

INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA DO RIO
GRANDE DO SUL

TIAGO MARCELO REIS

**AVALIAÇÃO TRIBOLÓGICA DO TRATAMENTO DE NITRETAÇÃO A PLASMA
COM PÓS-OXIDAÇÃO APLICADA EM SISTEMA DE EXTRAÇÃO DE MOLDES
PARA INJEÇÃO DE TERMOPLÁSTICOS**

Caxias do Sul

2017

TIAGO MARCELO REIS

**AVALIAÇÃO TRIBOLÓGICA DO TRATAMENTO DE NITRETAÇÃO A PLASMA
COM PÓS-OXIDAÇÃO APLICADA EM SISTEMA DE EXTRAÇÃO DE MOLDES
PARA INJEÇÃO DE TERMOPLÁSTICOS**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Tecnologia e Engenharia de Materiais para a obtenção do grau de Mestre Profissional em Tecnologia e Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Tecnologia e Engenharia de Materiais

Linha de Pesquisa: Tecnologia da transformação de materiais

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Luís Gasparin

CAXIAS DO SUL

2017

Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul, *Campus* Caxias do Sul

62
R375a

Reis, Tiago Marcelo

Avaliação tribológica do tratamento de nitretação a plasma com pós-oxidação aplicada em sistema de extração de moldes para injeção de termoplásticos; orientador, Alexandre Luís Gasparin. - Caxias do Sul, RS, 2017.

73 p.: il. (colors.)

Trabalho de Conclusão de Curso (mestrado) - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul, *Campus* Caxias do Sul. Programa de Pós-Graduação em Tecnologia e Engenharia de Materiais.

Inclui referências

1. Engenharia. 2. Engenharia - Tecnologia. 3. Engenharia de Materiais. 4. Moldes para injeção. 5. Nitretação a plasma. 6. Pós-oxidação. 7. Tribologia I. Gasparin, Alexandre Luís. II. Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul. Programa de Pós-Graduação em Tecnologia e Engenharia de Materiais. III. Título.

CDU 62

| | | |
|---|---|---|
|  | Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul. |  |
| | Programa de Pós-Graduação em Tecnologia e Engenharia de Materiais. | |

Dissertação intitulada 'Avaliação tribológica do tratamento de nitretação a plasma com pós-oxidação aplicada em sistema de extração de moldes para injeção de termoplásticos', de autoria de 'Tiago Marcelo Reis', aprovada pela banca examinadora constituída pelos seguintes membros:



Prof. Dr. Rudinei Florio

Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul (IFRS)

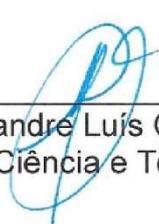


Prof. Dr. Juliano Cantarelli Toniolo

Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul (IFRS)

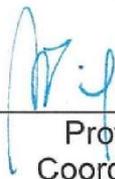


Prof.ª Dra. Maria Cristina Moré Farias
Universidade de Caxias do Sul (UCS)



Prof. Dr. Alexandre Luís Gasparin - Orientador

Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul (IFRS)



Prof. Dr. André Zimmer
Coordenador do PPG-TEM

Data de aprovação: 12, de junho de 2017

Rua Avelino Antônio de Souza, 1730 | Bairro Nossa Senhora de Fátima | CEP:
95043-700 | Caxias do Sul/RS

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Alexandre Luís Gasparin, pela orientação, confiança, paciência e ensinamentos.

A Prof.^a Dra. Maria Cristina Moré Farias, pelas análises realizadas na Universidade de Caxias do Sul (UCS), pela atenção e pelas sugestões na área de tribologia.

A Aline Luisa Bandeira aluna de doutorado na UCS, pelas as análises de MEV e DRX.

Ao Francisco Lanfredini Serafini aluno de doutorado na UCS, pelas análises tribológicas.

Ao Técnico Marcelo Broch do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Sul (IFRS), campus Caxias do Sul, pela disposição e ajuda para realização das micrografias.

Ao colega Mauro Francisco Castro Moscoso pela realização do tratamento térmico de tempera das amostras.

A empresa Sulbras Moldes e Plásticos, pela disponibilidade de recursos como, materiais e usinagem de componentes, para realização deste trabalho.

A minha esposa Indiana e a minha filha Stella, pela paciência e apoio, sem esse certamente não teria conseguido concluir este trabalho.

E a todos que de alguma forma contribuíram para execução deste trabalho.

“A verdadeira motivação vem de realização, desenvolvimento pessoal, satisfação no trabalho e reconhecimento”. (Frederick Herzberg)

RESUMO

A eficiência no processo de moldagem por injeção está diretamente ligada ao desgaste do molde e a sua manutenção. Visando alcançar um maior número de ciclos no processo de moldagem por injeção, diminuindo as paradas para a substituição do lubrificante dos moldes, o presente trabalho analisa a aplicação do tratamento superficial de nitretação a plasma com pós-oxidação aplicado a pinos extratores de moldes, como alternativa para substituir os pinos atuais nitretados a gás. Para este estudo foi confeccionado um dispositivo que simula a operação do sistema de extração de um molde de injeção. O desgaste foi avaliado por meio da perda de massa e variação dimensional dos seguintes componentes: pinos de extração e respectivas buchas. Os tratamentos térmicos e superficiais desses componentes foram caracterizados por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura (MEV), microdureza e difração de raios x. Os mecanismos de desgaste foram caracterizados por MEV e o coeficiente de atrito foi analisado por meio da medição da força de atrito estático no dispositivo de ensaio de desgaste e através do ensaio tribológico esfera-sobre-placa. Os resultados a partir dos ensaios de desgaste mostraram que o sistema proposto com nitretação a plasma e pós-oxidação atende aos requisitos com um intervalo de lubrificação duas vezes maior que o sistema atual. Com relação aos mecanismos de desgaste foi possível verificar que o principal mecanismo envolvido foi o desgaste por abrasão.

Palavras-chave: Moldes para injeção, Nitretação a plasma, Pós-oxidação, Tribologia.

ABSTRACT

The efficiency in the injection molding process is directly linked to the wear of the mold and its maintenance. Aiming to achieve a greater number of cycles in the injection molding process, reducing the stops for replacing the lubricant of molds, the present work analyzes the application of surface treatment of plasma nitriding with post-oxidation applied to mold extractor pins as an alternative to replace the current pins that present gas nitriding treatment. For this study, was made a device that simulates the operation of the extraction system of an injection mold. The wear was evaluated by mass loss and dimensional variation of the following components: extraction pins and their bushings. The thermal and surface treatments of these components were characterized by optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), microhardness and X ray diffraction. The wear mechanisms were characterized by SEM and the coefficient of friction was analyzed by measuring the static friction force in the wear test device and through the ball-on-plate tribological test. The results for the wear test showed that the proposed system with plasma nitriding and post-oxidation meets the requirements with a lubrication interval twice larger than the current system. With respect to the mechanisms of wear it was possible to verify that the main wear mechanism involved was abrasion wear.

Key – words: Injection Molds, Plasma nitriding, Post-oxidation, Tribology.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 1 – Esquema simplificado do preenchimento da cavidade de um molde de injeção | 5 |
| Figura 2 – Principais componentes de um molde tipo duas placas..... | 7 |
| Figura 3 – Sistema de extração simples. | 9 |
| Figura 4 – Principais tipos de extratores | 11 |
| Figura 5 – Representação esquemática das camadas de nitretação..... | 12 |
| Figura 6 – Mecanismo de ionização na formação do plasma..... | 14 |
| Figura 7 – Distribuição de potencial em descarga luminescente..... | 15 |
| Figura 8 – Efeito da colisão de íons na superfície catódica | 16 |
| Figura 9 – Representação esquemática da formação de nitretos segundo modelo de Kölbel | 17 |
| Figura 10 – Formação de fases para diferentes temperaturas de nitretação para um aço AISI H13 | 21 |
| Figura 11 – Formação de fases para diferentes densidades de corrente no processo de nitretação para um aço AISI H13..... | 22 |
| Figura 12 – Variação de volume de desgaste em função da distância de deslizamento em um ensaio de esfera sobre disco para amostras de aço AISI H13 nitretado em diferentes tempos..... | 23 |
| Figura 13 – Perda de massa em função da distância de deslizamento em um ensaio de pino sobre disco para amostras de aço AISI H11 nitretado com diferentes espessuras de camadas..... | 24 |
| Figura 14 – Estrutura cristalina da fase magnetita | 25 |
| Figura 15 – Estrutura cristalina da fase hematita. | 25 |
| Figura 16 – Formação de fases de óxido de ferro para diferentes temperaturas de pós-oxidação de um aço AISI H11 | 27 |
| Figura 17 – Formação de óxido de ferro para diferentes tempos de pós-oxidação de um aço AISI H13 | 28 |
| Figura 18 – Representação esquemática dos elementos de um tribossistema..... | 29 |
| Figura 19 – Representação esquemática dos quatro mecanismos de desgaste em um par metálico sob deslizamento. | 30 |
| Figura 20 – Mecanismos de desgaste abrasivo. | 31 |
| Figura 21 – Relação entre a taxa de desgaste e a razão entre a dureza do abrasivo e | |

| | |
|---|----|
| a dureza do material desgastado. | 31 |
| Figura 22 – Representação do modelo de Coulomb para o atrito. | 33 |
| Figura 23 – Dimensões das buchas temperadas | 39 |
| Figura 24 – Curva de aquecimento e resfriamento na têmpera das buchas | 39 |
| Figura 25 – Metodologia utilizada para execução do trabalho | 40 |
| Figura 26 – Dispositivo para simulação do desgaste em sistema de extração de moldes de injeção..... | 41 |
| Figura 27 – Pressostato instalado para medição da pressão necessária para movimentação do sistemas | 44 |
| Figura 28 – Preparação das amostras para caracterização dos mecanismos de desgaste dos pinos..... | 46 |
| Figura 29 – Preparação das amostras para caracterização dos mecanismos de desgaste das buchas..... | 46 |
| Figura 30 – Taxa de desgaste dos pinos e buchas por unidade de área de contato | 49 |
| Figura 31 – Variação dimensional da folga entre pinos e buchas. | 50 |
| Figura 32 – Força de atrito do sistema com nitretação a gás (PN) e nitretação a plasma com pós-oxidação (PO). | 51 |
| Figura 33 – Micrografia das buchas. | 52 |
| Figura 34 – Micrografia do núcleo dos pinos..... | 52 |
| Figura 35 – Micrografia da superfícies dos pinos..... | 53 |
| Figura 36 – MEV das camadas superficiais dos pinos. | 55 |
| Figura 37 – MEV das camadas superficiais de um pino pós-oxidado após o desgaste..... | 56 |
| Figura 38 – Microdureza dos pinos nitretados a gás e nitretados a plasma com pós- oxidação | 56 |
| Figura 39 – MEV da superfície de um pino nitretado a gás antes do desgaste | 57 |
| Figura 40 – MEV da superfície de um pino nitretado a gás após o desgaste | 58 |
| Figura 41 – MEV da superfície de um pino nitretado a plasma com pós-oxidação antes do desgaste | 59 |
| Figura 42 – MEV da superfície de um pino nitretado a plasma com pós-oxidação após o desgaste | 59 |
| Figura 43 – MEV da superfície da bucha antes do desgaste | 60 |
| Figura 44 – MEV da superfície da bucha do sistema com pino nitretado a gás após o | |

| | |
|---|----|
| desgaste..... | 60 |
| Figura 45 – MEV da superfície da bucha do sistema com pino nitretado a plasma e pós-oxidado após o desgaste..... | 61 |
| Figura 46 – Difratoograma do pino nitretado a gás | 62 |
| Figura 47 – Difratoograma do pino nitretado a plasma e pós-oxidado | 62 |
| Figura 48 – Comparação dos resultados de nanodureza da camada de óxido com os valores encontrados na literatura para camada de nitretos (PANFIL, et al; 2017) | 64 |
| Figura 49 – Coeficiente de atrito para as amostras nitretadas a plasma e nitretadas a plasma com pós-oxidação..... | 65 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|--|----|
| Tabela 1 – Propriedades da camada nitretada para um aço AISI 4140 nitretado mais tratamento a laser..... | 20 |
| Tabela 2 – Propriedades da camada para um aço AISI 5140 nitretado e pós-oxidado. | 26 |
| Tabela 3 – Parâmetros de processo utilizados para nitretação a plasma das amostras..... | 38 |
| Tabela 4 – Parâmetros de processo utilizados para oxidação a plasma das amostras. | 38 |
| Tabela 5 – Identificação dos pinos e buchas..... | 42 |
| Tabela 6 – Parâmetros de nanodureza | 47 |
| Tabela 7 – Resultados de nanodureza para a amostra nitretada e pós-oxidada | 63 |

SIGLAS, TERMOS E ABREVIACOES

| | |
|----------|--|
| AISI | <i>American Iron and Steel Institute</i> |
| ASTM | <i>American Society for Testing and Materials</i> |
| BN | <i>Bucha Nitretada</i> |
| BO | Bucha Oxidada |
| CNC | Comando Numérico Computadorizado |
| Coef. | Coeficiente |
| DIN | Deutsches Institut für Normung |
| DRX | Difração de raios-X |
| GIXRD | Grazing Incidence X-Ray Diffraction |
| HCP | Hexagonal Close-Packed |
| H11 | Aço para trabalho a quente classe 11 |
| H13 | Aço para trabalho a quente classe 13 |
| IFRS | Instituto Federal do Rio Grande do Sul |
| IMC | Instituto de Materiais Cerâmicos |
| LACASUNE | Laboratório de caracterização de superfícies em nanoescala |
| LCMIC | Laboratório central de microscopia |
| Mag. | Magnificação |
| MEV | Microscopia eletrônica de varredura |
| M2 | Aço Rápido ao molibdênio |
| NBR | Norma Brasileira Regulamentadora |
| OCT. | Octaédrico |
| PIB | Produto Interno Bruto |
| PN | Pino Nitretado |

| | |
|-------|-------------------------------|
| PO | Pino Oxidado |
| SE | Secondary Electrons |
| SEM | Scanning Electron Microscope |
| TETR. | Tetraédrico |
| UCS | Universidade de Caxias do Sul |
| WD | Work Distance |
| WS | Aço Prata Tungstenado |

LISTAS DE SÍMBOLOS

| | |
|-----------------|--------------------------------|
| α | Alfa |
| A | Ampére |
| Ar | Argônio |
| cm ² | Centímetro quadrado |
| Cu | Cobre |
| μ | Coeficiente de atrito |
| Cr | Cromo |
| Ø | Diâmetro |
| H _A | Dureza do abrasivo |
| H | Dureza do material de desgaste |
| HRc | Dureza Rockwell C |
| HV | Dureza Vickers |
| ϵ | Épsilon |
| e ⁻ | Elétron |
| Fe | Ferro |
| γ' | Gama linha |
| g | Gramas |
| °C | Graus Celsius |
| ° | Graus de ângulo |
| CO ₂ | Gás Carbônico |
| Hz | Hertz |
| H | Hidrogênio |
| h | Hora |
| λ | Lambda |
| Å | Angstroms |

| | |
|---------------|-----------------------|
| MPa | Megapascal |
| m | Metro |
| μm | Mícron |
| mA | Miliampère |
| mBar | Milibar |
| mg | Miligrama |
| mm | Milímetro |
| mm^3 | Milímetro cubico |
| mm^2 | Milímetro quadrado |
| mN | Milinewton |
| min | Minuto |
| nm | Nanômetro |
| N | Newton |
| Nm | Newton metro |
| N | Nitrogênio |
| % | Por Cento |
| V_p | Potencial positivo |
| kgf | Quilograma força |
| kHz | Quilohertz |
| kV | Quilovolts |
| Ra | Rugosidade aritmética |
| Rz | Rugosidade total |
| s | Segundo |
| θ | Téta |

SUMÁRIO

| | | |
|--------------|---|-----------|
| 1 | INTRODUÇÃO | 1 |
| 1.1 | JUSTIFICATIVA E RELEVÂNCIA DO TRABALHO..... | 2 |
| 1.2 | OBJETIVO GERAL..... | 3 |
| 1.3 | OBJETIVOS ESPECÍFICOS DO TRABALHO..... | 3 |
| 1.4 | LIMITAÇÕES DO TRABALHO DE PESQUISA..... | 3 |
| 2 | FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA | 5 |
| 2.1 | MOLDES PARA INJEÇÃO DE TERMOPLÁSTICOS | 5 |
| 2.1.1 | Sistemas de extração de moldes | 7 |
| 2.2 | NITRETAÇÃO | 12 |
| 2.2.1 | Introdução a nitretação | 12 |
| 2.2.2 | Formação do plasma | 13 |
| 2.2.3 | Formação das camadas na nitretação a plasma | 16 |
| 2.2.4 | Influência dos parâmetros de processo na estrutura da camada nitretada | 17 |
| 2.2.5 | Nitretação a plasma do aço AISI H13 | 20 |
| 2.2.6 | Nitretação a plasma com pós-oxidação | 24 |
| 2.3 | TRIBOLOGIA..... | 28 |
| 2.3.1 | Desgaste em par metálico sob deslizamento | 29 |
| 2.3.2 | Atrito em par metálico sob deslizamento | 32 |
| 2.3.3 | Desgaste e atrito em sistema lubrificado | 33 |
| 2.3.4 | Ensaio de desgaste | 35 |
| 3 | MATERIAIS E MÉTODOS | 37 |
| 3.1 | MATERIAIS UTILIZADOS | 37 |
| 3.1.1 | Pino extrator nitretado | 37 |
| 3.1.2 | Pino extrator nitretado e pós-oxidado | 37 |
| 3.1.3 | Buchas temperadas | 38 |
| 3.2 | MÉTODO UTILIZADO..... | 39 |
| 3.2.1 | Ensaio de simulação do desgaste em sistema de extração | 41 |
| 3.2.1.1 | Confecção do dispositivo de extração de molde de injeção..... | 41 |
| 3.2.1.2 | Definição do método de ensaio | 42 |
| 3.2.2 | Caracterizações | 43 |
| 3.2.2.1 | Força de atrito estático | 43 |
| 3.2.2.2 | Microestrutura..... | 44 |
| 3.2.2.3 | Microdureza..... | 45 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 3.2.2.4 | Mecanismos de desgaste..... | 45 |
| 3.2.2.5 | Fases cristalina das camadas | 46 |
| 3.2.2.6 | Nanoindentação | 47 |
| 3.2.2.7 | Coeficiente de atrito (ensaio de laboratório)..... | 48 |
| 4 | RESULTADOS E DISCUSSÃO | 49 |
| 4.1 | RESULTADOS DO ENSAIO DE DESGASTE | 49 |
| 4.1.1 | Taxa de desgaste..... | 49 |
| 4.1.2 | Varição dimensional..... | 50 |
| 4.2 | CARACTERIZAÇÕES | 51 |
| 4.2.1 | Força de atrito estático no ensaio de bancada..... | 51 |
| 4.2.2 | Microestrutura das amostras | 52 |
| 4.2.3 | Microdureza | 56 |
| 4.2.4 | Mecanismos de desgaste | 57 |
| 4.2.5 | Fases cristalinas das camadas | 61 |
| 4.2.6 | Nanoindentação..... | 63 |
| 4.2.7 | Coeficiente de atrito | 64 |
| 5 | CONCLUSÕES | 66 |
| 6 | SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS | 67 |
| | REFERÊNCIAS..... | 68 |

1 INTRODUÇÃO

Um dos pioneiros no estudo dos fenômenos tribológicos foi Leonardo da Vinci (1452 – 1519), que deu importantes contribuições para o entendimento dos fenômenos envolvendo o atrito e o desgaste. As primeiras soluções para diminuir o atrito e o desgaste foram propostas por Leonardo da Vinci, como a utilização de esferas com a função de rolamento para diminuir a resistência ao movimento e a utilização de lubrificantes para diminuir as forças de atrito (ZUM-GAHR, 1987).

Além dos estudos de da Vinci, outras teorias que ajudaram a compreender os fenômenos de atrito e desgaste são o modelo de Coulomb e o modelo de Bowden e Tabor.

Uma das alternativas modernas para o aumento da resistência ao desgaste em sistemas tribológicos é a aplicação de tratamentos superficiais. Nas últimas décadas estas técnicas de tratamento superficiais evoluíram significativamente. Em meados da década de 60 ocorreu o início do uso comercial da nitretação por plasma (ALVES JR, 2001). A resistência ao desgaste e à corrosão de superfícies nitretadas por plasma foram melhoradas com o desenvolvimento da técnica de pós-oxidação. Essa técnica permite a deposição de uma fina e uniforme camada de óxido de ferro sobre a camada nitretada, diminuindo assim o coeficiente de atrito quando comparado a uma camada apenas nitretada com substrato de aço (LUVISON; *et al*, 2012; RAMESH, GNANAMOORTHY, 2006).

Os fenômenos tribológicos envolvendo atrito e desgaste são os grandes causadores de perdas e danos ambientais na atividade industrial. Segundo o relatório de perspectivas em materiais avançados 2010 - 2022 do Centro de Gestão e Estudos Estratégicos do Ministério de Ciência e Tecnologia do Brasil, desperdícios financeiros da ordem de 1 a 6% do produto interno bruto (PIB) brasileiro estão relacionados com as perdas por desgaste. O mesmo relatório afirma que cerca de 20% destas perdas poderiam ser evitadas com a utilização de técnicas tribológicas já utilizadas em outros países (CGEE, 2010).

Segundo Mennig (1995), bilhões de dólares são gastos por ano com o desgaste de equipamentos no processo de fabricação de peças poliméricas; os principais componentes afetados são roscas, cilindros, válvulas e moldes de injeção.

A maioria dos moldes de injeção para termoplásticos possui um alto valor

agregado e muitas vezes são constituídos de geometrias complexas com peças que apresentam movimento relativo e estão sujeitas ao desgaste por deslizamento. Os principais sistemas de moldes que apresentam esse tipo de desgaste são o sistema de extração, as colunas e as buchas guias e os sistemas móveis tipo gaveta (HARADA, 2004).

Moldes técnicos com uma mecânica cada vez mais complexa requerem um tempo elevado para manutenções preventivas, devido à necessidade de desmontagem para substituição dos lubrificantes (graxas), o que implica em uma perda de produtividade no processo de injeção. Para minimizar essas perdas é necessário desenvolver novos métodos que melhorem o processo de manutenção. (ESTEVES, 2012).

Visando aumentar os intervalos entre lubrificações nos sistemas de extração dos moldes para injeção de termoplásticos, o presente trabalho busca avaliar a aplicação da nitretação a plasma com pós-oxidação em pinos e buchas de extração como uma alternativa para substituir os sistemas atuais nitretados a gás e com têmpera, ambos de material AISI H13.

Para fins comparativos serão analisados dois sistemas tribológicos de extração. O sistema utilizado atualmente consiste em um sistema com tratamento de nitretação a gás com bucha temperada lubrificado a cada 50.000 ciclos, enquanto que o sistema proposto terá um tratamento superficial de nitretação a plasma com pós-oxidação, com o intervalo de lubrificação a cada 100.000 ciclos.

1.1 JUSTIFICATIVA E RELEVÂNCIA DO TRABALHO

Com o crescente aumento na competitividade da indústria de peças plásticas devido à globalização, torna-se vital para as empresas do ramo maximizar a produção e minimizar os custos da mesma. A manutenção adquire assim uma importância crescente no cenário mundial, sendo hoje um fator diferencial para as empresas. Com isso tornam-se estratégicos estudos que busquem a melhoria dos processos de manutenção, através da redução do tempo de paradas para manutenção ou da diminuição do número de paradas (ESTEVES, 2012).

Os moldes para injeção de termoplásticos possuem partes metálicas com movimentos relativos que necessitam da utilização de lubrificantes para garantir o

deslizamento e para prevenir o desgaste prematuro, porém ainda assim se faz necessária a substituição dos lubrificantes em determinados intervalos de operação (REES, 1995).

A nitretação a plasma confere ao aço um aumento na resistência ao desgaste, enquanto a pós-oxidação tende a reduzir o coeficiente de atrito quando comparado com o aço sem tratamento (ALSARAN; *et al*, 2004; LEITE; *et al*, 2009). Essas características tornam interessante o estudo da utilização deste tratamento para aplicação em pinos extratores de moldes de injeção com o objetivo de aumentar os intervalos entre lubrificações.

1.2 OBJETIVO GERAL

O objetivo geral deste trabalho é avaliar o tratamento superficial de nitretação a plasma com pós-oxidação, aplicado em sistema de extração de moldes para a injeção de termoplásticos, como uma alternativa para aumentar os intervalos entre as paradas para a lubrificação.

1.3 OBJETIVOS ESPECÍFICOS DO TRABALHO

Desenvolver um dispositivo para simular de forma acelerada o trabalho de um sistema de extração de molde para injeção de termoplásticos.

Determinar a resistência ao desgaste do sistema atual com lubrificação a cada 50.000 ciclos.

Avaliar a resistência ao desgaste do sistema com nitretação a plasma e pós-oxidação com lubrificação a cada 100.000 ciclos.

Identificar os mecanismos de desgaste envolvidos em cada tribossistema.

1.4 LIMITAÇÕES DO TRABALHO DE PESQUISA

A investigação científica realizada neste trabalho apresenta limitações quanto a sua interpretação.

Entre estas pode-se destacar:

1 - Os parâmetros de desgaste obtidos são particulares ao aparato construído neste trabalho.

2 – O método de determinação do coeficiente de atrito em laboratório não utiliza o par PO-BO, os valores obtidos com esta técnica são apenas comparativos não podem ser utilizados como valores absolutos ou referências, devido às simplificações inerentes ao método.

3 – O comparativo de nanoindentação foi realizado com resultados encontrados na literatura, as amostras não apresentam a mesma condição de tratamento.

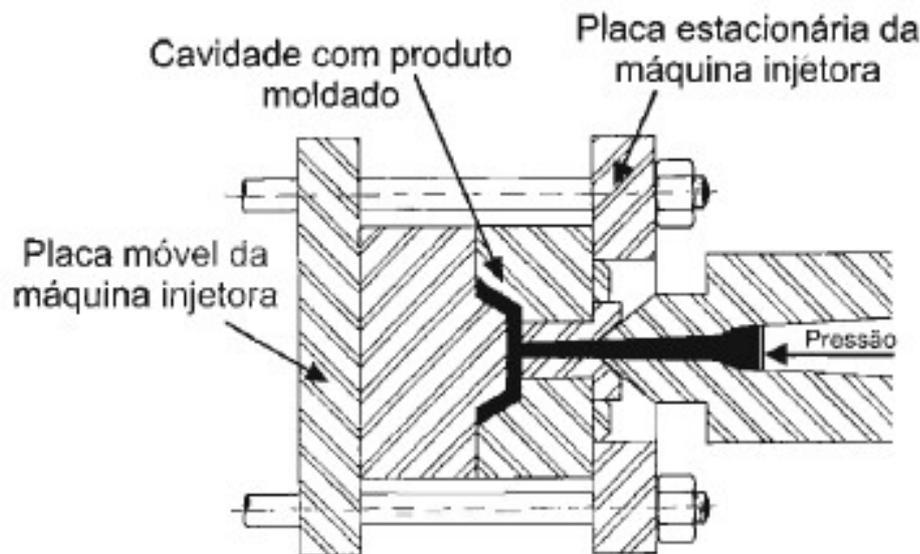
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 MOLDES PARA INJEÇÃO DE TERMOPLÁSTICOS

Para a obtenção de peças termoplásticas produzidas pelo processo de moldagem por injeção é necessária uma ferramenta para dar a forma desejada a peça, que é chamada de molde de injeção (MANRICH, 2005).

O molde de injeção possui cavidades com a forma da peça desejada e o mesmo é fixado na máquina de injeção, a qual transfere o material termoplástico fundido por meio de pressão para o interior da cavidade. O material no interior da cavidade é então resfriado pelo circuito de refrigeração do molde, e posteriormente é aberta a máquina de injeção. A parte móvel do molde se move em relação à parte fixa, a peça injetada fica fixa geralmente na parte móvel do molde, onde então é acionado o sistema de extração para remover a peça do molde e iniciar um novo ciclo de injeção (BRYCE, 1998; REES, 1995), (Figura1).

Figura 1 – Esquema simplificado do preenchimento da cavidade de um molde de injeção



Fonte: Harada (2004)

O conceito construtivo de um molde de injeção pode ter as mais variadas formas, dependendo da geometria do produto, do material a ser moldado, das características de qualidade do produto, da quantidade de peças a ser produzida entre

outros fatores (KAZMER, 2007).

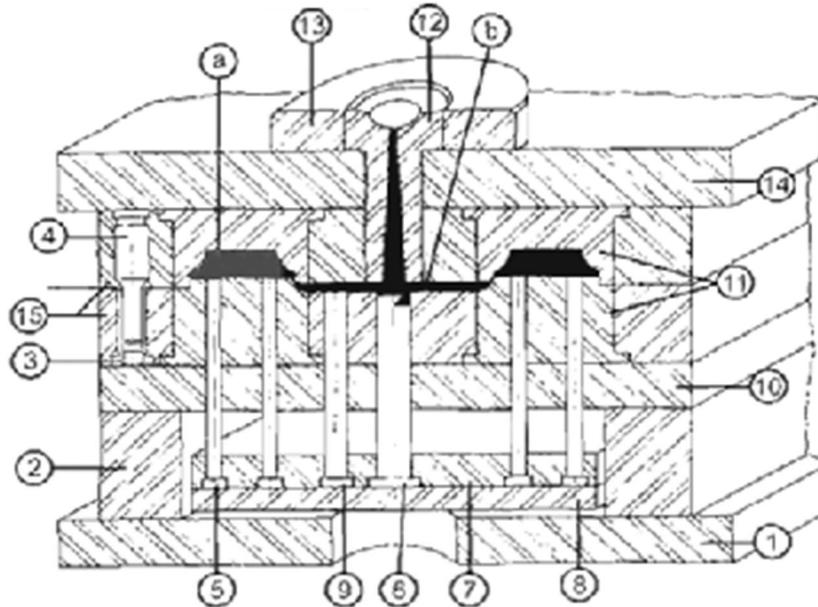
Um molde de injeção é constituído basicamente por um conjunto de sistemas, que apresentam cada um uma função específica, podendo ser classificados da seguinte forma:

- Estrutura do molde: as placas, calços e suportes que tem como função principal suportar os outros sistemas e possibilitar a fixação do molde na máquina injetora;
- Sistema de moldagem: composto basicamente pelos machos, cavidades e postigos, tem a função de dar forma e garantir o dimensional desejado ao produto;
- Sistema de alimentação: constituído pela bucha de injeção, canais de distribuição e canais de ataque, tem como objetivo conduzir o material fundido do bico da máquina injetora até a cavidade do molde, este sistema pode ser com canais quentes ou canais frios (UNGER, 2006);
- Sistema de alinhamento: possui os componentes principais as colunas e buchas guias, pinos guias e centralizadores, a função desse sistema é garantir o alinhamento entre as placas do molde, assim como o alinhamento entre as metades móvel e fixa (PROVENZA, 1976);
- Sistema de extração: os principais componentes são, os extratores, placa impulsora, e sistema de guiamento da placa impulsora constituído de coluna e bucha guia, este sistema tem como função remover o produto moldado do molde.
- Sistema de refrigeração: este sistema é composto por canais usinados em várias partes do molde, sendo as principais, as cavidades, machos e postigos; este sistema tem como função permitir a circulação de fluido refrigerante para remover o calor do molde e solidificar o produto injetado (REES, 2001).
- Sistemas móveis: apresentam como principais componentes, gavetas, pinos de arraste, placas de deslizamento e hastes de articulados, estes sistemas são utilizados quando o produto injetado apresenta orifícios ou reentrâncias em direções diferentes da direção de abertura do molde.

A Figura 2 apresenta os principais componentes de um molde de injeção do

tipo duas placas.

Figura 2 – Principais componentes de um molde tipo duas placas.



| Nº | Componente | Sistema |
|----|-------------------------------|------------------------|
| 1 | Placa de fixação inferior | Estrutura do molde |
| 2 | Espaçados | Estrutura do molde |
| 3 | Bucha guia | Sistema de alinhamento |
| 4 | Coluna guia | Sistema de alinhamento |
| 5 | Pino extrator | Sistema de extração |
| 6 | Extrator de canal | Sistema de extração |
| 7 | Placa porta extratores | Sistema de extração |
| 8 | Placa impulsora | Sistema de extração |
| 9 | Pino de retorno | Sistema de extração |
| 10 | Placa suporte | Estrutura do molde |
| 11 | Postigos | Sistema de moldagem |
| 12 | Bucha de injeção | Sistema de alimentação |
| 13 | Anal de centragem | Estrutura do molde |
| 14 | Placa de fixação superior | Estrutura do molde |
| 15 | Placa de montagem de postigos | Estrutura do molde |
| a | Cavidade | Sistema de moldagem |
| b | Canal de distribuição | Sistema de alimentação |

Fonte: Adaptado de Harada (2004)

2.1.1 Sistemas de extração de moldes

Após o resfriamento e a solidificação do produto moldado é necessário que o mesmo seja removido do molde, iniciando assim um novo ciclo de injeção. Na maioria

dos casos a extração do produto não ocorre apenas por gravidade; é necessário que o molde possua um sistema para a remoção do produto, este sistema é chamado de sistema de extração (MENGES; *et al*, 2001; REES, 2001).

O sistema de extração é normalmente construído na parte móvel do molde de injeção. Sempre que possível o curso de extração deve garantir que a peça seja completamente extraída do molde sem danificar a mesma.

Nos casos onde o molde é construído para grandes séries de produção, o sistema de extração será acionado um grande número de vezes, sendo necessário o correto dimensionamento desse e especificações de materiais e tratamentos para os componentes do sistema de extração, para assim garantir a integridade do molde durante toda a sua vida útil (REES, 2001).

Para evitar a deformação do produto injetado e obter uma extração mais suave, a quantidade de pinos extratores em um molde deve ser a maior possível assim como o tamanho dos mesmos, pois quanto maior a área de contato entre os pinos extratores e o produto, melhor será a distribuição de forças sobre o mesmo (BRYCE, 1998; REES, 1995).

A força necessária para a extração do produto está relacionada com inúmeros fatores como, as propriedades do material a ser injetado (coeficiente de atrito e contração), o acabamento superficial do molde, ângulos de saída do produto e presença de tratamentos superficiais no molde (RODRIGUES; PONTES, 2013). Conforme observado por Pouzada *et al* (2006), o coeficiente de atrito entre o polímero injetado e o molde é também fortemente influenciado pela temperatura de extração, pois o coeficiente de atrito aumenta com o aumento da temperatura.

O sistema de extração é composto basicamente pelos seguintes componentes:

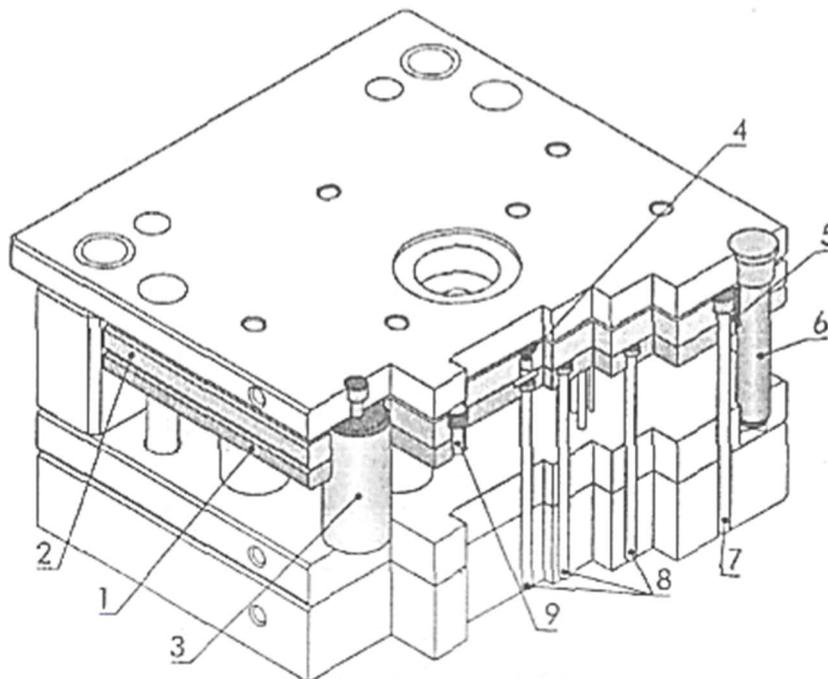
- Placa extratora: posiciona os extratores e promove o seu acionamento;
- Contra placa extratora: placas onde se alojam os extratores, pinos de retorno e buchas guias;
- Pinos de retorno: promovem o recuo do sistema de extração, assegurando que os extratores estejam na posição correta no momento de início do ciclo de injeção, são normalmente pinos semelhantes aos extratores, porém com maior diâmetro;
- Botões de encosto: fazem a separação entre a placa extratora e a

placa base inferior, permitindo que eventuais sujidades acumuladas nesta região durante a produção não venham a prejudicar o funcionamento do sistema;

- Colunas e buchas guia: normalmente são quatro, distribuídas nas extremidades da contra-placa extratora, tem a função de garantir o alinhamento do sistema durante a movimentação do mesmo;
- Extratores: têm a função de atuarem sobre o produto injetado com o objetivo de removê-lo do molde, os extratores podem ser de diversos tipos como detalhados mais adiante (KAZMER, 2007; MANRICH 2005; MENGES; *et al*, 2001).

A Figura 3 apresenta um sistema de extração simples com os seus principais componentes.

Figura 3 – Sistema de extração simples.



Fonte: Rodrigues (2007)

(1) contra-placa extratora. (2) placa extratora. (3) calço. (4) botões de encosto. (5) bucha guia de extração. (6) coluna guia de extração. (7) pino de retorno. (8) extratores. (9) Parafusos

O sistema de acionamento normalmente é efetuado pela máquina injetora por

meio de cilindros hidráulicos. Em alguns casos não é possível utilizar o sistema de acionamento da máquina, então o próprio molde possui um sistema de acionamento que pode ser hidráulico ou pneumático (REES, 2001).

O sistema de extração pode ser do tipo simples, extração com contra saídas ou extração com auxílio pneumático (HARADA, 2004), o sistema simples é empregado em produtos que apresentam apenas uma direção de extração, ou seja, não possuem reentrâncias, negativos ou orifícios laterais. Porém, devido à complexidade dos produtos injetados, na maioria dos casos as peças apresentam zonas onde a extração necessita ser feita em direções diferentes da abertura do molde. Nesses casos para realizar a extração do produto é necessária a utilização de extratores articulados, pinos colapsáveis ou atuadores rotativos no caso de peças com roscas internas (UNGER, 2006). Para a extração de peças fundas com pouco ângulo de extração é necessário utilizar o auxílio de ar comprimido, evitando-se marcas de extração e distorções na peça. Este tipo de extração também é utilizado em casos onde pode ser gerado vácuo entre o produto injetado e a superfície do molde (REES, 1995).

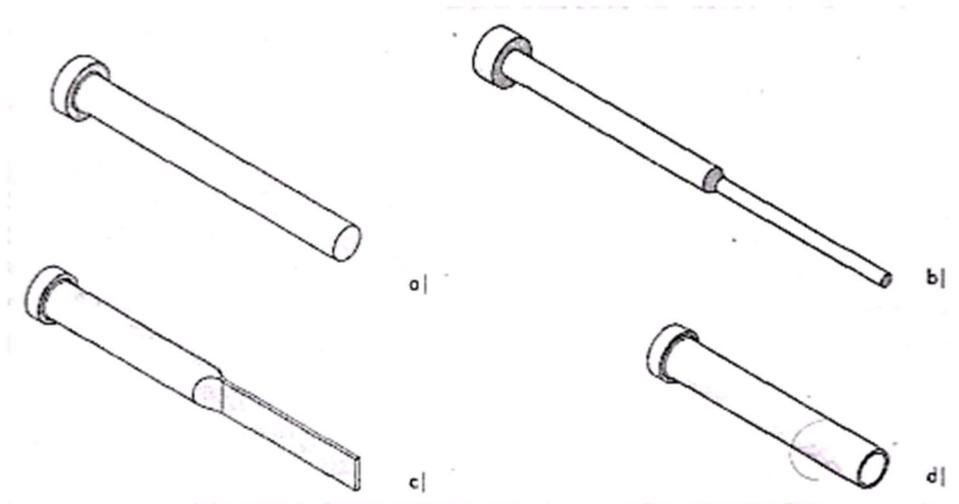
Os extratores, como mencionado anteriormente, podem ser de diversos tipos, dependendo da temperatura de extração, quantidade de pinos utilizados e localização dos pinos no produto (MANRICH, 2005).

Os principais tipos de extratores são os seguintes:

- Pino extrator cilíndrico: consiste basicamente em pino cilíndrico com uma cabeça de diâmetro maior para a fixação na placa extratora este tipo de componente é padronizado pela norma DIN 1530 (2011);
- Pino extrator rebaixado: este tipo é uma variação do pino extrator cilíndrico, é aplicado geralmente onde há a necessidade de um extrator de pequeno diâmetro, porém com grande comprimento;
- Extratores de lâmina: este tipo de extrator apresenta uma seção retangular na extremidade de contato com o produto, são aplicados geralmente em produtos que apresentam nervuras;
- Extratores tubulares: também conhecidos como buchas extradoras, são extratores cilíndricos com orifício interno passante, é aplicado para a extração em regiões com macho circular de pequeno diâmetro (MANRICH, 2005).

A Figura 4 apresenta os principais tipos de extratores.

Figura 4 – Principais tipos de extratores



(a) Pino extrator cilíndrico. (b) Pino extrator rebaixado. (c) Extrator de lâmina. (d) Extrator tubular.

Fonte: Rodrigues (2007)

Entre os principais tipos de extratores o mais utilizado é o pino extrator cilíndrico (item “a”, da Figura 4). Conforme a norma DIN 1530 (2011) esse tipo de extrator pode ser de dois tipos, de acordo com o material e o tratamento utilizado para a fabricação dos mesmos. O tipo A é fabricado em aço AISI H13, nitretado a gás com dureza superficial entre 65 e 70 HRc, dureza no núcleo de aproximadamente 40 HRc e com acabamento superficial retificado ($R_z = 2,5 \mu\text{m}$). O pino tipo B é fabricado em aço WS (aço prata tungstenado), corpo com têmpera total e dureza entre 60 e 62 HRc. O tipo B apresenta o mesmo acabamento superficial que o Tipo A (HARADA, 2004; REES, 1995). Existe ainda outro tipo de extrator que não é padronizado, o qual é produzido em aço inoxidável martensítico com tratamento térmico sub-zero. Este tipo de pino foi patenteado por Unno Kouzaburou (1988) e é aplicado para injeção de materiais corrosivos.

Os pinos extratores muitas vezes têm como função além de extrair o produto moldado, também permitir a saída de gases durante o preenchimento do molde. Para ocorrer a saída dos gases é necessária uma folga entre o pino extrator e o alojamento na cavidade do molde, esta folga é normalmente do tipo H7-g6 (RODRIGUES, 2007). Porém, caso a folga seja mal dimensionada, o seu excesso pode resultar na formação de rebarbas no produto (REES, 1995).

Para um bom funcionamento do sistema de extração é recomendado que o acabamento dos furos de alojamento dos extratores no molde seja liso e livre de

marcas de usinagem; o acabamento recomendado é de rugosidade média $Ra = 0,4 \mu\text{m}$ ou menor (REES, 1995). Atualmente esses furos são fabricados pelo processo de eletroerosão à fio.

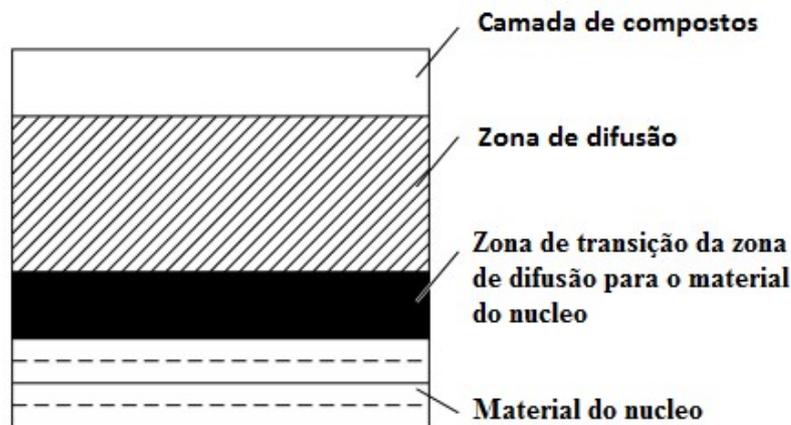
2.2 NITRETAÇÃO

2.2.1 Introdução a nitretação

O processo de nitretação consiste basicamente em difundir nitrogênio na superfície de um material, com o objetivo de alterar as suas propriedades superficiais (PYE, 2003).

A nitretação em materiais ferrosos pode produzir duas estruturas diferentes, dependendo dos parâmetros ou do processo utilizados. A Figura 5 apresenta esquematicamente as camadas de nitretação.

Figura 5 – Representação esquemática das camadas de nitretação.



Fonte: Pye (2003)

A primeira estrutura é a formação de uma camada com nitrogênio difundido no metal formando nitretos dispersos de elementos de liga, a chamada de “zona de difusão”. A outra estrutura é composta pela zona de difusão mais uma camada superficial com a formação de nitretos como Fe_2N , Fe_3N e Fe_4N ; chamada de a “camada de composto” e também conhecida como a camada branca (AGHAJANI; BEHRANGI, 2017).

A camada de composto apresenta dureza mais elevada que a de difusão. Uma

camada de composto com maior espessura apresenta melhores resultados em relação à resistência ao desgaste (RAD; *et al*, 2011).

O processo de nitretação pode ser de três tipos: nitretação em banho de sal, nitretação gasosa e nitretação a plasma.

A nitretação líquida ou em banho de sal é um tratamento termoquímico, onde a peça é imersa em um banho de diversos constituintes, sendo os principais, sais à base de bário, cianeto, estrôncio, cianato, carbonatos, nitratos e nitritos e então é aplicado calor, fazendo com que o nitrogênio difunda para o interior da peça (PYE, 2003).

A nitretação a gás consiste basicamente em submeter a peça a uma atmosfera de gás nitretante, normalmente amônia, sob alta temperatura. Nesse processo, a difusão de nitrogênio é bastante lenta quando comparada com a nitretação líquida (CHIAVERINI, 2012).

A nitretação a plasma surgiu na década de 1930 e foi patenteada por J. J. Egan (1931) nos Estados Unidos e por Berghaus (1932) na Suíça, porém só teve início a sua utilização industrial na década de 1960 (ALVES JR, 2001). A nitretação a plasma apresenta um maior controle de processo e uma maior eficiência energética que os demais processos de nitretação. A nitretação a plasma também é considerada um processo mais limpo que os demais, pois não necessita de elementos tóxicos, nocivos à saúde e ao meio ambiente, como exemplo, os cianetos e a amônia, utilizados nas nitretações líquida e gasosa, respectivamente (ALVES JR, 2001).

2.2.2 Formação do plasma

O plasma consiste de um gás parcialmente ionizado, onde coexistem espécies positivas (íons) e negativas (elétrons e íons) em mesma quantidade de espécies neutras, do ponto de vista macro, porém, existem dentro do plasma regiões com diferentes potências (FLAMM; HERB, 1989; NOJIRI, 2015).

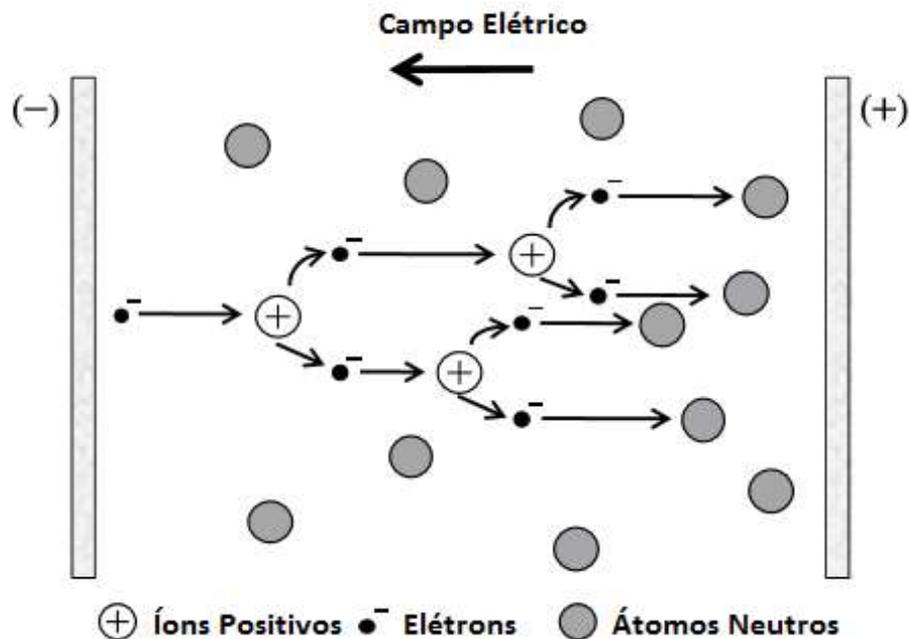
A formação do plasma é possível, pois em um gás neutro existem sempre espécies carregadas como elétrons e íons em pequenas quantidades. Ao aplicar uma diferença de potencial nesse gás, essas espécies são aceleradas em direção aos eletrodos. Durante o caminho elas colidem com átomos ou moléculas neutras e, ao colidirem ocorre uma transferência de energia. Se o átomo ou molécula que recebeu

a colisão adquirir apenas energia cinética diz-se que a colisão é elástica, porém se a colisão alterar a energia interna do átomo ou molécula a colisão então é inelástica. A alteração da energia interna do átomo ou molécula pode ocorrer das seguinte forma: com a excitação de elétrons da camada mais externa. Este tipo de fenômeno é o responsável pelo brilho característico do plasma. Pode ocorrer também a ejeção de um elétron da camada mais externa, tornando o átomo ou molécula ionizado, ou ainda, pode ocorrer a quebra de ligações nas moléculas gerando uma dissociação (ALVES JR, 2001; FLAMM; HERB, 1989; NOJIRI, 2015).

A colisão com ejeção de elétrons é importante para manter a estabilidade do plasma, pois o elétron arrancado irá colidir com outro átomo neutro gerando mais íons e mais elétrons, mantendo assim o plasma “aberto”. Na Figura 6 é apresentado esquematicamente o mecanismo de ionização na formação do plasma (NOJIRI, 2015).

A manutenção do plasma depende da geometria e do material dos eletrodos, da tensão aplicada e da pressão de operação dos gases.

Figura 6 – Mecanismo de ionização na formação do plasma

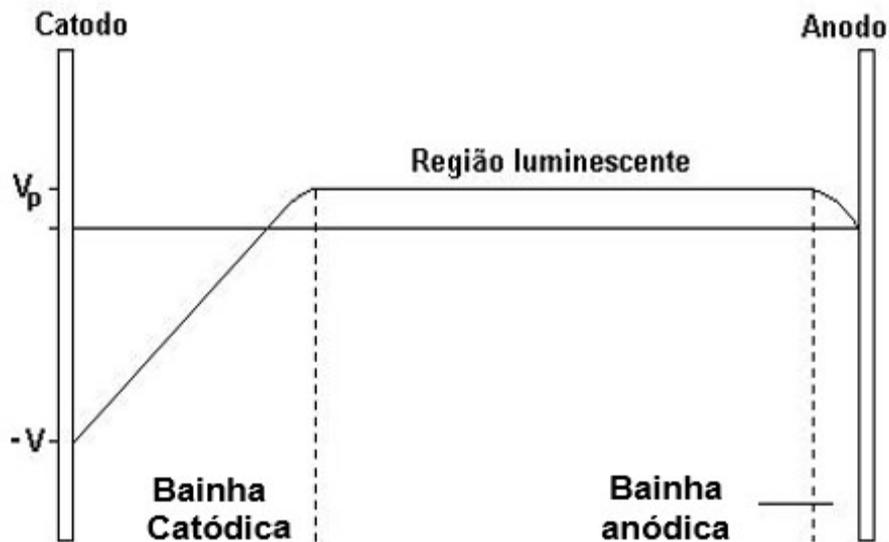


Fonte: Adaptado de Nojiri (2015)

Como mencionado anteriormente, o plasma apesar de apresentar na média um equilíbrio de cargas, possui algumas regiões com diferentes potenciais. Na Figura 7 percebe-se que o plasma pode ser dividido basicamente em três regiões: a região

de bainha anódica, região luminescente e região de bainha catódica (CHAPMAN, 1980).

Figura 7 – Distribuição de potencial em descarga luminescente



Fonte: Chapman (1980)

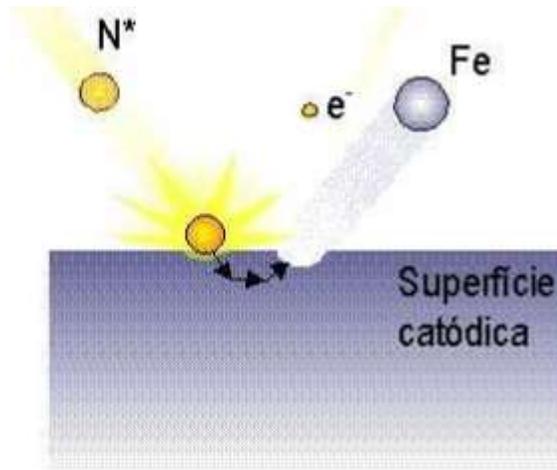
Devido à mobilidade dos elétrons ser muito mais elevada que a dos íons, os elétrons tendem a escapar mais rapidamente da região luminescente, criando assim nesta região um potencial ligeiramente positivo (V_p). Na região da bainha anódica ocorre uma pequena diferença de potencial, de V_p até um potencial zero no anodo. Na bainha catódica ocorre uma grande diferença de potencial; como o catodo apresenta um potencial elevado negativo, a diferença de potencial nesta região é igual ao somatório do potencial na região luminescente mais o potencial do catodo (FLAMM; HERB, 1989; NIJORI, 2015).

A diferença de potencial na bainha catódica é responsável por acelerar os íons formados na região luminescente em direção ao catodo. Os íons acelerados bombardeiam a superfície do catodo (normalmente a peça que se deseja nitratar), possibilitando a ocorrência de diversos fenômenos capazes de contribuir decisivamente no processo de nitretação e para a manutenção do plasma (LAMPMAN, 1990).

O bombardeamento de íons na superfície catódica pode produzir a ejeção de átomos e elétrons secundários, conforme esquema da Figura 8. Os elétrons secundários auxiliam na manutenção do plasma, enquanto que o bombardeamento

da superfície catódica por íons de nitrogênio desencadeia colisões em cascata entre os átomos da rede cristalina do substrato. Esses eventos geram uma reorganização da estrutura do material, causando na região próxima ao impacto um deslocamento de defeitos de rede, contribuindo assim de forma significativa para a difusão do nitrogênio (ALVES JR. 2001).

Figura 8 – Efeito da colisão de íons na superfície catódica



Fonte: Adaptado de Balles (2004)

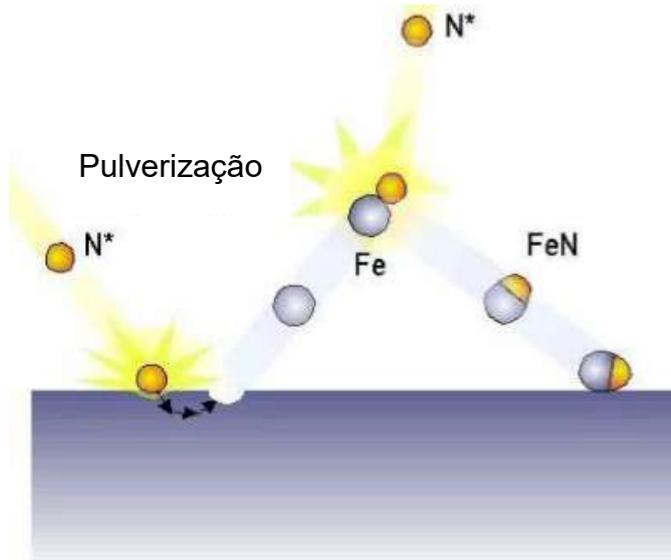
2.2.3 Formação das camadas na nitretação a plasma

Os fenômenos que envolvem as espécies presentes no plasma, assim como a interação entre estas espécies e com a superfície a ser nitretada são de extrema complexidade e, portanto, para explicar a formação de nitretos e a difusão de nitrogênio durante a nitretação a plasma, existem vários modelos (RIE, 1989, *apud* ALVES JR, 2001 p.36).

O modelo mais antigo e aceito pela maioria dos pesquisadores é o modelo de Kölbl. De acordo com este modelo os íons são acelerados e bombardeiam a superfície da peça, produzindo aquecimento, defeitos na rede cristalina e arrancamento de átomos da superfície. Os átomos arrancados reagem com as espécies do plasma formando compostos FeN, que são instáveis, então estes nitretos depositam-se sobre a superfície da peça e como esses são instáveis eles se recombinam na superfície para formarem espécies mais estáveis. Estas espécies mais estáveis apresentam uma menor quantidade de nitrogênio, sendo os principais o Fe₂N, Fe₃N e Fe₄N. O excesso de nitrogênio então difundirá para dentro da peça ou

retornará para o plasma, esse nitrogênio que se difunde para o interior da peça forma uma solução sólida com a matriz, com a saturação desta solução sólida ocorre a precipitação de alguns nitretos dispersos que podem ser nitretos de ferro, ou de algum elemento presente na liga do aço (J. KÖLBEL 1965 *apud*, FRACZEEK; OLEJNIK 2013, p.80; ALVES JR, 2001, p.36-37).

Figura 9 – Representação esquemática da formação de nitretos segundo modelo de Kölbel



Fonte: Adaptado de Balles (2004)

2.2.4 Influência dos parâmetros de processo na estrutura da camada nitretada

As características finais da camada nitretada estão relacionadas com a taxa de pulverização da superfície. Entretanto a taxa de pulverização da superfície depende dos parâmetros de processos como a composição da mistura gasosa, o potencial de plasma, a temperatura e o tempo de nitretação. Com o adequado controle desses parâmetros é possível obter diferentes estruturas na camada nitretada, tanto com relação à espessura das camadas de difusão, quanto a de compostos, como a composição das fases presentes (CRUZ *et al*, 2006; DÍAZ-GUILLÉN *et al*, 2013; ZAGONEL *et al*, 2006).

Com uma maior taxa de pulverização ocorre uma maior formação de defeitos na rede, aumentando assim a difusão de nitrogênio e a espessura da camada de difusão. Já com o aumento da difusão de nitrogênio para o interior da peça, a camada de compostos tende a perder mais nitrogênio, tornando-se menos espessa, ou com

uma presença de nitretos mais pobres em nitrogênio (ALVES JR, 2001).

A taxa de pulverização é definida como um processo de desarranjo e ejeção de átomos da superfície de um sólido devido a troca de momentum associado com o bombardeamento da superfície por partículas energéticas. Ao se obter uma taxa de pulverização suficientemente elevada, ou com uma concentração baixa de nitrogênio na mistura gasosa, é possível ainda evitar a formação da camada de compostos (ALVES JR, 2001).

Conforme observado por Rad *et al*, (2011), uma camada de composto mais espessa produz melhores resultados com relação a resistência ao desgaste.

O gás mais utilizado para nitretação a plasma é uma mistura de nitrogênio N_2 e hidrogênio H_2 , podendo-se variar a sua proporção. O H_2 é utilizado no processo de nitretação a plasma para melhorar a difusão de nitrogênio. Com grandes concentrações de H_2 é possível aumentar a camada de difusão; além disso, o mesmo ainda atua na remoção de impurezas na superfície da amostra. Já com grandes concentrações de N_2 , ou até mesmo com a utilização deste gás puro, é produzida uma camada de composto mais espessa (INAL, 1989 *apud* ALVES JR, 2001, p.50).

O H_2 na mistura gasosa aumenta a taxa de pulverização e a quantidade de espécies ativas no plasma, devido a um aumento da corrente e da temperatura do plasma. Segundo Wanke (2003), em seu estudo sobre a influência da temperatura e da atmosfera do plasma na nitretação iônica do aço rápido M2 convencional e sinterizado, observou que com uma porcentagem 20% de H_2 é possível obter a taxa máxima de pulverização de espécies ativas de nitrogênio, obtendo-se uma camada mais espessa e com maior dureza.

A temperatura é um parâmetro na nitretação a plasma que tem grande influência sobre a estrutura da camada nitretada. A mesma influencia tanto na composição das fases da camada de compostos quanto na espessura da camada de difusão. Cada fase de nitreto apresenta uma determinada faixa de temperatura na qual o mantém estável. A difusão do nitrogênio obedece à lei de Fick, o que significa que a difusividade aumenta com o aumento da temperatura (ZAGONEL; *et al*, 2006).

De acordo com o estudo realizado por Fontana (1991), para aços de baixo carbono a nitretação a baixas temperaturas (menor que 490 °C) favorece a formação de camada branca. Já a formação da camada escura composta por uma mistura de fase γ' – Fe_4N e uma solução sólida de nitrogênio na ferrita ocorre a temperaturas acima de 570 °C. Com temperaturas de nitretação intermediárias ocorre a formação

de uma camada branca na superfície e logo abaixo uma camada escura. A formação da camada branca a baixas temperaturas ocorre devido à baixa difusividade do nitrogênio na matriz do aço, ficando assim concentrado na superfície e com o aumento da temperatura ocorre um aumento na difusão, diminuindo a camada branca e favorecendo a formação de camada escura que apresenta menor concentração de nitrogênio.

O tempo de nitretação é outro parâmetro fundamental no processo. A formação de nitretos e a difusão de nitrogênio ocorrem com a seguinte evolução, de acordo com o tempo de nitretação. Primeiramente, devido à baixa concentração inicial de nitrogênio na superfície, ocorre uma grande difusão na região interfacial da amostra. Conforme o nitrogênio é difundido para o interior da amostra, a difusão vai sendo reduzida, pois os interstícios livres para difusão vão sendo ocupados. Em um determinado instante a taxa de adsorção de nitrogênio na superfície é maior que a taxa de difusão do mesmo para o interior da amostra, então se inicia a precipitação das fases na superfície, formando assim a camada branca. No decorrer do tempo ocorre a formação de uma camada escura abaixo da camada branca; à medida que a camada escura se homogeneíza, a difusão de nitrogênio é dificultada, pois a camada escura se torna uma barreira para a difusão. Isso gera um aumento na concentração de nitrogênio na superfície favorecendo a formação nitretos ϵ - Fe_{2-3}N . Devido ao fato da camada escura necessitar de menos nitrogênio para se formar que a camada branca, a camada escura cresce rapidamente com a deterioração da camada branca, até que a camada branca seja eliminada, restando apenas uma espessa camada escura e uma larga zona de difusão (FONTANA, 1991).

As propriedades da camada nitretada podem ainda ser melhoradas com tratamentos após a nitretação como demonstrado por Panfil *et al*, (2017), que aplicou um tratamento a laser após a nitretação e com isso conseguiu aumentar os valores de dureza das camadas nitretadas, os resultados obtidos por Panfil *et al*, (2017) estão apresentados na Tabela 1.

Tabela 1 – Propriedades da camada nitretada para um aço AISI 4140 nitretado mais tratamento a laser

| Amostra | Dureza superficial (HV) | Desvio padrão (+/-) |
|---|-------------------------|---------------------|
| ϵ – Fe ₂₋₃ N | 683,22 | 87,29 |
| ϵ – Fe ₂₋₃ N após trat. com laser | 916,79 | 40,93 |
| $\epsilon + \gamma'$ (Fe ₂₋₃ N + Fe ₄ N) | 1022,52 | 119,82 |
| $\epsilon + \gamma'$ (Fe ₂₋₃ N + Fe ₄ N) após trat. com laser | 1098,96 | 39,67 |
| Zona de difusão | 588,25 | 62,84 |
| Zona de difusão após trat. com laser | 658,55 | 56,68 |

Fonte: Panfil *et al*, (2017).

É possível observar na Tabela 1 que a camada com $\epsilon + \gamma'$ apresenta dureza superficial bem mais elevada que a camada com apenas fase ϵ .

2.2.5 Nitretação a plasma do aço AISI H13

O aço com classificação AISI H13 pertence ao grupo de aços ferramenta para o trabalho a quente, sendo um aço ligado ao cromo. Esses aços são utilizados para a fabricação de ferramentas industriais com diversas aplicações, como exemplo, matrizes para extrusão de alumínio, para forjamento, para fundição sob pressão e também para injeção de termoplásticos (ROBERTS *et al*, 1998).

Essa classe de aços tem uma grande aplicação industrial devido a suas boas propriedades mecânicas, como alta dureza a quente, alta resistência à fadiga térmica, alta tenacidade e também boa resistência ao desgaste (ROBERTS *et al*, 1998).

Conforme Koneshlou *et al*, (2011), a resistência ao desgaste para o aço AISI H13 apresenta melhores resultados com uma menor quantidade de austenita retida e uma distribuição de carbonetos finos e uniformes em uma matriz de martensita revenida. Essa microestrutura pode ser alcançada com a aplicação de tratamentos

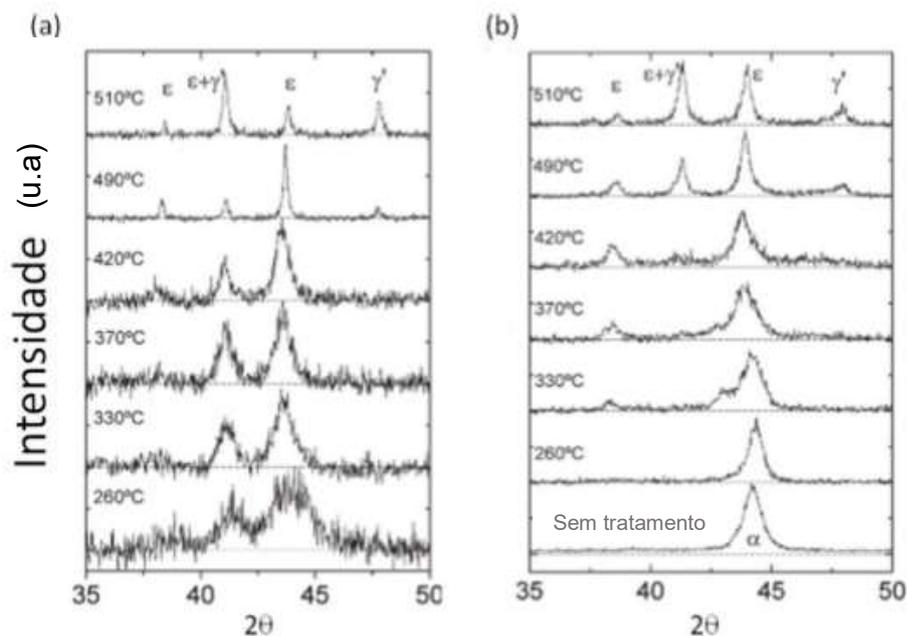
térmicos criogênicos.

Segundo Bahrami *et al*, (2005), o aço AISI H13 apresenta melhores resultados de resistência ao desgaste para condições com baixa carga, com uma estrutura de martensita não revenida; porém com a elevação da carga a microestrutura com martensita revenida é a que apresenta uma melhor resistência ao desgaste.

A difusão de nitrogênio durante o processo de nitretação é afetada também diretamente pelo teor de elementos de liga presentes no aço, ou seja, quanto maior a quantidade de elementos formadores de nitretos, como o de cromo, menor é a espessura e maior a dureza camada nitretada (LAMPMAN 1990; PYE, 2003).

A Figura 10 apresenta uma análise de fases de um aço AISI H13 nitretado com temperaturas entre 260 e 510 °C, em atmosfera de N₂/H₂ de 30%/70%.

Figura 10 – Formação de fases para diferentes temperaturas de nitretação para um aço AISI H13



(a) Configuração de ângulo rasante com incidência de 0,5°. (b) Configuração Bragg Brentano.

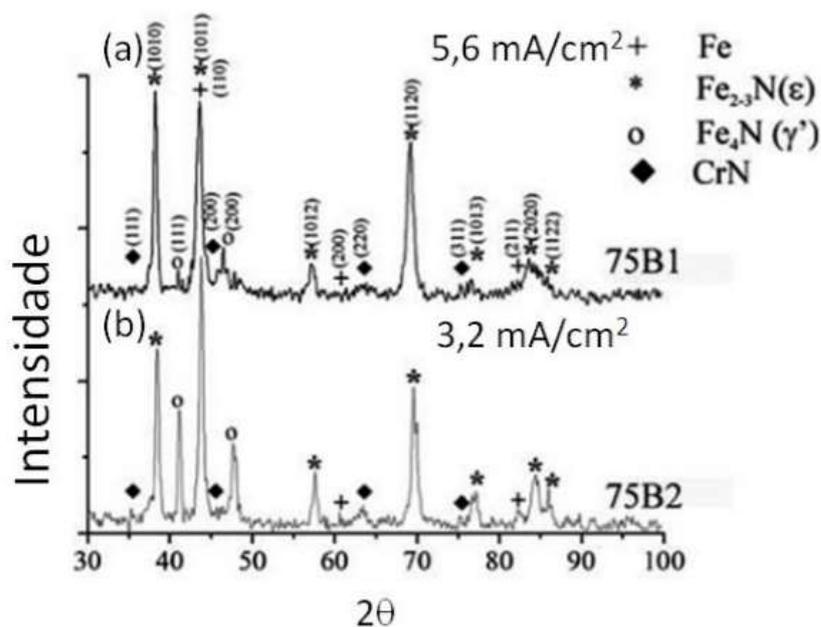
Fonte: Zagonel *et al*, (2006)

De acordo com Zagonel *et al* (2006), com temperaturas inferiores a 260 °C não ocorre formação de camada de composto. Com temperaturas acima de 330 °C inicia a formação da camada de composto contendo apenas a fase ε, seguida de uma camada de difusão. Com temperaturas entre 370 e 420 °C ocorre a consolidação da

fase ϵ . E com temperaturas entre 490 e 510 °C, devido à rápida difusão do nitrogênio ocorre a formação da fase γ' .

A densidade de corrente no processo de nitretação do aço AISI H13 também exerce influência sobre as fases formadas na superfície. Estudos realizados por Cruz, *et al* (2006) mostram que quanto menor a densidade de corrente mais espessa se torna a camada de composto e de difusão; com densidades de correntes mais altas ocorre maior formação de fases com concentração maior de nitrogênio (ϵ), enquanto que para densidades de correntes menores formam-se fases com menor concentração de nitrogênio (mistura de $\epsilon + \gamma'$). A Figura 11 apresenta os difratogramas contendo as fases formadas para duas densidades de correntes utilizadas na nitretação a plasma.

Figura 11 – Formação de fases para diferentes densidades de corrente no processo de nitretação para um aço AISI H13



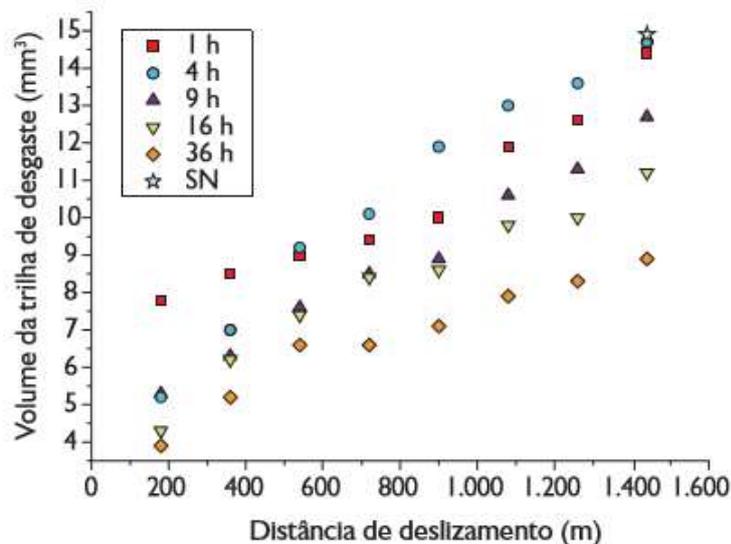
Fonte: Cruz *et al*, (2006)

Conforme observado por Jacobsen (2016), para um aumento na resistência ao desgaste e uma redução do coeficiente de atrito para o aço AISI H13 nitretados, deve-se obter uma estrutura com a presença de cementita na zona de difusão, próxima à camada de composto. De acordo com seu estudo esse tipo de estrutura pode ser obtido, a uma temperatura de 430 °C, com uma mistura de gás de 80%N₂/20%H₂ durante 5 horas, tanto para baixa como para alta densidade de corrente.

Uma composição de mistura gasosa para nitretação do aço AISI H13 muito utilizada é 20%N₂/80%H₂ (BASSO; *et al*, 2010; LEITE; *et al*, 2009; LEITE; *et al*, 2010). Como observado por Jacques e Reguly (2010), o aço AISI H13 nitretado em atmosferas mais ricas em nitrogênio apresentam maiores formações de nitretos, conseqüentemente maior espessura da camada de composto e menor zona de difusão.

Com o aumento do tempo de nitretação ocorre o aumento na espessura da camada nitretada; com isso, há também um aumento na resistência ao desgaste. Leite *et al* (2009), ao estudar a influência do tempo de nitretação na resistência ao desgaste para um aço AISI H13 observou que para maiores tempos de nitretação ocorre um aumento significativo na resistência ao desgaste, como pode ser observado na Figura 12.

Figura 12 – Variação de volume de desgaste em função da distância de deslizamento em um ensaio de esfera sobre disco para amostras de aço AISI H13 nitretado em diferentes tempos.



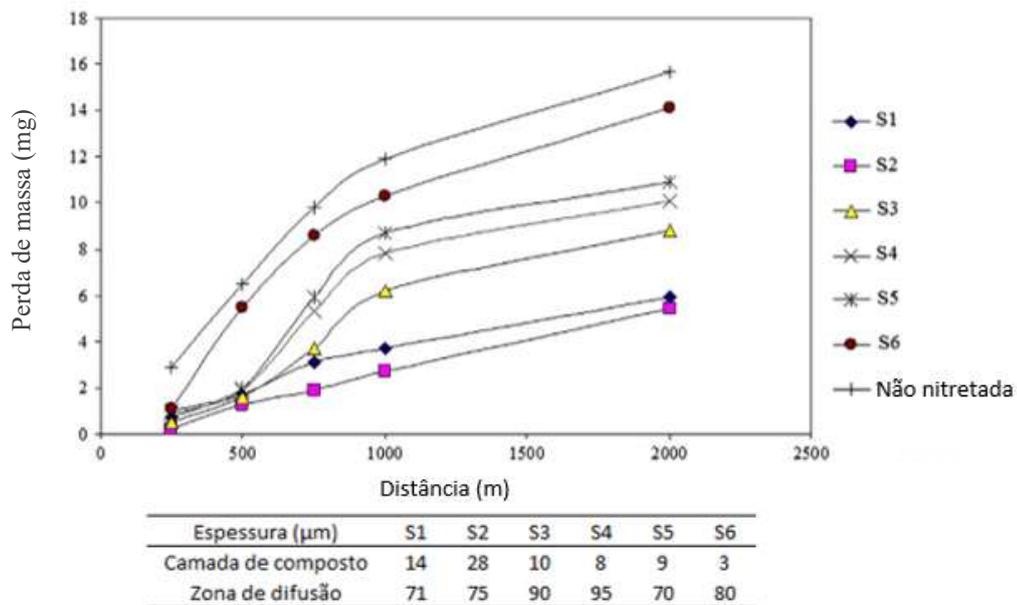
Fonte: Leite *et al*, (2009)

A sigla SN na Figura 12 representa a amostra sem nitretação; para esta amostra o desgaste foi analisado apenas com 1600 m de distância percorrida. Pode-se observar que para esta distância as amostras com 1 e 4 h de nitretação apresentaram o mesmo nível de desgaste que a amostra sem nitretação. Este fato indica que a camada nitretada para estas amostras foi completamente removida antes de atingir a distância de 1600 m.

Rad *et al* (2011), ao avaliar a influência de diferentes espessuras tanto da

camada de composto como da zona de difusão, na resistência ao desgaste de um aço para trabalho a quente ao cromo, os mesmos observaram que há um aumento na resistência ao desgaste para as amostras com maior espessura de camada de composto (entre 14 e 28 μm) e com zona de difusão de aproximadamente 75 μm , ver Figura 13.

Figura 13 – Perda de massa em função da distância de deslizamento em um ensaio de pino sobre disco para amostras de aço AISI H11 nitretado com diferentes espessuras de camadas.



Fonte: Rad *et al*, (2011)

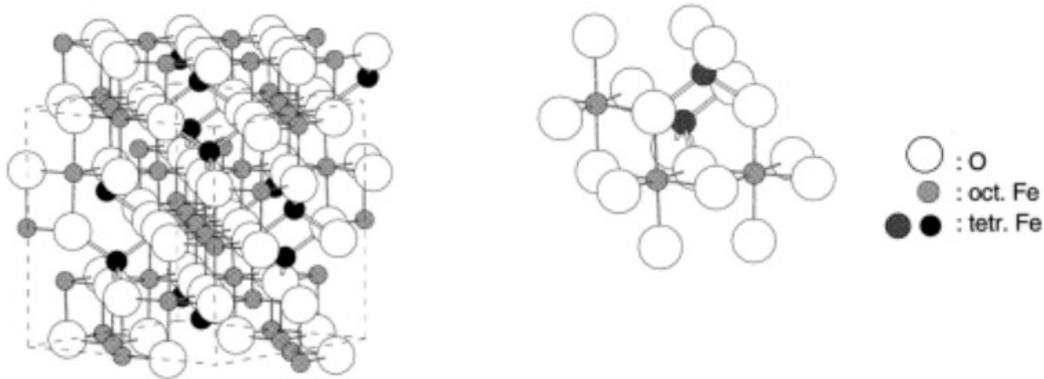
2.2.6 Nitretação a plasma com pós-oxidação

A pós-oxidação é um tratamento termoquímico complementar à nitretação. Nesse tratamento ocorre a incorporação de oxigênio na superfície do material, formando uma camada composta por óxidos de ferro no aço. Esses óxidos podem ser do tipo magnetita (Fe_3O_4) ou do tipo hematita (Fe_2O_3). O processo de pós-oxidação a plasma pode proporcionar ao material uma redução no coeficiente de atrito, uma boa resistência a corrosão e uma alta estabilidade química, comparado ao mesmo aço sem o processo de pós-oxidação (BOGONI, 2016; HONG; *et al*, 2000; MAHBOUBI, 2005).

Em 1915 foi estabelecida a estrutura da magnetita como uma estrutura em espinélio, esta estrutura é diferente dos demais óxidos de ferro por conter tanto íons bivalentes como trivalentes. Conforme pode ser observado na Figura 14, os íons

bivalentes ocupam os sítios octaédricos enquanto os íons trivalentes ocupam os sítios octaédricos e tetraédricos. Essa estrutura é composta por uma mistura de camadas tetraédricas e octaédricas ao longo do plano [111]. Camadas de óxido com grande quantidade de fase magnetita apresentam baixa porosidade (CORNELL; SCHWERTMANN, 2003).

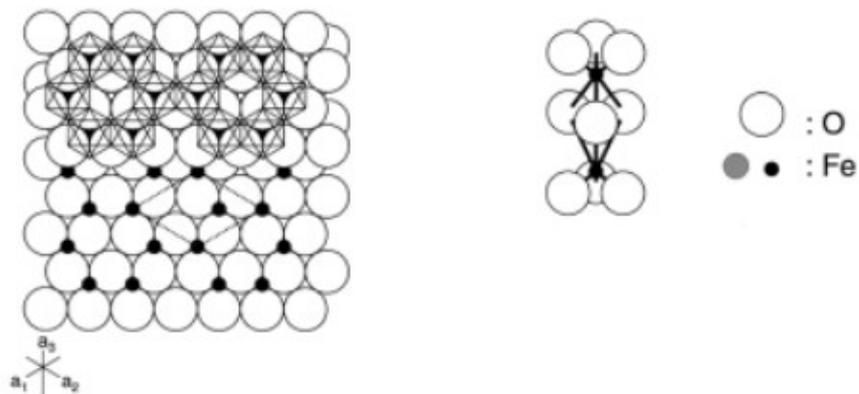
Figura 14 – Estrutura cristalina da fase magnetita



Fonte: Cornell; Schwertmann, (2003).

A estrutura da fase hematita pode ser descrita como um conjunto de matrizes hcp de íons oxigênio empilhados ao longo da direção do plano [001]; os íons Fe^{3+} ocupam dois terços dos sítios, que são arranjados regularmente e seguidos por uma vacância no plano do sítio [001], essas regiões de vacâncias são responsáveis pela porosidade da fase hematita. A Figura 15 apresenta a estrutura cristalina da fase hematita (CORNELL; SCHWERTMANN, 2003).

Figura 15 – Estrutura cristalina da fase hematita.



Fonte: Cornell; Schwertmann, (2003).

O óxido com fase magnetita apresenta boa estabilidade química, alta resistência à corrosão e redução do coeficiente de atrito. Já o óxido com fase hematita apresenta baixa resistência à corrosão, devido à superfície se apresentar mais rugosa, assim como uma baixa resistência mecânica (YASAVOL, 2012).

A Tabela 2 apresenta algumas propriedades da camada nitretada e oxidada para um aço AISI 5140 nitretado e pós-oxidado, com diferentes quantidades de magnetita e hematita na camada de óxido.

Tabela 2 – Propriedades da camada para um aço AISI 5140 nitretado e pós-oxidado.

| Amostra | Camada de composto (μm) | Camada de óxido (μm) | Dureza superficial (HV) | Coeficiente de atrito | Taxa de desgaste ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^6$) |
|-------------------------------|--------------------------------------|-----------------------------------|-------------------------|-----------------------|--|
| Maior quantidade de magnetita | 5 - 6 | 0,3 – 0,35 | 500 – 530 | 0,27 – 0,3 | 2,5 |
| Maior quantidade de hematita | 2 – 2,5 | 0,5 – 0,7 | 380 - 420 | 0,3 – 0,32 | 4,29 |
| Nitretada | 5,5 – 6,5 | - | 945 - 1000 | 0,38 – 0,41 | 4,84 |

Fonte: Alsaran *et al*, (2004).

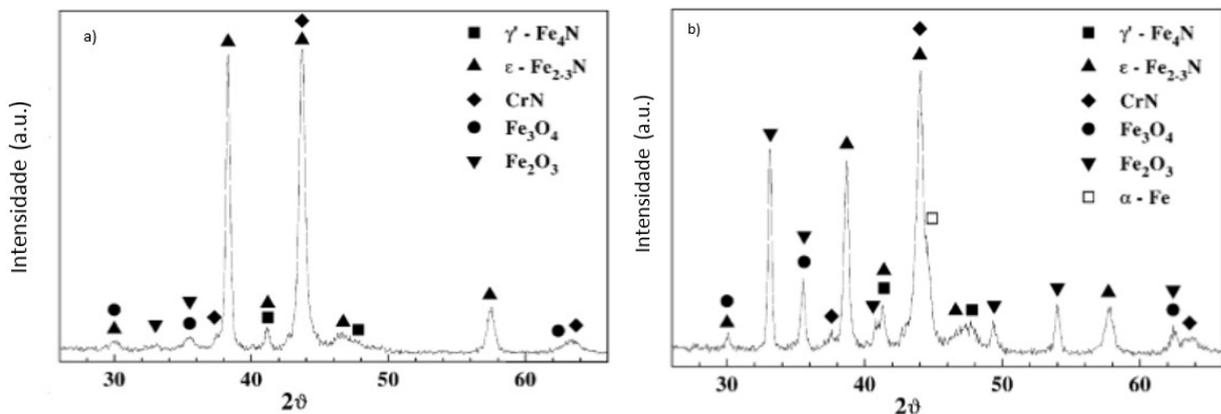
De acordo com os dados da Tabela 2 é possível observar que a camada com maior quantidade de magnetita apresenta melhores propriedades tribológicas.

Segundo os dados da Tabela 2, a camada nitretada apresenta uma dureza superficial, um coeficiente de atrito e uma taxa de desgaste mais elevados que as propriedades apresentadas pelas camadas de óxido.

Segundo Bogoni (2016) e Freislebem *et al* (2014) a redução do coeficiente de atrito em nanoescala, de amostras nitretadas quando pós-oxidadas está relacionada com o amortecimento vibracional das espécies química da superfície. Segundo os autores, a ligação Fe-O apresenta uma frequência de vibração menor que a ligação Fe-N, com isso a estrutura de óxido apresenta uma dissipação de energia menor e assim um coeficiente de atrito menor.

Borgioli *et al*, (2002) estudou a influência da temperatura de pós-oxidação na formação das fases de óxido da camada pós-oxidada em aço ferramenta ao cromo para trabalho a quente; em seu estudo, ele observou que nas amostras pós-oxidadas por uma hora com uma pressão de 10 mbar de gás oxidante a uma temperatura de 350°C, a camada de óxido apresentou praticamente apenas fase magnetita com pouquíssima quantidade de fase hematita, enquanto as amostras pós-oxidadas a 500°C apresentaram maior formação de fase hematita com pequena quantidade de fase magnetita. A Figura 16 apresenta os difratogramas para as duas temperaturas de processo.

Figura 16 – Formação de fases de óxido de ferro para diferentes temperaturas de pós-oxidação de um aço AISI H11

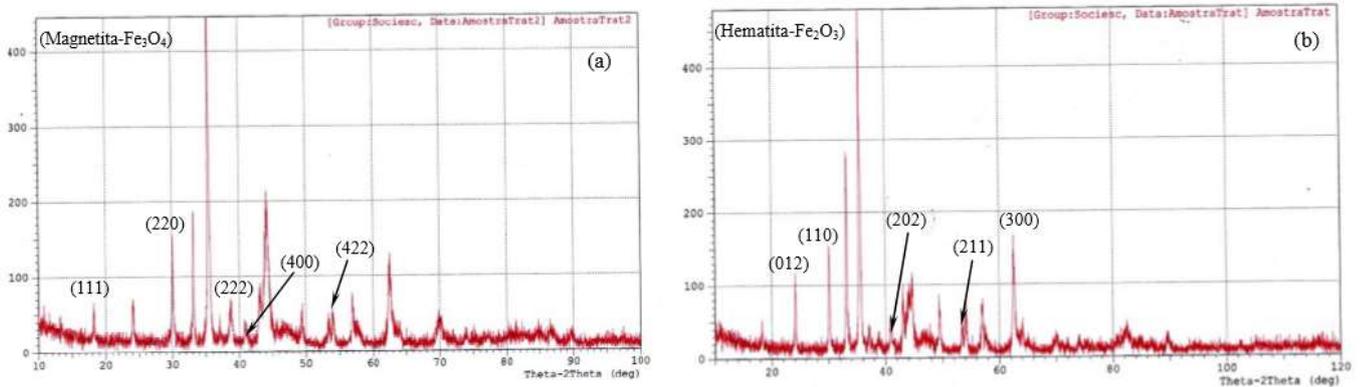


(a) amostra pós-oxidada a 350 °C. (b) amostra pós-oxidada a 500 °C.

Fonte: Borgioli; *et al*, (2002).

O tempo de pós-oxidação tem grande influência sobre a espessura da camada de óxido e o tipo de fase predominante. De acordo com Souza; *et al*, (2010), a espessura da camada é proporcional ao tempo e a temperatura de pós-oxidação, em seu estudo sobre a nitretação com pós-oxidação do aço AISI H13, a camada de óxido atingiu uma espessura de 2,4 μm a uma temperatura de 510 °C em um tempo de 5 h. Porém, tempos mais elevados de pós-oxidação favorecem a formação de óxidos com fase predominante de hematita, que não apresenta boas propriedades tribológicas. A Figura 17 apresenta dois difratogramas para tempos diferentes de pós-oxidação.

Figura 17 – Formação de óxido de ferro para diferentes tempos de pós-oxidação de um aço AISI H13



(a) amostra pós-oxidada por 1 hora. (b) amostra pós-oxidada por 5 horas.

Fonte: Souza; *et al*, (2010)

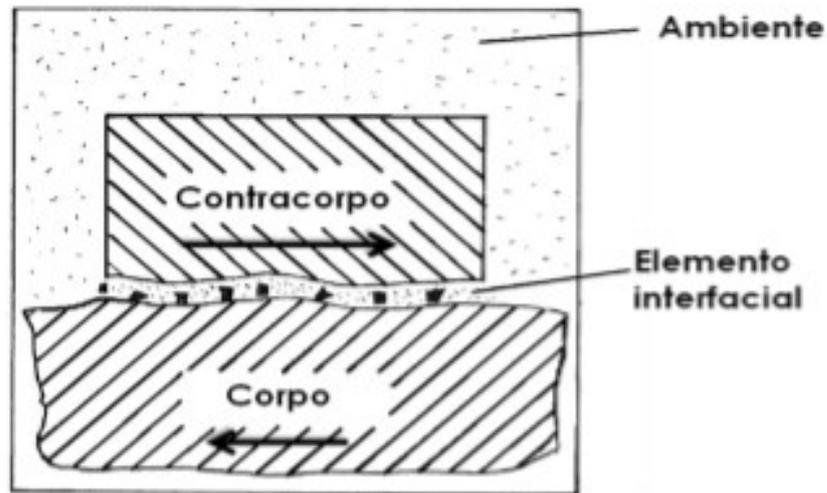
Segundo Rovani; *et al*, (2010) a presença de hidrogênio na atmosfera de pós-oxidação pode produzir uma camada de óxido livre de hematita; segundo a autora o hidrogênio atômico originado da cisão do hidrogênio molecular no plasma é capaz de reduzir o Fe^{3+} da hematita em Fe^{2+} na magnetita.

2.3 TRIBOLOGIA

A palavra tribologia foi utilizada pela primeira vez na década de 1960, para descrever a ciência e a tecnologia que estuda a interação entre superfícies mediante um movimento relativo. A tribologia abrange o estudo do atrito, desgaste e lubrificação (JOST, 1990; STACHOWIAK, 2005).

Um tribossistema é composto por quatro elementos, como pode ser observado na Figura 18. O corpo sólido é o elemento que sofre as interações dos outros elementos; o contracorpo pode encontrar-se em diferentes estados físicos como sólido, líquido, gás ou uma mistura destes; o elemento interfacial pode ser um lubrificante ou um resíduo esse último também pode estar em diferentes estados físicos; o quarto elemento é o ambiente ao qual o sistema está exposto (ZUM-GAHR, 1987).

Figura 18 – Representação esquemática dos elementos de um tribossistema.



Fonte: Zum-Gahr, (1987)

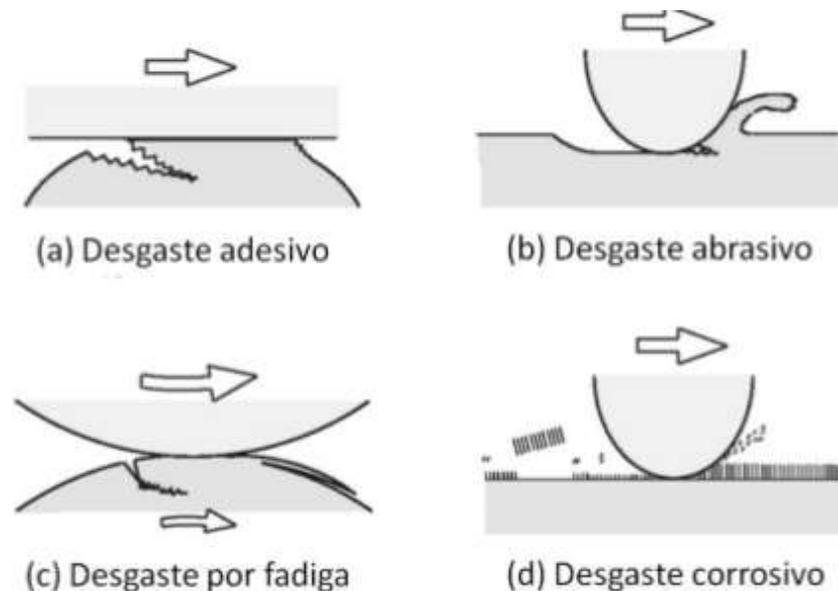
O contato tribológico assim como o atrito e o desgaste do sistema são influenciados por variáveis operacionais tais como: a geometria do material (macrogeometria e topografia), as propriedades do material (composição química, microestrutura, elasticidade e viscosidade) e também por parâmetros de energia como a velocidade do movimento relativo, a temperatura de trabalho do sistema, a carga normal aplicada e a força tangencial entre as superfícies (HOLMBERG; et al, 2007).

As interações físicas e químicas que ocorrem em um tribossistema podem ocasionar a remoção de material da superfície do corpo sólido e/ou do contracorpo, resultando em resíduos que agem como elemento interfacial. A forma como esse resíduo de desgaste se forma caracteriza o mecanismo de desgaste (BAYER, 2004).

2.3.1 Desgaste em par metálico sob deslizamento

O desgaste é descrito como o dano (remoção de material) imposto sobre a superfície de um corpo sólido causado pela ação mecânica de um sólido, líquido ou gás. Em sistemas envolvendo pares metálicos sob deslizamento os mecanismos de desgaste podem ser caracterizados de quatro formas: desgaste adesivo, abrasivo, por fadiga e corrosivo, como ilustra a Figura 19 (KATO; ADACHI, 2001).

Figura 19 – Representação esquemática dos quatro mecanismos de desgaste em um par metálico sob deslizamento.

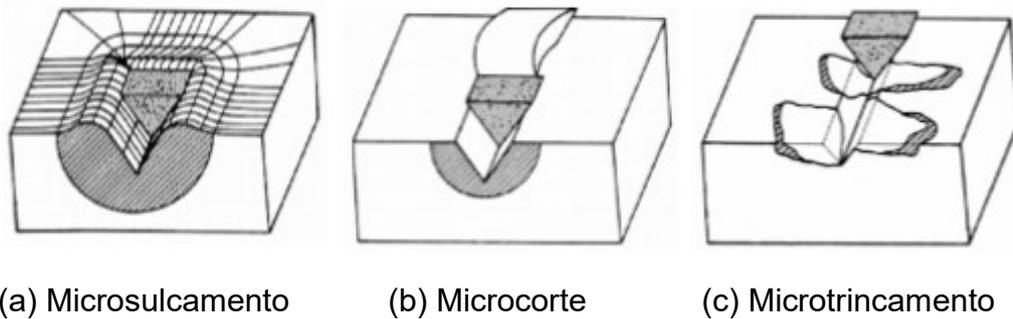


Fonte: Kato; Adachi, (2001)

O desgaste adesivo ocorre quando a interação entre as superfícies oferece uma resistência forte ao movimento de deslizamento; como resultado ocorre a adesão entre as superfícies de contato, gerando uma região de deformação plástica. Devido a essa deformação plástica localizada ocorre a formação de trincas que então se propagam gerando a ruptura de um segmento do corpo sólido, formando assim um resíduo de desgaste (BAYER, 2004; KATO; ADACHI, 2001).

O desgaste abrasivo ocorre quando há diferença de dureza entre os materiais de contato, sendo provocado por partículas ou protuberâncias com dureza mais elevada que o corpo sólido. O desgaste abrasivo pode ser do tipo abrasão a dois corpos, onde a superfície dura de um dos corpos é como um agente abrasivo causando o desgaste no outro corpo sólido. Há também a abrasão a três corpos, onde o agente abrasivo é um terceiro corpo, geralmente partículas duras e pequenas presentes entre os dois corpos sólidos, onde então pode haver o desgaste de um dos corpos ou de ambos. O desgaste abrasivo pode ainda ser classificado em três modos: desgaste abrasivo com deformação plástica, que pode ser por microsulcamentos, ou por microcorte, e desgaste abrasivo por fratura frágil, quando ocorre o microtrincamento, conforme mostra a Figura 20 (STACHOWIAK, 2005; ZUM-GAHR, 1987).

Figura 20 – Mecanismos de desgaste abrasivo.

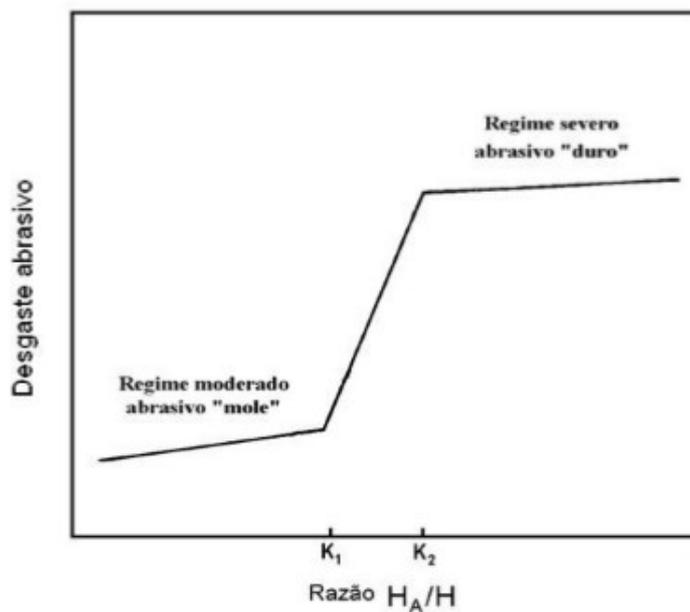


Fonte: Zum-Gahr (1987)

No desgaste abrasivo as partículas de desgaste (*debris*) exercem um papel importante sobre a taxa de desgaste. As principais características das partículas de desgaste que afetam a taxa de desgaste são: o tamanho, a dureza, a forma e a tenacidade a fratura (ZUM-GAHR, 1998).

A magnitude do desgaste abrasivo está relacionada com a razão entre a dureza da partícula abrasiva e a dureza do material desgastado, como demonstra a Figura 21 (KRUSCHOV, 1957). A magnitude do desgaste abrasivo está relacionada também com outros fatores como, a quantidade de partículas, a forma e o tamanho.

Figura 21 – Relação entre a taxa de desgaste e a razão entre a dureza do abrasivo e a dureza do material desgastado.



Fonte: Kruschov (1957)

O regime de desgaste abrasivo pode ser moderado ou severo dependendo da razão entre a dureza do abrasivo (H_A) e a dureza do material desgastado (H), estes regimes passam por uma região de transição entre K_1 e K_2 , que segundo Kruschov, (1957) apresentam os valores de 0,7 a 1,1 para K_1 e de 1,3 a 1,7 para K_2 .

O desgaste por fadiga ocorre quando há um alto número de repetições do movimento de contato, com a geração de trincas de fadiga no corpo sólido, que se propagam até a ruptura formando partículas de desgaste.

O desgaste corrosivo ocorre geralmente em meios líquidos ou gasosos, mas pode ocorrer também entre corpos sólidos por ação do ambiente. Esse tipo de desgaste é devido à formação de produtos de reações eletroquímicas conhecidas como reações triboquímicas que formam uma intercamada nas superfícies de contato (KATO; ADACHI, 2001; BAYER, 2004).

2.3.2 Atrito em par metálico sob deslizamento

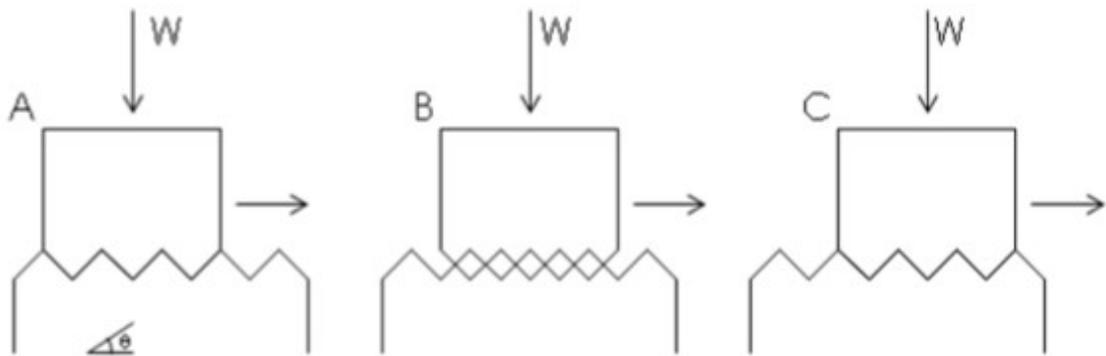
Bayer (2004) descreve o atrito como o somatório de todas as forças que se opõem ao movimento relativo de duas superfícies. Geralmente, a força de atrito é expressa em termos do coeficiente de atrito (μ), que é a relação entre a força de atrito e a força de normal.

O atrito pode ser descrito como sendo a energia total dissipada pelo tribosistema. Essa energia é constituída de duas partes: a energia na forma de calor e a energia devido ao desgaste. A razão entre essas duas formas de dissipação de energia pode variar para diferentes tribosistemas e para diferentes mecanismos de desgaste (BAYER, 2004).

Entre os vários modelos propostos para se descrever o atrito destacam-se os modelos de Coulomb e de Bowden e Tabor.

O modelo de Coulomb, também chamado de Intertravamento de asperezas, considera que a ação das asperezas de duas superfícies em contato, quando em movimento relativo, promove a separação das superfícies. O modelo de Coulomb está ilustrado na Figura 22 (BOWDEN; TABOR, 1950; HUTCHINGS, 1992).

Figura 22 – Representação do modelo de Coulomb para o atrito.



Fonte: Hutchings (1992)

Segundo o modelo de Coulomb, no deslizamento da posição A para a posição B (ver Figura 22) ocorre a separação das superfícies e no deslizamento da posição B para a posição C, toda a energia potencial armazenada é recuperada. Dessa forma não ocorre dissipação de energia no ciclo completo não havendo assim força de atrito, esse modelo é então limitado por não explicar o efeito da rugosidade no atrito (HUTCHINGS, 1992; LUDEMA, 1996).

A teoria de Bowden e Tabor foi formulada para evidenciar a limitação da teoria de intertravamento. Nesse modelo de atrito é considerada a força de adesão entre as asperezas em contato e a força necessária de deformação para realizar o sulcamento de uma superfície mais mole pelas asperezas de uma superfície mais dura (HUTCHINGS, 1992; LUDEMA, 1996).

O atrito não é uma característica intrínseca de um material e nem de um par de materiais, pois depende de outros fatores tais como a topografia da superfície e as condições de deslizamento. O atrito apresenta em geral maior dependência com as propriedades da superfície e com o acabamento superficial do que com as propriedades do substrato (LUDEMA, 2001).

2.3.3 Desgaste e atrito em sistema lubrificado

A presença de um lubrificante em um par metálico em contato deslizante tende a diminuir o atrito e o desgaste. A eficiência do lubrificante não é igual nesses dois fenômenos, sendo dependente do tipo de lubrificante (BAYER, 1994).

Em sistemas deslizantes típicos o coeficiente de atrito pode ser reduzido em

$\frac{1}{2}$ a $\frac{1}{4}$ com a utilização de lubrificantes. A redução do desgaste é geralmente mais efetiva que a redução do coeficiente de atrito com a utilização de lubrificantes (BAYER, 1994).

Com relação aos modelos de atrito, para sistemas lubrificados é necessário considerar também a influência das forças viscosas, geradas pela ação do lubrificante. No caso de superfícies lubrificadas a adesão não é comumente considerada como causa do atrito, entretanto a molhabilidade, a tensão superficial e até mesmo a viscosidade têm relação direta com os fenômenos de adesão (LUDEMA, 1996).

Segundo Bayer (1994), o atrito em sistemas lubrificados é reduzido devido à redução da componente de adesão, enquanto que o desgaste é reduzido, pois a existência de um filme de lubrificante entre as camadas causa o isolamento das superfícies metálicas. Em geral os lubrificantes atuam de três maneiras para a redução do desgaste e do atrito: adsorção nas superfícies, modificações químicas das superfícies e separação física das superfícies. A adsorção e as modificações químicas das superfícies tendem a diminuir a resistência das ligações adesivas das junções e a separação física tende a diminuir o número de junções (BAYER, 1994).

A espessura do filme lubrificante é dependente das condições de deslizamento tais como: velocidade de deslizamento, carga normal e geometria de contato. A espessura é também dependente das propriedades reológicas do lubrificante, no caso onde ocorre a separação física das superfícies, sendo a principal propriedade do lubrificante a viscosidade.

Segundo Gresham e Totten (2009), o intervalo entre as substituições dos lubrificantes pode ser definido como o tempo ou a distância percorrida, no caso automotivo, que garantam que não ocorra desgaste excessivo nos componentes.

Wan e Spikes (1987) em seu estudo observaram que as partículas de desgaste geralmente se apresentam na região de entrada do contato. Essa aglomeração de partículas pode causar a redução no fluxo de lubrificante para a área de contato eventualmente essas partículas são liberadas atravessando a região de contato, causando um severo riscamento na superfície (desgaste abrasivo).

2.3.4 Ensaio de desgaste

Segundo Bayer (1994), um ensaio de desgaste não caracteriza as propriedades intrínsecas de um determinado material; portanto, não pode ser considerado um ensaio de materiais. Um ensaio de desgaste caracteriza as propriedades de um determinado material em um determinado sistema; isso significa que um mesmo material pode apresentar diferentes propriedades para diferentes sistemas.

Czichos (1992) classifica os ensaios de desgaste em seis categorias:

- Ensaio em campo com sistema completo: realizado com as condições de operação reais;
- Ensaio em bancada com sistema completo: realizado sob condições de operação simuladas, simplificadas ou aceleradas;
- Ensaio em bancada com subsistema: realizado em bancada com apenas o tribossistema de interesse, sob condições simuladas, simplificadas ou aceleradas;
- Ensaio em bancada com tribocomponentes: realizado com os tribocomponentes, sob condições simuladas;
- Ensaio com amostras padrão: realizado com amostras que simulem os tribocomponentes em condições simuladas de operação;
- Ensaio com amostras arbitrárias de material do componente: realizado com amostras do material do tribocomponente em condições simuladas de operação, realizadas em laboratório.

A maior parte dos ensaios de desgaste é realizada em condições simuladas de operação. A relevância dos resultados obtidos com os ensaios de desgaste depende do grau que a aplicação é simulada. Bayer (1994) divide o grau de simulação em três níveis, discutidos a seguir.

O nível básico simula a situação de desgaste como o deslizamento, rolamento ou impacto; esse nível de simulação está mais associado a pesquisas básicas, pois fornece informações mais genéricas como a natureza do desgaste pode fornecer uma classificação de grupos de materiais e fatores importantes para o desgaste.

O segundo nível simula parâmetros importantes para o estudo, inclusive quantitativamente. Exemplos de parâmetros são a carga normal, a velocidade de

deslizamento, a temperatura de operação entre outros. Nesse nível ainda são considerados os parâmetros de superfície como a rugosidade e as propriedades do terceiro corpo, como os lubrificantes.

O terceiro nível simula fielmente o sistema real; normalmente, neste nível aplica-se a duplicação do sistema para avaliação. Esse nível tem um custo bastante elevado e normalmente é utilizado após os níveis anteriores, geralmente para uma prova final (BAYER, 1994; CZICHOS, 1988).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS UTILIZADOS

O tribossistema avaliado foi criado a partir de um dispositivo construído de modo a ser o mais próximo possível do sistema de extração de um molde de injeção de termoplásticos, contendo os materiais utilizados normalmente nos moldes da empresa Sulbras, tais como pinos, buchas e placas do sistema de extração.

3.1.1 Pino extrator nitretado

O pino extrator utilizado foi o tipo A, com diâmetro de 5 mm, tolerância de ajuste g6 e comprimento de 125 mm, conforme a norma DIN 1530 (2011). Fornecido pela empresa Sulmax e confeccionado em material AISI H13 temperado, revenido e nitretado a gás. As propriedades do pino: resistência a tração de aproximadamente 150 kgf/mm², dureza no núcleo de aproximadamente 40 HRc e dureza superficial na camada nitretada entre 950 e 1100 HV, acabamento superficial retificado com rugosidade inferior a 2,5 µm (Rz), esta rugosidade foi medida de forma radial na superfície cilíndrica dos pinos a uma distância da face de 42 mm.

3.1.2 Pino extrator nitretado e pós-oxidado

Foi utilizado o mesmo tipo de pino extrator anterior, apenas com tratamento superficial de nitretação a plasma com pós-oxidação ao invés de nitretação a gás. O tratamento de nitretação a plasma com camada de pós-oxidação foi executado pela empresa Plasmar com os parâmetros de processo conforme Tabela 3 e 4. Foi obtida uma rugosidade radial após o tratamento de 3,5 µm (Rz).

Tabela 3 – Parâmetros de processo utilizados para nitretação a plasma das amostras.

| Parâmetros de nitretação | Valor |
|--|------------|
| Pressão de Base (mbar) | 0,05 |
| Pressão de Trabalho (mbar) | 4 |
| Tempo de nitretação (h) | 12 |
| Temperatura (°C) | 480 |
| Proporção dos gases N ₂ :H ₂ (%) | 20%-80% |
| Corrente (A) | 6 |
| Frequência (kHz) | 5 |
| Duração do pulso (%) | 30 |
| Fonte | DC Pulsada |

Fonte: Autor (2017)

Tabela 4 – Parâmetros de processo utilizados para oxidação a plasma das amostras.

| Parâmetros de oxidação | Valor |
|--|------------|
| Pressão de Base (mbar) | 0,05 |
| Pressão de Trabalho (mbar) | 1 |
| Tempo de oxidação (min) | 90 |
| Proporção dos gases Ar-CO ₂ (%) | 25%-75% |
| Temperatura (°C) | 480 |
| Corrente (A) | 5 |
| Frequência (kHz) | 5 |
| Duração do pulso (%) | 30 |
| Fonte | DC Pulsada |

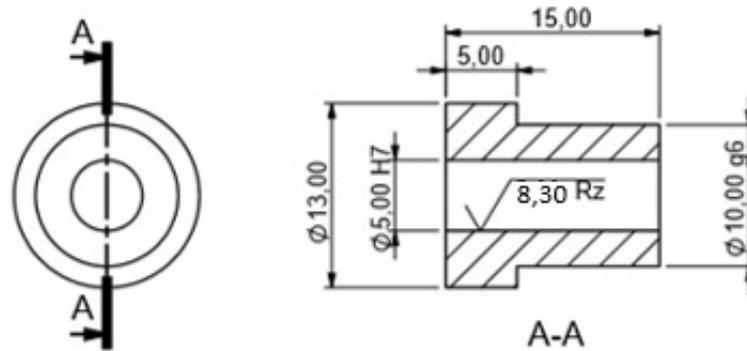
Fonte: Autor (2017)

3.1.3 Buchas temperadas

As buchas utilizadas no dispositivo foram de materiais AISI H13 temperadas e revenidas, confeccionadas na empresa Sulbras Moldes e Plásticos por usinagem de torneamento e diâmetro interno por usinagem de eletroerosão a fio. As dimensões das buchas estão dispostas na Figura 23. A dureza das buchas ficou em aproximadamente 50 HRc. A têmpera foi realizada em forno a vácuo, com resfriamento a uma pressão de 4 bar de nitrogênio. Conforme mostra a Figura 24, o primeiro revenimento foi realizado a 590 °C por 120 min e o segundo revenimento foi realizado a 600 °C por 120 min. A curva em azul é a temperatura programada

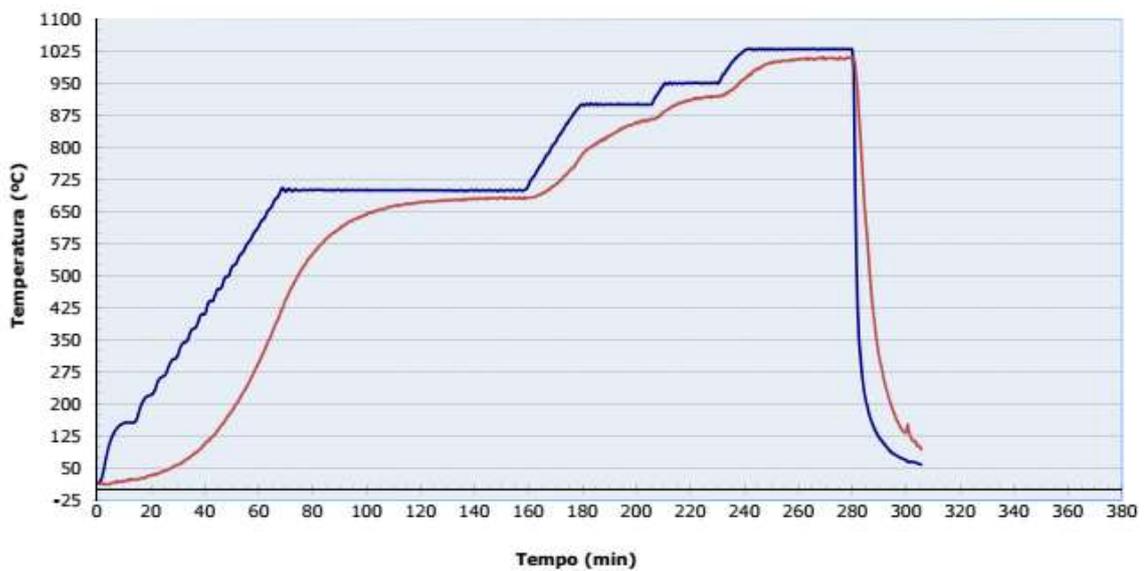
enquanto que a curva em vermelho é temperatura real do forno. A rugosidade no diâmetro interno medida no sentido radial foi de $8,30 \mu\text{m}$ (Rz) e com tolerância de ajuste do diâmetro interno de H7.

Figura 23 – Dimensões das buchas temperadas



Fonte: Autor (2017)

Figura 24 – Curva de aquecimento e resfriamento na têmpera das buchas

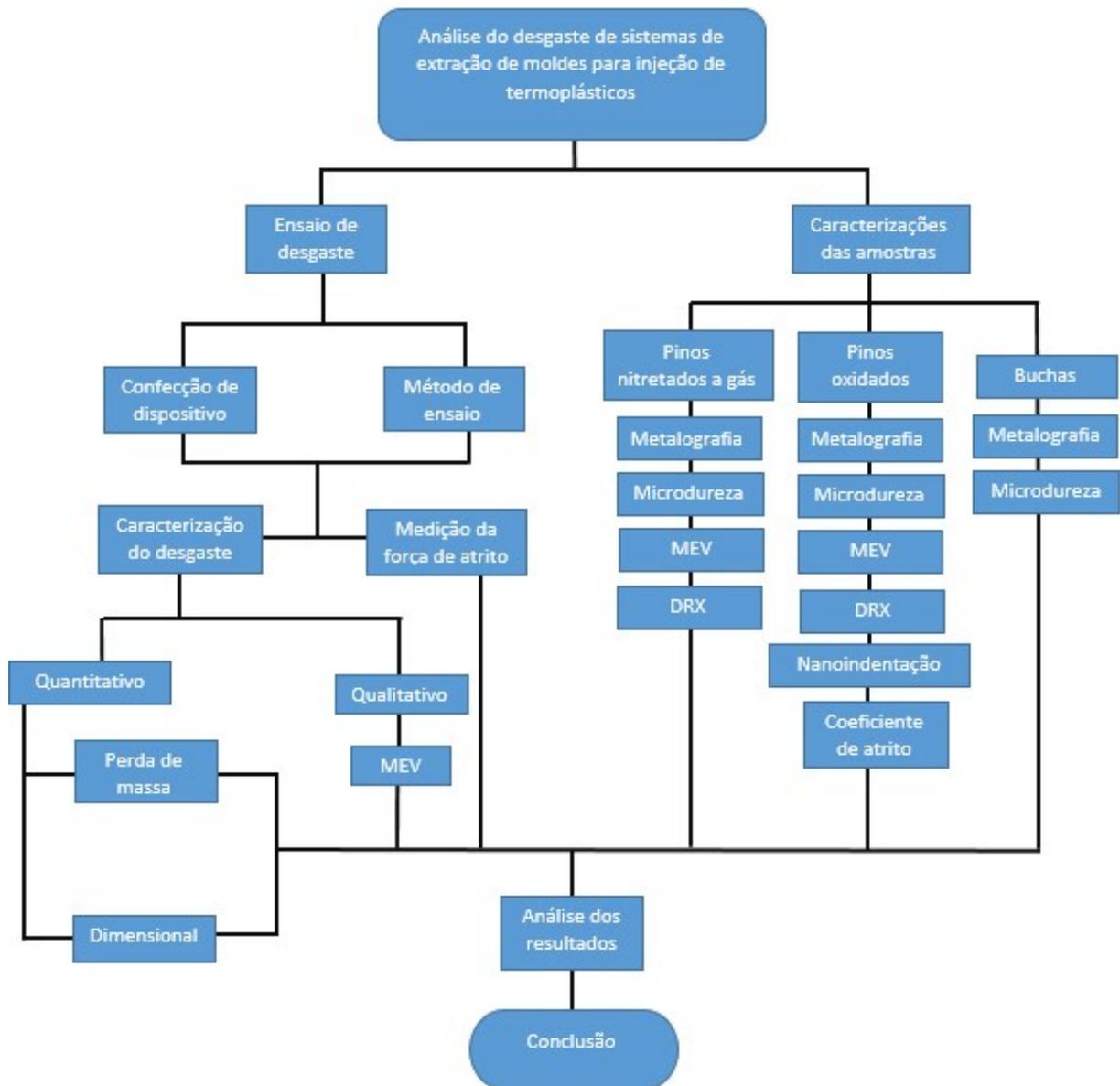


Fonte: Autor (2017)

3.2 MÉTODO UTILIZADO

No fluxograma da Figura 25 está a metodologia utilizada para a execução deste trabalho.

Figura 25 – Metodologia utilizada para execução do trabalho



Fonte: Autor (2017)

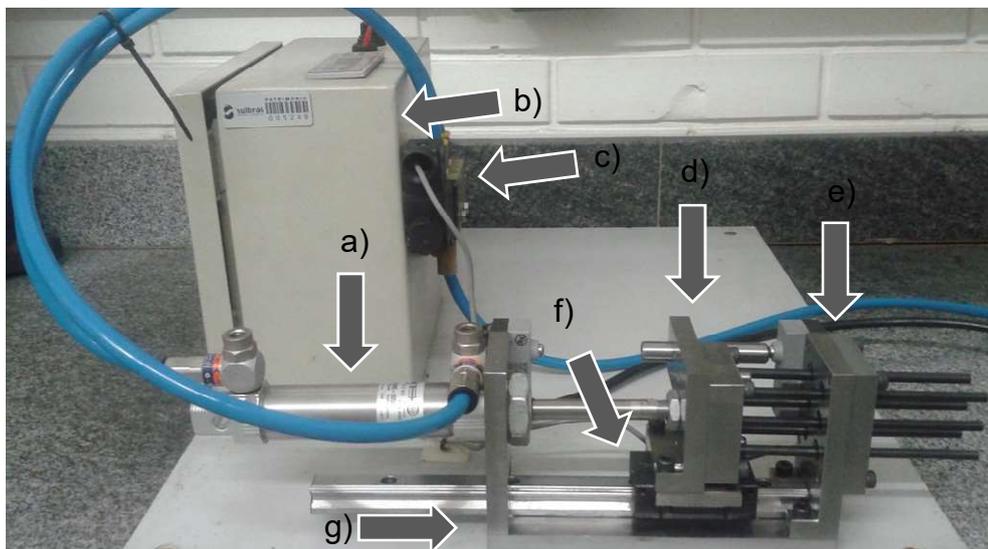
Para a avaliação simulada do desgaste em sistema de extração de moldes para injeção de termoplásticos, foi construído um dispositivo para simular o movimento do sistema de extração de um molde de injeção, os parâmetros de ensaio foram baseados em um caso prático. Foram realizadas caracterizações das amostras antes e depois do ensaio de bancada, (conforme figura 25), as caracterizações no ensaio de bancada foram realizadas de forma quantitativa por meio da perda de massa dos componentes e da variação dimensional e de forma qualitativa por MEV, para identificar os mecanismos de desgaste.

3.2.1 Ensaio de simulação do desgaste em sistema de extração

3.2.1.1 Confeção do dispositivo de extração de molde de injeção

Para a realização do ensaio de desgaste foi confeccionado um dispositivo para a simulação do sistema de extração de um molde de injeção. O dispositivo é composto basicamente de uma base fixa, onde foram posicionadas as buchas temperadas que simulam os furos de extração do macho de um molde de injeção e uma placa móvel guiada por sistema de rolamento linear, onde foram fixados os pinos extratores (ver Figura 26). O movimento foi realizado por um sistema pneumático constituído de um cilindro de dupla ação e uma válvula duplo solenoide. O comando elétrico do dispositivo possui um sistema digital de contagem de ciclos, com a possibilidade de programação de paradas num determinado número de ciclos. A usinagem dos componentes do dispositivo foi realizada seguindo as mesmas tolerâncias de ajuste utilizadas para fabricação de moldes de injeção, para simular os ajustes dos moldes de injeção. A Figura 26 apresenta uma foto do dispositivo utilizado, sem os pinos de extração.

Figura 26 – Dispositivo para simulação do desgaste em sistema de extração de moldes de injeção.



a) cilindro pneumático, b) quadro de comando, c) válvula pneumática, d) placa móvel, e) placa fixa, f) sistema de guia linear, g) base de fixação do sistema.

Fonte: Autor (2017)

O dispositivo foi construído para ter um curso de movimentação de 50 mm. A contagem dos ciclos ocorreu a cada avanço e retorno da placa móvel, num percurso

total por ciclo de 100 mm.

O dispositivo possui seis buchas e seis pinos numerados, para garantir a colocação dos componentes na mesma posição após as paradas para cada lubrificação e análises.

3.2.1.2 Definição do método de ensaio

Todos os parâmetros utilizados para a realização do ensaio de desgaste foram baseados em um caso prático existente na empresa Sulbras Moldes e Plásticos.

A velocidade de ensaio foi definida em 0,19 m/s e o ensaio realizado na temperatura ambiente. A lubrificação foi feita com graxa a base de parafina e sabão de lítio (graxa de cavidade), marca Wurth, aplicada manualmente na área de deslizamento dos pinos extratores. Para a avaliação do sistema atual com os pinos nitretados a gás, a quantidade de ciclos entre lubrificações foi definida em 50.000 ciclos, uma distância percorrida de 5.000 m. Já para a avaliação do sistema proposto com nitretação a plasma e pós-oxidação a quantidade de ciclos entre lubrificações foi definida em 100.000 ciclos, com uma distância percorrida de 10.000 m. Os pinos e as buchas foram identificados conforme mostra a Tabela 5. Todos os pares (pino/bucha) foram ensaiados na mesma posição de início e fim para todos os intervalos de ciclos. Sendo utilizados três pinos e três buchas para cada sistema (3 pares configuração atual e 3 pares configuração proposta).

Este ensaio é classificado com um ensaio de bancada com tribocomponentes, conforme pag. 34.

Tabela 5 – Identificação dos pinos e buchas.

| Componente | Amostra | Nitretação a gás | Nitretação a plasma com pós-oxidação |
|------------|---------|------------------|--------------------------------------|
| Pino | 1 | PN1 | PO1 |
| Pino | 2 | PN2 | PO2 |
| Pino | 3 | PN3 | PO3 |
| Bucha | 1 | BN1 | BO1 |
| Bucha | 2 | BN2 | BO2 |
| Bucha | 3 | BN3 | BO3 |

A cada intervalo de ciclos o sistema foi desmontado para avaliações e substituição do lubrificante. As avaliações do desgaste foram realizadas por meio da perda de massa e da variação dimensional da folga entre pino/bucha. Antes de cada avaliação, os componentes foram limpos manualmente com a utilização de álcool etílico com 92% de concentração e algodão.

A variação de massa dos pinos e buchas foi verificada a cada 50.000 ciclos para o sistema atual e a cada 100.000 ciclos para o sistema proposto, através de uma balança analítica de 210 g de capacidade da marca Bel Engineering ($d = 0,0001$ g; $e = 0,001$ g). As medições foram feitas no laboratório de metrologia da empresa Sulbras Moldes e Plásticos.

A variação dimensional da folga pino/bucha foi verificada a cada 200.000 ciclos para os dois sistemas avaliados. O resultado obtido foi o da subtração da medida do diâmetro do furo da bucha pelo diâmetro externo do pino. Os componentes foram medidos em uma máquina de medição por coordenadas, tridimensional CNC, modelo Beyond Crysta da marca Mitutoyo, com uma resolução de 0,0001 mm. As medidas da bucha foram obtidas a uma distância de 7,5 mm da face, enquanto que as medidas dos pinos foram obtidas a uma distância de 42,5 mm da face. As análises dimensionais foram realizadas no laboratório de metrologia da empresa Sulbras Moldes e Plásticos.

3.2.2 Caracterizações

3.2.2.1 Força de atrito estático

Para quantificar a força de atrito estático do sistema foi instalado um pressostato na entrada do cilindro pneumático conforme mostra a Figura 27. A pressão foi então aumentada manualmente até uma determinada pressão onde o movimento do sistema iniciasse, sendo esse valor registrado. A pressão de início do movimento foi então multiplicada pela área do cilindro pneumático, obtendo-se a força de atrito estático necessária para a movimentação do sistema.

Figura 27 – Pressostato instalado para medição da pressão necessária para movimentação do sistemas



Fonte: Autor (2017)

3.2.2.2 Microestrutura

As microestruturas dos pinos nitretados a gás e nitretados a plasma com pós-oxidação e das buchas temperadas, foram caracterizadas por meio de análises metalográficas. Enquanto que, a caracterização morfológica das camadas superficiais dos pinos antes e depois do ensaio de desgaste em dispositivo foram realizadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

As análises metalográficas foram realizadas no Instituto Federal do Rio Grande do Sul (IFRS) do campus Caxias do Sul, no Laboratório de Metalografia e Microscopia. As amostras foram obtidas por meio de corte da secção transversal de um pino de cada tratamento e uma bucha. Posteriormente as amostras foram embutidas a quente. A preparação foi realizada por meio de lixamento utilizando lixas com granulometria de 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 μm ; em seguida foi realizado o polimento com pasta de diamante (ASTM E3, 2011). Finalmente as amostras foram atacadas com reagente Nital 2%.

As imagens foram obtidas com a utilização de um microscópio ótico do IFRS Caxias do Sul, marca Olympus e modelo bx41 m-led. As imagens do núcleo (substrato) foram obtidas através de ataque químico com Nital 2% com 500 e 1000 vezes de ampliação e imagens da zona de difusão dos pinos com 200, 500 e 1000 vezes de ampliação.

Para as análises das camadas no MEV, as amostras foram preparadas da mesma forma que as amostras para microscopia ótica. As imagens foram obtidas em um microscópio eletrônico de varredura por emissão de campo, modelo: Mira 3, da marca Tescan, localizado no Laboratório Central de Microscopia (LCMIC) da Universidade de Caxias do Sul.

As imagens foram obtidas com magnificação de 20.000 vezes para caracterização das camadas, utilizando um detector de elétrons secundários.

3.2.2.3 Microdureza

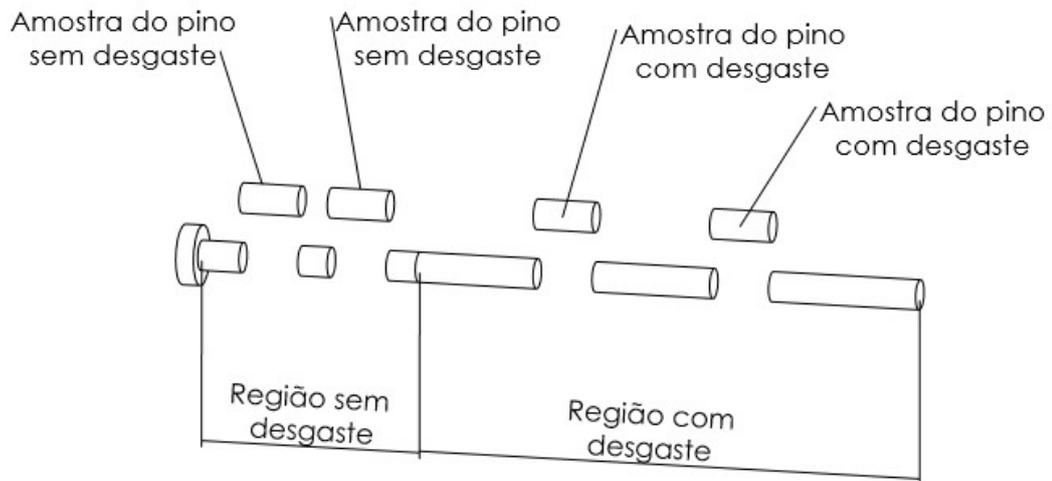
A microdureza dos pinos nitretados e pós-oxidados foi caracterizada pela obtenção das medidas a 10, 20, 30, 40, 50, 60, 80, 110, 140 e 170 μm , partindo da superfície dos pinos. As medições de microdureza foram realizadas com um microdurômetro digital, modelo MV2000A, da marca Pantec, localizado no Instituto Federal do Rio Grande do Sul campus Farroupilha. As medidas de microdureza foram obtidas em escala Vickers, conforme norma ASTM E92 (2003). Para a obtenção das medidas de microdureza foi utilizada uma carga de 25 g com o tempo de aplicação da carga de 15 s. Para cada posição foram realizadas três medições.

3.2.2.4 Mecanismos de desgaste

A caracterização dos mecanismos de desgaste foi realizada com a utilização do MEV. Foram avaliadas as trilhas de desgaste em termos morfológicos, utilizando um MEV por emissão de campo modelo Mira 3, da marca Tescan, localizado no LCMIC da Universidade de Caxias do Sul.

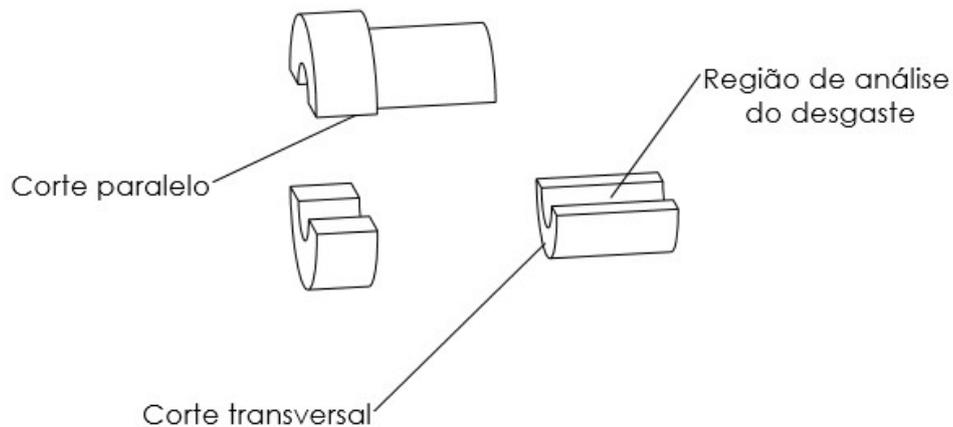
Para a preparação das amostras os pinos foram cortados na secção transversal com um comprimento de 10 mm. Foram obtidas duas amostras da região onde não houve contato entre pino e bucha mais duas amostras na região de desgaste para cada tratamento, conforme Figura 28. Já para a análise das buchas, as amostras foram cortadas paralelamente e perpendicularmente ao eixo de revolução, conforme mostra a Figura 29.

Figura 28 – Preparação das amostras para caracterização dos mecanismos de desgaste dos pinos.



Fonte: Autor (2017)

Figura 29 – Preparação das amostras para caracterização dos mecanismos de desgaste das buchas.



Fonte: Autor (2017)

Foram obtidas imagens dos pinos nitretados, nitretados e pós oxidados e das buchas com 1.000, 2.000, 5.000, 10.000 e 15.000 vezes de ampliação.

3.2.2.5 Fases cristalina das camadas

Para a identificação das fases cristalinas presentes nas camadas tanto dos pinos nitretados quanto dos pinos nitretados e pós-oxidados foi utilizado um

equipamento de difração de raios X (DRX), modelo XRD-6000 da marca Shimadzu com radiação Cu K α ($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$), operado a 40 kV e 30 mA, localizado no LCMIC da Universidade de Caxias do Sul. Para a caracterização do pino atual (nitretado a gás) utilizou-se como amostra uma seção do pino com 30 mm de comprimento; essa análise foi realizada na superfície curva do pino. Na análise das estruturas das amostras nitretadas a plasma e pós-oxidadas foi confeccionado um corpo de prova cúbico com aresta de 20 mm; esse corpo de prova foi nitretado a plasma e pós-oxidado juntamente com os pinos. A difração de raios X foi realizada em uma das faces do cubo.

As análises de difração de raios X foram realizadas com uma faixa de ângulo de 30° a 90°, passo de 0,02° por s, com configuração de ângulo rasante de 2°.

3.2.2.6 Nanoindentação

Para caracterização da dureza da camada de oxido foi realizado um ensaio de nanoindentação.

A Nanoindentação foi realizada com a utilização de um equipamento da marca Micromaterials, modelo Nanotest 600, localizado no laboratório de caracterização de superfícies em nanoescala (LACASUNE) da Universidade de Caxias do Sul.

Para a análise de nanoindentação foi utilizado o mesmo corpo de prova cúbico, nitretado a plasma e pós-oxidado utilizado na análise de DRX.

Os parâmetros utilizados para as análises de nanoindentação estão apresentados na Tabela 6, o indentador utilizado foi do tipo Berkovich.

Tabela 6 – Parâmetros de nanodureza

| Amostra | Profundidade (nm) | Taxa (mN/s) | Carga inicial (mN) | Rep. | Tempo de penetração (s) |
|---------------------|-------------------|-------------|--------------------|------|-------------------------|
| Nitretada e oxidada | 50 | 0,1 | 0,1 | 20 | 5 |
| Nitretada e oxidada | 400 | 0,1 | 0,1 | 20 | 5 |

Fonte: Autor (2017)

3.2.2.7 Coeficiente de atrito (ensaio de laboratório)

Para a caracterização do coeficiente de atrito das superfícies das amostras nitretadas a plasma e pós-oxidadas e das amostras nitretadas a plasma sem pós-oxidação, foi realizado um ensaio tribológico do tipo esfera-sobre-placa no modo linear oscilatório.

O ensaio foi realizado na camada nitretada a plasma (sem tratamento de oxidação) e na camada pós-oxidada

Foi utilizado um equipamento da marca Bruker modelo UMT Tribolab localizado no laboratório de Tribologia do Instituto de Materiais Cerâmicos (IMC) da Universidade de Caxias do Sul, adotando-se os seguintes parâmetros: Carga 3 N, frequência 11,875 Hz, velocidade linear de 0,19 m/s, tempo de 5400 s para cada trilha, comprimento da trilha de 8 mm e distância percorrida total de 1026 m. Foram realizadas três trilhas para cada amostra. Os parâmetros utilizados foram os mais próximos possíveis dos parâmetros utilizado no ensaio de bancada.

Este ensaio é classificado como um ensaio com amostras arbitrárias com material dos componentes, conforme pag. 34.

Para o ensaio foram utilizados os mesmos corpos de prova cúbicos utilizados na análise de DRX. O ensaio foi realizado sob condição lubrificada, com o mesmo lubrificante do ensaio de bancada (graxa a base de parafina e sabão de lítio da marca Wurth) com aplicação manual e formação de um filme uniforme de lubrificante sobre a superfície de análise.

No ensaio foi utilizado como contracorpo esfera de alumina com diâmetro de 6,00 mm. Todos os ensaios foram realizados a temperatura ambiente.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 RESULTADOS DO ENSAIO DE DESGASTE

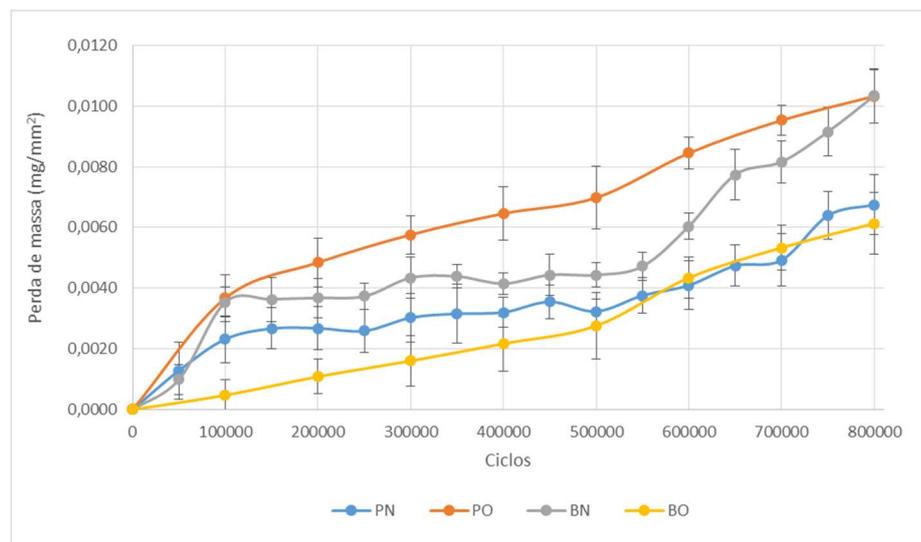
4.1.1 Taxa de desgaste

A Figura 30 apresenta os resultados para a taxa de desgaste dos pares: pino nitretado a gás (PN) e bucha temperada (BN) e pino nitretado a plasma pós-oxidado (PO) e bucha temperada (BO).

A unidade utilizada foi a massa em mg por unidade de área de contato mm^2 , visto que as buchas de diâmetro interno de 5 mm e comprimento de 15 mm apresentaram uma área de contato de $235,5 \text{ mm}^2$. Enquanto que os pinos com diâmetro de 5 mm e com comprimento de contato de 65 mm, apresentaram uma área de contato de $1.020,50 \text{ mm}^2$.

A estimativa de erro experimental para as medidas de perda de massa dos PO foi de 7,3%, para os PN foi de 10,9 %, para as BO foi de 12,9% e para as BN foi de 5,7%.

Figura 30 – Taxa de desgaste dos pinos e buchas por unidade de área de contato



Fonte: Autor (2017)

É possível observar na Figura 30 que a taxa de desgaste para o sistema com os pinos pós-oxidados foi maior nos pinos pós oxidados do que nas buchas temperadas, devido também à perda da camada de óxido de ferro durante o ensaio. Essa camada por apresentar uma menor adesão que as demais e por estar em

contato direto com a bucha temperada foi a que sofreu maior desgaste. Considerando o sistema com os pinos nitretados a gás (sem pós oxidação) o desgaste foi maior nas buchas temperadas.

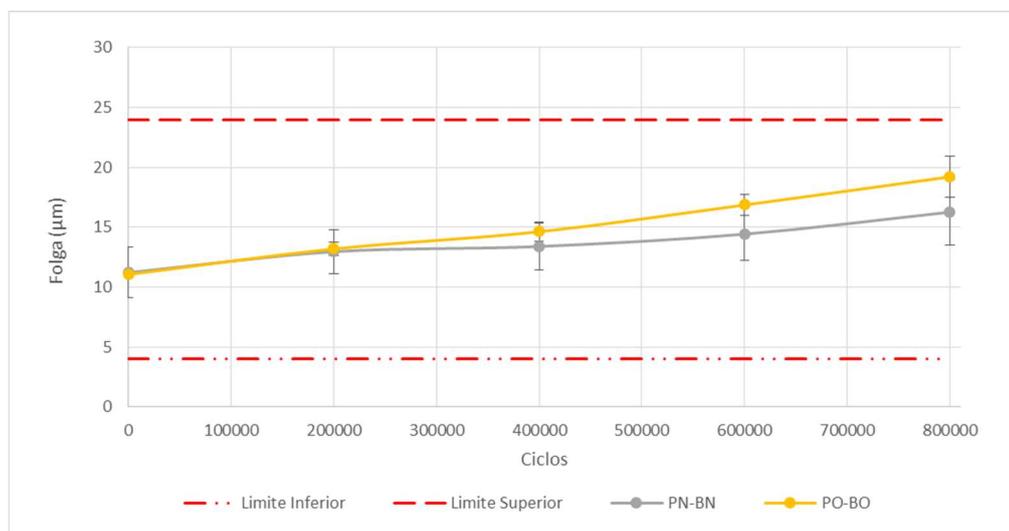
Após os 100.000 ciclos os respectivos pares de pinos e buchas apresentaram uma taxa constante de perda de massa, considerando a barra de erro mostrada na Figura 30, pelo menos até os 500.000 ciclos.

Os pinos pós-oxidados com intervalo de lubrificação de 100.000 ciclos apresentaram um maior desgaste que os pinos nitretados a gás com intervalo de lubrificação de 50.000 ciclos. Com 800.000 ciclos o PO apresentou 0,0103 mg/mm² de perda de massa enquanto o PN apresentou apenas 0,0068 mg/mm². As buchas do sistema pós-oxidado com intervalo de lubrificação de 100.000 ciclos apresentaram menor desgaste do que as buchas do sistema nitretado a gás com intervalos de lubrificação de 50.000 ciclos. Com 800.000 ciclos a BO apresentou 0,0061 mg/mm² enquanto a BN apresentou 0,0103 mg/mm² de perda de massa.

4.1.2 Variação dimensional

A folga especificada em projeto entre pinos e buchas durante o ensaio em dispositivo de ciclagem foi g6/H7, conforme a norma (NBR 6158/95). Para o sistema eixo/furo com diâmetro de 5 mm, as tolerâncias mínima e máxima ficam em 4 e 24 μm, respectivamente, (ver os limites inferior e limite superior da Figura 31).

Figura 31 – Variação dimensional da folga entre pinos e buchas.



Fonte: Autor (2017)

Foi observada que a variação dimensional da folga para essas condições de trabalho ficou dentro das tolerâncias especificadas em projeto para ambos os tribosistemas, mesmo com o desgaste obtido após o ensaio em bancada.

Conforme a Figura 31, a variação dimensional para o sistema com pinos pós-oxidados e para o sistema com pinos nitretados a gás, considerando o erro experimental, ficou dentro das tolerâncias de projeto. Porém pode-se verificar que o sistema com pino oxidado apresentou uma folga maior com o aumento do número de ciclos.

4.2 CARACTERIZAÇÕES

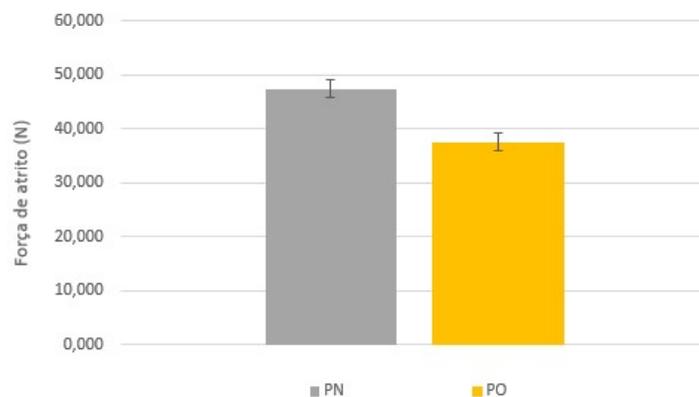
4.2.1 Força de atrito estático no ensaio de bancada

A Figura 32 apresenta os resultados para o cálculo da força de atrito do sistema com nitretação a gás e do sistema com nitretação a plasma e pós-oxidação.

De acordo com os resultados foi possível verificar que o sistema com nitretação a plasma e pós-oxidação apresentou uma força de atrito estática aproximadamente 20% menor que o sistema com pinos nitretados a gás.

A estimativa de erro para o sistema com PN foi de 5,97% e para o sistema com PO foi de 7,53%.

Figura 32 – Força de atrito do sistema com nitretação a gás (PN) e nitretação a plasma com pós-oxidação (PO).



Fonte: Autor (2017)

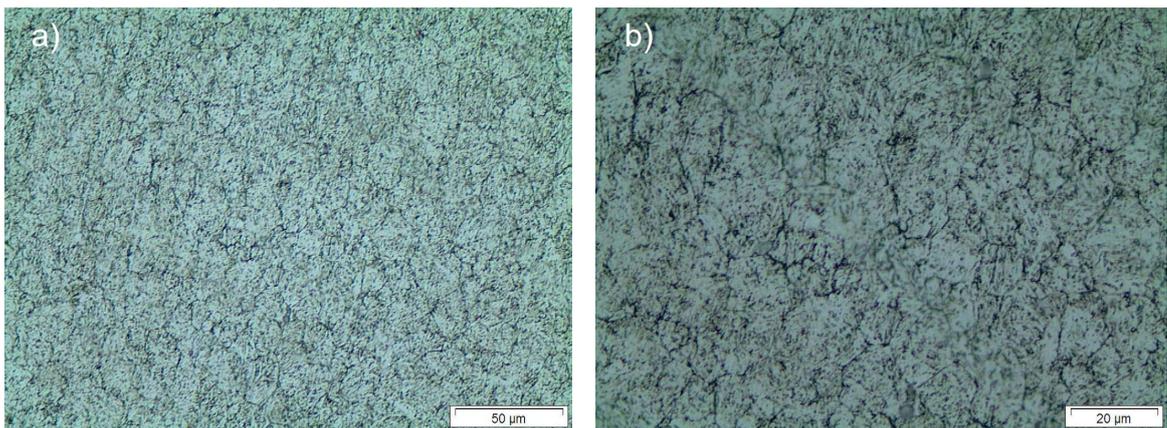
Esse resultado corrobora os resultados encontrados por Luvison *et al*, (2012) de 47% de redução no coeficiente de atrito para amostras de aço SAE 1045 nitretadas a

plasma com pós-oxidação comparado com o mesmo aço apenas nitretado a plasma. Também corrobora os resultados encontrados por Alsaran *et al* (2004) com redução de 21,95 % no coeficiente de atrito para amostras de aço (AISI 5140) nitretado a plasma e pós-oxidado quando comparado com o mesmo aço apenas nitretado a plasma.

4.2.2 Microestrutura das amostras

A Figura 33 apresenta uma micrografia das buchas com aumento de 500x e 1000x. A Figura 34 apresenta as micrografias do núcleo (substrato H13) dos pinos nitretados a plasma com pós-oxidação e dos pinos nitretados a gás.

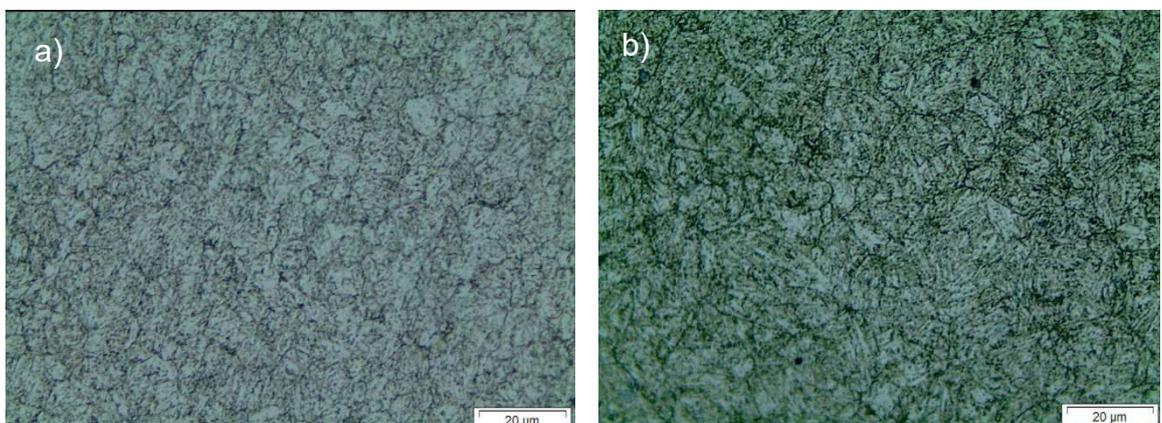
Figura 33 – Micrografia das buchas.



a) aumento de 500x, b) aumento de 1000x

Fonte: Autor (2017)

Figura 34 – Micrografia do núcleo dos pinos.



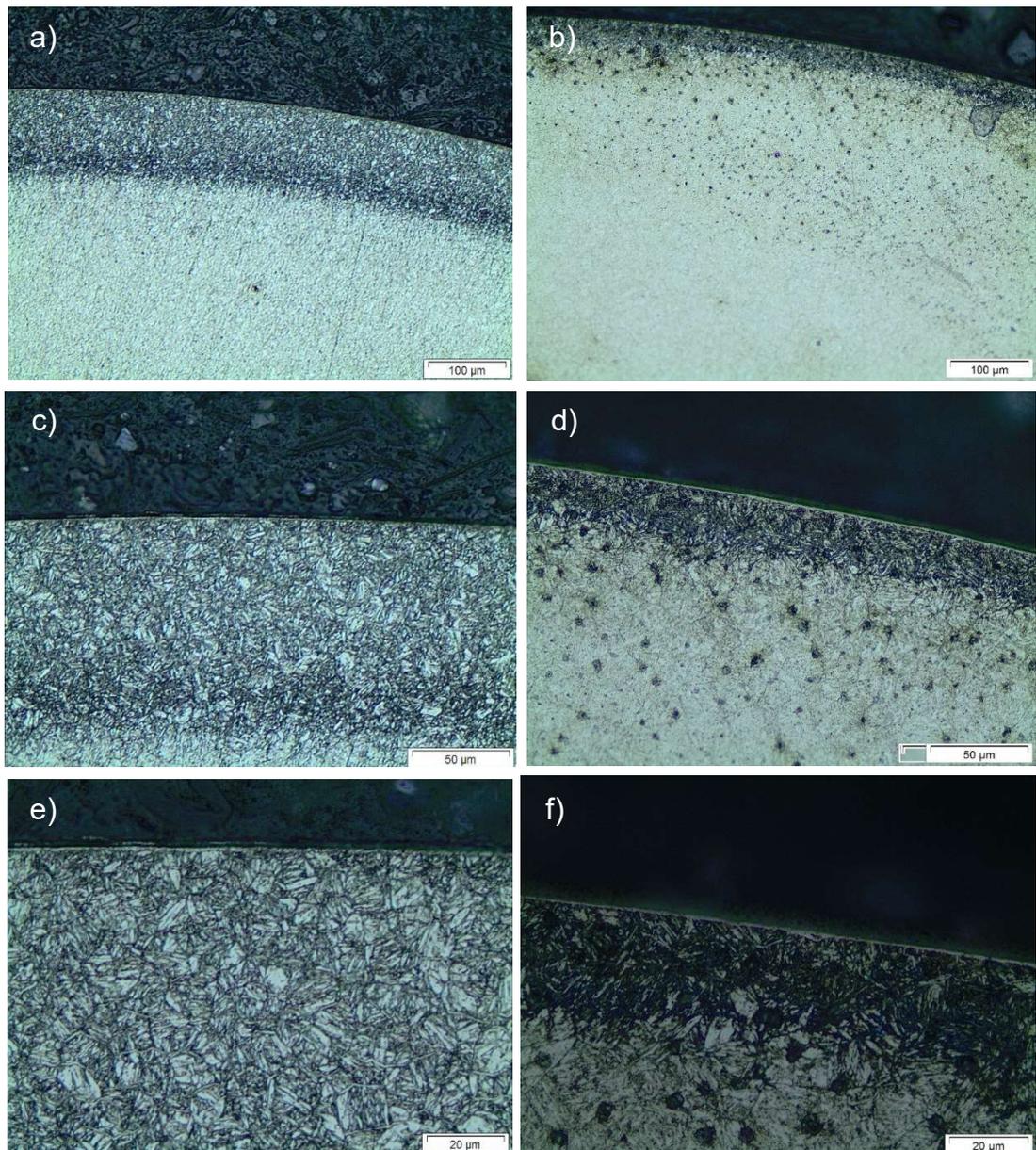
a) pino nitretado com pós-oxidação aumento de 1000x, b) pino nitretado a gás aumento de 1000x

Fonte: Autor (2017)

As microestruturas apresentadas nas Figuras 33 e 34 são características de um aço AISI H13 temperado e revenido, apresentando uma estrutura martensítica (KONESHLOU; KHOMAMIZADH, 2011).

As microestruturas das camadas nitretadas a gás e nitretadas a plasma com pós-oxidação dos pinos estão apresentadas na Figura 35, com ampliação de 200, 500 e 1000 vezes.

Figura 35 – Micrografia da superfícies dos pinos.



a) pino nitretado a plasma com pós-oxidação aumento de 200x, b) pino nitretado a gás aumento de 200x c) pino nitretado a plasma com pós-oxidação aumento de 500x, d) pino nitretado a gás aumento de 500x e) pino nitretado a plasma com pós-oxidação aumento de 1000x, f) pino nitretado a gás aumento de 1000x

De acordo com a Figura 35 é possível observar que a zona de difusão (região escura abaixo da superfície) para as amostras nitretadas a plasma apresentou a maior espessura, de aproximadamente 110 μm , enquanto que para as amostras nitretadas a gás, a espessura foi de aproximadamente 30 μm . As fases presentes na zona de difusão são a martensita revenida com nitretos dispersos.

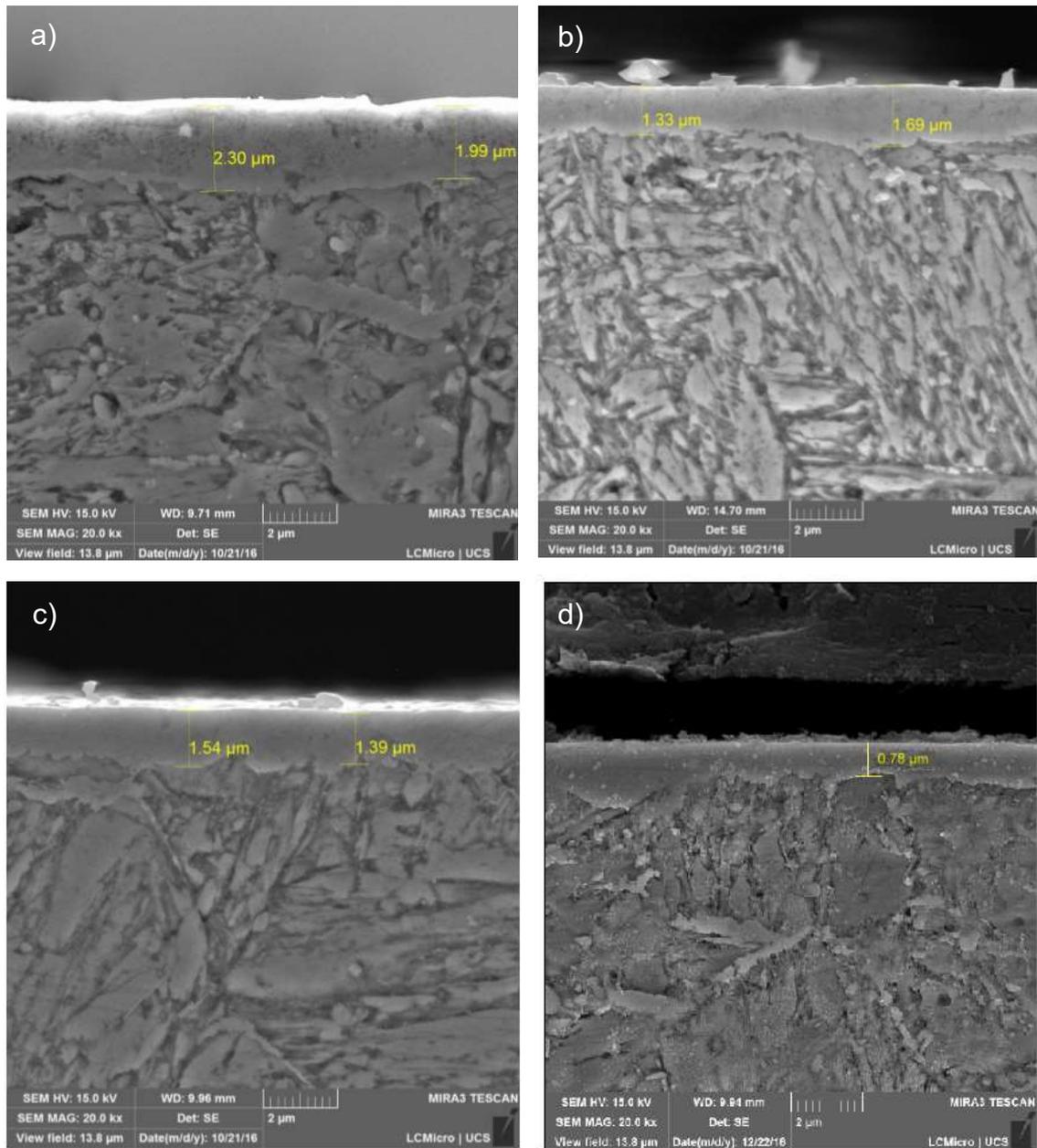
Os pontos escuros nas micrografias dos pinos nitretados a gás (Figura 35) possivelmente ocorreram devido ao ataque químico num tempo excessivo das amostras.

A morfologia das camadas de composto (pino nitretado a gás) e da camada de óxido (pinos pós-oxidados) são apresentadas na Figura 36.

A camada de composto mais óxidos nos pinos nitretados a plasma e pós-oxidados apresenta uma espessura de aproximadamente 2,00 a 2,30 μm antes do ensaio de desgaste. Esses valores de espessura são condizentes com os parâmetros de tempo e temperatura utilizados no processo de pós-oxidação (TOMIELLO, 2012). Depois do ensaio de desgaste, o pino nitretado a plasma pós-oxidado apresentou uma redução na espessura da camada para aproximadamente 1,40 a 1,55 μm ; o que indica que a camada de composto mais óxidos não foi removida por completo durante o ensaio.

A camada de composto presente nos pinos nitretados a gás apresentou uma espessura entre 1,3 a 1,7 μm ; com esse resultado é possível observar que o processo de retífica de acabamento, após a nitretação, não removeu a camada branca. Depois do ensaio de desgaste foi possível observar uma redução na camada do pino nitretado a gás para uma espessura de aproximadamente 0,78 μm , porém ainda havia presença de camada branca nos pinos nitretados a gás.

Figura 36 – MEV das camadas superficiais dos pinos.

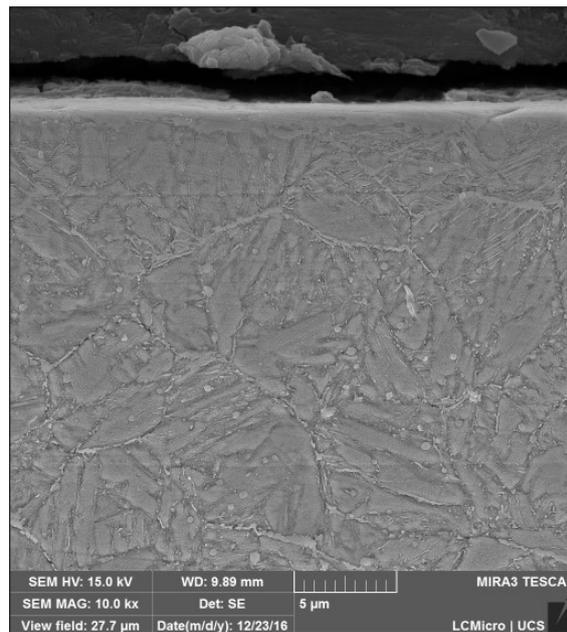


a) pino nitretado a plasma com pós-oxidação antes do ensaio de desgaste, b) pino nitretado a gás antes do ensaio de desgaste, c) pino nitretado a plasma com pós-oxidação após o ensaio de desgaste, d) pino nitretado a gás após o ensaio de desgaste

Fonte: Autor (2017)

A Figura 37 apresenta com maiores detalhes uma amostra do pino nitretado e pós-oxidado após o desgaste; nesta imagem é possível observar a presença de duas camadas, sendo a mais externa a de óxido e a mais interna a camada de nitretos. É possível observar ainda o deslocamento da camada de óxido, e a integridade da camada de nitreto e do substrato.

Figura 37 – MEV das camadas superficiais de um pino pós-oxidado após o desgaste.

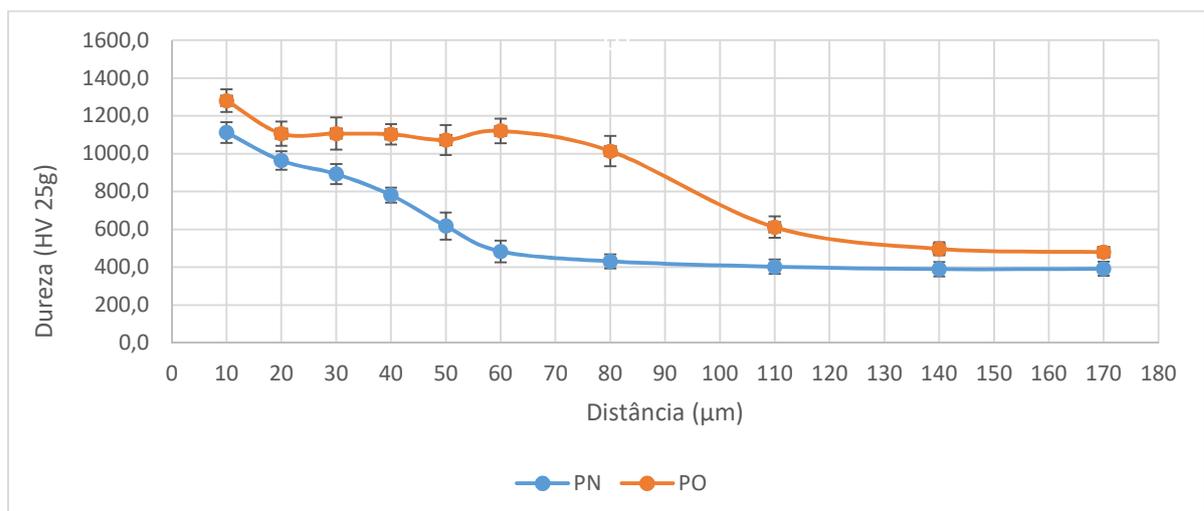


Fonte: Autor (2017)

4.2.3 Microdureza

A Figura 38 apresenta os resultados para microdureza dos pinos nitretados a gás e nitretados a plasma com pós-oxidação.

Figura 38 – Microdureza dos pinos nitretados a gás e nitretados a plasma com pós-oxidação



Fonte: Autor (2017)

Conforme observado na Figura 38, o perfil de microdureza para os pinos nitretados a plasma com pós-oxidação apresentaram uma dureza mais elevada, próximo à superfície. É possível ainda observar que a camada com a dureza mais

elevada apresenta maior espessura nas amostras com nitretação a plasma e pós-oxidação, resultado que corrobora com as análises metalográficas das camadas.

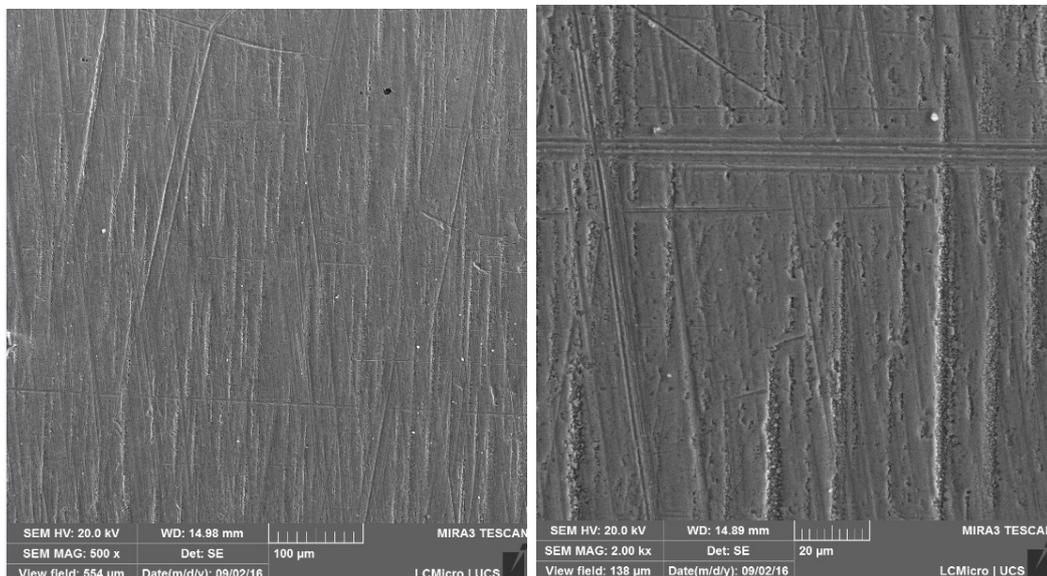
As amostras nitretadas a gás apresentaram um gradiente de dureza com penetração de até aproximadamente 50 μm de profundidade a partir da superfície, enquanto que para as amostras nitretadas a plasma e pós-oxidadas a espessura de penetração foi de aproximadamente 100 μm . Sendo esses valores definidos onde a dureza da camada atingiu uma dureza 50% maior do que a dureza do núcleo.

4.2.4 Mecanismos de desgaste

A Figura 39 apresenta as imagens da superfície de um pino nitretado a gás antes do desgaste. Enquanto que a Figura 40 apresenta as imagens da superfície de um pino nitretado a gás após o desgaste em dispositivo da bancada de ciclagem do sistema de extração.

Observase na Figura 39 ranhuras verticais resultantes do processo de retífica de acabamento dos pinos.

Figura 39 – MEV da superfície de um pino nitretado a gás antes do desgaste

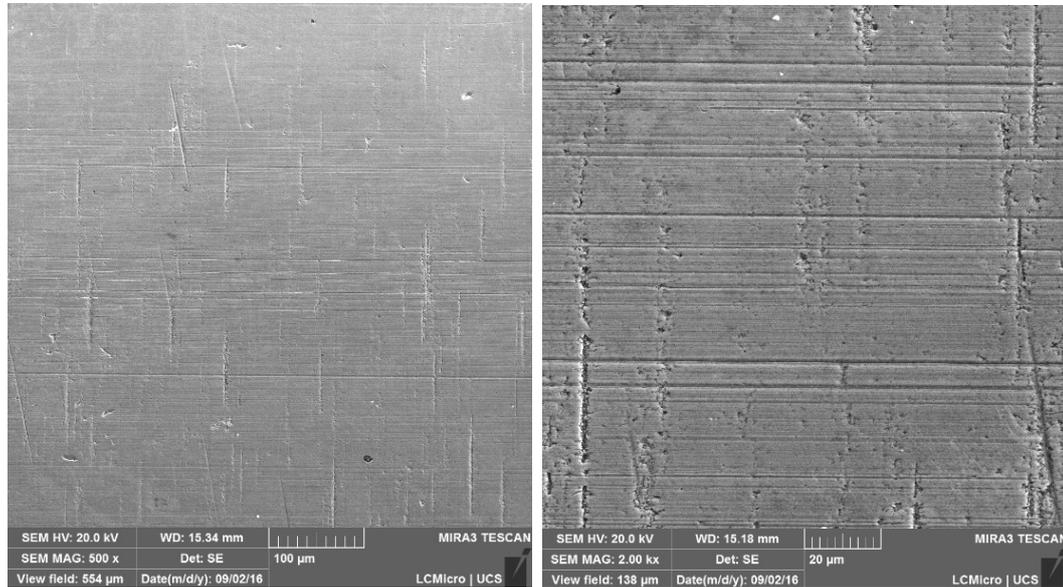


Fonte: Autor (2017)

Na Figura 40 verifica-se a presença de ranhuras horizontais, essas são provenientes do desgaste abrasivo. Como não foi possível verificar a presença de deformações plásticas nas bordas da trilha de desgaste nem a presença de trincas,

isso indica um provável desgaste abrasivo por microcorte.

Figura 40 – MEV da superfície de um pino nitretado a gás após o desgaste

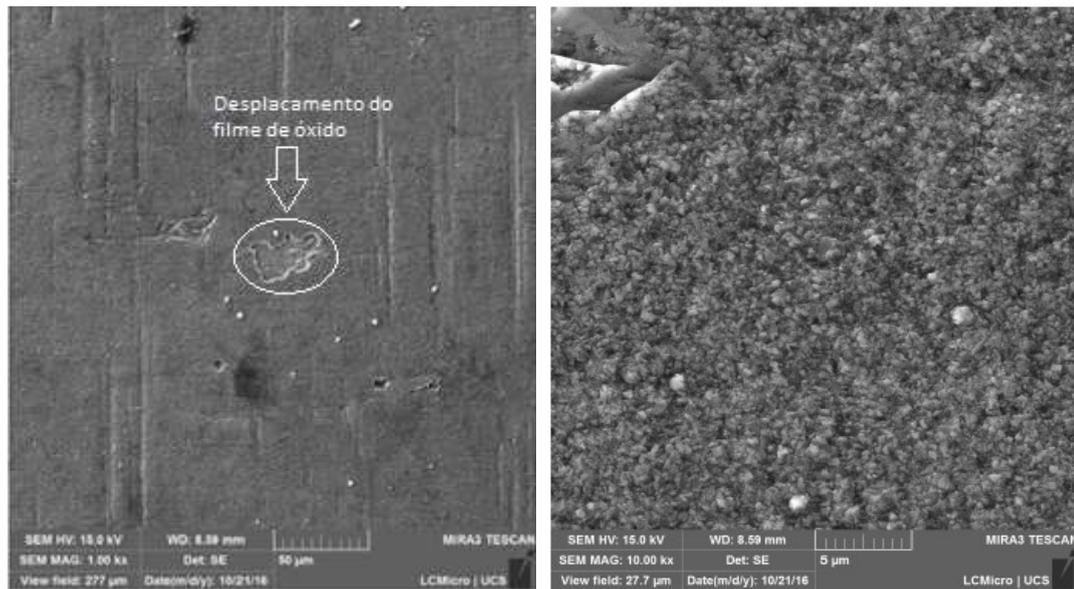


Fonte: Autor (2017)

As imagens da superfície de um pino nitretado a plasma com pós-oxidação antes do desgaste estão destacadas na Figura 41, a Figura 42 apresenta-se as imagens da superfície de um pino nitretados a plasma com pós-oxidação depois do desgaste.

Na Figura 41 é evidenciada a presença de ranhuras verticais provenientes do processo de acabamento dos pinos. A mesma imagem apresenta um defeito do tratamento de pós-oxidação, chamado de deslocamento. Esse defeito indica falta de aderência superficial entre o filme de óxido de ferro e a camada de composto.

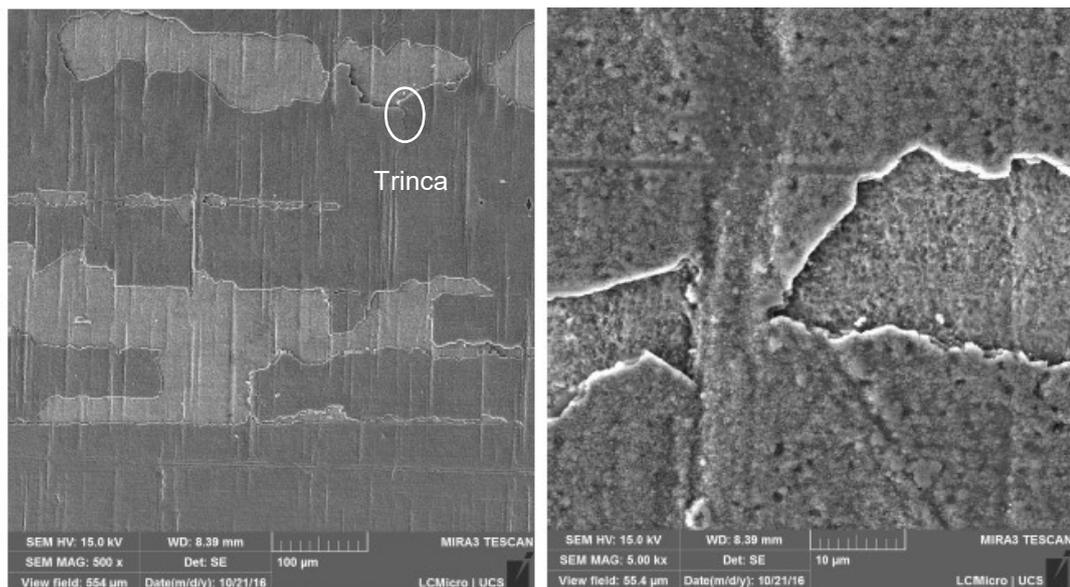
Figura 41 – MEV da superfície de um pino nitretado a plasma com pós-oxidação antes do desgaste



Fonte: Autor (2017)

De acordo com a Figura 42, os detalhes de falhas na camada pós-oxidada determinaram que o principal mecanismo de desgaste do filme de óxido de ferro foi o desgaste abrasivo provavelmente por microtrincamento. Foi possível ainda verificar que o substrato não sofreu danos, se mantendo íntegro após ensaio de bancada.

Figura 42 – MEV da superfície de um pino nitretado a plasma com pós-oxidação após o desgaste

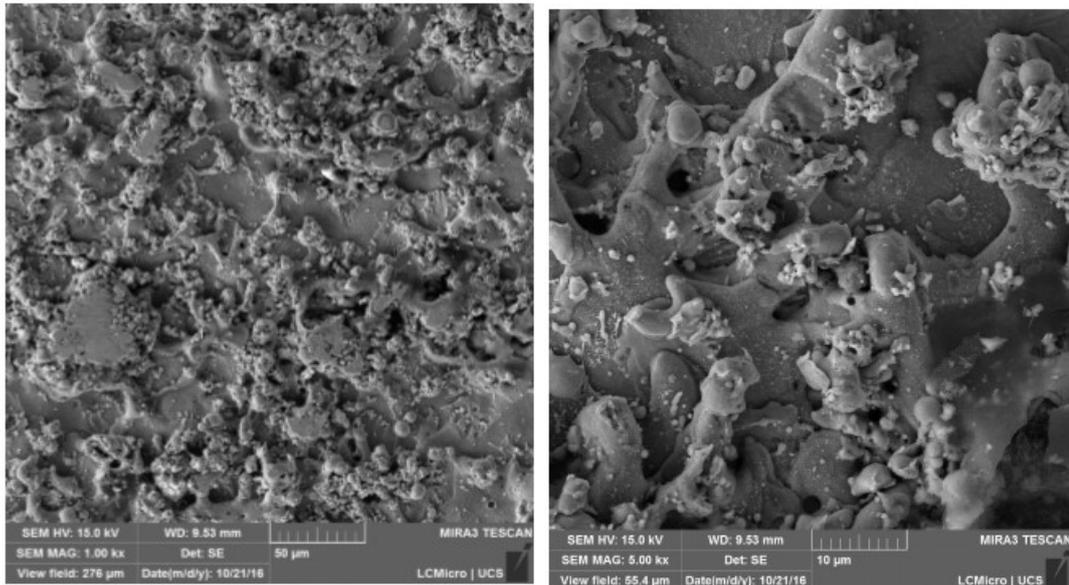


Fonte: Autor (2017)

A Figura 43 apresenta as imagens da superfície de uma bucha antes do

desgaste, em que foi possível verificar na superfície interna das buchas a presença de uma topografia característica do processo de eletroerosão.

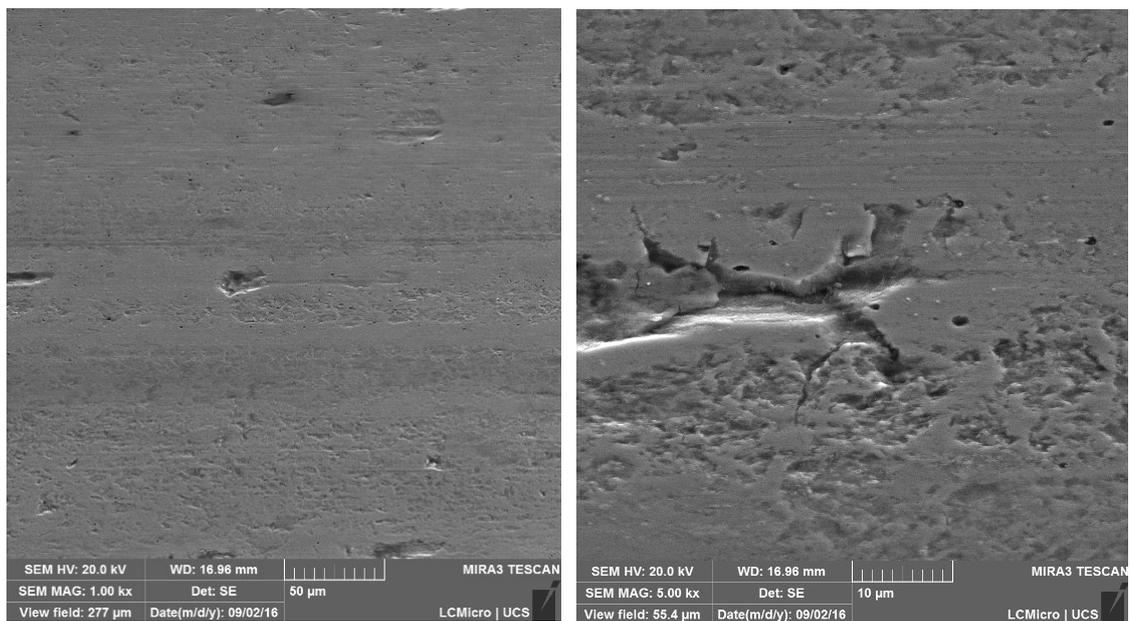
Figura 43 – MEV da superfície da bucha antes do desgaste



Fonte: Autor (2017)

A Figura 44 apresenta as imagens da superfície de uma bucha do sistema com pino nitretado a gás depois do desgaste e a Figura 45 apresenta as imagens da superfície de uma bucha do sistema com pino nitretado a plasma com pós-oxidação depois do desgaste.

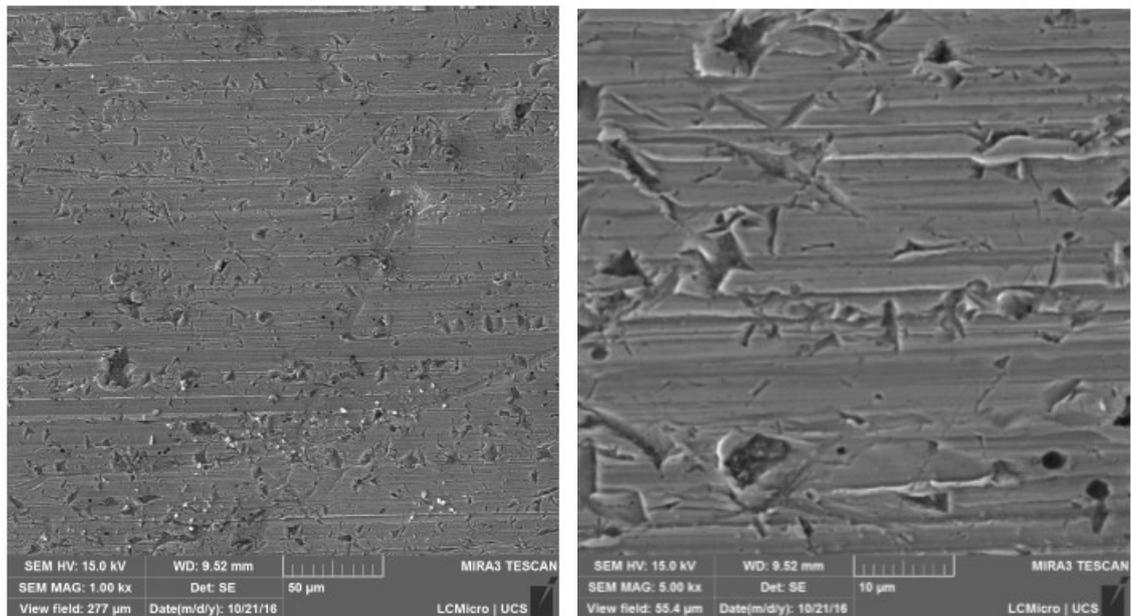
Figura 44 – MEV da superfície da bucha do sistema com pino nitretado a gás após o desgaste



Fonte: Autor (2017)

As Figuras 44 e 45 apresentaram o desgaste da parte interna das buchas, sendo o principal mecanismo verificado foi o desgaste abrasivo provavelmente por microcorte, devido às ranhuras ou sulcos na direção da movimentação dos pinos extratores. Foi também possível observar uma redução significativa da rugosidade superficial, menos acentuada na bucha do sistema com pós-oxidação, compatível com o menor desgaste na bucha desse sistema.

Figura 45 – MEV da superfície da bucha do sistema com pino nitretado a plasma e pós-oxidado após o desgaste

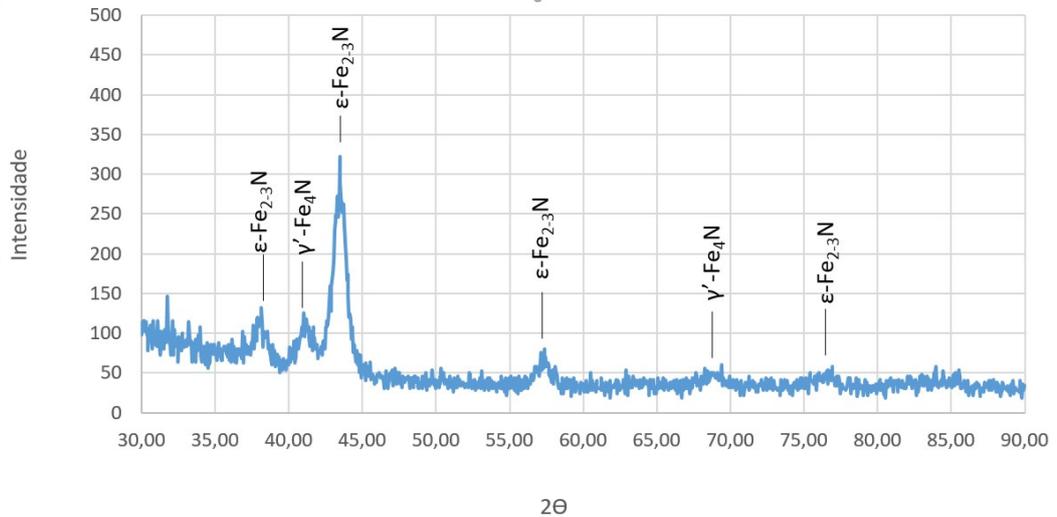


Fonte: Autor (2017)

4.2.5 Fases cristalinas das camadas

A Figura 46 mostra o difratograma da camada superficial do pino nitretado a gás. De acordo com o difratograma foi possível observar a presença das fases ϵ -Fe₂₋₃N (hexagonal compacta) e γ' -Fe₄N (cúbica de face centrada). Segundo KARAMIS *et al* (2012) os picos da fase ϵ -Fe₂₋₃N apresentam uma maior intensidade do que os da fase gama. Comparando-se com os resultados obtidos por DRX, foi confirmada a formação da camada de composto.

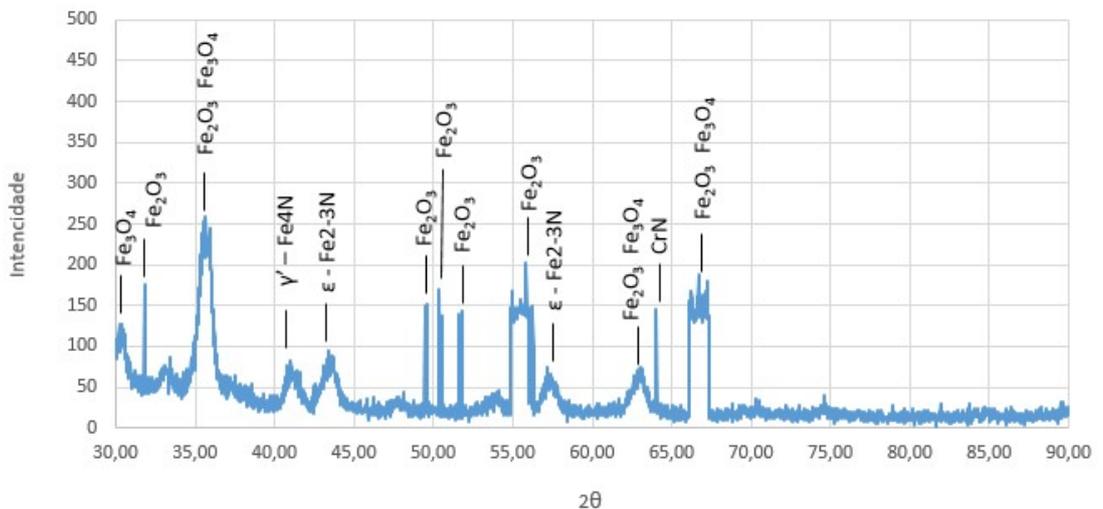
Figura 46 – Difratoograma do pino nitretado a gás



Fonte: Autor (2017)

A Figura 47 apresenta o difratograma da amostra nitretada a plasma e pós-oxidada. Pode-se observar as fases magnetita (Fe_3O_4), hematita (Fe_2O_3), fase $\epsilon\text{-Fe}_{2,3}\text{N}$ (hexagonal compacta), $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$ (cúbica de face centrada) e nitretos de cromo (CrN) (CRUZ et al, 2006; BORGIOLI, et al, 2002). Esses resultados corroboram com as imagens obtidas das camadas, indicando a formação da camada de composto durante a nitretação a plasma mais a formação da camada de óxido de ferro durante a oxidação a plasma. Verificou-se ainda a presença significativa da fase hematita, que possui propriedades tribológicas inferiores às da fase magnetita (ALSARAN et al 2004).

Figura 47 – Difratoograma do pino nitretado a plasma e pós-oxidado



Fonte: Autor (2017)

4.2.6 Nanoindentação

Na Tabela 7 os resultados de nanodureza em função da profundidade de camada pós-oxidada estão apresentados. A dureza da camada oxidada a 400 nm da superfície apresentou um resultado mais próximo ao de uma camada rica em magnetita, já o valor encontrado a 50 nm corresponde a dureza de uma camada rica em fase hematita, segundo resultados também obtidos para essas fases por Alsaran *et al*, (2004).

Tabela 7 – Resultados de nanodureza para a amostra nitretada e pós-oxidada

| Profundidade (nm) | Nanodureza (HV) | Desvio padrão (HV) |
|-------------------|-----------------|--------------------|
| 50 | 369,12 | +/- 69,33 |
| 400 | 661,77 | +/- 83,61 |

Fonte: Autor (2017)

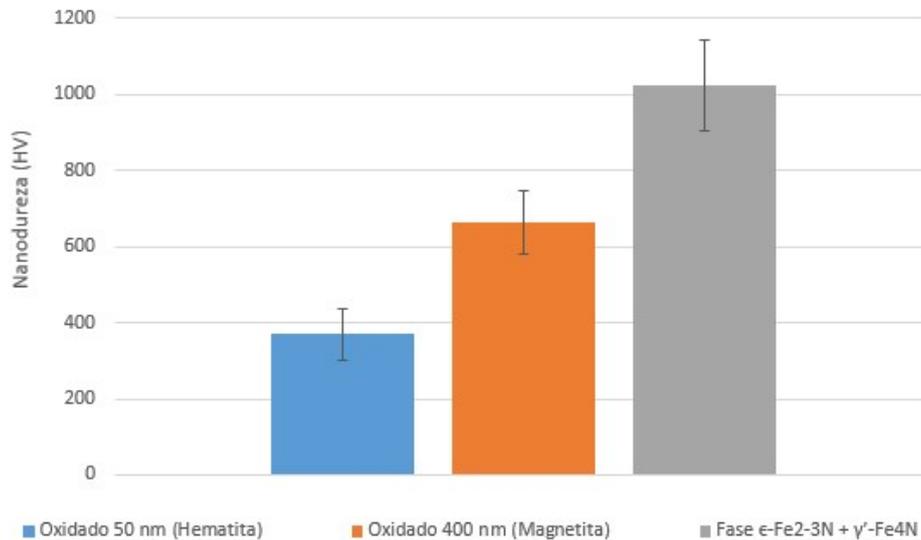
Comparando os resultados da Tabela 7 com os valores encontrados na literatura para a dureza das camadas de nitretos (PANFIL, *et al*; 2017), (ver a Figura 48), foi possível observar que a camada de óxido apresentou dureza inferior do que de nitretos. A dureza é um indicador de resistência à abrasão, importante para avaliar o desgaste de tribossistemas, assim como o coeficiente de atrito, que será analisado posteriormente.

Com relação ao desgaste das buchas, ao se observar as durezas das partículas de desgaste da camada de óxido e da camada de composto no caso do pino nitretado a gás, pôde-se determinar por meio da razão entre a dureza da partícula abrasiva e do material de desgaste que o valor para o sistema com pino oxidado foi de 0,70. Segundo Kruschov (1957) essa relação abaixo de K_1 indica um regime moderado de desgaste abrasivo, enquanto para o sistema com pino nitretado a gás o valor da razão entre a dureza das partículas de desgaste e do material da bucha é de 1,99, portanto acima de K_2 , apresentando um regime de desgaste abrasivo severo, esses valores explicaram o motivo da maior taxa de desgaste ter ocorrido nas buchas do sistema com os pinos nitretados a gás.

A estimativa de erro para a nanodureza da camada e óxido a 50 nm foi de 18,78%, para a nanodureza a 400 nm foi de 12,63% e para a nanodureza dos nitretos

foi de 11,71%.

Figura 48 – Comparação dos resultados de nanodureza da camada de óxido com os valores encontrados na literatura para camada de nitretos (PANFIL, et al; 2017)



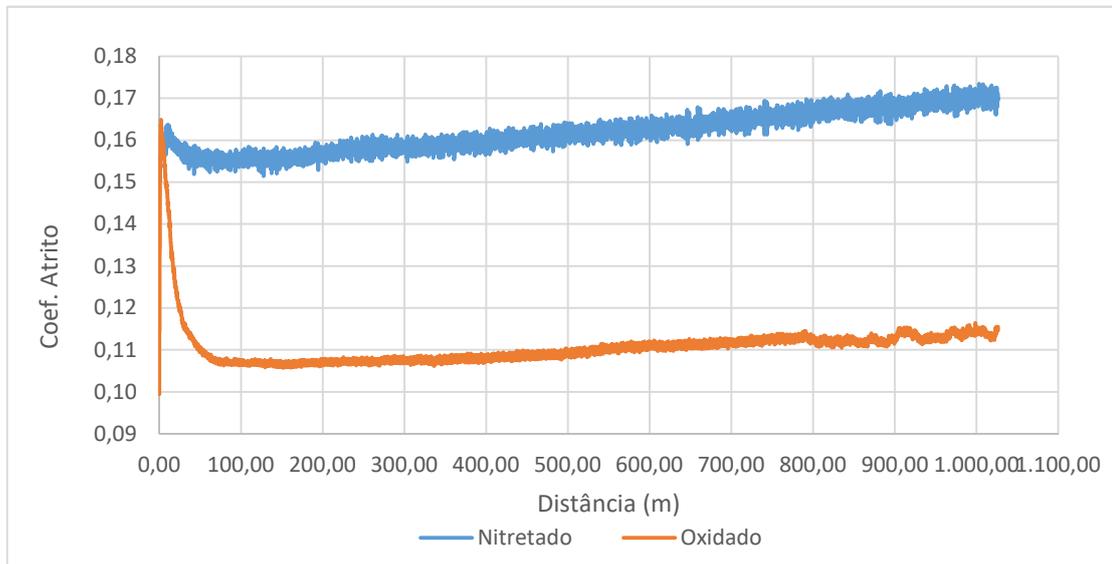
Fonte: Autor (2017)

4.2.7 Coeficiente de atrito

A Figura 49 apresenta os resultados do ensaio tribológico de esfera-sobre-placa lubrificado para o coeficiente de atrito das amostras nitretadas a plasma e nitretadas a plasma com pós-oxidação.

Observa-se que as amostras nitretadas e pós-oxidadas apresentaram um coeficiente de atrito menor do que as amostras apenas nitretadas a plasma, enquanto que o coeficiente de atrito médio para a amostra nitretada foi de 0,11 com um desvio padrão de 0,005. Os resultados das amostras apenas nitretadas a plasma apresentaram um coeficiente de atrito médio de 0,16 com um desvio padrão de 0,004. Resultados esses que indicam que a escolha do sistema proposto para o par pino/bucha de molde de injeção de termoplásticos tem potencial de diminuir o desgaste entre o sistema pino/bucha estudado.

Figura 49 – Coeficiente de atrito para as amostras nitretadas a plasma e nitretadas a plasma com pós-oxidação



Fonte: Autor (2017)

Este resultado ajuda a explicar a redução na força de atrito estático do sistema no ensaio de bancada, juntamente com o resultado positivo para taxa de desgaste com o sistema com pinos pós-oxidados. Vindo também de encontro com os resultados obtidos na literatura; como exemplo, os resultados de Alsaran *et al* (2004) de 0,25 para o coeficiente de atrito da camada de óxido e de 0,41 para a camada de nitretos, Luvison *et al* (2012) de 0,067 para a camada de oxido e de 0,127 para a camada de nitretos, Bogoni (2016), de 0,06 para a camada oxidada e de 0,11 para a camada de nitretos.

5 CONCLUSÕES

De acordo com os resultados foi possível afirmar que o sistema com pinos nitretados a plasma e pós-oxidados, ensaiados em bancada com intervalos de lubrificação a cada 100.000 ciclos, apresentaram um resultado satisfatório com relação ao desgaste obtido pelo sistema convencional que era com pinos nitretados a gás e intervalos de lubrificação de 50.0000, uma vez que o sistema pino/bucha de extração se manteve dentro dos limites de tolerância de projeto após a execução dos ensaios em bancada.

Com a aplicação da nitretação a plasma mais a pós-oxidação, foi possível dobrar o tempo entre paradas para lubrificação sem afetar a funcionalidade do sistema de extração, ganhado assim maior eficiência no processo de manutenção de moldes.

No sistema atual (nitretado a gás) verificou-se que o maior desgaste ocorreu no furo e não no eixo. Já o sistema com pinos pós-oxidados ocorreu o inverso, esse fato indica que o sistema com pinos pós-oxidados é mais adequado para moldes de injeção, pois a substituição do pino é mais simples que reparar um furo desgastado no macho do molde, uma peça de maior complexidade e de maior custo do que um pino de extração.

Os mecanismos de desgaste identificados para as buchas de ambos os sistemas foi o desgaste abrasivo provavelmente por microcorte, conforme microscopias realizadas. Os pinos nitretados a gás, sofreram um desgaste abrasivo provavelmente por microcorte, já os pinos nitretados a plasma com pós-oxidação apresentaram o desgaste abrasivo provavelmente por microtrincamento.

O menor desgaste nas buchas do sistema com pinos pós-oxidados mesmo com intervalos de lubrificação maiores foi devido à redução da força de atrito do sistema. As partículas de óxido de ferro nos pinos nitretados a plasma baixaram o intervalo de lubrificação convencional, se tornando a camada de sacrifício no desgaste por contato com as buchas, isso aumentou a perda relativa de massa nos pinos propostos. Na aplicação dos pinos nitretados a gás, a camada de nitretos provocou um maior desgaste nas buchas temperadas do que nas buchas dos pinos oxidados, comprovando outra melhoria para o processo proposto.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1 – Aplicação de pinos nitretados a plasma com pós-oxidação em molde de injeção (estudo de caso na prática).

2 – Análise de custos.

3 – Estudos do efeito das propriedades tribológicas e influência das fases cristalinas na formação de compostos após a nitretação e oxidação a plasma.

4 – Aprofundamento da pesquisa com relação aos mecanismos de desgaste.

REFERÊNCIAS

- AGHAJANI, H.; BEHRANGI, S. **Plasma Nitriding of Steels**, Springer, 2017.
- ALSARAN, A.; et al. **Effect of post-oxidizing on tribological and corrosion behaviour of plasma nitrided AISI 5140 steel**. Elsevier - Surface and Coatings Technology, v. 176, p. 344-348, 2004.
- ALVES Jr, C. **Nitreção em plasma: Fundamentos e aplicações**, Natal: EDUFRN, 2001.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E3**: Standard practice for preparation of metallographic specimens. Philadelphia, 2001. 12p.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E92**: Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials. Philadelphia, 2016. 27p.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 6158**: Sistema de tolerâncias e ajustes. São Paulo, 1995. 72p.
- BAHRAMI, a.; et al. **Effects of conventional heat treatment on wear resistance of AISI H13 tool steel**. Elsevier - Wear, v. 258, p. 846-851, 2005.
- BALLES, A .C. **Nitreção a plasma como meio alternativo ou complementar à oxidação negra na proteção à corrosão do aço de baixo teor de carbono**. 2004. Curitiba. Dissertação (Mestre em Engenharia e Ciências dos Materiais). Universidade Federal do Paraná.
- BASSO, R. L. O.; et al. **Microstructure and corrosion behavior of pulsed plasma-nitrided AISI H13 tool steel**. Elsevier - Corrosion Science, v. 52, p. 3133-3139, 2010.
- BAYER, R. G. **Mechanical Wear Prediction and Prevention**: New York: Marcel Dekker, 1994.
- BAYER, R. G. **Mechanical Wear Fundamentals and Testing**: New York: Marcel Dekker, 2004.
- BERGHAUS, B. **German Patent**, DPR 668,639, 1932
- BRYCE, D. M. **Plastic Injection Molding Manufacturing Process Fundamentals**: Dearborn: SME, 1998.
- BOGONI, N. J. **Comportamento do atrito por endentação em nanoescala do aço carbono AISI 1045 nitretado e pós-oxidado com diferentes nanocamadas de magnetita**. Caxias do Sul, 2016. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Programa de Pós-graduação em Materiais, UCS.

BORGIOLI, F.; et al. **Glow-discharge nitriding and post-oxidising treatments of AISI H11 steel**. Elsevier - Surface and Coatings Technology, v. 162, p. 61-66, 2002.

BOWDEN, F. P., TABOR, D. **The friction and lubrication of solids**: New York: Oxford, 1950.

CGEE - CENTRO DE GESTÃO E ESTUDOS ESTRATÉGICOS DO MINISTÉRIO DA CIENCIA E TECNOLOGIA (Brasil). **Materiais Avançados 2010 – 2022**: Brasília: CGEE, 2010. Disponível em: <http://www.cgee.org.br/atividades/redirect.php?idProduto=6400> Acessado em 26/11/2016.

CHAPMAN, B. **Glow Discharge Process**: New York: John Wiley & Sons, 1980.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**, São Paulo: ABM, 2012.

CORNELL, R. M.; SCHWERTMANN, U. **The Iron Oxides**: Structure, Properties, Reactions, Occurrences and Uses, Weinheim: Wiley-VCH, 2003.

CRUZ, M.R.; et al. **Ion nitrided AISI H13 tool steel part I: microstructural aspects**. Surface Engineering, v 22, p. 359–366, 2006.

CZICHOS, H. Design of friction and wear experiments. In: **ASM handbook**. 1992, v.18.

CZICHOS, H. Systems analysis. In: BOOSER, E. R. **CRC Handbook of Lubrication Theory and Practice of Tribology**. Boca Raton: CRC Press, 1988. v. 2 p. 645-661.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **Tools for moulding**: DIN 1530. Berlin, 2011. 6 p.

DÍAZ-GUILLÉN, J. C.; et al. **Surface properties of Fe₄N compounds layer on AISI 4340 steel modified by pulsed plasma nitriding**. J. Mater. Sci. Technol. v. 29, p. 287–290, 2013.

EGAN, J. J. **Woodworking machinery** US1900336 A, 1931.

ESTEVEZ, L. M. D. **Manutenção de moldes de injeção de poliamidas com fibra de vidro**. 2012. Setúbal. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Produção) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Produção, Instituto politécnico de Setúbal.

FLAMB, D. L.; HERB, G. K. Plasma Etching Technology - an Overview. In: MANOS, M. D.; FLAMB, D. L. **Plasma Etching an Introduction**. Boston: Academic Press Inc. 1989. p. 1-89.

FRACZEEK, T.; OLEJNIK, M. **A model for unconventional glow discharge nitriding of grade 2 titanium**. Metalurgija v. 52, p. 79-82, 2013.

FREISLEBEM, M.; et al. **Influence of the chemical surface structure on the nanoscale friction in plasma nitrided and post-oxidized ferrous alloy**. Applied Physics Letters, v. 105, p. 111603, 2014.

FONTANA, L. C. **Nitreção iônica em aços de baixo carbono**. Florianópolis, 1991.

Dissertação (Mestrado em Ciências) – Centro de Ciências Físicas e Matemáticas, Universidade Federal de Santa Catarina.

GRESHAN, R. M.; TOTTEN, G. E. **Lubrication and Maintenance of Industrial Machinery**: Boca Raton: CRC Press, 2009.

HARADA, J. **Moldes para injeção de termo plásticos: projeto e princípios básicos**, São Paulo: Artliber, 2004.

HOLMBERG, K. et al. **Friction and wear of coated surfaces — scales, modelling and simulation of tribomechanisms**. Elsevier - Surface & Coatings Technology. v. 202, p. 1034–1049, 2007.

HONG, J. M.; et al. **Plasma post-oxidation process for nitrocarburized layer**. Elsevier - Surface and Coatings Technology, v. 131, p. 548-552, 2000.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: friction and wear of engineering materials**: Michigan: Edward Arnold, 1992.

INAL, O. T.; et al. **A review of plasma surface modification: process, parameter, and microstructural characterization**. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ION NITRIDING / CARBURIZING, 2. Cincinnati, 1989. Proceedings. Materials Park, ASM International, 1989.

JACQUES, R. C.; REGULY, A. **Caracterização de amostras de H13 nitretadas a baixas pressões com diferentes misturas gasosas**. Tecnol. Metal. Miner., São Paulo, v. 6, n. 4, p. 201-205. 2010.

JACOBSEN, S. D.; et al. **Influence of current density on phase formation and tribological behavior of plasma nitrided AISI H13 steel**. Elsevier - Surface & Coatings Technology, v. 286, p. 129-139, 2016.

JOST, H. P. **Tribology – Origin and future**. Elsevier – Wear, v. 136, n. 1, p. 1-17. 1990.

KARAMIS, M. B.; et al. **Sliding/rolling wear performance of plasma nitrided H11 hot working steel**. Elsevier - Tribology International, v. 51, p. 18-24, 2012.

KASMER, D. O. **Injection Mold Design Engineering**: Munich: Hanser, 2007.

KATO, K.; ADACHI, K. Wear mechanisms In: BHUSHAN, B. **Modern tribology handbook**. Ohio: CRC Press, 2001. v.1. p. 273-299.

KÖBEL, J. **Die Nitridschichtbildung bei der Glimmentladung Forschungsbericht des Landes NRW**, n. 155, Köln, Opladen, Westdeutscher Verlag, 1965.

KONESHLOU, M.; et al. **Effect of cryogenic treatment on microstructure, mechanical and wear behaviors of AISI H13 hot work tool steel**. Elsevier – Cryogenics, v. 51, p. 55-61, 2011.

KOUZABUROU, U. **Stainless steel ejector pin**. JPS616252 (A), 1987.

- KRUSCHOV, M.M. **Resistance of metals to wear by abrasion as related to hardness**. In: CONFERENCE ON LUBRICATION AND WEAR, London, 1957. Proceedings, institution of Mechanical Engineering, p. 655-659.
- LAMPAM, S. Introduction to surface hardening of steels, In: **Heat Treating** ASM International, 1990. v. 4, p. 259-267.
- LEITE, M. V.; et al. **Desgaste e atrito da camada nitretada do aço ABNT H13 nitretado por plasma pulsado**. Tecnol. Metal. Miner. São Paulo, v. 6, n. 2, p. 67-72. 2009.
- LEITE, M. V.; et al. **Wear mechanisms and microstructure of pulsed plasma nitrided AISI H13 tool steel**. Elsevier – Wear. v. 269, p. 466-472. 2010.
- LUDEMA, K. C. **Friction, wear, lubrication a textbook in tribology**: Boca Raton: CRC Press, 1996.
- LUDEMA, K. C. Friction In: BHUSHAN, B. **Modern tribology handbook**: Boca Raton: CRC Press, 2001. v.1. p. 205-230.
- LUVISON, C.; et al. **Friction in near-surface regions of plasma-nitrided and post-oxidized plain steel at various hydrogen contentes** Elsevier – Vacuum, v. 86, p. 1268-1276, 2012.
- MANRICH, S. **Processamento de termoplásticos: rosca única extrusão e matrizes injeção e moldes**, São Paulo: Artliber, 2005.
- MELADO, A. C. **Influência dos parâmetros de nitretação a plasma na resistência ao desgaste microabrasivo do aço ferramenta AISI H13**. 2011. Vitória. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, IFES.
- MENGES, G.;MICHAELI, W.; MOHREN, P. **How to make injection molds**: third edition, Munich: Hanser, 2001.
- MENNIG, G. **Wear in plastics processing**: How to understand, protect, and avoid, Munich: Hanser, 1995.
- MOHBOUBI, F.; FATTAH, M. **Duplex treatment of plasma nitriding and plasma oxidation of plain carbon steel**. Elsevier – Vacuum, v. 79, p. 1-6, 2005.
- NOJIRI, K. **Dry Etching Technology for Semiconductors**: Switzerland: Springer, 2015.
- PANFIL, D.; et al. **Nanomechanical properties of iron nitrides produced on 42CrMo4 steel by controlled gas nitriding and laser heat treatment**, Elsevier - Journal of Alloys and Compounds, In Press, Accepted Manuscript, 2017.
- POUZADA, A. S.; et al. **Friction properties of moulding thermoplastics**, Elsevier - Polymer Testing, v. 25, p. 1017-1023, 2006.
- PROVENZA, F. **Moldes para plásticos**: São Paulo: F. Provenza, 1976.

- PYE, D. **Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing**: Ohio: ASM International, 2003.
- RAD, H. F.; et al. **Wear assessment of plasma nitrided AISI H11 steel**. Elsevier - Materials and Design, v. 32, p. 2635-2643, 2011.
- RAMESH, R.; GNANAMOORTHY, R. **Effect of post oxidation on the fretting wear behavior of liquid nitrided En 24 steel**, Elsevier - Surface & Coatings Technology, v. 200, p. 3926-3932, 2006.
- REES, H. **Mold engineering**: Munich: Hanser, 1995.
- REES, H. **Understanding Injection Mold Design**: Munich: Hanser, 2001.
- RIE, K. T. **Current status of plasma diffusion treatment technique and trends in new application** In : INTERNATIONAL CONFERENCE ON ION NITRIDING / CARBURIZING, 2. 1989, Cincinnati, Proceedings. Materials Park, ASM International, 1989. p.45-54.
- ROBERTS, G.; KRAUSS, G. KENNEDY, R. **Tool Steel**: 5th Edition, ASM International, 1998.
- RODRIGUES, A. F. **Sistema extração**. Canoas; ULBRA, 2007. (Apostila, 40)
- RODRIGUES, A.; PONTES, A. J. **Medição de coeficientes de atrito em condições de extração em moldes de injeção**, Molde – Microfabricação, v. 99, p. 39-41, 2013.
- ROVANI, A. C. **Efeito do hidrogênio e mecanismos na pós-oxidação por plasma pulsado de ligas ferrosas nitretadas**. Caxias do Sul, 2010. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Programa de Pós-graduação em Materiais, UCS.
- SOUZA, E. J.; et al. **Estudo da formação do filme de óxido obtido durante o tratamento térmico de oxidação pós-nitretação do aço AISI**. Anais: VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA. Campina Grande, 2010.
- STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering Tribology**: Third Edition. Amsterdam: Elsevier, 2005.
- TOMIELLO, S. S. **Tratamento termoquímico assistido a plasma para incremento da resistência à corrosão de aço-carbono**. Caxias do Sul, 2012. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais, UCS.
- UNGER, P. **Hot Runner Technology**: Munich: Hanser, 2006.
- WAN, G. T. Y.; SPIKES, H. A. **The behavior of suspended solid particles in rolling and sliding elastohydrodynamic contacts**. Taylor & Francis - Tribology Transactions, v.31, n1, p.12-21, 1988.
- WANKE, C. H. **Influência da temperatura e da atmosfera do plasma na nitretação iônica do aço rápido M2 convencional e sinterizado**. Joinville, 2003. Dissertação

(Mestrado em Engenharia de Materiais e Processos Avançados) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais e Processos Avançados, UDESC.

YASAVOL, N., MAHBOUBI, F. **The effect of duplex plasma nitriding-oxidizing treatment on the corrosion resistance of AISI 4130 steel.** Elsevier - Materials and Design, v. 38, p. 59-63, 2012.

ZAGONEL, L. F.; et al. **Influence of the process temperature on the steel microstructure and hardening in pulsed plasma nitriding.** Elsevier - Surface & Coatings Technology, v. 201, p. 452-457, 2006.

ZUM-GAHR, K. H. **Microstruture and Wear of Materials:** Tribology series. Amsterdam: Elsevier, 1987.