

Ministério da Educação
Universidade Federal do Rio Grande do Sul
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
PPGE3M

Análise do desgaste na interface do aço rápido AISI M2 nitretado a plasma
formando pares tribológicos com materiais metálicos

Lucas Travi

Dissertação para Obtenção do Título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre

2016

Ministério da Educação
Universidade Federal do Rio Grande do Sul
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
PPGE3M

Análise do desgaste na interface do aço rápido AISI M2 nitretado a plasma
formando pares tribológicos com materiais metálicos

Proposta submetida à banca examinadora do Programa de Pós-Graduação em
Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, PPGE3M, da Escola de
Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, para a posterior
obtenção do Título de Mestre em Engenharia

Área de Concentração: Processos de Fabricação
Lucas Travi
Engenheiro Metalúrgico

Professor Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha, PPGE3M, UFRGS

BANCA EXAMINADORA

Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia e aprovada em sua forma final pelo orientador e pela banca examinadora do curso de pós-graduação.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

Banca Examinadora:

Prof^a. Dra. Célia de Fraga Malfatti

Prof. Dr. Giovanni Rocha dos Santos

Prof. Dr. Tiago Falcade

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Coordenador do PPGE3M

AGRADECIMENTOS

Agradeço minha família e amigos por todo o apoio ao longo destes dois anos.

Agradeço ao Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha por abrir as portas do Grupo de Engenharia de Superfícies para mim, bem como me dar todo o suporte e credibilidade para desenvolver o trabalho e também por me proporcionar a experiência de lecionar.

Agradeço a meus colegas do Laboratório de Transformação Mecânica, em especial ao pessoal do Grupo de Engenharia de Superfície, pela ajuda no dia a dia e pelos bons momentos que vivi desde 2011.

Agradeço à Prof. Dra. Célia Malfatti por conceder a estrutura do LAPEC e pelo suporte para a realização do trabalho.

Agradeço aos pós-graduandos Eng. Leandro Brunholi, Eng. Leonardo Simoni e à M.Sc. Maria Rita Ortega Vega pela ajuda que me foi dada enquanto estive no LAPEC.

Agradeço à bolsista premium (PROPESQ) Marina Biscaro pela perfeição e paciência na realização dos ensaios tribológicos, que sem dúvida foram os mais importantes deste trabalho.

Agradeço à Profa. Dra. Berenice Anina Dedavid por conceder o Microscópio Eletrônico de Varredura do LabCEMM da PUCRS.

Agradeço ao Prof. Dr. Klindlein Jr. (LdSM-UFRGS) por conceder o rugosímetro para as análises topográficas das amostras.

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AISI – *American Iron and Steel Institute*

Ra – Rugosidade Superficial Média

μ - Coeficiente de Atrito

F – fricção tangencial

W – força normal aplicada

A – área de contato real

H – dureza

S – componente de cisalhamento do material mais macio

θ – semiângulo da aspereza dura

n – número de asperezas

γ' - Fe_4N

ε - $Fe_{2-3}N$

ϵ_{M-O} – Energia de ligação entre átomos metálicos e oxigênio

ϵ_{M-M} – Energia de ligação entre átomos metálicos

ΔH_{sub} – Entalpia de sublimação

ΔH_{ads} – Entalpia de adsorção

E – módulo de elasticidade

ν – módulo de Poisson

σ – tensão aplicada

ε – deformação

G – módulo de elasticidade

HV – dureza em escala Vickers

gf – grama força

P – carga aplicada no microdurômetro Vickers

α – ângulo entre as faces do microindentador Vickers

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Esquemática da medição do valor de Ra, adaptada pelo autor [1].....	4
Figura 2. Perfilometrias demonstrando superfícies de mesma Ra, mas com diferente distribuição de rugosidade [1].....	5
Figura 3. Diferentes tipos de superfície que apresentam o mesmo valor de Ra [1]....	6
Figura 4. Diagrama esquemático de um corpo deslizando sobre uma superfície, adaptada pelo autor [1].....	7
Figura 5. Variação da força tangencial com o tempo.....	8
Figura 6. Gráfico representativo de um sistema tribológico com Stick-Slip em relação a um sistema tribológico estável.....	8
Figura 7. Duas superfícies em deslizamento com zonas de deslizamento e agarramento intercaladas entre si, adaptada pelo autor [1].....	9
Figura 8. Vista esquemática da real área de contato entre dois corpos.....	9
Figura 9. Verdadeira área de contato, considerando que o contato entre as asperezas não será total, adaptada pelo autor [10].....	10
Figura 10. Esquemática demonstrando a abrasão feita por uma aspereza cônica de material duro [1].....	11
Figura 11. Esquemática do processo de formação do terceiro corpo, adaptada pelo autor [18].....	14
Figura 12. Esquemática dos mecanismos de desgaste adesivo descritos.....	15
Figura 13. Figura esquemática do fenômeno do efeito de borda.....	21
Figura 14. Esquemática do mecanismo de transferência de massa no processo de nitretação a plasma com gaiola catódica, adaptada de Alves [49].....	22
Figura 15. Relação entre a quantidade de elementos (terceiro corpo) criados em função das forças de adesão com o ferro de diferentes elementos, adaptada de Hase e Mishina [11].....	25
Figura 16. Resultados obtidos por Pujante <i>et al</i> [23] analisando o efeito de <i>galling</i> causado pelo alumínio no aço AISI H13.....	26
Figura 17. Elementos finitos prevendo distribuição de tensões de von Mises para o contato esférico em regime elástico [1].....	32
Figura 18. Esquemática das distâncias furo-amostra (a) superior e (b) lateral....	35
Figura 19. Ensaio teste feito para definir o diâmetro dos furos da gaiola catódica....	35
Figura 20. Vista superior (a) e frontal (b) do projeto da gaiola catódica.....	36
Figura 21. Vista isométrica do projeto da gaiola catódica.....	36

Figura 22. Câmara de nitretação a plasma utilizada [43].....	37
Figura 23. Processo de nitretação a plasma com gaiola catódica.....	37
Figura 24. Desenho esquemático das medições de microdureza superficial na região borda e centro (a) e do perfil de microdureza superficial (b).....	39
Figura 25. Esquema da medição do perfil de microdureza transversal.....	39
Figura 26. Esquema do sistema <i>Ball-on-Flat</i>	41
Figura 27. Desenho esquemático do deslizamento entre os corpos formando uma trilha de 4 mm de comprimento.....	41
Figura 28. Desenho esquemático da aplicação de carga.....	41
Figura 29. Vista esquemática do feixe de elétrons incidente sobre (a) esferas e (b) trilhas.....	43
Figura 30. Escala de Microdureza Vickers obtida para medições com carga de 1 kgf.....	44
Figura 31. Valores de microdureza Vickers medidos na região da borda para todos os tipos de superfícies.....	45
Figura 32. Valores de microdureza Vickers medidos na região central para todos os tipos de superfícies.....	45
Figura 33. Valores do perfil de microdureza superficial obtido para as amostras nitretadas.....	46
Figura 34. Perfil de microdureza Vickers obtido para as amostras nitretadas.....	47
Figura 35. Valores de Rugosidade Superficial Média (Ra) obtidos para cada um dos tipos de superfícies.....	48
Figura 36. Gráfico de coeficiente de atrito em função do tempo para o par tribológico formado com as esferas de AISI 1010 na Condição 1.....	49
Figura 37. Gráfico de coeficiente de atrito em função do tempo para o par tribológico formado com as esferas de AISI 1010 na Condição 2.....	49
Figura 38. Gráfico de coeficiente de atrito em função do tempo para o par tribológico formado com as esferas de AISI 316 na Condição 1.....	50
Figura 39. Gráfico de coeficiente de atrito em função do tempo para o par tribológico formado com as esferas de AISI 316 na Condição 2.....	50
Figura 40. Gráfico de coeficiente de atrito em função do tempo para o par tribológico formado com as esferas de AA1100 na Condição 1.....	51
Figura 41. Gráfico de coeficiente de atrito em função do tempo para o par tribológico formado com as esferas de AA1100 na Condição 2.....	52
Figura 42. Imagens de microscopia óptica das trilhas produzidas com as esferas de aço AISI 316 na Configuração 2.....	53

Figura 43. Imagens de microscopia óptica das trilhas produzidas com as esferas de aço AA1100 na Configuração 2.....	53
Figura 44. Largura das trilhas desgastadas para os diferentes pares tribológicos na Condição 1.....	54
Figura 45. Largura das trilhas desgastadas para os diferentes pares tribológicos na Condição 2.....	54
Figura 46. Imagem obtido no MEV com electróns retroespalhados na região das trilhas de alumínio.....	55
Figura 47. Imagem de MEV de um ponto de material macio aderido na superfície do aço rápido (a) e espectro gerado na superfíe do aço (b) e no material aderido (c)..	56
Figura 48. Imagem de MEV de um ponto de material macio aderido na superfície do aço rápido (a) e espectro gerado no material aderido (b) e na superfície do aço AISI M2 (c).....	57
Figura 49. Imagem obtida via MEV com electróns retroespalhados da trilha de aço inoxidável na superfície como polida do aço AISI M2.....	57
Figura 50. Imagem obtida via MEV com electróns retroespalhados da trilha de aço inoxidável na superfície nitretada com gaiola catódica do aço AISI M2.....	58
Figura 51. Imagem obtida via MEV com electróns retroespalhados da trilha de aço inoxidável na superfície nitretada via processo convencional do aço AISI M2.....	58
Figura 52. Imagem obtida via MEV com electróns secundários da área desgastada da esfera de alumínio.....	59
Figura 53. Imagem obtida via MEV com electróns secundários das áreas desgastadas das esferas de alumínio.....	59
Figura 54. Espectro gerado via EDS na região desgastada de uma esfera de alumínio demonstrando a presença de elementos constituintes do aço AISI M2.....	60
Figura 55. Imagem obtida via MEV com elétrons secundários da área desgastada da esfera de aço AISI 316.....	61
Figura 56. Imagem obtida via MEV com elétrons secundários da área desgastada pela amostra POLIDA da esfera de aço inoxidável.....	61
Figura 57. Imagem obtida via MEV com elétrons secundários da área desgastada pela amostra GC76% da esfera de aço inoxidável, com o respectivo espaçamento entre as asperezas.....	62
Figura 58. Imagem obtida via MEV com elétrons secundários da área desgastada pela amostra C76% da esfera de aço inoxidável, com o respectivo espaçamento entre as asperezas.....	62
Figura 59. Espectro obtido via EDS na área desgastada de uma esfera de aço inoxidável.....	63

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Associação entre os mecanismos de fratura e o aspecto da mesma.....	17
Tabela 2. Entalpia de adsorção de oxigênio para diferentes elementos [29].....	28
Tabela 3. Valores típicos de módulos de elasticidade a diferentes temperaturas.....	29
Tabela 4. Valores típicos das constantes elásticas de materiais isotrópicos à temperatura ambiente.....	30
Tabela 5. Nomenclatura usada para especificar cada um dos tipos de superfície de aço AISI M2 estudadas, de acordo com processo utilizado e mistura gasosa.....	33
Tabela 6. Comparativo entre a composição obtida pela análise química e a composição informada pelo fabricante.....	34
Tabela 7. Composição das esferas metálicas.....	34
Tabela 8. Parâmetros utilizados na nitretação a plasma convencional.....	38
Tabela 9. Parâmetros de nitretação a plasma via gaiola catódica.....	38
Tabela 10. Parâmetros utilizados nos ensaios tribológicos.....	40

RESUMO

O contato mecânico entre duas superfícies e o movimento relativo entre elas irá acarretar em uma série de fenômenos que irão desgastar ambas. O emprego de conceitos tribológicos de forma a reduzir a taxa de desgaste nas superfícies de ferramentas e melhorar o acabamento superficial de peças produzidas fez com que tratamentos superficiais e revestimentos. Entre os tratamentos superficiais, um dos mais aplicados é a nitretação a plasma, que consiste em criar uma camada de nitretos, aumentando a dureza e resistência ao desgaste do material, podendo ele ser feito com corrente direta (método convencional) e gaiola catódica, um método desenvolvido para reduzir as heterogeneidades. Dureza e resistência ao desgaste são conceitos normalmente confundidos, mas há uma série de outros parâmetros que devem ser considerados, como o aspecto topográfico da superfície. Alguns pesquisadores concluíram que a superfície nitretada com gaiola catódica possuía um aspecto liso e não atacada por bombardeamento iônico como a nitretada via processo convencional. Este trabalho comparou diferentes parâmetros de nitretação a plasma, caracterizando não só a superfície através de medições de microdureza Vickers e rugosidade superficial média, como também o desgaste através da formação de diferentes pares tribológicos com materiais metálicos (alumínio, aço inoxidável e aço baixo carbono), através de técnicas de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. Foi possível concluir que camadas nitretadas com menor rugosidade superficial pós-tratamento associadas a um incremento de dureza superficial reduziram o coeficiente de atrito do sistema tribológico, além disso, foi evidente a redução de material aderido na superfície nitretada com gaiola catódica para as esferas de aço inoxidável e alumínio.

Palavras-chave: AISI M2, tribologia, nitretação a plasma, atrito, adesão

ABSTRACT

The mechanical contact between two surfaces and its relative movement promotes a range of phenomena that will causes wear in both materials. The use of tribological concepts to reduce wear rate on tool surfaces and improve the surface finish of pieces produced brought the development of surface treatments and coatings. Between the surface treatments, plasma nitriding is one of the most applied, which consists in the creation of a nitrided layer that improves surface hardness and wear resistance, it may be carried out by direct current (conventional) or cathodic cage, a method developed to reduce heterogeneities. Hardness and wear resistance are concepts often related, but there are other parameters to be considered, as the surface topography. Some researchers showed that the cathodic cage plasma nitrided surface is smooth and non-attacked by sputtering as the direct current plasma nitrided surface. This work compared different plasma nitriding parameters of the AISI M2 tool steel, characterizing the surface by Vickers microhardness and average roughness and the wear by the creation of different tribopairs with metallic materials (aluminum, stainless steel and low carbon steel) using optical microscopy and scanning electron microscopy techniques. The plasma nitrided surfaces with smaller surface roughness obtained lower friction coefficient for its tribological systems, besides that, it was evident the smaller material adhesion on the cathodic cage plasma nitrided surface for the tribopairs created with the aluminum and stainless steel.

Key-words: AISI M2, tribology, plasma nitriding, friction, adhesion

Sumário

AGRADECIMENTOS.....	I
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	II
LISTA DE FIGURAS.....	III
LISTA DE TABELAS.....	VI
RESUMO.....	VII
ABSTRACT.....	VIII
1. Introdução.....	1
1.1. Objetivo.....	2
2. Revisão Bibliográfica.....	3
2.1. Tribologia.....	3
2.1.1. A topografia de uma superfície.....	3
2.1.2. Fricção.....	6
2.1.2.1. Coeficiente de Atrito (μ).....	6
2.1.2.2. <i>Stick-Slip</i>.....	7
2.1.2.3. Área de Contato Real.....	9
2.1.2.4. Mecanismos de Fricção.....	10
2.1.2.5. Fatores que afetam a fricção.....	12
2.1.3. Desgaste.....	13
2.1.3.1. Desgaste Adesivo.....	13
2.1.3.2. Desgaste Abrasivo.....	13
2.1.3.3. Desgaste de Materiais Metálicos.....	14
2.1.4. Integridade Superficial.....	15
2.2. Aços Rápidos.....	18
2.3. Nitretação a Plasma.....	19
2.3.1. Nitretação a Plasma com Gaiola Catódica.....	21
2.3.2. A camada nitretada e sua importância para o desgaste.....	23
2.4. Ensaio Tribológico.....	24
2.4.1. Pares tribológicos.....	25
2.4.1.1. Propriedades Físicas e Mecânicas.....	29
3. Materiais e Métodos.....	33

3.1. Confeção das amostras	33
3.2. Análise Química	33
3.3. Material das Esferas	34
3.4. Confeção da Gaiola Catódica	35
3.5. Nitretação a Plasma	37
3.6. Microdureza Vickers	38
3.7. Rugosidade Superficial Média (Ra)	40
3.8. Ensaio Tribológico – <i>Ball-on-Flat</i>	40
3.9. Microscopia Ótica	41
3.10. Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)	42
3.11. Espectrometria de de Raios X dor Dispersão de Energia (EDS) ...	43
4. Resultados e Discussão	44
4.1. Microdureza Vickers	44
4.2. Rugosidade Superficial Média (Ra)	47
4.3. Ensaio Tribológico – <i>Ball-on-Flat</i>	48
4.4. Microscopia ótica	52
4.5. Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (EDS)	54
5. Conclusões	64
6. Sugestões para Trabalhos Futuros	65
7. Referências Bibliográficas	66

1. Introdução

A tribologia pode parecer um tema extremamente contemporâneo e associado às tecnologias de última geração, mas engana-se quem pensa que a preocupação com assuntos voltados para esta área começou apenas no final do século XX. Grandes cientistas e inventores da antiguidade já se preocupavam com a fricção e com o desgaste de componentes mecânicos séculos atrás. Leonardo da Vinci já desenvolvia estudos relacionados à fricção, associando a rugosidade com a facilidade de deslizar um material sobre uma superfície, 200 anos antes de Newton estabelecer os primeiros conceitos do que era força. Além de da Vinci, outros grandes nomes da história preocuparam-se com assuntos relacionados à tribologia, como Coulomb e Gibbs.

Estudos relacionados à tribologia estão em toda parte, desde o desenvolvimento dos mais simples componentes mecânicos, processos de fabricação como conformação mecânica e usinagem, até o desenvolvimento de carros de fórmula 1. Todavia, muitas vezes não é dada a devida atenção a certos conceitos que envolvem esse estudo. Muitas pesquisas esquecem que o coeficiente de atrito depende de todo um sistema tribológico (duas superfícies em contato, atmosfera, lubrificação, etc.) e ao fazerem estudos relacionados ao desempenho tribológico do material, esquecem da importância que todos os fatores podem ter.

O setor metal-mecânico é um dos que mais perde dinheiro devido ao uso equivocado de conceitos tribológicos, desde a má seleção e design de materiais até má aplicação dos mesmos. O estudo das propriedades tribológicas é de grande contributo para não só reduzir a taxa de desgaste do ferramental como também para que o produto acabado seja produzido com melhor acabamento. Os mecanismos de desgaste de abrasão e adesão são responsáveis por praticamente dois terços do desgaste de ferramentas, sendo que para reduzi-los, muitas vezes apenas a aplicação de um revestimento ou tratamento superficial adequado já poderia causar um incremento de mais de 100% na vida útil da ferramenta. Outro erro cometido é não se preocupar com as propriedades mecânicas e físicas do material que será trabalhado, pois as mesmas irão influenciar em fatores como a formação de rebarba, formação de cavaco, adesão à ferramenta, formação de partículas duras abrasivas, etc. [1, 3].

Visando desenvolver um material duro e resistente, capaz de usar em altas velocidades e temperaturas outros materiais mais macios, foram desenvolvidos os aços rápidos. Os tipos de aços rápidos mais comuns são os da série M, sendo o AISI M2 o mais popular. Todavia, para melhor trabalhar sob algumas condições de usinagem mais agressivas ou usinar algumas ligas de materiais que possuem tendência a desgastar mais rapidamente as ferramentas, foram desenvolvidos os tratamentos superficiais, onde a superfície do material é modificada, mantendo as propriedades do núcleo.

Um dos tratamentos superficiais mais populares do mundo, e que serve de base para a aplicação de variados tipos de revestimentos, é a nitretação a plasma. Provinda da nitretação gasosa convencional, mas com uma série de benefícios, desde tempos menores de processo e menor consumo de gás, até uma possível

predileção da microestrutura e espessura de camada obtidas, através de um ajuste dos parâmetros de processo. Dentro da nitretação a plasma têm-se uma série de variações, desde parâmetros mais básicos como a escolha da composição gasosa utilizada para nitretar as peças, tempo, temperatura, até variações do processo em si.

Dois dos métodos mais utilizados são a nitretação a plasma convencional, onde a peça será diretamente bombardeada pelos íons da mistura gasosa, o bombardeamento também será responsável pelo aquecimento da peça; e a nitretação a plasma com tela ativa (gaiola catódica), onde desta vez as peças estarão dispostas sobre um isolante elétrico e envoltas por uma tela metálica com furos. Nesta segunda variável do processo tanto a formação de nitretos (também chamados de espécies ativas) quanto o aquecimento serão feitos através da transferência de massa e calor vindas dos furos da gaiola. O objetivo deste segundo método era criar uma superfície com dureza e espessura de camada homogêneas, evitando assim, o efeito de borda. Também foi descoberto que o aumento da rugosidade superficial após o tratamento era muito menor que para o método convencional. Este incremento homogêneo de dureza e adsorção de nitrogênio aliados a uma menor rugosidade superficial podem trazer características tribológicas interessantes para o material.

Cada variação destes parâmetros de nitretação a plasma originará um tipo diferente de superfície, com diferentes gamas de dureza, rugosidade, microestrutura, tensões residuais, etc., que irão influenciar no desempenho tribológico do material dentro de um sistema tribológico (par tribológico e suas variáveis).

1.1. Objetivo

O objetivo deste trabalho será realizar uma análise qualitativa em escala laboratorial de aspectos tribológicos envolvidos no desgaste (adesivo e abrasivo) de materiais metálicos, formando diferentes pares tribológicos de metais duros com metais macios, levando em consideração propriedades físicas e mecânicas como resistência mecânica, módulo de elasticidade, módulo de cisalhamento, dureza, etc., aliados à topografia (rugosidade superficial média) de cada um dos materiais.

Neste trabalho será usado o aço AISI M2 - nitretado sob diferentes condições para criar superfícies com diferentes durezas e rugosidades superficiais médias (Ra) ao longo de sua superfície – formando pares tribológicos com esferas de metais mais macios (AA1100, AISI 1010 e AISI 316). Criando, assim, um alicerce para futuras pesquisas em escala industrial, e, se possível, utilizando outros tipos de revestimentos e tratamentos superficiais, lubrificantes, ou, até mesmo, materiais.

2. Revisão Bibliográfica

2.1. Tribologia

A tribologia é definida como a ciência e tecnologia envolvidas na relação entre duas superfícies com movimento relativo entre si. Esta ciência envolve o estudo de fricção, desgaste e lubrificação. No momento que dois corpos sólidos se tocam, forças de ação e reação surgem, além disso, a estrutura da superfície é alterada durante a interação, podendo haver fraturas na região de contato. Pequenas porções de material também podem ser transferidas entre as duas superfícies, caracterizando uma maneira diferente de desgastar as superfícies [1,2].

Tribologia é a ciência e tecnologia de superfícies interativas que possuem movimento relativo entre si. O estudo da tribologia concentra-se no contato físico e mecânico das superfícies em movimento que geralmente envolve dissipação de energia. Sua aplicação primária se dá na engenharia mecânica e no desing, onde interfaces tribológicas são utilizadas para transmitir, distribuir e/ou converter energia. O contato entre dois materiais e a fricção que um exerce sobre o outro, causará um inevitável processo de desgaste [3].

Tratando-se de processos de fabricação, tribologia é algo que precisa ser estudado para reduzir o desgaste da ferramenta e produzir peças com integridade superficial. [3] Astakhov [4] considera que o objetivo final da tribologia dentro da usinagem é a redução da energia de corte, considerando todos os processos físicos e químicos que tomam conta do processo.

Aumento da vida útil da ferramenta, melhoria no acabamento superficial da peça usinada e melhor eficiência e estabilidade do processo são as principais metas dos estudos tribológicos.

Uma série de fatores irá influenciar na vida útil da ferramenta, desde a escala nanométrica, como a textura da superfície, até fatores como o design e as condições de uso da mesma, vale lembrar que uma alteração na geometria da ferramenta poderá causar uma modificação na tensão máxima e sua distribuição na interface ferramenta-pela, o que também poderá causar uma modificação na temperatura de contato [3].

2.1.1. A topografia de uma superfície

Toda superfície é rugosa, por mais que pareça perfeitamente polida. Existem diferentes escalas para mensurar essa rugosidade. A rugosidade de uma superfície geralmente é caracterizada através da variação de amplitude de suas asperezas em função de uma determinada distância linear ao longo da superfície do material. Além da rugosidade, a topografia de uma superfície pode apresentar outras características, como: ondulação, direção e imperfeições [3].

Rugosidade → a rugosidade superficial é produzida devido a picos e vales de asperezas de diferentes amplitudes e larguras;

Ondulações → são irregularidades da superfície que possuem elevados comprimentos de onda. Podem ser causadas devido às vibrações durante a usinagem ou tratamento térmico;

Direção → é a direção principal para a qual a superfície está “orientada”;

Imperfeições → são interrupções inesperadas na estrutura da superfície, devido a deslocamentos e defeitos em outros materiais.

Neste trabalho a forma de medir a rugosidade superficial das amostras será através da Rugosidade Superficial Média (Ra), pois esta é a forma mais comum de mensurar a rugosidade. Ela é definida a partir da média entre os valores absolutos (ou seja, em módulo) dos desvios verticais da linha média traçada no sentido longitudinal da superfície [5].

$$Ra = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |z_i - \bar{z}| \text{ (Eq. 1)}$$

Onde n é o número de pontos medidos no perfil longitudinal e z e \bar{z} são os pontos pontuais medidos ao longo do perfil e o ponto médio, respectivamente. A Figura 1 demonstra que a rugosidade superficial média é medida a partir de um valor absoluto.

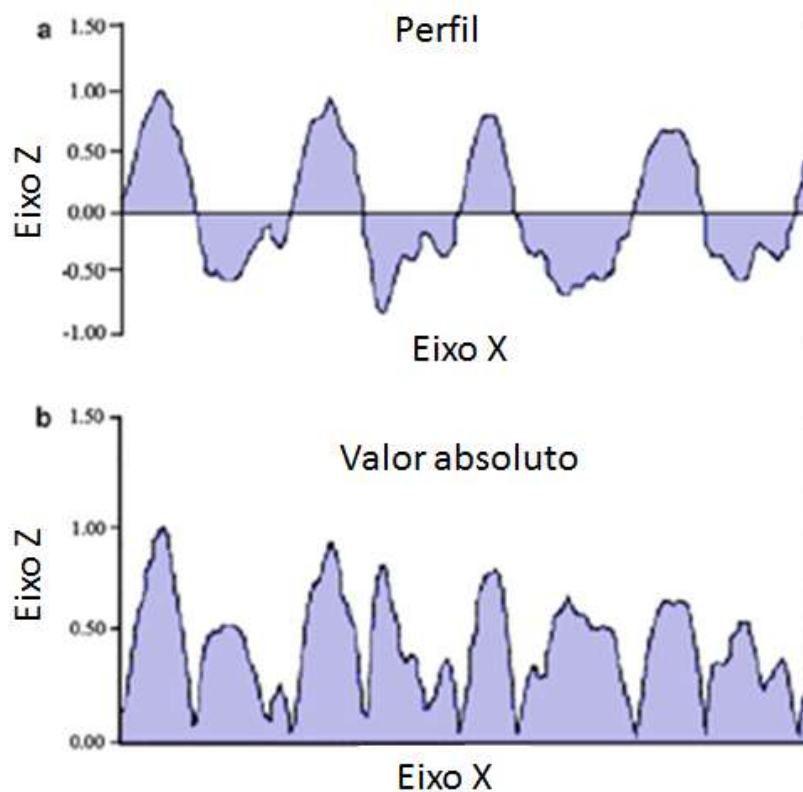


Figura 1. Esquematização da medição do valor de Ra, adaptada pelo autor [1]

Apesar de ser a mais usada e uma maneira muito cômoda de caracterizar a topografia de uma peça, não se pode esquecer que Ra é apenas uma das maneiras de analisar uma superfície. Por exemplo, uma superfície polida e uma lixada podem ter a mesma Ra, mas irão se comportar de maneira muito diferente em serviço, ou

até mesmo caso queira-se fazer um tratamento superficial na mesma. Nas Figuras 2 e 3 é possível notar este fenômeno através de uma perfilometria tridimensional de diferentes superfícies com mesma Ra. [1, 2]

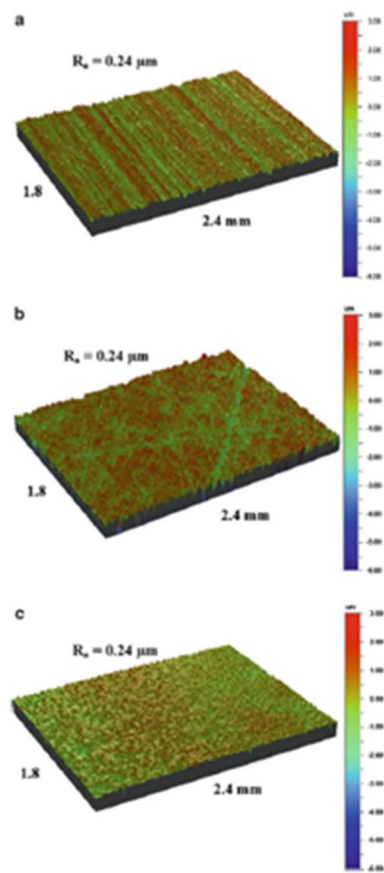


Figura 2. Perfilometrias demonstrando superfícies de mesma rugosidade superficial média, mas com diferente distribuição de asperezas [1]

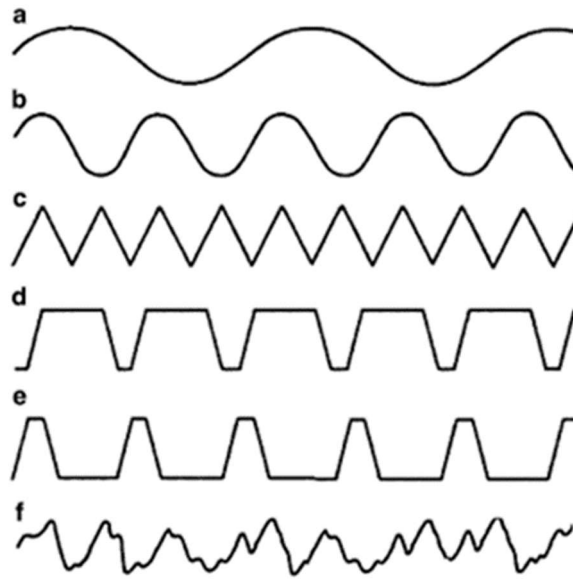


Figura 3. Diferentes tipos de superfície que apresentam o mesmo valor de Ra [1]

2.1.2. Fricção

A fricção (ou atrito) é um fenômeno muito importante que ocorre entre duas superfícies em contato, sem ela não poderiam ocorrer vários fenômenos do nosso dia a dia, como caminhar, por exemplo. De um ponto de vista mais voltado para a engenharia, basta ver o comportamento de um trem em um dia de chuva, no qual ele irá operar com uma velocidade reduzida, pois a água da chuva irá diminuir a fricção entre as rodas do trem e os trilhos, aumentando as chances de descarrilamento. Contudo, a fricção também pode ser algo indesejado, principalmente tratando-se de processos metais-mecânicos, onde ela irá representar perdas de energia e avarias no ferramental e peças usinadas, conformadas, etc. Nesse caso, a fricção deverá ser minimizada [1, 2].

A fricção pode ser definida como a resistência ao movimento relativo entre duas superfícies de dois corpos em contato. Se duas superfícies são polidas e limpas, sem que haja a presença de filmes e elementos adsorvidos, a tendência é que a fricção seja maior [1, 2].

2.1.2.1. Coeficiente de Atrito (μ)

Ao tentar descrever a fricção de forma quantitativa, pode-se usar o coeficiente de fricção. Muitas pessoas enganam-se ao pensar que o coeficiente de atrito será uma propriedade de um material, ele representa uma propriedade de um sistema tribológico, onde haverá pelo menos duas superfícies em contato. Lubrificantes, revestimentos, atmosfera e até mesmo a umidade relativa do ar são fatores que irão influenciar no coeficiente de fricção. O coeficiente de atrito é definido matematicamente como a razão entre a força de fricção tangencial (F) e a força normal aplicada (W) [1, 2].

$$\mu = \frac{F}{W} \quad (\text{Eq. 2})$$

A força de fricção será a força que resiste ao movimento, ou seja, a direção dela será contrária à direção do movimento. A força normal é definida como a força que comprime duas superfícies paralelas, e sua direção é perpendicular à direção do movimento (Figura 4).

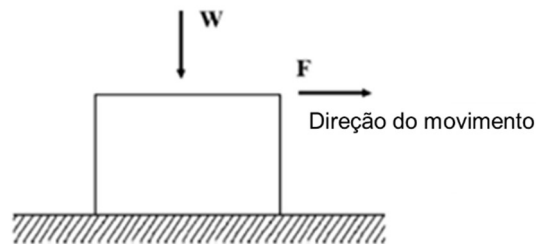


Figura 4. Diagrama esquemático de um corpo deslizando sobre uma superfície, adaptada pelo autor [1]

O coeficiente de atrito não depende de massa ou volume dos corpos em contato, e sim dos seus respectivos materiais e das condições de teste. O coeficiente de atrito é um parâmetro empírico e não deverá ser medido através de cálculos. Ele poderá variar de valores entre 0,001 até valores maiores que 10, é um parâmetro adimensional pois é definido através da razão entre forças. A maioria dos materiais possui coeficientes de atrito variando entre 0,1 e 1 quando postos em deslizamento em relação ao ar, ou seja, o par tribológico do sistema é material-ar [1].

Fricção estática é a fricção que ocorre entre duas superfícies que não estão em movimento relativo, como pode-se ver na Figura 5. O coeficiente de atrito estático (μ_s) é geralmente mais elevado do que o coeficiente de atrito dinâmico (μ_k). Isto ocorre pois quando não há movimento relativo as duas superfícies tendem a “grudar” uma na outra, devido às ligações adesivas entre elas. A força de coeficiente atrito estático deve ser ultrapassada para que ocorra o movimento relativo entre as superfícies, com isso, começará a ocorrer um fenômeno que pode ser chamado de “esfregamento” entre as duas superfícies com movimento relativo entre si [1, 2].

É intuitivo que a velocidade de deslizamento entre as superfícies irá influenciar na força de fricção. Para maiores velocidades, diminui o tempo de contato entre as asperezas das superfícies, diminuindo também o tempo para sua respectiva deformação, este fenômeno geralmente resulta em uma redução da área de contato real entre as duas superfícies, fazendo com que a força de fricção do sistema seja reduzida também. Essa menor interação mecânica entre as asperezas é similar ao comportamento das moléculas em um gás real de van der Waals, onde temperaturas mais elevadas (maiores velocidades) diminuem a interação entre os átomos de gás [1, 6].



Figura 5. Variação da força tangencial com o tempo, adaptada pelo autor [1]

2.1.2.2. *Stick-Slip*

Um fenômeno muito importante que poderá ocorrer durante o deslizamento entre duas superfícies é o *Stick-Slip*. Neste fenômeno a força de fricção não se mantém constante, pelo contrário, irá oscilar bastante (Figura 6). Após a força de fricção estática ser ultrapassada o deslizamento irá ocorrer entre as superfícies, liberando energia, com isso, a força de fricção decresce. O fenômeno de *Stick-Slip* ocorre em casos onde o coeficiente de atrito estático é maior que o coeficiente de atrito cinético [7].

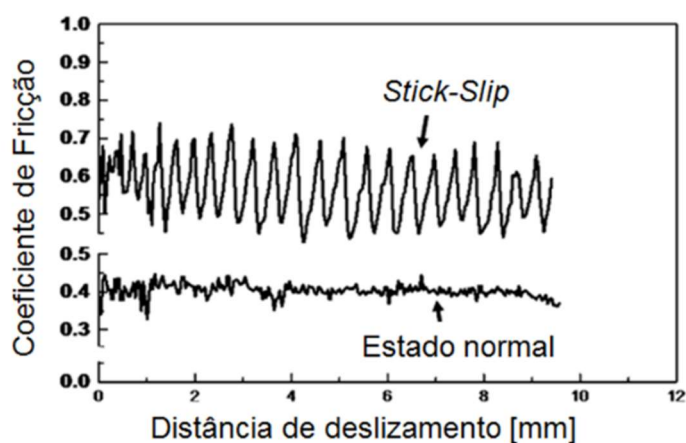


Figura 6. Gráfico representativo de um sistema tribológico com *Stick-Slip* em relação a um sistema tribológico estável, adaptada pelo autor [1]

Este fenômeno ocorre no sistema de frenagem de automóveis, por exemplo. Mas é mais comum ser visto em uma escala atômica [8].

Ondas de deslizamento

Quando ocorrer um fenômeno de *Stick-Slip*, serão criadas regiões chamadas de ondas de deslizamento. Uma parte da interface apresentará pontos de deslizamento, ou seja, “esfregamento” entre ambas as superfícies, enquanto outros pontos da interface apresentarão pontos de forte adesão entre as superfícies. Quanto mais dissimilar as propriedades elásticas dos materiais em contato, mais visível será este fenômeno. A Figura 7 apresenta o momento em que parte do material dúctil agarra no material duro, enquanto as demais regiões na interface permitem o deslizamento [9,10].

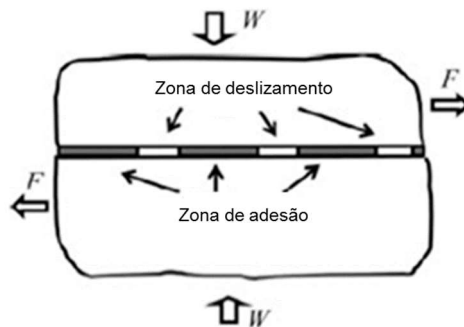


Figura 7. Duas superfícies em deslizamento com zonas de deslizamento e agarramento intercaladas entre si, adaptada pelo autor [1]

2.1.2.3. Área de Contato Real

Quando ocorre o contato entre duas superfícies, o contato ocorre inicialmente entre as asperezas os maiores picos de asperezas de cada superfície, com isso, o contato (real) entre as superfícies é dado apenas em uma fração da área de contato aparente (nominal). A área de contato real é muito afetada pela força normal aplicada entre as superfícies [1, 2].

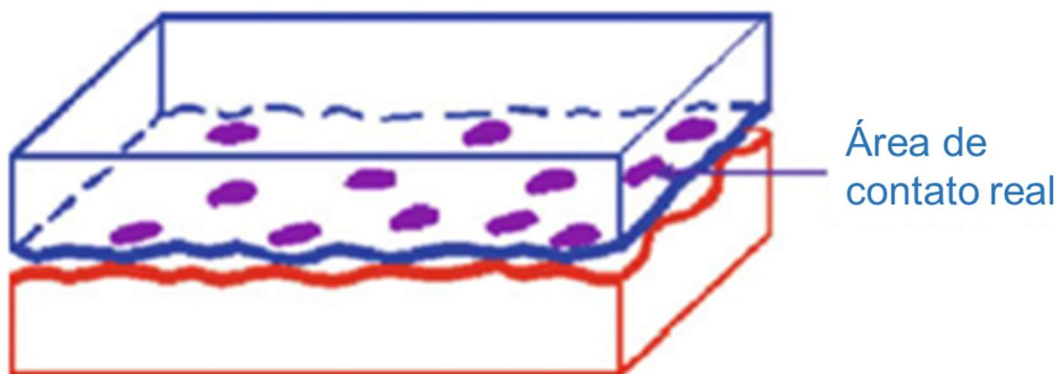


Figura 8. Vista esquemática da real área de contato entre dois corpos, adaptada pelo autor [1]

Segundo alguns modelos que buscam equacionar o desgaste adesivo entre duas superfícies, além do contato real entre as duas superfícies, uma fina camada de óxidos e elementos adsorvidos diminui mais ainda a área de contato entre as duas superfícies, sendo assim, a área de contato verdadeiro (Figura 9) [11].

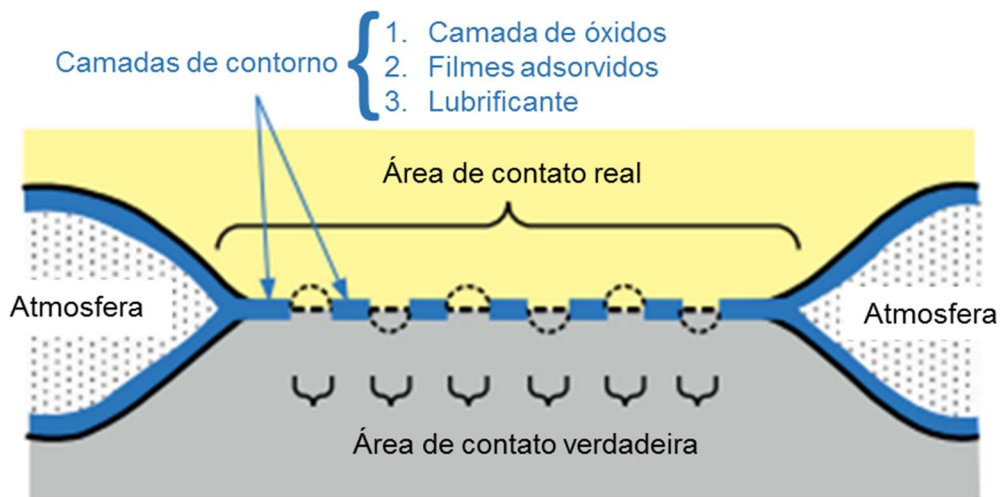


Figura 9. Verdadeira área de contato, considerando que o contato entre as asperezas não será total, adaptada de Hase e Michina [11]

2.1.2.4. Mecanismos de Fricção

Bowden e Tabor [12] estabeleceram a teoria da fricção para explicar as causas da fricção. De acordo com esta teoria, a fricção possui duas componentes, uma devido a adesão (μ_a) e outra devido à abrasão, ou seja, quebra de asperezas e arranque de material das superfícies em contato (μ_p), onde p vem de *plowing*, palavra que vem do inglês e significa arar. Estes componentes são independentes um do outro.

$$\mu = \mu_a + \mu_p \text{ (Eq. 3)}$$

Onde μ_a está relacionado com o par tribológico (materiais), lubrificação e área de contato real e μ_p depende do grau de deformação plástica dando lugar ao nível de asperezas nas superfícies [1, 2].

Componente de adesão

Quando é posta uma carga, pressionando uma superfície contra a outra, o contato inicial é feito entre as asperezas mais altas, ou seja, a área de contato real é bastante pequena. Considerando a carga aplicada elevada o suficiente para deformar as asperezas, pode-se dizer que haverá deformação plástica, aumentando a área de contato real. A força normal pode ser calculada da seguinte maneira: [1, 2]

$$W = A \cdot H \text{ (Eq. 4)}$$

Onde A é a área de contato real e H é a dureza do material mais macio.

Quando as duas superfícies são postas em deslizamento, uma força lateral é necessária para cisalhar as ligações formadas entre as asperezas. A componente principal de cisalhamento do material mais macio será definida como S . Sem considerar o aumento da área de contato real, a força de fricção poderá ser calculada da seguinte forma: [1, 2]

$$F = A \cdot S \text{ (Eq. 5)}$$

$$F = \frac{W}{H} \cdot S \text{ (Eq. 6)}$$

$$\frac{F}{W} = \frac{S}{H} \text{ (Eq. 7)}$$

Com isso:

$$\mu_a = \frac{F}{W} = \frac{S}{H} \text{ (Eq. 8)}$$

Componente de abrasão

A abrasão das asperezas irá ocorrer quando o material duro penetrar no material macio, deformando-o plasticamente. Ao considerarmos que uma aspereza cônica com semiângulo θ de material duro irá penetrar em uma superfície macia, então, a área de contato vertical será dada por: [1, 2]

$$A = \frac{1}{2}nr^2 \text{ (Eq. 9)}$$

Onde n será o número de asperezas total. Sabe-se que $W = A \cdot H$, então:

$$W = \frac{1}{2}nr^2H \text{ (Eq. 10)}$$

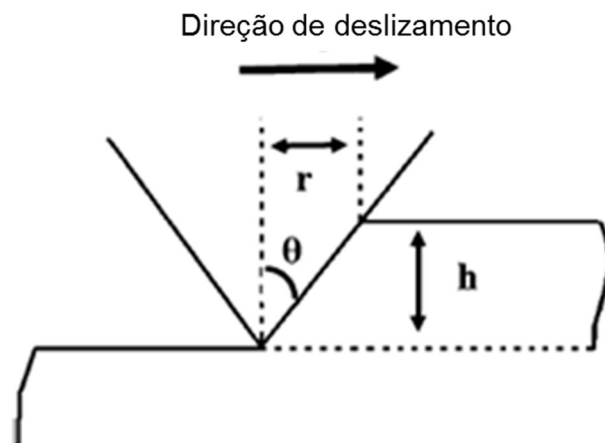


Figura 10. Esquematização demonstrando a abrasão feita por uma aspereza cônica de material duro [1]

A força de fricção do sistema é obtida de maneira similar, considerando toda a área projetada do material, que será trocada por deformação plástica, então:

$$F = nrhH \text{ (Eq. 11)}$$

Logo:

$$\mu_p = \frac{F}{W} = \frac{2h}{\pi r} \text{ (Eq. 12)}$$

Efeito da rugosidade superficial

Vários modelos estatísticos de superfícies rugosas em contato foram propostos após trabalhos pioneiros desenvolvidos considerando a distribuição aleatória das rugosidades. Estes estudos comprovaram, através de simulações numéricas, que para ambos os tipos de materiais, elásticos ou plásticos, a área de contato real entre as superfícies varia de forma linearmente proporcional à carga aplicada entre elas [10].

2.1.2.5. Fatores que afetam a fricção

Rugosidade superficial → nas primeiras tentativas de explicar a fricção, ela era relacionada à rugosidade superficial, devido ao fato de toda superfície possuir asperezas e ondulações, mas com o tempo se viu que uma série de outros fatores era tão importantes quanto, ou até mais importantes, do que a rugosidade da superfícies [1].

Dureza e encruamento → é notório que deformações plásticas severas ocorrem durante o deslizamento entre duas superfícies. Em geral, o efeito da dureza de um material é inversamente proporcional ao coeficiente de fricção. O efeito da dureza na fricção é atribuído ao fato de que há baixa deformação plástica em materiais duros, diminuindo sua capacidade de aderir, diminuindo o coeficiente de atrito. Todavia, a dureza em si não pode ser usada como uma forma de predizer o coeficiente de atrito de um sistema [14-17].

Módulo de cisalhamento e elasticidade → um aumento no módulo de elasticidade acarreta em uma redução da área de contato real, bem como em uma redução da adesão e da fricção. O módulo de cisalhamento comporta-se como o módulo de elasticidade, com isso, um aumento no módulo de cisalhamento causa uma redução da fricção [18].

Velocidade de deslizamento → geralmente, o coeficiente de atrito diminui com o aumento da velocidade de deslizamento devido ao menor tempo de contato, e com isso, menor adesão, entre as asperezas. Por outro lado, em materiais muito macios, poderá ocorrer um excessivo arranque de material, aumentando a fricção [1].

Ambiente → é comum que materiais metálicos formem finos filmes de óxidos, os quais irão ajudar a reduzir a fricção entre os dois corpos. Para experimentos feitos em vácuo (ou quase vácuo) é comum que haja um aumento da adesão entre os metais devido à falta (ou redução) da quantidade de óxidos formada, aumentando o coeficiente de fricção em aproximadamente 10 vezes os valores medidos no ar [1].

2.1.3. Desgaste

Desgaste é a perda progressiva de material na superfície de um componente devido a trabalho mecânico. Assim como a fricção, o desgaste não é uma propriedade do material, e sim uma resposta do sistema às condições nas quais ele se encontra. Muitas vezes relaciona-se alta fricção com alto desgaste, mas isso não é necessariamente verdade. O desgaste é quantificado através da taxa de desgaste, que é definida como a perda de massa ou volume por tempo ou distância percorrida [1, 2].

Mecanismos de desgaste

Os principais mecanismos de desgaste são: desgaste adesivo, desgaste abrasivo, delaminação, erosão, corrosão, etc., mas neste trabalho serão abordados apenas dois destes mecanismos, o desgaste adesivo e o desgaste abrasivo, pois são os mais comuns de serem encontrados, aproximadamente dois terços dos problemas de desgaste encontrados na indústria estão relacionados a estes dois mecanismos [1, 2].

2.1.3.1. Desgaste Adesivo

Quando duas superfícies muito limpas são postas em contato, ao ser feita uma análise na escala atômica, é possível ver que os átomos de ambas as superfícies estarão em contato em alguns pontos. Com isso, ambas as superfícies irão sofrer forças de van der Waals de curto alcance. Com distância de aproximadamente 1 nm, poderosas forças de curto alcance entram em ação e junções entre as asperezas podem ser formadas na área de contato real entre as duas superfícies. Quando se tem um movimento relativo, as junções de asperezas serão cisalhadas. A tendência é que o material mais macio seja transferido para o material mais duro, mas ocasionalmente, poderá haver transferência de material da superfície dura para a superfície macia [1, 2].

2.1.3.2. Desgaste Abrasivo

Considerando uma situação onde um material duro é posto em contato com um material macio, as asperezas do material duro serão pressionadas contra o material macio, ocorrendo deformação plástica do material macio. Quando ocorre o deslizamento entre as duas superfícies, o material duro irá remover o material macio. Processos abrasivos ocorrem devido a deformações plásticas bastante severas, gerando uma série de estrias na superfície do material macio – onde o material foi arrancado [1, 2].

Formação do Terceiro Corpo

Uma mistura entre o desgaste adesivo e o abrasivo pode ocorrer. Após haver a adesão entre as asperezas e seu posterior cisalhamento, é possível que se formem particulados de elevada dureza que ficarão deslizando junto com as superfícies, gerando ranhuras e imperfeições em ambas (Figura 11). Alguns autores que analisaram o contato de materiais duros, como aços ferramentas, e materiais macios, como metais não ferrosos, chegaram a conclusão de que para algumas condições de

contato a taxa de desgaste no material duro pode ser muito elevada, devido aos mecanismos de adesão-abrasão e uma série de fenômenos de oxidação e encruamento que envolvem a formação de partículas de terceiro corpo [1, 19-22].

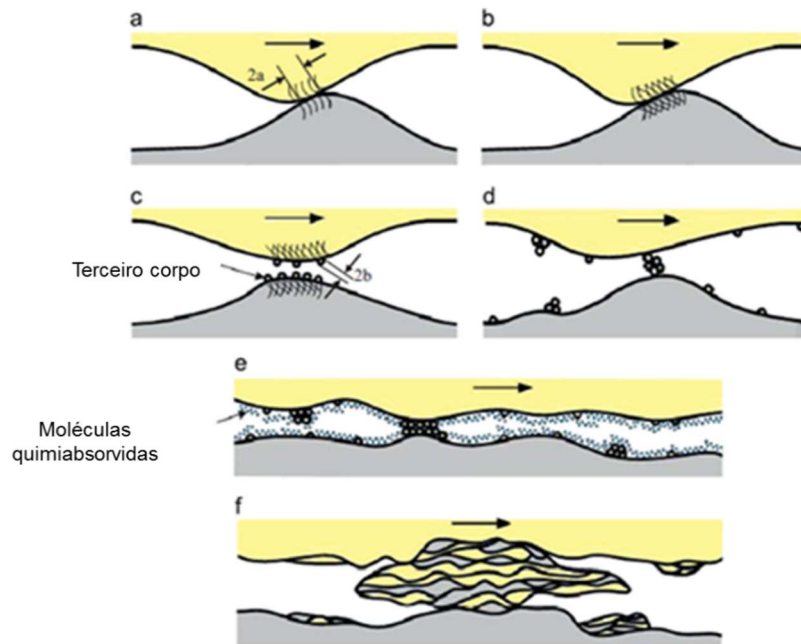


Figura 11. Esquemática do processo de formação do terceiro corpo, adaptada pelo autor [22]

2.1.3.3. Desgaste de Materiais Metálicos

O desgaste de uma superfície ocorre através de um ou uma combinação de mecanismos. Em grande parte dos mecanismos de desgaste a adesão está presente. Entre materiais metálicos, a adesão é o mecanismo mais comum de desgaste. Durante o deslizamento entre as duas superfícies o material de uma superfície é transferido para a outra. Esta transferência permanece na superfície ou é separada da superfície na forma de detritos [22].

Mecanismo de desgaste adesivo

Quando duas superfícies deslizam uma na outra, ocorre cisalhamento nas junções de asperezas, podendo ocorrer diferentes tipos de desgaste (Figura 12):

1. Quando a interface é mais fraca que ambos os metais, o cisalhamento irá ocorrer na interface;
2. Quando a interface é mais forte que um dos metais e mais fraca que outro, o cisalhamento irá ocorrer no material mais macio;
3. Quando a interface é mais dura que um dos metais e ligeiramente mais dura que o outro, um cisalhamento agressivo irá ocorrer no material mais macio, havendo uma grande transferência de material para o metal mais duro. O cisalhamento irá ocorrer ocasionalmente no metal mais duro também;

4. Quando a interface é significativamente mais dura do que ambos os metais em deslizamento, o cisalhamento irá ocorrer longe da interface, havendo transferência de material entre os dois metais [1, 12].

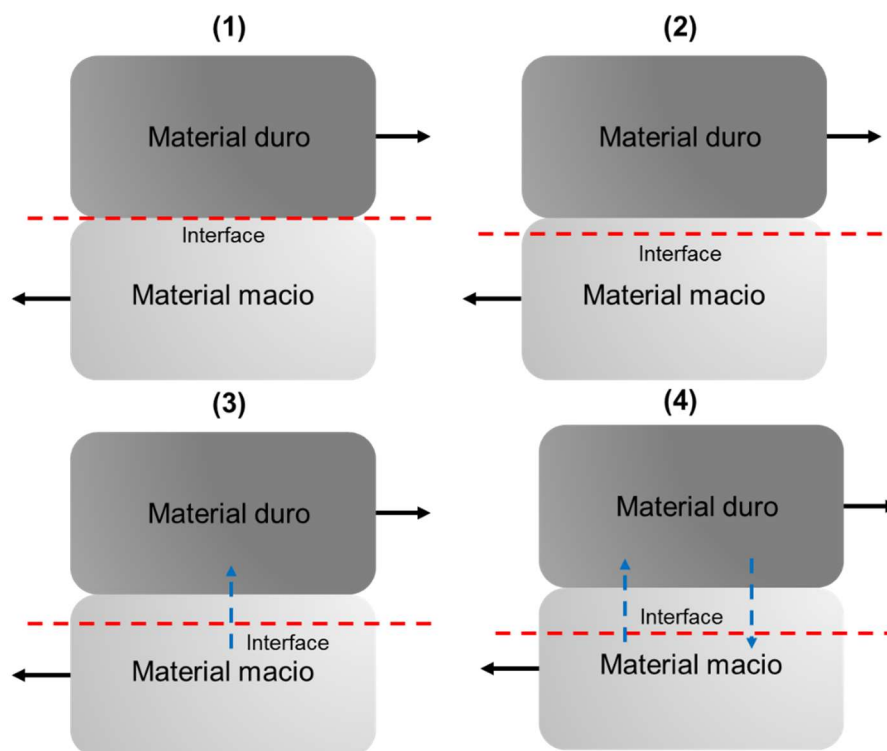


Figura 12. Esquematização dos mecanismos de desgaste adesivo descritos, adaptada pelo autor [1]

2.1.4. Integridade Superficial

O comportamento do material depende bastante da superfície, da área de contato superficial e do meio em que o material opera [25]. A superfície pode ser descrita como a camada mais externa de um componente. Uma interface pode ser descrita como a camada de transição entre dois ou mais componentes, que se diferem fisicamente, quimicamente, ou de ambas as maneiras.

Hudson [26] define uma superfície ou uma interface ocorrem quando um determinado sistema tem uma mudança abrupta de propriedade, como: densidade, estrutura cristalina e sua orientação, composição química ou magnetismo. Superfícies e interfaces podem ser analisadas através de um microscópio óptico de alta resolução, métodos físicos e químicos. Para sua realização, uma série de equipamentos simples e bastante sofisticados vêm sendo desenvolvidos [27,28].

Leonardo Da Vinci demonstrava preocupação com o acabamento superficial dos componentes mecânicos que criava, não à toa desenvolvia experimentos relacionando a rugosidade do material com a facilidade em desliza-lo sobre uma superfície [29]. Outro nome muito conhecido que desenvolveu estudos relacionados à área de engenharia de superfície foi Gibbs, ele estabeleceu os princípios para

mecânica estática e termodinâmica, nestes trabalhos ele descreveu completamente a termodinâmica superficial entre fases [30]. Irwin Langmuri (vencedor do Prêmio Nobel de 1932) também trouxe à tona conceitos fundamentais em trabalhos com materiais metálicos e também demonstrou um detalhado modelo de emissão termoiônica [31].

Muitas publicações tratam as superfícies dos materiais como algo puro e termodinamicamente estável. A superfície de um metal usinado passará por deformação plástica e possuirá asperezas ao longo de sua seção, por mais refinado que seja o polimento final. Todas as superfícies metálicas formarão óxidos estáveis na temperatura ambiente, exceto ouro e platina [25].

Mas não é apenas com o aspecto topográfico que devem fazer parte de uma análise superficial, toda uma gama de propriedades e características metalúrgicas, mecânicas, físicas, químicas e biológicas deve ser levada em conta para garantir a integridade superficial de um produto [25].

O primeiro problema que um engenheiro deverá resolver em termos de acabamento superficial, é qual tipo de superfície irá atender as necessidades do componente. Várias características e propriedades deverão ser levadas em conta, tais como lustrosidade, adesão, coeficiente de atrito, e assim por diante. Um bom entendimento dos requisitos de operação que o componente deverá atender facilitarão esta escolha [25].

Integridade superficial dentro da engenharia pode ser considerada como o conjunto de várias propriedades de uma superfície que afetam no desempenho dela em serviço. Primeiramente, este conjunto de propriedades incluem o acabamento superficial, textura, resistência ao desgaste e propriedades de adesão e difusão. Também podem ser estudadas outras propriedades que podem ser importantes para a performance em serviço da superfície, como por exemplo: propriedades óticas, resistência ao atrito, molhabilidade, emissividade térmica, tensões superficiais, propriedades químicas e biológicas, e assim por diante [25].

A integridade superficial é classificada dentro dos seguintes parâmetros:

- Parâmetros geométricos → acabamento, textura e a geometria do componente em si;
- Parâmetros físicos e mecânicos → dureza, tensões residuais e microestrutura;
- Parâmetros químicos → afinidade à oxidação, adsorção e reações químicas superficiais;
- Parâmetros biológicos → fixação e proliferação celulares [25].

Quase todas as condições de trabalho podem causar a degradação do material. Estresses mecânicos e choques, calor, luz, radiação eletromagnética, interação com fungos, bactérias e outras formas de vida, tudo isso pode causar danos à integridade superficial do material [24]. De acordo com Bachelor *et al* [27], a degradação do material é definida em termos de perda de performance dentro de um sistema de engenharia.

Integridade Superficial em processos de usinagem

Um processo de usinagem produzirá uma superfície caracterizada pela sua topografia e propriedades metalúrgicas e mecânicas. Esses aspectos superficiais deixam claro que uma superfície usinada é algo bastante complexo e que seu funcionamento estará relacionado a vários fatores interligados. É aconselhável dividir um processo de usinagem em cinco mecanismos diferentes: químico, mecânico, mecanotérmico, termomecânico e térmico [26].

A camada mecanicamente afetada é composta por rugosidades, deposições e deformações plásticas. Na camada afetada pelo calor ocorrerão transformações de fase, fraturas e revenimento indesejado. A camada quimicamente afetada será composta por mudanças químicas na superfície. Além disso, uma combinação de componentes mecânicos e térmicos formará uma zona afetada por tensões residuais [25].

Em geral, condições agressivas de usinagem irão resultar em uma pior integridade superficial, devido às elevadas taxas de calor e deformação. Em contrapartida, condições mais moderadas de usinagem produzirão uma superfície com melhor integridade superficial e menor acúmulo de tensões residuais [25].

É de grande interesse fazer com que o material a ser usinado seja cisalhado pelo material que irá realizar a usinagem, sem que haja zonas de adesão e deformação plástica remanescentes após o deslizamento entre as duas superfícies. Ou seja, uma fratura plástica de aspecto fibroso e com microvacâncias não será desejado.

Na Tabela 1, Gensamer [33] resumiu da seguinte maneira os termos comumente usados para descrever fratura:

Tabela 1. Associação entre os mecanismos de fratura e o aspecto da mesma

Comportamento característico	Termos usados	
Modo cristalográfico	Cisalhamento	Clivagem
Aparência da fratura	Fibrosa	Granular
Deformação para fratura	Dúctil	Frágil

Uma fratura por cisalhamento ocorre como resultado de um deslizamento intenso no plano de deslizamento ativo. Este tipo de fratura é provocado por tensões cisalhantes. A superfície de fratura que é causada por cisalhamento aparenta ser, quando observada com pequenos aumentos, cinza e fibrosa, enquanto a fratura por clivagem aparenta ser brilhante ou granular. O limite entre a fratura frágil e a fratura dúctil é arbitrário e depende da situação a ser considerada [34].

Zhou *et al* [35] e Zhang *et al* [69] estudaram a importância da textura superficial de ferramentas no acabamento superficial de peças usinadas e adesão de material nas ferramentas, respectivamente. Ambos os grupos de pesquisadores concluíram que a integridade superficial das peças e ferramentas podem ser otimizados através de um controle de parâmetros superficiais feito previamente.

2.2. Aços Rápidos

Aços rápidos são ligas complexas de base ferro-carbono com elementos de liga como cromo, molibdênio, vanádio, tungstênio e cobalto. O carbono e os elementos de liga são balanceados a fim de dar ao material um bom endurecimento, uma boa temperabilidade, boa resistência ao desgaste, resistência a quente e tenacidade para aplicações industriais de corte [36].

De acordo com a AISI, há mais de 40 tipos de aços rápidos. A AISI estabeleceu o sistema de classificação dos aços rápidos há anos atrás. O sistema consiste em classificar como do tipo M os aços rápidos a base de molibdênio, e em T os aços nos quais o tungstênio é o principal elemento de liga. Junto ao M e o T também foi adicionado um número de série, com isso temos os aços AISI M2, AISI T1, AISI M41, AISI T15, etc. este número não representa nada em especial, apenas diferencia os aços dentro de um grupo com o objetivo de facilitar a seleção do material.[36] Neste trabalho será utilizado o AISI M2, o mais popular dos aços rápidos.

Algumas das principais características dos aços rápidos:

- Todos são aços altamente ligados;
- A quantidade de carbono deles geralmente permite tratamentos de têmpera que fazem o material chegar a 64 HRC
- A sua temperabilidade é tão alta que praticamente todos possuirão uma uniformidade de dureza ao longo da seção [36]

Uma vez considerados materiais obsoletos e de aplicação reduzida a trabalhos manuais e de carpintaria, os aços rápidos ressurgiram como materiais de alta performance. Quando associados a revestimentos podem cortar outros materiais com velocidades antes imaginadas apenas para ferramentas de carbeto [3].

As três principais propriedades para ferramentas de corte são:

- Dureza: definida como a resistência à penetração de um determinado tipo de endentação, existem várias escalas de dureza, e nenhuma é considerada absoluta. Geralmente pode ser relacionada com a resistência mecânica do material [37]. A habilidade de um material manter sua dureza em elevadas temperaturas é chamada de dureza a quente;
- Tenacidade: é a capacidade do material de absorver energia, geralmente na forma de choques mecânicos, antes de fraturar. Para ferramentas de corte, tenacidade e dureza são consideradas praticamente propriedades opostas, o aumento de uma causará a redução da outra. Há uma grande tendência em tentar desenvolver ferramentas de corte de elevada dureza e que mantenham uma boa tenacidade;
- Resistência ao desgaste: em geral relaciona-se esta propriedade com a vida útil da ferramenta. Apesar de parecer simples, esta propriedade é bastante subjetiva e poderá causar erros de interpretação e maus entendidos [3].
 - Resistência ao desgaste não é uma característica ou propriedade definida do material da ferramenta, mas sim uma resposta do sistema às condições de movimento relativo entre as superfícies em contato [3];

- A origem do desgaste superficial é resultado de uma série de fenômenos físicos, químicos e termo mecânicos bastante complexos. Vários mecanismos de desgaste (adesão, abrasão, difusão, oxidação, etc.) ocorrem simultaneamente, com maior influência de algum deles, identificar o mecanismo correto está longe de ser uma tarefa simples, e muitas interpretações são subjetivas e controversas. Além disso, o desgaste depende do tipo de movimento relativo, tensão normal e velocidade de deslizamento, que trarão novas variáveis ao seu entendimento. Devido a estas variações, diferentes taxas de desgaste são reportadas na literatura para a mesma combinação de material e ferramenta [3].

2.3. Nitretação a Plasma

O tratamento superficial de aços ferramentas visa a melhoria da interface entre a ferramenta e a peça, visando diminuir os mecanismos de desgaste atuantes [38,39]. Os métodos termo químicos mais aplicados para aços ferramenta são carbonitretação a baixas temperaturas, nitretação e nitrocementação [40].

Um aumento na dureza irá ajudar a prevenir o desgaste abrasivo. A redução no coeficiente de fricção poderá diminuir a geração de calor na interface ferramenta/peça e a adesão, reduzindo o desgaste adesivo da ferramenta e evitando a formação de gume postiço. Em alguns casos o tratamento superficial também será associado à retenção do lubrificante, resistência à corrosão e oxidação, que também irão ajudar na prevenção do desgaste [41].

A formação e crescimento da camada nitretada na nitretação depende da adsorção de nitrogênio na superfície e dos processos de precipitação e difusão, os quais são influenciados pelo material sendo nitretado. A difusão do nitrogênio no substrato do material deve considerar o estado superficial, o coeficiente de difusão na temperatura de processo e o efeito que quaisquer outras propriedades da superfície podem ter sobre a difusão [41].

A nitretação pode ser realizada através de vários processos, sendo eles em meio gasoso, líquido ou em banho de sais, e mais recentemente, a plasma. A faixa de temperaturas empregada nos processos gasoso e líquido é de 500 a 590°C, na nitretação a plasma essa faixa de temperatura é expandida para 350 a 600°C [41]. Na nitretação a plasma uma mistura com nitrogênio poderá ser utilizada no lugar da amônia, pois o mesmo será dissociado devido à descarga elétrica. Além disso, o potencial de nitrogênio poderá ser totalmente controlado, através de uma regulação da quantidade de N₂ na mistura gasosa, o que permitirá um domínio sobre a camada formada [42].

A nitretação a plasma é um processo que ocorre em condições próximas às condições de vácuo e será dividida em três etapas:

- *Sputtering* → nesta etapa geralmente é utilizado hidrogênio puro. Os íons de hidrogênio irão realizar choques mecânicos sobre a superfície da peça,

removendo óxidos e impurezas. Baixas pressões (0,5 mbar ou menos) e altas tensões são os parâmetros mais adequados para realização deste processo, os tempos de *sputtering* ficam em torno de 15 a 30 minutos;

- Aquecimento → após a limpeza da superfície, o material é aquecido até a sua temperatura de trabalho (temperatura na qual ocorrerá a nitretação). Geralmente é utilizado argônio devido a sua molécula mais pesada, com isso, seus choques mecânicos aceleram o aquecimento da peça a ser tratada. O aquecimento pode ser feito com hidrogênio também, o importante é que seja um gás inerte, assim como no *sputtering*. A pressão e tensão utilizadas nesta etapa dependem da temperatura que deseja-se atingir, sempre buscando manter a estabilidade do processo e evitar arcos catódicos;
- Nitretação → nesta etapa ocorrerão uma série de reações simultâneas onde o nitrogênio será introduzido na superfície da peça, formando nitretos com o ferro e os elementos de liga presentes no aço, ou ficando na forma de solução sólida. Diferentes misturas de nitrogênio-hidrogênio podem ser utilizadas para a formação de diferentes camadas nitretadas, de acordo com as necessidades de aplicação do material [43].

Segundo Sun *et al.* [44] na nitretação a plasma, devido ao fenômeno de redeposição de material do cátodo retropulverizado, a topografia de uma superfície nitretada a plasma é caracterizada pela existência de projeções cônicas.

A resistência à corrosão pode ser explicada pela formação da camada de nitretos na superfície da peça, que pode funcionar como uma barreira difusional, protegendo contra a ação de meios oxidantes e corrosivos [45].

Em geral, a resposta de um material à nitretação dependerá da presença de elementos de liga formadores de nitretos, tais como alumínio, vanádio, cromo, molibdênio e tungstênio. Como a camada branca será formada apenas por compostos de ferro e nitrogênio, os elementos de liga não terão interferência na dureza desta região da camada nitretada [42].

Aumentos de dureza significantes podem não ocorrer em aços carbono e ferros fundidos. No entanto, uma zona de compostos poderá ser formada, o que trará para o material uma boa resistência ao desgaste. Devido ao fato da camada branca (zona de compostos) estar sustentada sobre uma zona de difusão relativamente macia, elevadas cargas de trabalho não serão aconselháveis na aplicação destes materiais [42].

A zona de compostos formada pela fase ϵ ($Fe_{2-3}N$) é mais aconselhada para aplicações que exigem maior resistência ao desgaste e vida em fadiga e menos propícias a choques. Para aplicações que exigem maior tenacidade, uma camada branca formada por nitretos γ' (Fe_4N) é mais aconselhável. Além de aumentar a resistência ao desgaste e a vida em fadiga, a camada branca também ajuda a melhorar a lubrificação, devido a sua porosidade, e a resistência a corrosão, devido a maior resistência a corrosão que os nitretos de ferro nela presente possuem em relação ao substrato [42].

A resistência ao desgaste da região mais densa da zona de compostos é consideravelmente maior do que a da zona de difusão e do substrato do material. Na zona de difusão, a resistência ao desgaste diminui conforme a distância para a superfície aumenta, devido a menor quantidade de nitretos formados e menor quantidade de nitrogênio em solução sólida [42].

Todavia, este incremento na resistência ao desgaste do material pode não acontecer, dependendo muito da aplicação do componente, para muitas aplicações de aços rápidos, para não dizer todas, a formação da camada branca deve ser evitada. Além do mais, as ferramentas de corte geralmente possuem geometrias bastante complexas como gumes, pontas e arestas. Nestas regiões há tendência de um maior bombardeamento iônico, resultando em um sobreaquecimento da região e uma maior difusão de nitrogênio, criando uma camada mais espessa do que o desejado, e, muitas vezes, uma região fragilizada. Na Figura 13 pode-se ver como os íons vão atacar tanto a superfície superior quanto lateral, causando um excesso de calor na região [41, 43].



Figura 13. Figura esquemática do fenômeno do efeito de borda

2.3.1. Nitretação a Plasma com Gaiola Catódica

Na nitretação a plasma com gaiola catódica todas as peças são cercadas por uma malha metálica (ou gaiola metálica), onde o potencial catódico é aplicado. A peça a ser tratada é isolada da gaiola. Os componentes estão sob um potencial flutuante, ou sob uma pequena tensão *bias* aplicada [46,47]. A gaiola terá dois serviços: aquecer os componentes até a temperatura de nitretação e fornecer as espécies ativas para a nitretação de suas superfícies.

Dentro dos furos da malha, teremos um movimento em *zigzag* dos elétrons que irá produzir uma elevada densidade de íons. Dependendo do tamanho dos furos da malha poderá ocorrer o efeito de cátodo oco [48].

O *sputtering* que ocorrerá nos furos da malha formará nitretos de ferro, que ao serem expelidos pelo efeito *zigzag*, poderão se depositar na superfície das peças a serem tratadas. Na Figura 14 temos uma esquematização do fenômeno [48].

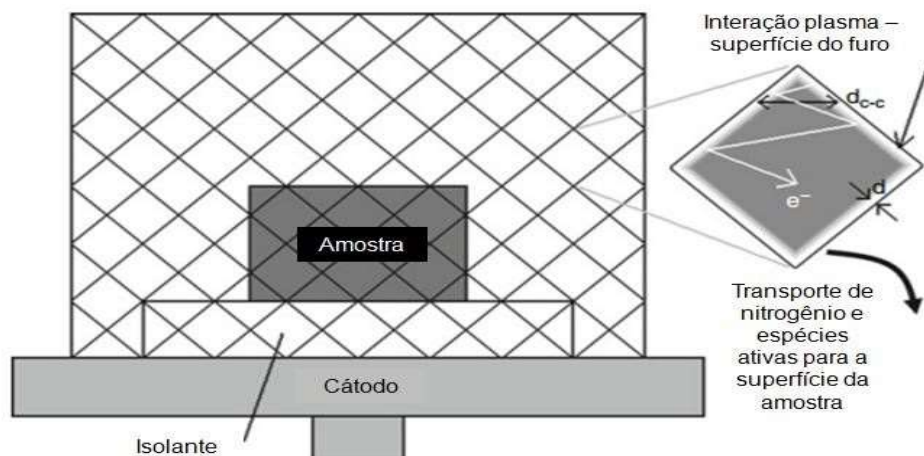


Figura 14. Esquemática do mecanismo de transferência de massa no processo de nitretação a plasma com gaiola catódica, adaptada de Alves [49]

Combinando pressão e tensão aplicada, será possível ter o efeito de cátodo oco em todos os furos da gaiola, quando isso ocorre, todos os furos começarão um processo similar ao da tela ativa, mas com maior intensidade. Há uma correlação entre o diâmetro do furo, a pressão e a tensão aplicada. A pressão não poderá ser tão alta ao ponto de evitar a transferência de espécies ativas para a peça. Os furos devem ter um diâmetro adequado para a haver o efeito de cátodo oco. Estes parâmetros podem ser obtidos experimentalmente. Haverá um *sputtering* dentro dos furos da gaiola, havendo um aumento da taxa de formação de espécies ativas e sua deposição, devido a maior intensidade do processo promovida pelos cátodos ocios nos furos [48].

Em um de seus primeiros estudos em escala laboratorial, Li *et al* [50] demonstrou que ao trocar a tampa da gaiola catódica de aço por uma tampa de cobre, cobre foi depositado na superfície das amostras. O mesmo foi feito com uma tampa de titânico, que também se depositou na superfície das amostras com potencial flutuante. Estes resultados levaram Li *et al* [50] ao concluir que a transferência de massa ocorria entre a gaiola catódica e as amostras. Como o plasma gerado em volta da gaiola catódica ela será nitretada como ocorre no processo com descarga catódica, é esperado que nitretos de ferro transfiram-se para a superfície das amostras, com isso, conclui-se que o nitreto de ferro formado na gaiola catódica será responsável pela nitretação das amostras na nitretação a plasma com gaiola catódica.

Li *et al* [50] também fez um experimento no qual a tampa da gaiola catódica era retirada, sem haver a formação de espécies ativas acima das amostras, apenas nas partes laterais da gaiola catódica. Como resultado, observou-se uma coloração cinza escura e uma elevada resposta à nitretação nas regiões das amostras próximas às laterais da gaiola. Por outro lado, em regiões mais afastadas da gaiola catódica, a amostra manteve seu aspecto brilhante original que apesar de apresentar uma dureza superficial significativa, não apresentou difusão de nitrogênio.

Baseado nos estudos de Li *et al* [50] e Zhao *et al* [51] é possível concluir que o mecanismo de transferência de massa da nitretação a plasma com gaiola catódica

envolve o *sputtering* de nitretos oriundos da gaiola catódica. Com base nestes estudos, Zhao *et al* [51] propôs um modelo para o mecanismo de transferência de massa na nitretação a plasma com gaiola catódica. Esse modelo é uma extensão do modelo de Edenhofer [52], no qual é sugerido que as partículas ricas em N se depositarão randomicamente na superfície das amostras.

Resumidamente, a nitretação a plasma com gaiola catódica consiste em uma deposição indireta de nitrogênio na superfície da amostra tratada. Diferente do processo de nitretação a plasma convencional não haverá o bombardeamento iônico diretamente da amostra pelo plasma, o aquecimento ocorrerá através da irradiação de calor dos cátodos ociosos (luminescências) formadas nos furos da gaiola e do calor irradiado pelo bombardeamento iônico da gaiola catódica em si, proporcionando um aquecimento homogêneo em toda peça. Com isso, serão obtidas uma maior homogeneidade de temperatura ao longo das amostras e uma menor rugosidade superficial média pós-tratamento [53].

2.3.2. A camada nitretada e sua importância para o desgaste

Neste trabalho, o objetivo da camada nitretada formada será promover uma gama de microdurezas superficiais e rugosidades superficiais médias (Ra), além disso, sabe-se que o nitrogênio adsorvido irá ajudar na redução do contato metal-metal. Em estudos realizados por Santos [54] e Both [43], as nitretações a plasma realizadas em suas amostras de aço ferramenta não foram suficientes para causar alterações significativas em seu módulo de elasticidade do material. Todavia, superfícies com deposições de revestimentos ou tratamentos duplex podem apresentar uma alteração considerável do módulo de elasticidade, sendo interessante fazer uma análise mais aprofundada para ter uma noção dessa alteração. [54].

A tendência tribológica da camada nitretada, sem considerar a aplicação do material, e apenas do ponto de vista físico, é aumentar a resistência ao desgaste, tanto para condições de abrasão quanto de adesão, tanto para a zona de compostos quanto para a zona de difusão. A adsorção de nitrogênio na superfície do material irá aumentar a resistência ao desgaste abrasivo devido à presença de nitretos e nitrogênio em solução sólida, que aumentarão a dureza da superfície, proporcionando um cisalhamento mais fácil das asperezas do metal macio. Do ponto de vista da adesão, a adsorção de nitrogênio irá diminuir o contato metal-metal entre as duas superfícies em deslizamento, reduzindo a possibilidade de haver microsoldagens entre as asperezas [55]. Por isso, para condições de contato (carga e velocidade de deslizamento) mais amenas em um ensaio tribológico podem ser obtidos resultados equivocados ao relacionar a microestrutura da camada com a perda de massa do material nitretado, visto que uma eventual fragilização causada pela zona de compostos será mais provável de ser observada em condições mais agressivas de contato ou em condições de aplicação do material, como foi feito por Rocha [41] comprovando em seu trabalho que a formação da zona de compostos em discos de corte de aços ferramenta AISI M2 nitretados a plasma teriam um decréscimo da vida útil do material.

Além disso, estudos feitos por Kwietniewski *et al* [56] sugerem que para ferramentas de corte a espessura das camadas nitretadas não deverá passar dos 50 µm, sem contar que o uso de misturas gasosas ricas em nitrogênio e a posterior formação da camada branca devem ser evitadas.

Aspectos tribológicos da camada nitretada

O bombardeamento iônico que ocorre durante a nitretação a plasma convencional irá proporcionar uma diferente topografia à superfície. Por exemplo, caso a peça nitretada tenha uma superfície de estado inicial como polida, ao final do processo, o bombardeamento terá alterado a sua topografia. Por outro lado, o processo de deposição e difusão de espécies ativas que ocorre na nitretação a plasma com gaiola catódica tenderá a manter a topografia da superfície da peça quase que inalterada. A tendência é que o bombardeamento aumente a rugosidade superficial da peça, ainda mais em casos de formação de zona de compostos, porém vale ressaltar que mesmo havendo bombardeamento o valor da rugosidade poderá manter-se o mesmo, porém a superfície possuirá um aspecto topográfico completamente diferente do original. A nitretação a plasma com gaiola catódica tem como intuito criar uma camada nitretada homogênea sem alterar essa topografia, ou seja, as boas propriedades tribológicas de uma superfície polida serão mantidas, e ainda, associadas com um incremento de dureza e uma camada adsorvida de nitrogênio que reduzirá o contato metal-metal.

2.4. Ensaio Tribológicos

Qualquer dispositivo para medir a fricção entre dois corpos deve ser capaz de realizar um movimento relativo entre dois corpos, aplicando uma carga conhecida, medindo a resistência tangencial ao movimento do sistema tribológico [1, 2]. No mercado encontram-se várias configurações destes equipamentos, mas o princípio de funcionamento é basicamente o mesmo, havendo alterações na geometria dos corpos postos em contato, capacidades de carga e velocidade, etc. Também é possível encontrar equipamentos capazes de simular condições de tribocorrosão e diferentes temperaturas de ensaio.

Mensurar corretamente a fricção e o desgaste dentro de um sistema tribológico não é tarefa fácil, tanto metodologia empregada quanto a posterior análise dos resultados obtidos estão facilmente sujeitas a equívocos. Fricção e desgaste não são duas propriedades intrínsecas do material, e sim das condições as quais o sistema tribológico está submetido. Por isso, cada pequena variação nos parâmetros utilizados para mensurar a fricção entre dois corpos pode fazer com que os valores medidos sejam diferentes, logo, determinar o coeficiente de atrito e fazer a correta interpretação dos resultados obtidos requer um controle minucioso dos parâmetros e variáveis utilizadas, ter noção das propriedades mecânicas, físicas, topográficas e químicas dos materiais utilizados, além de um conhecimento empírico e teórico sobre fricção. A temperatura de ensaio e a umidade relativa do ar também são variáveis que contribuem na alteração do coeficiente de fricção [1, 2].

Muitos resultados são equivocadamente analisados como bons ou ruins devido à falta de conhecimento na área da tribologia. Além do mais, boa parte das

publicações feitas não considera a importância dos parâmetros utilizados no equipamento tribológico, muito menos o material posto em contato com o material que está sendo analisado.

Uma teoria perfeita para o mecanismo de desgaste adesivo ainda não foi desenvolvida [11]. Sasada propõe que além de haver transferência de material entre os corpos em contatos, são formadas partículas oriundas do contato adesivo entre as asperezas que também irão crescer. A Figura 15 mostra o aumento da adesão do ferro com determinados materiais acarretando em uma maior formação de particulados [11].

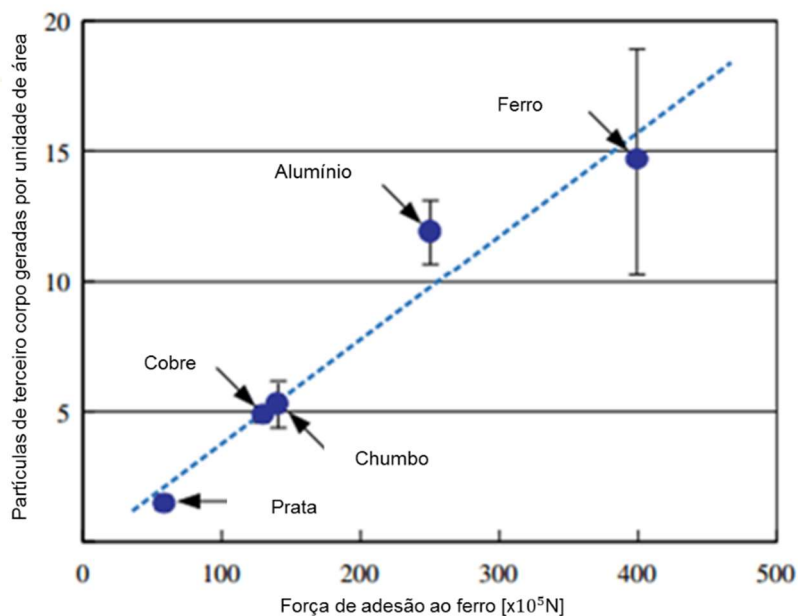


Figura 15. Relação entre a quantidade de elementos (terceiro corpo) criados em função das forças de adesão com o ferro de diferentes elementos, adaptada de Hase e Mishina [11]

Estudos com diversos materiais formando pares tribológicos com um bloco de ferro puro em escala micrométrica desenvolvidos por Hase e Mishina [11] relacionaram a formação de elementos oriundos do desgaste adesivo (detritos) por área com a sua força de adesão ao ferro.

2.4.1. Pares tribológicos

Os pares tribológicos nestes ensaios são formados por um material macio e um material duro. Todavia, esta simples nomenclatura é muito simplória, por exemplo, um par tribológico formado por uma ferramenta de diamante e um ferro fundido será muito diferente de um par tribológico formado por um aço rápido e um aço baixo carbono, ou seja, há uma série de propriedades que devem ser consideradas para entender o desgaste dentro de um sistema tribológico.

Pujante *et al* [23] realizaram ensaios tribológicos com esferas de alumínio (AA2017) formando pares tribológicos com o aço ferramenta AISI H13. Demonstrando a importância da temperatura no comportamento do coeficiente de atrito e na trilha formada, além disso, também comprovou que para maiores temperaturas de ensaio, a adesão do alumínio no aço ferramenta era maior. A Figura 16 mostra os resultados obtidos por Pujante *et al* onde o alumínio adere na superfície do aço ferramenta até mesmo para casos de temperatura ambiente. Na coluna à esquerda tem-se uma análise feita via MEV com elétrons retroespalhados, na coluna central foram obtidas imagens em um microscópio confocal para visualizar a topografia das trilhas e na coluna à direita estão os gráficos de coeficiente de atrito em função do tempo de ensaio tribológico. Outros autores [19-21] também estudaram o contato entre uma material de maior dureza, como um aço ferramenta, e um material mais macio e não ferroso, e concluíram que devido à adesão e formação de partículas de terceiro corpo o desgaste na ferramenta pode chegar à taxas muito elevadas.

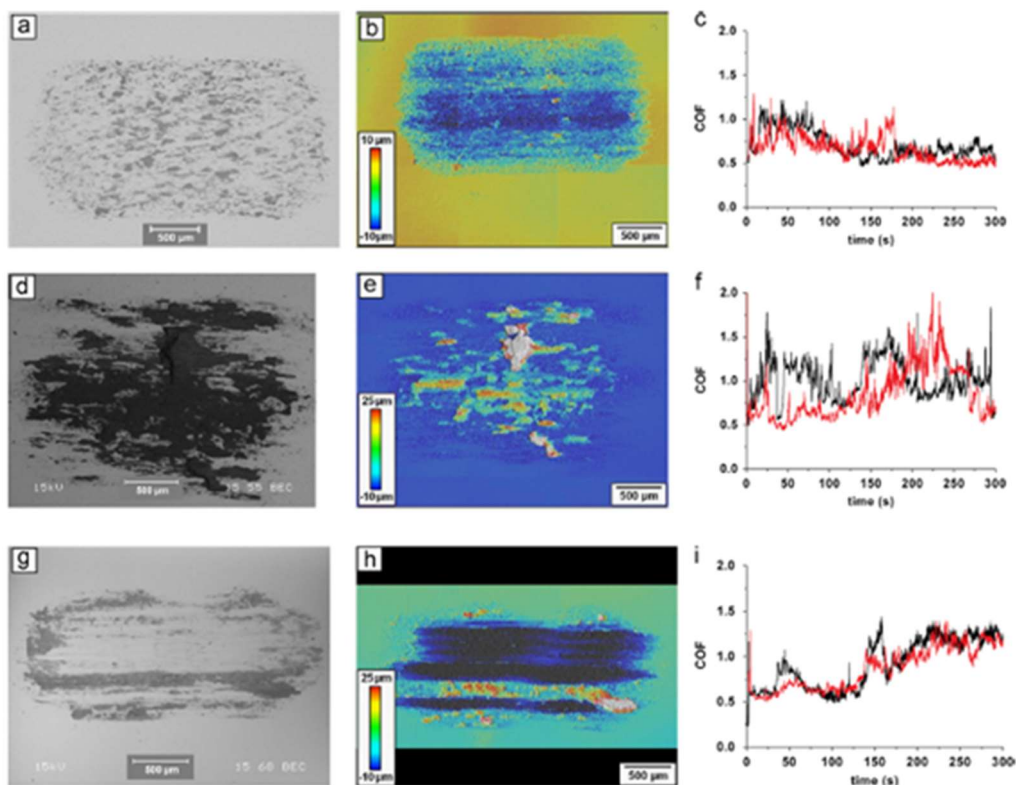


Figura 16. Resultados obtidos por Pujante *et al* [23] analisando o efeito de *galling* causado pelo alumínio no aço AISI H13

Por isso, para melhor discutir os resultados obtidos neste trabalho, será feita uma análise sobre os materiais considerados macios, desde algumas de suas propriedades físicas e mecânicas mais importantes até a formação de óxido nas superfícies dos mesmos.

Alumínio 1100 (AA110.0)

O alumínio é um material de baixa densidade, o que o torna um material atraente em várias indústrias, a liga 1100 praticamente não possui elementos de liga. Esta liga de alumínio é usada para aplicações onde é necessário um material dúctil e fácil de ser conformado, que possua boa resistência a corrosão, e resistência mecânica não seja necessária [57].

Algumas ligas de alumínio com alta resistência mecânica e dureza foram desenvolvidas, o que não é o caso do Alumínio 1100, que possui propriedades mecânicas bastante inferiores às ligas de ferro e titânio [57].

Aço AISI 1010

Os aços carbono de baixa liga são muito utilizados na indústria pois são materiais de fácil e barata manufatura. Além disso, eles fornecem uma gama muito ampla de propriedades mecânicas, onde pode-se ter um aço com boa conformabilidade que possua uma resistência mecânica moderada, ou um aço de elevada resistência mecânica e tenacidade bastante razoável [58].

Aço AISI 316

O AISI 316 é uma das ligas mais populares entre as de aços inoxidáveis. A presença de molibdênio aumenta a sua resistência à corrosão quando comparado com o AISI 304. O processamento deste aço requer um cuidado muito elevado com a temperatura, pois algumas faixas de temperatura podem fazer com que ocorra o fenômeno de sensitização, e assim, o aço perderá sua resistência à corrosão [59]. Há uma grande preocupação quanto ao processamento deste aço, soldagem, conformação a quente e tratamentos térmicos e superficiais visando melhorar a performance do material podem fazer com que ele perca resistência à corrosão. Isto fica evidenciado em estudos realizados por Wolfart [60], onde a nitretação a plasma visando aumentar a resistência mecânica e ao desgaste deste material necessita ser em baixas temperaturas e curtos tempos de processo.

Formação de óxidos

Como já foi abordado, as formações de óxidos superficiais são de grande importância para facilitar o deslizamento entre as superfícies [1]. Cada metal puro, ou em liga, possui propriedades químicas, mecânicas, físicas, elétricas etc., que os tornam diferentes dos demais. Logo, é possível concluir que a oxidação destes metais também formará óxidos superficiais com propriedades únicas e específicas [59].

Ao comparar a oxidação do aço AISI 1010 com o AISI 316 já pode-se ver esta diferença. O AISI 1010 irá formar óxidos do tipo Fe_xO_y , principalmente wustita (FeO) e magnetita (Fe_3O_4), a hematita (Fe_2O_3) será formada para atmosferas com altos teores de oxigênio em sua superfície. Já o AISI 316 irá formar uma camada de óxidos majoritariamente composta por Cr_2O_3 . Isto pode ser explicado pelo fato de esta liga possuir consideráveis quantidades de cromo e o óxido de cromo (Cr_2O_3) ser termodinamicamente mais estável que todos os óxidos de ferro possivelmente formados [59].

A alumina (Al_2O_3) também é um óxido bastante termodinamicamente estável, até mais que o Cr_2O_3 . Além do mais, a liga de alumínio 1100 possui mais de 99% em peso de alumínio em sua composição, levando uma possível participação dos outros elementos de liga na formação da camada superficial de óxidos a níveis mínimos e possíveis de serem ignorados. Também é válido acrescentar que para várias ligas de alumínio, a alumina amorfa pode ser termodinamicamente mais estável que a alumina cristalina ($\gamma - Al_2O_3$) até mesmo para maiores temperaturas [60].

Metais como Cu, Ni, Co, W, Mo, Fe e Zn formam camadas de óxido crescem e se desenvolvem como camadas cristalinas. Por outro lado, metais como Al, Si, Cr, Ge, Nb e Ta desenvolvem filmes de óxidos com estruturas amorfas, que passam a tornar-se cristalinas dependendo da temperatura [1].

A energia de ligação do metal com o oxigênio é um fator bastante importante no estudo da formação de filmes de óxidos. É possível fazer uma analogia da equação utilizada para calcular a energia de ligação dos átomos metálicos (ϵ_{M-M}) com a energia de ligação dos átomos metálicos com os íons de oxigênio (ϵ_{M-O}) [59].

$$\epsilon_{M-M} = \frac{\Delta H_{sub}}{\frac{Z}{2}} \text{ (Eq. 13)}$$

Onde ΔH_{sub} é a entalpia de sublimação (a 25 °C) e Z é o número de coordenação do átomo metálico. Ao substituir ΔH_{sub} pela entalpia (ΔH_{ads}) de adsorção de oxigênio na superfície, chega-se a uma equação análoga para a energia de ligação entre o átomo metálico com o íon de óxido [53,59].

$$\epsilon_{M-O} = \frac{\Delta H_{ads}}{\frac{Z}{2}} \text{ (Eq. 14)}$$

Na Tabela 2 [33] é possível ver alguns valores de entalpia de adsorção do oxigênio na superfície do metal [59]. Aplicando esta equação análoga nos valores encontrados na tabela 2, verifica-se que o óxido formado com cromo possui uma energia de ligação de 184,25 KJ/mol , enquanto o ferro possui 142,75 KJ/mol e o alumínio 150 KJ/mol .

Tabela 2. Entalpia de adsorção de oxigênio para diferentes elementos [33]

Elemento	Número de coordenação	Entalpia de sublimação [kJ/mol]	ϵ_{M-M} [kJ/mol]	Entalpia de adsorção de oxigênio [kJ/mol]
Al	12	326,4	54,4	900
Ti	12	469,6	78,3	992
Fe	8	416,3	104,1	571
Mo	8	658,1	164,5	718
Cr	8	396,6	99,1	737

A aplicação deste conceito pode ser vista na prática no aço AISI 316. Onde o cromo com sua grande afinidade pelo oxigênio formará um fino e resistente de óxido na superfície do material, enquanto o molibdênio, que possui uma energia de ligação

metal-metal bastante elevada é utilizado para aumentar a resistência a corrosão localizada (por pites) [59].

A energia de ligação metal-óxido geralmente é utilizada em estudos voltados à área de corrosão, contudo, é válido pensar que se um óxido possui maior energia de ligação entre os átomos de metal e oxigênio, este óxido será mais dificilmente deformado plasticamente ou cisalhado do que óxidos que possuem baixa energia de ligação entre os átomos de metal e oxigênio.

2.4.1.1. Propriedades Físicas e Mecânicas

Módulo de Elasticidade

A inclinação da região linear da curva de tensão-deformação é o módulo de elasticidade do material, ou módulo de Young. O módulo de Young é uma medida da rigidez do material, quanto maior o módulo de elasticidade, menor a deformação elástica resultante da aplicação de uma carga. O módulo de elasticidade é determinado pela força de ligação entre os átomos. Já que essas forças não podem variar sem que ocorram mudanças básicas na natureza do material, o módulo de elasticidade é uma das propriedades mais insensíveis à estrutura, ele pode ser apenas ligeiramente afetado pela adição de elementos de liga, tratamentos térmicos e deformação a frio. [33,43]. O módulo de elasticidade é bastante sensível à temperatura (Tabela 3), aumentando-se a temperatura, o módulo de elasticidade irá diminuir, pois as ligações intermoleculares tornam-se mais instáveis [33]. A tabela 3 [29] apresenta alguns valores típicos do módulo de elasticidade para materiais bastante empregados:

Tabela 3. Valores típicos de módulos de elasticidade a diferentes temperaturas

Material	Módulo de Elasticidade [Gpa]				
	Temperatura Ambiente	205 °C	427 °C	538 °C	649 °C
Ligas de Aço Carbono	200	186	154	134	124
Ligas de Aço Inoxidável	193	175	158	154	145
Ligas de Titânio	117	96	73	69	
Ligas de Alumínio	72	65	53		

Módulo de Cisalhamento

Também é possível relacionar o módulo de elasticidade com a tensão de cisalhamento de um material. Considerando um sólido elástico isotrópico e sabendo que a tensão elástica se relaciona linearmente com a deformação elástica através do módulo de elasticidade (Lei de Hooke) [33].

$$\sigma_x = E \varepsilon_x \text{ (Eq. 15)}$$

Onde E é o módulo de elasticidade em tração ou compressão. Enquanto uma força de tração na direção x produz uma extensão ao longo daquele eixo, produz também uma contração nas direções transversais y e z . Encontrou-se experimentalmente que a deformação transversal é uma fração constante da deformação na direção longitudinal. Esta constante, denotada pelo símbolo ν , é conhecida como módulo de Poisson [33].

$$\varepsilon_y = \varepsilon_z = -\nu\varepsilon_x = -\nu\frac{\sigma_x}{E} \text{ (Eq. 16)}$$

Para fins de cálculo utiliza-se apenas o valor absoluto do módulo de Poisson, o qual, para um material elástico perfeitamente isotrópico é 0,25. Para a maioria dos metais o valor do módulo de Poisson é de 0,33.[28] Após uma série de relações matemáticas é possível chegar a uma equação que irá relacionar o módulo de elasticidade com o módulo de cisalhamento e o coeficiente de Poisson [33].

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \text{ (Eq. 17)}$$

Onde G é o módulo de elasticidade cisalhante ou módulo de rigidez. Na Tabela 4 podem ser vistos valores de G , E e ν para diversos materiais [33].

Tabela 4. Valores típicos das constantes elásticas de materiais isotrópicos à temperatura ambiente

Material	Módulo de Elasticidade [Gpa]	Módulo de Cisalhamento [Gpa]	Coefficiente de Poisson
Ligas de Alumínio	72	27	0,31
Ligas de Aço Carbono	200	75	0,33
Ligas de Aço Inoxidável	193	65	0,28
Titânio	117	45	0,31
Tungstênio	400	156	0,27

Em termos de módulo de elasticidade e cisalhamento, entre os materiais envolvidos neste estudo, o alumínio apresenta o menor deles, enquanto as ligas de aço apresentarão valores similares, com alguma alteração devido à elementos de liga, precipitados, tratamentos térmicos, etc [33].

Como as asperezas duras estarão cisalhando as asperezas macias, é importante que fiquem bem claro estes dois conceitos. O alumínio AA1100, material que será utilizado nestes estudos, possui um módulo de cisalhamento muito menor que os de ligas de aço, como pode ser visto na Tabela 4, e isto será muito importante quando ele for por posto em contato com materiais que possuem maior módulo de cisalhamento.

Dureza

A dureza nada mais é do que a capacidade do material em resistir a penetração ou deformação plástica quando em contato com outro material, com uma determinada carga aplicada. Dureza é uma propriedade que representa o efeito de complexas deformações plásticas e elásticas no material sendo testado [64].

Neste trabalho, ela estará diretamente relacionada com a capacidade de um material penetrar e cisalhar o outro, e será utilizada para elaborar um comparativo entre os materiais aqui utilizados. Diferente dos módulos de elasticidade e cisalhamento ela possui uma maior sensibilidade às mudanças feitas no material, por exemplo, medições de dureza e microdureza são muito mais aplicadas para diferenciar ligas de um mesmo material, do que ensaios utilizados para medição do módulo de elasticidade. Sem contar ainda que é método muito simples, barato e rápido de caracterização do material [64].

O tipo de medição de dureza realizada será a microdureza Vickers. Neste método um indentador piramidal de diamante com um ângulo de 136° entre as faces opostas tentará penetrar na superfície do material analisado, formando uma indentação com duas diagonais. O valor de microdureza Vickers encontrado estará diretamente relacionado com a média das duas diagonais e a carga aplicada pelo indentador [64].

$$HV = \frac{200P \sin(\alpha/2)}{d^2} = \frac{1854,4P}{d^2} \text{ (Eq. 18)}$$

Onde P é a carga normal aplicada pelo indentador em gf, α é o ângulo entre as duas faces opostas do indentador e d é a média entre as duas diagonais medidas. Ainda pode-se estimar a profundidade atingida pela indentação, que será de aproximadamente $\frac{1}{7}$ o valor da média das duas diagonais [64].

O aço AISI M2 será o material duro, o material que as asperezas irão penetrar na superfície dos demais materiais (AA1100, AISI 1010 e AISI 316), considerados neste estudo, como os materiais macios. Este aço possui diversos mecanismos de endurecimento em sua microestrutura, o principal deles, e que torna este aço capaz de realizar a usinagem de outros materiais metálicos de maneira bastante satisfatória até mesmo em altas temperaturas, é a precipitação de carbonetos de elemento de liga em sua matriz.

O endurecimento proporcionado pela precipitação de partículas de segunda fase (no caso, os carbonetos) é normalmente um aditivo ao endurecimento por solução sólida produzido na matriz. O aumento na tensão necessária para deformar o material multifásico será proporcional à fração volumétrica de fase dura (carbonetos) presente no material [33]. O endurecimento proporcionado pelos carbonetos na matriz do aço AISI M2 permite com que ele cisalhe e deforme plasticamente a superfície de metais mais macios. A matriz martensítica e a fina disposição dos carbonetos ao longo dela contribuem mais ainda para o endurecimento do material.

Contato mecânico

Quando dois materiais são postos em contato, inicialmente eles poderão atraírem-se, mas com o aumento da proximidade entre eles, a atração irá diminuir e virar repulsão, o que vai de encontro do conceito de contato como é conhecido. O contato superficial irá ser responsável por uma série de fenômenos que acarretam no desgaste das superfícies em contato. Há uma série de modelos numéricos que tentam resolver de maneira aproximada os problemas relacionados ao contato mecânico [1].

Segundo modelos numéricos e elementos finitos propostos por diversos autores, principalmente Hertz, é possível calcular a pressão de contato entre dois corpos usando parâmetros como o módulo de elasticidade dos materiais, carga aplicada, diâmetro da esfera, etc. Todavia, neste trabalho a esfera passa por deformações elástica e plástica, ou seja, torna-se muito complicado prever o comportamento do material devido ao encruamento do material e modificação da área de contato entre os corpos a medida que ela é deformada plasticamente. Pode-se prever este comportamento de forma aproximada através de alguns modelos de elementos finitos (Figura 17) [1].

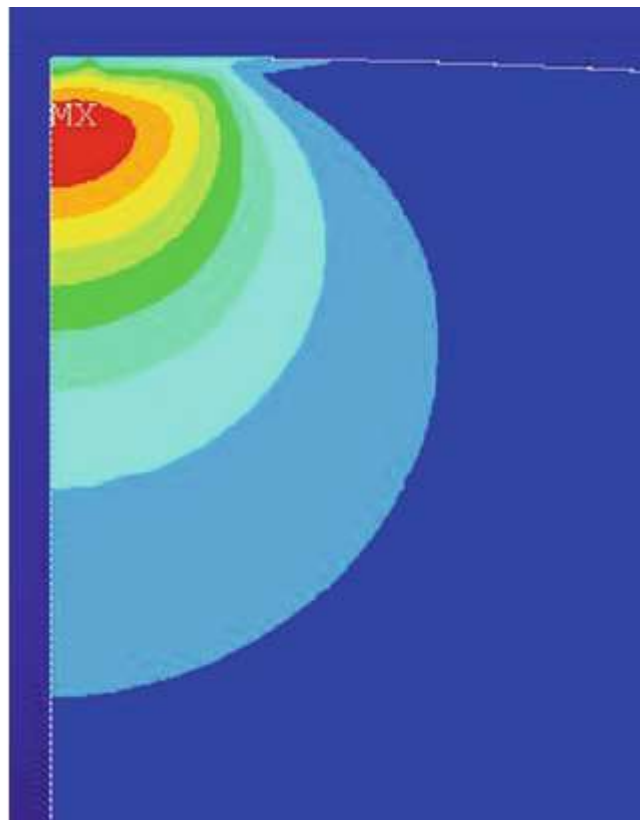


Figura 17. Elementos finitos prevendo distribuição de tensões de von Mises para o contato esférico em regime elástico [1]

3. Materiais e Métodos

A Tabela 5 possui a nomenclatura empregada para cada tipo de amostra estudada neste trabalho, relacionando-as com o processo de nitretação a plasma e a respectiva mistura gasosa empregados no tratamento.

Tabela 5. Nomenclatura usada para especificar cada um dos tipos de superfície de aço AISI M2 estudadas, de acordo com processo utilizado e mistura gasosa

Nomenclatura	Processo	Mistura gasosa
POLIDA	-	-
C5%	Convencional	5% N ₂ – 95% H ₂
C76%	Convencional	76% N ₂ – 24% H ₂
GC76%	Gaiola Catódica	76% N ₂ – 24% H ₂

A caracterização se dividiu em cinco etapas:

1. Preparação das amostras → lixamento e polimento das amostras das amostras de aço AISI M2 até a obtenção de um determinado acabamento superficial.
2. Nitretação a Plasma → nitretação a plasma das amostras de aço AISI M2 em diferentes processos e parâmetros.
3. Caracterização das amostras → foram feitas medições de microdureza Vickers e rugosidade superficial média (Ra) nas amostras de aço AISI M2
4. Ensaio tribológico → ocorreram os ensaios *Ball-on-Flat* havendo medições de coeficiente de atrito e gerando as trilhas desgastadas
5. Caracterização do desgaste → feita através de microscopia óptica e MEV/EDS nas trilhas geradas na superfície das amostras e áreas desgastadas das esferas. Nesta etapa foram caracterizadas as amostras POLIDA, C76% e GC76%, afim de fazer uma comparação entre os dois métodos utilizando a mesma mistura gasosa. Foram feitas análises de MEV e EDS nas esferas de aço inoxidável e alumínio, pois foram os materiais que apresentaram adesão na superfície do aço ferramenta nas imagens obtidas com elétrons retroespalhados.

3.1. Confeção das amostras

As amostras de aço rápido AISI M2 foram compradas em forma de barra, cortadas, retificadas e levadas para tratamento de têmpera e revenido a 1200 °C e 550 °C respectivamente. A preparação da superfície foi feita com lixamento padrão (lixas de MESH 80 até 1200) e polimento com pasta de diamante de 1 µm. As medidas das amostras são 5 mm de espessura e 31,5 mm de diâmetro.

3.2. Análise Química

Para determinar a composição química do material recebido foram feitas análises químicas no espectrômetro de emissão ótica por centelha do LAMEF-UFRGS. Os resultados desta análise podem ser vistos na Tabela 6.

Tabela 6. Comparativo entre a composição obtida pela análise química e a composição informada pelo fabricante

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W	Fe	Total
Análise Química [% em peso]	1,00	0,33	0,24	0,02	0,01	3,17	4,66	1,5	6,44	82,63	100
Nominal [% em peso]	0,85-0,9	0,30	0,30			4,10	5,00	1,90-2,00	6,10-6,20	81,35	100

3.3. Material das Esferas

As amostras utilizadas foram de ligas usualmente usinadas (ou conformadas) pelo AISI M2 (nitretado a plasma ou não), sendo elas a liga de alumínio AA1100, que é praticamente alumínio puro e foi escolhido por ser um material conhecido como bastante dúctil, e as ligas de aço AISI 1010 e AISI 316, devido as diferentes propriedades corrosivas entre elas. Para facilitar a leitura do trabalho, por vezes, a liga de alumínio será referida como AA1100, a de aço inoxidável como 316 e a de aço carbono como 1010.

As esferas utilizadas possuem 4,73 mm de diâmetro, e devido à dificuldade de realizar de realizar análise química de queima em amostras tão pequenas, a composição utilizada neste trabalho será a dada pelo fabricante das mesmas. A composição das esferas foi considerada como a dada pelo fabricante, conforme a Tabela 7. Todas as esferas foram recebidas como polidas de acordo com o procedimento padrão do fabricante.

Tabela 7. Composição das esferas metálicas

AA1100	% em peso	AISI 316	% em peso	AISI 1010	% em peso
Al	99,00	C	0,08	C	0,08 a 0,13
Cu	max 0,12	Si	1,00	Mn	0,3 a 0,6
Fe	max 0,05	Mn	2,00	S	max 0,04
Si	max 1,00	P	max 0,04	P	max 0,05
		S	max 0,03	Si	0,10
		Ni	10 a 14	Fe	restante
		Cr	16 a 18		
		Mo	2 a 3		
		Fe	restante		

3.4. Confeção da Gaiola Catódica

O primeiro passo foi definir o tamanho do furo a ser utilizado, para isto utilizou-se uma chapa furada com diferentes diâmetros (3 a 6 mm) variando a temperatura (25 a 500 °C) e a pressão (0,5 a 7 mbar) e analisando qual dos furos possuía uma maior luminescência (cátodo-oco). A distância furo-amostra foi definida de acordo com os experimentos feitos por Li *et al* [50], limitando-a em 10 mm. Com isso, a altura da gaiola foi estabelecida como sendo em função da espessura do isolante elétrico (borossilicato), espessura da amostra e distância furo-amostra (Figura 18). O material escolhido foi o aço AISI 1020 por ser um aço baixa liga, logo as espécies ativas formadas durante a nitretação serão praticamente apenas do tipo Fe-N.

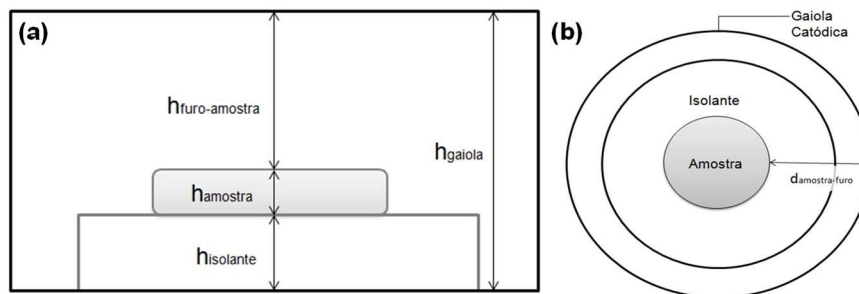


Figura 18. Esquematisação das distâncias furo-amostra (a) superior e (b) lateral

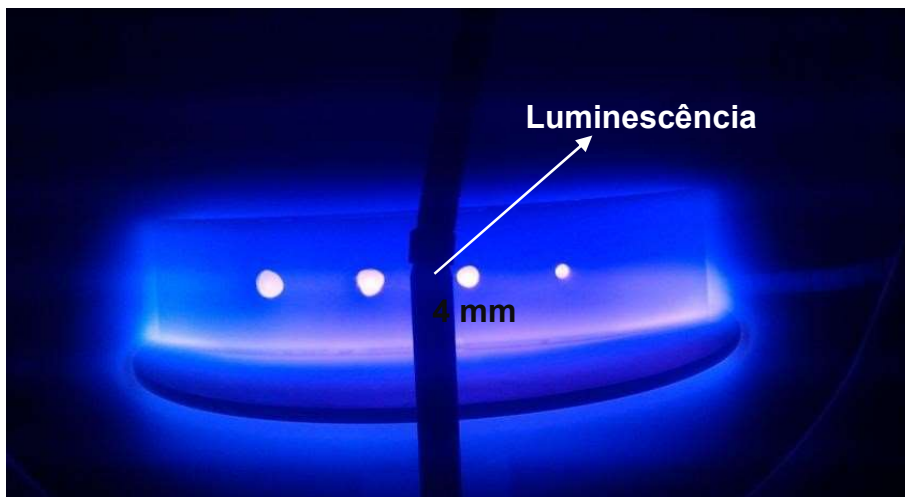


Figura 19. Ensaio teste feito para definir o diâmetro dos furos da gaiola catódica

Na Figura 18 pode-se ver que o furo que apresentou a maior luminescência ao longo de todo o processo teste foi o de 4 mm, o furo de 5 mm apresentou uma luminescência menor, o furo de 3 mm não apresentou luminescência e o furo de 6 mm perdeu luminescência com o aumento da pressão e temperatura.

A altura da amostra foi fixada em 5 mm e a do isolante de borossilicato em 5 mm também, a distância amostra-gaiola havia sido fixada em 10 mm no máximo, com

isso, a altura da gaiola catódica ficou estabelecida em 20 mm. Visando manter a distância amostra-gaiola na parte lateral da gaiola a mesma do que na parte superior, a distância amostra-gaiola na parte lateral foi definida como 10 mm. O dimensionamento feito no software *SolidWorks* procurando atender a todas as especificações gerou uma gaiola com 145 mm de diâmetro, 20 mm de altura. As dimensões do isolante ficaram estabelecidas como 142 mm de diâmetro e 5 mm de espessura (Figuras 20 e 21).

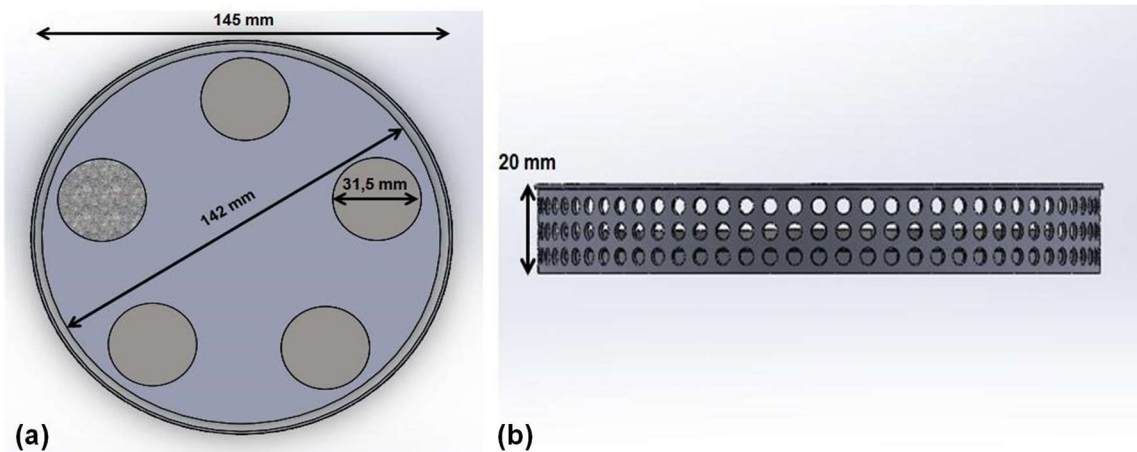


Figura 20. Vista superior (a) e frontal (b) do projeto da gaiola catódica



Figura 21. Vista isométrica do projeto da gaiola catódica

3.5. Nitretação a Plasma

Na Figura 22 é possível ver a câmara de nitretação a plasma utilizada neste trabalho e um sucinto esquema da mesma. A Figura 23 traz uma imagem da câmara em funcionamento com a gaiola catódica, nesta imagem é possível notar que alguns cátodos ociosos apresentam luminescências mais fortes que os demais.

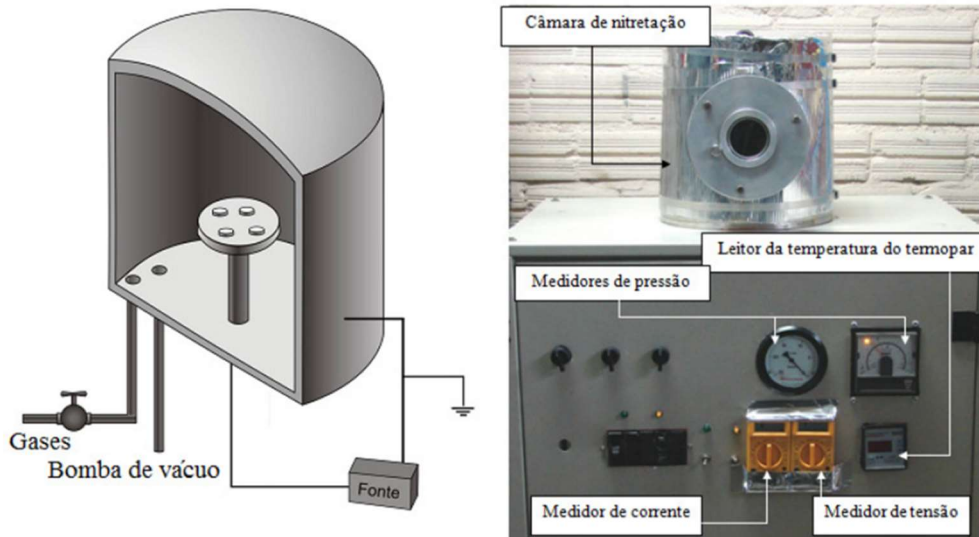


Figura 22. Câmara de nitretação a plasma utilizada[43]



Figura 23. Processo de nitretação a plasma com gaiola catódica

Os parâmetros de nitretação convencional e com gaiola catódica foram os mesmo, todos utilizados com base nos estudos de Kwietniewski *et al* [55] que sugerem que menores tempos e temperaturas de nitretação produzem peças menos sujeitas ao efeito de borda e formação de fases fragilizantes. Para todos os processos de nitretação a plasma o tempo foi de 30 minutos e a temperatura de trabalho 420 °C, variações de mistura gasosa, pressão e tensão utilizadas em *sputtering*, aquecimento e nitretação para os diferentes processos podem ser vistos

das Tabelas 8 e 9. As nitreções foram realizadas com lotes de 4 amostras e mais uma falsa amostra para acoplar o termopar. Antes de cada tratamento foi feita uma limpeza completa da câmara, materiais isolantes (cerâmicos e borossilcato) e amostras. O resfriamento foi feito em vácuo para evitar a oxidação das amostras, comprometendo a análise dos resultados.

Tabela 8. Parâmetros utilizados na nitreção a plasma convencional

5% N₂ – 95% H₂	Pressão [mbar]	Tensão [V]	Tempo [min]	76% N₂ – 24% H₂	Pressão [mbar]	Tensão [V]	Tempo [min]
Nitreção	4	~400	30		3,5	~350	30
Aquecimento	3	~300			3	~300	
Sputtering	0,5	~550	30		0,5	~550	30

Tabela 9. Parâmetros de nitreção a plasma via gaiola catódica

76% N₂ – 24% H₂	Pressão [mbar]	Tensão [V]	Tempo [min]
Nitreção	3,5	~350	30
Aquecimento	3	~350	
Sputtering	0,5	~550	30

3.6. Microdureza Vickers

Com o objetivo de analisar o incremento na dureza superficial gerado pela nitreção a plasma, foram feitas microintendações de dureza Vickers tanto na superfície quanto na seção transversal (perfil de microdureza). As medições foram realizadas no microdurômetro ISH-TVD1000.

Escala de Microdureza Vickers

Com o objetivo de comparar a diferença de dureza entre os materiais, foram feitas medições de microdureza com carga de 1 kgf, tanto nas amostras polidas, quanto nas esferas. Para realizar as medições nas esferas, todas foram embutidas e lixadas até obterem um aspecto plano que permitisse a realização da indentação Vickers.

Microdureza Vickers Superficial

Para analisar se o efeito de borda estava presente nas amostras, primeiro foram feitas de medições de microdureza na região mais próxima da borda possível e no centro das amostras, variando as cargas em 25, 50, 100, 200 e 300 gf (Figura 24), para analisar o comportamento da microdureza para endentações mais

profundas. Depois foi feito um perfil de microdureza Vicker superficial começando na região mais próxima da borda que permitia uma indentação com boa resolução, que ficou definido como sendo 0,4 mm de distância da borda. O perfil estendeu-se até 0,9 mm da borda com variação de distância de 0,05 mm entre as endentações. A carga utilizada no perfil de microdureza superficial foi de 25 gf por ser a carga que produziria a indentação menos profunda.

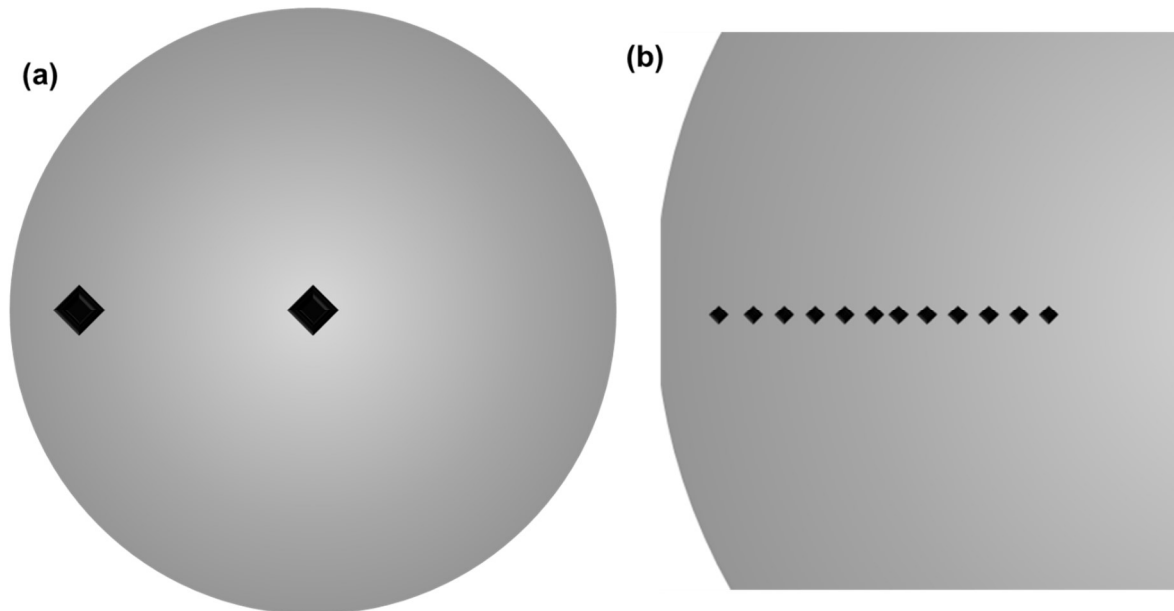


Figura 24. Desenho esquemático das medições de microdureza superficial na região borda e centro (a) e do perfil de microdureza superficial (b)

Perfil de Microdureza Vickers

Para realizar as medições de microdureza Vickers na seção transversal da amostra foi necessário realizar o seu corte e embutimento em baquelite. Além disso, também foram colados suportes metálicos sobre as amostras antes do embutimento. As medições foram realizadas com carga de 25 gf, procurando ter sempre a mesma variação de distância entre os pontos. O perfil começou na indentação feita o mais próximo da superfície e se estendeu por 100 μm (Figura 25).



Figura 25. Esquema da medição do perfil de microdureza transversal

3.7. Rugosidade Superficial Média (Ra)

A rugosidade superficial média será usada para caracterizar a topografia das superfícies polida e nitretadas. Visto que as amostras nitretadas não passaram por nenhuma etapa de acabamento superficial após a nitretação, estas medições medirão o exato aumento de rugosidade proporcionado por cada parâmetro de nitretação a plasma utilizado. Foram feitas 5 medições em regiões aleatórias de 2 amostras, totalizando assim, 10 medições feitas ao total. As duas amostras utilizadas neste procedimento foram as utilizadas na caracterização tribológica. Para esta caracterização foi utilizado o rugosímetro Mitutoyo SurfTest-401 do LdSM-UFRGS.

3.8. Ensaio Tribológico – *Ball-on-Flat*

A medição do coeficiente de atrito será feita através do método *Ball-on-Flat* com movimento recíproco. Este método consiste basicamente no contato entre uma esfera e uma amostra plana, com uma carga constante aplicada. Os dois corpos deslizam entre si formando uma trilha na amostra plana e desgastando a esfera. Quanto maior a carga aplicada, a tendência é que maior seja a área de contato entre os dois corpos, formando trilhas mais espessas e desgastando uma maior área da esfera. A velocidade é outro parâmetro variável neste procedimento, para o equipamento utilizado a velocidade é dada em forma de frequência e medida em Hz, ou seja, o movimento é feito de maneira linear ao longo de uma trilha de 4 mm.

Foram utilizadas duas configurações para a realização dos ensaios tribológicos: na Configuração 1 foi aplicada uma carga normal de 0,5 N e velocidade de deslizamento de 2 Hz (0,16 m/s), tendo o ensaio uma distância percorrida de 28,8 metros; já na Configuração 2 foi aplicada uma carga de 6 N e uma velocidade de deslizamento de 4 Hz (0,32 m/s) e o ensaio percorreu uma distância de 57,6 metros. Estas configurações foram escolhidas baseando-se no fato de estudar duas situações bastante adversas, dentro da capacidade do equipamento.

Tabela 10. Parâmetros utilizados nos ensaios tribológicos

	Carga [N]	Velocidade [Hz]
Configuração 1	0,5	2
Configuração 2	6	4

Todos os ensaios foram realizados a seco, com temperatura de 20 °C e umidade relativa do ar entre 60 e 70%. Além disso, todas as amostras foram limpas com álcool isopropílico antes dos ensaios. As esferas passaram por um banho ultrassônico de álcool isopropílico por 10 minutos. Foi utilizada uma esfera para cada ensaio. O equipamento utilizado foi o tribômetro da marca CETR – UMT do LAPEC-UFRGS. As Figuras 26-28 demonstram o arranjo esfera-amostra utilizado neste trabalho.

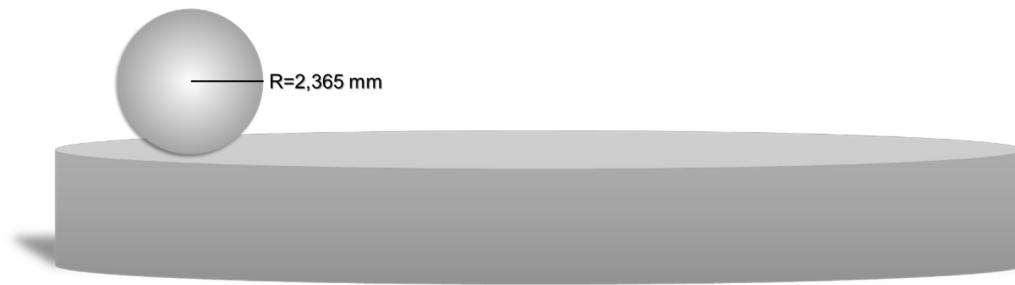


Figura 26. Esquema do sistema *Ball-on-Flat*

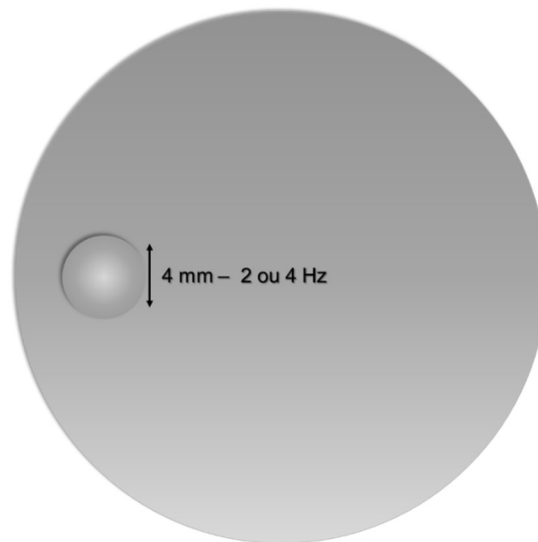


Figura 27. Desenho esquemático do deslizamento entre os corpos formando uma trilha de 4 mm de comprimento



Figura 28. Desenho esquemático da aplicação de carga

3.9. Microscopia Óptica

O microscópio ótico foi usado principalmente com o intuito de analisar a morfologia, buscar eventuais pontos de adesão e mensurar o tamanho das trilhas formadas nas superfícies das amostras, a área desgastada das esferas também foi medida, bem como foram obtidas imagens das mesmas após os ensaios tribológicos. As imagens foram obtidas em um microscópio ótico Olympus CX31 com auxílio do software Motic Image Plus 2.0 ML para a medição de trilhas e áreas desgastadas, foram realizadas 4 medições em cada trilha.

3.10. Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

O princípio do microscópio eletrônico de varredura (MEV) consiste em usar um feixe de elétrons de pequeno diâmetro para explorar a superfície de uma amostra. A incidência do feixe de elétrons irá interagir com a amostra, resultando no sinal de imagem. A maioria dos instrumentos utiliza um filamento de tungstênio (W) aquecido, operando numa faixa de tensões de 1 a 50 *kV*. O feixe interagindo com a amostra produz elétrons e fótons que podem ser coletados por detectores adequados e convertidos em um sinal de vídeo [65].

Quando um feixe primário incide na amostra, parte dos elétrons difundem-se e constituem um volume de interação cuja forma de interação depende principalmente da tensão de aceleração e do número atômico da amostra. Neste volume, os elétrons e as ondas eletromagnéticas produzidas são utilizadas para formar imagens ou efetuar análises físico-químicas [65].

A imagem formada a partir do sinal captado na varredura eletrônica de uma superfície pode apresentar diferentes características, uma vez que a imagem resulta da amplificação de um sinal obtido de uma interação entre o feixe eletrônico e o material da amostra. Diferentes sinais podem ser emitidos pela amostra. Dentre os sinais emitidos, os mais utilizados são originários de elétrons secundários ou retroespalhados [65].

Elétrons secundários (SE)

Os elétrons secundários no MEV resultam de uma interação do feixe eletrônico com o material da amostra. O contraste na imagem é dado pelo relevo da amostra. [65]

Elétrons retroespalhados (BSE)

O sinal BSE é resultante das interações ocorridas mais para o interior da amostra e proveniente de uma região do volume de interação abrangendo um diâmetro maior do que o diâmetro do feixe primário. A imagem gerada por esses elétrons fornece diferentes informações em relação ao contraste que apresentam: além de uma imagem topográfica (contraste em função do relevo) também se obtém uma imagem da composição [65]. Para algumas amostras foi possível calcular a área de material aderido na superfície das amostras, com auxílio do software ImageJ.

Para analisar as esferas desgastadas foram utilizados elétrons secundários, um aumento maior foi dado na região que aparentasse ter pontos de maior deformação plástica ou adesão, e conseqüentemente, pior acabamento superficial. Nas amostras foram utilizados elétrons retroespalhados para que o contraste devido a composição química fosse gerado, possibilitando a análise de pontos de adesão dentro da trilha. O microscópio eletrônico de varredura utilizado foi um XL 30 da Philips com microsonda EDS para análise elementar acoplada do LabCEMM da PUCRS.

3.11. Espectrometria de de Raios X dor Dispersão de Energia (EDS)

A análise por EDS é uma ferramenta muito importante do MEV para a caracterização de materiais metálicos e semicondutores, pois permite ao pesquisador identificar a composição de sua amostra, mesmo que qualitativamente, em pontos específicos da imagem [66]. Este método é similar a qualquer método de espectroscopia utilizado para análises físico químicas, consiste basicamente na incidência de um feixe de íons que irá excitar os elementos da superfície do material, fazendo com que os mesmos mudem de nível energético, e ao voltarem para seus níveis originais, a energia adquirida será emitida com um determinado comprimento de onda [65].

Este método permite analisar desde áreas quadradas e circulares até pontos. Neste trabalho o EDS foi feito para mensurar qualitativamente a adesão de material entre as superfícies das amostras e as esferas. Na Figura 29 tem-se a esquematização da incidência dos feixes de elétrons tanto na amostra quanto na esfera.

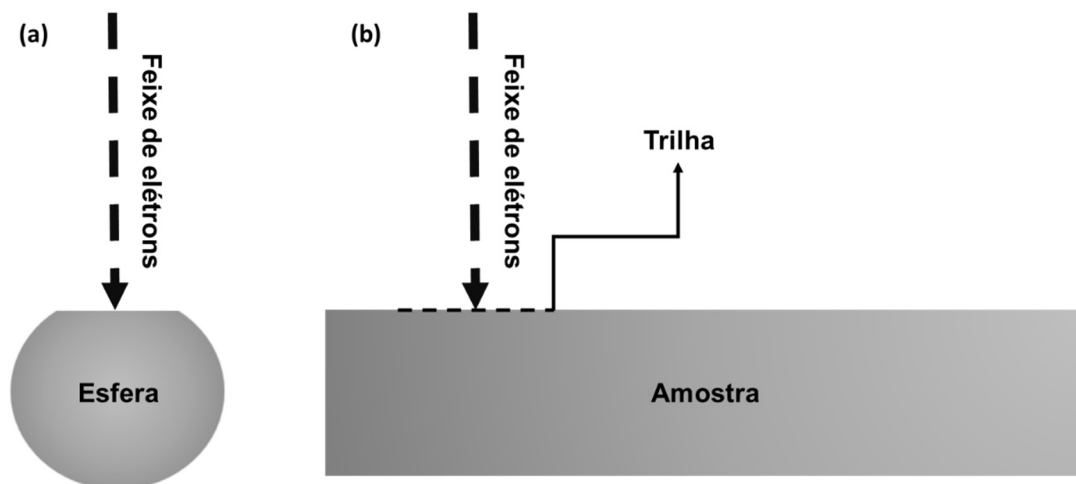


Figura 29. Vista esquemática do feixe de elétrons incidente sobre (a) esferas e (b) trilhas

4. Resultados e Discussão

4.1. Microdureza Vickers

Escala de Microdureza Vickers

Na Figura 30 pode-se ver, tal qual já era esperado, o aço ferramenta AISI M2 apresentou um valor de microdureza Vickers muito superior aos demais. Entre os materiais macios a liga de aço inoxidável apresentou os maiores valores de microdureza. O alumínio obteve os menores resultados de microdureza Vickers.

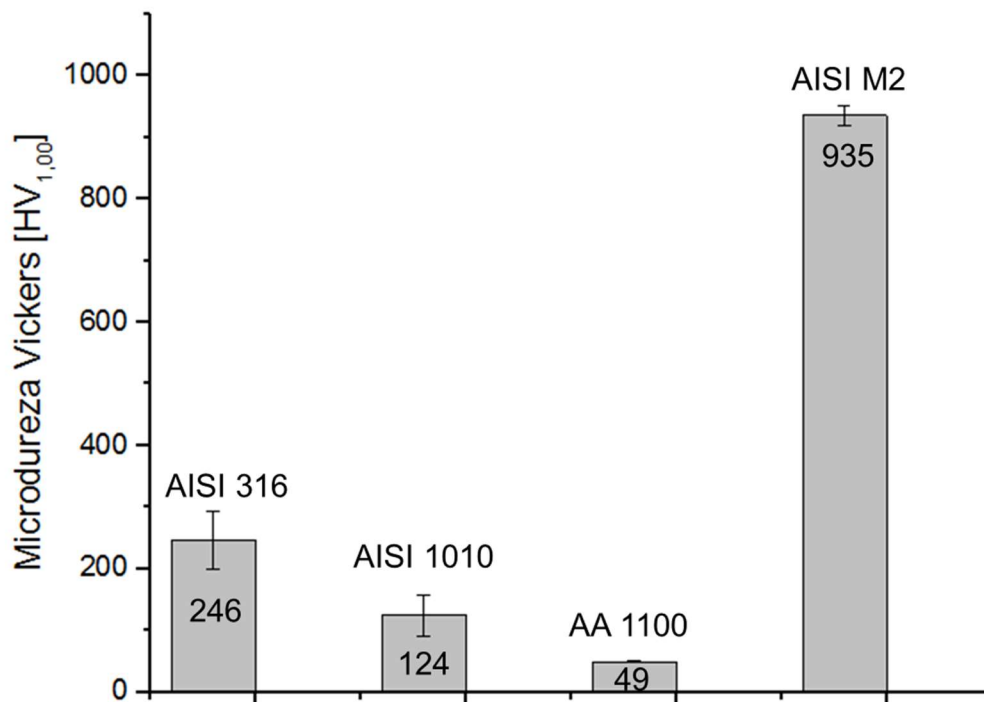


Figura 30. Escala de Microdureza Vickers obtida para medições com carga de 1 kgf

Microdureza Vickers Superficial

As medições de microdureza confirmam o efeito de borda para as amostras nitretadas a plasma via processo convencional, além de valores muito maiores, mesmo com cargas mais altas as microdurezas mantiveram-se mais elevadas que as do restante, ou seja, além de uma maior dureza, pode-se entender que a camada formada também foi mais espessa, notabilizando o efeito de borda, fenômeno que ocorre devido ao bombardeamento iônico heterogêneo ao longo da superfície (Figuras 31 e 32). As amostras nitretadas a plasma com gaiola catódica não apresentaram o efeito de borda das nitretadas pelo processo convencional, como já era esperado. Todas as amostras nitretadas a plasma apresentaram praticamente os mesmos valores de microdureza na região central, para todas as cargas aplicadas. Estudos realizados por Alves *et al* [48,49] e Ribeiro *et al* [66] também demonstraram

a eliminação do efeito de borda para amostras nitretadas com gaiola catódica devido à ausência de bombardeamento iônico na superfície das amostras.

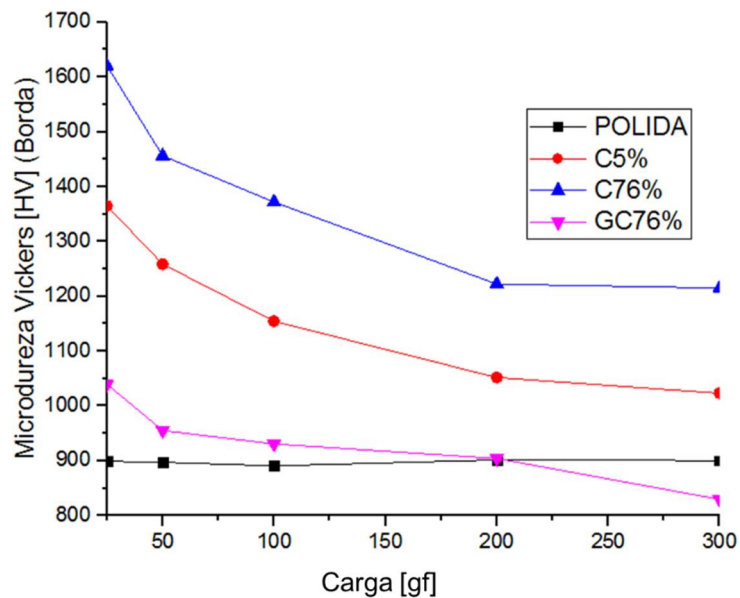


Figura 31. Valores de microdureza Vickers medidos na região da borda para todos os tipos de superfícies

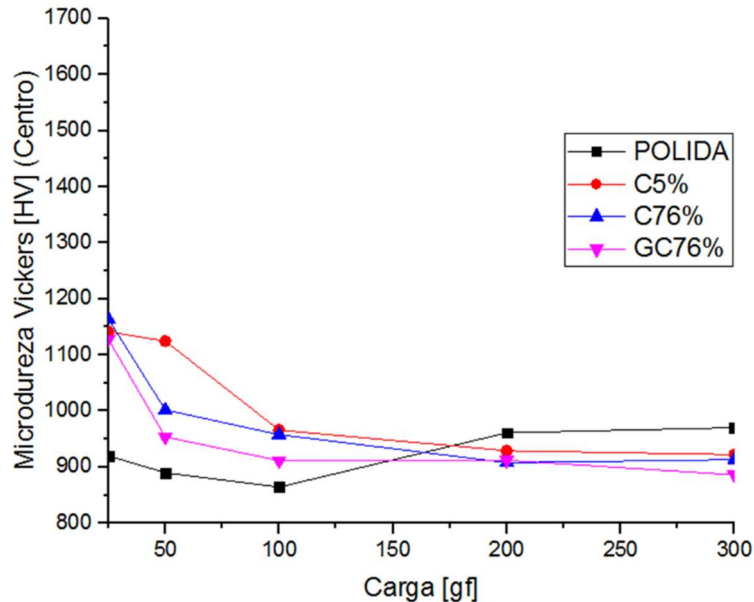


Figura 32. Valores de microdureza Vickers medidos na região central para todos os tipos de superfícies

Após verificar o efeito de borda nas amostras nitretadas, foi feito um perfil de microdureza superficial nas amostras nitretadas (Figura 33). As amostras nitretadas via processo convencional demonstraram microdurezas mais elevadas em regiões

próximas à borda, enquanto a amostra nitretada com gaiola catódica novamente não apresentou efeito de borda.

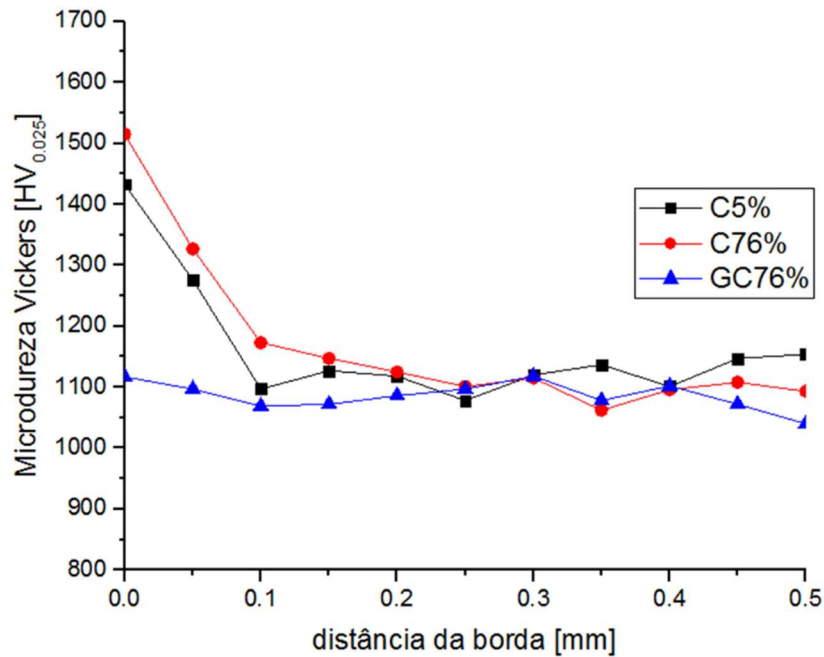


Figura 33. Valores do perfil de microdureza superficial obtido para as amostras nitretadas

Perfil de Microdureza Vickers

Na Figura 34, todos os perfis de microdureza obtidos apresentaram um comportamento semelhante, tendo uma microdureza próxima à superfície de aproximadamente 1200 HV_{0,025}. As amostras obtiveram espessuras semelhantes no que diz respeito à profundidade da camada nitretada.

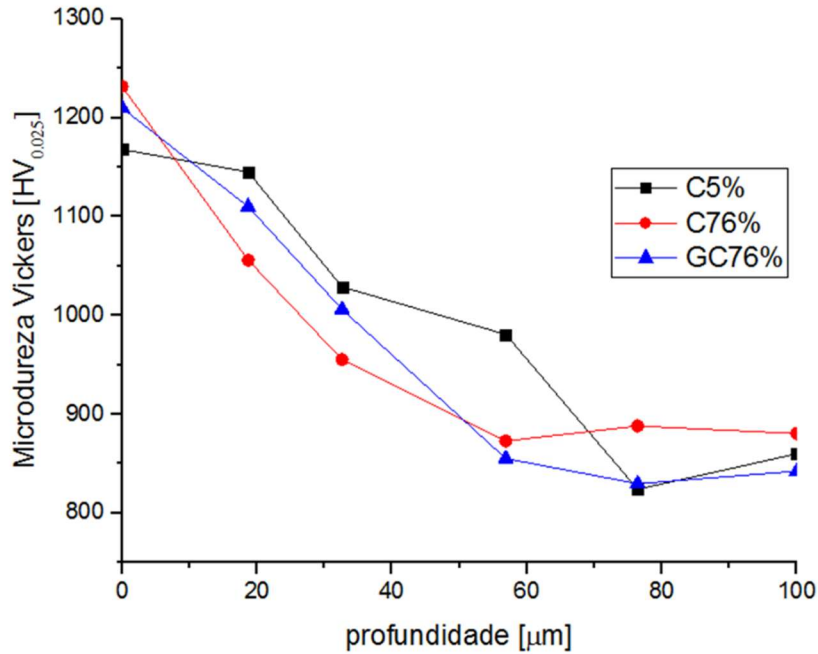


Figura 34. Perfil de microdureza Vickers obtido para as amostras nitretadas

4.2. Rugosidade Superficial Média (Ra)

A Figura 35 apresenta os valores de rugosidade superficial média para as diferentes superfícies nitretadas. Pode-se ver que a amostra nitretada com gaiola catódica apresentou um menor aumento de rugosidade superficial após o tratamento de nitretação a plasma, tal fenômeno ocorre devido à falta de bombardeamento direto sobre a superfície tratada, diferente do processo convencional, além disso, pode-se perceber um maior aumento de rugosidade para a amostra nitretada com uma mistura gasosa mais rica em nitrogênio. O menor aumento na rugosidade superficial das amostras nitretadas com gaiola catódica está de acordo com os resultados apresentados por Ribeiro *et al* [66], neste trabalho a superfície nitretada com gaiola catódica é descrita como lisa e livre de bombardeamento iônico, enquanto a superfície nitretada por processo convencional apresenta um aspecto texturizado. Yazdani *et al* [67] demonstrou em seus estudos que maiores tempos de nitretação a plasma, mesmo com a gaiola catódica, promovem maiores aumentos na rugosidade superficial das amostras.

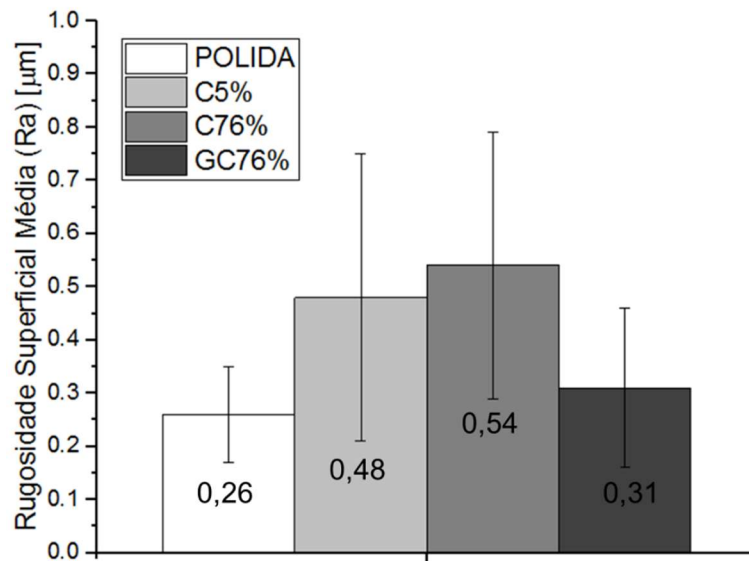


Figura 35. Valores de Rugosidade Superficial Média (Ra) obtidos para cada um dos tipos de superfícies

4.3. Ensaio Tribológico – *Ball-on-Flat*

As Figuras 36 e 37 apresentam os gráficos de coeficiente de atrito pelo tempo para os pares tribológicos formados pelas amostras de aço AISI M2 nitretado a plasma e pelo aço baixa liga AISI 1010, nas condições 1 e 2, respectivamente. É possível ver uma redução do coeficiente de atrito com um aumento da velocidade devido ao menor tempo de contato entre as superfícies em deslizamento. Bai *et al* [68] também comprovou uma redução nos valores de coeficiente de atrito para maiores velocidades de deslizamento recíproco entre duas superfícies. Na Condição 2 os valores de coeficiente de atrito foram bastante semelhantes para todos os pares tribológicos estudados.

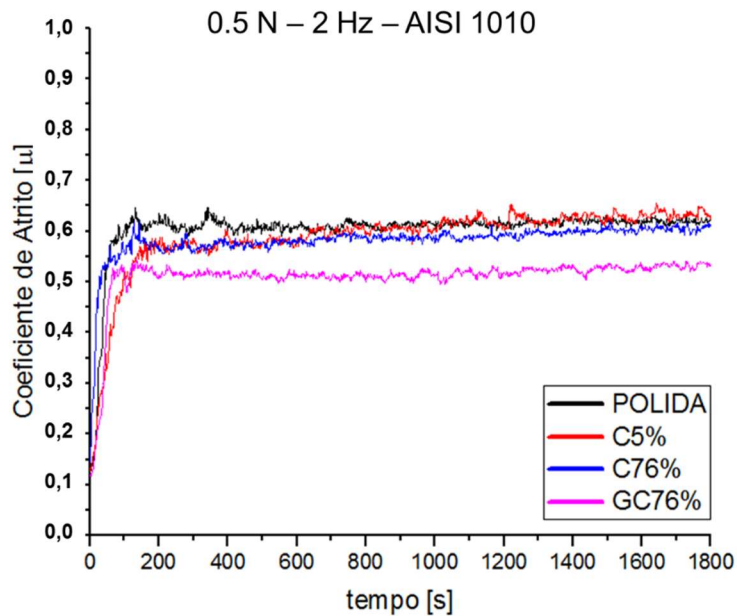


Figura 36. Gráfico de coeficiente de atrito em função do tempo para o par tribológico formado com as esferas de AISI 1010 na Condição 1

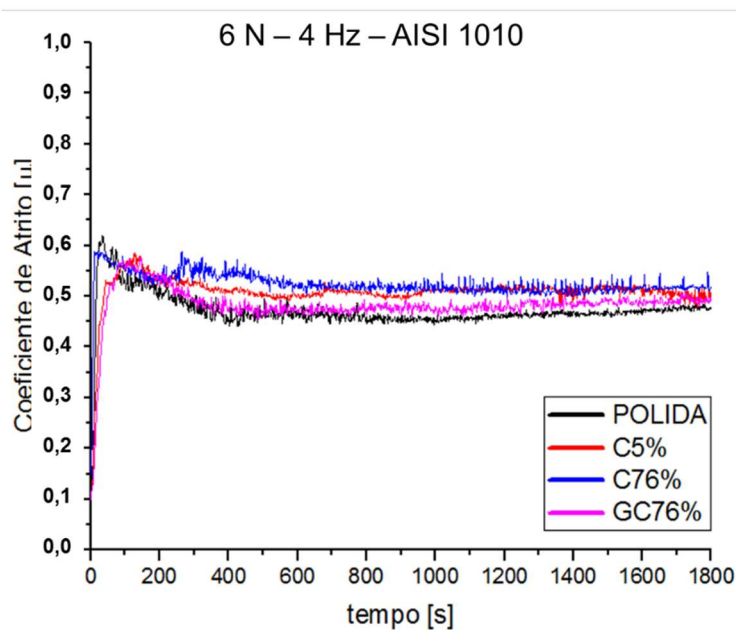


Figura 37. Gráfico de coeficiente de atrito em função do tempo para o par tribológico formado com as esferas de AISI 1010 na Condição 2

As Figuras 38 e 39 apresentam os gráficos de coeficiente de atrito pelo tempo para pares tribológicos formados com as amostras nitretadas a plasma e esferas de aço inoxidável AISI 316. Para estes pares tribológicos não foi possível ver uma relação direta com a velocidade de deslizamento recíproco com o coeficiente de atrito do sistema tribológico. Todavia, fica evidente que a amostra nitretada com gaiola catódica e a amostra nitretada com mistura menos rica em nitrogênio (C5%)

apresentaram valores menores para ambas as condições estudadas. Também é possível notar oscilações nas curvas, o que pode caracterizar a adesão de aço inoxidável no aço ferramenta durante o ensaio, Zhang *et al* [69] concluem que a adesão do aço AISI 316 pode ser atribuída à sua estrutura austenítica, que encrua rapidamente e reage com as ferramentas.

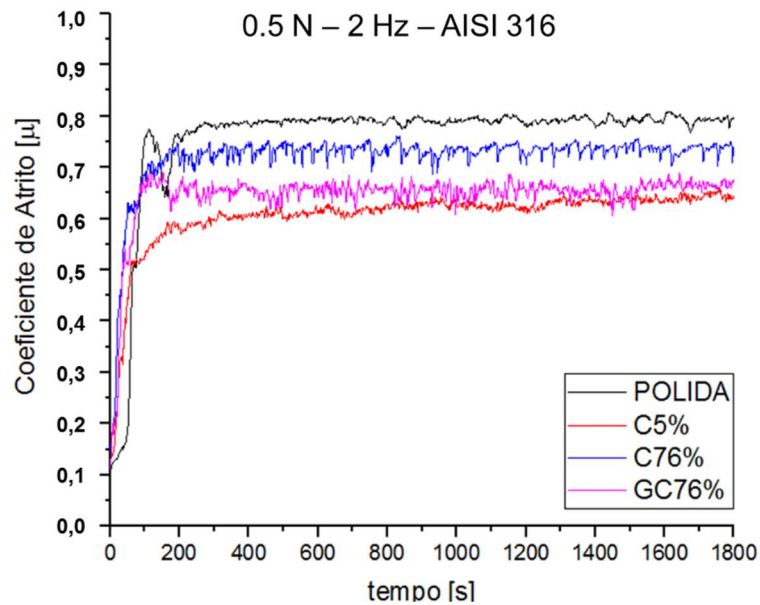


Figura 38. Gráfico de coeficiente de atrito em função do tempo para o par tribológico formado com as esferas de AISI 316 na Condição 1

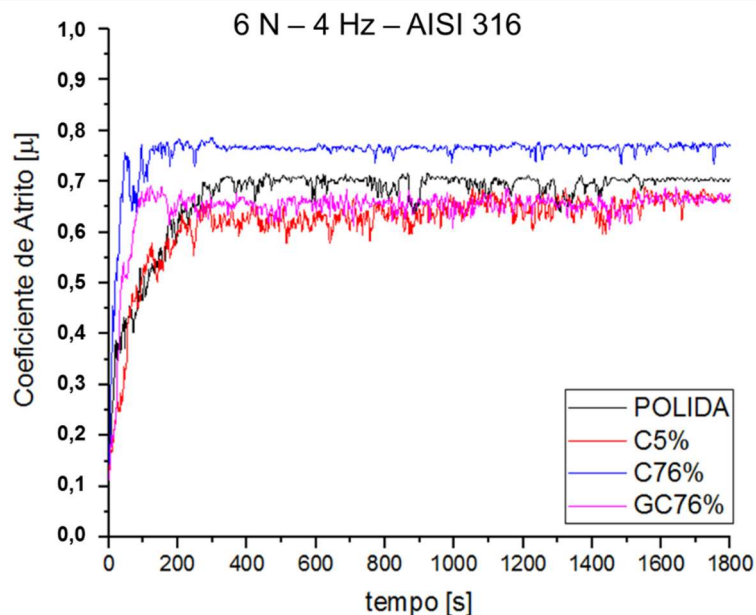


Figura 39. Gráfico de coeficiente de atrito em função do tempo para o par tribológico formado com as esferas de AISI 316 na Condição 2

As Figuras 40 e 41 apresentam os gráficos de coeficiente de atrito pelo tempo para os pares tribológicos formados pelo aço AISI M2 nitretado a plasma e pelas esferas de alumínio AA 1100. A configuração com menor velocidade de deslizamento recíproco (Configuração 1) apresentou valores oscilando entre 0,5 e 0,8 devido à elevada adesão do alumínio na superfície do aço ferramenta (*galling*) e possível formação de partículas de terceiro corpo, a alta plasticidade deste material também favorece esse fenômeno de adesão-deslizamento (*Stick-Slip*). [1, 19-21, 23] Para uma velocidade de deslizamento mais elevada (Figura 41) os valores apresentaram uma maior estabilidade e fica evidente uma redução nos valores de coeficiente de atrito para os pares tribológicos formados com as superfícies C5% e GC76%, esta redução do coeficiente de atrito com o aumento da velocidade de deslizamento recíproco ocorre devido ao menor tempo de reação entre as asperezas, e por que não, átomos, e está de acordo com resultados encontrados por Bai *et al* [68].

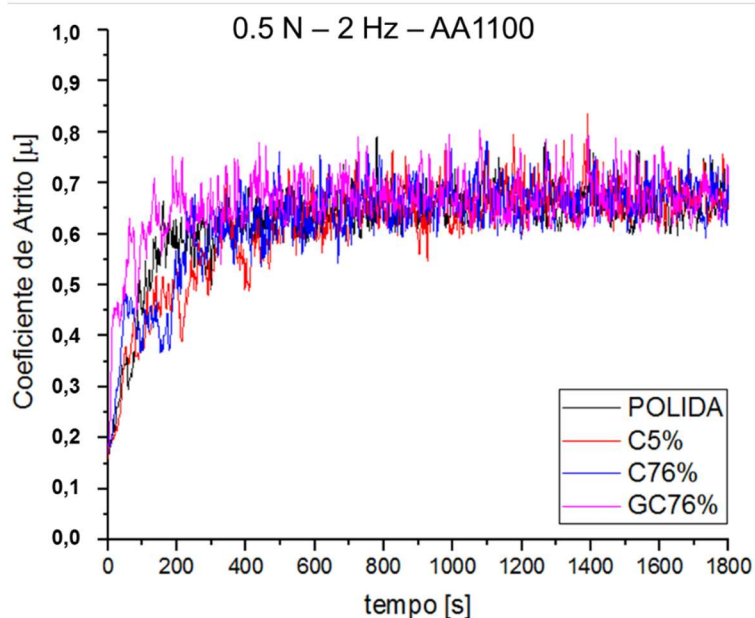


Figura 40. Gráfico de coeficiente de atrito em função do tempo para o par tribológico formado com as esferas de AA1100 na Condição 1

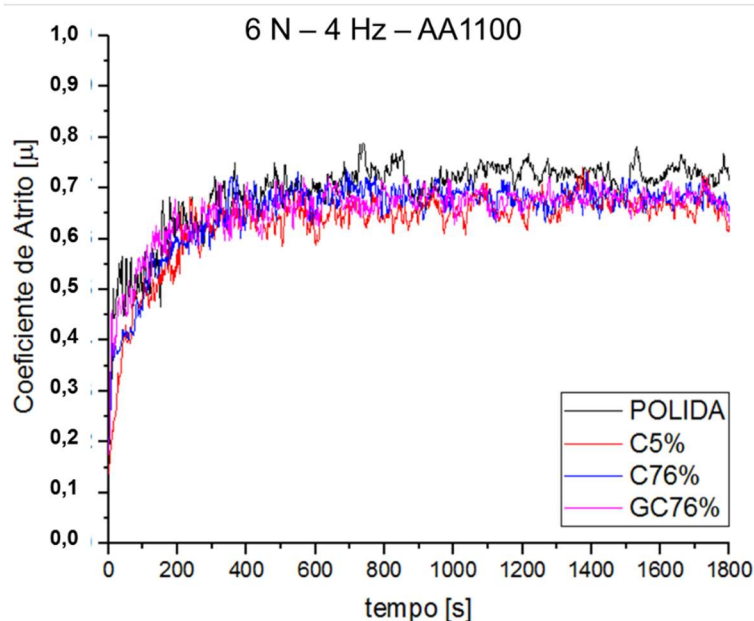


Figura 41. Gráfico de coeficiente de atrito em função do tempo para o par tribológico formado com as esferas de AA1100 na Condição 2

A partir dos resultados de coeficiente de atrito obtidos, fica evidente uma maior adesão de alumínio e aço inoxidável na superfície do aço ferramenta para ambas as condições. Menores valores de coeficiente de atrito foram obtidos para as superfícies C5% e GC76% em praticamente todas as situações estudadas.

4.4. Microscopia Óptica

Na Figura 42 estão algumas trilhas de aço inoxidável geradas com a Configuração 2, na Figura 43 tem-se as trilhas de alumínio para esta mesma configuração. É notável a menor penetração das esferas de alumínio devido a sua baixa dureza. Também é possível notar que elas possuem um aspecto espalhado, com alguns pontos de adesão (*galling*) e outros de abrasão (devido a formação de *debris*), estes fenômenos foram verificados por outros autores que estudaram o contato de materiais duros e materiais macios [19-21]. Já para as trilhas geradas pelas esferas de aço inoxidável as trilhas tiveram uma morfologia mais uniforme e maior penetração. As Figuras 44 e 45 demonstram a largura das trilhas medidas para cada par tribológico em cada configuração do tribômetro. Holm [70] atribui o desgaste à remoção de partículas ou camadas em nível atômico, o desgaste ocorre na junção fraturada pelo cisalhamento durante o movimento friccional entre os corpos, relacionando assim o desgaste com a área de contato real entre as superfícies. Este conceito desenvolvido por explica porque as trilhas de materiais que aderiram mais - alumínio e aço inoxidável - possuem uma maior largura que as de aço baixo carbono. A maior adesão provocou uma maior remoção do material da esfera macia (principalmente para a esfera de alumínio), aumentando a área de contato, e com

isso, a largura da trilha. Um aumento na carga aplicada gerou um aumento na largura da trilha devido a um aumento na área de contato real entre as superfícies.

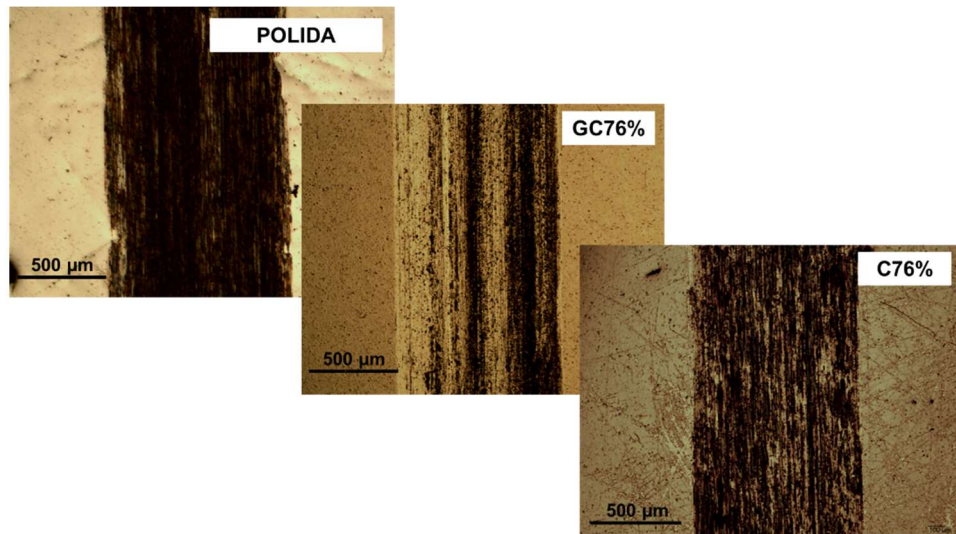


Figura 42. Imagens de microscopia óptica das trilhas produzidas com as esferas de aço AISI 316 na Configuração 2

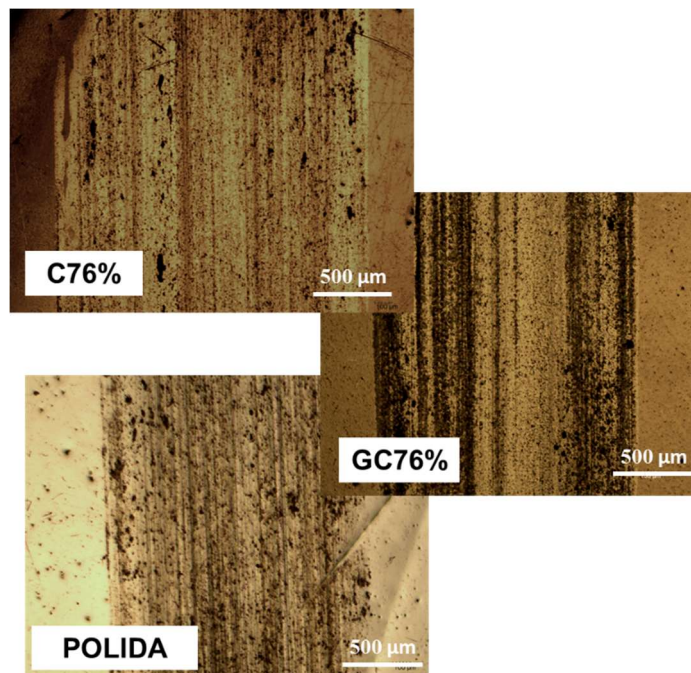


Figura 43. Imagens de microscopia óptica das trilhas produzidas com as esferas de aço AA1100 na Configuração 2

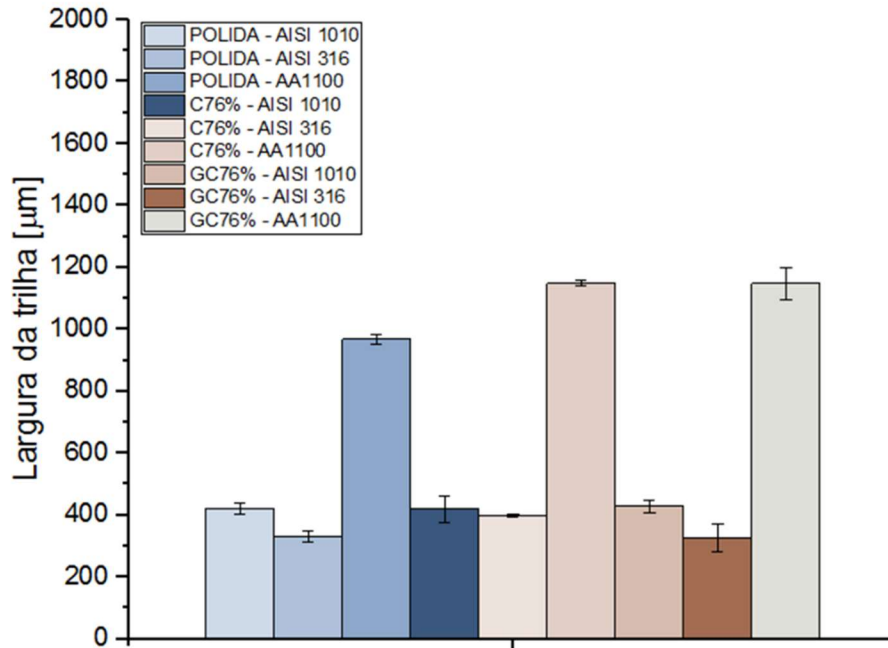


Figura 44. Largura das trilhas desgastadas para os diferentes pares tribológicos na Condição 1

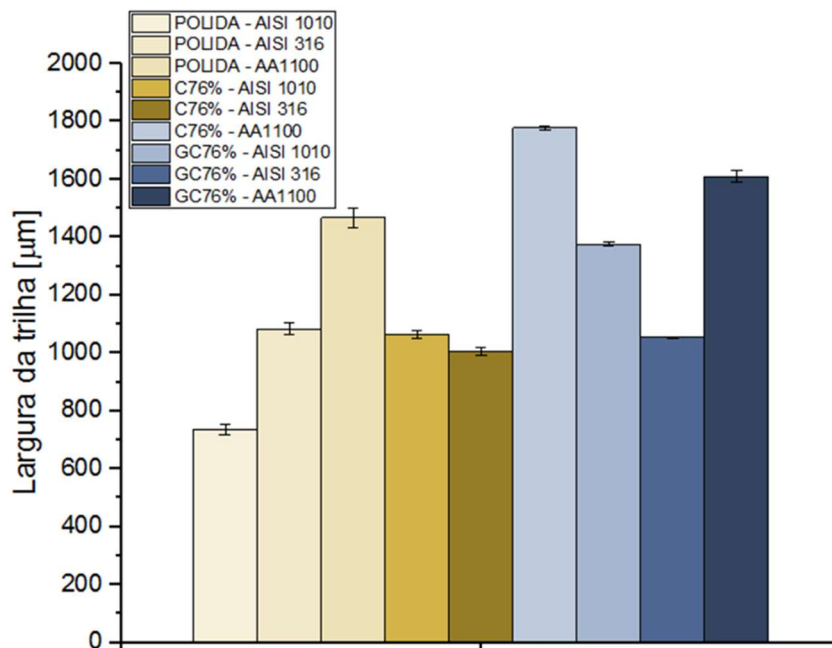


Figura 45. Largura das trilhas desgastadas para os diferentes pares tribológicos na Condição 2

4.5. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Raios X por Dispersão de Energia (EDS)

As Figuras 46 e 47 são imagens obtidas via microscopia eletrônica de varredura com elétrons retroespalhados nas trilhas geradas pelo contato com as

esferas de alumínio para a Configuração 2, nas quais o contraste químico permite verificar pontos de adesão nas superfícies de aço AISI M2 nitretado a plasma e como polido. A Figura 47 apresenta uma imagem de maior magnitude e respectivos espectros gerados via EDS das regiões 1 e 2, confirmando a adesão de alumínio na superfície do aço ferramenta, caracterizando o fenômeno de *galling* em temperatura ambiente, o que é possível de acordo com alguns estudos já realizados anteriormente [19, 23].

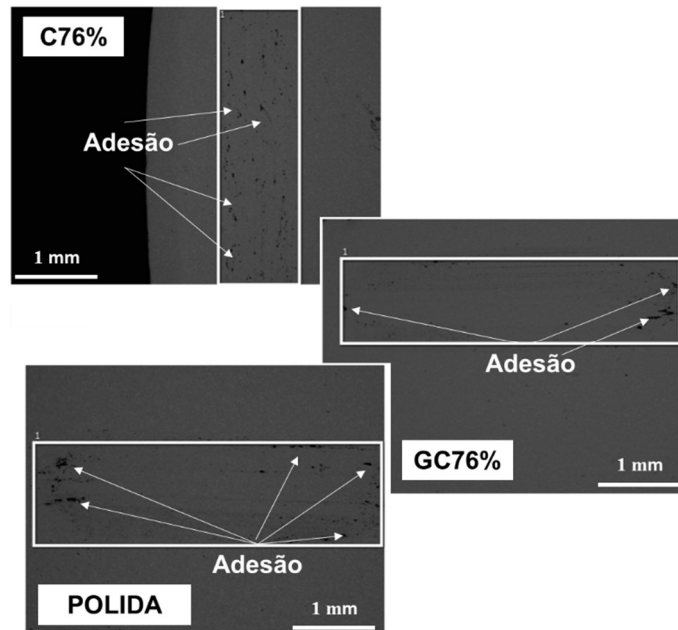


Figura 46. Imagem obtido no MEV com elétrons retroespalhados na região das trilhas de alumínio

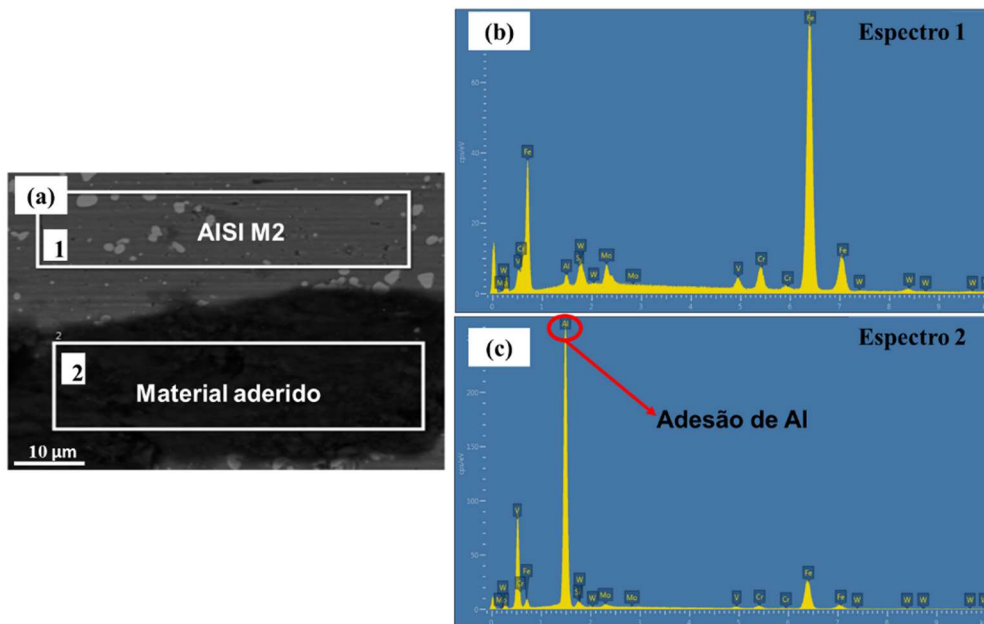


Figura 47. Imagem de MEV de um ponto de material macio aderido na superfície do aço rápido (a) e espectro gerado na superfície do aço (b) e no material aderido (c)

Nas Figuras 48-51 são imagens obtidas via microscopia eletrônica de varredura com elétrons retroespalhados para as trilhas geradas pelas esferas de aço AISI 316 com a Configuração 2. A Figura 48 comprova a adesão de aço inoxidável através do aumento no tamanho do pico de cromo e presença de níquel para o espectro gerado dentro da região de coloração cinza escuro. As Figuras 48-50 apresentam as áreas de aço inoxidável aderido à superfície de aço AISI M2. A adesão foi muito menor na amostra nitretada com gaiola catódica, que pode ser explicado devido ao incremento de dureza superficial obtido associado a uma superfície de topografia mais lisa, sem bombardeamento iônico, conforme foi descrito por Ribeiro *et al* [66]. Por outro lado a superfície nitretada via processo convencional (C76%) apresentou uma elevada adesão de aço inoxidável. A superfície atacada por *sputtering* que teve um considerável aumento da rugosidade superficial após o tratamento, e conforme estudos realizados por Zhang *et al* [69] e Pujante *et al* [23] a textura e a rugosidade superficial da ferramenta irão influenciar na quantidade de material aderido em sua superfície. A menor adesão de material na superfície nitretada com gaiola catódica também é visto para as trilhas de alumínio, porém de uma maneira menos evidente. Além disso, a adesão de alumínio foi menor que a adesão de aço inoxidável para a condição estudada, enquanto não foi possível verificar pontos de adesão do aço AISI 1010 utilizando a técnica de elétrons retroespalhados.

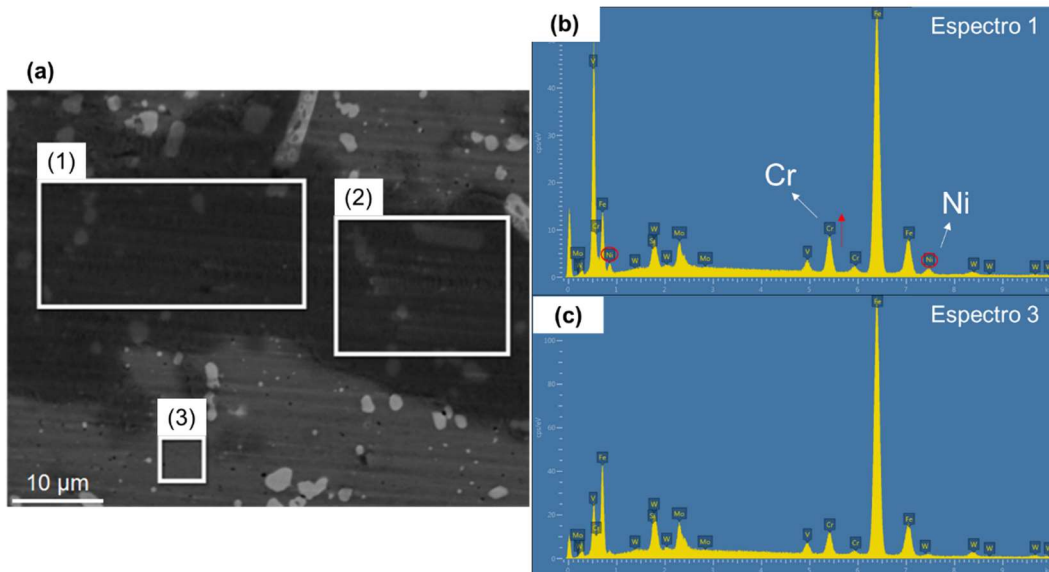


Figura 48. Imagem de MEV de um ponto de material macio aderido na superfície do aço rápido (a) e espectro gerado no material aderido (b) e na superfície do aço AISI M2 (c)

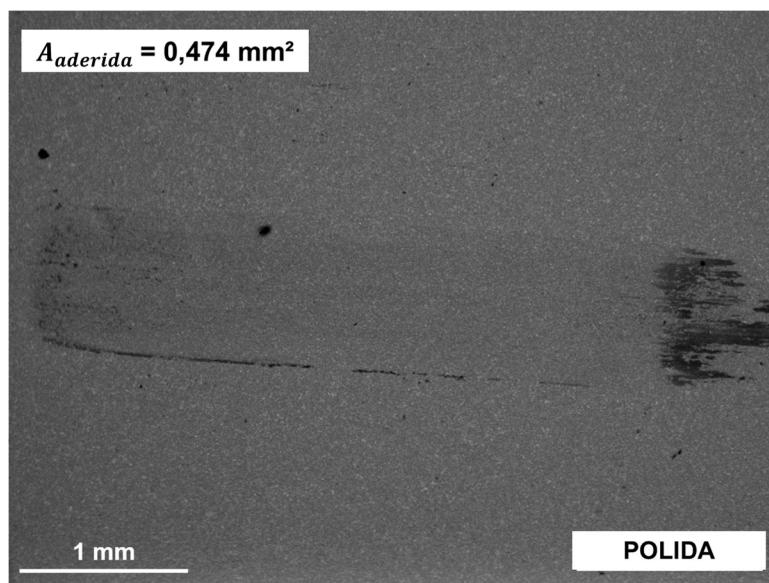


Figura 49. Imagem obtida via MEV com elétrons retroespalhados da trilha de aço inoxidável na superfície como polida do aço AISI M2

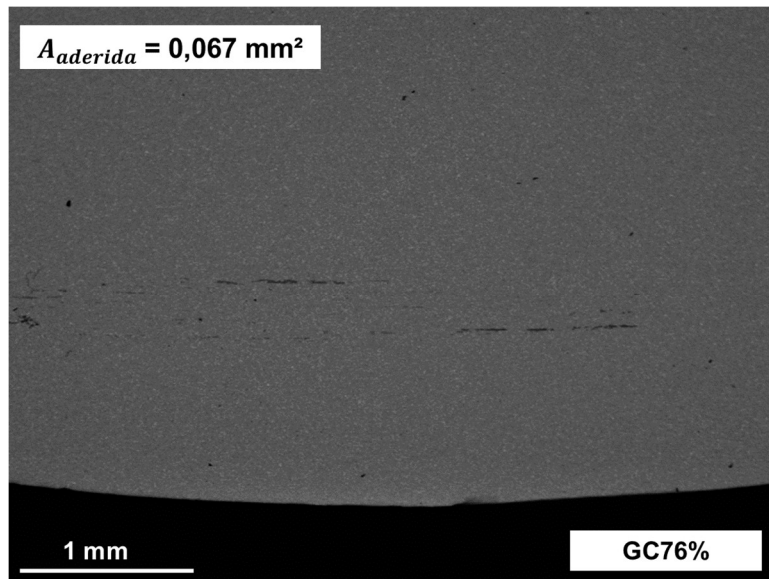


Figura 50. Imagem obtida via MEV com elétrons retroespalhados da trilha de aço inoxidável na superfície nitretada com gaiola catódica do aço AISI M2

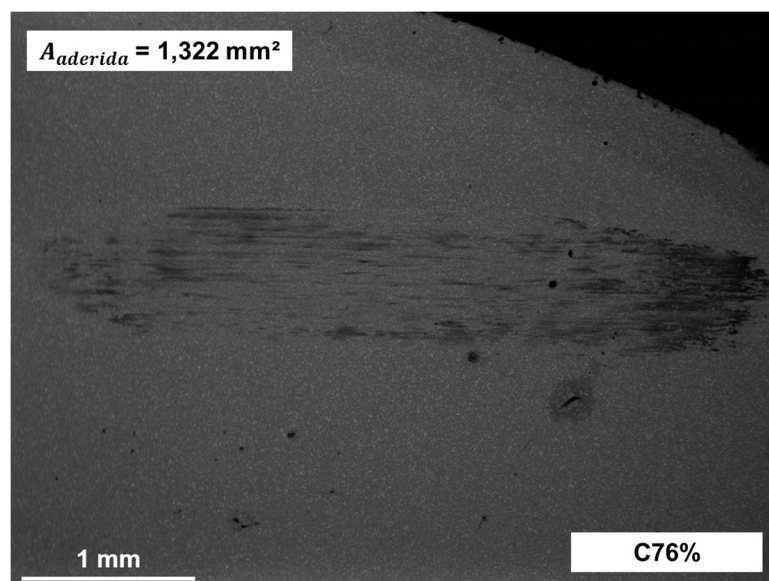


Figura 51. Imagem obtida via MEV com elétrons retroespalhados da trilha de aço inoxidável na superfície nitretada via processo convencional do aço AISI M2

As Figura 52 e 53 apresentam imagens obtidas via MEV com elétrons secundários da região desgastada das esferas de alumínio, aonde fica claro o caráter plástico do cisalhamento através das microvacâncias formadas. A Figura 54 apresenta um espectro gerado via EDS nesta região desgasta pela amostra GC76%, demonstrando a presença de elementos constituintes do aço AISI M2 (V, Fe, Mo e Cr). Os espectros obtidos nas áreas desgastadas pelas superfícies C76 e POLIDA obtiveram resultados semelhantes, o que caracteriza a transferência de material duro (AISI M2) para o material macio (AA1100) e do material macio para o material duro,

segundo modelo proposto por Bowden e Tabor [12] este fenômeno ocorre quando o plano de cisalhamento é mais resistente que os corpos em deslizamento e está localizado a alguma distância da interface de contato.

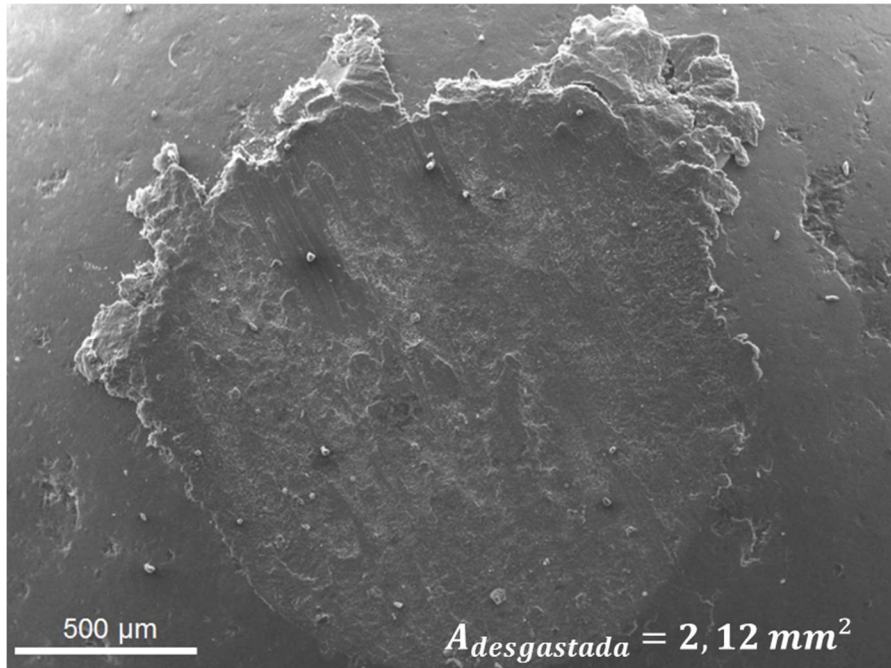


Figura 52. Imagem obtida via MEV com elétrons secundários da área desgastada da esfera de alumínio

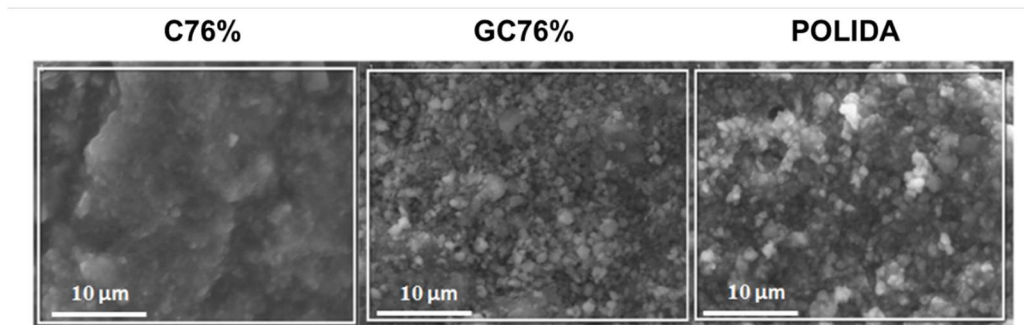


Figura 53. Imagem obtida via MEV com elétrons secundários das áreas desgastadas das esferas de alumínio

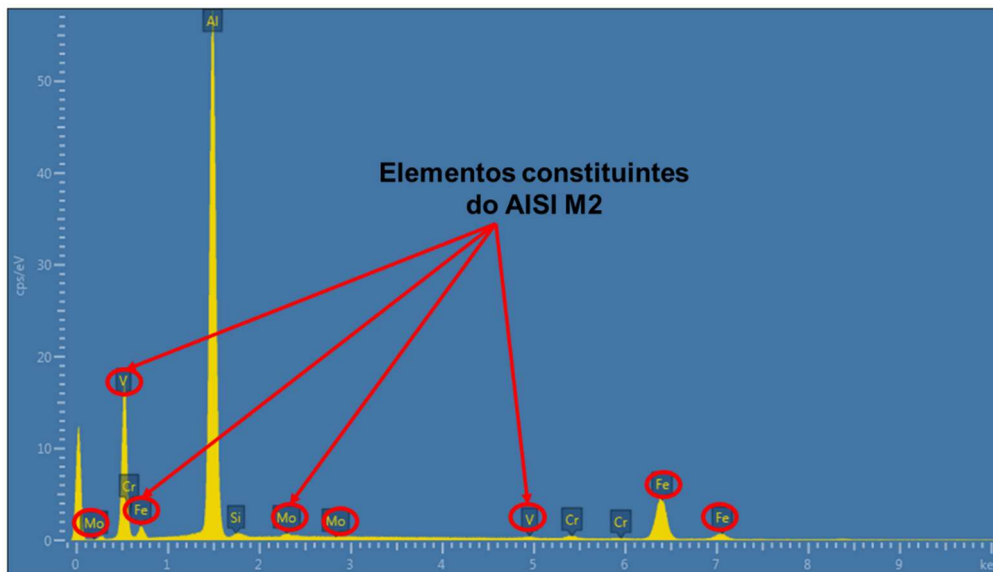


Figura 54. Espectro gerado via EDS na região desgastada de uma esfera de alumínio demonstrando a presença de elementos constituintes do aço AISI M2

As Figuras 55-58 apresentam imagens obtidas via MEV com elétrons secundários da região desgastada das esferas de aço inoxidável. Ao fazer uma análise mais aprofundada da área desgastada foi possível verificar uma diferença no mecanismo de cisalhamento para os diferentes contatos superficiais aos quais as esferas foram submetidas. Enquanto a esfera que deslizou em relação a uma superfície polida (Figura 56) apresentou alguns pontos de fratura dúctil, com microvacâncias semelhantes às esferas de alumínio, as esferas cisalhadas em relação às superfícies nitretadas apresentaram fratura por clivagem. A esfera desgastada pela superfície nitretada com gaiola catódica (Figura 56) apresentou um aspecto mais homogêneo e vacâncias mais uniformemente espalhadas, enquanto as esfera cisalhada pela superfície nitretada via processo convencional (C76%) apresentou asperezas mais espessadas e de forma menos homogênea, gerando uma superfície mais defeituosa. Zhou *et al* [35] concluiu em seu trabalho que ferramentas com superfícies menos ásperas (rugosas) produzem superfícies com menos defeitos. A menor adesão de material macio obtida nas superfícies nitretadas com gaiola catódica reduz o desgaste da ferramenta, o que explica a maior integridade superficial da esfera cisalhada por ela.

Além disso, uma série de autores já demonstraram que ferramentas tratadas superficialmente com os parâmetros adequados irão desgastar-se menos, o que irá colaborar para a integridade superficial das peças produzidas [69].

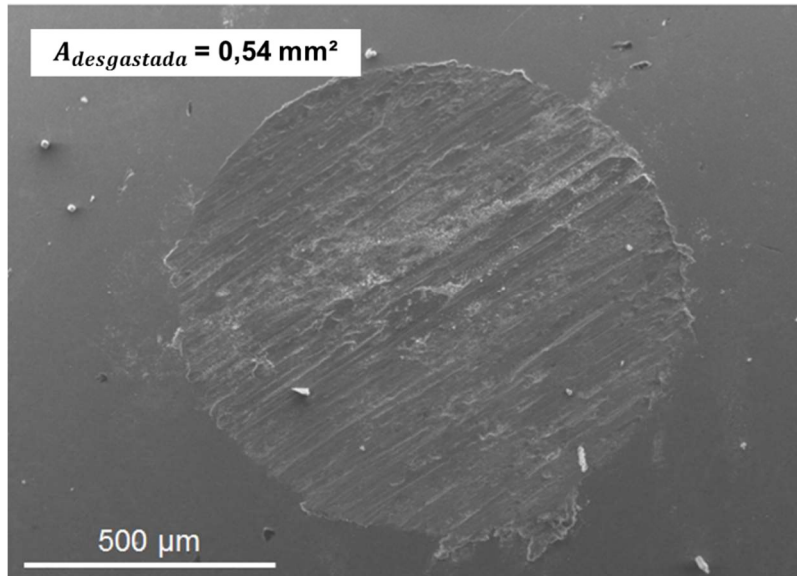


Figura 55. Imagem obtida via MEV com elétrons secundários da área desgastada da esfera de aço AISI 316

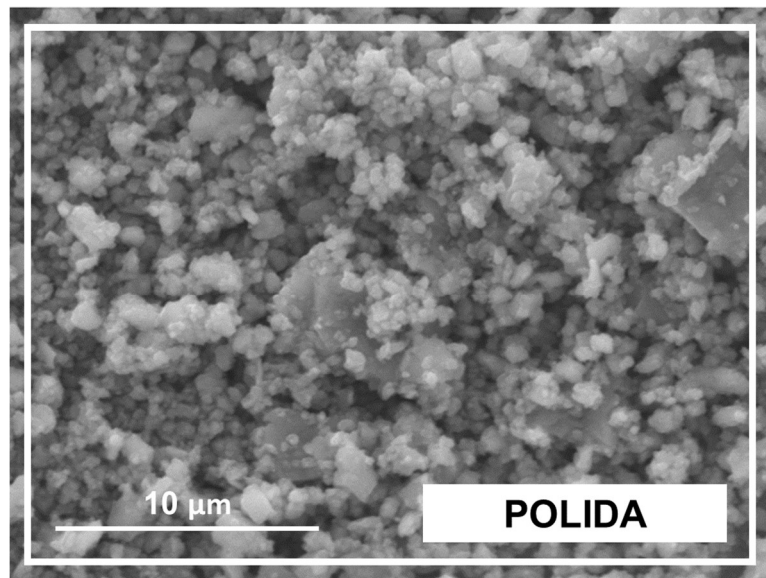


Figura 56. Imagem obtida via MEV com elétrons secundários da área desgastada pela amostra POLIDA da esfera de aço inoxidável

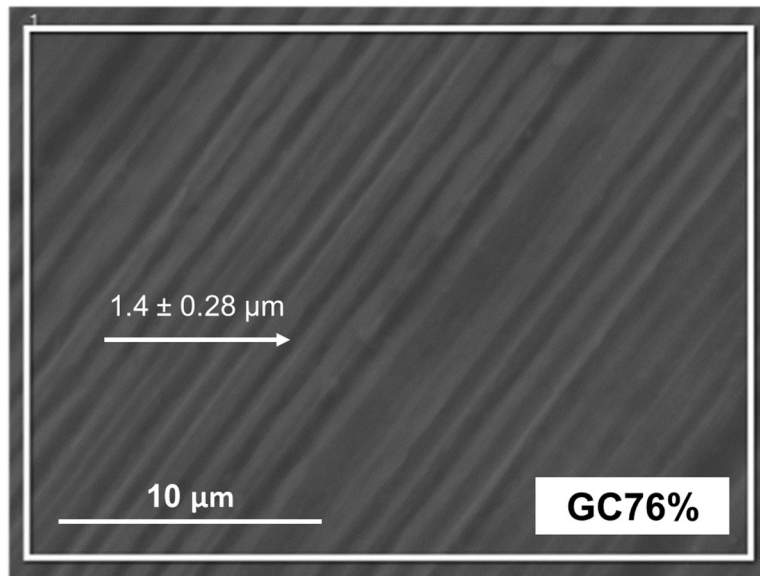


Figura 57. Imagem obtida via MEV com elétrons secundários da área desgastada pela amostra GC76% da esfera de aço inoxidável, com o respectivo espaçamento entre as asperezas

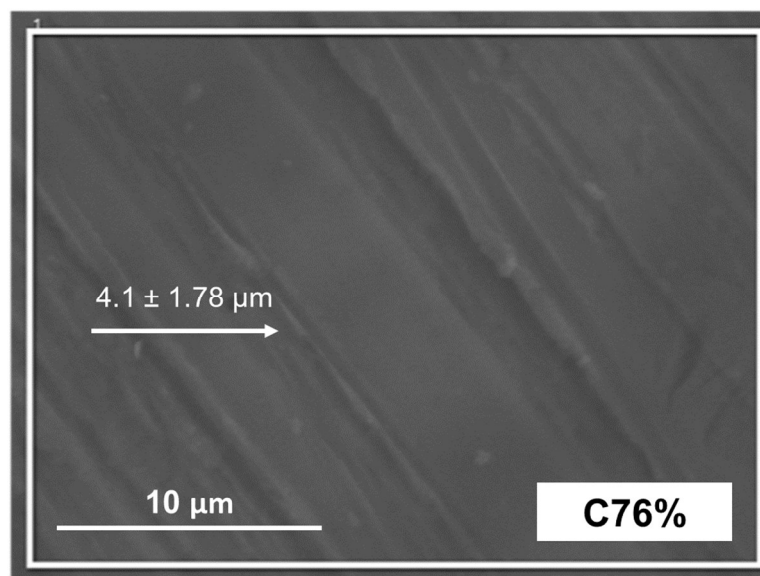


Figura 58. Imagem obtida via MEV com elétrons secundários da área desgastada pela amostra C76% da esfera de aço inoxidável, com o respectivo espaçamento entre as asperezas

A Figura 59 apresenta um espectro gerado via EDS na área desgastada de uma esfera de aço inoxidável, onde não foi possível verificar a adesão de aço AISI M2 nas esferas de aço inoxidável para nenhum dos pares tribológicos estudados. De acordo com o modelo proposto por Bowden e Tabor [12], neste caso houve transferência de material macio para o material duro, mas não houve transferência do material duro para o material macio.

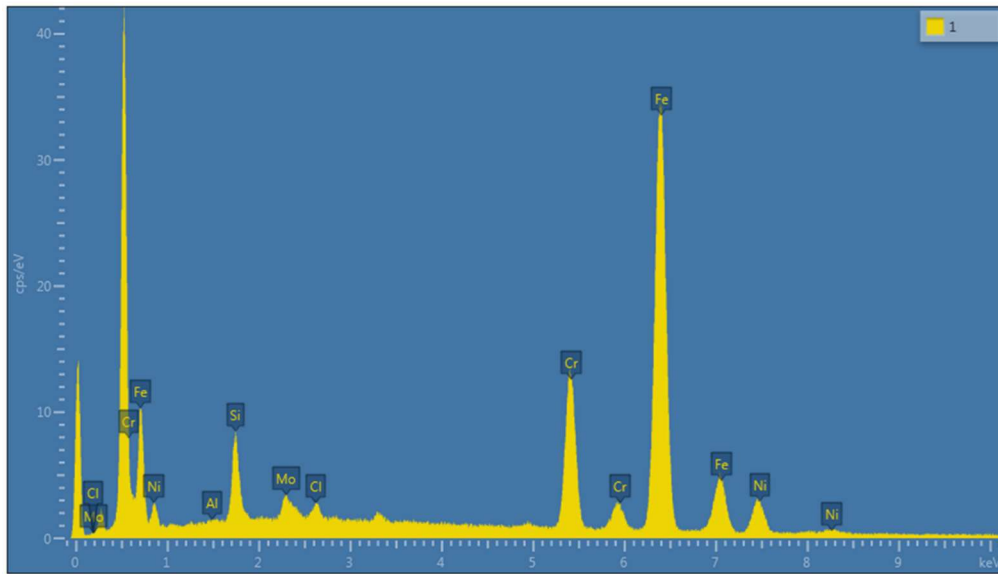


Figura 59. Espectro obtido via EDS na área desgastada de uma esfera de aço inoxidável

5. Conclusões

- As amostras nitretadas apresentaram um incremento de dureza, e ainda foi possível prevenir o efeito de borda através do uso da gaiola catódica;
- A nitretação a plasma causa um aumento na rugosidade superficial média da superfície, porém o uso da gaiola reduziu consideravelmente este aumento;
- O aço carbono AISI 1010 apresentou os menores valores de coeficiente de atrito para ambas as condições de contato;
- A elevada adesão do alumínio durante o deslizamento entre as superfícies causou uma grande oscilação nos valores de coeficiente de atrito, que não foi reduzida nem mesmo com a nitretação a plasma
- Os pares tribológicos formados com alumínio não apresentaram grandes diferenças nos valores de coeficiente de atrito para ambas as condições
- O aço inoxidável AISI 316 demonstrou os valores mais elevados de coeficiente de atrito, havendo transferência de material da esfera para as amostras. A esfera posta em contato com a amostra como polida demonstrou pontos de fratura dúctil, enquanto a esfera cisalhada pela amostra nitretada com gaiola catódica apresentou uma superfície mais homogênea após o contato;
- As análises de EDS aliadas a microscopia eletrônica de varredura (elétrons retroespalhados) foram de grande utilidade para verificar pontos de adesão de aço inoxidável e alumínio, enquanto a adesão de AISI 1010 não foi verificada com estas técnicas de análise;
- A partir da análise visual é possível perceber que a superfície nitretada a plasma com gaiola catódica apresenta menos pontos de adesão que as demais amostras para ambas as esferas (AA1100 e AISI 316)
- O valor do coeficiente de atrito deve ser aliado com as técnicas de análise corretas para determinar os mecanismos de desgaste na superfície das amostras;

6. Sugestões para Trabalhos Futuros

- Estudos relacionando microestrutura e tensões residuais com aspectos tribológicos;
- Realizar ensaios em equipamentos tribológicos que permitem o uso de maiores carga e velocidade;
- Fazer ensaios de vida útil em escala industrial;
- Utilizar diferentes acabamentos superficiais pré-tratamento e verificar sua influência na análise tribológica do sistema;
- Utilizar novos parâmetros para a nitretação a plasma com gaiola catódica e verificar o comportamento de camadas mais espessas mas homogêneas e de menor rugosidade superficial
- Ampliar estudos tribológicos para materiais como titânio e biomateriais
- Fazer uso de lubrificantes e líquidos iônicos;
- Desenvolver uma ferramenta desde o seu projeto de design e seleção de materiais até a sua aplicação;

7. Referências Bibliográficas

- [1] P. L. Menezes, S. P. Ingole, M. Nosonovski, S. V. Kailas, M. R. Lovel. *"Tribology for Scientists and Engineers"*. Springer, 2013;
- [2] B. Bhushan. *"Introduction to Tribology"*. Wiley, 2013;
- [3] J. P. Davim. *"Tribology in Manufacturing Technology"*. Springer, 2013;
- [4] P.V. Astakhov. *"Tribology of Cutting Metal"*. Elsevier, 2006;
- [5] P. L. Menezes, Kishore, S. V. Kailas. *"Effect of directionality of unidirectional grinding marks on friction and transfer layer of Mg on steel using inclined scratch test"*. Materials Science Engineering, 2006: 149-160;
- [6] P. Atkins, J. de Paula. *"Physical Chemistry"*. W. H. Freeman and Company, 8ª edição;
- [7] D. H. Buckley. *"Surface effects in adhesion, friction, wear and lubrication"*. Elsevier (NY), 1981;
- [8] E. S. Gadelmawla, M. M. Koura, T. M. A. Maksoud, H. H. Soliman. *"Roughness Parameters"*. J Mater Process Technol, 2002: 133-145;
- [9] P. L. Menezes, Kishore, S. V. Kailas. *"Influence of surface texture on coefficient of friction and transfer layer formation during sliding of pure magnesium pin on 080 M40 (EN8) steel plate"*. Wear, 2006: 578-591;
- [10] P. L. Menezes, Kishore, S. V. Kailas. *"Influence of roughness parameters of harder surface on coefficient of friction and transfer layer formation"*. Int J Surf Sci Eng, 2008: 98-119;
- [11] A. Hase, H. Mishina. *"Wear elements generated in the elementary process of wear"*. Tribology International, 2009: 1684-1690;
- [12] Bowden & Tabor. *"The friction and lubrication of solids"*. Clarendon Press, 2001;
- [13] P. L. Menezes, Kishore, S. V. Kailas, M. R. Lovel. *"Response of materials during sliding on various textures"*. J Mater Eng Perform, 2009: 1438-1446;
- [14] P. L. Menezes, Kishore, S. V. Kailas. *"Influence of die surface textures during metal forming – a study using experiments and simulation"*. Mater Manuf Process, 2010: 1030-1039;
- [15] P. L. Menezes, Kishore, S. V. Kailas, M. R. Lovel. *"Role of surface texture, roughness and hardness on friction during unidirectional sliding"*. Tribol Lett, 2011: 1-15
- [16] M. A. Moore, F. S. King. *"Abrasive wear of brittle solids"*. Wear, 1980: 126-140;
- [17] P. L. Menezes, Kishore, S. V. Kailas. *"Effect of surface topography on friction and transfer layer during sliding"*. Tribol Online, 2008: 25-30;
- [18] P. L. Menezes, Kishore, S. V. Kailas, M. R. Lovel. *"The role of strain rate response on tribological behavior of metals"*. ASME J Tribol, 2013:011601.1–011601.7;
- [19] J. Heinrichs, S. Jacobson. *"The influence from shape and size of tool surface defects on the occurrence of galling in cold forming of aluminium"*. Wear. 2011; 271: 2517–2524.
- [20] T. Kayaba, A. Iwabuchi. *"Effect of the hardness of hardened steels and the action of oxides on fretting wear"*. Wear 1981; 66:27–41.

- [21] J. D. Lemm, A. R. Warmuth, S. R. Pearson, P. H. Shipway. “*The influence of surface hardness on the fretting wear of steel pairs – Its role in debris retention in the contact*”. Tribology International. 2015; 81: 258-266
- [22] T. Sasada, S. Norose. “*The formation and growth of wear particles through mutual material transfer*”. International lubricants conference, Elsevier, 1976: 82-91;
- [23] J. Pujante, L. Pelcastre, M. Vilaseca, D. Casellas, B. Prakash. “*Investigation into wear and galling mechanism of aluminium alloy-tool steel tribopair at different temperatures*”. Wear, 2013: 193-198;
- [24] W. R. Chang, I. Etsion, D. B. Bogy. “*An elastic-plastic model for the contact of rough surfaces*”. ASME J Tribol, 1987: 257-263;
- [25] J. P. Darwin. “*Surface Integrity in Machining*”. Springer, 2010
- [26] B. Hudson. “*Surface Science – An introduction*”. Butterworth Heinemann, 1992;
- [27] C. J. Rivieri. “*Surface Analytical Technics*”. Oxford Science Publications, 1990;
- [28] J. M. Walls. “*Methods of Surface Analysis: Techniques and Applications*”. Cambridge University Press, 1992;
- [29] < <http://www.tribology-abc.com/>>, acesso em 24 de dezembro de 2015;
- [30] J. W. Gibbs. “*The Collected Works of J. Willard Gibbs*”. Longmans Green and Co., 1928;
- [31] I. Langmuir. “*The Collected Works of Irwin Langmuir: With contributions in memoriam, including a complete bibliography of his work*”. Pergamon Press, 12ª Edição, 1960;
- [32] A. W. Batchelor, L. N. Lam, M. Chandresarakan. “*Materials degradation and its control by Surface Engineering*”. Imperial College Press, 1999;
- [33] M. Gensamer. “*General Survey of the Problem of Fatigue and Fracture*”. John Willey & Sons Inc., 1952;
- [34] G. E. Dieter. Metalurgia Mecânica. Guanabara Dois, 2ª edição;
- [35] N. Zhou, R. L. Peng, R. Petterson. “*Surface integrity of 2304 duplex stainless steel after different grinding operations*”. Journal of Material Processing Technology 229, 2016: 294-304;
- [36] “*ASM Handbook – Volume 16: Machining*”. ASM International, 1997;
- [37] F. W. Taylor. “*On the art of cutting metals*”. TRANS ASME, 1907: 25-350;
- [38] G. E. Stremmer. “Ferramentas de Corte II: Brocas, alargadores, ferramentas de roscar, fresas, brocas, rebolos e abrasivos”. Editora da UFSC, 1992;
- [39] G. Hoyle. “*High Speed Steels*”. Butterworth and Co., 1988;
- [40] Y. U. Geller. “*Tool Steels*”. MIR Publishes Moscow, 1978;
- [41] A. S. Rocha. “Influência do estado superficial prévio na nitretação a plasma do aço AISI M2”. Tese de doutorado do PPGE3M-UFRGS, 2000;
- [42] “*ASM Handbook – Volume 4: Heat Treating*”. ASM International, 1997;
- [43] G. B. Both. “Caracterização e avaliação tribológica de superfícies resistentes ao desgaste para aplicação em ferramentas de conformação a frio”. Dissertação de mestrado do PPGE3M-UFRGS, 2011;
- [44] Y. Sun, N. Luo, T. Bell. “*Three-dimensional characterization of plasma nitrided surface topography*”. Surface Engineering, 1994: 279-285;
- [45] A. S. Rocha, A. O. Kunrath, T. R. Strockhaeker. “Efeito da corrosão em aços 1045 nitretados a plasma”. Anais das Jornadas SAM, 1995: 121-124;

- [46] J. Georges. "TC Plasma Nitriding". Heat Treatment of Metals, 2001: 33-37;
- [47] Y. Sun, T. Bell. Mater Sci. Eng., 1997: 33-47;
- [48] C. Alves Jr., O. F. Araújo, M. R. R. de Souza. "Comparision of Plasma-Assisted Nitrided Techniques". Encyclopedia of Tribology, Springer, 2013: 402-410;
- [49] C. Alves Jr., A. R. P. Ataíde, V. Hajek, J. P. Leite. Surf. Coat. Tecno., 2003: 52-58;
- [50] C. X. Li, T. Bell, H. Dong. "A Study of Active Scren Plasma Nitriding". Surface Engineer, 2002: 174-181;
- [51] C. Zhao, C. X. Li, H. Dong, T. Bell. Surf. Coat. Tecnol., 2006;
- [52] B. Enderhofer. Heat Treat. Met., 1974;
- [53] R. R. M. Souza, R. S. de Souza. "Use of Cathodic Cage in Plasma Nitriding". Surf. Coat. Tecno., 2006: 2450-2454;
- [54] G. R. dos Santos. "Caracterização e Avaliação do Comportamento Tribológico do Aço Ferramenta DIN X100CrMoV8-1-1 com Tratamento Duplex". Tese de doutorado do PPGE3M-UFRGS, 2015;
- [55] "ASM Handbook – Volume 18: Friction, Lubrication and Wear Technology". ASM International, 1997;
- [56] C. E. Kwietniewski, W. Fontana, C. Moraes, A. S. Rocha, T. Hirsch, A. Reguly. "Nitrided Layer Embrittlement Due to the Edge Effect on Duplex". Surf. Coat. Tecno., 2004: 27-32;
- [57] "ASM Handbook – Volume 2: Properties and Selection: Nonferrous alloys and Special-purpose materials". ASM International, 1997;
- [58] "ASM Handbook – Volume 1: Properties and Selection: Iron Steels and High Performance Alloys". ASM International, 1997;
- [59] "ASM Handbook – Volume 13A: Corrosion: Fundamentals, Testing and Protection". ASM International, 1997;
- [60] M. Wolfart Jr. "Nitretação a plasma do aço ABNT 316L em baixas temperaturas". Tesde de defesa de doutorado pelo PPGE3M-UFRGS, 2002;
- [61] <[Http://web.mit.edu/2.813/www/readings/ellingham_diagrams.pdf](http://web.mit.edu/2.813/www/readings/ellingham_diagrams.pdf)> acesso em 25 de dezembro de 2015;
- [62] P. L. Menezes, S. P. Ingole, M. Nosonovski, S. V. Kailas, M. R. Lovel. "Studies on friction and transfer layer formation when pure Mg pins slides at various numbers of cycles on steel plates of different surface texture". ASME-STLE international joint tribology conference, 2010: 263-265;
- [63] W. D. Callister Jr, D. G. Retwisch. "Materials Science and Engineering: An Introduction". Wiley, 9ª edição;
- [64] "ASM Handbook – Volume 8: Mechanical Testing and Evaluation". ASM International, 1997;
- [65] B. A. Dedavid, C. I. Gomes, G. Machado. "Microscopia Eletrônica de Varredura: Aplicações e preparação de amostras". Editora do CEMM-PUCRS, 2007
- [66] K. J. B. Ribeiro, R. R. M. de Sousa, F. O. de Araújo, R. A. de Brito, J. P. C. Barbosa, C. Alves Jr. "Industrial application of AISI 4340 steels treated in cathodic cage plasma nitriding". Materials Science and Engineering A 479. 2008: 142-147.

- [67] A. Yazdani, M. Soltanieh, H. Aghajani. "Active screen plasma nitriding of Al using an iron cage: characterization and evaluation". *Vacuum* 122, 2015: 127-134;
- [68] M. Bai, Q. Xue, H. Guo. "Reciprocal sliding wear of SiC particle reinforced Al-Cu aluminum matrix composites against stainless steel, high speed tool steel and ceramics". *Wear* 195, 1996: 152-161;
- [69] K. Zhang, J. Deng, J. Sun, C. Jiang, Y. Liu, S. Chen. "Effect of nanomicro scale textures on anti-adhesive wear properties of WC/Co-based TiAlN coated tools in AISI 316 austenitic stainless steel cutting". *Applied Surface Science* 355, 2015: 602-614;
- [70] R. Holm. "Electric contacts: theory and applications 4th edition". Springer, 1981;