

# Comportamento Tribológico de Filmes Duros depositados por PAPVD em substrato de metal duro

*por*

Cleomar Schmitz

Pontifícia Universidade Católica do Paraná  
Programa de Pós-Graduação Engenharia Mecânica  
Área de Fabricação

Trabalho apresentado como parte dos requisitos para a obtenção do título de  
Mestre na Pontifícia Universidade Católica do Paraná, Curitiba, Paraná, Brasil.

Curitiba , junho de 2006

# APROVAÇÃO

**Nome:** Cleomar Schmitz  
**Titulação:** Mestre em Engenharia Mecânica  
**Título da Tese:** Comportamento Tribológico de Filmes duros depositados por PAPVD em substrato de metal duro.

## **Banca Examinadora:**

Presidente: Prof. Ricardo Diego Torres Ph.D. (orientador)

---

Prof. Ricardo Diego Torres Ph.D. (orientador)  
Curso de Engenharia Mecânica (PUCPR.)

---

Prof. Dr. Carlos José de Mesquita Siqueira (Co-orientador)  
Curso de Engenharia Mecânica (UFPR)

---

Prof. Dr. André Ronaldo Froehlich  
Universidade do Vale do Rio dos Sinos (UNISINOS)

---

Prof. Dr. Fred Lacerda Amorim  
Curso de Engenharia Mecânica (PUCPR.)

# Sumário

<b>Aprovação</b>	<b>i</b>
<b>Sumário</b>	<b>ii</b>
<b>Resumo</b>	<b>v</b>
<b>Abstract</b>	<b>vii</b>
<b>Lista de Figuras</b>	<b>ii</b>
<b>Lista de Tabelas</b>	<b>xvi</b>
<b>Lista de Símbolos</b>	<b>ii</b>
<b>Capítulo 1</b> <b>INTRODUÇÃO</b>	<b>2</b>
<b>Capítulo 2</b> <b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>2</b>
2.1 Histórico dos processos assistidos por plasma.....	2
2.2 Plasmas usados em processamento de materiais .....	2
2.3 Processos de deposição .....	2
2.3.1 Processos PVD .....	2
2.3.1.1 Deposição a vácuo.....	15
2.3.1.2 Deposição Magnetron Sputtering.....	15
2.3.1.3 Deposição Iônica .....	16
2.3.1.4 Deposição de Vapor a Arco.....	17
2.4 Metal Duro.....	20

2.5 Filmes Finos.....	21
2.5.1 Formação Filme Fino.....	22
2.5.1.1 Mecanismos de crescimento.....	23
2.5.1.2 Estrutura dos filmes.....	25
2.5.1.3 Adesão.....	25
2.5.2 Filmes .....	2
2.5.2.1 TiN.....	27
2.5.2.2 TiAlN.....	28
2.5.2.3 TiCN.....	29
2.6 Tribologia.....	30
2.7 Atrito.....	2
2.7.1 Atrito entre metais sólidos.....	37
2.7.2 Influência da carga no coeficiente de atrito.....	38
2.8 Rugosidade .....	2
2.8.1 Parâmetros Superficiais.....	41
2.8.1.1 Rugosidade Ra.....	42
2.8.1.2 Rugosidade Ry.....	43
2.8.1.3 Rugosidade Rz.....	44
2.8.1.4 Rugosidade Rq.....	45
2.8.1.5 Rugosidade Rp.....	46
<b>Capítulo 3</b>	
<b>MÉTODOS E MATERIAIS</b>	<b>47</b>
3.1 Substrato de Metal Duro.....	47
3.1.1 Microjateamento.....	49
3.1.2 Recobrimento.....	49
3.2 Técnicas de caracterização.....	50
3.2.1 Ensaio de Rugosidade.....	50
3.2.2 Microdureza .....	50
3.2.3 Ensaios Tribológicos .....	51
3.2.4 Testes de Indentação Rockwell C.....	53
3.2.5 Microscopia Eletrônica .....	55
3.2.6 Caloteste.....	55

<b>Capítulo 4</b>	
<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	<b>56</b>
4.1 Análise de Rugosidade .....	56
4.2 Microdureza.....	58
4.3 Ensaios Tribológicos.....	59
4.3.1 Influência da carga no coeficiente de atrito .....	59
4.3.2 Influência da Umidade no Coeficiente de Atrito $\mu$	64
4.3.3 Influência do revestimento no comportamento do $\mu$ .....	67
4.3.4 Ensaios de Desgaste dos Filmes.....	69
4.3.5 Testes de Adesão Qualitativa.....	87
4.3.6 Caloteste.....	87
<b>Capítulo 5</b>	
<b>CONCLUSÕES</b>	<b>91</b>
<b>Capítulo 6</b>	
<b>SUGESTÕES PARA NOVOS TRABALHOS</b>	<b>93</b>
<b>Referências Bibliográficas</b>	<b>94</b>

## Resumo

O desempenho em serviço de peças ou ferramentas revestidas está diretamente ligado às propriedades do material do filme, a adesão ao substrato, microdureza e coeficiente de atrito.

Neste trabalho foi investigado o comportamento do coeficiente de atrito de filmes duros depositados sobre substrato de metal duro. Os filmes de TiN, TiCN e TiAlN foram depositados através da técnica de Arco Catódico (PAPVD). O comportamento do coeficiente de atrito,  $\mu$ , dos revestimentos foi determinado para as cargas de 1, 5 e 10 N. Os ensaios de determinação do coeficiente de atrito foram conduzidos a seco e com umidade relativa entre 40 e 60%. Também foi determinada a influência da rugosidade no coeficiente de atrito. A rugosidade dos insertos foi modificada através da operação de microjateamento. O microjateamento foi realizado antes do processo de deposição do filme. Os insertos microjateados apresentaram uma rugosidade superior a  $0.1\mu\text{m Ra}$ , enquanto que os insertos que não sofreram microjateamento apresentaram uma rugosidade inferior a  $0.05\mu\text{m Ra}$ . Os resultados encontrados mostram que a carga influencia no valor do coeficiente de atrito, para cargas menores o coeficiente de atrito é maior. O coeficiente de atrito do metal duro apresentou uma variação significativa entre os ensaios a seco e com umidade. Entretanto quando as amostras de metal duro foram revestidas, a influência da umidade no coeficiente de atrito não foi significativa. O acabamento superficial teve uma significativa influência na variação no coeficiente de atrito, filmes com maior rugosidade apresentaram um maior coeficiente de atrito. Nos ensaios de de

longa duração para desgaste, o substrato de metal duro sem revestimento apresentou desgaste na superfície justificado pelo aumento no coeficiente de atrito. Com os substratos recobertos com filme de TiN, TiAlN e TiCN apresentaram um aumento no coeficiente de atrito com o remoção do filme. O filme de TiCN apresentou uma queda no coeficiente de atrito devido a presença de carbono (C) que pode funcionar como lubrificante a seco, já o TiAlN, não foi completamente removido do substrato, demonstrando ser um filme mais resistente. Nos ensaios de adesão os filmes de uma maneira geral apresentaram uma boa adesão, segundo a norma HF.

# Abstract

## Tribological Behavior Study of Hard Coatings Deposited in Hard Metal Substrate by PAPVD

The performance in service of parts or coated tools is directly on to the properties of the material of the film, the adhesion of the substrate, microhardness and friction coefficient. In the case of the deposition of nitride and carbonitride of in hard metal.

In this work is being investigated the behavior of the friction coefficient in hard coatings deposited on hard metal substrate. The TiN, TiCN and TiAlN coatings were deposited in hard metal through the technique of Cathodic Arc (PAPVD). The friction coefficient of the hard coatings was determined in a tribometer by the ball on flat technique. The friction coefficient of the hard coatings was determined for 1, 5 and 10 N loads. At a given load the friction coefficient was determined with the humidity changing from dry to a humidity of 50% condition. The surface of the hard metal substrate was changed by the microblasting operation. Microblasting increases the surface roughness. The friction coefficient change with the applied the load, increase of the load lowered the frictions coefficient. The humidity around 50% increases the friction coefficient. The samples that were submitted to microblasting the friction coefficient was higher mainly due to roughness of the samples.



The joined results show that the load influence in the value of the friction coefficient, for lower loads the friction coefficient are bigger. The friction coefficient of the hard metal presented a significant variation enters the assays the dry one and with humidity. However when the hard metal samples had been coated, the influence of the humidity in the friction coefficient was not significant. The superficial finishing had a significant influence in the variation in the friction coefficient coating with bigger roughness had presented a bigger friction coefficient. In the assays of long duration the hard metal substratum without covering presented consuming in the surface justified for the increase in the friction coefficient. With substrate re-covered with film of TiN, TiAlN and TiCN had presented an increase in the friction coefficient with the disruption of the coating and its removal. The coating of TiCN presented a fall in the friction coefficient due the presence of C that functions as lubrication the dry one, already the TiAlN, completely was not removed of the substratum, demonstrating to be a more resistant film. In the adhesion assays the films in a general way had presented a good adhesion, according to norm HF.

A meus pais  
Cezar e Carmelita  
A meus irmãos  
Cledimar E Cleone  
A minha noiva  
Caroline  
Aos meus subrinhos  
André e Natalia  
A meus amigos  
A humanidade

# Agradecimentos

Desejo expressar meus sinceros agradecimentos às seguintes pessoas:

Ao Prof. Ricardo Diego Torres, Ph.D., pela sua orientação, incentivo, apoio e dedicação, decisivos para a realização deste trabalho;

Ao Prof. Dr. Carlos de Mesquita Siqueira, pela sua orientação, e pelos equipamentos do laboratório de tribologia, que estiveram sempre à disposição.

A coordenação da Pós-graduação, nas pessoas do professor João Elias Abdalla Filho, Ph.D. e a secretária Janete Marques da Rocha pelo incentivo e atenção.

Aos alunos, Marina Marques e Luiz H. S. Mileck do curso de engenharia mecânica da UFPR, pelo auxílio com os ensaios no tribômetro.

A Prof. Dr<sup>a</sup>. Karin Soldatelli Borsato e seus alunos Renato Cavana Almeida e Luiz Gustavo Fontana Capraro pelo auxílio com as medidas de microdureza.

Ao laboratorista do laboratório de metrologia, Ricardo Narciso Schiochet, pelo auxílio nas medidas de rugosidade.

A Fecial Indústria e Comércio pelos Substratos de Metal Duro.

A Balzer Balinit do Brasil pela deposição dos filmes duros nos substratos.

Capes pelo auxílio financeiro.

A todos aqueles que, de algum modo, colaboraram para que este trabalho pudesse chegar a bom termo.

## Lista de Figuras

**Figura 2.1** - Matéria no estado gasoso e no estado de plasma. Note que antes havia um gás de átomos neutros e em seguida um gás de íons e elétrons livres. (Ebrary, 2001).

**Figura 2.2** – mostra as etapas do processo de filmes finos (Smith, 1995).

**Figura 2.3** – Revestimento de TiAlN em substrato de metal duro – Secondary Electron Microscopy – MEV (Torres, 2004).

**Figura 2.4** Ilustração esquemática mostrando a seqüência de passos durante a nucleação e os primeiros estágios do crescimento do filme. (Maissel, 1970).

**Figura 2.5**-Estrutura esquemática do Nitreto de Titânio (TiN) (Nitride Ceramics, 1997).

**Figura-2.6** Filmes finos, também denominados de filmes químicos (Tribologia, 2004).

**Figura 2.7** Apresenta coeficiente de atrito em função da carga normal (Pantaleón, 2004).

**Figura 2.8**- perfil de rugosidade (Hutchings, 1992).

**Figura 2.9** – termos básicos para a medição de uma superfície (Tribologia, 2004).

**Figura 2.10** Ilustração do parâmetro de rugosidade  $R_a$ . (Geometrical, 1997).

**Figura 2.11** Ilustração do parâmetro de rugosidade  $R_y$ . (Geometrical,

1997).

**Figura 2.12** ilustração do parâmetro de rugosidade Rz. (Geometrical, 1997).

**Figura 2.13** ilustração do parâmetro de rugosidade Rq. (Oberflächenrauheit, 1984).

**Figura 2.14** Ilustração distância do ponto mais alto do perfil de rugosidade à linha média rugosidade Rp. (Oberflächenrauheit, 1984).

**Figura 3.1** Perfil da ferramenta de metal duro utilizado no projeto.

**Figura 3.2** Fluxograma mostrando a seqüência de processamento das ferramentas.

**Figura 3.3** – Tribômetro Linear recíproco – deslizamento pino sobre o plano, Laboratório de Tribologia e Revestimentos (DEMEC-UFPR).

**Figura 3.4** - Tribômetro Linear Recíproco. Vista lateral da interface do metal duro revestido em contato com esfera de 100Cr6.

**Figura 3.5** – Padrões de adesão HF (Heinke, 1995).

**Figura 3.6** apresenta impressão gerada pelo caloteste na superfície de um filme, (Brasimet).

**Figura 4.1** - Apresenta as medidas de microdureza Vickers do substrato de metal duro e dos substratos com revestimentos.

**Figura 4.2** – Apresenta o comportamento do coeficiente de atrito para amostra de metal duro com aplicação de carga de 1, 5 e 10N com rugosidade Ra de 0,035 $\mu$ m.

**Figura 4.3** – Apresenta o comportamento do coeficiente de atrito para amostra de metal duro revestido com filme de TiN com aplicação de carga de 1, 5 e 10N com rugosidade Ra de 0,038 $\mu$ m.

**Figura 4.4** – Apresenta o comportamento do coeficiente de atrito para amostra de metal duro microjateado revestido com filme de TiN, com aplicação de carga de 1, 5 e 10N com rugosidade Ra de 0,139 $\mu$ m.

**Figura 4.5** – Apresenta as curvas do coeficiente de atrito em função da distância influenciada pela rugosidade com diferentes cargas, figura 4.5 A carga de 1N, figura 4.5 B carga de 5N e figura 4.5 C carga de 10N.

**Figura 4.6** – Apresenta a influência da umidade no coeficiente de atrito no metal duro sem revestimento- carga aplicada de 10 N.

**Figura 4.7** Apresenta a influência da umidade no coeficiente de atrito no substrato de metal duro recoberto com TiN com carga de 10N rugosidade Ra 0,038 $\mu$ m.

**Figura 4.8** mostra influência da umidade no coeficiente de atrito nos filmes de TiN depositados sobre substrato microjateado com carga de 10N rugosidade Ra 0,139 $\mu$ m.

**Figura 4.9** Apresenta o coeficiente de atrito para substrato de metal duro sem revestimento e revestido com TiN e TiAlN com rugosidade Ra abaixo de 0,05 $\mu$ m.

**Figura 4.10** Apresenta a evolução do coeficiente de atrito em substrato de metal duro sem revestimento e com revestimento de TiN, TiAlN e TiCN.

**Figura 4.11** Apresenta a evolução do coeficiente de atrito no substrato de metal duro.

**Figura 4.12** Apresenta trilha de desgaste metal duro sem revestimento. Imagem obtida em microscópio eletrônico de varredura em baixo vácuo e elétrons retroespalhados.

**Figura 4.13** – Aspecto da esfera de aço 100Cr6, com desgaste, após ensaio contra substrato de metal duro.

**Figura 4.14** ilustra a evolução do coeficiente de atrito no substrato de metal duro revestido com TiN em função da distância percorrida, durante o ensaio no tribômetro.

**Figura 4.15** Aspecto da trilha de desgaste da amostra de metal duro revestida com TiN.

**Figura 4.16** Aspecto do substrato de metal duro após o ensaio de 1000

metros com o filme de TiN totalmente removido.

**Figura 4.17** mostra a evolução do coeficiente de atrito do filme de TiN com substrato microjateado em função da distância percorrida, durante o ensaio no tribômetro.

**Figura 4.18** mostra a trilha de desgaste do substrato de metal duro microjateado com filme de TiN.

**Figura 4.19** - Aspecto do substrato de metal duro microjateado após o ensaio de 1000 metros com o filme de TiN totalmente removido.

**Figura 4.20** – EDS do substrato de metal duro após o ensaio de 1000m, com o filme de TiN removido.

**Figura 4.21** Mostra evolução do coeficiente de atrito nos filmes de TiAlN depositados sobre substrato em função da distância.

**Figura 4.22** mostra a trilha de desgaste do substrato de metal duro com filme TiAlN .

**Figura 4.23** – EDS do substrato de metal duro recoberto com filme de TiAlN após ensaio de 1000m.

**Figura 4.24** mostra esfera de aço 100Cr6, com desgaste, após ensaio contra substrato de metal duro recoberto com filme de TiAlN.

**Figura 4.25** – EDS da esfera de 100Cr6 após ensaio contra substrato de metal duro recoberto com filme de TiAlN após ensaio de 1000m.

**Figura 4.26** Mostra evolução do coeficiente de atrito nos filmes de TiCN depositados sobre substrato em função da distância

**Figura 4.27** Aspecto da trilha de desgaste do substrato de metal duro com filme TiCN.

**Figura 4.28** – EDS do substrato de metal duro recoberto com filme de TiCN após ensaio de 1000m.

**Figura 4.29** Aspecto da esfera de aço 100Cr6, com desgaste, após ensaio de 1000m contra substrato de metal duro recoberto com filme de TiCN.

**Figura 4.30** – EDS da esfera de 100Cr6 após ensaio contra substrato

de metal duro recoberto com filme de TiCN após ensaio de 1000m.

**Figura 4.31** – Padrões de adesão HF (Heinke, 1995).

**Figura 4.32** Mostra formação de trincas laterais em substrato de metal duro revestidos com filme de TiN, aumento de 200X.

**Figura 4.33** Mostra formação de trincas laterais em substrato de metal duro microjateado revestido com filme de TiN, aumento de 200X.

**Figura 4.34** Mostra a formação de trincas laterais em substratos de metal duro revestido com TiAlN, aumento de 200X.

**Figura 4.35** Mostra a formação de trincas laterais em substratos de metal duro revestidos com filmes de TiCN aumento de 200X.



## Lista de Tabelas

**Tabela 3.1** - número de ferramentas utilizadas e ensaios utilizados.

**Tabela 3.2** - Apresenta a composição química do blank de metal duro (% em peso).

**Tabela 3.3** - Classe e espessura dos filmes depositados.

**Tabela 4.1** - Valores médios de rugosidades encontrados nos diferentes filmes e nos substratos, com diferentes parâmetros.

# Lista de Símbolos

TiN	nitreto de titânio
PVD	Deposição física na fase de vapor
PAPVD	Deposição física na fase de vapor assistida por plasma
CVD	Deposição química na fase de vapor
N <sub>2</sub>	Gás nitrogênio
O <sub>2</sub>	Gás oxigênio
TiCN	carbonitreto de titânio
TiAlN	nitreto de titânio e alumínio
c.a	Corrente alternada
c.c	Corrente continua
KHz	KiloHertz
MHz	MegaHertz
r.f	Radio frequência
GHz	GigaHertz
Sc	Sticking coefficient
eV	Eletron-Volt
Pa	Pascal
Nm	nanometro
A/cm <sup>2</sup>	Ampér por centímetro quadrado
A	Ampér
V	Volt
Ti	Titânio
N	Nitrogênio
TiO <sub>2</sub>	Oxido de titân

AlN	Nitreto de alumínio
TiN	Caboto de Titânio

# Capítulo 1

## INTRODUÇÃO

Após a década de 70, notou-se um crescimento no interesse em filmes duros, como (TiN, TiCN e TiAlN) para aplicações em ferramentas de corte que utilizam alta velocidade de corte e grande avanço, estes filmes exibem propriedades superiores ao substrato onde é depositado, tais como alta dureza, resistência ao desgaste, oxidação e baixo coeficiente de atrito.

Os filmes duros são produzidos por PVD (Physical Vapour Deposition) ou CVD (Chemical Vapour Deposition). Em todas as tecnologias de deposição via PVD, os átomos do material a ser depositado são evaporados e ionizados e posteriormente acelerados em direção ao substrato submetido a um potencial negativo. Os processos PVD transcorrem sob vácuo e a atmosfera gerada a base de átomos metálicos de gases reativos ionizantes, formando o plasma. As temperaturas de deposição dos filmes nos processos PVD variam entre 400 a 600°C (Balzers).

O estudo do comportamento tribológico de filmes duros, depositados em ferramentas de corte teve grandes avanços nos últimos anos, fato que aliado ao desenvolvimento de novas máquinas e equipamentos de ensaios, possibilitou novas maneiras de realização de ensaios, que permitem um melhor conhecimento das superfícies submetido a contatos.

O atrito pode ser definido como a força que se opõe ao movimento relativo entre duas partes. Genericamente a magnitude da força de atrito é descrita em termos de um coeficiente de atrito, que é a razão entre força de atrito e força normal que pressiona os corpos entre si (**Bundinski, 1999**).

Existem diversas razões para estudar o comportamento tribológico de filmes duros, dentre as quais podem se destacar:

- Melhorar o conhecimento sobre mecanismos de desgaste dos revestimentos;
- Entender os efeitos do acabamento superficial, carga e ambiente, no coeficiente de atrito;
- Analisar a adesão entre filmes e superfícies;
- Dar suporte a desenvolvimento de novas pesquisas relacionadas ao atrito.

Neste projeto o objetivo foi estudar o comportamento do coeficiente de atrito em filmes de nitretos e carbonitretos de titânio depositados por PAPVD. As variáveis investigadas foram acabamentos superficiais, carga e umidade relativa. A fim de se estudar o comportamento do  $\mu$ , realizou-se dois tipos de ensaio com o auxílio do tribômetro, ensaios de curta duração e ensaios para desgaste do filme.

A definição do estudo do coeficiente de atrito é em função da literatura não ser bem definida quanto ao assunto, dados tabelados sem levar em consideração o acabamento superficial, ambiente, temperatura de ensaio, carga aplicada.

## Capítulo 2

# REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Histórico dos processos assistidos por plasma

Deposição física na fase vapor trata-se de um processo descoberto acidentalmente por Faraday, que observou a deposição de partículas na superfície interna em bulbos de lâmpadas incandescente oriundas da explosão do filamento. Notou-se que em uma lâmpada queimada o vidro fica escurecido no interior, a partir daí, pesquisadores desenvolveram processos de deposição a vácuo, onde primeiramente o material é transformado em vapor, e por último é depositado na superfície de um substrato.

Os primeiros revestimentos metálicos foram produzidos já no final do século XIX por vaporização a vácuo (**Mattox, 2002**). Essa técnica constituiu a base das técnicas denominadas PVD. Nos processos PVD (inglês: Physical Vapor Deposition;) são utilizados meios físicos para obter diretamente do alvo o material de revestimento. Cabe destacar que a diferença entre as técnicas PVD e CVD (inglês: Chemical Vapor Deposition;) está fundamentalmente no mecanismo de geração e transporte de vapor

(material de revestimento), e na forma que a seguir esse vapor é depositado sobre o substrato **(Pierson, 1987)**.

No início do século XX foram registrados vários avanços aleatórios quanto a técnicas de tratamento de superfícies.

A partir de 1910 estabeleceu-se comercialmente a técnica de revestimentos de metais por aspensão térmica, utilizando-se uma chama de oxiacetileno, a qual deu à origem em meados da década de 1950 a técnica de aspensão a plasma (“Plasma Spray”).

Em 1925 foi desenvolvida a eletrodeposição de níquel-cromo, que atingiu o seu auge com a produção industrial de revestimentos decorativos e protetores, o que continua até os dias de hoje **(Liebermam e Lichtemberg, 1994)**.

A nitretação a gás foi desenvolvida nas primeiras décadas do século XX para o endurecimento de ligas ferrosas **(Fry, 1977-1929)**. O potencial de aplicação de descargas luminosas (plasma) como fonte de energia para endurecimento de ligas ferrosas, provavelmente foi reconhecida pela primeira vez por Bason **(Bason, 1928)**. Este pesquisador observou que anéis coletores de motores elétricos usados para o acionamento de bombas a vácuo, eram bombardeados por íons de nitrogênio, o que resultava na sua nitretação.

A técnica, que ficaria conhecida como nitretação em descarga luminosa ou nitretação assistida por íons, desenvolvida e patenteada em 1932 por Berghaus **(Edenhofer, 1974(a))**. Portanto, a nitretação iônica (ou nitretação a plasma) pode ser considerada a primeira técnica a plasma usada para a modificação da superfície de materiais.

Embora Berghaus tenha tentado cerca de 30 anos comercializar a sua técnica, ele não chegou a presenciá-la aplicada em escala industrial. Devido ao fato que transistores que permitiam gerar campos elétricos, e que

possibilitavam o controle e a manutenção da descarga luminosa por longos períodos de tempo foram inventados no final da década de 1950 e comercializados somente na década seguinte (**Edenhofer, 1974(a)**).

Esses desenvolvimentos relativamente isolados foram intensificados pouco depois da segunda grande guerra mundial, quando começou a produção de revestimentos em escala industrial, utilizando principalmente a técnica de vaporização a vácuo que permitiu a produção de diferentes propriedades (**Pierson, 1987**).

Independentemente das técnicas mencionadas, a partir da metade do século XX começaram as pesquisas para os desenvolvimentos de reatores de fusão nuclear, baseados no confinamento magnético de plasma de alta temperatura. Essas atividades deram um grande avanço para o conhecimento da física de plasma, e como resultado, suas aplicações tecnológicas (**Chapman, 1980**).

No início da década de 1960 Mattox (**Mattox, 1964**) introduz em escala industrial o processo PVD “ion plating” que é baseado no uso do plasma na técnica clássica de vaporização a vácuo. Assim, se inicia a atualização industrial de plasma em processos de modificação de superfície de materiais. As aplicações se concentraram na produção de circuitos integrados e diversos dispositivos de uso na microeletrônica. A força motora que permitiu o rápido crescimento da indústria eletrônica nas últimas décadas foi precisamente a utilização de plasma nos processos de fabricação a partir dessa época. Isso fez com que a partir da década de 1970 rapidamente ocorresse à incorporação de plasma não só as técnicas clássicas de PVD como também o de CVD, com excelentes resultados no que diz respeito à qualidade e a variedade dos revestimentos produzidos (**Bunshah e Raghuvam, 1972; Thornton, 1977; Sundgren e Hentzell, 1986**). A partir de então essas técnicas passaram a ser denominadas PVD e CVD “assistidas por plasma” ou PAPVD e PACVD (inglês: Plasma Assisted



Physical Vapor deposition e Plasma Assisted Chemical Vapor Deposition respectivamente).

As técnicas, as quais se incorporam plasmas, vêm substituindo gradativamente as técnicas convencionais em grande parte do campo de tratamentos superficiais. Prevê-se que o seu campo de aplicação industrial cresça e se diversifique significativamente no futuro, juntamente com outras técnicas de modificação superficial baseadas em “lasers” feixe de elétrons e íons (**Spalvins, 1989**).

## **2.2 Plasmas usados em processamento de materiais**

Para compreender as vantagens resultantes da incorporação de plasmas aos tratamentos superficiais convencionais, é necessário definir o que são os plasmas propriamente ditos e quais são as suas principais características.

Considerado como quarto estado físico da matéria, quando atingido este estado físico, os elétrons se desprendem do núcleo. Após eles movimentarem-se mais rapidamente, independentes uns dos outros, com grande espaçamento, com os violentos movimentos, muitas colisões entre partículas, liberando grande energia, isso junto com o processo de retorno das partículas algum tempo depois, formando assim novamente um átomo. Durante a propriedade de plasma, a substância adquire inúmeras propriedades incomuns, como magnetismo, condutividade elétrica e grande calor, entre outras (**Ebrary, 2001**).

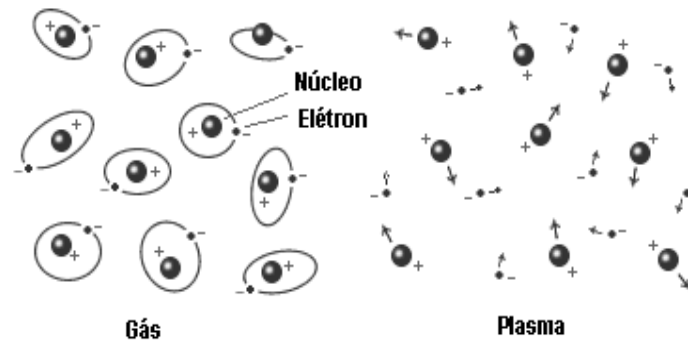


Figura 2.1 - Matéria no estado gasoso e no estado de plasma. Note que antes havia um gás de átomos neutros e em seguida um gás de íons e elétrons livres. (Ebrary, 2001).

As formas mais comuns de atingir o estado de plasma (esse processo se chama “ionizar”) são aquecendo-o a temperaturas extremamente altas, o que acelera o movimento dos elétrons, ou passando através dele uma corrente elétrica tão forte que a alta tensão faz com que seus elétrons sejam forçados a se soltar do núcleo.

Para um gás como nitrogênio, à pressão atmosférica normal é muito difícil de conseguir o estado de plasma, devido à grande quantidade de átomos, e necessitaria de uma temperatura em torno de 17300°C.

Uma das formas de se conseguir o estado de plasma, com mais facilidade e com uma temperatura baixa, é diminuir a quantidade de átomos, ou seja, diminuir em muito a pressão, possibilitando a criação do estado de plasma (Ebrary, 2001).

Plasma é a classe particular de gás ionizado. O termo plasma do grego  $\pi\lambda\alpha\sigma\mu\alpha$ , modelado ou aquilo que se ajusta, foi usado pela primeira vez por **Tonks e Langmuir, (1929)** para descrever descargas elétricas em gases gerados na faixa de descargas luminosas (descargas “glow”).

Por ocasião de estudos, que visavam prolongar a vida útil de filamentos de tungstênio em lâmpadas a vácuo, eles “inventaram” esse

termo, em tubos sob vácuo o transporte de elétrons e íons pode ser facilitado quando o gás rarefeito se encontra parcial ou totalmente ionizado (no estado de plasma).

Os plasmas de interesse para o processamento de materiais são formados e mantidos por campos elétricos com corrente alternada (c.a.) ou contínua (c.c.). No caso dos campos (c.a.), as frequências típicas vão de 100 kHz a 13.56 MHz na faixa (r.f.), podendo chegar a 2.45 GHz na faixa de microondas (**Chapman, 1980**).

Nestes tipos de plasmas, a transferência de energia de elétrons, a partículas pesadas (íon, átomo, molécula) via colisões elásticas é muito lenta devido a grande diferença de massa. Com isso, a uma baixa pressão (baixa frequência de colisões) os elétrons podem acumular energia tal, que na colisão dos mesmos com partículas pesadas são produzidas ionização e excitação. Desta forma, é possível produzir espécimes muito reativas (radicais, átomos) que participam da reação química e interage com a superfície do sólido, isso explica o crescente uso de plasmas em uma grande quantidade de tratamentos superficiais.

A condição para que um gás possa ser definido como plasma é que suas espécies carregadas eletricamente tenham um comportamento coletivo. Nessa condição, a concentração de cargas positivas é praticamente igual à de cargas negativas; portanto o gás é eletricamente neutro (**Chapman, 1980**).

Entende-se por comportamento coletivo a capacidade de cargas livres se distribuírem espacialmente e de produzir uma perturbação eletrostática no gás, de maneira que o plasma é isolado desta perturbação e a sua condição neutra é preservada. Por exemplo, ao aproximar do plasma um corpo carregado negativamente é produzido um fluxo de elétrons em direção contrária, as duas regiões de carga espacial (positiva e negativa) são denominadas “bainhas”. Com isso, gera-se uma bainha em torno do catodo

com carga espacial positiva que, juntamente com a bainha anódica, anula a perturbação eletrostática; assim, a neutralidade elétrica do plasma é mantida.

Cabe ressaltar que em decorrência de obter-se uma carga total positiva na bainha catódica, o gás ionizado nela não satisfaz a definição de “plasma”, esse efeito permite gerar um bombardeio de íons positivos sobre o corpo (substrato), quando aplicado a ele um potencial negativo em relação ao plasma.

No seu conjunto, o plasma é neutro, já que contém uma quantidade igual de partículas carregadas positivas e negativamente. Mas a interação destas cargas dá ao plasma uma grande variedade de propriedades diferentes das dos gases.

Em certas condições o plasma pode conduzir corrente elétrica melhor do que o cobre pode fluir como líquido viscoso, intervir em reações com outras substâncias como a mais forte solução química. Além disso, é facilmente orientável em campos elétricos e magnéticos.

### **2.3 Processos de deposição**

Normalmente, revestimentos com propriedades superiores estão associados à forma de deposição a partir da fase vapor, a qual apresenta vantagens sobre as técnicas de deposição a partir da fase líquida (ex.: galvanoplastia).

Entre elas estão a aplicabilidade para qualquer material, deposição em vasta faixa de temperatura (permitindo a alteração das propriedades) e o acesso facilitado à superfície durante a deposição (permitindo a utilização de fontes auxiliares de energia, como o plasma). De maneira geral, os processos de deposição de filmes finos a partir de vapores seguem uma seqüência

composta por quatro ou cinco etapas conforme descrito na figura 2.2 (Smith, 1995).

Na primeira etapa uma fonte de material a ser depositado (que pode ser um sólido, líquido, vapor ou gás) deve ser preparada. Quando materiais sólidos são usados, eles devem ser vaporizados para então serem transportados até o substrato. Neste caso, o processo é denominado como deposição física de vapores ou Physical Vapor Deposition – PVD. Nos casos em que o material fonte é fornecida como um gás ou como um líquido o processo é denominado deposição química de vapores ou Chemical Vapor Deposition – CVD. É interessante que os líquidos utilizados em CVD apresentam uma pressão de vapor suficientemente alta para que possam ser transportados em temperaturas moderadas (Smith, 1995; Hutchings, 1996).

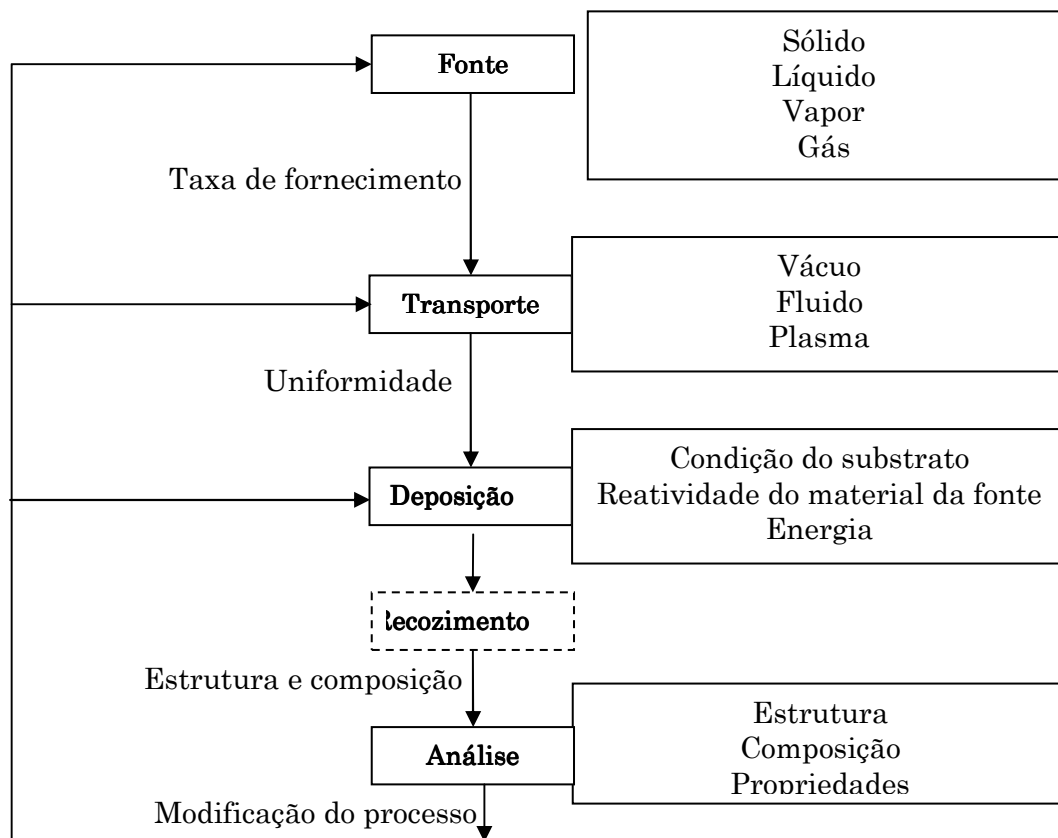


Figura 2.2 – mostra as etapas do processo de filmes finos (Smith, 1995).

No transporte de material do filme (segunda etapa) um dos fatores

mais importantes é a uniformidade de sua chegada à área do substrato. Em alto vácuo (regime molecular), átomos e moléculas se deslocam da fonte para o substrato em linhas diretas (linha de visada) e a uniformidade da deposição é definida por fatores geométricos da câmara de deposição e do próprio substrato.

Em pressões maiores (regime viscoso), ocorrem muitas colisões entre átomos e moléculas durante o transporte e a uniformidade é determinada pelo fluxo de gás e pela difusão das moléculas da fonte através dos outros gases presentes. Muitos processos operam em plasma, como meio de transporte.

O plasma é um gás parcialmente ionizado, que ativa os processos de deposição de filmes em temperaturas mais baixas, aumentando a sua eficiência (a pressões de operação em regime viscoso ou molecular) **(Smith, 1995)**.

A terceira etapa é a deposição propriamente dita que tem seu comportamento determinado pela condição superficial do substrato, reatividade química do material sendo depositado e da energia disponível. Como condição do substrato entende-se: rugosidade, nível de contaminação e estrutura cristalina.

A reatividade refere-se à probabilidade das moléculas sendo depositadas de reagir com átomos da superfície do substrato. Esta probabilidade é conhecida como Sticking coefficient,  $Sc$ , e representa a fração de moléculas que permanece absorvida à superfície desde sua chegada ao substrato até o fim do processo. A energia disponível tem um efeito profundo na reatividade do material sendo depositado, na composição e estrutura do filme. A temperatura do substrato é a fonte básica de energia, mas há outras fontes, como o bombardeamento de íons positivos que transportam parcela muito grande de energia **(Smith, 1995)**.

A etapa de recozimento (opcional) pode ser usada para ativar o crescimento de grãos, alterarem a estequiometria, introduzir dopantes ou

causar oxidação do filme **(Smith, 1995)**.

A etapa final do processo é a análise, a qual consiste na medição das propriedades importantes para a aplicação do componente, como a dureza de um revestimento para ferramentas, a tensão de ruptura de um isolante ou índice de refração de um filme óptico. Adicionalmente, os processos de deposição de filmes são otimizados utilizando o resultado das análises (alterando as variáveis do processo, nas três etapas iniciais) **(Smith, 1995)**.

Estes métodos de deposição em que o filme é formado a partir da fase vapor podem ser divididos (arbitrariamente) em dois grupos: PVD e CVD.

Nos processos de Deposição Química de Vapor ou CVD (Chemical Vapor Deposition), a deposição envolve reações químicas termicamente induzidas na superfície de um substrato aquecido, com os reagentes fornecidos na fase gasosa (ex:  $\text{TiCl}_4 + (1/4)\text{N}_2 + 2\text{H}_2 = \text{TiN}_{(\text{sólido})} + 4\text{HCl}_{(\text{gás})}$ ). Estes processos normalmente são realizados em temperaturas na faixa de 600 a 1100 °C, as quais podem produzir efeitos adversos no material do substrato limitando a sua aplicação **(Hutchings, 1996)**. O uso de sistemas de CVD assistidos por plasma (PACVD) permitem a utilização de temperaturas da ordem de 400 a 450 °C **(Huchel, 1995)**.

Nos processos de Deposição Física de Vapor ou PVD (Physical Vapor Deposition), o material do filme é transportado até a superfície na forma atômica, molecular ou iônica, obtida por meios físicos a partir de fontes sólidas. Adicionalmente, podem ocorrer reações químicas na superfície do substrato. Como a temperatura no substrato é normalmente menor que em processos CVD (em geral de 50 a 500 °C), os processos PVD são mais indicados para substratos sensíveis ao calor **(Hutchings, 1996; Rickerby, 1991)**.

### 2.3.1 Processos PVD

Embora possamos utilizar uma definição geral para processos de deposição física de vapor (PVD), como apresentado no item anterior, existem diversas variações do processo em função do meio de obtenção do vapor ou mesmo da existência ou não de reações químicas durante o processo. Muitas vezes em PVD, um gás reativo ( $N_2$ ,  $CH_4$ ,  $O_2$ ) é introduzido no processo a fim de promover reações químicas com espécimes evaporadas para a obtenção de compostos. Nestes casos chamados de processo reativo (Smith, 1995; Hutchings, 1996; Rickerby, 1991).

Dentre as técnicas mais comuns de gerar a fase vapor temos:

- **Evaporação por meios térmicos.**

Considerando o mais simples dos métodos, este é caracterizado pela evaporação do material pelo emprego de uma fonte de calor/energia. A evaporação é realizada num ambiente conveniente (vácuo) de maneira a produzir um fluxo de átomos que poderão condensar sobre a superfície do substrato produzindo o revestimento. Nestes processos, a energia cinética dos átomos atingindo o substrato é resultante somente da energia térmica.

Sobre o substrato frio os átomos perdem esta energia rapidamente e ocorre uma pequena interação entre átomos da superfície do substrato e os átomos do filme. Conseqüentemente, a adesão é fraca e pode ser ainda mais prejudicada por contaminantes no substrato (ex.: gases absorvidos).

Alguma melhora pode ser alcançada pelo aquecimento do substrato promovendo a interdifusão de átomos do substrato e do filme, mas a magnitude da resistência destas ligações é normalmente muito baixa para aplicações tribológicas. Outra limitação do processo é referente ao transporte



de átomos no vácuo, pois estes viajam da fonte para o substrato em linhas retas, dificultando a uniformidade do filme e o revestimento de perfis complexos (**Hutchings, 1996**).

As diferentes técnicas de evaporação são classificadas de acordo com o método de aquecimento para a geração do vapor. Entre os meios de aquecimento mais comuns podemos citar: resistivos (efeito joule), indutivos, por feixe de energéticos (como o feixe de elétrons), a arco e a laser (**Rickerby, 1991**).

- **Sputtering (por transferência de momento)**

Neste método, a geração da fase vapor utilizada na deposição se dá através do bombardeio do material da fonte (alvo) por íons e átomos, ou seja, por transferência de momento das partículas incidentes para átomos do alvo. A aplicação de um potencial elétrico negativo ao alvo mantido em baixas pressões (0,1 a 1 Pa) promove a formação de uma descarga incandescente ou plasma, e o conseqüente bombardeio do alvo por íons e átomos com energia.

Geralmente são usados gases nobres devido à facilidade de ionização de seus átomos e o seu caráter não reativo, como é o caso do argônio. Este bombardeio causa o arrancamento de átomos do alvo, os quais se chocam com o substrato localizado a uma pequena distância. Os átomos gerados possuem uma energia muito maior (tipicamente dezenas de eV) em relação aos gerados por energias térmicas (frações de 1 eV), promovendo uma maior interdifusão e mistura com os átomos do substrato, tendo uma maior adesão (**Hutchings, 1996**).

### **2.3.1.1 Deposição a vácuo (Vacuum Deposition)**

A evaporação a vácuo é um processo PVD, no qual o material da fonte é vaporizado por meios térmicos e chega ao substrato sem colisões com as moléculas de gás contidas no espaço entre a fonte e o substrato, em que a fonte é ajustada na direção do substrato. O ambiente a vácuo fornece uma redução de contaminantes gasosos no sistema de deposição.

Resistência, indução, arco, feixe de elétrons ou lasers são os possíveis fontes de aquecimento para a evaporação. A evaporação é executada em um vácuo, numa pressão que varia entre  $1,3 \times 10^{-3}$  a  $1,3 \times 10^{-8}$  Pa (**PVD EDUCATION GUIDE- 1997**).

### **2.3.1.2 Deposição Magnetron Sputtering (Sputter Deposition)**

Sputtering é o fenômeno do momento de transferência indireta de um projétil energizado a um alvo, resultando na injeção de átomos e moléculas na superfície. No processo de deposição Sputter, o alvo (material de revestimento) e o substrato são colocados em uma câmara a vácuo a uma pressão típica na faixa de  $1,3 \times 10^{-2}$  a  $1,3 \times 10^{-5}$  Pa. (**ASM HANDBOOK-1995**)

O alvo (também chamado de cátodo) é conectado a um suprimento de tensão elétrica, e o substrato é geralmente direcionado ao alvo. Uma descarga incandescente é iniciada após um gás inerte ser introduzido (geralmente argônio) para dentro da câmara de vácuo. Os íons desse gás são então acelerados (energizados) para essa alta tensão, produzindo uma descarga incandescente ou plasma.

O Sputtering realizado por eletrodos do tipo “magnetron” utiliza campos magnéticos gerados por ímãs permanentes ou eletroímãs, que atuam como armadilhas de elétrons. Eles são colocados nas proximidades do alvo de

tal forma, que produzam linhas de campo magnético, formam um caminho fechado na frente do alvo (cátodo).

O campo magnético exerce uma força sobre os elétrons secundários emitidos do catodo, fazendo com que percorram a trajetória das linhas de campo magnético. Devido à formação dessas armadilhas de elétrons, a região é confinada próxima à superfície do cátodo.

O confinamento do plasma é o fato preponderante dessa técnica de deposição, pois, permite simultaneamente que a descarga se realize a pressões mais baixas ( $10^2$  Pa) e correntes mais altas, aumentando conseqüentemente a eficiência do processo.

### **2.3.1.3 Deposição Iônica (Íon Plating)**

Deposição iônica, que pode ser chamada de deposição auxiliada por íons, utiliza bombardeamento simultâneo ou periódico de partículas energéticas. O material do alvo pode ser vaporizado por Sputtering, erosão do arco ou pela decomposição de um percussor químico de vapor.

As partículas energéticas usadas para o bombardeamento iônico, geralmente é um gás inerte ou reativo, ou em alguns casos íons do material do filme. A deposição iônica pode ser feita em um ambiente de plasma ou a vácuo, desde que os íons sejam produzidos em um injetor separado de íons.

É usado para a deposição de filmes duros de materiais compostos, com revestimentos com grande aderência ao metal, que conformam superfícies compostas e revestimentos ópticos com elevada densidade (Hey, 1990).

#### 2.3.1.4 Deposição de Vapor a Arco

As técnicas PVD de deposição de vapor a arco, a qual usa a vaporização de um eletrodo sob forma de arcos, em que o material da fonte é vaporizado (**Lindfors, 1986; Vyskocil, 1992**). A condição do arco consiste em alta corrente e baixa tensão, a corrente elétrica passa através de um gás ou um vapor do material do eletrodo.

A tensão do arco somente tem que estar perto do potencial de ionização do gás ou vapor. O bombardeamento do íon no catodo e o bombardeamento de elétrons no anodo aquecem os eletrodos. O arco pode estabelecer entre um espaço pequeno nos eletrodos um bom vácuo (arco a vácuo) vaporizando algum material do eletrodo, ou entre eletrodos em baixa pressão ou alta pressão do ambiente gasoso (arco gasoso).

Alta pressão de arco gasoso, não é usada nos processos PVD, mas é usado nos processos como a plasma spraying e arc welding (**Galinov, 1996**). Nos processos PVD, a vaporização a arco pode ser considerada a única vaporização da fonte junto com a vaporização térmica e sputtering.

A vaporização a arco foi relatada pela primeira vez por Robert Hare em 1839, e foi de interesse na engenharia elétrica de contato, fusão a arco das ligas (**Bruckmann, 1996**), como uma fonte de contaminação na tecnologia do reator de fusão (**Mattox, 1998; Whitley, 1979**), como fonte de contaminação em processos PVD, usando alta tensão como fonte de vaporização para deposição de filmes. No início a deposição de arco a vácuo deveria depositar filmes finos de carbono (**Massey, 1962**), e de metal (**Lucas, 1962**).

- **Arco a vácuo**

Vaporização a arco em baixa pressão de vácuo ocorre quando, a uma alta densidade de corrente e baixa tensão elétrica. A corrente passa entre os eletrodos ligeiramente separados no vácuo, e a vaporização da superfície do

material entre os eletrodos, dando origem ao plasma. A fim de iniciar o arco os eletrodos geralmente estão separados por uma pequena distância, com uma densidade de corrente de  $10^4 - 10^6 \text{ A/cm}^2$  (**Jutter, 1996**).

A densidade de corrente causa uma erosão no arco, pela fusão e vaporização de partículas. No anodo a densidade de corrente é muito menor, mas pode ser o suficiente para derreter e evaporar o anodo. Uma alta porcentagem de material vaporizado é ionizada no arco e os íons são frequentemente multiplicados e carregados (**Daalder, 1981**).

Desde que os íons se movam mais lentamente que os elétrons, uma carga positiva é gerada no espaço de plasma, e os íons positivos são acelerados afastando-se do plasma, às energias são muito mais elevadas do que energias térmicas, tipicamente 50-150 eV. Isto significa que a deposição do material do eletrodo no vácuo, está acompanhada do bombardeamento simultâneo por alta energia “filmes íons”. Os íons no arco a vácuo podem ser extraídos e acelerados com alta energia como uma fonte do íon do metal (**Boxman, 1990; Gehman, 1990**). Os íons de carbono de uma fonte de arco a vácuo foram usados para depositar DLC (Diamond Like Carbon) (**Hirvonen, 1990; Aisenberg, 1973**).

- **Arco anódico**

Em uma descarga do arco, se o ânodo for fundido, o material evapora da superfície fundida do ânodo no arco, que a fonte é chamada de fonte anódica do arco (**Ehrich, 1990; Mausbach, 1990**). Este tipo de arco é chamado às vezes de um arco distribuído desde que a densidade seja mais baixa no ânodo do que no ponto do catodo.

Arco anódico pode ser categorizado como fonte de elétrons, (**Sanders, 1990**). Os elétrons podem originar-se de um aquecimento termo-eletron emitido pela superfície (**Moll, 1980**), um catodo quente ou uma cavidade fria do catodo, ou um arco catódico (**Dorodnov, 1979; Kuo, 1983; Ehrich, 1990**).

Dobrando o feixe de elétrons em um campo magnético, o material vaporizado pode ser mantido na fonte de elétrons.

- **Arco catódico**

Se a vaporização ocorrer primeiramente na superfície do catodo, o sistema é chamado de fonte contínua de arco catódico (**Anders, 1994; Coll, 1996**). O catodo pode ser fundido ou sólido com refrigeração contínua do catodo com água (“catodo frio”). A fonte de catodo frio é muito comum para deposição de filmes. Para a formação de um arco estável necessita-se de uma corrente mínima entre o arco (50-100 A), para um material com ponto de fusão baixo tal como o cobre e titânio, (300-400 A) para materiais refratários como o tungstênio. Muitas das quedas de tensões ocorrerão próximas à superfície do catodo. A tensão no arco pode ser de (15-100 V), dependendo da facilidade de movimentação dos elétrons no catodo ou no ânodo. (**Falabella, 1996**).

Problemas relacionados com arco catódico são estabilização e movimento do arco na superfície sólida, (**Randhawa, 1987; Boercker, 1992**). Se o arco for permitido movimentar-se aleatoriamente sobre a superfície da fonte do arco é chamada de fonte aleatória do arco. Se o arco é confinado e causa um movimento sobre a superfície em um trajeto particular à fonte, é chamada “uma fonte de um arco dirigido”. Há um número de diferentes projetos do arco usando fontes de campos magnéticos. As altas densidades da corrente elétrica no arco catódico sólido formam um ponto no arco, qual geralmente move-se sobre a superfície até que esteja extinto. A corrente elétrica no ponto é de ( 30-300 A) e a densidade de corrente elétrica no ponto pode ser maior do que  $10^4$  A/cm<sup>2</sup>. Se a densidade de corrente elétrica for muito alta, o arco quebrara acima em dois ou mais pontos do arco. Durante o movimento aleatório, o catodo pode unir uma protuberância da superfície ou uma região de elevada emissão de elétrons, tal como a inclusão de óxidos, até

que a região se vaporize.

O movimento do arco no catodo é afetado pela composição e pressão gasosa, material do catodo, impurezas e a presença de campos magnéticos. Quando não há nenhum campo magnético, o arco tende a mover-se de maneira completamente aleatória. Se o catodo é um disco, então estatisticamente o arco está na maior parte no centro, e a erosão estará na maior parte no centro do disco. Se houver um campo magnético normal fraco na superfície, o arco seguirá uma trajetória aleatória de forma espiral na superfície. Com há presença de um campo magnético mais forte, o movimento do arco pode ser determinado por um ângulo do campo magnético com a superfície. No “campo arqueado” projeta-se um ponto que se move ao longo da superfície onde o campo magnético normal e a superfície é zero – como muitas regiões densas de plasma.

Esta configuração do projeto é facilmente formada no plano da superfície ou uma superfície de revolução tais como um cilindro. Um fornecedor comercial fornece os catodos quais podem ser usados como outra fonte de arco catódico, ou como fonte magnetron sputtering com pequenas mudanças na configuração do campo magnético (Munz, 1991; Salagean, 1996).

## 2.4 Metal duro

Desenvolvido no final da década de 20, na Alemanha, o metal duro proporcionou o segundo grande salto na área de materiais para ferramentas de corte. Devido a sua elevada dureza e resistência ao desgaste, foi batizado de Widia (Wie Diamont, em alemão, como o diamante). (Amorim, 2003).

O metal duro é um produto da metalurgia do pó feito de partículas finamente divididas. Os componentes do metal duro são basicamente: cobalto, carbetos de tungstênio, carbetos de titânio, carbetos de tântalo e carbetos de nióbio. (Stemmer, 1995).

Estes elementos presentes na composição do metal duro lhe conferem as seguintes propriedades: dureza a quente e a frio, boa condutividade térmica, estabilidade química, resistência ao desgaste e boa tenacidade.

Para melhorar as propriedades do metal duro, foram desenvolvidas ferramentas revestidas. Nestas ferramentas, aplica-se sobre o substrato uma ou mais camadas de materiais que apresentam desempenho superior ao metal duro em relação a algumas propriedades.

Devido à aplicação de filmes finos, proporciona a ferramenta de corte, características que de outra maneira seriam impossíveis, como alta tenacidade, dureza a quente, inércia química e diminuição do coeficiente de atrito.

## **2.5 Filmes Finos**

O tratamento de superfícies através da deposição de filmes finos, faz parte da ciência que estuda novos materiais. Avanços nesta área estão ligados diretamente à tecnologia de deposição de filmes finos em materiais cerâmicos, aços e metal duro, o qual tem recebido cada vez mais importância em aplicações industriais, como por exemplo, proteção para um material base que está sujeito à esforços mecânicos, envolvendo desgaste mecânico e corrosivo.

Os filmes finos são películas delgadas de um determinado material que é depositado em um substrato. A espessura destes filmes situa-se normalmente de poucos Ângstrons ( $10^{-10}\text{m}$ ) até alguns micrômetros ( $10^{-6}\text{m}$ ). Porém não é só a espessura que determina se um revestimento é ou não um filme fino, mas sim a razão entre a espessura do filme e a espessura do substrato. A figura 2.3 mostra uma foto de um filme fino de (Ti, Al)N depositado sobre carvão de tungstênio.



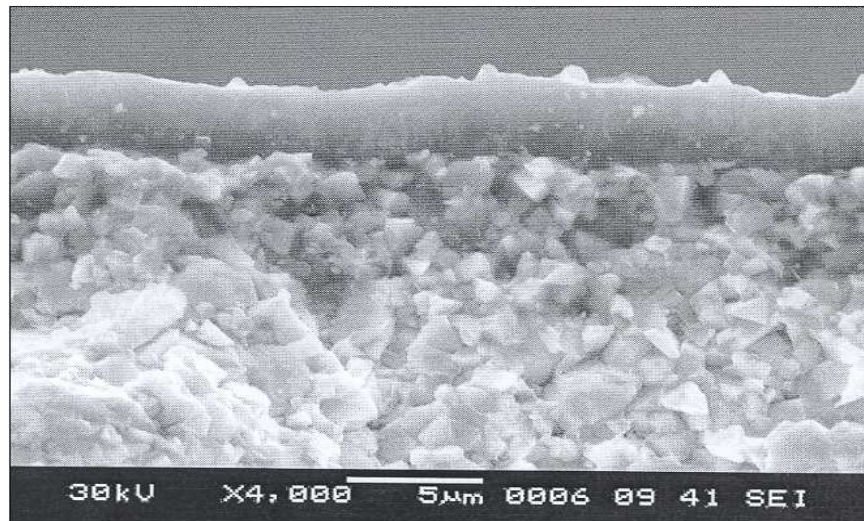


Figura 2.3 – Revestimento de TiAlN em substrato de metal duro – MEV (Torres, 2004).

Os filmes finos não só são interessantes pela sua espessura, mas também porque a razão entre a área de sua superfície e seu volume é tão grande que as propriedades de superfície se tornam muito importante, uma vez que, pelo menos ao meio exterior, o material a ser revestido possuirá as mesmas propriedades do filme fino.

Atualmente o seu uso está presente, nos mais diversos setores, como na indústria metal – mecânica, em diferentes campos das áreas de engenharia, medicina, odontologia, indústria alimentícia e até nas áreas visando efeitos de decoração.

### 2.5.1 Formação de um filme fino

Filmes finos podem ser produzidos por uma grande variedade de processos, mas em qualquer um deles há duas etapas básicas de formação, a nucleação e o crescimento.

Quando átomos colidem com uma superfície, eles perdem energia para esta. Estes átomos absorvidos podem se difundir na superfície interagindo com outros átomos ou re-evaporarem. Uma fração dos átomos

absorvidos pode continuar a crescer em tamanho e se tornar uma ilha que coalesce e forma um filme contínuo.

Durante a condensação, os átomos absorvidos possuem um grau de mobilidade na superfície que é determinado pela sua energia cinética e pela força e tipo de interação entre os átomos absorvidos e a superfície. Uma forte interação superfície átomo irá dar uma fraca interação e resultar em um núcleo espaçado

### 2.5.1.1 Mecanismos de crescimento

Normalmente os filmes são formados pela condensação (solidificação) de átomos ou moléculas de um vapor sobre o substrato. O processo de condensação se inicia pela formação de pequenos aglomerados de material, denominados núcleos, espalhados aleatoriamente sobre a superfície do substrato. Forças de atração eletrostáticas são as responsáveis pela fixação dos átomos à superfície. O mecanismo de fixação é denominado absorção química quando ocorre a transferência de elétrons entre o material do substrato e a partícula depositada e adsorção física se isto não ocorrer. A energia de ligação associada à absorção química varia de 8eV a 10eV e a associada à adsorção física é de aproximadamente 0.25eV. Átomos adsorvidos migram sobre a superfície do substrato interagindo com outros átomos para formar os núcleos. O processo é denominado nucleação. À medida que mais átomos interagem os núcleos crescem. Quando os núcleos entram em contato uns com os outros ocorre a coalescência que resulta em estruturas maiores. O processo continua formando canais e buracos de substrato exposto, preenchidos com novos núcleos até a formação de um filme contínuo como esquematizado na figura 2.4 (Maissel, 1970).

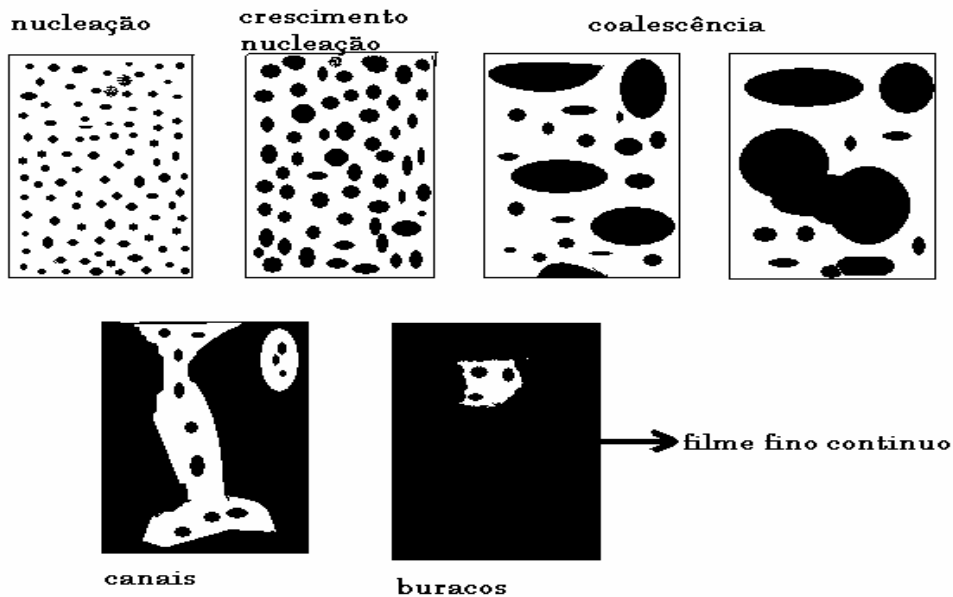


Figura 2.4 Ilustração esquemática mostrando a seqüência de passos durante a nucleação e os primeiros estágios do crescimento do filme. (Maissel, 1970).

Os primeiros núcleos observáveis correspondem à resolução do microscópio eletrônico de varredura. Com maior tempo de deposição, a média dos tamanhos e da densidade dos núcleos aumenta, chegando a valores de  $10^{10}$  a  $10^{12}$  núcleos /  $\text{cm}^2$ , correspondendo a um tamanho médio das ilhas de 10 a 100 nanômetros. Continuando a deposição ocorre a coalescência dos núcleos, e as grandes ilhas continuam a crescer e capturando os átomos adsorvidos e pequenos agrupamentos e, eventualmente com outras grandes ilhas formando um filme semi contínuo com uma rede de canais e buracos, até o filme se tornar contínuo cobrindo toda a superfície (Bunshad 1982, Mattox 1998).

### 2.5.1.2 Estrutura dos filmes

Normalmente os filmes são formados por grãos monocristalinos. O tamanho dos grãos depende das condições da deposição e dos tratamentos térmicos posteriores. Grãos maiores geralmente estão associados a temperaturas maiores de processamento. A rugosidade de um filme está relacionada com o tamanho dos grãos. Deposições em alta temperatura tendem a produzir filmes menos rugoso. A densidade de um filme pode dar informações sobre sua estrutura física (Maissel, 1970).

### 2.5.1.3 Adesão:

“Não é possível para dois objetos estarem razoavelmente unidos sem um terceiro, para isto eles precisam de uma ligação entre si, o qual fará a junção entre ambos. Tanto que este primeiro está para o último, então desde que o meio torna-se o primeiro e o último, e ambos, o último e o primeiro tornam-se o meio, necessariamente todos virão a ser o mesmo, e sendo o mesmo um com o outro, todos será uma unidade.” Platão (teoria da adesão).

“Atração entre dois corpos sólidos ou plásticos, com superfície de contato comuns, e produzidas pela existência de forças atrativas intermoleculares de ação a curta distância.” Significado de adesão no Dicionário Aurélio.

“O estado nos quais duas superfícies são mantidas unidas por forças interfaciais, as quais podem consistir de forças de valência e/ou de travamento.” Conforme a norma ASTM D907-70.

No caso particular de filmes finos, considera-se adesão como sendo a ligação entre o filme e o substrato, podendo ser abordada de três formas.

- **Abordagem Física:**

A adesão é definida como a soma de todas as interações intermoleculares na interface entre os materiais de contato. Sabendo-se o tipo de interação entre o material do filme e do substrato, e o número de interações por área, pode-se calcular a adesão fundamental. Desta forma, a adesão representa a energia para quebrar as ligações (químicas, físicas e mecânicas) do plano mais fraco da ligação filme/substrato. (Mittal, 1995).

- **Abordagem Termodinâmica:**

A adesão é expressa pela variação da energia livre quando a interface é formada (ou separada). O trabalho de adesão ( $W_{AB}$ ) é definido como o trabalho feito na separação do filme (A) do seu substrato (B).

- **Abordagem Prática:**

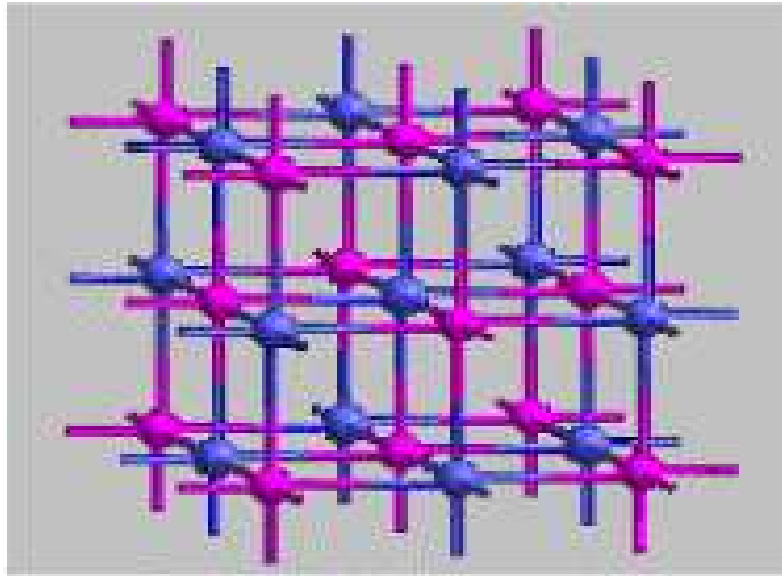
A adesão significa a força ou trabalho para remover ou separar um filme de um substrato independentemente do local da falha (interface, substrato ou filme). Isto inclui a energia requerida para deformar o sistema substrato/filme, a energia dissipada como calor ou armazenada, bem como a parcela referente à adesão física e outros fatores. Entre eles podemos citar: a tensão residual no filme, a distribuição de defeitos interfaciais, as propriedades mecânicas do filme e do substrato, a espessura do filme, o trabalho consumido com deformação plástica, a técnica usada na medição e os parâmetros utilizados na técnica. (Mittal, 1995).

## 2.5.2 Filmes

### 2.5.2.1 TiN- Nitreto de titânio

**Paschoal (1998)** cita que este revestimento é mais amplamente usado na indústria, tendo uma distinta coloração de “ouro velho”. É um revestimento fortemente adesivo, de superfície lisa e baixo coeficiente de atrito. **Paschoal cita (Fontana (1995) e Nitride Ceramics (1997)** afirmam que uma propriedade do TiN é a diminuição da temperatura de corte devido ao baixo coeficiente de atrito entre o material cortado e a ferramenta, apresentando ainda boa resistência ao riscamento, mesmo para temperaturas superiores a 550 °C, isto confirma a excelente adesão deste tipo de revestimento de ferramentas de corte para se obter um prolongamento da sua vida útil, além de aplicações para conformação de peças para serviços leves.

Conforme citado em **Dion (1993<sup>a</sup>)**, o Nitreto de Titânio é uma cerâmica refratam que se cristaliza em uma rede cúbica de face centrada, que não se altera se os átomos de Ti e N forem trocados de posição na rede e, com um parâmetro de rede de 0,4235 nm figura (2.5).



A figura 2.5-Estrutura esquemática do Nitreto de Titânio (TiN) (**Nitride Ceramics, 1997**).

Sua densidade é aproximadamente  $5,39\text{g/cm}^3$  e sua dureza variam de 2000 a 3500 Hv.. É um material muito resistente a corrosão.

**Dion (1993b)** cita que suas propriedades tribológicas são amplamente conhecidas. Pode ainda ser usado em aplicações de bioengenharia como revestimentos para implantes ortopédicos feito com liga de Titânio.

### 2.5.2.2 TiAlN- Nitreto de titânio e alumínio

Mesmo o TiN possuindo uma posição dominante em revestimentos contra desgaste mecânico e corrosivo, esforços continuam sendo feitos para desenvolver revestimentos cada vez mais eficientes. Por exemplo, sabe-se que o TiN oxida rapidamente em temperaturas a partir de  $600\text{ }^\circ\text{C}$ , formando  $\text{TiO}_2$ . Devido á grande diferença em volume molar entre o  $\text{TiO}_2$  e TiN, surgem tensões compressivas na camada de óxido resultando na separação do filme com o substrato, o que torna inadequado em diversas aplicações tribológicas (**Tentardini, 2004**).

Um revestimento mais adequado para aplicações a altas temperaturas é o (Ti,Al)N, que possui maior resistência à oxidação, comparado ao TiN. O (Ti,Al)N forma uma densa camada de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> na parte mais externa do revestimento, protegendo o conjunto substrato filme fino contra futura oxidação.

Desta forma, tem sido reportado que o nitreto de titânio e alumínio (Ti,Al)N é um material bastante interessante para a indústria, pois possui elevada dureza (2500 a 3500 Hv), alto ponto de fusão, superior resistência a corrosão e boa estabilidade termodinâmica. Por apresentar estas características, o (Ti,Al)N é um excelente candidato para o uso em revestimentos ópticos, barreira de difusão em microeletrônica e principalmente para fins tribológicos (**Tentardini, 2004**).

O (Ti,Al)N possui a mesma estrutura cristalina do TiN (cúbica), substituindo o titânio pelo alumínio. Com essa substituição, o parâmetro de rede vai diminuindo com o maior número de átomos de alumínio, uma vez que o átomo de alumínio é menor que o do titânio, sendo o raio atômico do alumínio e do titânio igual a 0,053 e 0,068 nanômetros, respectivamente (**Calister 1996**). Acima de 55% de alumínio, a estrutura cristalina do (Ti,Al)N muda para a fase hexagonal (Wursita), típica do AlN, modificando completamente as propriedades do material (**Tentardine, 2004**).

### 2.5.2.3 TiCN - Carbonitreto de titânio

O TiN tem uma grande gama de aplicações devido ao fato de possuir um bom balanço entre propriedades como dureza, tenacidade, aderência sobre o aço rápido e metal duro, estabilidade química, térmica e reduzido coeficiente de atrito. Este conjunto de propriedades, porém não é ideal para todas as aplicações, o que abre o campo para a implantação de outros



revestimentos. Assim varias pesquisas realizadas com TiN desde a década de 1970, proporcionaram o desenvolvimento da segunda geração de revestimentos, conhecidos até então como “revestimentos duros”.

Dentre estes os mais destacados, além do TiN, são o TiCN e TiAlN que podem ser utilizados como mono e multicamadas. São indicados para aplicação onde a abrasão é predominante ou onde materiais tenazes têm que ser usinados e utilizados em situações em que a melhor resistência à oxidação se faz necessário.

Em termos estruturais a adição de carbono para a formação do filme tipo Ti (CN) não modifica a estrutura cristalina do TiN (CFC), mas expande o parâmetro de rede de 4240 Å para 4332 Å, valor este que equivale a estrutura do TiC (carbeto de titânio), a relação entre teores de C e N é modificada de uma forma crescente durante o processo de revestimento, gerando desta forma 5 a 10 camadas de composição. O resultado principal desta adição de carbono é o aumento na dureza do revestimento. Uma característica importante do revestimento com TiCN é a sua estrutura multicamadas que evita que uma trinca formada na superfície, se propague até o substrato. Um fator negativo do revestimento é o fato de que a aplicação de um novo revestimento após a reafiação da ferramenta ainda não é possível em escala comercial, normalmente deposita-se o TiN após reafiação ( **Viana,2004** ).

## **2.6 Tribologia**

A palavra tribologia é derivada das palavras grega TRIBOS que significa atrito, e LOGOS que significa estudo, de forma que uma tradução literal significa “Estudo do atrito”, ou a ciência que estuda o atrito. Tribologia é definida como “A ciência e a tecnologia da interação entre superfície com movimento relativo e dos assuntos e práticas relacionadas”. A palavra

tribologia, em sua atual conotação, surgiu pela primeira vez na Inglaterra, em 1966 em um relatório do Departamento de Educação e Ciência. Embora a palavra seja nova o assunto não o é.

A invenção da roda pelo homem constitui-se em um dos primeiros dispositivos tribológicos criados, mas o atrito efetuou o desenvolvimento da civilização de várias formas. É conhecido o uso de brocas durante o período paleolítico, que eram apoiadas em mancais feitos de chifres ou ossos e serviam para fazer furos e produzir fogo. É possível supor que o desenvolvimento dos primeiros mancais progrediu a partir do momento em que o homem começou a empregar o movimento rotativo. As rodas de oleiro, utilizadas em 2.000 a.C. empregavam mancais de pedra polida (**Stoeterau Tribologia, 2004**).

O efeito mais importante da palavra tribologia foi de criar uma visão, de qualquer sistema pode ser orientada para o problema. A análise de suportar carga e promover deslocamento relativo entre partes, sempre levam a pergunta. “Qual é a melhor solução para o problema de suportar carga através da interface com atrito e desgastes aceitáveis?”. O pensamento clássico leva a uma solução via lubrificação fluida, contudo as soluções de engenharia disponíveis para problemas tribológicos são mais amplas e complexas do que o simples uso de lubrificantes. (**Tribologia, 2004**).

Com a diminuição de lubrificantes de corte, tem obrigado, não só a tentar desenvolver revestimentos, como também procurar encontrar soluções possíveis que induzam de preferência e simultaneamente maior dureza, maior resistência térmica e à oxidação, para o aumento da vida das ferramentas de cortes, são utilizados filmes finos, ou também denominados filmes químicos como mostra a figura 2.6.

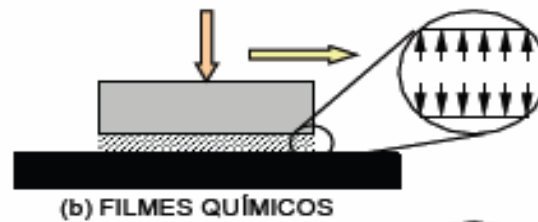


Figura-2.6 Filmes finos, também denominados de filmes químicos (Tribologia, 2004).

## 2.7 Atrito

Em situações envolvendo deslizamento ou rolamento, um termo associado ao desgaste é o atrito. O atrito pode ser definido como a força que se opõe ao movimento relativo entre duas superfícies. Genericamente a magnitude da força de atrito é descrita em termos de um coeficiente de atrito, que é a razão entre a força de atrito e a força normal que pressiona os corpos entre si. Conforme mencionado por **Bundinski (1999)**.

No início da era tecnológica, o coeficiente de atrito era considerado como sendo variável e dependente de parâmetros operacionais (por exemplo, umidade, temperatura, velocidade, pressão de contato, lubrificantes, propriedades do substrato e dos filmes superficiais). Desses, a dependência é em geral, maior com as propriedades superficiais e com o acabamento superficial do que com as propriedades do substrato, porém, com a ressalva de que as propriedades do substrato influenciam tanto a cinética de adsorção dos espécimes química, bem como pode influenciar o acabamento original do processamento, (**Ludema, 1988**).

Em termos de valores do coeficiente de atrito, **Ludema (1988)** lembra que a característica do atrito, de não ser propriedade intrínseca de um material e nem uma combinação de materiais, traz complexidade no uso de valores tabelados como fontes de dados para projeto. Os valores na maioria

das vezes são obtidos como algumas combinações estabelecidas com sistemas laboratoriais que empregam geometrias simples.

Obviamente, as informações tabeladas fornecem orientações; entretanto **Ludema (1988)** menciona que uma análise mais criteriosa deve ser efetuada nos casos mais críticos.

Em termos de consideração histórica do estudo do atrito **Ludema (1988)** descreve as teorias envolvidas desde Leonardo da Vinci, por volta de 1500, passando a Guillaume Amontons, que cerca de dois séculos depois (por volta de 1700), confirmou as observações de da Vinci através de experimentos com vários pares de materiais (cobre, ferro, chumbo e madeira).

Amontons considerou também como da Vinci que o atrito era causado pela colisão entre irregularidades superficiais. Conforme observa Ludema (1988), tais irregularidades deveriam ser de escala macroscópica, pois naquela época pouco se sabia sobre irregularidades microscópicas. Também menciona que nos experimentos de Amontons, todas as superfícies eram cobertas com banha de porco, porém, de maneira errônea, ainda hoje muitos autores descrevem as teorias de Amontons como leis do atrito a seco.

Posteriormente Charles A. Coulomb (1736-1806) descreveu o atrito novamente como sendo de asperezas, similar a Amontons e outros. A teoria do intravamento de asperezas é limitada, por não explicar entre outros fenômenos, o efeito da rugosidade no atrito e da inserção de filmes fluidos na interface.

No histórico **Ludema (1988)** cita também Hardy, que na década de 1920, com seus experimentos de deposição de lubrificação em camadas moleculares em superfícies, concluiu que o atrito é devido a atuação de forças moleculares na interface.

Em meados de 1930, a hipótese do atrito devido a um processo de adesão na interface é a melhor aceita, cuja autoria da teoria tem sido atribuída a Bowden e Tabor, e foi formulada para evidenciar a inadequabilidade da teoria do intertravamento.

Conforme Ludema (1988), os modelos de atrito devido à adesão consideravam que a deformação plástica das asperezas produz um aumento da área real de contato que é limitada pela resistência ao cisalhamento dos filmes. Porém tais modelos são limitados por algumas aplicações do efeito da rugosidade. Posteriormente, foi acrescentado um outro fator ao modelo de atrito da adesão, e que foi devido ao mecanismo de sulcamento.

**Ludema (1988)** menciona que mais recentemente, o atrito é visto como sendo devido á adesão limitada por efeitos de adsorção e, em alguns casos, com determinadas superfícies rugosas, uma segunda componente de atrito poderia aparecer devido à colisão de asperezas. No caso de superfícies lubrificadas, a adesão não é comumente discutida como uma causa do atrito, entretanto, a molhabilidade, tensão superficial e até mesmo a viscosidade são em parte relacionadas ao fenômeno de adesão (**Ludema, 1988**).

Uma descrição apresentada por **Bayer (1994)** para uma expressão geral do atrito é o somatório de todas as forças que se opõe ao movimento relativo de duas superfícies, a saber, forças associadas com a adesão, abrasão (em que está condicionado o sulcamento), fadiga (ou dissipação de energia via efeito de histerese) e forças viscosas.

Do exposto, é possível ver que o atrito é sensível aos mesmos parâmetros e aos mesmos tipos gerais de fenômenos envolvidos no desgaste, ou seja, aqueles relacionados com as modificações das tribo-superfícies. E como resultado dessa dependência comum, alterações nas tribo-superfícies que resultam em mudanças no desgaste frequentemente produzem modificações também no atrito e vice versa. Com isso, **Bayer (1994)** menciona que o monitoramento do atrito durante ensaios de desgaste pode auxiliar na identificação dos fenômenos de transição do desgaste, embora se ressalte que as tendências observadas do desgaste não são necessariamente as mesmas do atrito.

Segundo **Bayer (1994)**, uma maneira de entender a distinção entre as tendências do atrito e o desgaste é a consideração da energia dissipada pelo

sistema. O atrito pode ser relacionado à energia total dissipada pelo sistema, sendo essa energia na forma de desgaste, a razão entre essas duas energias pode variar para diferentes mecanismos de desgaste.

A energia associada com o movimento ou dano do material da superfície, que é o desgaste, é normalmente pequeno em comparação à energia devido ao calor gerado (Bayer, 1994).

Do ponto de vista da energia, o atrito é um processo onde a energia cinética é conservativa em outras formas de energia como; térmica, acústica, ótica, elétrica e mecânica. O balanço destas energias dissipada dependera da natureza dos corpos e do tribocontato.

O atrito é definido pela resistência que um corpo desenvolve quando existe movimento relativo de outro corpo, o qual pode ser entre sólidos (atrito sólido), gás e sólido (atrito aerodinâmico), líquido e sólido (atrito líquido) ou devido a um processo de dissipação de energia interna (atrito interno).

Os mecanismos básicos de atrito são adesão e deformação plástica, fenômenos que ainda são objetivos de discussão. A energia de atrito, a principio, é dissipada através de deformações nas camadas superficiais por mecanismos elásticos, plásticos, viscoelásticos e ou através de microfraturas de partículas da superfície sob modo (cisalhamento) ou uniões entre interfaces adesivas e também sob a ação de eventual terceiro corpo presente entre superfícies.

Neste cenário tribológico, a área real de contato é percentualmente muito pequena em relação à área aparente de contato entre as superfícies, onde com o aumento da força normal, a área média de contato de cada aspereza também aumenta, tornando a força de atrito dependente da área real de contato, conforme Bowden; Tabor (1950).

As superfícies dos corpos, por mais polidas que possam parecer do ponto de vista macroscópico, apresentam rugosidade quando analisadas microscopicamente. Em conseqüência, se duas superfícies em contato

apresentarem tendência a se mover uma em relação à outra, surge uma força "resistente": a força de atrito. No caso de a força aplicada não ser suficiente para colocar o corpo em movimento, a força de atrito se opõe à força aplicada e é chamada força de atrito estático. Esta não possui um valor único e pode variar entre zero a um certo valor máximo, chamado força de atrito estático máximo ( $f_e \text{ máx}$ ). Com boa aproximação, este valor é independente da área de contato e é proporcional à força normal que a superfície exerce sobre o corpo. A constante de proporcionalidade é o "coeficiente de atrito estático" ( $\mu_e$ ). Assim, podemos escrever:

$$f_e \text{ máx} = \mu_e \cdot F_N \quad (1)$$

No caso de ocorrer movimento, aparece a chamada força de atrito cinético ( $f_c$ ) entre as superfícies, que tem sentido contrário ao do movimento. A teoria prevê que ela seja constante, independente da área de contato e proporcional à força normal exercida por uma das superfícies sobre a outra. Esta proporcionalidade é expressa através do chamado "coeficiente de atrito cinético" ( $\mu_c$ ):

$$f_c = \mu_c \cdot F_N \quad (2)$$

As constantes de atrito estático e cinético podem dizer muito sobre as características das superfícies em contato. É interessante destacar que o coeficiente de atrito estático máximo é sempre maior que o coeficiente de atrito cinético (**Mossmann, 2002**).

### 2.7.1 Atrito entre metais sólidos – deformação de asperezas

Quando asperezas entram em contato, ocorrem deformações elásticas e plásticas para acomodar a tensão, conforme proposto por Bowden; Tabor(1950), que dividiu a força de atrito em dois componentes  $F_P$  (penetração) e  $F_a$  (adesão), formulando a teoria de deformação plástica, aonde durante o desgaste severo, as superfícies em contato irão se deformando plasticamente até que a área de cada pico ou patamar em contato atinja um determinado tamanho.

A componente penetração é gerada pela dissipação de energia por deformação plástica, quando ocorre a interação entre asperezas sendo que as asperezas do metal mais duro produzirão marcas nas superfícies mais moles por ação desta penetração.

Uma extensa região de superfície é recoberta com filmes de óxidos ou outros elementos adsorvidos, e somente asperezas mais altas irão penetrar nestes filmes para ocorrer o contato metal-metal necessário para ocorrer a adesão.

Existe uma grande região elasticamente deformada, abaixo de uma pequena região com tensão residual gerada por deformação plástica, assim quando a carga se altera a força elástica liberada a união adesiva rompendo-a, e por conseqüência parte significativa da adsorção não é medida.

Adsorção física - Uma molécula adsorvida é ligada à superfície por ligação de Van de Waals. Este tipo de ligação não envolve transferência de carga entre o substrato e o átomo mais adjacente da molécula e vice-versa. A força atrativa é fornecida pelos momentos de dipolo instantâneos do átomo mais adjacente e os átomos superficiais vizinhos mais próximos (**Ludema, 1988**).



### **2.7.2 Influência da Carga no atrito.**

Para a obtenção do coeficiente de atrito apresentado na figura (2.7), partiu-se do modelo proposto por Lim e Ashby (1987) citado por **(Pantaleón, 2004)**. Pode ser observado que o comportamento do coeficiente de atrito resultante é muito similar ao obtido por Hong So (1995) figura 2.7, ou seja, o coeficiente de atrito diminui à medida que a carga e a velocidade aumentam. Esse fato indica o modelo de Lim e Ashby consegue descrever o comportamento do atrito.

“Este comportamento foi justificado com análises das superfícies desgastadas e das partículas produzidas pelo desgaste (debris). As observações através de MEV das partículas de desgaste mostram que áreas medidas das partículas, resultantes dos ensaios com cargas mais altas, foram maiores que as obtidas com cargas mais baixas e que a espessura das partículas foi proporcional à carga normal aplicada. Com partículas maiores a uma maior facilidade de remoção para fora da trilha de desgaste, já com partículas menores há uma maior dificuldade de remoção para fora da trilha de desgaste ocasionando um maior coeficiente de atrito” **(Pantaleón, 2004)**.

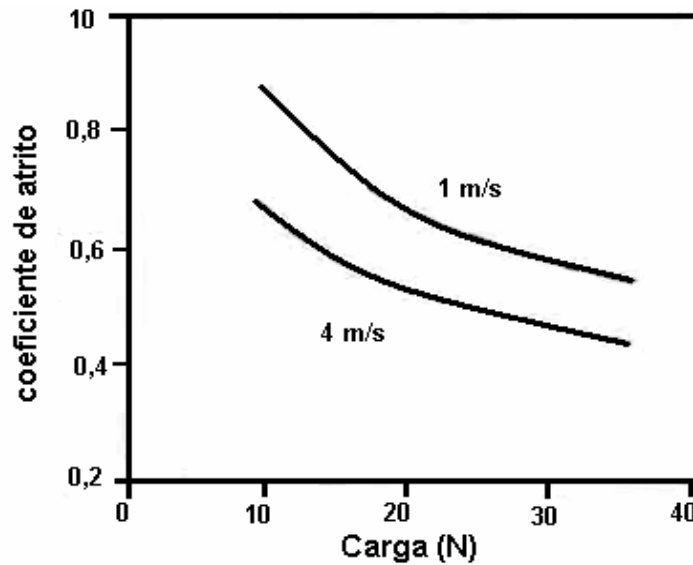


Figura 2.7 coeficiente de atrito em função da carga normal (Pantaleón, 2004).

## 2.8 Rugosidade

As medidas de rugosidade, por depender de outras grandezas envolvidas, necessitam de cuidados particulares. A rugosidade, ou os parâmetros que são escolhidos para representá-la, muitas vezes é uma caracterização incompleta do perfil ou da superfície que se deseja analisar.

Os parâmetros de rugosidade obtidos através de operações matemáticas e integração de valores, obtidos através de perfis amostrais. Devido a isso a ocorrência de erros de medição pode ocorrer durante a análise. (Gonsalves 1995-2001).

Apesar dessa desvantagem em relação às demais medições, sua praticidade e utilidade são incontestáveis, pois é extremamente útil dispor de valores numéricos para caracterizar os perfis de superfícies, seja para separar e classificar superfícies fabricadas por diversos tipos de processos de fabricação ou para identificar informações existentes em uma superfície tridimensional.

A representação dos resultados obtidos com as medições de rugosidade é representada por escalas distintas para representações verticais e horizontais, isso ocorre, pois existem diferenças importantes relacionadas com a direção e o sentido da medição.

Como na maioria dos casos tem-se o objetivo de analisar os perfis com variação perpendicular, é comum ampliar a variação de um perfil nesta direção, em relação a perfis paralelos a superfície, a ampliação geralmente é menor. (figura 2.8).

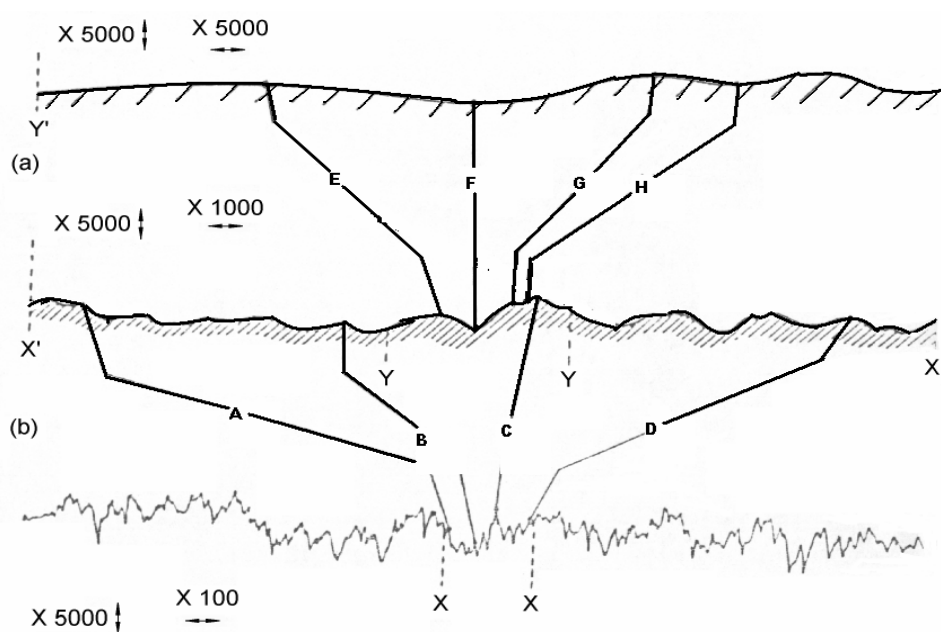


Figura 2.8- perfil de rugosidade (Hutchings, 1992).

Para a obtenção dos perfis de rugosidade o método mais usual é a por contato na superfície a ser medida, esse contato é realizado por um apalpador de um perfilmetro ou de um rugosímetro. A medição por contato é a mais utilizada, mas pode gerar alguns erros e fornecer perfis que não refletem a realidade. Esses erros são decorrentes da carga aplicada ao apalpador e ao raio do apalpador. (Lima, 1978).

Existem alternativas de modificação da rugosidade, mas não são muito

utilizadas para aplicações práticas. O perfil de rugosidade pode também ser obtido por microscopia eletrônica de varredura, através da varredura da superfície por algum tipo de onda eletromagnética ou ainda pelo microscópio de força atômica.

A rugosidade é amplamente empregada em projetos de engenharia, especialmente naqueles que a superfície é uma parte relativamente importante nos parâmetros de projeto. Outros conceitos que são influenciados diretamente pela rugosidade se destacam: atrito, lubrificação, desgaste, revestimento de superfícies e a microdureza.

Em relação ao atrito a rugosidade tem grande influencia, pois o acabamento superficial é um dos parâmetros que influência no coeficiente de atrito, que é um fator determinante nos cálculos de forças resultantes de atrito durante um processo de contato entre superfícies.

### 2.8.1 Parâmetros Superficiais

O perfil de uma superfície pode ser definido como a linha produzida pela apalpação de uma agulha sobre uma superfície. A medição de uma superfície através de um sistema mecânico de apalpação produz uma linha conforme a figura 2.9 (Stoeterau; Tribologia, 2004).

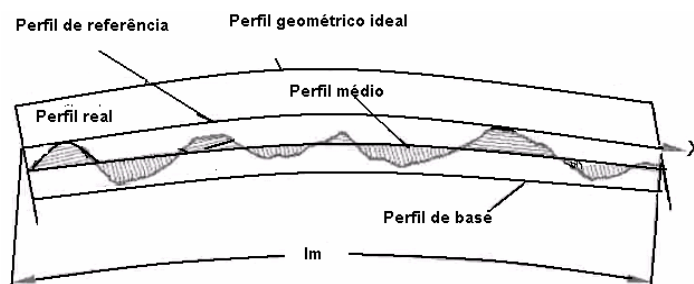


Figura 2.9 – termos básicos para a medição de uma superfície (Stoeterau; Tribologia, 2004).

### 2.8.1.1 Rugosidade Ra

A rugosidade média, denominada Ra, é possivelmente o mais antigo conceito de rugosidade ainda em uso. Sua disseminação pode ser atribuída à facilidade de cálculo, mesmo com aparelhos analógicos simples. Sua definição pode ser expressa como o desvio médio de um perfil de sua linha média. Outra boa definição seria a distância média de um perfil desde sua linha média, sobre um comprimento medido. Matematicamente, a expressão é a seguinte:

$$Ra = \frac{1}{l_m} \int_0^{l_m} |y(x)| dx \quad (2.5.1)$$

Um exemplo gráfico desta operação numérica é ilustrado na figura 2.10

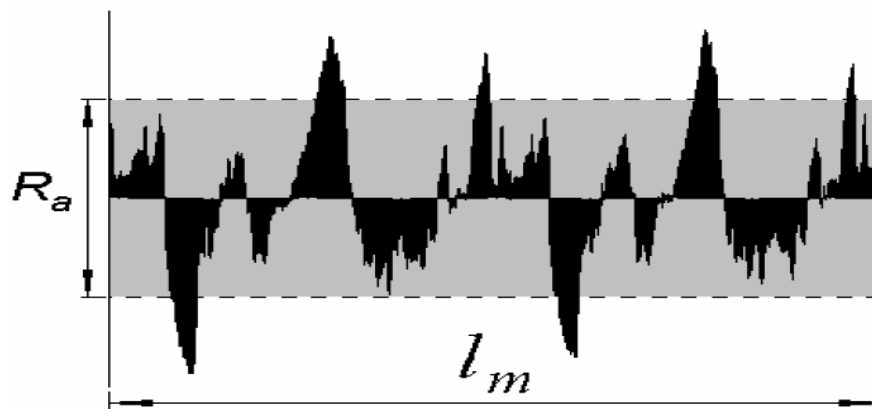


Figura 2.10: Ilustração do parâmetro de rugosidade Ra.. (Geometrical, 1997).

Este parâmetro de rugosidade tem a desvantagem de não esclarecer ou caracterizar a variabilidade dos diferentes valores locais de rugosidade sobre perfil analisado.

### 2.8.1.2 Rugosidade $R_y$ .

Já a rugosidade  $R_y$  é definida como sendo a distância entre o pico mais alto e o vale mais baixo, dentro de um comprimento medido de um perfil de rugosidade. A figura 2.11 ilustra um exemplo deste parâmetro.

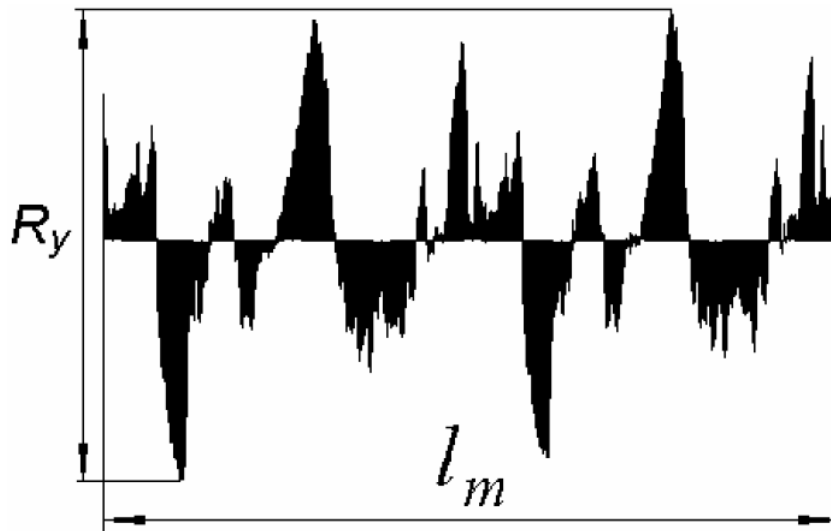


Figura 2.11 Ilustração do parâmetro de rugosidade  $R_y$ . (Geometrical, 1997).

O parâmetro  $R_y$  tem vantagens e desvantagens: é um verdadeiro indicador da distância máxima dos limites de picos e vales de um comprimento medido. Contudo, o pico mais alto pode estar no começo do perfil analisado, enquanto o vale mais profundo pode estar no final deste perfil. Assim, estas duas ocorrências estão muito pouco correlacionadas, e o parâmetro  $R_y$  registrado pode transmitir uma idéia incorreta sobre a superfície.

Para evitar tais situações, há um outro parâmetro de rugosidade semelhante ao  $R_y$ , o  $R_z$ . De acordo com a norma ISSO 4287, o parâmetro  $R_z$  é a distância média entre os 5 picos mais altos e os 5 vales mais profundos, dentro de um comprimento medido.

### 2.8.1.3 Rugosidade Rz:

$$R_z = \frac{1}{5} \left( \sum_{i=1}^5 P_i + \sum_{i=1}^5 V_i \right) \quad (2.5.2)$$

Graficamente sendo mostrado na figura 2.12;

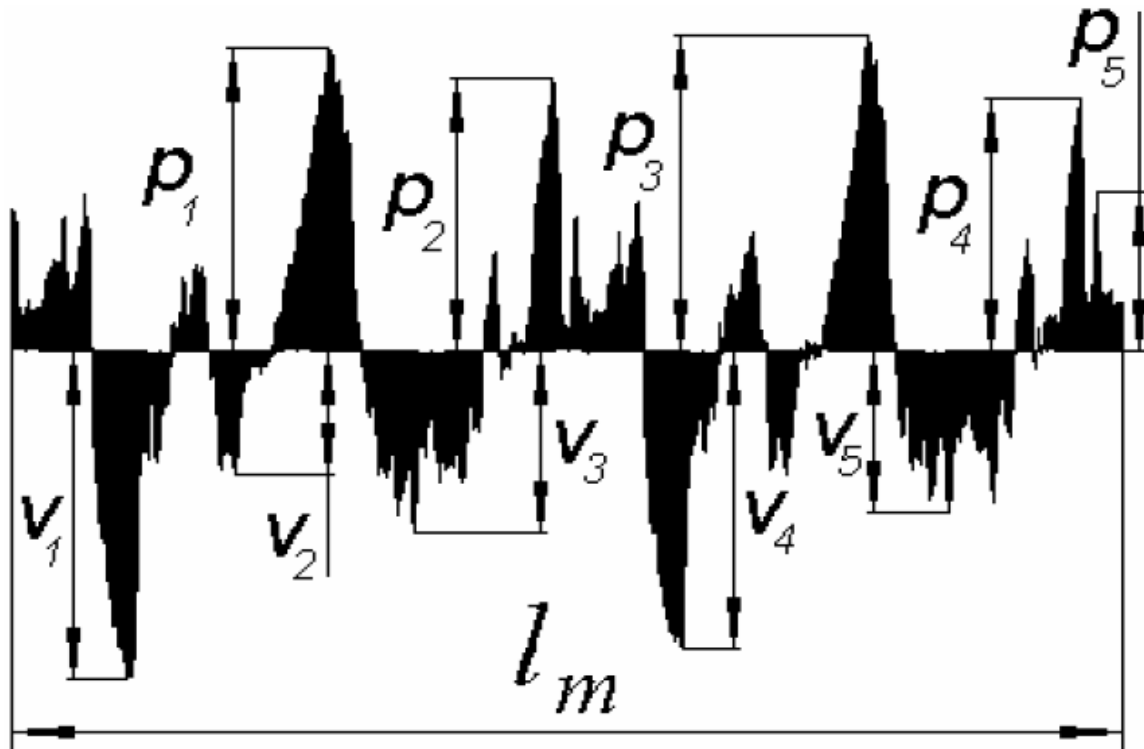


Figura 2.12: ilustração do parâmetro de rugosidade Rz. (Geometrical, 1997).

Juntos, os parâmetros Ry e Rz fornecem uma idéia mais clara para a monitoração da variação do acabamento superficial em um processo de fabricação. Valores similares de Ry e Rz indicam um acabamento superficial consistente de um processo de fabricação, enquanto que diferenças significativas destes dois indicam defeitos superficiais quando se deseja uma superfície consistente.

Rz isoladamente pode ser considerado mais sensível a mudanças no acabamento superficial que Ra, por exemplo. Isso porque somente alturas

máximas de perfis, e não suas médias são comparadas e analisadas.

#### 2.8.1.4 Rugosidade $R_q$ :

Desvio médio quadrático de rugosidade ou (RMS – Root Mean Square Average, Quadratischer Mittenrauhwert).

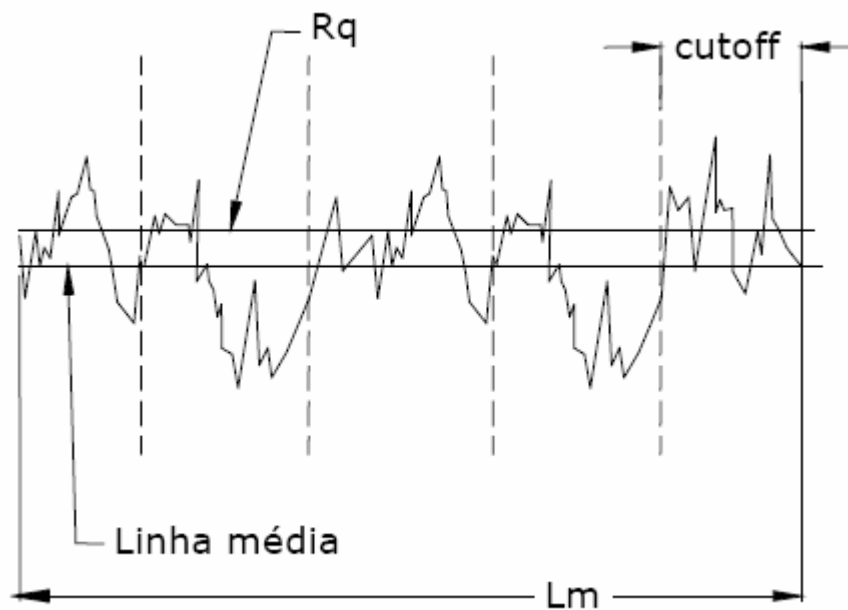


Figura 2.13: ilustração do parâmetro de rugosidade  $R_q$ . (Oberflächenrauheit, 1984).

Valor médio quadrático das ordenadas “y” do perfil de rugosidade dentro do percurso de medição  $l_m$  tomando como referência a linha média. Ou seja, raiz quadrada da média dos quadrados das ordenadas do perfil em relação à linha média. Matematicamente a expressão é a seguinte:

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{l_m} \int_0^{l_m} Y^2(x) dx} \quad \text{ou} \quad R_q \approx \sqrt{\frac{1}{n} \sum_i^n (Y_i)^2} \quad (2.5.3 \text{ e } 2.5.4)$$



### 2.8.1.5 Rugosidade $R_p$ :

Profundidade isolada de alisamento, distância do ponto mais alto do perfil de rugosidade à linha média, dentro de cada comprimento de amostragem, segundo a figura 2.14.

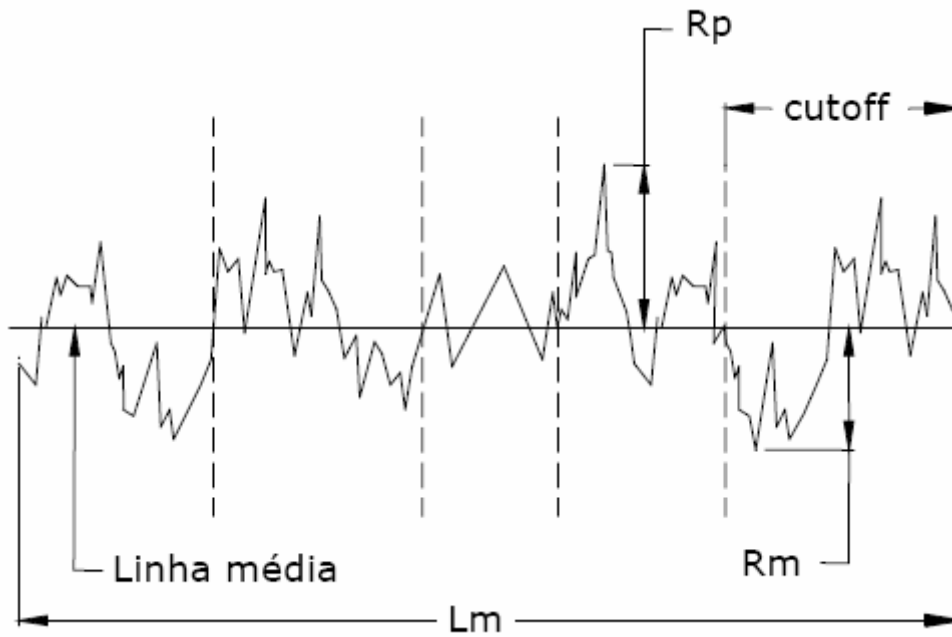


Figura 2.14 Ilustração distância do ponto mais alto do perfil de rugosidade à linha média rugosidade  $R_p$ . (**Oberflächenrauheit, 1984**).

## Capítulo 3

# MÉTODOS E MATERIAIS

### 3.1 Substrato de Metal Duro

As ferramentas de metal duro com as medidas mostradas na Figura 3.1, foram usinadas com rebolo de diamante. Após a usinagem algumas ferramentas sofreram microjateamento para a modificação da superfície. As ferramentas usinadas e microjateadas foram recobertas com três recobrimentos em um processo industrial de deposição PAPVD, a base de arco catódico. Os recobrimentos aplicados, foram TiN, TiCN e TiAlN. A Figura 3.2 abaixo mostra esquematicamente o processo de obtenção das ferramentas. O número de ferramentas utilizadas e de ensaios estão demonstrados na tabela 3.1. A composição química do blank utilizado para fabricação das ferramentas é mostrada na tabela 3.2 abaixo.

Tabela 3.1 número de ferramentas utilizadas e ensaios utilizados.

Nº ferramentas	Microjateamento	Recobrimento	Nº testes, carga de 1, 5 e 10N
02	sem	Sem	03
02	com	TiN	03
02	sem	TiN	03
02	sem	TiAlN	03
02	com	TiCN	03

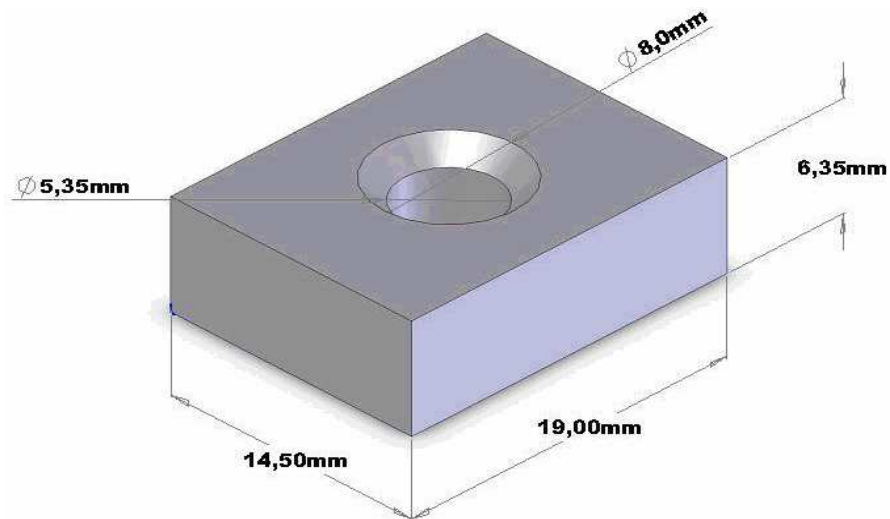


Figura 3.1. Perfil da ferramenta de metal duro utilizado no projeto.

Tabela 3.1 Composição química do blank de metal duro (% em peso) (Torres, 2004)..

Co	WC	TiC+TaC+NbC
8,5	71,5	20

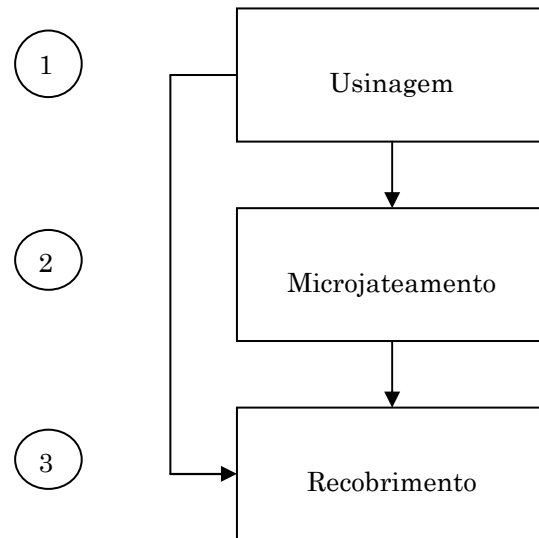


Figura 3.2. Fluxograma mostrando a seqüência de processamento das ferramentas.

### 3.1.1 Microjateamento

A operação de microjateamento foi realizada em equipamento utilizado para jateamento de componentes. O material utilizado no microjateamento são microesferas de alumina que se choca contra o substrato de metal duro provocando uma modificação da superfície da ferramenta.

### 3.1.2 Recobrimento

No processo de deposição a base de arco catódico, o arco é iniciado por uma descarga elétrica no alvo, sendo que neste momento uma pequena quantidade de material evapora criando condições para a sustentação do arco elétrico. Em princípio o arco pode existir sem a presença de gás no plasma. O arco formado move-se rapidamente na superfície do alvo e sem a presença de um campo magnético o movimento é randômico e com a presença de um campo magnético o movimento é direcionado. Uma tensão negativa (tensão

de bias) é aplicada no substrato atraindo o material evaporado em direção ao mesmo. Uma tensão de bias típica em processos de evaporação situa-se em torno de -200 V.

## **3.2 Técnicas de caracterização**

### **3.2.1 Ensaio de Rugosidade**

Os testes de rugosidade foram realizados junto ao laboratório de metrologia da Pontifícia universidade Católica do Paraná, com o objetivo de observar alterações ocorridas devido ao substrato microjateado e a deposição de diferentes filmes.

A rugosidade da superfície das ferramentas foi determinada com o auxílio de um rugosímetro da marca Taylor Hobson – FormSurf Series 2, com apalpador mecânico de 1,5 à 2,5  $\mu\text{m}$  de raio. (A rugosidade das ferramentas foi avaliada em três condições distintas; i)usinada, ii) microjateada e recoberta, iii) usinada e recoberta.

Após a definição dos parâmetros, as amostras são limpas com uma solução a base de álcool etílico, para remoção de fragmentos que possam alterar os resultados das medições. Os parâmetros para medição de rugosidade foram Cutoff= 0,25mm, número de cutoff= 6 em superfície polida.

### **3.2.2 Microdureza**

O ensaio de microdureza tem como objetivo determinar a dureza do filme depositado sobre as amostras de metal duro e do substrato. Para isso foi utilizado o laboratório de materiais metálicos da Pontifícia Universidade Católica do Paraná.

A medição foi realizada no microdurômetro HMV 2 do fabricante

Shimadzu . Esse aparelho possui um software, que depois de realizada a medição os resultados já são disponibilizados, dispensando a utilização de equações.

Os parâmetros de medição são selecionados de acordo com a necessidade da medição. No caso das amostras de TiN, TiCN e TiAlN, os parâmetros foram selecionados obedecendo a necessidade de obter apenas a dureza do filme, devido a isso a carga selecionada deve ser baixa, para que o indentador não atinja o substrato das amostras e também não produza marcações com anomalias. Os parâmetros para medição de microdureza foram carga de 50g, tempo 10 segundos em um total de 5 medidas para cada amostra.

### 3.2.3 Ensaios Tribológicos

Os ensaios tribológicos foram realizados no Laboratório de Tribologia e Revestimentos do Departamento de Engenharia Mecânica da UFPR. Foi utilizado um Tribômetro da marca CSM com deslizamento recíproco, esfera sobre o plano conforme mostrado na figura 3.3.

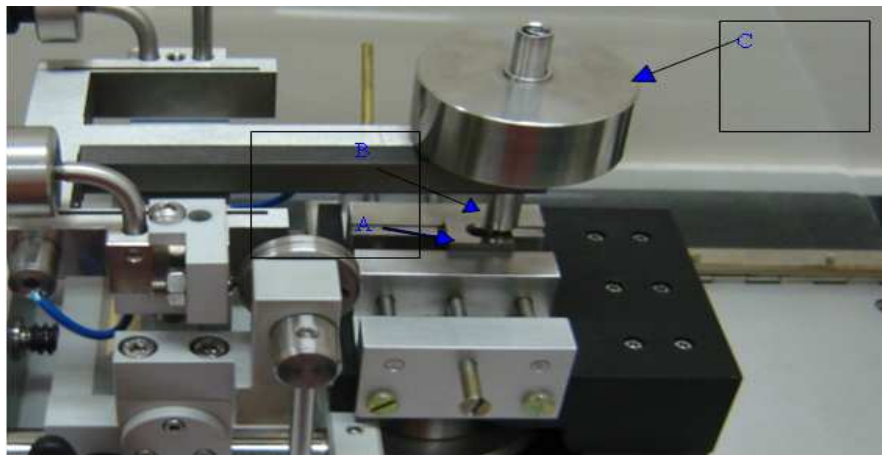


Figura 3.3 – Tribômetro Linear recíproco – deslizamento pino sobre o plano, Laboratório de Tribologia e Revestimentos (DEMEC-UFPR).

[A] Substrato de metal duro.

[B] Pino onde está inserida uma esfera de aço 100Cr6 com diâmetro de 6 mm

[C] Carga normal aplicada de 5N.

A amplitude de deslizamento adotada foi de 2 mm com velocidade de deslizamento de 3,14 cm/s a uma temperatura de  $22 \pm 3^\circ\text{C}$ . A atmosfera ambiente variou da ordem de 40-60% de umidade relativa, para criar um ambiente com umidade relativa entre 0 e 5% utilizou-se gás de nitrogênio. A variação de carga foi de 1N, 5N e 10N. Para limpeza dos substratos utilizou-se de álcool e acetona e ultra-som.

A referência utilizada para adotar as condições de ensaios foi obtida a partir da norma ASTM G133-95 (Linearly Reciprocating Boll-on-Flat Sliding Wear).

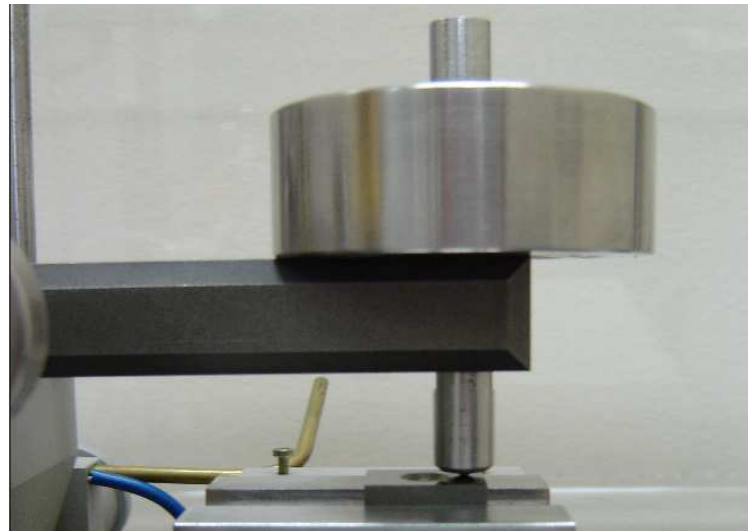


Figura 3.4 - Tribômetro Linear Recíproco. Vista lateral da interface do metal duro revestido em contato com esfera de 100Cr6.

Foi possível obter valores de coeficiente de atrito para o metal duro sem e com revestimentos de TiN, TiCN e TiAlN com diferentes parâmetros de carga, acabamento superficial e umidade relativa.

Os ensaios foram organizados com cargas de 1, 5 e 10N para o substrato de metal duro com e sem revestimentos, onde três ensaios para cada carga foram realizados para posterior cálculo da média dos coeficientes de atrito através do programa Oringin 6.0.

### 3.2.4 Testes de Indentação Rockwell C

Nos testes de indentação, uma trinca estável é introduzida mecanicamente na interface substrato/filme por meio de um penetrador convencional de dureza (indentadores Vickers ou Rockwell podem ser usados). A resistência à propagação da trinca ao longo da interface é, então, usada como medida de adesão e pode ser relacionada a parâmetros de resistência a fratura e de tensão pela analogia com a fratura de sólidos frágeis e homogêneos. Esta resistência é determinada pela combinação de resistência à fratura, da tensão residual e da distribuição de defeitos interfaciais. Neste teste supõe-se que a interface tem uma tenacidade menor que o filme ou o substrato, atuando como um “sitio” preferencial para a propagação lateral de trincas. Se o filme não falhar na interface, conclui-se que esta é, no mínimo, tão tenaz quanto o mais frágil entre o filme ou o substrato (Rickerby, 1991).

Indiferente ao sistema filme/substrato, a indentação gerada num teste padronizado de dureza provoca falhas na camada adjacente à impressão que podem ser comparadas às impressões em padrões de qualidade pré-definidos. Um exemplo disto é o teste de adesão Rockwell C, onde são feitas três impressões de dureza (força máxima aplicada 1471 N), num sistema com camada de espessura máxima de 5 $\mu$ m e com dureza mínima de 54 HRC. Posteriormente, com microscópio ótico (100x), as impressões HF1-HF4 são consideradas como padrões de adesão satisfatória e HF5 e HF6 representam uma adesão insatisfatória (HF é uma forma alemã abreviada para resistência a adesão). Este método é muito fácil de ser executado e especialmente vantajoso para o controle de qualidade na produção (Loffler, 1999; Heinke, 1995).



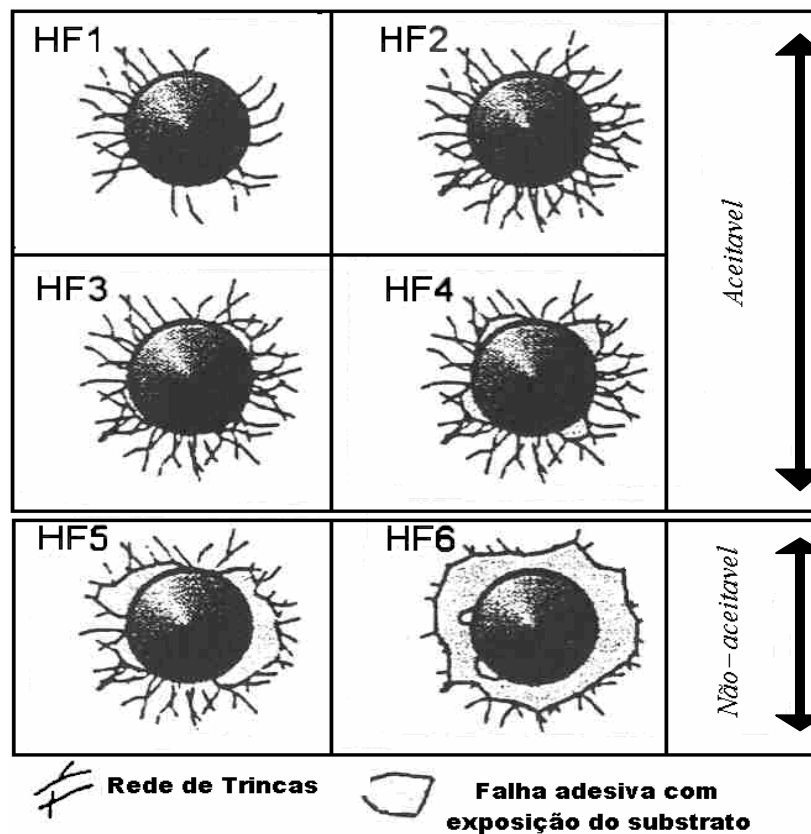


Figura 3.5 – Padrões de adesão HF (Heinke, 1995).

Os testes de indentação podem ser utilizados para a avaliação da adesão de maneira qualitativa. Foram realizadas impressões Rockwell C num durômetro Instron Wilson/Rockwell A643T. A carga utilizada foi de 150Kgf (1471N). Posteriormente, num microscópio ótico Olympus Bx 60, foram analisadas as impressões no modo do trincamento.

### 3.2.5 Microscopia Eletrônica

A avaliação da superfície foi analisada em um microscópio eletrônico varredura XL 30 da marca Philips, acoplado com detector de energia dispersiva de Raios-X (EDS) marca EDAX, e de elétrons retroespalhados.

### 3.2.6 Caloteste

Esta técnica é utilizada para medição de espessura de camadas finas. O ensaio é feito através da rotação / abrasão de uma esfera de diâmetro conhecido sobre uma superfície revestida, gerando uma calota com a seguinte aparência:

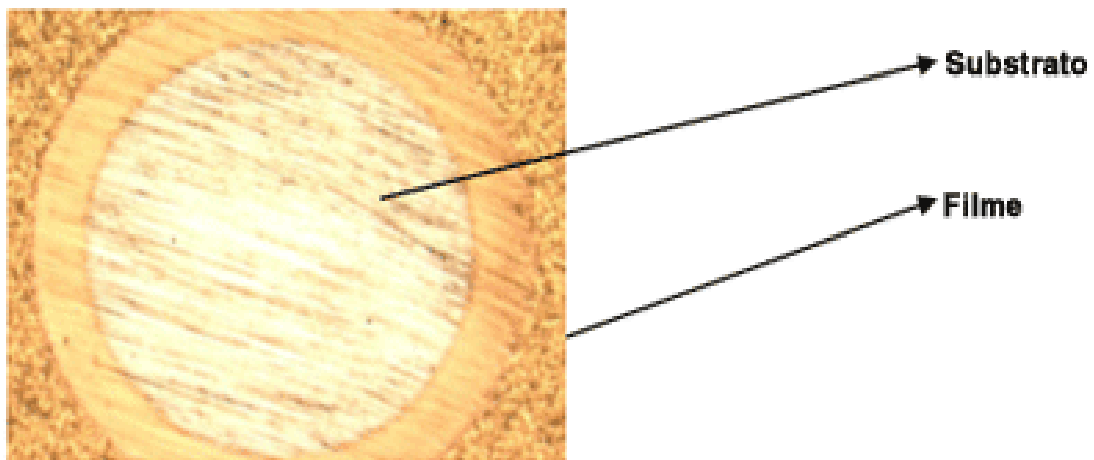


Figura 3.6 impressão gerada pelo caloteste na superfície de um filme, (Informativo da Brasimet).

A tabela 3.3 apresenta a espessura dos filmes utilizados nesta pesquisa, obtidas através do caloteste pela Balzers balinit do Brasil.

Tabela 3.3 Classe e espessura dos filmes depositados

Revestimento	Espessura ( $\mu\text{m}$ )	Acabamento
TiN	2,57	Microjateada
TiN	2,55	-
TiAlN	2,64	-

## Capítulo 4

# RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos e as discussões pertinentes a cada técnica apresentada anteriormente.

### 4.1 Análise de Rugosidade

Através do ensaio de rugosidade pode-se verificar a variação da rugosidade nos processos usinagem, microjateamento e aplicação dos revestimentos. Para o caso das ferramentas de metal duro, sem aplicação de revestimentos sua rugosidade ( $R_a$ ) média ficou em torno de 35nm conforme mostrado na tabela 4.1. Com a aplicação de revestimento de TiN, sua rugosidade teve um pequeno aumento girando em torno de 0,038 $\mu$ m. No caso dos substratos microjateados, recobertos com revestimento de TiN, a rugosidade aumentou significativamente em relação ao substrato sem microjateamento recoberto, ficando em torno de 0,139 $\mu$ m, apresentados na tabela 4.1.

Já com relação aos parâmetros de rugosidade  $R_y$ ,  $R_q$ ,  $R_z$  e  $R_p$ , podem-se perceber um comportamento similar à rugosidade média  $R_a$ .

Tabela 4.1 – Apresenta valores médios de rugosidades com diferentes parâmetros.

Valores médios	Ra ( $\mu\text{m}$ ) <sub>1</sub>	Ry ( $\mu\text{m}$ ) <sub>2</sub>	Rq ( $\mu\text{m}$ ) <sub>3</sub>	Rz ( $\mu\text{m}$ ) <sub>4</sub>	Rp ( $\mu\text{m}$ ) <sub>5</sub>
Metal duro sem revestimento.	0,035 Sd 0,0025	0,299 Sd 0,013	0,044 Sd 0,00258	0,205 Sd 0,00376	0,143 Sd 0,008
Substrato de metal duro revestido com TiN	0,0377 Sd 0,002	0,664 Sd 0,071	0,055 Sd 0,0026	0,325 Sd 0,0276	0,457 Sd 0,077
Substrato de Metal duro microjateado revestido com TiN	0,139 Sd 0,006	1,302 Sd 0,51	0,174 Sd 0,01	0,708 Sd 0,052	0,605 Sd 0,393

Onde: (1) - Desvio médio aritmético de rugosidade ou valor médio de rugosidade.

(2) - Distância entre o pico mais alto e o vale mais profundo dentro do percurso de medição.

(3) - Desvio médio quadrático de rugosidade, valor médio quadrático das ordenadas “y” do perfil de rugosidade dentro do percurso de medição, tomando como referência a linha média.

(4) – Profundidade média de rugosidade é a média aritmética das profundidades isoladas de rugosidade, ou seja, é a média entre as rugosidades máximas e mínimas dentro do comprimento de amostragem.

(5) – Profundidade máxima individual de rugosidade é a maior das profundidades isoladas de rugosidade.

## 4.2 Microdureza

Os ensaios de microdureza revelam o aumento de dureza que a aplicação dos revestimentos proporciona ao substrato de metal duro, revestidos com filmes de TiN, TiCN e TiAlN.

Nos substratos de metal duro usinado, a microdureza ficou em torno de 1500HV, já com revestimento de TiN, a microdureza ficou em torno de 2550HV. Nos filmes de TiAlN a microdureza média foi de 2850HV. O revestimento que apresentou a maior dureza foi o TiCN com média de 2900HV, como mostra a figura 4.1.



Figura 4.1 - Apresenta as medidas de microdureza Vickers do substrato de metal duro e dos substratos com revestimentos.

### 4.3 Ensaio Tribológicos

Foram realizados ensaios para determinação do coeficiente de atrito, para verificar o comportamento tribológico do substrato e dos substratos com filmes, com relação à influência da umidade, rugosidade, carga aplicada.

#### 4.3.1 Influência da carga no coeficiente de atrito

A figura 4.2 mostra o comportamento do  $\mu$  no metal duro como uma função da carga aplicada. Observa-se um comportamento distinto para o coeficiente de atrito com cargas de (1, 5 e 10N), um coeficiente de atrito menor para cargas de 5N e 10N, comparados com carga de 1N. A dependência do coeficiente de atrito com a distância de deslizamento nas amostras de metal duro, pode ser justificado pela dificuldade de deformação plástica e elástica das asperezas para cargas menores. Uma maior dificuldade de cisalhamento entre as superfícies oponentes e a ação dos resíduos de desgaste na interface, em que os regimes dependem das cargas aplicadas. Em cargas mais baixa um maior coeficiente de atrito, reflete em um deslocamento mais difícil de restos de desgaste (debris) fora da trilha de desgaste ou superfície mais áspera da trilha de desgaste (**Lackner, 2004**).

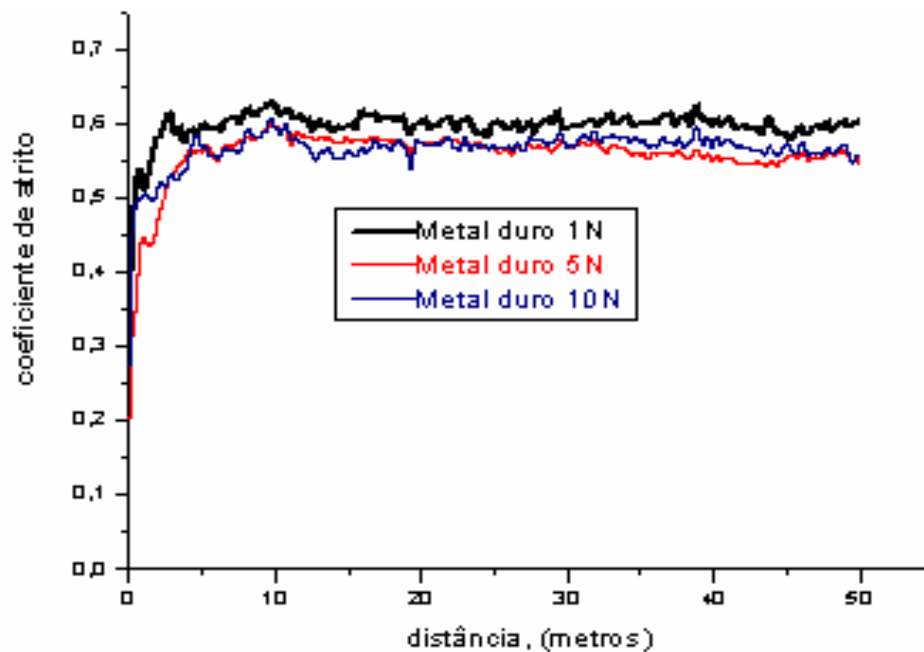


Figura 4.2 – Apresenta o comportamento do coeficiente de atrito para amostra de metal duro com aplicação de carga de 1, 5 e 10N com rugosidade Ra de  $0,035\mu\text{m}$ .

As figuras 4.3 e 4.4 mostra o comportamento do  $\mu$  das amostras de metal duro recoberta com TiN e metal duro microjateado recoberto com TiN. Apresenta um comportamento similar à figura 4.2, com uma maior diferença nos valores do coeficiente de atrito que pode ser justificado pela dificuldade de deformação plástica e elástica para cargas menores, isso significa que com a aplicação de filmes o coeficiente de atrito difere mais que no substrato de metal duro. A figura 4.3 apresenta uma curva do coeficiente de atrito mais estável que a figura 4.4, podendo ser relacionado à diferença de rugosidade devido ao microjateamento do substrato de metal duro que proporciona um aumento na rugosidade e uma maior instabilidade na curva do coeficiente de atrito, significando que a rugosidade tem influência direta no coeficiente de atrito.

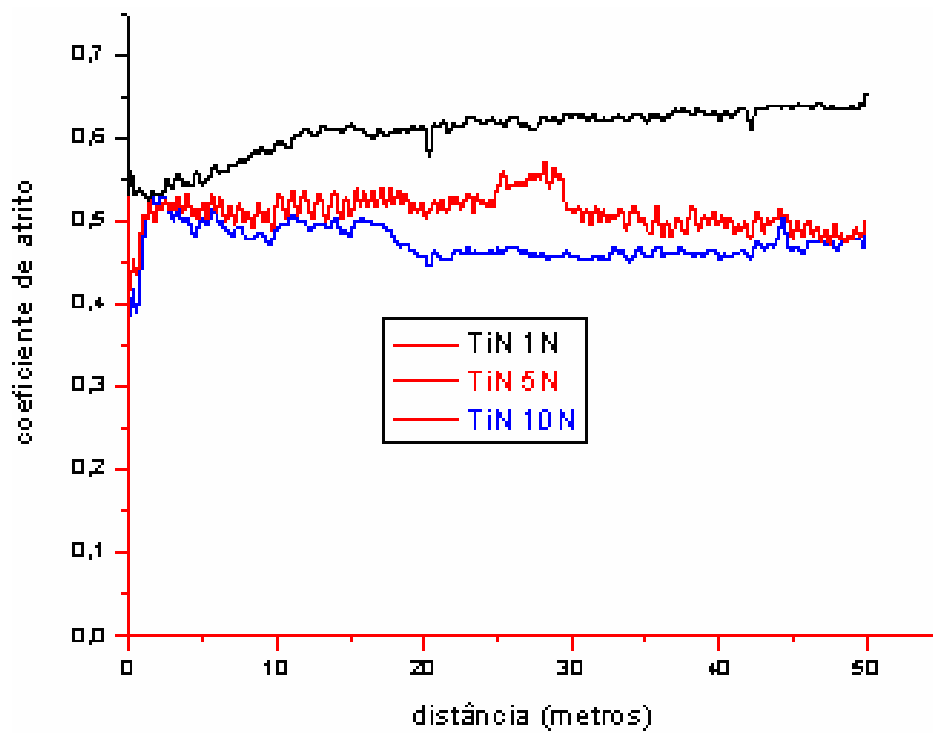


Figura 4.3 – Apresenta o comportamento do coeficiente de atrito para amostra de metal duro revestido com filme de TiN com aplicação de carga de 1, 5 e 10 N com rugosidade Ra de  $0,038\mu\text{m}$ .



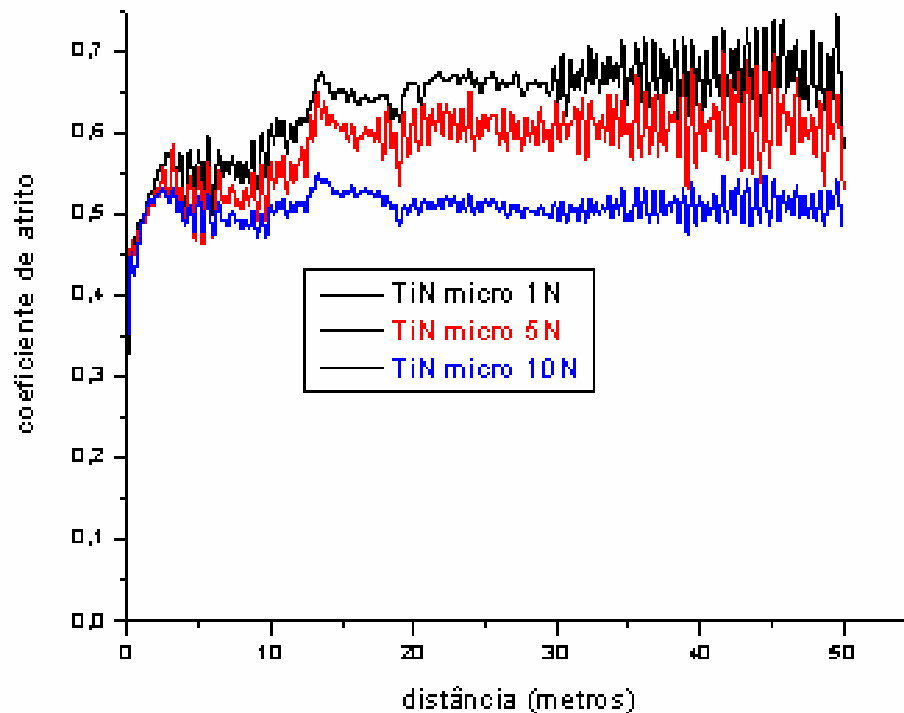


Figura 4.4 – Apresenta o comportamento do coeficiente de atrito para amostra de metal duro microjateado revestido com filme de TiN, com aplicação de carga de 1, 5 e 10N com rugosidade Ra de 0,139 $\mu$ m.

A figura 4.5 A, B e C, mostra o comportamento do  $\mu$  nas amostras de metal duro e metal duro microjateado revestidos com TiN. Observa-se um comportamento diferente na curva do coeficiente de atrito, devido ao efeito da operação de microjateamento no substrato de metal duro. O coeficiente de atrito quando comparado com a amostra sem microjateamento com revestimento de TiN. O aumento do coeficiente de atrito pode ser justificado pelo aumento da rugosidade que a operação de microjateamento produz na superfície do substrato de metal duro. A operação de microjateamento produz um aumento da rugosidade Ra de 0,038 $\mu$ m para 0,139 $\mu$ m, após a deposição de filmes de TiN mostrados na tabela 4.1.

Um aumento de rugosidade aumenta a área de contato entre as superfícies em deslizamento tem influência direta no aumento do coeficiente de atrito.

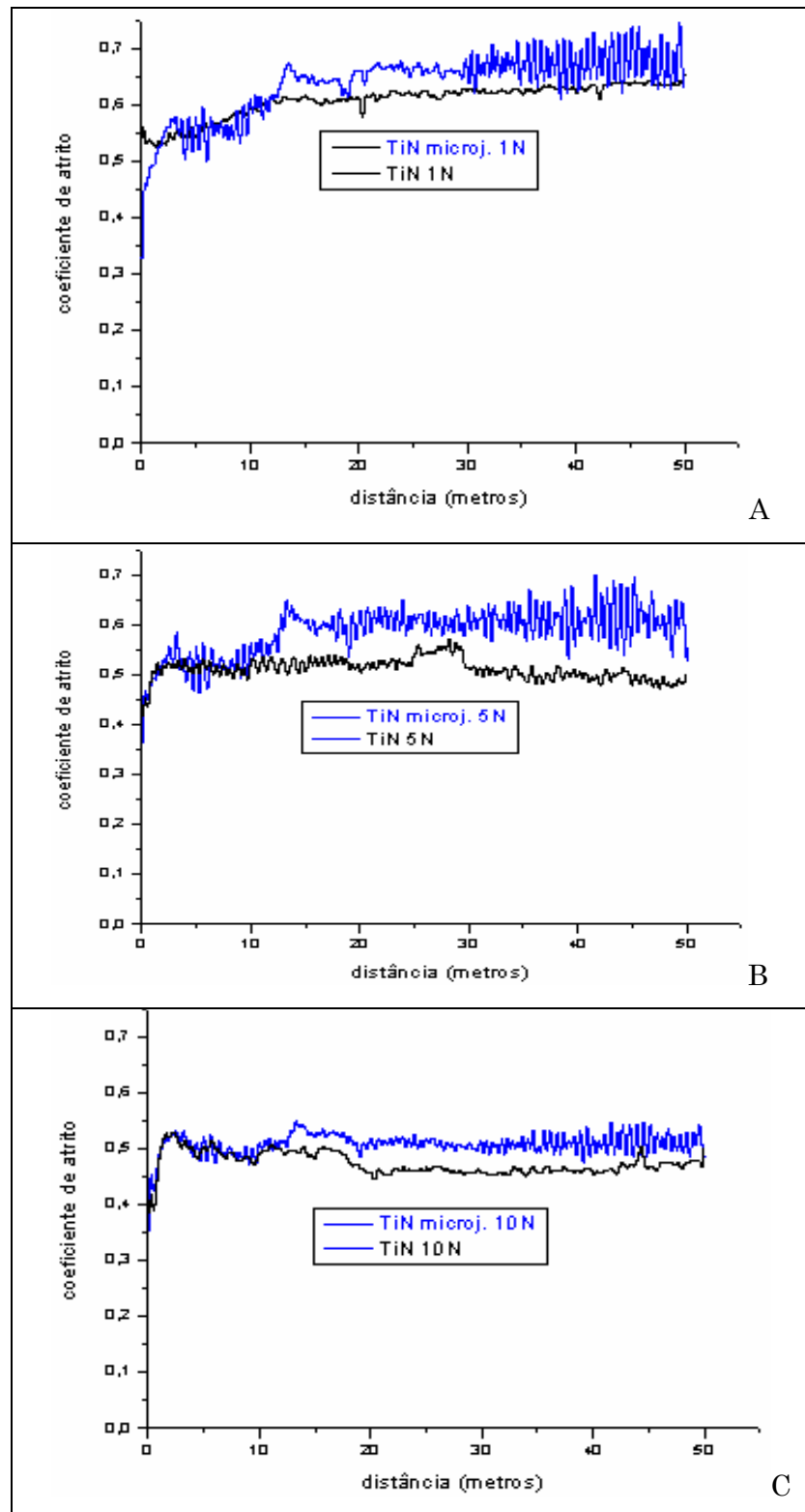


Figura 4.5 – Apresenta as curvas do coeficiente de atrito em função da distância influenciada pela rugosidade com diferentes cargas, figura 4.5 A carga de 1N, figura 4.5 B carga de 5N e figura 4.5 C carga de 10N.

### 4.3.2 Influência da Umidade no Coeficiente de Atrito

A figura 4.6 mostra o comportamento do  $\mu$  nas amostras de metal duro sem revestimento, com diferentes parâmetros de umidade durante o ensaio no tribômetro. O coeficiente de atrito variou significativamente com a redução da umidade relativa. Com a umidade entre 40 e 60% o coeficiente de atrito situou-se na ordem de 0,6, já com umidade relativa entre 0 e 5% o coeficiente de atrito situou-se na ordem de 0,35. O aumento do coeficiente de atrito devido à umidade pode ser justificado pela interação triboquímica entre a esfera de aço, substrato de metal duro e a umidade relativa. A interação triboquímica acarreta um aumento da rugosidade, possivelmente em função pela dissolução do cobalto na água que gera um aumento de rugosidade, conseqüentemente um aumento da área de contato entre a esfera de aço e o substrato de metal duro.

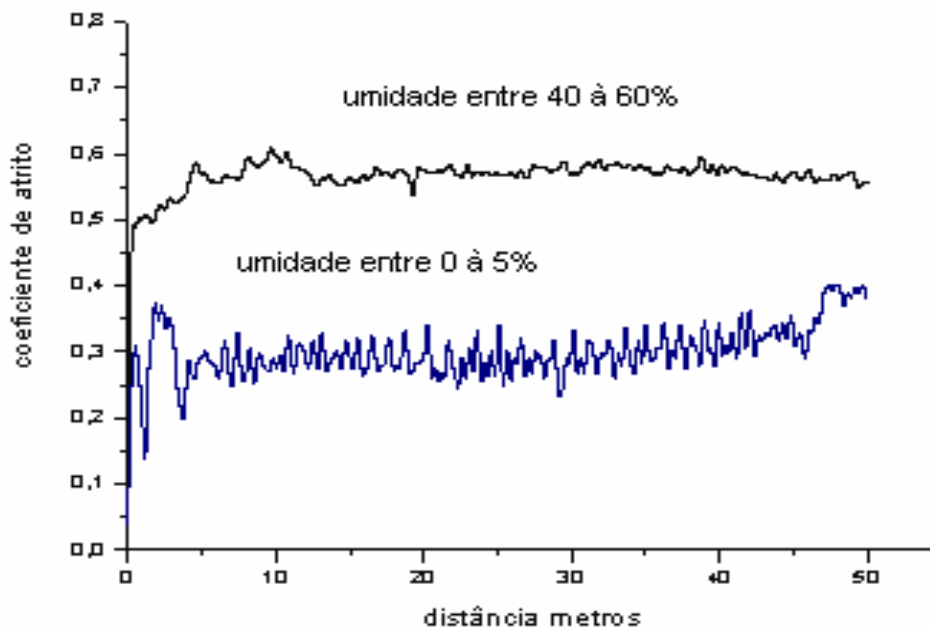


Figura 4.6 – Apresenta a influência da umidade no coeficiente de atrito no metal duro sem revestimento- carga aplicada de 10 N.

Já com relação às amostras revestidas com TiN, não há uma interação triboquímica com o Co, devido isolamento que o revestimentos proporcionam. Ensaio a seco e com umidade relativa, possuem valores de coeficiente de atrito próximos, como mostra a Figura 4.7 nos ensaios a seco há uma maior instabilidade na curva do coeficiente de atrito.

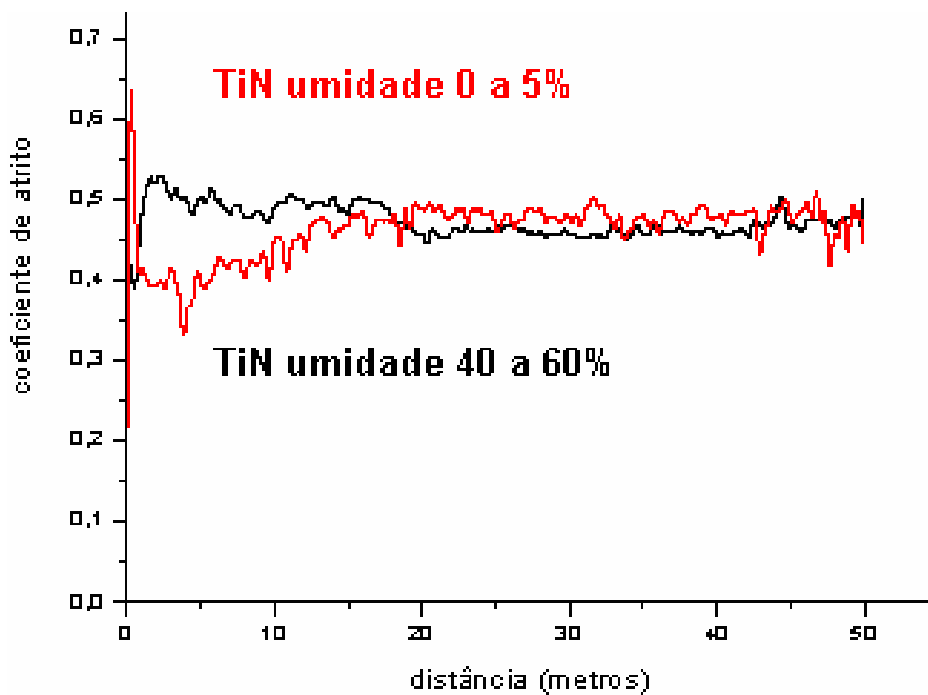


Figura 4.7 Influência da umidade no coeficiente de atrito no substrato de metal duro recoberto com TiN com carga de 10N rugosidade Ra 0,038 $\mu$ m.

A Figura 4.8 apresenta o resultado dos ensaios com variação da umidade para amostras microjateadas revestidas com TiN. Observa-se que o resultado é semelhante ao apresentado na figura 4.7, entretanto observa-se uma maior instabilidade das curvas.

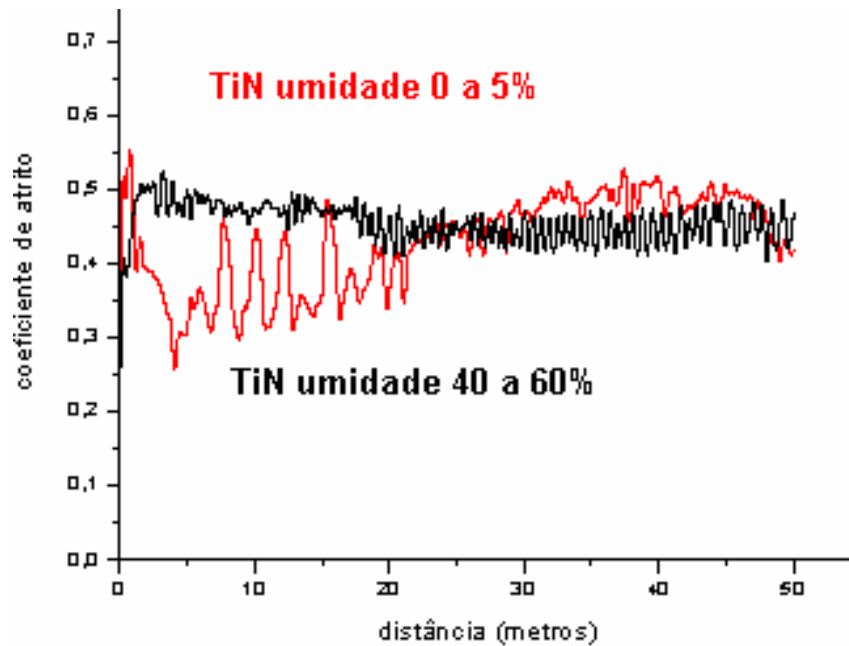


Figura 4.8 Influência da umidade no coeficiente de atrito nos filmes de TiN depositados sobre substrato microjateado com carga de 10N rugosidade Ra 0,139 $\mu$ m.

### 4.3.3 Influência do revestimento no comportamento do $\mu$

A Figura 4.9 mostra o comportamento do coeficiente de atrito das amostras de metal duro sem revestimento e revestidas com TiN e TiAlN. Os revestimentos TiN e TiAlN diminuem o coeficiente de atrito. O aumento da dureza proporciona o aumento da resistência ao desgaste de deslizamento (sliding wear), evitando a formação de debris. A dureza do metal duro sem revestimento é da ordem de 1500 HV. A deposição de TiN eleva a dureza para 2550 HV, enquanto a deposição de TiAlN produz um aumento ainda maior, em torno de 2850 HV, tabela 4.1. Cabe mencionar que a deposição do revestimento eleva a rugosidade do substrato, no entanto, o aumento da dureza desempenha um papel fundamental na diminuição do coeficiente de atrito.

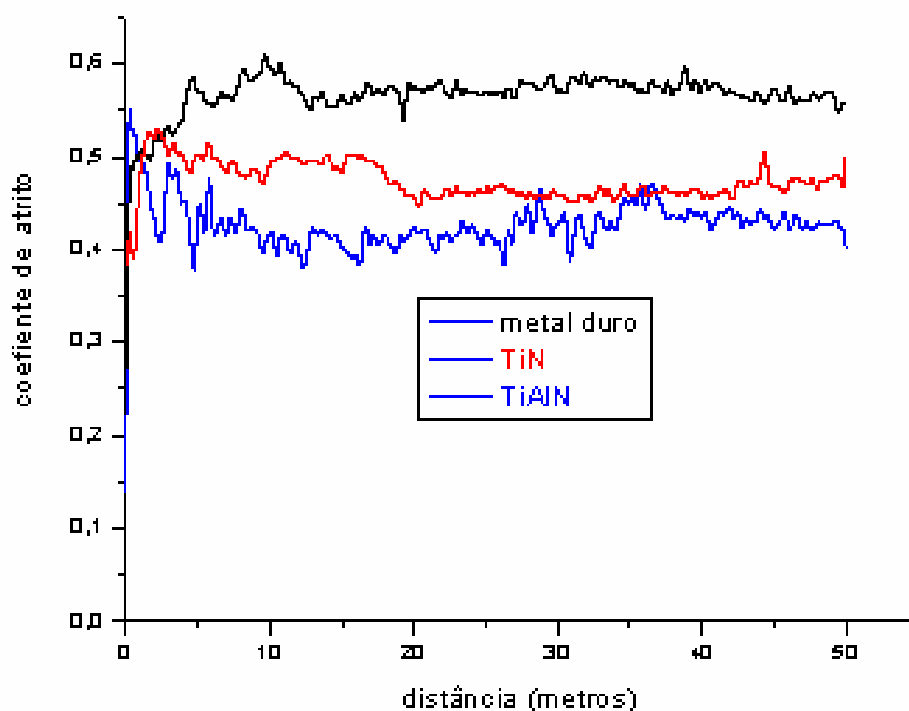
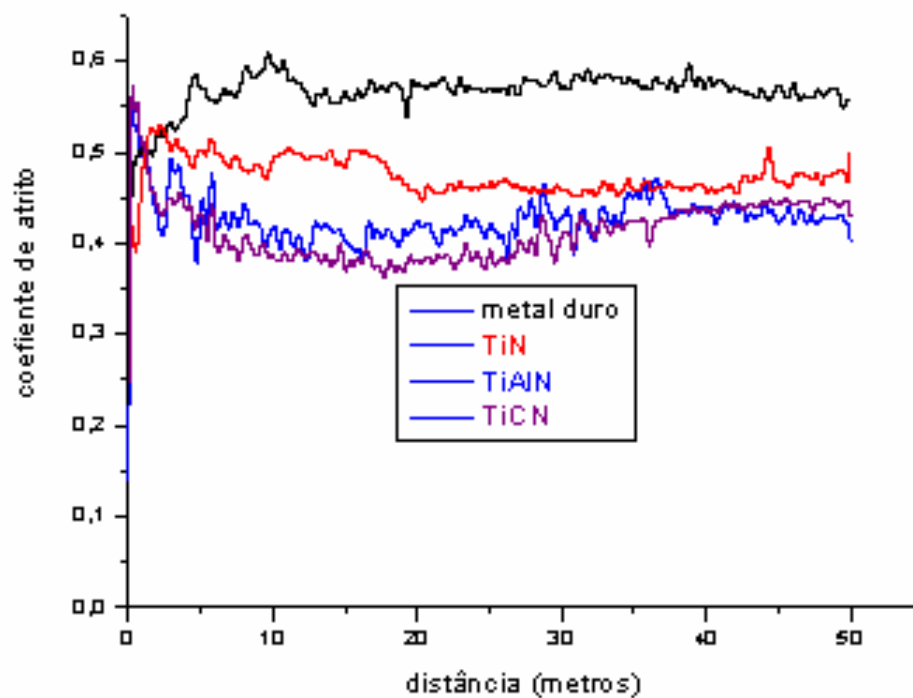


Figura 4.9 Apresenta o coeficiente de atrito para substrato de metal duro sem revestimento e revestido com TiN e TiAlN com rugosidade Ra abaixo de 0,05 $\mu$ m.

A evolução do coeficiente de atrito mostrado na figura 4.10 apresenta substrato de metal duro sem revestimento Ra 0.035 $\mu$ m e com revestimento de TiN Ra 0,038 $\mu$ m, TiAlN Ra 0,045 $\mu$ m e TiCN Ra 0.121 $\mu$ m, o substrato de metal duro com revestimento de TiCN apresenta uma maior rugosidade com um menor coeficiente de atrito devido a sua elevada dureza que compensa uma maior rugosidade.



A figura 4.10 Apresenta a evolução do coeficiente de atrito em substrato de metal duro sem revestimento e com revestimento de TiN, TiAlN e TiCN.

#### 4.3.4 Ensaios de Desgaste dos Filmes

Os ensaios de longa duração foram realizados com uma amplitude de deslizamento de 2 mm, velocidade de deslizamento de 3,14 cm/s a uma temperatura de  $22 \pm 3^\circ\text{C}$ . A atmosfera ambiente variou da ordem de 40-60% de umidade relativa, esfera de aço 100Cr6. A carga utilizada foi de 10N com uma distância de deslizamento de 1000m, totalizando um tempo de 13h43min41seg.

A figura 4.11 apresenta a evolução do coeficiente de atrito no substrato de metal duro sem revestimento, como se pode perceber nos primeiros 50 metros o coeficiente de atrito tem uma pequena queda. Após uma distância percorrida de 400 metros há uma grande transferência de material entre a esfera e o substrato ocasionando um aumento no coeficiente de atrito devido ao desgaste da esfera e do substrato como pode ser observada na figura 4.12. A Figura 4.12 apresenta trilha de desgaste do substrato de metal duro. A Figura 4.13 apresenta o desgaste da esfera de aço 100Cr6.

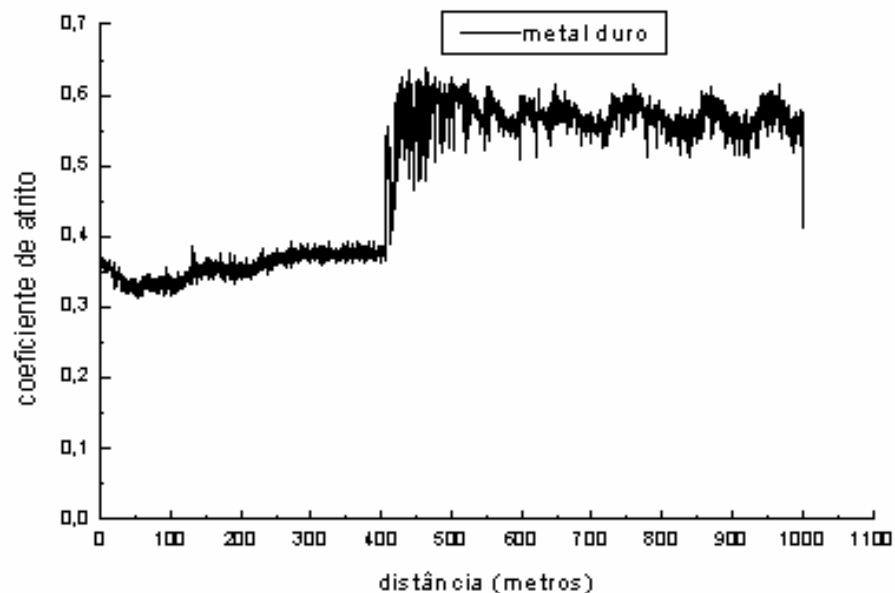


Figura 4.11 Apresenta a evolução do coeficiente de atrito no substrato de metal duro.



A figura 4.12 apresenta a trilha de desgaste do metal duro sem revestimento, o contato entre a esfera e o substrato provoca mudança no relevo do substrato, apresentando desgaste na superfície do substrato e da esfera mostrados nas figuras 4.12 e 4.13, o que provoca aumento no coeficiente de atrito.

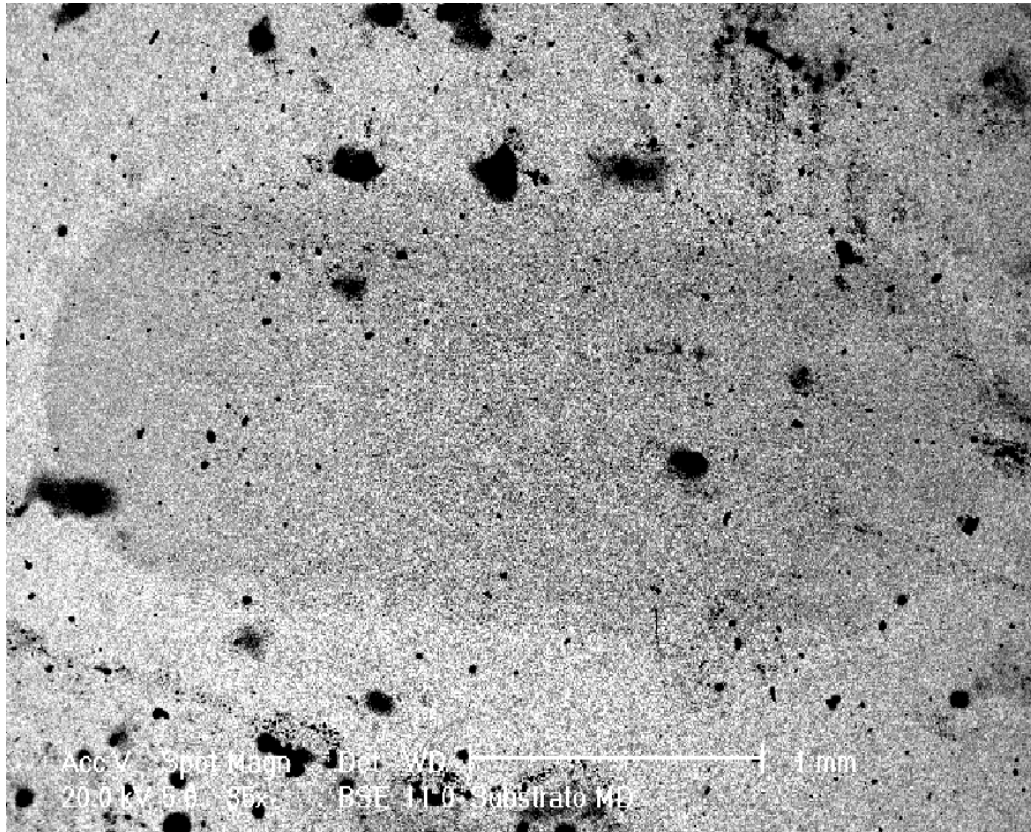


Figura 4.12 Apresenta trilha de desgaste metal duro sem revestimento. Imagem obtida em microscópio eletrônico de varredura em baixo vácuo e elétrons retroespalhados.

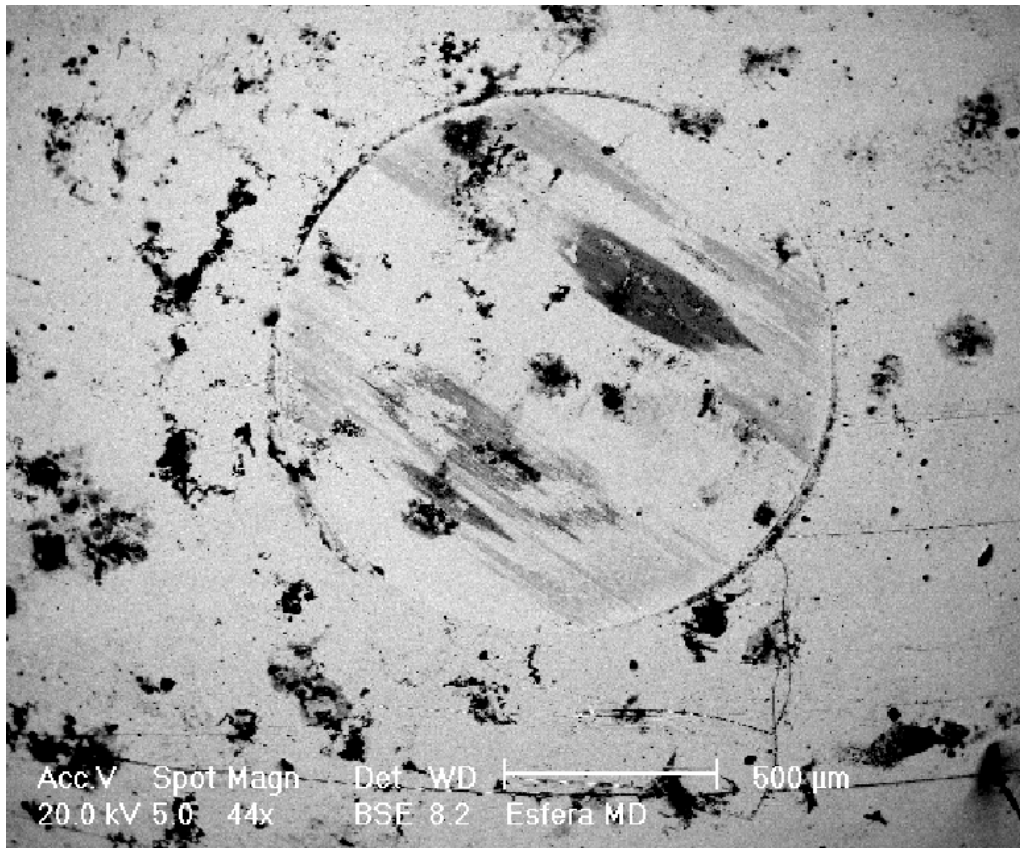


Figura 4.13 – Aspecto da esfera de aço 100Cr6, com desgaste, após ensaio contra substrato de metal duro.

A figura 4.14 mostra a evolução do coeficiente de atrito do filme de TiN depositado sobre substrato de metal duro, observa-se que com a distância percorrida nos intervalo de 0 à 200m a uma estabilidade no coeficiente de atrito, após os 200m uma instabilidade no coeficiente de atrito que vai a 500m, o que significa que neste intervalo de distância começou o remoção da camada de revestimento. Após este intervalo há uma estabilidade com o coeficiente de atrito, com valor superior ao início do teste, em torno de 0,58, quando o filme foi totalmente removido como mostra na figura 4.15.

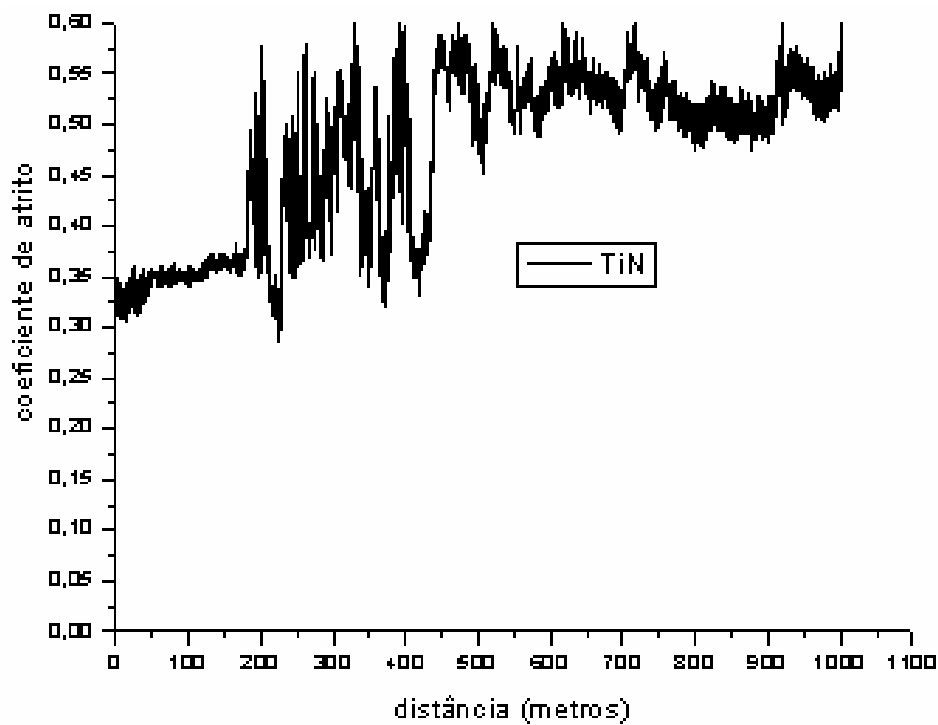


Figura 4.14 ilustra a evolução do coeficiente de atrito no substrato de metal duro revestido com TiN em função da distância percorrida, durante o ensaio no tribômetro.

A figura 4.15 mostra a trilha de desgaste do substrato de metal duro revestido com filme de TiN, após uma distância de deslizamento de 1000m, como pode ser observado na trilha de desgaste, o filme foi completamente removido, devido a interação entre esfera de 100Cr6 e substrato revestido responsável pelo aumento do coeficiente de atrito e instabilidade na curva mostrado na figura 4.14.

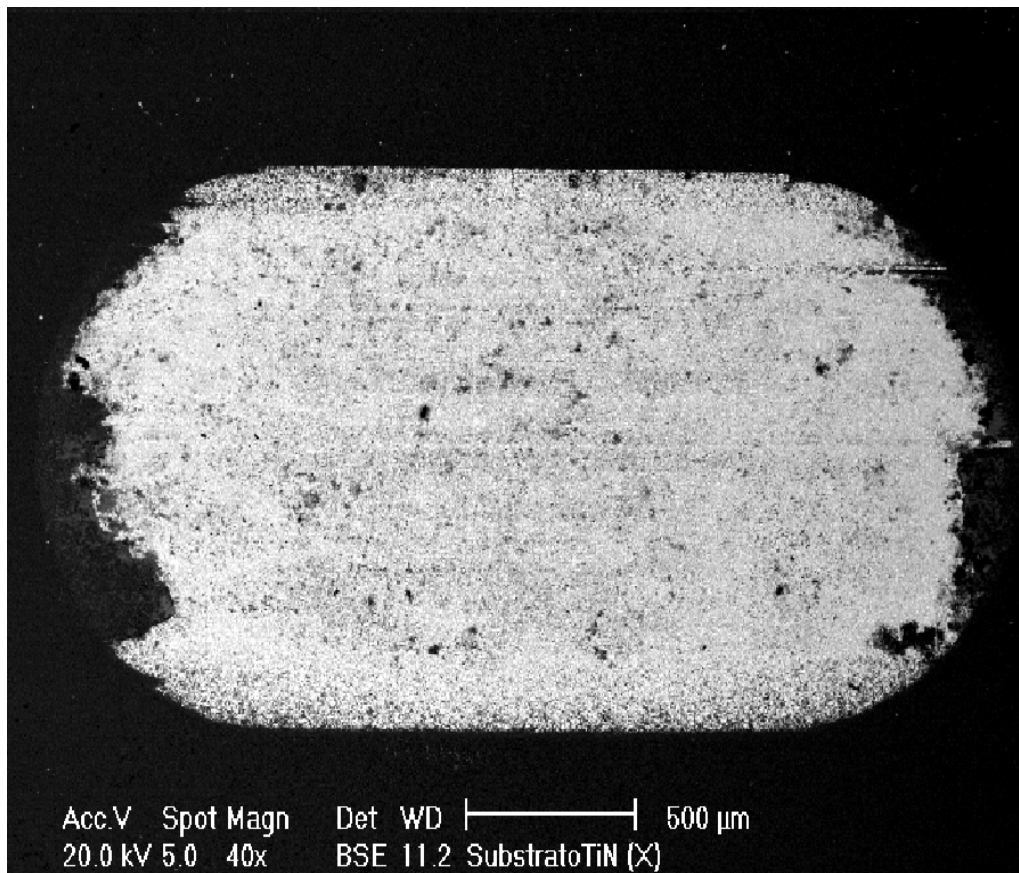


Figura 4.15 Aspecto da trilha de desgaste da amostra de metal duro revestida com TiN.

Na figura 4.16 apresenta imagem obtida por MEV do substrato de metal duro usinado após o ensaio de 1000 metros com o filme de TiN totalmente removido, apresentando a estrutura do substrato de metal duro com algumas manchas escuras.

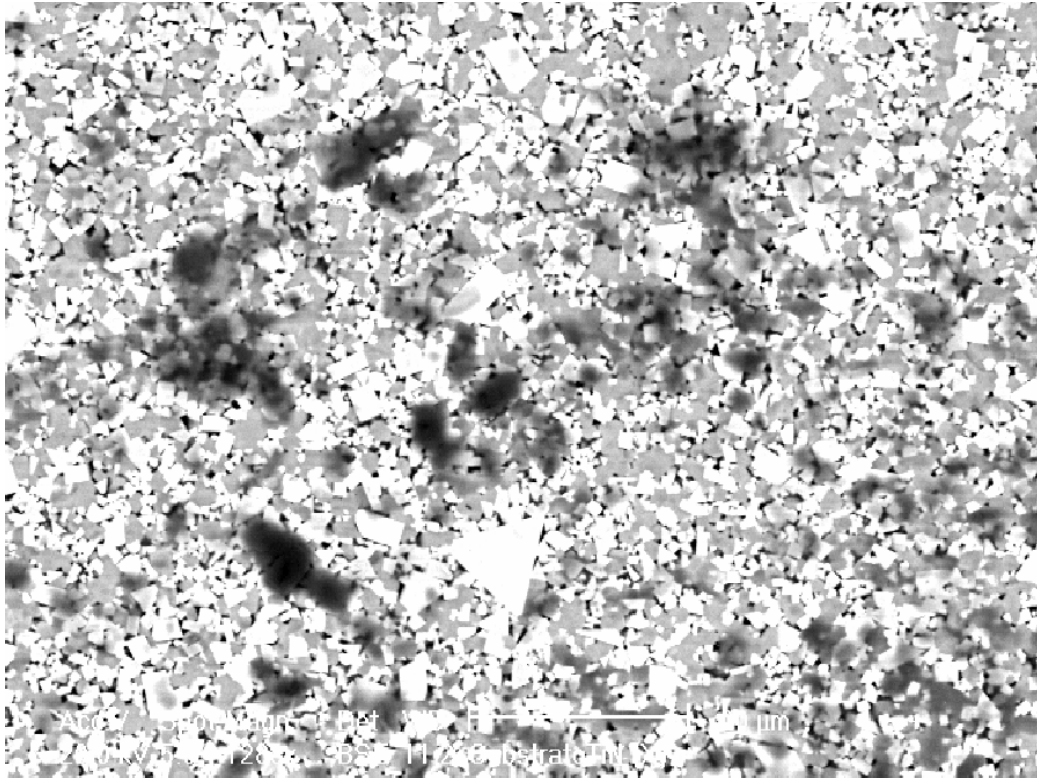


Figura 4.16 Aspecto do substrato de metal duro após o ensaio de 1000 metros com o filme de TiN totalmente removido.

A figura 4.17 mostra a evolução do coeficiente de atrito de filme de TiN depositado sobre substrato de metal duro microjateado, com a distância percorrida. Pode se observar na Figura 4.17 um crescimento gradativo do coeficiente de atrito até 400 metros, que pode ser justificado pela acomodação das cargas e desgaste do filme, após há um aumento significativo na curva do coeficiente de atrito, o que indica o início da remoção do filme, e após um maior coeficiente de atrito entre 500 e 800m onde provavelmente ocorreu a remoção do revestimento. A Figura 4.18 mostra a trilha de desgaste do revestimento completamente removido.

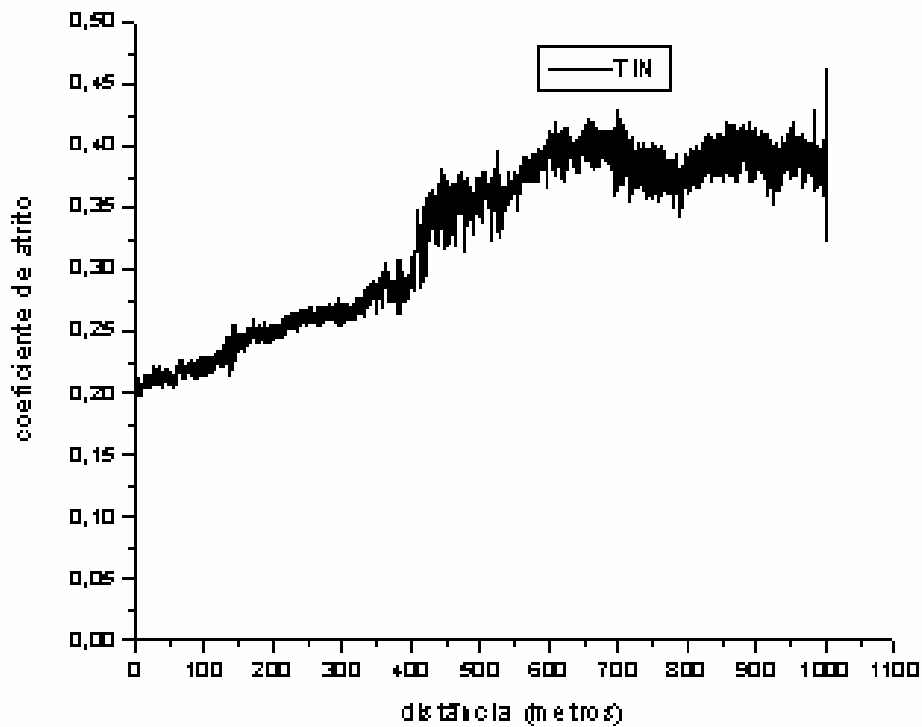


Figura 4.17 mostra a evolução do coeficiente de atrito do filme de TiN com substrato microjateado em função da distância percorrida, durante o ensaio no tribômetro.

A figura 4.18 mostra a trilha de desgaste do substrato de metal duro microjateado e recoberto com filme de TiN, após uma distância de deslizamento de 1000m, como pode ser observado na trilha de desgaste, o filme foi completamente removido, devido a interação entre esfera de 100Cr6 e substrato responsável pelo aumento no coeficiente de atrito.

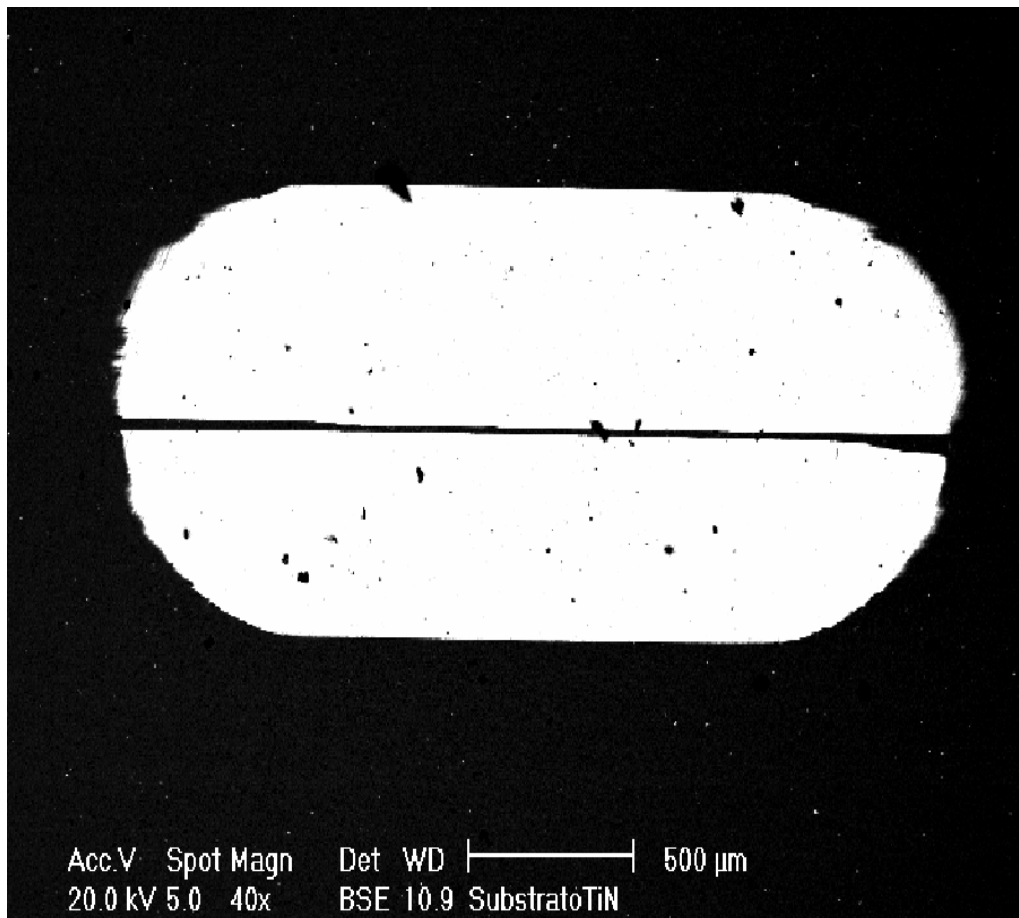


Figura 4.18 mostra a trilha de desgaste do substrato de metal duro microjateado com filme de TiN.

Na figura 4.19 apresenta imagem obtida por MEV do substrato de metal duro microjateado, após o ensaio de 1000 metros com o filme de TiN totalmente removido, apresentando a estrutura do substrato de metal duro.

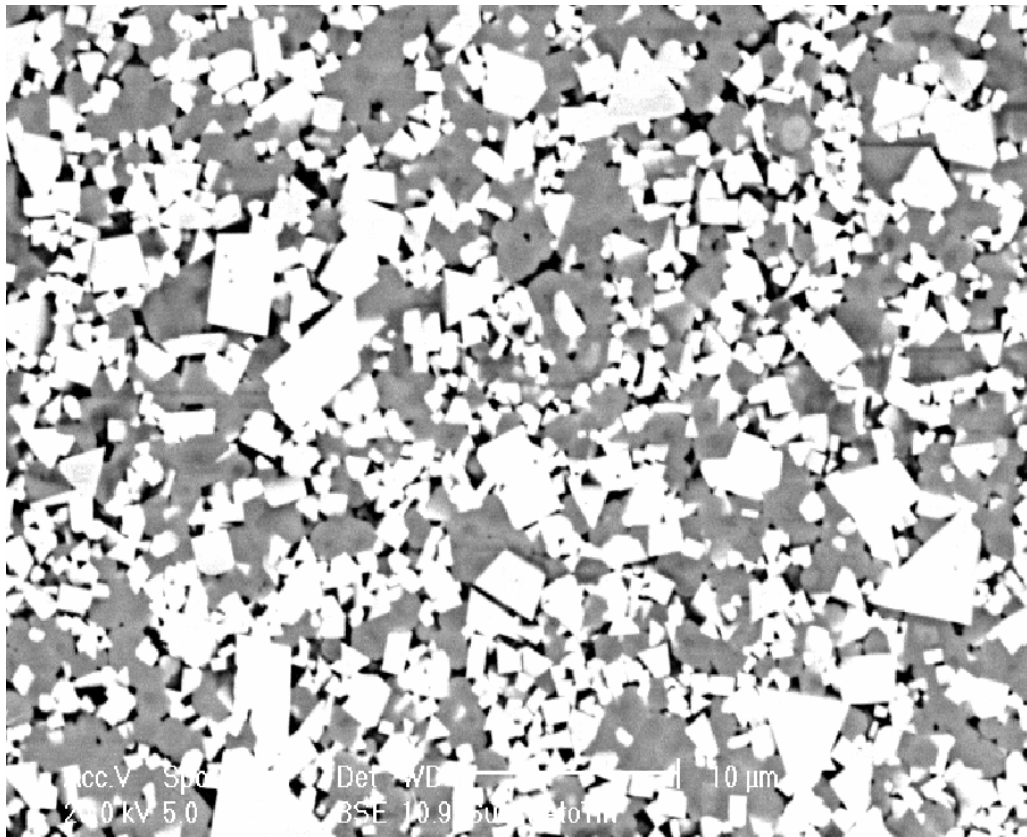


Figura 4.19 - Aspecto do substrato de metal duro microjateado após o ensaio de 1000 metros com o filme de TiN totalmente removido.

A figura 4.20 apresenta EDS do substrato de metal duro microjateado recoberto com filme de TiN, após o ensaio de 1000 metros, no qual o filme foi removido, como mostrado os espectros com pequena quantidade de Ti. A maior parte dos elementos encontrados na superfície é pertencente ao material do blank usado para produzir as amostras de metal duro.



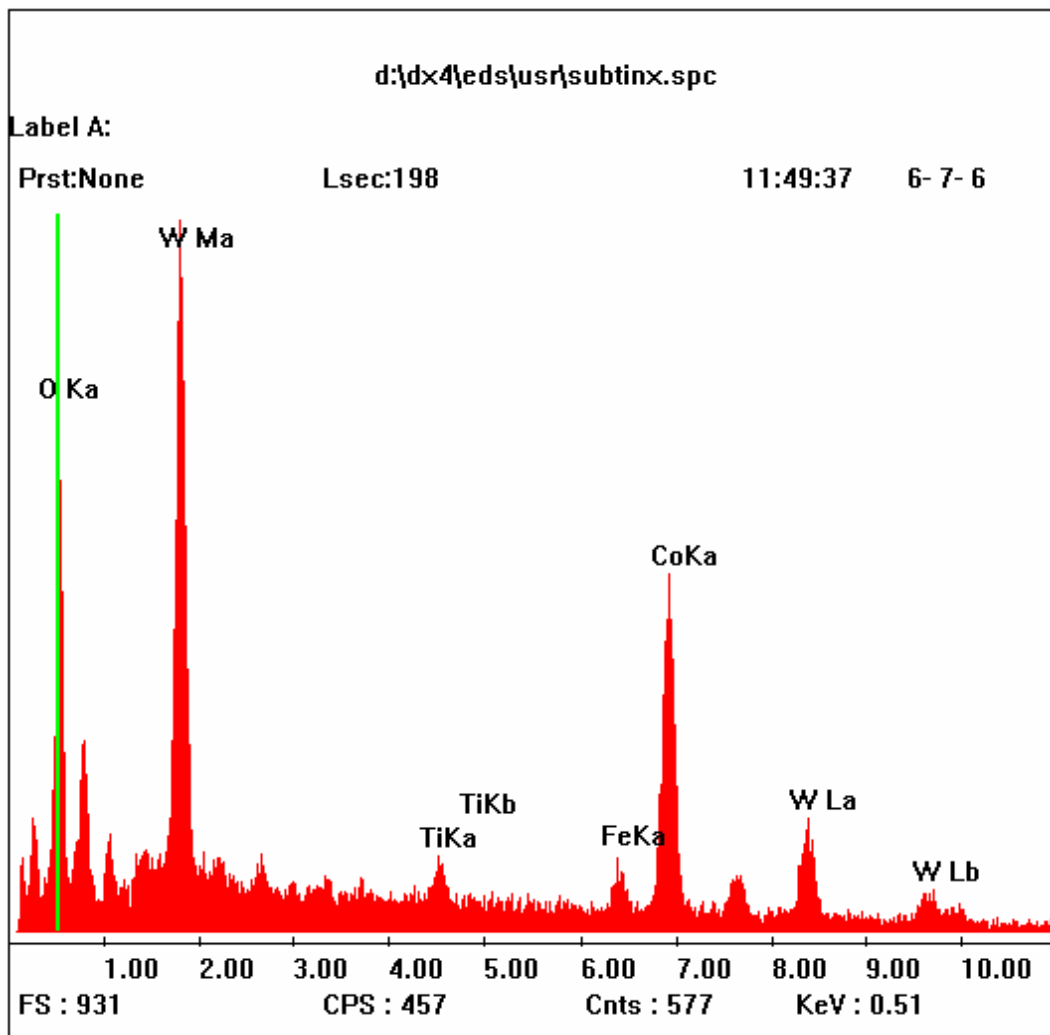


Figura 4.20 – EDS do substrato de metal duro após o ensaio de 1000m, com o filme de TiN removido.

A figura 4.21 mostra a evolução do coeficiente de atrito do substrato de metal duro recoberto com filme de TiAlN, com uma distância percorrida de 1000 metros, como pode-se perceber, após uma distância de 300 metros tem-se início a remoção do filme com transferência de material entre as contrapartes, aumentando o coeficiente de atrito e provocando uma maior instabilidade na curva, o filme de TiAlN não foi completamente removido, como mostra a figura 4.22. O EDS na figura 4.23 apresenta a presença de Ti do filme e W do substrato de metal duro.

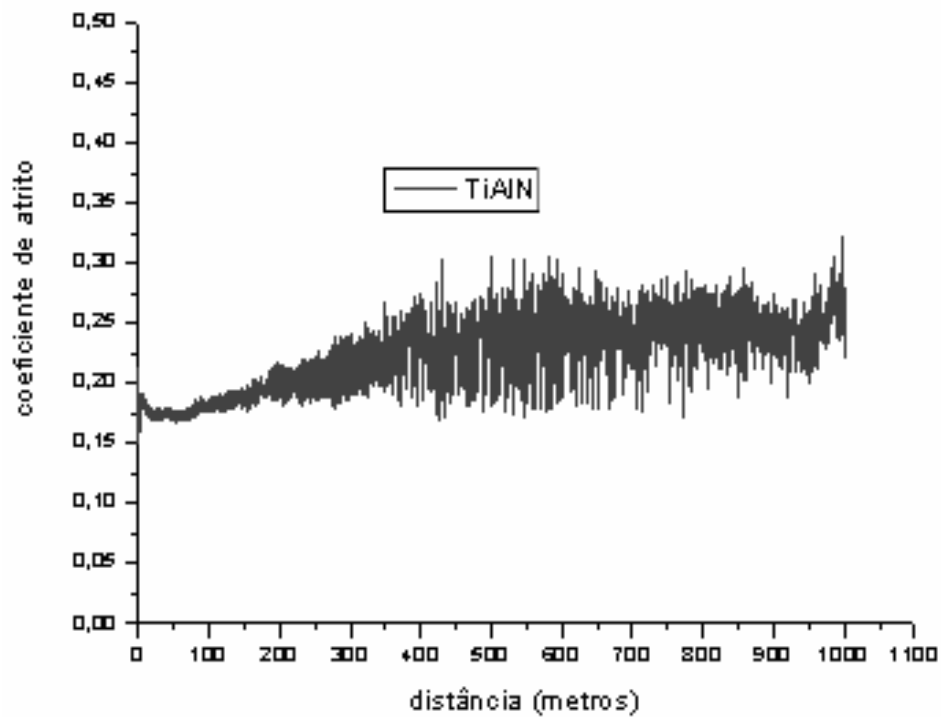


Figura 4.21 Mostra evolução do coeficiente de atrito nos filmes de TiAlN depositados sobre substrato em função da distância.

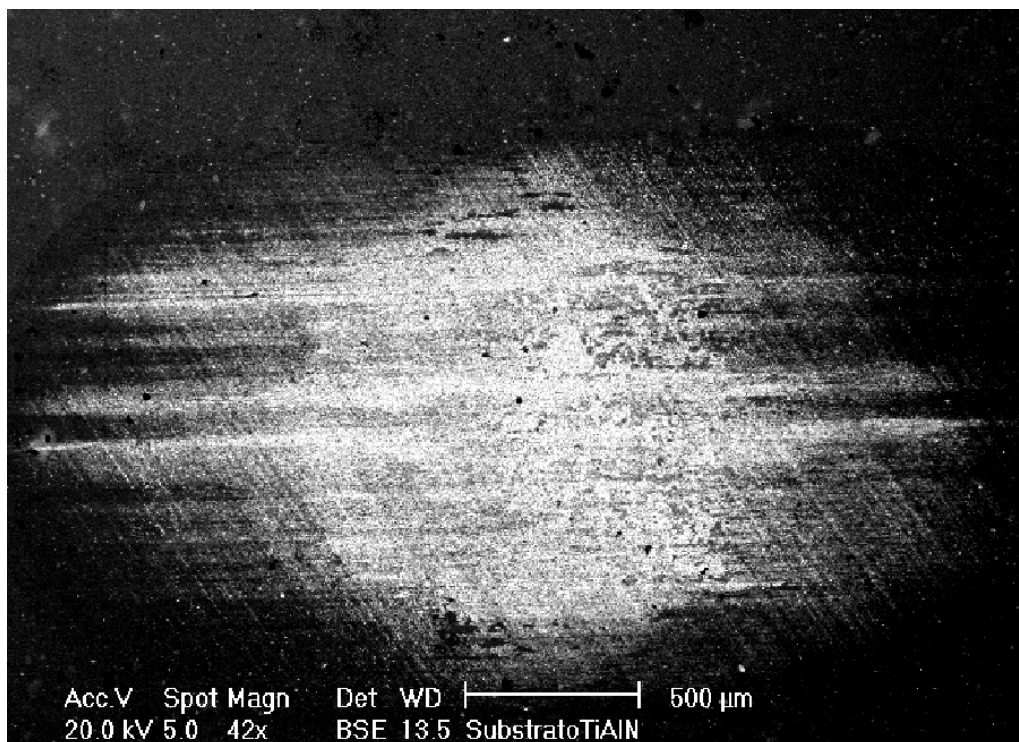


Figura 4.22 mostra a trilha de desgaste do substrato de metal duro com filme TiAlN .

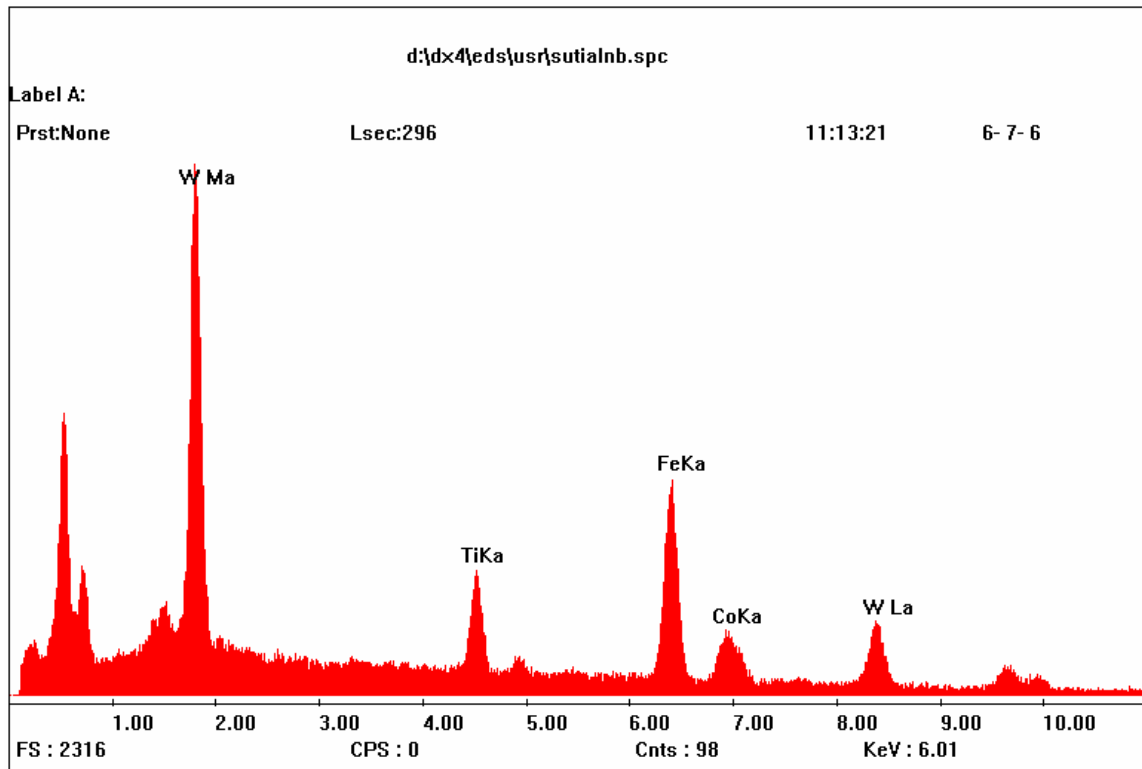


Figura 4.23 – EDS do substrato de metal duro recoberto com filme de TiAlN após ensaio de 1000m.

A figuras 4.24 apresenta o desgaste da esfera de metal duro utilizada no ensaio contra o substrato de metal duro recoberto com TiAlN e a figura 4.25 o EDS da parte desgastada da esfera.

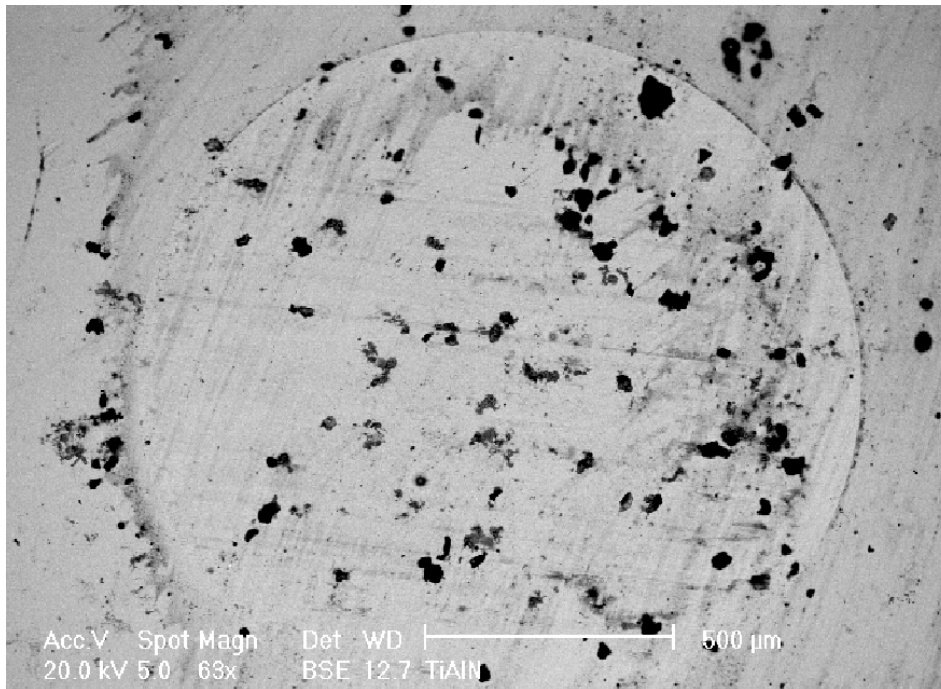


Figura 4.24 mostra esfera de aço 100Cr6, com desgaste, após ensaio contra substrato de metal duro recoberto com filme de TiAlN.

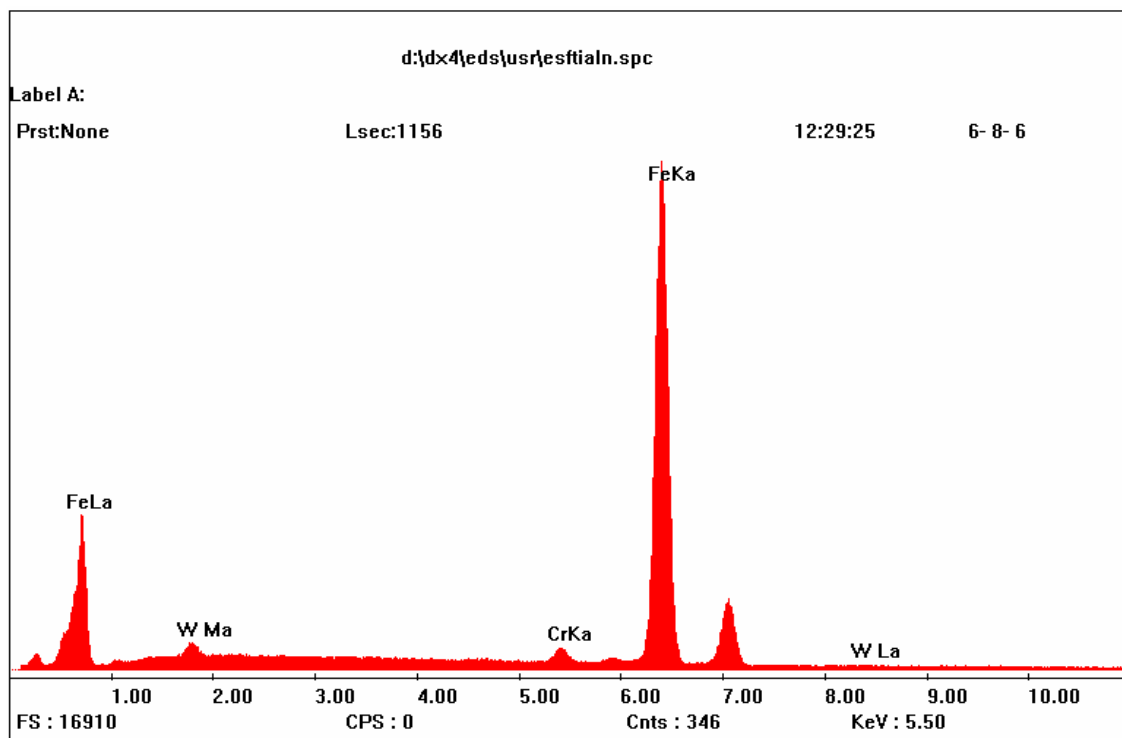


Figura 4.25 – EDS da esfera de 100Cr6 após ensaio contra substrato de metal duro recoberto com filme de TiAlN após ensaio de 1000m.

A figura 4.26 mostra a evolução do coeficiente de atrito do filme de TiCN depositado sobre substrato de metal duro, observa-se que com da distância percorrida nos intervalo de 0 à 450m a uma estabilidade no coeficiente de atrito, após os 450m uma instabilidade no coeficiente de atrito, o que significa que neste intervalo de distância começou a remoção da camada de revestimento e houve uma queda no coeficiente de atrito devido a partículas de carbono que podem funcionar como lubrificante a seco . Após este intervalo há uma instabilidade com o coeficiente de atrito, que possui picos crescentes e decrescentes devido à remoção do material com valor inferior ao início do teste devido ao C que forma um lubrificante a seco, neste estagio esta havendo a remoção do filme de maneira não uniforme como pode ser observado na Figura 4.27 que mostra a trilha de desgaste do substrato de metal duro com revestimento de TiCN.

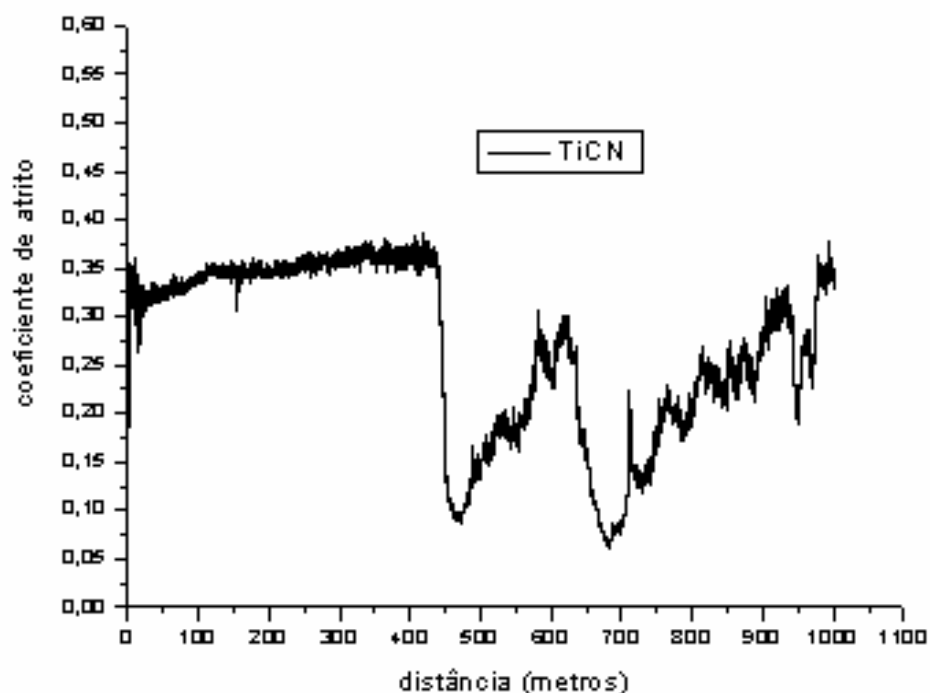


Figura 4.26 Mostra evolução do coeficiente de atrito nos filmes de TiCN depositados sobre substrato em função da distância

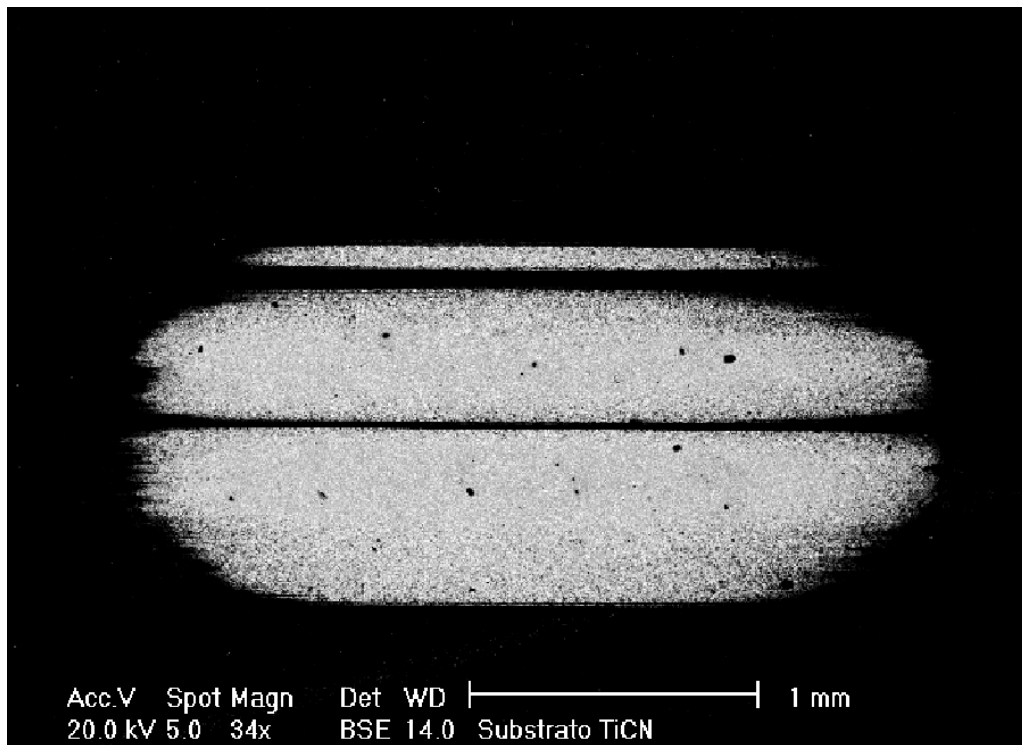


Figura 4.27 Aspecto da trilha de desgaste do substrato de metal duro com filme TiCN.

A figura 4.28 apresenta EDS do substrato de metal duro recoberto com filme de TiCN, após o ensaio de 1000 metros , no qual o filme foi removido, como mostrado os espectros com pequena quantidade de Ti. A maior parte do material encontrado na superfície é pertencente ao substrato.

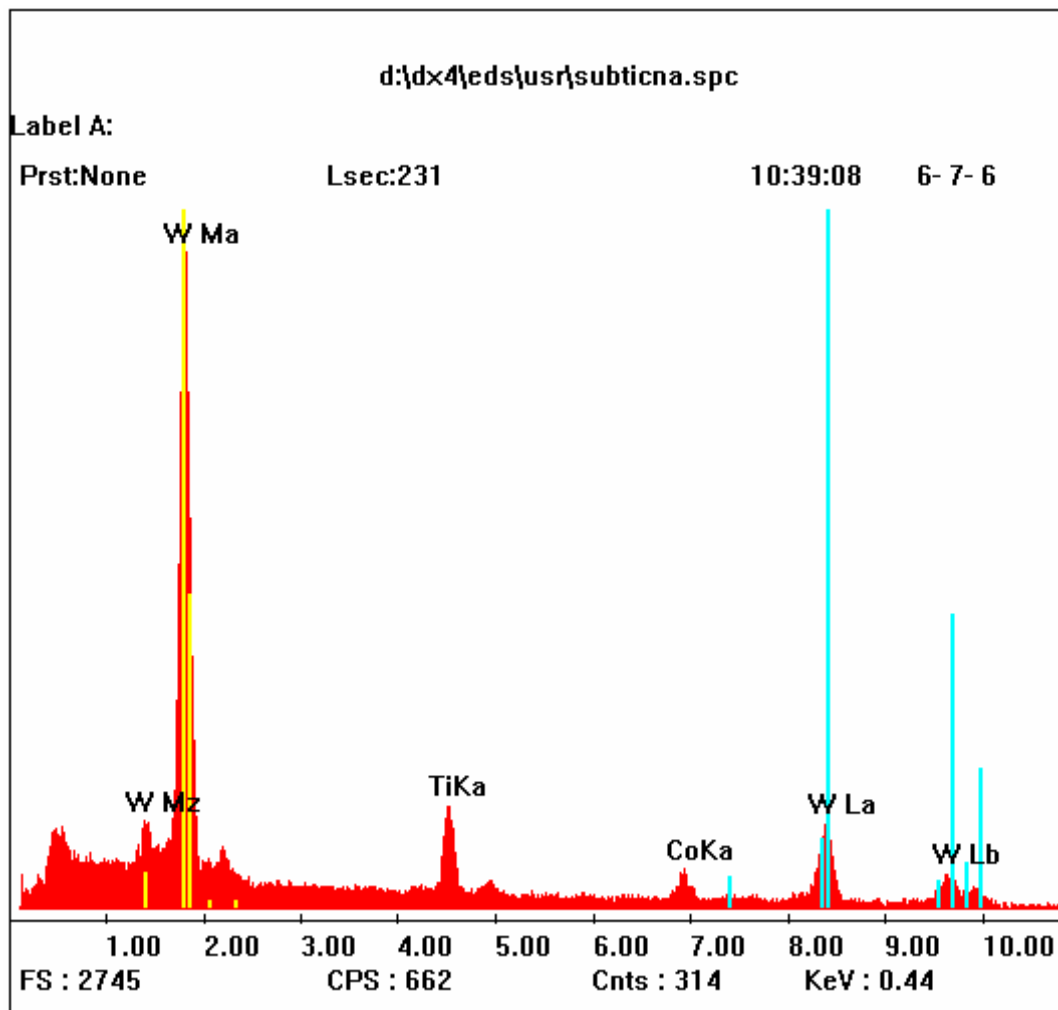


Figura 4.28 – EDS do substrato de metal duro recoberto com filme de TiCN após ensaio de 1000m.

A Figura 4.29 ilustra a esfera de 100Cr6 usada no teste de 1000m, e pode ser observada uma grande quantidade de restos, original do desgaste da esfera e também partículas do filme, após iniciar a transferência do filme que não foi uniforme devido à irregularidade do desgaste na esfera. O que pode ser observado e justificado nas curvas do coeficiente de atrito e na Figura 4.29 que mostra o desgaste da esfera de aço 100Cr6.

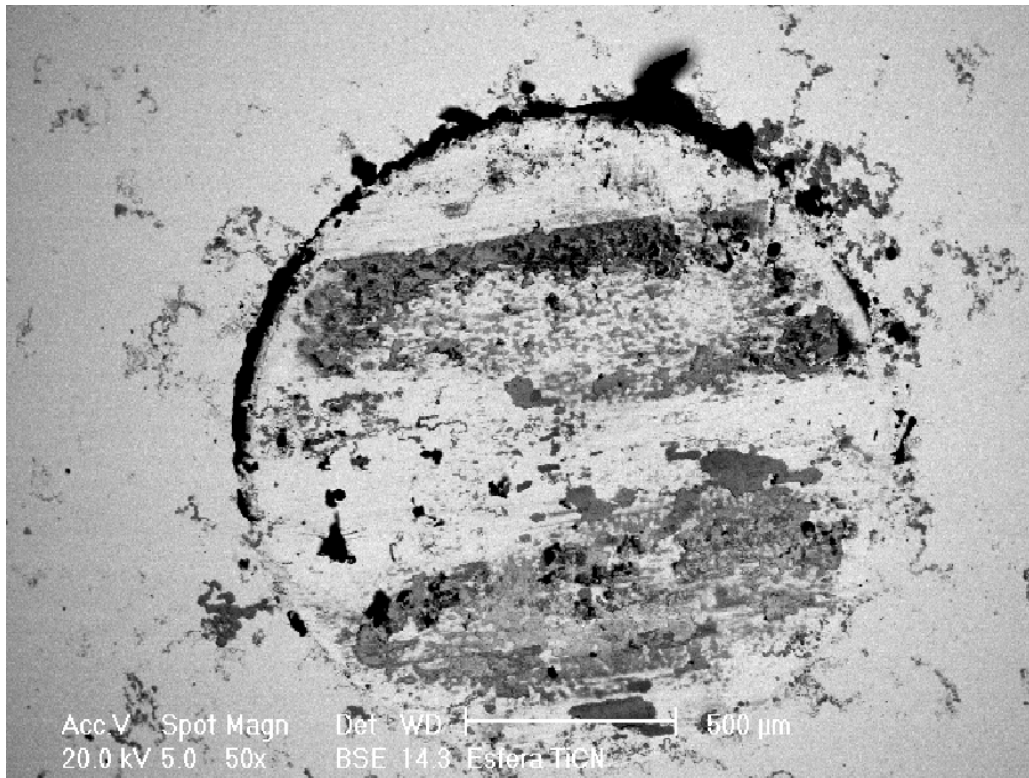


Figura 4.29 Aspecto da esfera de aço 100Cr6, com desgaste, após ensaio de 1000m contra substrato de metal duro recoberto com filme de TiCN.

A figura 4.30 apresenta EDS da esfera de aço 100Cr6 após o ensaio contra o substrato de metal duro revestido com filme de TiCN, como pode-se observar no espectro há uma grande quantidade de Ti do filme e uma pequena quantidade de C, o que significa que parte do filme ficou aderida na esfera, como pode ser observado na figura 4.29.



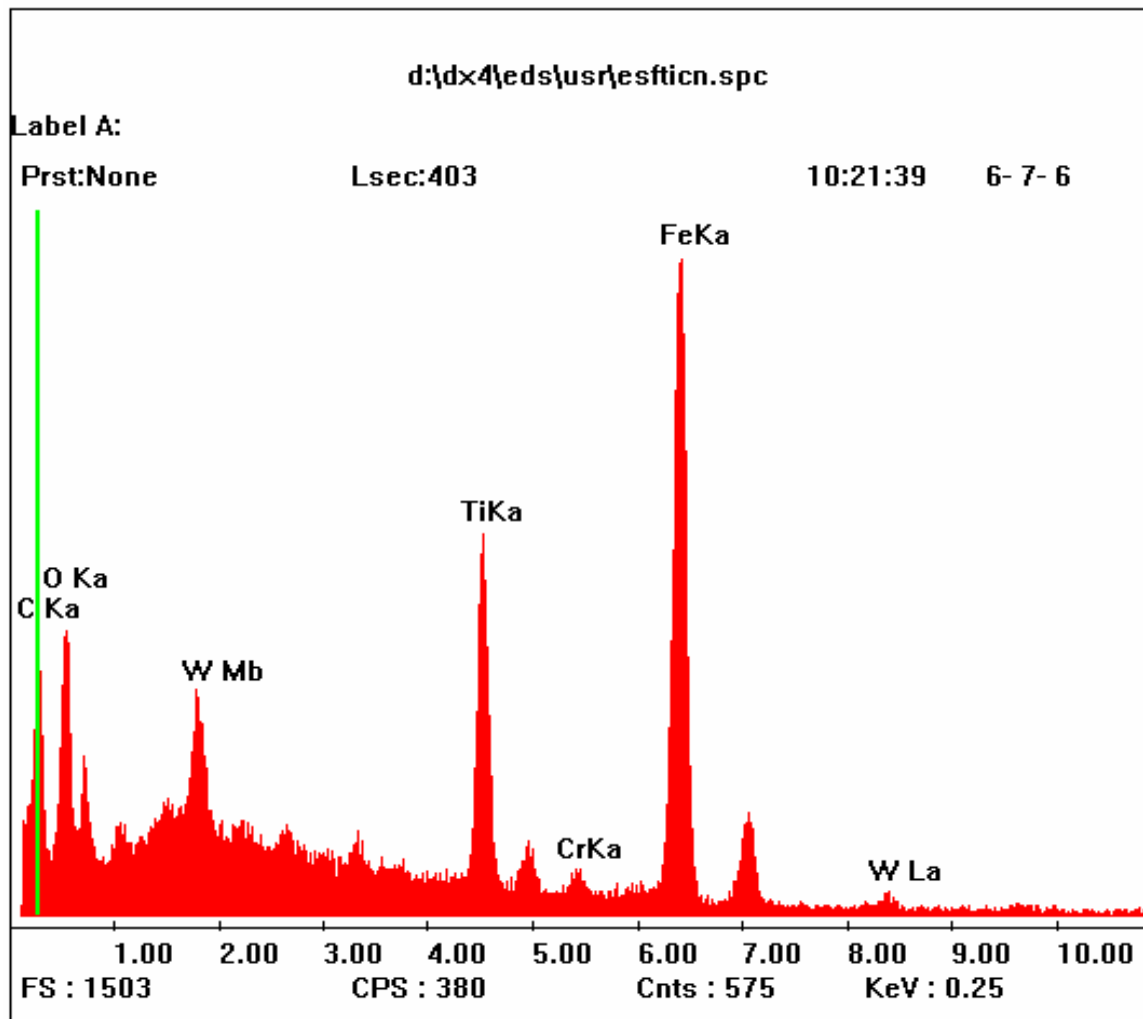


Figura 4.30 – EDS da esfera de 100Cr6 após ensaio contra substrato de metal duro recoberto com filme de TiCN após ensaio de 1000m.

#### 4.3.5 Testes de Adesão Qualitativa

Analisando os padrões HF e comparando com as figuras feitas com o auxílio de um microscópio óptico, foi possível estabelecer, pelos padrões das trincas apresentadas após a realização das indentações nas amostras que a adesão dos filmes de TiN depositados sobre substrato de metal duro e metal duro microjateado, filmes de TiAlN e filmes de TiCN qualificou-se dentro dos padrões aceitáveis e mais especificamente no padrão HF1

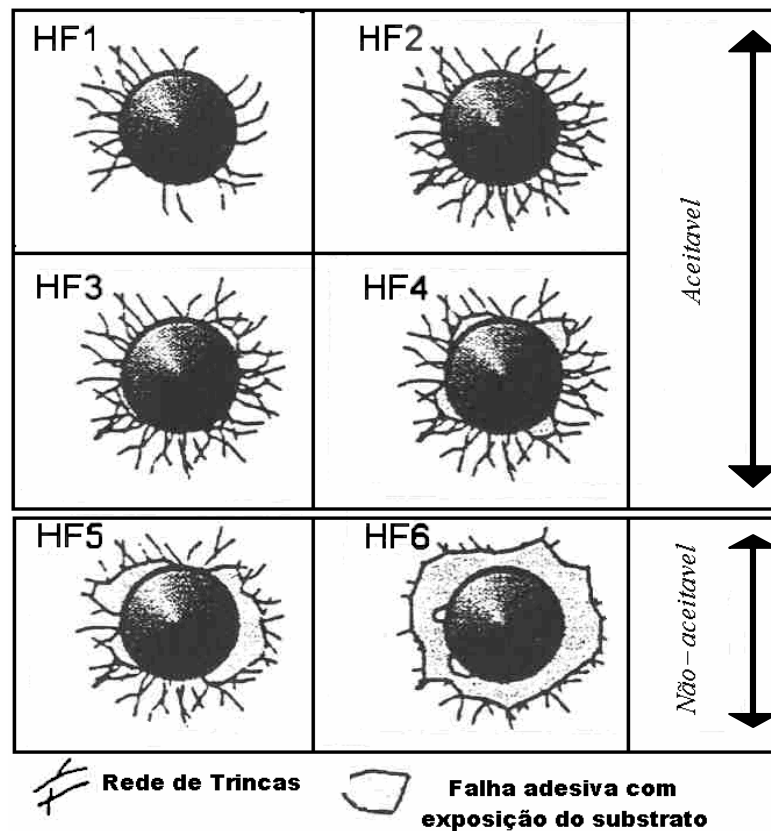


Figura 4.31 – Padrões de adesão HF (Heinke, 1995).

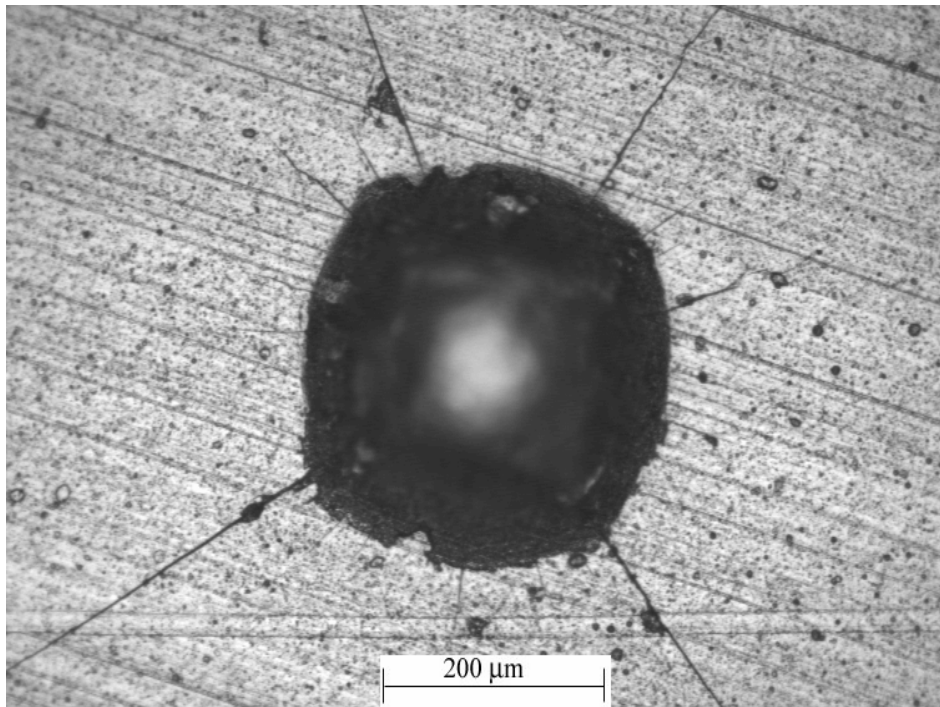


Figura 4.32 Mostra formação de trincas laterais em substrato de metal duro revestidos com filme de TiN, aumento de 200X.

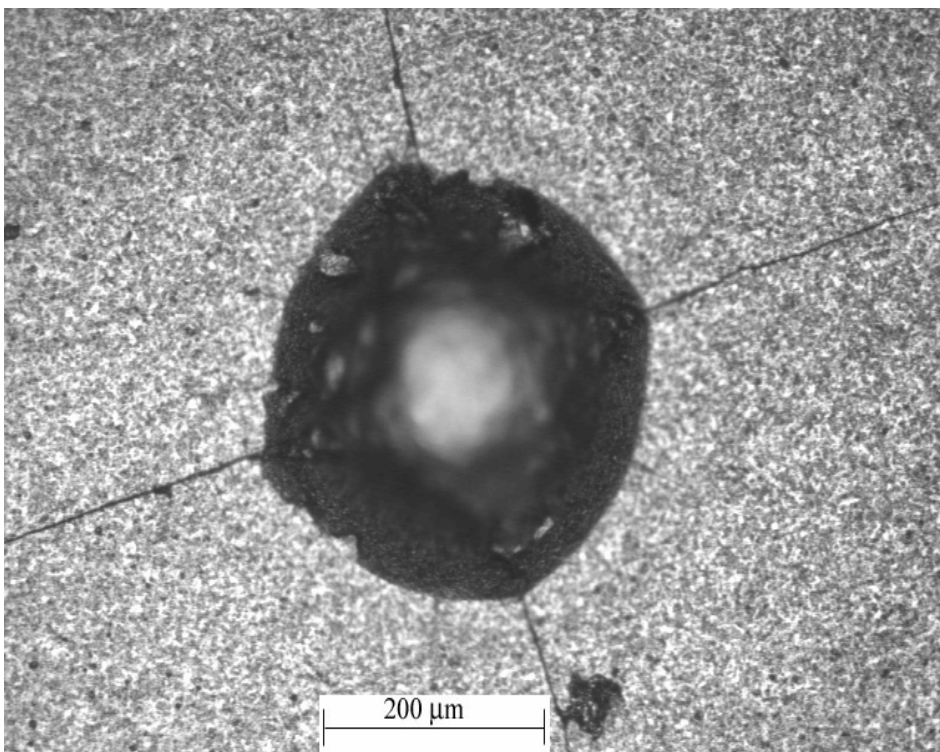


Figura 4.33 Mostra formação de trincas laterais em substrato de metal duro microjateado revestido com filme de TiN, aumento de 200X.

Analisando as figuras 4.32 e 4.33, há uma menor formação de trincas nos revestimentos de TiN em substrato de metal duro microjateado, que pode ser justificado pela maior rugosidade do substrato devido ao microjateamento.

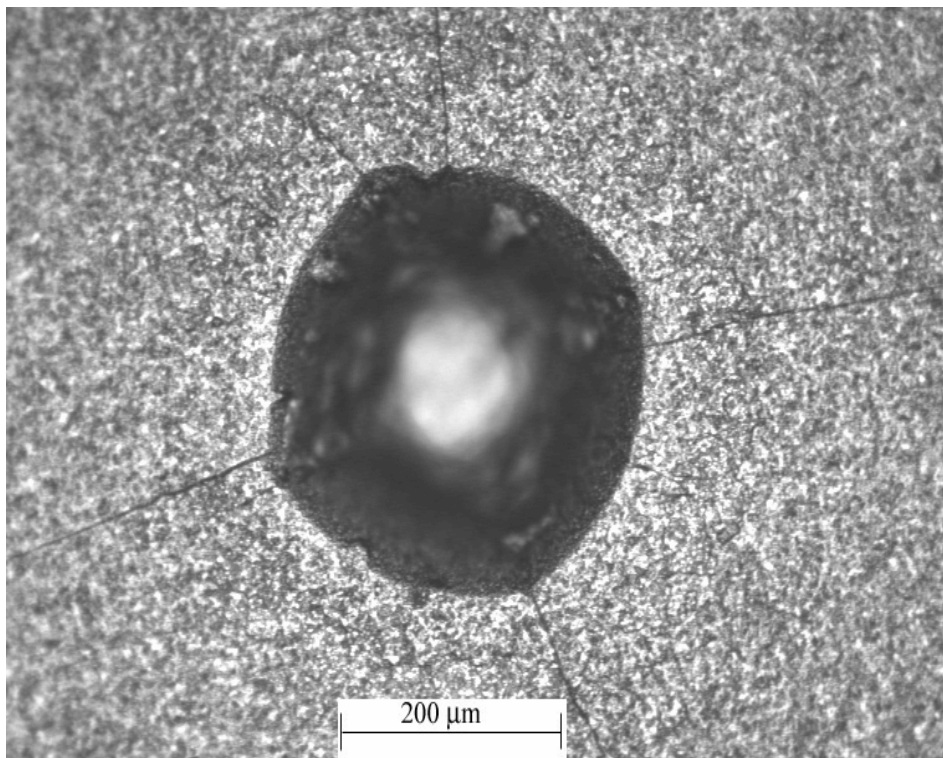


Figura 4.34 Mostra a formação de trincas laterais em substratos de metal duro revestido com TiAlN, aumento de 200X.

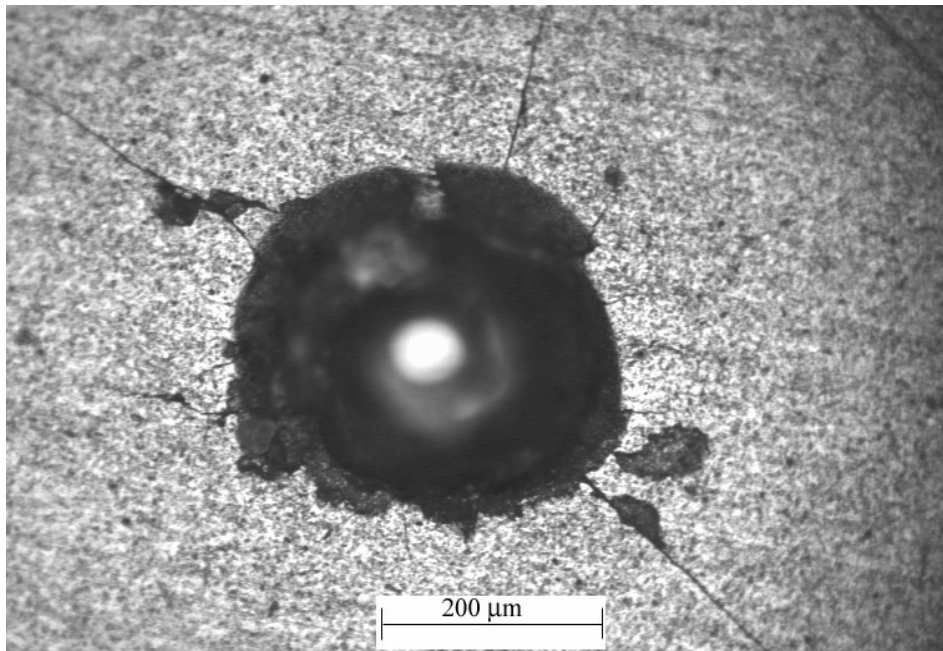


Figura 4.35 Mostra a formação de trincas laterais em substratos de metal duro revestidos com filmes de TICN aumento de 200X

## Capítulo 5

# CONCLUSÕES

Pelos resultados encontrados podemos concluir que:

- A operação de microjateamento produz um aumento na rugosidade dos substratos de metal duro.
- A aplicação de revestimentos de TiN, TiAlN e TiCN proporcionam um aumento de dureza nos substratos de metal duro.
- A carga influencia no coeficiente de atrito do substrato de metal duro sem revestimento e com revestimento de TiN, TiAlN e TiCN. Quanto maior a carga menor é o coeficiente de atrito.
- A rugosidade influencia diretamente no coeficiente de atrito, aumentando a área de contato entre esfera e substrato.
- A umidade influencia de maneira significativa no coeficiente de atrito do metal duro. O que não acontece com substrato de metal duro revestido.
- A deposição de filmes duros em substrato de metal duro resulta num aumento de dureza, proporcionando diminuição do coeficiente de atrito.
- Nos ensaios de longa duração nos substratos de metal duro ocorreram desgaste e transferência de material entre esfera e substrato. Já nos

revestimentos de TiN com substrato usinado o rompimento do filme ocorreu antes do revestimento de TiN em substrato de metal duro usinado e microjateado. O filme de TiCN tem uma diminuição do coeficiente de atrito com o rompimento do filme devido ao C que pode funcionar como um lubrificante a seco. No caso do TiAlN foi o filme mais resistente ao desgaste nos ensaios de longa duração. Em um ensaio de 1000 metros o filme não foi completamente removido como aconteceram com os outros filmes.

## Capítulo 6

### SUGESTÕES PARA NOVOS TRABALHOS

Pode-se sugerir como assuntos para novos trabalhos os seguintes tópicos:

- Analisar a influência da umidade no coeficiente de atrito do metal duro com ensaios a seco e em ambiente normal.
- Verificar a influência da carga e velocidade no coeficiente de atrito e no desgaste de filmes duros.
- Avaliar o coeficiente de atrito com esferas de aço e metal duro, para comparar a influência de diferentes esferas e durezas.
- Avaliar a influência do acabamento superficial na adesão dos filmes de forma qualitativa e quantitativa.



## Referências Bibliográficas

Aisenberg, S., and Chabot, R.W., **“Physics of Ion Plating and Ion Beam Deposition,”** Vac. Sci. Technol., 10(1):104, 1973.

Amorim, Heraldo. **Processos de fabricação por usinagem.** Demec/UFRGS. Parte 7, 2003.

Anders, S. Anders, A. and Brown. I., **“Vacuum Arc Sources: Some Vacuum Arc Basic and Recent Results.”** Ver. Sci. Instrum., 65(4):261 1994.

ASM **“HANDBOOK” Friction, Lubrification and wear, technology...** 2 edição, V.18 p814-849, 1995.

Bason, G.F. A new method of nitrogen case hardening. **Transactions of the American Society for Steel Treating (ASST)**, v.14, pp. 33-41, 1928.

Bayer, R.G., **Mechanical Wear prediction and prevention.** 1994.

Boercker, D. B., Falabella, S., and Sanders, D.M., **“Plasma Transport in a New Cathodic Arc Source – Theory and Experiment.”** Surf. Coat. Technol., 1992.

Boxman, R.L., and Goldsmith, S. **“Characterization of a 1kA Vacuum Arc Plasma Gun for Use as a Metal Vapor Deposition Source,”** Surf. Coat. Technol., 44:1024, 1990.

Bowden, F.P.; Tabor D., **The Friction and lubrication of Solids**, part II, Clarendon press, Oxford, 1950.

Bruckmann, G., and Scholz, H., “**Vacuum Arc Metal Processing**” Handbook of Vacuum Arc Science and Technology, (R. L. Boxman, P.J. Martin, and D.M. Sanders, eds.), Ch. 7, Noyes publications 1996.

Bundinsk, Michel K. **Engineering materials: properties and selection**. 6th ed. Upper Saddle River: Prentice Hall, C 1999. 714p.

Bunshah, R.F. **Deposition Technologies for Films and Coatings**. USA: Noyes publications, 582p, 1982.

Bunshah. R.F. Raghuram A.C. Activated reactive evaporation process for Higt rate deposition compounds. **Journal of Vacuum Science & Technology**, v.9, n6, 1385-1395, 1972.

Calister, w.D. **Materials Siense and Eineering**: An introduction, USA Joh Wiley & Sons 1996. 852p.

Chapman, B.N. **Glow Discharge Processes**. 590 p., John Wiley & Sons, Ed., New York, EUA, 1980.

Coll, B. F., and Sanders, D. M., “**Desing of Vacuum Arc Based Sources**.” Coat. Surf. Technol., 81(1):42 1996.

Daalder, J.E., “**Cathode Spots and Vacuum Arcs**,” Phys. Stat. Solid, 104:91 1981.

Dorodnov, A. M., Kuznetsov, A. N., and petrosov, V. A., “**New Anode-Vapor Vacuum Arc with a permanent Hollow Cathode**,” Sob. Tech. Phys. Lett., 5(8):419 (1979).

Edenhofer, B. Physical and metallurgical aspects of ionitriding – Part 1. **Heat Tretment of Metals**, v.1 pp. 23-28, 1974(a).

Edenhofer, B. Physical and metallurgical aspects of ionitriding – Part ll. **Heat Tretment of Metals**, v.1 pp. 56-67, 1974(b).

Ehrich, H., Hasse, B., Mausbach, M., and Muller, K. G., “**The Anodic Vacuum Arc and its Aplication to Coating**.” J. Vac. Sci. Technol. A. 8(3): 2160 (1990).

Fry, A. The nitriding process. In: **Nitriding Symposium**. American Society for Steel Treating (ASST), 1929. (Também) in: **Source Book on Nitriding**, 320p., ASM, pp. 99-106, 1977.

Fontana L.C. **Estudo da deposição de filmes de Ti e TiN e desenvolvimento de sistema modificado Triodo-magnetron-Sputtering**. Florianópolis, 1997 (Tese de doutorado em Engenharia Mecânica) curso de pós graduação em Engenharia mecânica UFSC.

Galinov, I. V., and Luban, R. B. **“Mass Transfer Trends During Electrospark Alloying,”** Surf. Coat. Technol., 79(1-3):9, 1996.

Gehman, B.L., Magnuson, G.D., Tooker, J.F. Treglio, J.R., and Williams, J.P., **“High Throughput Metal-Ion Implantation System,”** Surf. Coat. Technol., 41(3):389, 1990.

Geometrical Product Specification (GPS)- **Surface Textura: Profile method-terms, definition and surface texture parameters**. Genevé 1997.

Gonçalves Júnior, Armando Albertzzi. **Metrologia**. Florianópolis: LAB METRO, 1995-2001. v2.

Heinke et al. **Evaluation of PVD nitride coatings, using impact, scratch and Rockwell-C adhesion tests**. Thin Solid Films. 270 (1995) 431-438.

Hey, H. P. W., Sluijk, B. G., Hemmes, D. G. **“Íon Bombardment: A Determining Factor in Plasma CVD,”** Solid state technol., 33(4):139 , 1990.

Hirvonen, J.P., Lappalainen, R., Koskinen, J., Anttila, A., Jervis, T.R., and Trkula, M., **“Tribological properties of Diamond-like Films Deposited with na Arc-Discharge Method,”** J. Mat. Res., 5(11):2524 1990

Holmberg. K et al – **“Coatings Tribology – properties, techniques and applications in surface engineering”**, tribology series 28, 1994, p. 351-362.

Hunchel et al. **Single cycle, combination layers with plasma assistance.** Surface and Coating Technology. 76-77 (1995) 211-217.

Hutchings, I.M. **Tribology friction and wear of engineering material.** Edward Arnold, London. England (1996).

Jindal, P. C., Quinto, D. T. **Load dependence of microhardness of hard coatings.** Surface and Coatings Technology, v.36, p. 683-694, 1987.

Jutter, B., Puchkarev, V.F., Hntzsche, E., and Beilis, I., "Cathode Spots", **Handbook of Vacuum Arc Science and Technology**, (R.L. Boxman, P.J. Martin, and D.M. Sanders. Eds.), Ch.3, Noyes Publications 1996.

Lieberman A.M.; Lichtenberg A.J. **Principles of Plasma Discharges and Materials Processing.** John Wiley & Sons, Ed., 572p., 1994.

Lima, Sinésio Carneiro. **O estudo da metrologia.** 2 ed. São Paulo: Mestre Jou, 1978. 273p.

Lindfors, P. A., and Mularir, W.M., "**Cathodic Arc Deposition Technology**," Surf. Coat. Technol., 29:275 1986.

Loffler, F. **Methods to investigate mechanical properties of coatings.** Thin Solid Films. 339 (1999) 181-186.

Lucas, M.S.P., Vail, C.R., Stewart, W.C., and Owen, H.A., "**A New Deposition Technique for Refractory Metal Films**," Transactions 8th AVS National Symposium, P. 988, Pergamon Press 1962.

Ludema, K. C. **Friction, In: CRC Handbook of Lubrication**, Vol. II Thory & Desing, CRC Press, p. 31-48, 1988.

Maissel e Glang, ed., **Handbook of thin film technology**, 1970.

Massey, B. J., "**Production of Self-Supporting Carbon Films**," Transactions of 8th AVS National Symposium, p. 922, Pergamon press 1962.

Mattox, D.M. **Film deposition using accelerated ions. Electrochemical Technology**, v.2, pp.295-301, 1964.

Mattox, D. **Handbook of physical Vapor Deposition (PVD) Processing**. Estados Unidos, Noyes Publications, 1998.

Mattox, D.M.; **The History of vacuum Coating Technologies**. Management Plus, Ed., American Vacuum Society, 51p., Albuquerque, EUA, 2002.

Michel, H. – **Nituration de surfaces métalliques**. In: **Intéractions Plasmas Froids- Matériaux Journées d'Etudes "oleron87"**, 21-25 Setembro 1987. Les Ulis Cedex, France: Les Editions de Physique, 1987, p. 465-486.

Mittal, K.L. **Adhesion measurement of films and coatings: a commentary. VSP**. 1995 1-13.

Mossmann, Véra Lúcia da Fonseca -**Determinação dos Coeficientes de Atrito Estático e Cinético Utilizando-se a Aquisição Automática de Dados**. Revista Brasileira de Física São Paulo Vol 24, 2002.

Munz, W.D., Hauser, F.J.M., Schulze, D., and Buil, B., **"A New Concept for Physical Vapour Deposition Coating Combining The Methods of Arc Evaporation and Unbalanced-Magnetron Sputtering."** Surf. Coat. Technol., 1991.

**Oberflächenrauheit; Begriffe, oberfläche und ihre Kenngrößen (Surface roughness; terminology, surface and its parameters)**. Berlin, jan. 1984.

Oliveira, S.D., Pinedo, C.E., Tschiptschin, A.P.- **"Plasma"**, **Revista Metal Mecânica**, N.42, pp.: 78-80, 2002.

Pantaleón, E. M. **Modelo de desgaste oxidativo baseado em parâmetros termodinâmicos (2004)** Tese de doutorado Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

Paschoal Luiz André. **Avaliação da resistência à corrosão em meio fisiológico de metais revestido com Nitreto de Titânio**. Universidade de São Paulo 1998.

Pierson, H. CVD/PVD coatings. **Metals Handbook: Corrosion**, 9 ed., v.13, ASM International, Metals Park, Ohio, pp.456-458, 1987.

PVD EDUCATIONAL GUIDE “EDUCATIONAL GUIDE to Vacuum Deposition Technology” [http:// www.SVC.ORG/Ed\\_PVD.html](http://www.SVC.ORG/Ed_PVD.html) (22mai; 1997).

Randhawa, H., and Johnson, P.C., “**A review of Cathodic Arc Plasma Processing**” Surf. Coat. Technol., 31;308 1987.

Randhawa, H. TiN-coated high-speed steel cutting tools. **Journal of Vacuum Science and Technology A**, v.4, n.6, pp.191-211, 1987.

Rickerby, D.S.; Matthews, A. **Advanced surface coatings: a handbook of surface engineering**. Led. Blackie. Glasgow and London. (1991).

Salagean, E.E., Lewes, D.B., Brooks, J.S., Munz, W.D., Petrov, I., and Greene, J.E., “**Combined Steered Arc-Unbalanced Magnetron Grown Niobium coatings for Decorative and Corrosion Resistance Applications.**” Surf. Coat. Technol., 1996.

Sanders, D. M., Boercker, D. B., and Falabella, S., “**Coating Technology Base don the Vacuum Arc – A Review,**” IEEE Trans. Plasma Sci., 18(6): 883 (1990).

Smith, Donald L. **Thin-film deposition, principles & practice** 1 ed. MacGraw-Hill. USA (1995).

Spalvins, T. Advances and directions of íon nitriding/carburizing. **In: 2<sup>nd</sup> International Conference on Nitriding/Carburizing**. Proceeding, ASM International pp.1-4, Cincinnati, OH, 18-20 setembro 1989.

Stemmer, Gaspar Erich. Ferramentas de corte. Florianópolis: UFSC, 1992-1995. 314p.

Sundgren J.E.; Hentzell H.T.G. A review of the present state of art in hard coatings grown from the vapor phase. **Journal of Vacuum Science and Technology A**, v.4, n.5, pp.2259-2279, 1986.

Tentardini K. Eduardo. **Estudo de Filmes Finos (Ti,Al)N e multicamadas (Ti,Al)N/(Ti,Al)N para aumento de Dureza e Resistência à oxidação em altas temperaturas**. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2004.

Tribologia, prof. Rodrigo Lima Stoeterau, *apostila para uso didático na disciplina de Tribologia* no curso de engenharia mecânica da Universidade federal de Santa Catarina Tribologia EMc 5315 (2004).

Tonks L.; Langmuir I. **A General theory of the plasma of an arc**. **Physical Review**, v.34, pp.876-922, 1929.

Thornton J.A. High rate thick film growth. **Annual Review of Materials Science**, v.7, pp.239-260, 1977.

Torres. D. Ricardo **Efeitos da Modificação da Superfície na Adesão de Filmes Finos em Substrato de Metal Duro**, 2004.

Vencovsky, P. – “**Revestimentos em ferramentas- Processos PVD**”, informações técnicas , 1999, p.1-5.

Viana Rhander e Machado Alisson- **Desempenho de revestimentos de brocas na usinagem de uma liga de Al-Si**. 13º Simpósio do programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica UFU.

Vogel J.; Bergmann E. Problems encountered with the introduction of ion plating to large-scale coating of tools. **Journal of Vacuum Science and Technology A**, v.111, pp.210-219, 1999.

Vyskocil, J., and Musil, J., “**Cathodic Arc Evaporation in Thin Film Technology,**” *J. Vac. Sci. Technol. A.* 10(4):1740, 1992.

Whitley, J. B., and Mattox, D.M., “**Plasma Arcing of low Z Coating,**” *Proc. Of Arcing Phenomena in Fusion Devices Workshop*, (R.A. Langley, ed.), DOE Contract W-7405-ENG-26 1979.