentos DLC sem hidrogênio em sua estrutura mostraram baixas taxas de desgaste na presença de vapor d'água. Por outro lado, a introdução de vapor d'água na câmara de teste aumentou o coeficiente de atrito e a taxa de desgaste dos filmes hidrogenados (Konka, 2006).

3.6.1.5 ESTABILIDADE QUÍMICA

Revestimentos DLC hidrogenados ou não são materiais metaestáveis e suas estruturas mudarão para estruturas mais grafíticas pela ativação térmica. Calor aplicado aos revestimentos DLC hidrogenados resulta em perda de hidrogênio e espécies CH_x, e o colapso da estrutura através do aumento da formação de ligações sp², a qual começa em temperaturas de 400°C e, eventualmente, até menores, dependendo das condições de deposição e da quantidade de elementos dopantes no filme. Isto causa mudanças em dimensões e propriedades do material e limitam o uso de revestimentos DLC em operações que possam atingir temperaturas acima de 400°C (Grill, 1999; Krumpiegl, 1999).

Os revestimentos DLC também podem ser mudados por radiação UV (ultra-violeta), esta radiação quebra as ligações C-C e C-H e causa oxidação do filme pela formação de ligações C-

O. Há um desprendimento de CO₂, CH₄ e H₂ do filme, resultando em uma redução da espessura do filme (Grill, 1999).

3.6.1.6 RUGOSIDADE E DENSIDADE

De uma forma geral, a rugosidade dos filmes DLC é dependente da energia dos íons, da temperatura do substrato, do material do substrato e da composição do filme (Penge, 2001).

Foi observado um caso em que energias altas de íons levam a quantidades maiores de ligações sp³, altas densidades, altas tensões residuais e superfícies mais lisas (Penge, 2001).

A rugosidade aumenta durante a deposição em substratos aquecidos, o que também foi observado durante a exposição a temperaturas similares após o processo de deposição. Isto acontece devido ao aumento progressivo da formação das zonas de estrutura grafítica através de difusão. Estas zonas se formam preferencialmente na superfície e serão promovidas pela energia associada com a chegada dos íons incidentes durante a deposição. A formação destas zonas também pode ser promovida pela alta temperatura do substrato ou por aquecimentos aplicados após a deposição (Penge, 2001). Por exemplo, em um estudo realizado por Miyoshi et al observou-se que a taxa de desgaste de revestimentos de diamante aumentou significativamente com o aumento da rugosidade superficial não importando se o deslizamento foi em vácuo, em nitrogênio ou ao ar (Jiang, 2000).



Figura 5 - Representação esquemática da influencia da energia do íon incidente na rugosidade dos revestimento de uma forma geral. Em (a) há maior rugosidade do que em (b) devido a menor energia do íon incidente.

Quando a energia do íon incidente é alta o suficiente ocorre a implantação do íon na superfície, e a energia de impacto é menos eficiente em causar difusão na superfície. A morfologia da superfície se mantém relativamente inafetada pela penetração do íon, o que leva a uma estrutura densa. A energia crítica que o íon possui, acima da qual são produzidas superfícies mais lisas foi estimada em aproximadamente 50 eV para os processo de RF, magnetron sputtering e íon beam. Energias de bombardeamento podem também promover superfícies mais lisas pela remoção preferencial de asperezas pelo efeito de sputtering, embora isto seja dependente de relações entre angulo de incidência da partícula ou energia do íon (Penge, 2001).

3.6.2 LIMITAÇÕES

Uma limitação que se pode citar para os filmes DLC é o fato de estes possuírem magnitude de tensões residuais compressivas que podem chegar a 7,0 GPa (Grill, 1999) originadas a partir das ligações interatômicas sp³. Dessa forma, somente filmes extremamente finos estão bem aderidos em diferentes substratos, especialmente substratos de aço. Para superar esta limitação de pobre adesão e depositar filmes mais espessos, uma camada metálica intermediária (cromo ou molibdênio) pode ser depositada entre o substrato e filme de DLC (Pauleta, 2004) Também, para se causar uma redução nas tensões residuais é possível incorporar N, Si, O ou metais na com posição dos filmes (Grill, 1999).

Outra limitação é que existe uma temperatura limite acima da qual o revestimento DLC se grafitiza e se oxida drasticamente. Esta temperatura depende do método de deposição, parâmetros de deposição, estrutura e composição do revestimento (Konka, 2006).

3.6.3 TÉCNICAS DE DEPOSIÇÃO DE FILMES DLC

A deposição de filmes bastante lisos, em escala nanométrica, pode ser conseguida através de uma variedade de métodos, incluindo d.c. ou r.f., PACVD, *sputtering*, arco catódico e deposição por *ion beam* (Donnet, 1997; Verkammen, 1999), a partir de precursores sólidos e gasosos, em temperaturas de substratos abaixo de 350°C. Todos os métodos de deposição de filmes DLC são processos caracterizados pela interação de íons energéticos com a superfície do filme em crescimento. As principais faixas das propriedades dos filmes DLC estão na tabela 2 (Donnet, 1997).

Elementos dopantes, tais como, silício, flúor, nitrogênio e vários metais podem ser incorporados a estrutura do filme (Enke, 1999).

Por exemplo, um filme metal-carbono (Me-C:H) pode ser depositado utilizando-se a técnica de sputtering para evaporação do target de metal, em uma atmosfera contendo argônio e um gás hidrocarboneto (Meerkamm, 1999). Durante a deposição, a temperatura do substrato pode se manter relativamente baixa, entre 100 e 200°C e aços podem ser revestidos sem perda de dureza (Meerkamm, 1999).

Filmes que contém dopantes metálicos (Me-C:H) possuem, em geral, menores tensões compressivas do que os filmes C:H. A resistência ao desgaste e o coeficiente de atrito dos revestimentos que possuem metais (< 20 at %) são similares aos revestimentos a-C:H (Meerkamm, 1999). Comumente, a estrutura de um filme Me-C:H pode ser caracterizada por uma matriz a-C:H amorfo com a presença de soluções sólidas. No caso de metais formadores de carbonetos (Ex.: titânio, cromo, tungstênio) cristais de carbonetos bem pequenos se revelam no filme. Um invólucro de material modificado a-C:H envolta dos cristais de carbonetos parece modificar as propriedades do filme (Meerkamm, 1999).

As condições de deposição de filmes DLC no processo PACVD (gás precursor, energia elétrica, tensão aplicada ao substrato, pressão dos gases e temperatura do substrato) cobrem uma larga faixa de parâmetros, os quais vão influenciar diretamente nas propriedades do revestimento (Donnet, 1997).

As propriedades dos filmes DLC depositados por PACVD foram observadas como possuindo uma relação extremamente forte com a energia de impacto dos íons, a qual se relaciona com a tensão de bias (Vb) e a pressão no reator (P) (Donnet, 1997):

• $E \propto Vb/P^{1/2}$

Estas propriedades dos filmes podem ser modificadas pelo ajuste do bias e/ou pressão no reator. Variação da tensão de bias no sistema r.f. PACVD é freqüentemente alcançada indiretamente pela mudança na potência r.f. (W) e/ou pressão P no reator. Dessa forma a tensão de bias se relaciona com estes dois parâmetros por: (Donnet, 1997)

• $Vb \propto (W/P)^{1/2}$

Revestimentos DLC podem ser preparados por técnicas de PVD ou CVD através de uma variedade de fontes de carbono, sejam elas sólidas ou gasosas. O tipo de revestimento DLC é determinado pelo processo de deposição. Os processos industriais mais comuns para a deposição de DLC são por sputtering, o qual foi relatado pela primeira vez em 1985. Foram produzidos filmes de carbono amorfo (a-C) por planar magnetron sputtering com um alvo de grafite em uma atmosfera contendo argônio puro e a uma temperatura de cerca de 300 K (Panjan, 2003).

Mais tarde outros grupos de pesquisa tentaram preparar filmes amorfos de carbono hidrogenado contendo uma pequena quantidade de metal pelo processo de unbalanced magnetron ion plating de um alvo de metal em uma atmosfera contendo gás acetileno. A introdução de metal no processo de deposição foi encontrada como sendo uma melhora na adesão do revestimento ao substrato e reduziu as tensões residuais (Panja, 2003).

3.6.3.1 PROCESSO PACVD

Deposição Química de Vapores ou *Chemical Vapour Deposition* (CVD) de revestimentos envolve reações químicas de reagentes na forma gasosa que ocorre na vizinhança ou sobre superfícies de substratos aquecidos. Este método de deposição é atomisado e pode gerar revestimento de alta pureza com um bom controle de estrutura em níveis atômicos ou nanométricos. Também são capazes de serem produzidas camadas únicas ou multicamadas, dimensionalmente bem controladas e em baixas temperaturas (Choy, 2003)

O desenvolvimento dos processos PACVD e consequentemente seu sucesso se deve a indústria microeletrônica, a qual utiliza esta técnica para a fabricação de dielétricos a base de silício evitando geração de calor excessivo, o qual causaria degradação da estrutura do substrato (Diniz, 2001).

O processo PACVD (*Plasma Assited Chemical Vapour Deposition*) ou deposição química de vapores assistida por plasma usa a energia de elétrons, os quais ganham energia através da aplicação de um campo elétrico, como um método de ativação que permite que ocorra deposição a baixas temperaturas e a uma taxa razoável. Utilizando energia elétrica em voltagens suficientemente altas e em um ambiente contendo gases a baixa pressão (menor que 10² Pa) (Choy, 2003).

No método PACVD, o substrato está sob uma tensão negativa (bias) (Diniz, 2001) em relação ao plasma para que seja possível um bombardeamento iônico e dessa forma, o crescimento de um filme. A deposição é realizada em um ambiente contendo hidrogênio para se obter revestimentos DLC com quantidades de hidrogênio de 10 a 50% at. O hidrogênio determina a estrutura do filme, dessa forma controla as propriedades elétricas, ópticas e a tensão residual do filme (Grill, 1999).

É sabido que usando-se uma descarga incandescente (plasma) a baixa pressão é possível promover reações químicas que, por outros métodos, são difíceis ou até mesmo impossíveis de ocorrerem. Um fator chave nas reações químicas assistidas por plasma é o fato de que elas ocorrem em temperaturas consideradas baixas quando comparadas as reações químicas que tem a temperatura como forma principal para que sua realização seja possível. Outro fator é a possibilidade de expor o substrato ao bombardeamento de partículas que possuem energia durante o processo assistido por plasma, antes e durante o crescimento do filme, oferecendo a possibilidade de se modificar propriedades químicas e físicas do filme resultante. Estes efeitos causados pelo bombardeamento não são frequentemente alcançados somente pelo aumento de temperatura do filme (Choy, 2003).

Os reagentes vaporizados são ionizados e dissociados pelo impacto de elétrons gerando íons quimicamente ativos e radicais, que sofrem reações químicas na superfície ou próximo da superfície depositando o filme fino (Choy, 2003).

Existem diversos reatores, um exemplo pode ser visto na figura 7, para se realizar o processo de revestimento pela técnica PACVD e os principais constituintes para este sistema são: (i) uma fonte de gás e uma forma de se fazer sua distribuição controlada em uma câmara. (ii) uma fonte de potência para que a energia elétrica possa ser introduzida na mistura gasosa. (iii) um sistema de bombeamento e exaustão para que os produtos formados durante as reações químicas possam ser descartados de forma segura.



Figura 6 – Desenho esquemático de uma câmara que e utilizada para a deposição de filmes DLC (Cortesia Balzers AG).

3.6.3.2 APLICAÇÕES DE FILMES DLC

Ao contrário de muitos revestimentos, os quais foram primeiramente utilizados em ferramentas de corte devido a sua alta dureza, revestimentos DLC geram baixos coeficientes de atrito contra vários tipos de contra-peças e dão boa resistência ao desgaste tanto para a parte revestida quando para a contra-peça não revestida. Esta propriedade única faz com que os

revestimentos DLC sejam apropriados em aplicações tribológicas sejam elas para componentes mecânicos ou para ferramentas. (JIANG, 2000).

A maior vantagem do processo PACVD sobre o CVD é que a deposição pode ocorrer em temperaturas relativamente baixas (aproximadamente 200°C) em áreas extensas (Choy, 2003).

Em muitas aplicações, a topografia de uma superfície tem importância crítica. Por exemplo, em aplicações óticas, eletrônicas e biomédicas, nas quais uma superfície extremamente lisa é desejada (Peng, 2001, Grill, 1999).

Na literatura, estudos indicam que os revestimentos DLC não têm boa performance em altas temperaturas. Vanhulsel et al estudou o comportamento do revestimento a-C:H com 35% de hidrogênio depositado via PACVD contra esferas de corundum usando uma máquina de teste oscilatório de baixa amplitude. Ele encontrou que a partir de 100°C, o coeficiente de atrito diminuiu de 0,13 a temperatura ambiente para 0,07 a 300°C e as marcas de desgaste se tornaram maiores com o aumento da temperatura (Konka, 2006).

Krumpiegl et al testou três diferentes revestimento DLC (a-C, a-C:H e Ti-C:H) contra aço AISI M2 em temperaturas acima de 450°C e sob vácuo (10⁻³ Pa) e observou alto coeficiente de atrito (0,6) e alto desgaste. Os autores observaram uma queda drástica da dureza do revestimento após aquecimento a 450°C em ar ambiente. Isto, provavelmente está relacionado com a alta oxidação do revestimento (Konka, 2006).

Bremond et al realizou testes de pino no disco em temperaturas elevadas (acima de 400°C) em revestimentos a-C:H (10% de H) depositados em 100Cr6 (AISI 52100) pela técnica PACVD. Eles descobriram que a falha do revestimento DLC foi devido a combinação do efeito de oxidação do revestimento e a perda da dureza do substrato (Konka, 2006).

3.6.4 REVESTIMENTOS DLC APLICADOS EM FERRAMENTAS PARA USINAGEM DE LIGAS DE ALUMÍNIO.

A maioria dos contatos entre superfícies gera calor por atrito. Em operações de usinagem, a maior parte do calor é liberado devido a extensiva deformação plástica durante a remoção de material (por exemplo: formação do cavaco). Entretanto, o aumento de temperatura na superfície da ferramenta é significativo no processo de usinagem. O revestimento aplicado a ferramenta deve ser capaz de manter suas propriedades em elevadas temperaturas (Konka, 2006). Quando a superfície da ferramenta de corte é revestida com DLC, o qual possui baixo coeficiente de atrito e propriedade antiaderente, a adesão de material das ligas de alumínio usinadas na aresta de corte da ferramenta pode ser eliminada. A redução da formação da aresta postiça leva a uma manutenção do fio de corte, e dessa forma melhora as condições de usinagem e a qualidade do acabamento da peça usinada. Cavacos são rompidos favoravelmente, prevenindo que a peça de trabalho seja riscada pelos cavacos e evitando a deterioração da superfície usinada pela re-adesão de material da peça de trabalho, consequentemente a vida da ferramenta pode ser aumentada significativamente. (Fukui, 2004; Vanderveld, 1999).

Uma observação feita por Lahres et al em sua pesquisa cientifica foi que ferramentas revestidas com WC/C, α -C:H e revestimentos a base de diamante mostraram não formação de aresta postiça na face de corte quando utilizados para a usinagem a de alumínio. Estes são classificados como revestimentos adequados. Revestimentos não adequados são CrN, MoS₂, TiN, (Ti,Al)N e também metal duro não revestido, pois formam grandes arestas postiças na face de corte. Estes elementos de transição (Cr, Mo e Ti) provavelmente afetam o comportamento químico e resultam em reações de difusão com os materiais da peça de trabalho (Al, Zn, Mg e Cu). Isto leva a formação da aresta postiça, a qual consiste nestes elementos e oxigênio do ambiente.

Atualmente, a maioria dos processos de usinagem são realizados utilizando-se fluidos refrigerantes com o objetivo de reduzir atrito entre ferramenta e peça de trabalho, diminuindo as temperaturas locais, a oxidação e taxa de desgaste das ferramentas. Entretanto, subseqüentes passos de desengraxe e limpeza superficial de peças usinadas também geram custos e consumo de tempo, e também reciclagem e tratamento de resíduos gerados (Pauleta, 2004).

Por outro lado, os fluidos refrigerantes também são prejudiciais ao ambiente, por isso o interesse crescente em desenvolver novas ferramentas de corte que poderiam tornar obsoleto o uso de refrigerantes. A combinação de baixo coeficiente de atrito e alta resistência ao desgaste dos revestimentos a base de carbono, fazem deles reais candidatos para aplicações de fresamento a seco, por exemplo. Entretanto, a baixa estabilidade térmica de alguns revestimentos a base de carbono podem ser o maior obstáculo para este tipo de aplicação (Vanderveld, 1999).

3.6.5 APLICAÇÕES DE USINAGEM A SECO DE LIGAS DE ALUMÍNIO

Para controlar os efeitos de altas temperaturas nos processos de usinagem se faz uso de lubrificantes e refrigerantes. A utilização de lubrificante é feita para separar as duas superfícies de contato (da ferramenta e da peça), enquanto que o efeito refrigerante é o resultado da condução de calor pelo aumento de área de contato real entre estas duas superfícies. Adicionalmente, os refrigerantes e lubrificantes dissipam parte do calor simplesmente pelo seu fluxo. Separando as partes que estão sob atrito também se suprime o fenômeno de adesão, tal como micro-soldagem, quase a zero (Enke, 1999).

Operações de usinagem a seco são cada vez mais utilizadas para se evitar a contaminação do ar, água e descarte associados aos fluidos de remoção de metais, e também devido aos altos custos, estimados em 16% dos custos de usinagem. Um exemplo são os virabrequins de automóveis, que são comumente fabricados em ferro fundido e podem ser usinados a seco devido a presença de grafita no ferro fundido. Entretanto, virabrequins estão sendo produzidos com materiais leves, alumínio fundido, por exemplo, para aumentar a economia de combustível. Embora o alumínio seja um material relativamente macio e que pode ser facilmente usinado, a temperatura aumenta sob condições a seco e o alumínio adere na superfície da ferramenta. Um assunto em ascensão é o desenvolvimento de materiais ou processos que permitam a usinagem a seco do alumínio (Dasch, 2006).

Durante a furação, por exemplo, o alumínio se adere e é então evacuado do canal da ferramenta causando um ciclo térmico de aumento e queda de temperatura. Muitos furos podem chegar a temperaturas acima de 350°C, o que causaria queda de dureza da liga de alumínio e comprometeria a resistência de muitos revestimentos a base de carbono. Eventualmente, o canal da ferramenta se torna obstruído com o alumínio, o torque aumenta durante a furação e a broca quebra (Dasch, 2006).

A falha, então, não ocorre por desgaste das arestas de corte como na maioria das operações de usinagem, mas por adesão de material nos canais da ferramenta fazendo com que o cavaco não possa ser evacuado, resultando na quebra da ferramenta de forma catastrófica (Konka, 2006).

Usinagem a seco de ligas de alumínio é uma meta bastante difícil de ser alcançada devido à adesão de alumínio nas arestas de corte da ferramenta. A alta dificuldade é ilustrada pela grande redução na performance de mais de 10000 furos por broca na usinagem com lubrificante cair para menos de 40 furos por broca na usinagem a seco (Wang, 2002), enquanto todas as outras condições se mantiveram as mesmas. Embora os revestimentos a base de carbono possam ser bons candidatos para estas aplicações, a grande desvantagem destes revestimentos é que eles não poderiam sobreviver as altas temperaturas geradas durante a furação. Note que se espera que um revestimento possa ser efetivamente um lubrificante auxiliando na evacuação de cavaco se a temperatura pudesse ser mantida abaixo daquela que destruiria o revestimento (Dasch, 2006).

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 SELEÇÃO DE FERRAMENTAS E CAMADA DE REVESTIMENTO

Para este trabalho, primeiramente foram selecionadas ferramentas (insertos) confeccionadas em metal duro da classe K20 composto basicamente de WC e Co, que tem código TCMW16T304 provenientes do fabricante Mitsubish. O inserto possui $\alpha = 7^{\circ}$ (ângulo de incidência), k = 91° (ângulo de direção do gume) e r_e = 0,4 mm (raio de quina). Estas ferramentas foram escolhidas, pois são largamente utilizadas e indicadas pelo fabricante para aplicações em usinagem de ligas de alumínio com teor de silício de até18%.

Nestes insertos foi depositado o revestimento conhecido comercialmente como BALINIT® TRITON, o qual é fornecido pela empresa Balzers. Foram recobertas um total de 7 ferramentas com os mesmos parâmetros de processo de revestimento, sendo que cinco insertos foram utilizados nos ensaios de usinagem e outras duas ferramentas foram submetidas a ensaios para caracterização de algumas propriedades do revestimento, tais como espessura de camada, qualidade da adesão ao substrato, nanodureza, teor de hidrogênio, coeficiente de atrito e resistência ao desgaste. Outras cinco ferramentas não revestidas foram submetidas a medições de nanodureza, coeficiente de atrito, resistência ao desgaste e rugosidade superficial.

O porta ferramenta selecionado para montagem da ferramenta tem a especificação STGCL 2525M16.

4.2 LIGAS DE ALUMÍNIO

As ligas de alumino utilizadas nos ensaios de usinagem são duas, principalmente diferenciadas pelo teor de silício, e possuem a composição química descrita na Tabela 3 abaixo. Estas ligas foram utilizadas nos ensaios de usinagem em forma de tarugos fundidos e não tratados termicamente. O tarugo tem diâmetro de 150 mm e comprimento de 200 mm. Estas ligas foram escolhidas pelo fato de possuírem uma importância comercial devido a sua alta fluidez e baixa contração durante o processo de fundição, brasagem ou soldagem (Hatch, 1984).

Na Figura 7 é apresentado o diagrama de fases alumínio-silício que possui ponto eutético na composição 12,6% de alumínio.

Elemento (% em peso)	Si	Cu	Ni	Mg	Fe
Liga de Al 12% de Si	11,0 - 13,0	0,8 – 1,5	0,9 – 1,4	0,9 – 1,5	0,6 máx.
Liga de Al 16% de Si	15,0 - 15,6	0,8 – 1,5	0,9 – 1,4	1,0 – 1,5	0,6 máx.

Tabela 3 – Composição das ligas de alumínio utilizadas nos ensaios de usinagem.



Figura 7 - Diagrama de fases Alumínio-Silício (fonte: site www.infomet.com.br).

4.3 ESPESSURA DE CAMADA DE REVESTIMENTO

A espessura de camada de revestimento foi determinada utilizando-se o ensaio de caloteste, o qual é um método bastante simples e segue a norma VDI 3198 (*Verein Deutscher Ingenieure*). Basicamente, o ensaio consiste em girar uma esfera de diâmetro conhecido, com uma determinada velocidade, sobre a superfície da ferramenta revestida. Com a colocação de uma solução abrasiva entre a esfera e a superfície do inserto causa-se um desgaste no revestimento e conseqüentemente no substrato, este desgaste tem a forma de uma calota. Os diâmetros A e B da calota formada são medidos de acordo com a Figura 8 e com a formula abaixo é possível calcular a espessura em micra (S) da camada de revestimento.

$$S = (A \times B) / D,$$

onde D é igual ao diâmetro da esfera.



Figura 8 – Exemplo de calota formada no caloteste para medição de espessura de camada de revestimento (Cortesia Balzers AG).

4.4 QUALIDADE DA ADESÃO

Para verificação da qualidade da adesão do revestimento que está depositado sobre determinada ferramenta utiliza-se um durômetro convencional e faz-se a medição da dureza

Rockwell A quando o substrato é em metal duro, ou seja, indentador de diamante com geometria específica e aplicação de uma carga de 60 kg sobre a superfície da ferramenta revestida.

A realização do teste seguiu também a norma VDI 3198, a qual consiste, após aplicação da carga na superfície da amostra, da análise da região das trincas formadas ao redor da indentação com o auxilio de um microscópio ótico. Esta região e observada com aumento de 100 X e a qualidade da adesão do revestimento ao substrato é comparada com padrões já estabelecidos e tem a seguinte nomenclatura ou classificação: de HF1 até HF4 a qualidade da adesão do filme ao substrato não são de boa qualidade.



Figura 9 – Padrões comparativos utilizados para verificar a qualidade da adesão de revestimentos (VDI3198).

4.5. NANODUREZA

O equipamento de nanodureza utilizado nas medições de dureza do revestimento DLC monitora continuamente a carga e a posição do indentador relativas à superfície da amostra (profundidade de uma indentação) durante todo o processo de indentação. A área de indentação é

então calculada para uma geometria conhecida da ponta do indentador. Medidas de propriedades mecânicas podem ser feitas através de uma penetração mínima de cerca de 20 nm (ou deformações plásticas de cerca de 15 nm) (Bhushan, 2003).

As principais características para um indentador são: alto modulo de alasticidade, não apresentação de deformação plástica, baixo coeficiente de atrito, superfície com baixa rugosidade e uma geometria muito bem definida que seja capaz de fazer uma impressão de indentação muito bem definida. Os primeiros quarto elementos solicitados são satisfeitos utilizando-se o diamante como material para confeccionar a ponta. Uma forma bem definida de ponta e difícil de alcançar. O indentador Berkovich tem a forma de uma pirâmide de três lados, com ângulos de 63,5 graus entre faces e 76,9 graus entre arestas e a normal a base da pirâmide, com um raio de ponta de 0,1µm o que gera uma ponta bastante aguda comparada aos indentadores Vickers ou Knoop, os quais têm a forma de uma pirâmide de quarto lados. Ele pode ser utilizado em profundidades de penetrações de 10 a 20µm (Bhushan, 2003).

A dureza Berkovich (H_B) é definida como a carga dividida pela área projetada da indentação. Isto significa ser a pressão que um material irá suportar sob carga. Da curva da indentação, a dureza sob máxima carga pode ser obtida por:

 $H_B = W_{max}/A$, onde:

 W_{max} é a carga máxima e A é a área de contato projetada no pico de carga. A área de contato sob carga máxima é determinada pela geometria do indentador (Bhushan, 2003).

4.6 RUGOSIDADE

A rugosidade das ferramentas foi determinada como rugosímetro da marca Taylor Hobson – FormSurf Series 2, com apalpador mecânico que possui ponta em diamante de 1,5 à 2,5 µm de raio. A rugosidade de ferramentas com mesmo acabamento superficial, porém com superfície plana, foi medida antes e depois da aplicação do revestimento com o objetivo de investigar a alteração da rugosidade superficial causada pela adição do revestimento.

4.7. PORCENTAGEM DE HIDROGÊNIO

A porcentagem atômica de hidrogênio foi determinada para duas amostras revestidas em função da profundidade analisada ao longo da espessura dos filmes.

A técnica utilizada foi a de reação nuclear ou NRA (*Nuclear Reaction Analysis*), a qual permite a determinação do percentual atômico de um elemento específico na amostra analisada (análise seletiva).

4.8. COEFICIENTE DE ATRITO

O coeficiente de atrito foi determinado através da técnica esfera sobre o plano com um Tribômetro da marca CSM. A velocidade de deslocamento da esfera de aço no substrato de alumínio foi 3,14 cm/s e amplitude de 2mm. A esfera utilizada neste estudo tem 6 mm de diâmetro confeccionada em aço 100 Cr 6. Ensaio foi conduzido em uma temperatura de 22 °C e humidade de 52% e com uma carga aplicada sobre as amostras de 10 N.

A determinação do coeficiente de atrito foi realizada para amostras revestidas e não revestidas com o objetivo de identificar modificações causadas pela aplicação de revestimento.

4.9 TESTE DE USINAGEM - MEDIÇÃO DE FORÇA DE AVANÇO E FORÇA DE CORTE

Para determinação das forças de avanço e de corte barras de ligas Al-Si foram usinadas pela operação de torneamento. Foram utilizados dois tipos de ligas, uma contendo 12% de silício e outra com 16% de silício em sua composição química. Detalhes da presença de demais elementos de liga podem ser vistos na seção 3.2 deste capítulo.

A força de corte é a projeção da força de usinagem sobre a direção da velocidade de corte. Esta força possui a maior ordem de grandeza dentre os vetores que compõem a força de

usinagem. E a força de avanço é a projeção da força de usinagem sobre a direção de avanço (Pinto, 1999).

Os ensaios de usinagem foram realizados em um torno CINCINNATI MILACRON, modelo WAWK 150. Todos os ensaios foram realizados se a utilização de fluido de corte e os parâmetros foram selecionados de acordo com indicações do fabricante dos insertos.

Os parâmetros de corte selecionados foram os seguintes:

- Vc = 450 m/min
- f = 0,15 mm/rot
- ap = 0,5 mm

As forças de corte foram medidas através da célula de carga da Marca KISTLER Tipo 9257B, a qual é capaz de medir força em três componentes ortogonais (Fx, Fy e Fz), opcionalmente pode medir três momentos de força também (Mx, My e Mz). A força a ser medida é introduzida via topo da placa e distribuída entre três componentes sensores de força colocados entre as placas do topo e inferiores. Cada sensor tem três pares de placas de quartzo, um sensível a pressão na direção z e outros dois sensíveis ao cisalhamento na direção x e y. Dependendo da direção da força, carga positiva ou negativa ocorre nas conexões. Cargas negativas dão voltagem positivas na saída do amplificador de carga, e vice-versa (Manual da célula de carga KISTLER Tipo 9257B).

O amplificador de carga utilizado foi o da marca KISTLER Tipo 5019.

Foram gerados gráficos para as condições estudadas neste trabalho e que seguem a seguinte classificação:

- 12 SR à Liga de Alumínio com 12% de Si e Ferramenta sem Revestimento
- 12 CR à Liga de Alumínio com 12% de Si e ferramenta Revestida
- 16 SR à Liga de Alumínio com 16% de Si e Ferramenta sem Revestimento
- 16 CR à Liga de Alumínio com 16% de Si e ferramenta Revestida

Após uma análise inicial dos dados, foram excluídas duas curvas de cada força para cada condição estudada, as quais possuíam os maiores e menores valores das forças correspondentes.

Para a análise dos resultados, todas as curvas de forças de usinagem são valores médios das três curvas resultantes dos ensaios. Valores que devem ser desprezados na análise das forças de avanço e de corte são os valores que estão entre os tempos de, aproximadamente, 0 e 4 segundos e de 32 a 35 segundos, pois são ruídos registrados pela célula de carga correspondentes

a instantes antes de a ferramenta tocar a peça ou momentos após a ferramenta deixar a peça, respectivamente.

Na Figura 10 é possível ver a configuração utilizada nos testes de usinagem, onde é possível identificar indicados pelas setas em (a) célula de carga, em (b) porta ferramenta e ferramenta e em (c) o tarugo a ser usinado.



Figura 10 - Configuração utilizada para testes de usinagem.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 APLICAÇÃO DE REVESTIMENTO

As ferramentas foram posicionadas dentro da câmara de revestimento de forma que pudessem receber homogeneamente revestimento em suas áreas funcionais, ou seja, áreas que tem contato direto com a liga de alumínio quando da usinagem e que conseqüentemente exercem influência direta na desempenho da ferramenta (face de corte, arestas de corte e flanco).

Através de uma análise visual pode-se ver que a camada de revestimento aplicada nas ferramentas apresentou uma distribuição homogênea ao longo das superfícies funcionais, o que pode ser comprovado pela coloração bem distribuída do filme na Figura 11.



Figura 11 – Fotografia do inserto utilizado nos ensaios de usinagem. Todas as áreas funcionais revelam o revestimento DLC bem distribuído.

5.2 LIGAS DE ALUMÍNIO

Nas Figuras 12 e 13 são mostradas as microestruturas das duas diferentes ligas de alumínio estudadas neste trabalho, as quais possuem 12 e 16% de silício em sua composição química. Ambas as ligas são compostas de alumínio primário (fase mais clara nas imagens),

silício primário (fase mais escura) e silício eutético (fase intermediária com lamelas de Si e Al distribuídas).

Uma distribuição bem homogênea das fases presentes nas duas ligas submetidas à metalografia pode ser observada desde a superfície até o centro do tarugo. Uma observação que pode ser feita é que a liga composta por 16% de silício apresenta maior quantidade da fase silício primário em comparação com a liga que tem 12% de silício.



Figura 12 - Microestrutura resultante da liga de alumínio com 12% de silício.



Figura 13 – Microestrutura resultante da liga de alumínio com 16% de silício.

5.3 ESPESSURA DE CAMADA DE REVESTIMENTO

O revestimento aplicado a estas ferramentas possui principalmente três camadas: a primeira camada, a qual está ligada ao substrato, é composta por cromo, a segunda é conhecida como camada de transição e é composta por carbeto de cromo e a terceira e mais superficial é a camada funcional de DLC.

Foram selecionadas duas para realização de medições de espessura de camada utilizandose a técnica de caloteste. A espessura de camada total para a amostra 1 foi de 2,37 µm medida na superfície de saída de cavaco e para a amostra 2 foi de 2,43 µm. Na Tabela 4 abaixo é possível identificar a espessura para as diferentes camadas nas duas amostras.

Este resultado indica, de uma forma geral, valores adequados de espessura de camada, pois falhas adesivas e coesivas do revestimento podem aparecer quando se utilizam espessuras mais altas devido às altas tensões residuais presentes neste tipo de revestimento, que podem chegar a 7,0 GPa.

	Espessura (µm)				
Amostra	Cr + CrC	DLC	Total		
1	1,57	0,80	2,37		
2	1,51	0,92	2,43		

Tabela 4 – Espessuras de camada de revestimento para as amostras analisadas.

5.4 QUALIDADE DA ADESÃO

Geralmente, a qualidade da adesão, além de ser analisada pelo teste Rockwell-A, também pode ser avaliada qualitativamente pela observação da calota resultante do caloteste. Através deste método identificou-se uma boa adesão entre o substrato e a camada de cromo e também nas interfaces Cr/CrC e CrC/DLC, pois não há descontinuidades identificadas nestas interfaces.

Também não foram idenficadas falhas espontâneas do filme depositado, as quais são macroscópicas e expõem o substrato, estas falhas são defeitos localizados e facilmente visíveis a olho nu.

Já quando se utilizou a técnica Rockwell-A como teste de adesão, o resultado foi bastante positivo e conforme comparação com o padrão é considerada HF1. A Figura 14 abaixo mostra o aspecto do filme após ser realizada a indentação nas amostras.

De acordo com as recomendações para se realizar a análise da qualidade da adesão de filmes finos em substratos de metal duro, pode-se afirmar que, para o caso das amostras e ferramentas estudadas, a adesão tem uma boa qualidade e considera-se que o revestimento está adequadamente depositado, podendo este ser utilizado nas demais caracterizações previstas neste trabalho.



Figura 14 – Imagem de MEV revelando o aspecto das trincas formadas no ensaio de adesão em volta da indentação. Qualidade da adesão HF1.

5.5 NANODUREZA

A técnica de nanoindentação é ideal para medição de propriedades mecânicas de filmes finos e compósitos. Baseado em análises de elementos finitos de indentação de filmes finos de varias espessuras, Bhattacharya e Nix (1998), concluíram que a dureza verdadeira dos filmes pode ser obtida se a profundidade da indentação não exceder cerca de 30% da profundidade do filme (Bhusham, 2003). Utilizando este critério identificaram-se durezas médias de 21,0 GPa para ambas as amostras (Figura 15). Porém à medida que se aproxima da superfície do revestimento, com a utilização de cargas mais baixas no ensaio de dureza e eliminando cada vez mais as influências do substrato no resultado de dureza, chega-se a valores de até 22,9 Gpa. Isto prova que o revestimento causou um aumento de dureza superficial quando comparado com a dureza do substrato de metal duro, o qual possui dureza de 15,6 GPa.

Um dos principais benefícios oferecidos pelos revestimentos é a sua dureza superficial elevada quando comparada com uma superfície não revestida. Esta elevada dureza causa principalmente redução do mecanismo de desgaste abrasivo, aumentando a performance e/ou vida de ferramentas ou componentes.

Para o caso específico das ferramentas revestidas para este trabalho, consegui-se um aumento de dureza superficial, que conseqüentemente aumenta a resistência ao desgaste abrasivo destas superfícies durante a usinagem de ligas Al-Si.



Figura 15 – Gráfico da dureza do revestimento em função da profundidade da indentação.

5.6 RUGOSIDADE

A Tabela 5 mostras os resultados dos valores de rugosidade superficial obtidos para ferramentas revestidas e não revestidas.

Pode-se observar um acréscimo em média de 0,007 µm Ra para a ferramenta revestida. Esta pequena alteração na rugosidade superficial das amostras causado pela aplicação do revestimento DLC é um dos benefícios trazidos quando se utiliza a técnica PACVD de deposição em comparação com revestimentos depositados por técnicas como, por exemplo, arco catódico, a qual pode, dependendo da rugosidade inicial da ferramenta, aumentar em até 100% a rugosidade após a aplicação de revestimento.

De uma forma geral, na maioria das aplicações em engenharia, o coeficiente de atrito e a força de atrito freqüentemente não dependem da área de contato aparente, devido a existência de deformação plástica, em escala microscópica, das asperezas, dessa forma, elas não são influenciadas diretamente pelo acabamento superficial. Entretanto, para materiais de alta dureza, como os revestimentos, a deformação plástica é muito limitada e observa-se que o coeficiente de atrito aumenta com o aumento da rugosidade superficial (JIANG, 2000). Portanto, a manutenção

de valores baixos de rugosidade é fundamental para que se possa manter um baixo coeficiente de atrito e com isso favorecer o escoamento de cavaco, reduzir interações ferramenta-cavaco e reduzir a geração de calor durante a usinagem.

	Rugosidade (µm Ra)			
Medição	Ferramenta não	Ferramenta		
	Revestida	Revestida		
1	0,029	0,048		
2	0,030	0,033		
3	0,030	0,033		
4	0,031	0,040		
5	0,029	0,030		
Média	0,030	0,037		
Desvio Padrão	0,001	0,007		

Tabela 5 - Resultados de rugosidade superficial para ferramenta revestida e não revestida.

5.7 TEOR DE HIDROGÊNIO

A porcentagem de hidrogênio atômico foi determinada para duas amostras revestidas e os valores encontram-se no gráfico da Figura 16.

É possível verificar que o filme tem hidrogênio em quantidades que variam entre 8,2 e 19,8% at. nas profundidades de 0,015µm até 0,33µm. Já nas profundidades de 0,015µm até a superfície do revestimento encontraram-se valores de 19,8 a 48,3% at. de hidrogênio na composição do filme.

O controle da porcentagem de hidrogênio nos revestimentos DLC é fundamental para se obter condições de baixo coeficiente de atrito. Fontaine et al. relata que quantidades altas de hidrogênio (de até 40%) podem aumentar a resistência ao desgaste, em ambiente de ultra-alto vácuo, pela redução do coeficiente de atrito e afetando a reatividade entre o filme e a contrapeça. Revestimentos com 40% at. de hidrogênio podem causar coeficientes de atrito com valores abaixo de 0,02 (Fontaine, 2001).



Figura 16 – Gráfico da concentração de hidrogênio em função da profundidade de camada analisada nas amostras.

5.8 COEFICIENTE DE ATRITO

O coeficiente de atrito é uma propriedade fundamental quando se trata de desgaste adesivo. O coeficiente de atrito dos revestimentos a base de nitreto de titânio, por exemplo, situase entre 0,5 e 0,6 (TORRES, 2004). Esta é uma das razões que estes revestimentos, depositados via PVD (evaporação por arco catódico), não são recomendados para ferramentas que serão submetidas à usinagem ligas de alumínio.

O coeficiente de atrito medido nas amostras revestidas com DLC neste trabalho teve valor inicial de 0,46, atingindo valor mínimo de 0,20 como pode ser observado no gráfico da Figura 17, o desvio padrão das medições foi de 0,02. Para as amostras não revestidas o valor medido foi de 0,6. Há uma redução significativa do coeficiente de atrito, quando se comparam amostras revestidas e não revestidas. Para as ferramentas revestidas esta redução ocorre em função da ativação dos seguintes mecanismos já discutidos na Revisão Bibliográfica deste trabalho: formação de um filme de grafita, transferência do filme rico em carbono para a contrapeça ou formação de cadeia de hidrocarbonetos.



Figura 17 – Valores do coeficiente de atrito medido para uma das amostras revestidas.

5.9 MEDIÇÃO DE FORÇA DE AVANÇO E FORÇA DE CORTE

Para todas as condições estudadas: liga de alumínio com 12 e 16% de silício com ferramenta não revestida (12 SR e 16 SR) e liga de alumínio com 12 e 16% de Si com ferramenta revestida (12 CR e 16 CR) foram coletados os valores das forças de avanço e forças de corte para cinco diferentes repetições nas correspondentes barras de cada liga de alumínio nas seguintes condições:

- Vc = 450 m/min
- f = 0,15 mm/rot
- ap = 0,5 mm

Cada repetição gerou uma curva de força em função do tempo. Um exemplo de gráfico gerado pode ser visto na Figura 18 (força de corte obtida para a condição de usinagem da liga com 12% de Si e ferramenta revestida) nos cinco diferentes ensaios de A a E.



Figura 18 – Força de corte em função do tempo para a condição de usinagem utilizando liga com 12% de silício e ferramenta revestida.

5.9.1 ANÁLISE DAS FORÇAS DE AVANÇO E FORÇA DE CORTE

Pode-se observar que tanto para a liga com 12% de silício quanto para a liga com 16% de silício há uma redução para ambas as forças quando se utiliza a ferramenta revestida na usinagem em comparação com a ferramenta não revestida. A redução das forças pode ser evidenciada nos gráficos das figuras 19, 20, 21 e 22.

Para a liga com 12% de silício a força de avanço foi reduzida em 11,6 % e a força de corte em 5,9% em média quando se muda a condição da ferramenta de não revestida para revestida. Já para a liga de alumínio composta por 16% de silício, a força de avanço foi reduzida para a ferramenta revestida, em média, por um fator de 16,3%, enquanto a força de corte foi reduzida em 3,6% comparada com a força de corte medida para a ferramenta não revestida.



Figura 19 – Força de avanço em função do tempo para a condição de usinagem utilizando liga com 12% de silício.



Figura 20 – Força de corte em função do tempo para a condição de usinagem utilizando liga com 12% de silício.



Figura 21 – Força de avanço em função do tempo para a condição de usinagem utilizando liga com 16% de silício.



Figura 22 – Força de corte em função do tempo para a condição de usinagem utilizando liga com 16% de silício.

Esta redução de forças observada está relacionada com a maior manutenção das arestas de corte das ferramentas revestidas e a diminuição da formação de aresta postiça. Pois com a mais elevada manutenção da aresta de corte a liga de alumínio pode ser cortada com menor esforço, pelo fato de as arestas sustentarem uma geometria mais afiada por um tempo mais prolongado, mesmo para ligas extremamente abrasivas como as ligas com teores de silício acima de 12 %.

Esta manutenção da aresta de corte pode ser explicada pela dureza mais elevada do revestimento DLC em comparação com a dureza do substrato, que causa uma maior resistência ao desgaste abrasivo das superfícies da ferramenta.

E o menor coeficiente de atrito do revestimento DLC faz com que seja favorecida a remoção de cavaco causando uma menor geração de calor, diminuindo as chances para início da fusão da matriz metálica de alumínio da liga que causaria o início da formação da aresta postiça. Conseqüentemente, quando se utiliza o revestimento DLC, se produz uma condição desfavorável para que a liga Al-Si possa reagir com a superfície das ferramentas formando adesão da liga no inserto.

5.9.2 VARIAÇÃO DAS FORÇAS EM FUNÇÃO DA LIGA DE ALUMÍNIO USINADA

Na análise da variação das forças em função do teor de silício das ligas usinadas observase maior força de avanço (cerca de 40%) para a liga com 16% de silício em comparação com a liga com 12% de silício tanto para a ferramenta não revestida quanto para a ferramenta revestida (Figura 23).

Provavelmente, a mudança da geometria da aresta de corte do inserto, a qual é causada pelo maior desgaste abrasivo e maior tendência de adesão da liga com 16% de silício na ferramenta, influenciou de forma mais pronunciada o aumento da força de avanço. Já a força de corte não sofre alterações significativas quando se aumenta o teor de silício da liga.



Figura 23 – Força de Avanço média em função das diferentes ligas usinadas utilizando ferramentas com e sem revestimento.

5.9.3 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE DAS FERRAMENTAS APÓS USINAGEM

A Figura 24 apresenta a face da ferramenta da condição 16 CR após os testes de usinagem com a direção de avanço da ferramenta indicada. Através de imagens de MEV foram feitas as análises das faces, flancos e arestas de corte das ferramentas utilizadas nos ensaios de usinagem.

O desgaste abrasivo pôde ser observado na superfície de todas as ferramentas (revestidas e não revestidas) e pela imagem das Figuras 25 e 26 é possível verificar as marcas causadas pelo fluxo de material abrasivo (partículas de silício) que causou um riscamento no revestimento da ferramenta da condição 16 CR.



Figura 24 – Imagem da face de corte da ferramenta revestida após usinagem da liga com 16% de silício.



Figura 25 – Área 1 indicada na figura 23 onde é possível verificar os riscos (indicados pela seta) causados pelo fluxo de material abrasivo.



Figura 26 – Área 2 indicada na figura 23 onde é possível verificar os riscos (indicados pela seta) causados pelo fluxo de material da liga usinada.

Mesmo com a não utilização de fluidos de corte nos testes, verifica-se uma maior a conservação da geometria da aresta de corte e também a redução de alumínio aderido nas arestas de corte, face e flanco da ferramenta revestida quando comparada com a ferramenta não revestida para todas as condições estudadas.

O desgaste abrasivo observado nas ferramentas foi considerado prematuro, pois após cinco repetições de teste no tarugo de ambas as ligas Al-Si já é possível observar a remoção de revestimento DLC. É bastante provável que as temperaturas geradas na usinagem, pelo fato de não se utilizar fluído refrigerante, causaram deterioração das propriedades mecânicas do revestimento, o qual geralmente é capaz de suportar no máximo 250°C sem se oxidar ou se grafitizar drasticamente. Entretanto há um comportamento de maior resistência ao desgaste para a ferramenta revestida que pode ser comprovado pela comparação das Figuras 27 e 28 onde é possível ver uma aresta de corte menos deteriorada. Estas imagens são da superfície de saída e flanco das ferramentas sem revestimento e com revestimento na usinagem da liga com 12% de silício, respectivamente.



Figura 27 - Aresta de corte da ferramenta sem revestimento após usinagem da liga com teor de silício de

12%.



Figura 28 – Aresta de corte da ferramenta revestida após usinagem da liga com teor de silício de 12%.

Também para na usinagem da liga com 16% de silício observa-se o comportamento de melhora da resistência ao desgaste abrasivo e redução da quantidade de liga aderida na quina e face quando utilizam ferramentas revestidas. Nas Figuras 29 e 30 pode-se comparar o aspecto do desgaste entre ferramentas não revestidas e revestidas.

O que se verifica para a condição 16 CR é uma área maior de revestimento removida da superfície da ferramenta quando comparada com a condição 12 CR. O desgaste abrasivo bastante severo do revestimento aparece e pode-se perceber a remoção total do filme na área indicada pela seta na Figura 30.

A manutenção da aresta de corte e a redução da formação de aresta postiça são características observadas na superfície de todas as ferramentas revestidas. Já para a superfície das ferramentas sem revestimento o desgaste do gume de corte é bastante severo ocasionando deslocamento do mesmo. Ocorre a formação de aresta postiça que é causada pela adesão de alumínio na aresta de corte do inserto. E conseqüentemente ocasiona aumento dos esforços de corte notadamente a força de avanço.

Segundo Fukui, que realizou análise por elementos finitos, qualitativamente a resistência ao corte diminui quando o coeficiente de atrito diminui e existe também uma tendência a da redução da geração de calor. O autor demonstrou também que utilizando ferramentas revestidas que propiciam baixos coeficientes de atrito podem-se reduzir as temperaturas de corte a resistência ao corte pelos efeitos lubrificantes na superfície de saída.



Figura 29 – Aresta de corte da ferramenta sem revestimento após usinagem da liga com teor de silício de 16%.



Figura 30 – Aresta de corte da ferramenta revestida após usinagem da liga com teor de silício de 16%.

Para comprovação da remoção de revestimento da superfície da face da ferramenta da condição 16 CR (Figura 30) foi realizada análise por sonda EDS, que determinou os elementos presentes nos pontos de 1 a 4 da Figura 31.



Revestida 16%

Figura 31 – Superfície da ferramenta para análise de remoção de revestimento.



Figura 32 - Espectros de EDS realizados para os pontos de 1 a 4 apresentados na Figura 31.

No ponto 1 detectou-se principalmente os elementos Al e Si comprovando que há material da peça usinada aderido na aresta de corte da ferramenta. Já para o ponto 2 foram encontrados em quantidades maiores os elementos tungstênio e alumínio, com isso pode-se afirmar que o revestimento foi completamente removido e o substrato foi exposto. No terceiro ponto de medição os elementos que surgem com maior intensidade são o tungstênio e o cromo revelando a que ainda está presente à primeira camada de revestimento que é composta basicamente por Cr e CrC. E por fim, o ponto analisado número 4 indica a presença do elemento carbono, que é o principal constituinte do revestimento DLC.

6 CONCLUSÕES

Este trabalho foi realizado buscando-se investigar as propriedades dos revestimentos DLC aplicados por PACVD (*Plasma Assisted Chemical Vapor Deposition*) e seus benefícios quando aplicados em insertos de metal duro nos esforços de usinagem em torneamento de ligas de alumínio com teores de silício de 12 e 16%. Com isso pode-se concluir que:

- O revestimento DLC aplicado pela técnica PACVD (*Plasma Assisted Chemical Vapor Deposition*) sobre os substratos de metal duro apresentaram boa qualidade de adesão (HF1) e espessura de camada média de 2,40 μm.
- A dureza do revestimento variou entre 17,1 e 22,9 GPa para ambas as amostras, causando um aumento de dureza superficial, que inicialmente era 15,6 GPa para a ferramenta não revestida.
- Houve um acréscimo em média de 0,007µm Ra da rugosidade superficial após a aplicação do filme DLC nas amostras, o qual é considerado baixo.
- O teor de hidrogênio do filme variou entre 19,8 a 48,3% at. ao longo da espessura do filme desde a superfície até uma profundidade de 0,015µm e de 8,2 e 19,8% at. desde uma profundidade de 0,015µm até 0,33µm.
- O coeficiente de atrito medido para o revestimento DLC teve valor médio de 0,24.
- Observou-se uma redução de forças de avanço e de corte quando se utilizam ferramentas revestidas com DLC tanto para usinagem da liga com teor de silício de 12% quando para a liga que contém 16% de silício.
- Para ambas as condições de superfície estudadas, a força de avanço apresentou um aumento de cerca de 40% quando se usina a liga com 16% de silício em comparação com a liga com 12% de silício. Em contrapartida a força de corte não sofre alterações significativas quando se aumenta o teor de silício da liga.
- O desgaste abrasivo pôde ser observado na superfície de todas as ferramentas estudadas, entretanto é menos pronunciado para as ferramentas revestidas.
- Verificou-se uma maior conservação da geometria da aresta de corte e também a redução de alumínio aderido nas arestas de corte (formando aresta postiça), face e flanco da ferramenta revestida quando comparada com a ferramenta não revestida.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Utilizar ferramentas que possuem espessuras de camadas de revestimento DLC superiores a 2,50µm e avaliar a influência do aumento da espessura do filme em função da manutenção da geometria de aresta de corte na usinagem de ligas com teores de silício acima de 12%.

Estudar o comportamento da variação nas forças de avanço e de corte na usinagem de ligas com teores de silício acima de 16%.

Analisar os cavacos formados na usinagem de ligas de alumínio com altos teores de silício buscando entender possíveis diferenças na formação dos tipos de cavacos quando se utilizam ferramentas revestidas com DLC e ferramentas não revestidas.

Realizar testes de usinagem com a utilização da técnica de MQL (*Minimum Quantity of Lubricant*) e investigar o comportamento do desgaste de ferramentas revestidas com DLC.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AWAZU, K. et al. **DLC films formed by hybrid pulse plasma coating (HPC) system.** Surface and Coatings Technology 136 (2001) 172-175.

BRAGA, D. U. et al. Using a minimum quantity of lubricant (MQL) and a diamond coated tool in the drilling of aluminum-silicon alloys. Journal of Materials Processing Technology 122 (2002) 127-138.

BREMOND, F. et al. Test temperature effect on the tribological behavior of DLC-coated **100C6-steel couples in dry friction.** Wear 254 (2003) 774-783.

BHUSHAN, B. et al. Nanomechanical characterization of solid surfaces and thin films. International Materials Reviews. Vol. 48 (2003), numerous 3.

CARRILERO, M. S. et al. A SEM and EDS insight into the BUL and BUE differences in the turning processes of AA2024 Al-Cu alloy. International Journal of Machine Tools and Manufacture 42 (2002) 215-220.

CHOY, K. L. Chemical vapour deposition coatings. Progress in Materials /science 48 (2003) 57-170.

DASCH, J. M. et al. A comparision of five categories of carbon-based coatings for dry drilling of aluminum. Surface and Coatings Technology 200 (2006) 2970-2977.

DERFLINGER, V. et al. New hard/lubricant coatings for dry machining. Surface and Coatings Technology 113 (1999) 286-292.

DIETTRICH, K. et al. **Production and characterization of dry lubricant coatings for tools on based of carbon.** International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 20 (2002) 121-127.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI. N. L. **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**. 3^a ed. Artliber Editora Ltda – 2001. São Paulo, Brasil.

DLC coatings boost peak performance of DVD and CD molding. Bekaert Advanced Coating Technologies. <u>www.bactusa.com</u>.

DONNET, C. et al. Friction control of diamond-like carbon coatings. Surface and Coatings Technology 94-95 (1997) 456-462.

ENKE, K. Dry machining and increase of endurance of machine parts with improved DLC doped coatings on steel, ceramics and aluminium. Surface and Coatings Technology 116-119 (1999) 488-491.

ERDEMIR, A. et al. Characterization of transfer layers forming on surfaces sliding against diamond-like carbon. Surface and Coatings Technology 86-87 (1996) 692-697.

ERDEMIR, A. et al. Characterization of transfer layers on steel surfaces sliding against diamond-like hydrocarbon films in dry nitrogen. Surface and Coatings Technology 76-77 (1995) 559-563.

FONTAINE, J. et al. **Tribochemistry between hydrogen and diamond-like carbon films.** Surface and Coatings Technology 146-147 (2001) 286-291.

FERRARESI, D. Fundamentos da Usinagem dos Metais. Vol. 1. Editora Edgard Blucher Ltda – 1977. São Paulo, Brasil.

FUKUI, H. et al. An investigation of the wear track on DLC (a-C:H) film by time-of-flight secondary ion mass spectroscopy. Surface and Coatings Technology 146-147 (2001) 378-383.

FUKUI, H. et al. Cutting performance of DLC coated tools in dry machining aluminum alloys. Surface and Coatings Technology 187 (2004) 70-76.

GRILL, A. **Diamond-like carbon:state of the art.** Diamond and Related Materials 8 (1999) 428-434.

HATCH, J. E. Aluminum – Properties and Physical Metallurgy. American Society for Metals – 1984. Metals Park, Ohio.

JIANG, J. et al. The effect of substrate properties on tribological behavior of composite **DLC coating.** Tribology International Vol. 30 (1997), N° 8, pp 613-625.

JIANG, J. et al **The effect of substrate surface roughness on the wear of DLC coatings.** Wear 239 (2000) 1-9.

KELLY, J. F. et al. Minimal lubrification machining of aluminium alloys. Journal of Materials Processing Technology 120 (2002) 327-324.

KONKA, E. et al. Elevated temperature tribological behavior of non-hydrogenated diamond-like carbon coatings against 319 aluminum alloy. Surface and Coatings Technology 200 (2006) 3996-4005.

KRUMPIEGL, T. et al. Amorphous carbon coatings and their tribological behavior at high temperatures and in high vacuum Surface and Coatings Technology 120-121 (1999) 555-560.

LAHRES, M. et al. Applicability of different hard coatings in dry milling aluminum alloys. Surface and Coatings Technology 91 (1997) 116-121.

LUDEMA, K. C. Friction, wear, lubrication – A text book in tribology. Ann Arbor, Michigan, 2004.

MACHADO, A. R.; SILVA. M. B. Usinagem dos Metais – Segundo Seminário High Speed Cuting. 8ª Versão – 2004. Minas Gerais. Brasil.

MEERKAMM, H. et al, Mechanical and tribological properties of PVD and PACVD wear resistant coatings. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials 17 (1999) 201-208.

MOUSINHO, A. P. et al. Micro-machine fabrication using diamond-like carbon films. Diamond and related Materials 12 (2003) 1041-1044.

NOBILI, L. et al. a-C(:H) and a-CN_x(:H) films deposited by magnetron sputtering and PACVD. Thin Solid Films 317 (1998) 359-362.

NOUARI, M. et al. Experimental analysis and optimization of tool wear in dry machining of aluminium alloys. Wear 255 (2003) 1359-1368.

PANJAN, P. et al. Carbon-containing Ti-C:H and Cr-C:H PVD hard coatings. Vacuum 71 (2003) 261-265.

PENG, X.L. et al. Surface roughness of diamond-like carbon films prepared using various techniques. Surface and Coatings Technology 138 (2001) 23-32.

PAULETA, Y. et al. **Deposition and characterization of nanostructures metal / carbon composite films.** Surface and Coatings Technology 181 (2004) 313-322.

PINTO, F. W. et al. Medição de força de usinagem utilizando plataformas piezoelétricas. Trabalho de Diplomação. Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC. Florianópolis – 1999.

TORRES, R.D; SIQUEIRA, C. J. M; AMORIM, F.L; **Efeito do Microjateamento em Substratos de Metal Duro Revestidos com Filmes Finos**. 590 Congresso Anual da ABM, 2004, São Paulo. Anais do 590 Congresso Anual da ABM, 2004. p. 4043-4051.

VANDERVELDE, T. C. S. et al. Cutting applications of DLC, hard carbon and diamond films. Surface and Coatings Technology 113 (1999) 80-85.

VDI 2840 Carbon Films – Basic knowledge, film types and properties (2005).

VERCAMMEN, K. et al. Study of RF PACVD diamond-like carbon coatings for space mechanism applications. Surface and Coatings Technology 120-121 (1999) 612-617.

WEIGAERTNER, W. L.; SCHROETER. R. B. Tecnologia da Usinagem do Alumínio e suas ligas. 1^ª ed. Alcan alumínio do Brasil S.A. – 1990. São Paulo, Brasil.

WANG, R. et al. **Delamination and spalling of diamond-like carbon tribological surfaces.** Diamond and Related Materials 11 (2002) 1797-1803.

WEI, Q. et al. Superhard diamondlike carbon: preparation, theory and properties. International Materials Reviews. Vol. 45 (2000), numero 4.