



UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

CAMPUS CURITIBA

DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE MECÂNICA

CURSO DE ENGENHARIA INDUSTRIAL MECÂNICA

**EFEITOS DA NITRETAÇÃO POR PLASMA NA FADIGA DE
CONTATO DE FERRO FUNDIDO NODULAR TEMPERADO**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

CURITIBA

2014

FELIPE LINDNER DE FIGUEIREDO

RICARDO CRUZ GARCIA

**EFEITOS DA NITRETAÇÃO POR PLASMA NA FADIGA DE
CONTATO DE FERRO FUNDIDO NODULAR TEMPERADO**

Proposta de Projeto de Pesquisa apresentada a disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso 2 do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, como requisito parcial para aprovação na disciplina.

Orientador: Prof. Dr. Julio Cesar Klein das Neves

CURITIBA

2014

TERMO DE ENCAMINHAMENTO

Venho, por meio deste termo, encaminhar para apresentação a monografia do Projeto de Pesquisa “**EFEITOS DA NITRETAÇÃO POR PLASMA NA FADIGA DE CONTATO DE FERRO FUNDIDO NODULAR TEMPERADO**”, realizada pelos alunos Felipe Lindner de Figueiredo e Ricardo Cruz Garcia, como requisito parcial para aprovação na disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso 2 do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Julio Cesar Klein das Neves
UTFPR - DAMEC

CURITIBA

Curitiba, 18 de Novembro de 2014.

TERMO DE APROVAÇÃO

Por meio deste termo, aprovamos a Proposta de Projeto de Pesquisa “**EFEITOS DA NITRETAÇÃO POR PLASMA NA FADIGA DE CONTATO DE FERRO FUNDIDO NODULAR TEMPERADO**”, realizada pelos alunos Felipe Lindner Figueiredo e Ricardo Cruz Garcia, como requisito parcial para aprovação na disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso 2, do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Prof. Julio Cesar Klein das Neves, Dr. Eng.
Departamento Acadêmico de Mecânica, UTFPR
Orientador

Prof. Dr. Márcio Mafra
DAMEC, UTFPR
Avaliador

Prof. Dr. Rodrigo Lupinacci Villanova
DAMEC, UTFPR
Avaliador

CURITIBA

Curitiba, 18 de Novembro de 2014.

RESUMO

FIGUEIREDO, Felipe L. & GARCIA, Ricardo C. **Efeitos da nitretação por plasma na fadiga de contato de ferro fundido nodular temperado**. 2014. Trabalho de conclusão de curso (Engenharia Industrial Mecânica) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Pesquisadores do grupo de Materiais da UTFPR vêm estudando o efeito das tensões residuais compressiva na vida em fadiga de contato de rolamento do ferro fundido nodular temperado. Esses estudos envolveram compressão mecânica, nitretação por plasma e *shot peening*. Nos estudos de nitretação (WOLLMANN, 2012) observou-se um aspecto atipicamente frágil de dano superficial, que necessitava investigação adicional.

No presente trabalho, corpos de prova de ferro fundido nodular foram temperados, revenidos, nitretados com diferentes teores de nitrogênio e então submetidos a ensaios de fadiga de contato de rolamento. Tratamentos e ensaios tiveram condições semelhantes às empregadas por Wollmann (2012), porém utilizando-se teores de 5, 10 e 20% de nitrogênio na nitretação. O objetivo foi analisar o efeito do teor de nitrogênio na mistura gasosa sobre o aspecto do dano causado à superfície durante o ensaio, a fim de gerar informações para o aprimoramento do processo de nitretação.

Na caracterização do material foram utilizadas as técnicas de microscopia eletrônica de varredura, difração de raios X e microdureza. Os resultados indicaram que o processo de nitretação foi bem sucedido na introdução de tensões residuais compressivas, porém houve significativa diminuição da dureza do material como resultado do aquecimento durante o tratamento. Além disso, confirmou-se que o teor de 20% de nitrogênio é decisivo na fragilização superficial e observou-se, ainda, um mecanismo de autocontaminação do sistema tribológico por partículas originadas pela fragmentação de regiões mais intensamente nitretadas.

Palavras-chave: Ferro fundido nodular, fadiga de contato, nitretação.

ABSTRACT

FIGUEIREDO, Felipe L. & GARCIA, Ricardo C. **Efeitos da nitretação por plasma na fadiga de contato de ferro fundido nodular temperado**. 2014. Trabalho de conclusão de curso (Engenharia Industrial Mecânica) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Researchers from Materials group of UTFPR have been studying the effect of compressive residual stresses on the rolling contact fatigue endurance of quenched nodular cast iron. Mechanical compression, plasma nitriding and shot peening are some of the techniques used so far. On the studies concerning nitriding (WOLLMANN, 2012) it was observed an atypical type of surface damage which demanded additional investigation.

On the present study, nodular cast iron samples have been quenched and, tempered, nitrided with different nitrogen contents in the gas mixture and finally submitted to rolling contact fatigue tests. The conditions applied on the treatments and tests were similar to those used by Wollmann (2012), but with variations (5, 10 and 20%) of the nitrogen content in nitriding process. The aim of this work was to analyze the effect of nitrogen amount in the nitriding gas mixture on the aspect of the damaged produced during rolling contact fatigue tests. This information is crucial on upgrading nitriding process of nodular cast iron.

Scanning electron microscopy, x-ray diffraction and microhardness were applied on the materials characterization. The results shown that nitriding was successful on producing residual stresses, but as a result of nitriding time and temperature there was also a significant drop of the material hardness. It was also confirmed that 20% of nitrogen is decisive on the superficial embrittlement, and, as an additional observation, it has been found an autocontamination mechanism of the tribosystem caused by particles originated by fragmentation of more heavily nitrided regions.

Keywords: Nodular cast iron, contact fatigue, nitriding.

SUMÁRIO

SUMÁRIO.....	iv
LISTA DE TABELAS	viii
1. INTRODUÇÃO.....	9
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	11
2.1. Contato entre dois corpos	11
2.2. Fadiga de contato.....	14
2.3. Nitretação a plasma.....	18
2.3.1. Diagrama de fase Fe-N	19
2.3.2. Camada Nitretada	19
2.4. Difração Raios-X	21
2.5. Ensaio de fadiga de contato.....	22
3. MATERIAIS E MÉTODOS	25
3.1. Preparação dos corpos-de-prova.....	26
3.2. Nitretação	28
3.3. Análise dos corpos-de-prova.....	29
3.4. Fadiga de contato.....	33
3.5. Fractografia	34
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	35
4.1. Tensão residual e identificação de fases	35
4.2. Dureza	37
4.3. Fractografia	40
5. Conclusão.....	50
6. Sugestões para trabalhos futuros	51
7. REFERÊNCIAS	52
APÊNDICE A – CÁLCULO DOS PARÂMETROS DE ENSAIO.....	55

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Geometria de a) um contato conforme e b) um contato não-conforme (HUTCHINGS, 1992).....	11
Figura 2 – Geometria de contato de dois corpos elásticos de superfícies convexas (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001).....	12
Figura 3 Fatores que influenciam a vida em fadiga de contato (ASM, 2002).	15
Figura 4 - Representação da distribuição de tensões de cisalhamento subsuperficiais em superfícies de contato em situações de deslizamento puro, rolamento puro e combinação de rolamento e deslizamento (ASM, 2002).....	16
Figura 5 - Efeito das condições de corte na vida em fadiga de contato em função a pressão aplicada.	17
Figura 6 - Perfil de dureza de um aço nitretado.	20
Figura 7 – Perfis de dureza Vickers das amostras TRN e TRND-16.....	20
Figura 8 – Difração de raios-X.....	21
Figura 9 – Esquema de posicionamento da medição de tensão residual por raios-X	22
Figura 10 – Esquema de funcionamento do equipamento de fadiga de contato.....	23
Figura 11 – Diagrama de corpo livre do sistema de aplicação de carga na máquina de ensaio de fadiga.....	24
Figura 12 – Fluxograma da metodologia experimental	25
Figura 13 - Corpo de prova (NEVES, 2006).....	26
Figura 14 – Difratorômetro de raio-X.....	30
Figura 15 – Difração de fótons de uma amostra TRN10 para obtenção da tensão residual radial.....	31
Figura 16 – Alteração do ângulo de psi e referente ângulo theta.....	32
Figura 17 – Detalhe da câmara de ensaio da máquina de fadiga de contato de rolamento do Laboratório de Superfícies e Contato – LASC.....	33

Figura 18 – Difração raios-X para identificação de fases da amostra TRN5.....	36
Figura 19 - Difração raios-X para identificação de fases da amostra TRN10.....	36
Figura 20 - Difração raios-X para identificação de fases da amostra TRN20.....	37
Figura 21 – Perfil de microdureza Vickers da amostra TRN5.....	38
Figura 22 – Perfil de microdureza Vickers da amostra TRN10.....	38
Figura 23 – Perfil de microdureza Vickers da amostra TRN20.....	39
Figura 24 – Região da falha do corpo de prova TRN20 com indicação da trilha e direção de rolamento.....	40
Figura 25 – Falhas dos corpos de prova ensaiados.....	41
Figura 26 – Aspecto do dano ao redor de um vazio de grafita. Corpo de prova TRN20.....	42
Figura 27 – Aspecto do dano ao redor de um vazio de grafita. Corpo de prova TRN10.....	42
Figura 28 – Aspecto do dano ao redor de um vazio de grafita. Corpo de prova TRN5.	43
Figura 29 – Impressão de dureza Rockwell na amostra “testemunho” TRN20.	44
Figura 30 – Detalhe das trincas na impressão de dureza da amostra “testemunho” TRN20.....	44
Figura 31 – Detalhe das trincas na impressão de dureza da amostra “testemunho” TRN10.....	45
Figura 32 – Detalhe das trincas na impressão de dureza da amostra “testemunho” TRN5.....	45
Figura 33 – Partícula de ferro arrancada dispersa no sistema – TRN5.....	46
Figura 34 – Grafitas recobertas e não recobertas na região de fronteira da trilha de rolamento do corpo de prova TRN5.....	47
Figura 35 – Trilha de rolamento com cobertura das grafitas arrancadas. Corpo de prova TRN5.....	47

Figura 36 – a) regiões da amostra TRN20 medidas; b) espectro da região 1, rica em nitrogênio; c) espectro da região 2, pobre em nitrogênio.48

Figura 37 – a) Bombardeamento iônico inerente ao processo de nitretação por plasma utilizado; b) ejeção de átomos de ferro da superfície da peça; c) redeposição de átomos de ferro; d) e e) difusão de nitrogênio no ferro saturando em nitrogênio a película de ferro depositada sobre a grafita; f) fragmentação da camada de nitretos sobre a grafita durante o contato de rolamento; g) lançamento de partículas duras no sistema; h) indentação e formação de sítio preferencial de nucleação de trincas.....49

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Condições de corte e tensões residuais na superfície	16
Tabela 2 - Composição química do ferro fundido nodular (%p.)	26
Tabela 3 - Dureza de topo das 12 amostras temperadas e revenidas	27
Tabela 4 - Parâmetros de nitretação por plasma utilizados por Wollmann (2012). ...	28
Tabela 5 - Mistura gasosa da nitretação dos corpos de prova TRN5, TRN10 e TRN20 (similar ao de Wollmann (2012)).....	29
Tabela 6 - Parâmetros de ensaio à fadiga	34
Tabela 7 – Tensões residuais compressivas médias medidas por difratometria.....	35

1. INTRODUÇÃO

Segundo a *American Society for Metals* (2007), a fadiga é uma alteração estrutural progressiva, localizada e permanente que ocorre em materiais submetidos a deformações repetitivas ou flutuantes sob tensões nominais geralmente menores que a tensão de escoamento do material.

As tensões produzidas, por exemplo, pelo contato de rolamento são concentradas em um pequeno volume do material. Isso gera microdeformações plásticas, que podem ocorrer associadas a concentradores de tensões intrínsecos ao material ou produzidos por processos de acabamento superficial ou ainda por danos causados durante a operação do sistema mecânico. Esses concentradores de tensões podem levar a iniciação de uma trinca e ao subsequente lascamento da superfície do material.

Em diversas aplicações de engenharia mostra-se importante conhecer os efeitos da fadiga de contato. Máquinas equipadas com cames, engrenamentos, rolamentos, bem como cilindros de laminação e rodas/trilhos de ferrovias são apenas alguns exemplos de equipamentos sujeitos a falhas por fadiga de contato.

Além do impacto econômico da fadiga de contato, o estudo apresenta ainda um viés relacionado a segurança. Na própria fabricação de aço - uma das principais *commodities* do sistema econômico mundial - esse é o modo de falha mais suscetível dos cilindros de encosto, ou *backups* (SANTOS ET al., 2006).

Investigações preliminares do descarrilamento de um trem no Reino Unido em outubro de 2000 definiram fadiga de contato como causa provável do acidente (THE TELEGRAPH, 2005). Além do imenso impacto econômico que sofreram as empresas operadoras de trens de passageiros, enfrentando uma redução de 19% de faturamento no ano que se seguiu ao acidente (MURRAY, 2001), quatro pessoas foram mortas e outras setenta ficaram feridas.

Sob um panorama de anúncio no Brasil de um investimento de 91 bilhões de reais no setor ferroviário - sendo 56 bilhões até 2016 e outros 35 ao longo de 25 anos (AMATO; MENDES, 2012) - a formação de massa crítica em aspectos

fenomenológicos que tipicamente interessam a esse setor, além de outras frentes acadêmicas e tecnológicas mostra-se perfeitamente cabível.

Enquanto a introdução de tensões residuais compressivas na superfície do material tende a aumentar a vida em fadiga, como constatado por Agha (2000) para aços de rolamento, Neves et al. (2007) não concluíram o mesmo para o caso de ferros fundidos nodulares temperados e revenidos. Os resultados obtidos com o material pré-tensionado mecanicamente foram mais dispersos que a referência, e não se observou aumento significativo na vida em fadiga. Wollmann (2012) estudou o comportamento em fadiga de contato do ferro fundido nodular também na condição temperada e revenida, mas sob efeito de tensões residuais compressivas introduzidas na superfície dos corpos através da nitretação por plasma.

No entanto, diferentemente do que se poderia esperar, as amostras temperadas, revenidas e nitretadas apresentaram uma vida em fadiga menor do que as amostras apenas temperadas e revenidas. Esse efeito foi atribuído primariamente a manutenção do material por um longo tempo na temperatura de nitretação, que reduziu a dureza do substrato devido ao inevitável efeito de revenido do ciclo de nitretação. Por isso as cargas utilizadas nos ensaios podem ter gerado tensões de cisalhamento muito mais próximas do limite de escoamento das amostras nitretadas do que naquelas que foram apenas temperadas e revenidas.

Embora essa redução de dureza ocorra principalmente no núcleo dos corpos de prova, ela também ocorre em menor escala na superfície do material. Deste modo, ainda que possa haver uma contribuição positiva das tensões residuais compressivas na vida em fadiga, ela pode ter sido sobrepujada pelo efeito negativo da redução da dureza. Além disso, Wollmann (2012) constatou que os corpos de prova nitretados – principalmente os não difundidos – apresentavam uma camada superficial fragilizada.

Desta forma o presente trabalho teve como objetivo analisar o efeito do teor de nitrogênio na mistura gasosa sobre o aspecto do dano causado à superfície durante o ensaio de fadiga de contato de rolamento, a fim de gerar informações para o aprimoramento do processo de nitretação.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Contato entre dois corpos

O contato entre dois corpos pode se dar de duas maneiras distintas, podendo ser de modo conforme ou não-conforme. O contato é dito conforme quando macroscopicamente os corpos se ajustam de modo perfeito. Porém, quando as geometrias dos corpos são distintas na região de contato, eles inicialmente se tocam em um único ponto ou ao longo de uma linha e, neste caso, o contato é dito não-conforme. Na medida em que forças são aplicadas, essa linha ou ponto se torna uma pequena área de contato, devido as deformações elásticas resultantes (JOHNSON, 1985). A Figura 1 (HUTCHINGS, 1992) ilustra essas configurações.

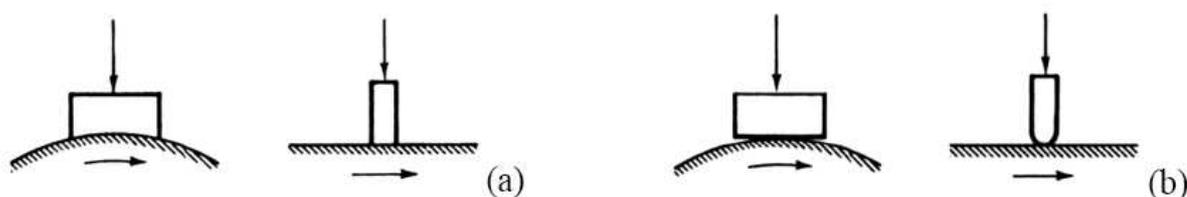


Figura 1 - Geometria de a) um contato conforme e b) um contato não-conforme (HUTCHINGS, 1992).

No final do século XIX Hertz desenvolveu um modelo genérico para tensões de contato entre dois elipsoides. Esse modelo pressupõe as seguintes hipóteses (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001):

- As superfícies são lisas e o seu contato é livre de atrito;
- Os materiais são homogêneos e sua tensão limite de escoamento não é excedida;
- Não há forças tangenciais atuando nos corpos;
- A área de contato é pequena em relação as dimensões dos corpos;
- Os corpos estão em equilíbrio;

- A rugosidade superficial é desprezada;

A geometria de contato mais frequente em aplicações de engenharia é o contato elíptico, conforme mostrado na Figura 2:

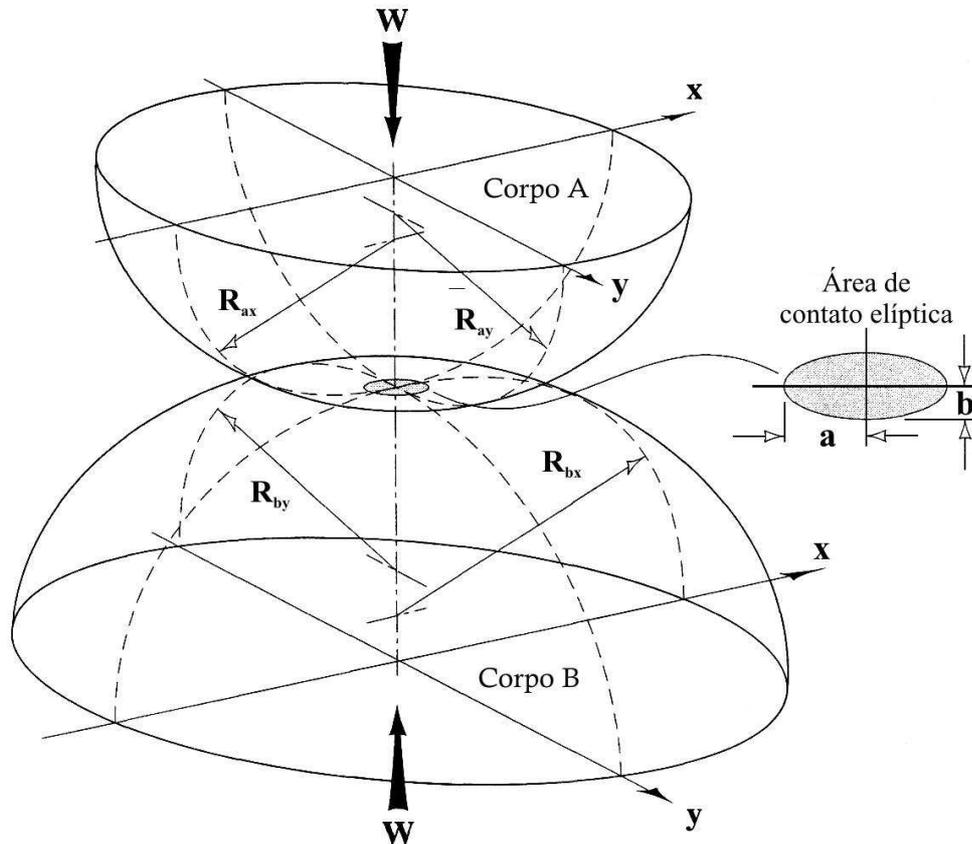


Figura 2 – Geometria de contato de dois corpos elásticos de superfícies convexas (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001).

O raio reduzido “R” pode ser calculado por meio dos raios de curvatura principais das duas superfícies e é dado pela Equação (1) (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001):

$$\frac{1}{R'} = \frac{1}{R_x} + \frac{1}{R_y} = \frac{1}{R_{ax}} + \frac{1}{R_{ay}} + \frac{1}{R_{bx}} + \frac{1}{R_{by}} \quad (1)$$

Na qual R_x é o raio de curvatura reduzido na direção x; R_y é o raio de curvatura reduzido na direção y; R_{Ax} e R_{Ay} são os raios de curvatura do corpo A nas direções x e y, respectivamente; R_{Bx} e R_{By} são os raios de curvatura do corpo B nas direções x e y, respectivamente.

O raio de contato “a” para o caso de uma esfera pressionada contra um plano é dado pela Equação (2) (JOHNSON, 1985):

$$a = \left(\frac{3PR'}{4E^*} \right)^{1/3} \quad (2)$$

Onde P é a carga aplicada e E^* é o módulo de elasticidade combinado, composto pelos valores dos módulos dos dois materiais, cujo valor é dado pela Equação (3) (JOHNSON, 1985):

$$\frac{1}{E^*} = \left(\frac{(1 - \nu_A^2)}{E_A} + \frac{(1 - \nu_B^2)}{E_B} \right) \quad (3)$$

Onde ν_A e ν_B são os coeficientes de Poisson dos materiais dos corpos A e B respectivamente, e E_A e E_B são seus respectivos módulos de elasticidade.

A aproximação dos centros dos corpos “ δ ”, a pressão máxima de contato “ p_0 ”, e a distribuição de pressão “ p ” com a posição dentro da região de contato são dadas respectivamente pelas Equações 4, 5 e 6 (JOHNSON, 1985):

$$\delta = \left(\frac{a^2}{R'} \right) \quad (4)$$

$$p_0 = \frac{3}{2} \left(\frac{P}{\pi a^2} \right) \quad (5)$$

$$p = p_0 \left[1 - \left(\frac{r}{a} \right)^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (6)$$

Nas quais “ r ” é o raio de contato, que vai de zero a “ a ”, com origem no centro do contato.

A máxima tensão de cisalhamento, dada pela Equação 7, ocorre a uma profundidade de $0,48a$, na posição central do contato. A máxima tensão de tração ocorre na superfície, na região de contato e é dada pela Equação 8 (JOHNSON, 1985):

$$\tau_{m\acute{a}x} = 0,31p_0 \quad (7)$$

$$\sigma_r = \frac{1}{3} (1 - 2\nu)p_0 \quad (8)$$

2.2. Fadiga de contato

A fadiga é uma alteração estrutural progressiva, localizada e permanente que ocorre em materiais submetidos a deformações repetitivas ou flutuantes sob tensões nominais geralmente menores que a tensão de escoamento do material (ASM, 2007). Mais especificamente, a falha por fadiga de contato se caracteriza por gerar tensões repetitivas de contato ou Hertzianas, como estudado anteriormente.

As tensões produzidas pelo contato de rolamento são concentradas em um pequeno volume do material, gerando microdeformações plásticas que podem ocorrer associadas aos concentradores de tensão. São nesses pontos críticos que repetitivos ciclos podem nuclear uma trinca e gerar um lascamento da superfície do material.

Como a fadiga de contato de rolamento não é o único fenômeno de fadiga associado a altas tensões de contato, neste trabalho a expressão fadiga de contato sempre se referirá a fadiga de contato de rolamento.

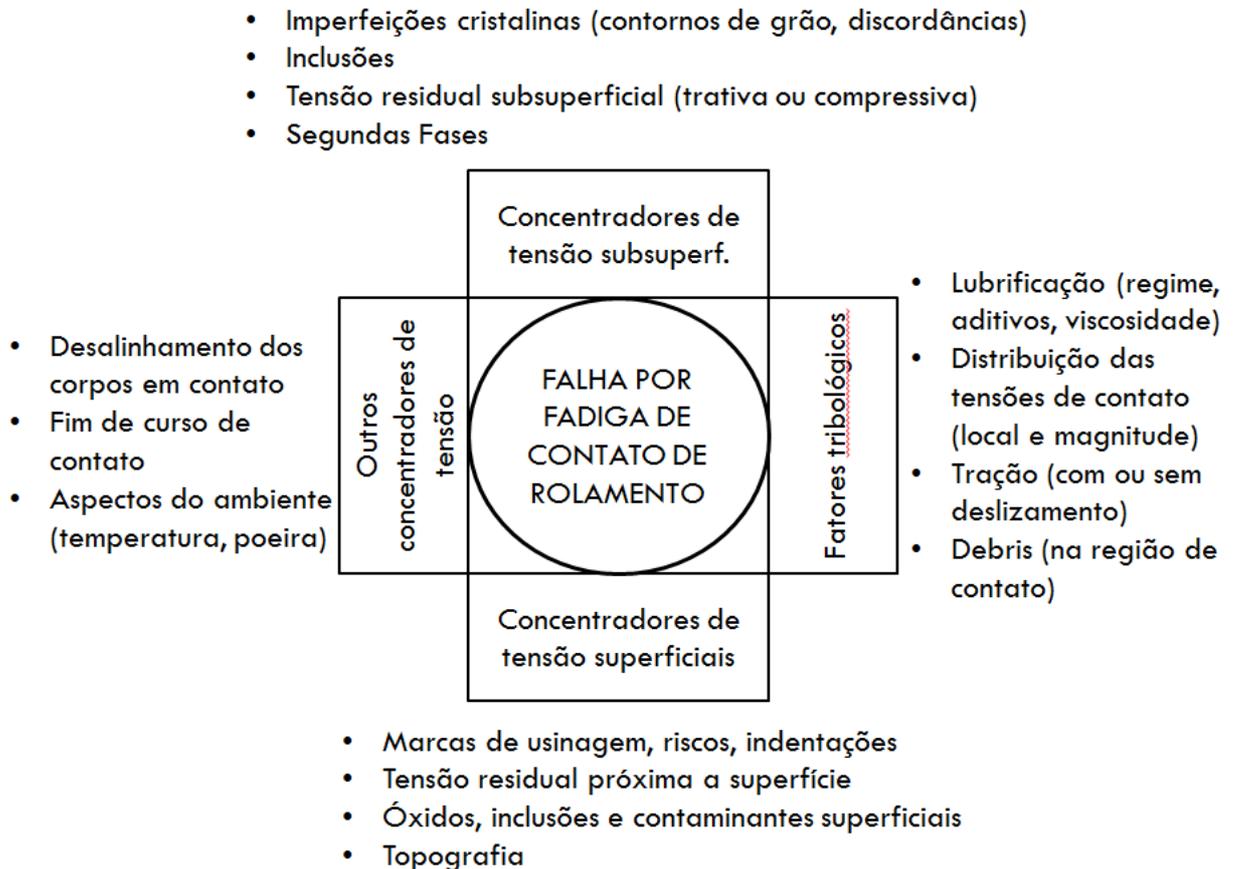


Figura 3 Fatores que influenciam a vida em fadiga de contato (ASM, 2002).

Sendo os mecanismos presentes na fadiga de contato de rolamento de naturezas diversas (representados na Figura 3), há grande variação de resultados da vida em fadiga, o que torna difícil a previsão da vida útil de um componente submetido à fadiga de contato.

A Figura 4 mostra esquematicamente que o deslizamento puro somado com o efeito do rolamento puro traz para mais perto da superfície a máxima tensão de cisalhamento. Assim sendo, inclusões, contornos de grãos, entre outros defeitos encontrados logo abaixo na subsuperfície, podem facilitar a formação de trincas, já que é nessa região que há uma maior sollicitação. Em razão do carregamento cíclico,

essas trincas poderão se propagar até que ocorram a formação de pites ou lascamentos (ASM, 2008), que são superficiais.

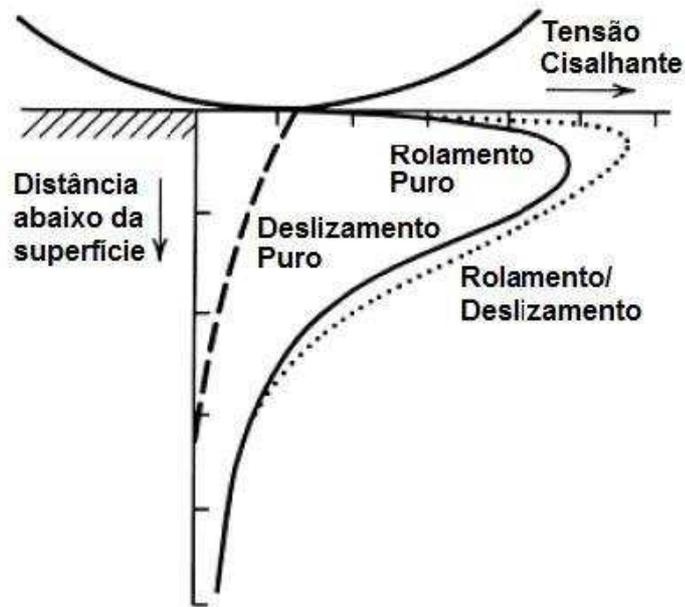


Figura 4 - Representação da distribuição de tensões de cisalhamento subsuperficiais em superfícies de contato em situações de deslizamento puro, rolamento puro e combinação de rolamento e deslizamento (ASM, 2002).

Métodos que introduzam tensões residuais compressivas na superfície do componente podem melhorar a vida dele quando submetido à fadiga de contato. Agha (2000) mostrou que ao variar a condição de corte na superfície do corpo, as tensões residuais na direção dele se alteram como indica a Tabela 1.

Tabela 1 – Condições de corte e tensões residuais na superfície
Fonte: AGHA, 2000

Condição	Velocidade (m/min)	Avanço (mm/r)	Profundidade de corte (mm)	Desgaste da ferramenta (mm)	Tensões na direção do corte (MPa)
1 ▲	106,7	0,051	0,762	Afiada	-312,57
2 ■	106,7	0,051	0,254	Afiada	-800,4
3 ●	106,7	0,051	0,254	0,4	56,58
4 x	106,7	0,051	0,254	0,7	-92,46
5 +	106,7	0,051	0,762	0,4	-32,43

Nota-se que onde se identificou maior tensão residual compressiva (condição 2) foi a peça que melhor resistiu ao ensaio de fadiga de contato. Para melhor ilustrar esse efeito, vide a Figura 5, que mostra o aumento do número de

ciclos suportados pelos anéis de AISI 52100 após as diferentes condições de corte. A linha destacada em vermelho é a condição 2.

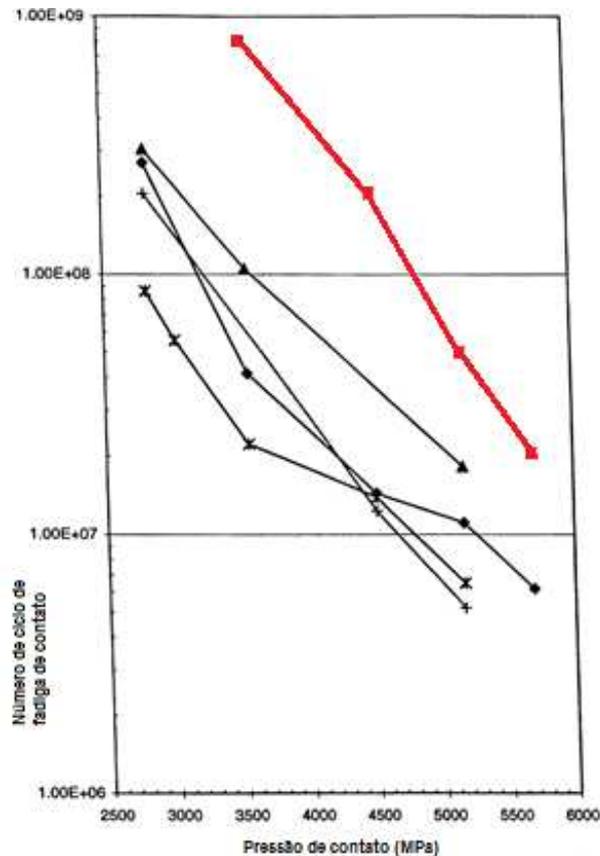


Figura 5 - Efeito das condições de corte na vida em fadiga de contato em função a pressão aplicada.

Fonte: AGHA, 2000

Neves (2007) pré-tensionou componentes de ferro fundidos com uma matriz metálica, mas não obteve melhora significativa na vida sob fadiga de contato. Em seguida, Wollmann (2012) pesquisou o efeito da nitretação também sob ferro fundido, mas ainda não obteve melhora na resistência a fadiga. As tensões muito elevadas utilizadas por Wollmann (2012) podem ter mascarado o comportamento positivo do tratamento de nitretação quando submetido à fadiga de contato. Provavelmente porque ele estava trabalhando mais próximo do limite de escoamento do material. Sendo assim, fez-se necessário ensaiar sob condições menos severas.

Notou-se que a combinação do corpo de prova nitretado com a mesma carga utilizada para ensaios de amostras sem esse tratamento implicou em um sistema mais severo.

2.3. Nitretação a plasma

A nitretação é um tratamento termoquímico em que há a difusão de nitrogênio no reticulado cristalino do material base. Para que esse tratamento associe um endurecimento superficial na peça, é necessário que ela se encontre a uma temperatura de trabalho adequada e que ela esteja em contato com a atmosfera nitretante.

Algumas das vantagens do uso do tratamento de nitretação por plasma são:

- Não causar significativas deformações estruturais as peças (devido a temperaturas relativamente baixas de tratamento);
- Melhorar as propriedades metalúrgicas;
- Produzir superfícies duras e resistentes ao desgaste sem fragilização, lascamento ou adesão;
- Promover uma camada de difusão uniforme mesmo em geometrias complexas;
- Reduzir custos de fabricação (por exemplo, mão-de-obra e consumo de gases);
- Reduzir refugos através de ciclos idênticos;
- Possibilidade de controle da camada de compostos (KOVACS; RUSSELL, 1986).

Uma das principais maneiras de nitretar é fazer com que a peça trabalhe como cátodo e as paredes do reator como ânodo. Próximo ao cátodo, íons de diferentes naturezas são acelerados contra ele, causando o bombardeamento na peça que aquece, o que colabora para a difusão do nitrogênio atômico para o interior desta. Isso caracteriza uma nitretação por plasma que consiste em um gás parcialmente ionizado, mas eletricamente neutro, e com comportamento coletivo (CHAPMAN, 1980).

Nesse trabalho foram replicadas as condições de nitretação utilizadas por Wollmann (2012), com exceção do percentual de exposição de nitrogênio (Tabela 4 e Tabela 5 mostrada na metodologia). Assim foi possível avaliar com maior rigor a

variação de outros parâmetros que influenciam no tempo do ensaio de fadiga de contato.

2.3.1. Diagrama de fase Fe-N

Quando o limite de solubilidade do ferro é ultrapassado pelo aumento da concentração de nitrogênio, formam-se precipitados. Eles podem situar-se nos contornos ou no interior dos grãos e distorcer a estrutura cristalina promovendo um aumento substancial de dureza (ASM, 2004).

Com esse aumento de concentração, a camada superficial pode ficar composta por Fe_4N (γ'), intermetálico produto de uma reação de equilíbrio quando as concentrações de nitrogênio estão próximas a 6%p. no ferro. Caso a concentração de nitrogênio seja aumentada para 6,1%p. a 450 °C haverá a formação do intermetálico Fe_{2-3}N (ϵ).

2.3.2. Camada Nitretada

Após a nitretação uma peça de aço tem um ganho significativo de dureza que é máxima na superfície e decresce com o aumento da profundidade. Isso pode ser mais bem compreendido pela Figura 6, que mostra esquematicamente a camada de compostos e a zona de difusão.

A zona ou região de difusão pode ser descrita como a microestrutura original da peça com soluções sólidas e reforçada por precipitados (ASM, 2004). A superfície nitretada pode apresentar a camada de compostos dependendo do tipo e concentração de elementos de liga do material, dos tempos e da temperatura de tratamento, bem como da concentração de nitrogênio no meio nitretante (ASM, 1991).



Figura 6 - Perfil de dureza de um aço nitretado.
Fonte: (ASM, 1991).

O perfil de dureza em relação à distância da superfície do corpo de prova de ferro fundido das amostras TRN e também das amostras TRND ensaiadas por Wollmann (2012) podem ser observadas na Figura 7. Note que a difusão no forno teve como objetivo aprofundar as camadas de difusão e dissolver a camada de compostos produzida pela nitretação com alta concentração de nitrogênio.

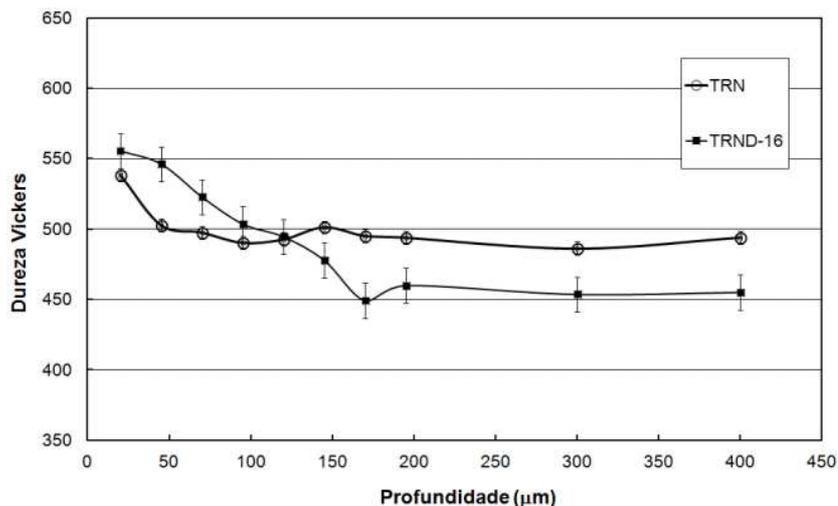


Figura 7 – Perfis de dureza Vickers das amostras TRN e TRND-16.
TRN - amostras temperadas, revenidas e nitretadas
TRND – amostrar temperadas, revenidas, nitretadas e difundidas
Fonte: (Wollmann, 2012).

2.4. Difração Raios-X

O fenômeno de difração faz com que um material cristalino produza picos de intensidade de radiação difratada em ângulos específicos que dependem do espaçamento interplanar de cada família de planos do material, o que ocorre segundo a lei de Bragg.

Supondo um feixe de raios-X paralelo, coerente (em fase) e monocromático com comprimento de onda λ que esteja incidindo sobre esses dois planos (com um ângulo θ), dois raios nesse feixe (1 e 2) são dispersos pelos átomos P e Q. Se a diferença dos comprimentos das trajetórias 1-P-1' e 2-Q-2', ou seja, $SQ+QT$ for maior que um número inteiro, n , de comprimentos de onda, uma interferência construtiva dos raios dispersos 1' e 2' também irá ocorrer para o ângulo θ em relação aos planos. Essa expressão é denominada Lei de Bragg, mostrada na equação (9) (CALLISTER, 2002).

$$n\lambda = 2d \sin\theta$$

(9)

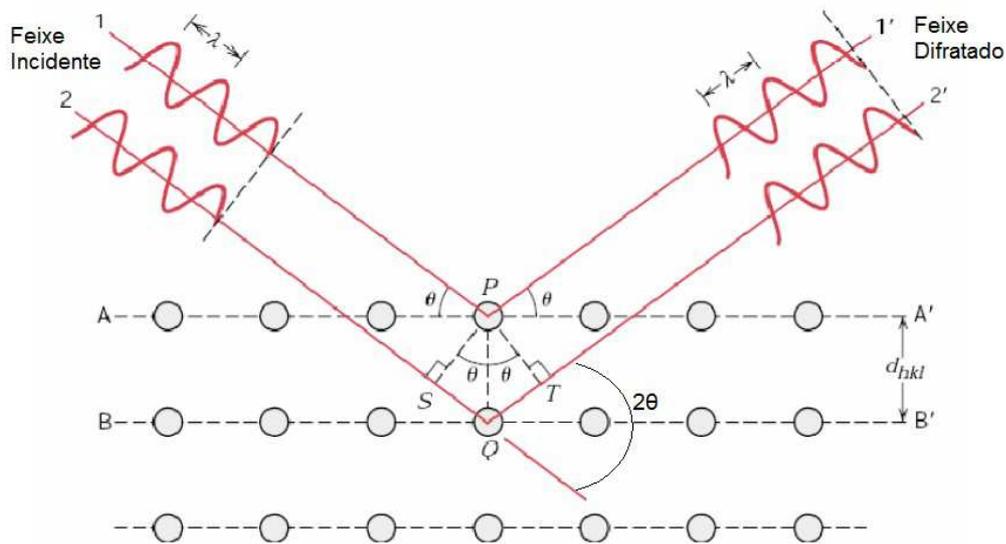


Figura 8 – Difração de raios-X
Fonte: Callister (2002).

Essa medição é feita através da varredura de raios-X na superfície da amostra, em que o ângulo θ entre o emissor e o receptor varia entre 152° e 160° e ao mesmo tempo o ângulo Ψ de posicionamento da amostra varia de 0° a 50° . Vide Figura 9.

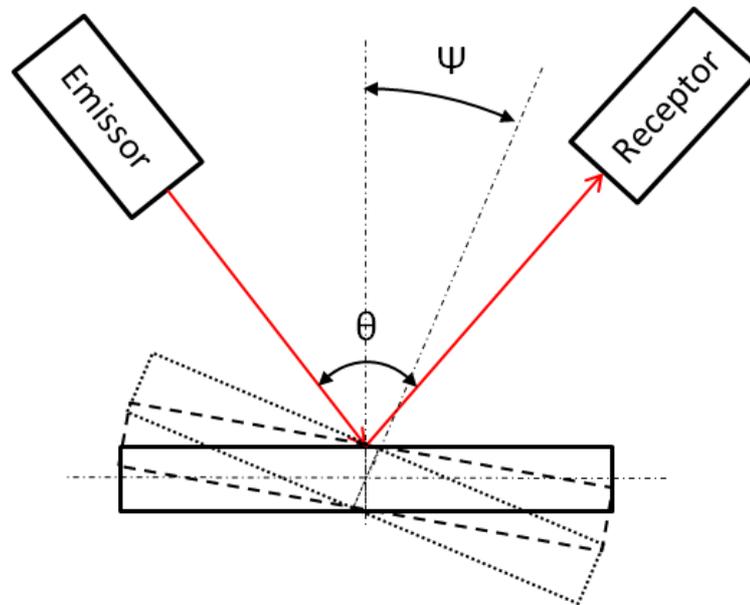


Figura 9 – Esquema de posicionamento da medição de tensão residual por raios-X

2.5. Ensaio de fadiga de contato

O princípio de funcionamento do equipamento consiste em uma montagem na qual um corpo de prova plano (na forma de uma arruela de faces planas) é montado, por meio de um acoplamento, sobre uma das pistas externas de um rolamento axial de esferas (melhor representado na Figura 10). Com 3 esferas de trabalho, tem-se 3 pontos de contato que garantem a coplanaridade dos pontos de contato. Dessa forma as esferas rolam sobre uma superfície plana, a qual é de mais simples fabricação e modelagem que uma superfície côncava, usuais em mancais de rolamento.

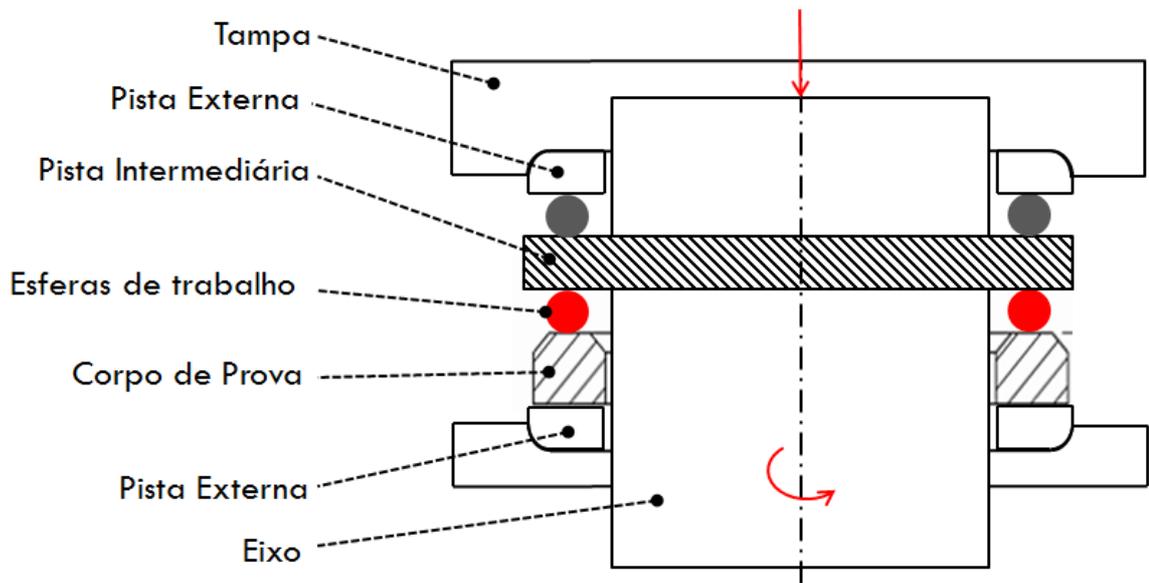


Figura 10 – Esquema de funcionamento do equipamento de fadiga de contato

A pista intermediária destacada na Figura 10, está acoplada ao eixo e impõe giro ao mecanismo, movimentando as esferas de trabalho, e também imprimindo a carga do ensaio proveniente de um sistema de alavanca. Isso só é possível pois essa pista tem liberdade vertical de movimentação.

Esse sistema alavanca é um dos fatores que determina a carga aplicada sobre o corpo-de-prova. O peso resultante depende dos seguintes elementos: peso do tampo (P_o), peso do braço alavanca (F_B), o peso adicional preso ao sistema (F_M) e o número de esferas em contato com a amostra. Um diagrama esquemático da alavanca que aplica a carga no sistema de fadiga de contato pode ser observado na Figura 11, onde F_M é a variável que efetivamente regula a carga do ensaio.

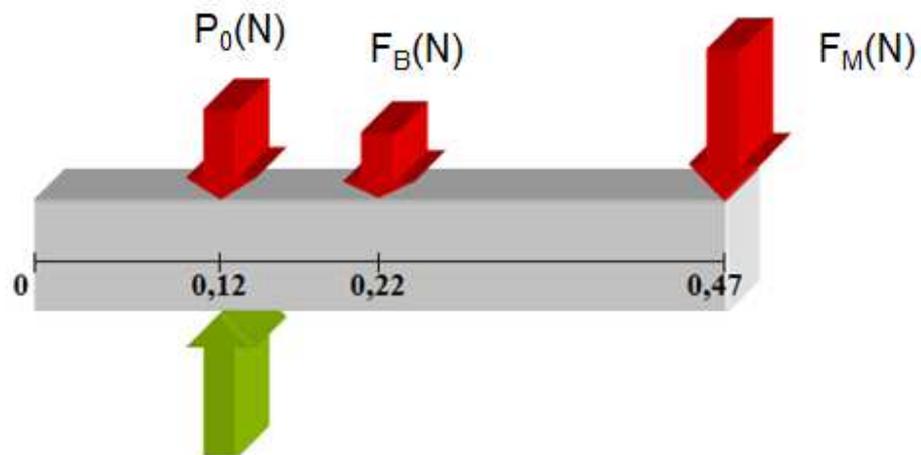


Figura 11 – Diagrama de corpo livre do sistema de aplicação de carga na máquina de ensaio de fadiga

Esse equipamento de ensaio possui um controle de velocidade e é conduzido com imersão total em óleo, que também tem sua temperatura controlada.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia experimental do presente trabalho foi feita seguindo as etapas apresentadas no fluxograma da Figura 12.

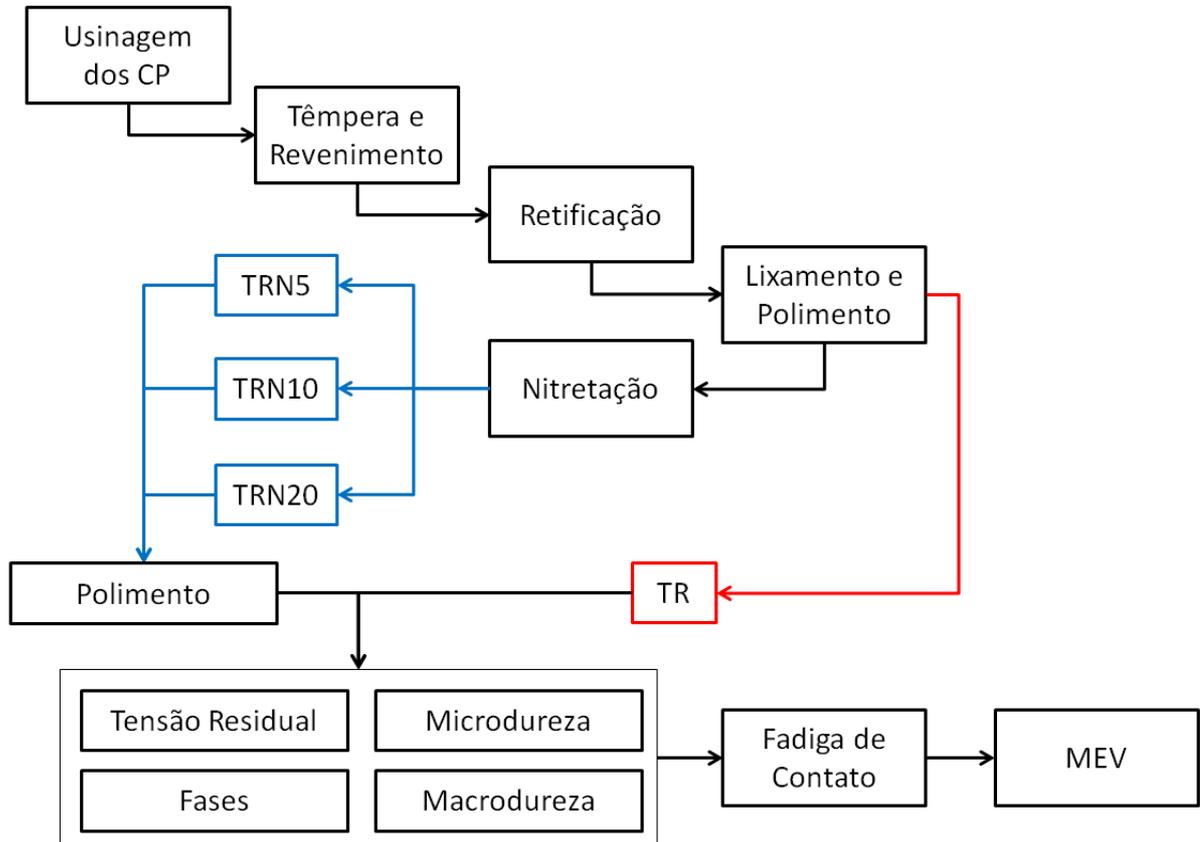


Figura 12 – Fluxograma da metodologia experimental

Os detalhes de cada uma dessas etapas serão mostrados ao longo do trabalho.

3.1. Preparação dos corpos-de-prova

Foram torneados 12 corpos de prova de ferro fundido nodular provenientes da mesma barra utilizada na tese de Wollmann (2012), originária da Fundação Tupy, cuja composição está mostrada na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição química do ferro fundido nodular (%p.)
Fonte: Wollmann (2012).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg	Mo
3,61	2,43	0,13	0,048	0,004	0,47	0,042	0,14

Sua geometria está exibida na Figura 13, sendo ela baseada nas dimensões do equipamento desenvolvido por Neves (2006), utilizado para fazer o ensaio de fadiga de contato.

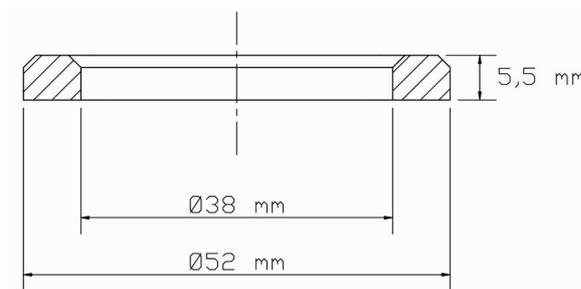


Figura 13 - Corpo de prova (NEVES, 2006).

Em seguida os corpos de prova passaram pelas etapas de têmpera e revenimento na empresa Temperapar em Curitiba. O processo consistiu na austenitização dos corpos de prova a 900°C por 40 minutos, seguida por resfriamento em óleo e, finalmente, por um revenido de 180°C com 2 horas de duração, com o objetivo de conferir a máxima dureza na liga.

Logo depois do tratamento térmico, eles foram identificados para que se pudesse relacionar cada peça com seu o histórico individual, facilitando sua rastreabilidade.

A dureza de topo de cada um dos corpos de prova foi medida para verificar a homogeneidade do tratamento térmico. Considerando que a matriz de ferro fundido

é consideravelmente heterogênea, por causa da presença da grafita, obteve-se uma dispersão de dureza aceitável, conforme mostrado na Tabela 3.

Tabela 3 - Dureza de topo das 12 amostras temperadas e revenidas

Número do corpo de prova	Dureza (HRC)
1	56
2	56
3	54
4	54
5	55
6	53
7	54
8	53
9	55
10	55
11	53
12	54

Posteriormente, a face plana inferior dos corpos de prova foi retificada até que fosse obtida uma superfície plana. Elas então foram viradas, de modo que a face superior (chanfrada) ficasse exposta ao contato com o rebolo. Conduziu-se a retificação até a obtenção de planeza e paralelismo e, então, remoção de mais 200 μm . Essa etapa visa eliminar distorções e remover uma eventual camada oxidada resultante do tratamento térmico.

Em seguida, os corpos de prova foram desbastados usando-se a sequência de lixas – 400, 600 e 1200. Depois foi feito polimento com pasta de diamante (1 μm) a

fim de uniformizar a superfície, deixando-a com parâmetros de rugosidade compatíveis com trabalhos anteriores (WOLLMANN, 2012). A quantidade de material removido e as variações de espessura nessa etapa foram acompanhadas com o auxílio de um micrômetro. Antes de cada remoção de material a espessura das amostras foi medida em quatro pontos separados por 90° no setor circular.

Completada essa etapa, cinco amostras TR (temperadas e revenidas) estavam prontas para posteriores análises antes do ensaio de fadiga propriamente dito.

3.2. Nitretação

Outros seis corpos de prova foram nitretados por plasma no Laboratório de Plasma da UTFPR. Dois a dois eles foram processados com três conjuntos de parâmetros gerais, indicados na Tabela 4 e misturas gasosas diferentes conforme mostrado na Tabela 5 **Erro! Fonte de referência não encontrada.** Junto aos corpos de prova foram nitretados segmentos de uma das amostras para servirem de “testemunhos”, de modo a possibilitar a realização de análises no material sem utilizar os corpos de prova.

**Tabela 4 - Parâmetros de nitretação por plasma utilizados por Wollmann (2012).
Fonte: Wollmann (2012).**

Tempo	8 horas (28800s)
Temperatura	400°C (673,15 K)
Pressão	4 Torr (533,3 Pa)
Tensão	450V
Fluxo Total	250 cm ³ /min (4,2x10 ⁻³ L/s)

Como mencionado anteriormente, as amostras nitretadas de Wollmann (2012) apresentavam uma camada superficial fragilizada. Sendo assim, escolheram-se misturas gasosas com menores concentrações de nitrogênio, diminuindo a formação de nitretos. Dentre os parâmetros utilizados apenas o da amostra TRN20 foi replicado de Wollmann (2012), conforme a Tabela 5.

Tabela 5 - Mistura gasosa da nitretação dos corpos de prova TRN5, TRN10 e TRN20 (similar ao de Wollmann (2012)).

Gases	TRN5	TRN10	TRN20
N2	5%	10%	20%
H2	76%	72%	64%
Ar	19%	18%	16%

Após a nitretação, um novo polimento se fez necessário, já que o processo leva a formação de uma fina camada de óxido. Dessa vez a remoção de material da superfície é da ordem de 1 μm com pasta de diamante na politriz.

A dureza superficial dessas as amostras TRN foi novamente medida, de modo a verificar a uniformidade dos tratamentos utilizados previamente aos ensaios de fadiga de contato de rolamento.

3.3. Análise dos corpos-de-prova

Antes de ensaiar as amostras em fadiga foi utilizado o difratômetro Shimadzu XRD 7000 da UTFPR para avaliar a tensão residual na superfície das amostras bem como identificar as fases presentes.



Figura 14 – Difratorômetro de raio-X

A precisão do método de medição de tensão residual depende diretamente da escolha do pico de difração. Nesse trabalho foi escolhido varrer a superfície em torno do ângulo 156° , que se refere ao pino correspondente ao plano (211) do ferro de estrutura CCC.

O tratamento de nitretação faz com que haja inserção de nitrogênio na estrutura do ferro, causando deformação de seu reticulado cristalino e conseqüentemente alteração na posição do sinal recebido dos raios-x. Nesse caso, a título de ilustração, faz-se um comparativo entre os picos da medição quando Ψ igual a 0° e Ψ igual a 50° . O deslocamento do pico na medição da Figura 15 indica que há uma tensão residual impressa na superfície da amostra. Nesse caso, o deslocamento do pico de difração para a direita (ângulos maiores), com o aumento de Ψ , indica que está ocorrendo uma diminuição do espaçamento entre os planos (211) do ferro, o que é resultado da existência de tensões de compressão na rede cristalina.

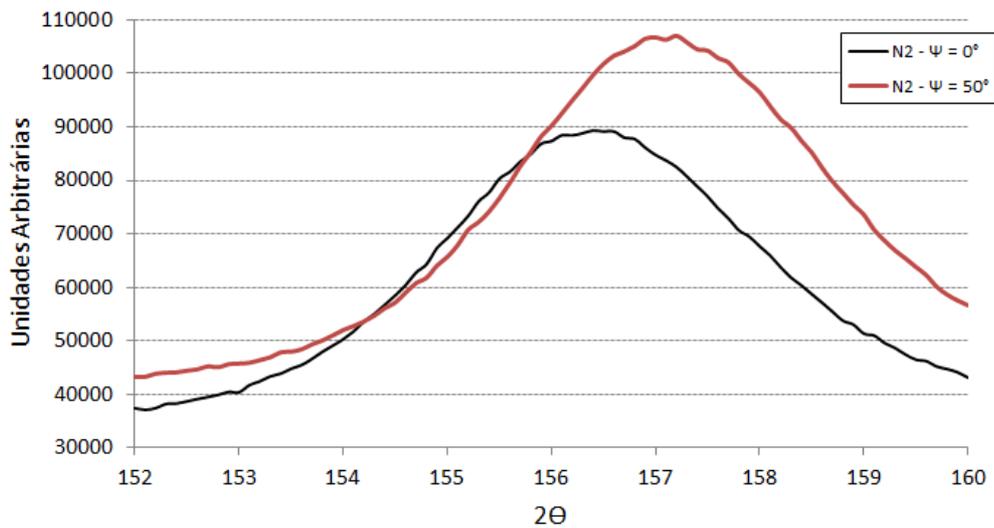


Figura 15 – Difração de fótons de uma amostra TRN10 para obtenção da tensão residual radial

Para calcular essa tensão é necessário traçar o $\sin^2(\psi)$ a partir da Figura 15 e obter sua derivada. Para conhecer com mais profundidade o método se sugere consultar o manual da máquina (Shimadzu XRD 7000). O resultado para esse caso é uma tensão compressiva 337 Mpa retirada da Figura 16.

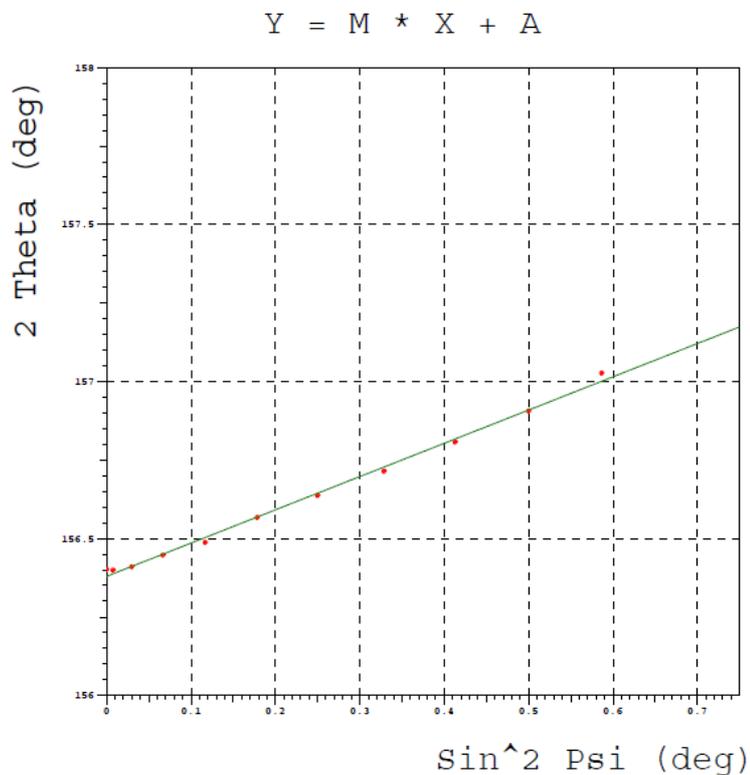


Figura 16 – Alteração do ângulo de psi e referente ângulo theta

O difratômetro também foi utilizado para determinar as fases presentes nas amostras TRN, que serão analisadas mais detalhadamente na seção de resultados e discussões.

Para os corpos de prova TRN foram traçados perfis de microdureza a fim de verificar a profundidade de nitretação do material. Para isso foi utilizado o microdurômetro Shimadzu HMV-2 da UTFPR, com uma carga de ensaio de 50 gf (HV0,05). Os perfis de dureza foram medidos em “testemunhos” da nitretação até uma profundidade de 280 μm . A microdureza dos corpos de prova TR foi medida apenas no topo.

Também foram feitas impressões de dureza Rockwell C a fim de analisar o aspecto das indentações e verificar a ocorrência ou não de trincas em suas bordas.

3.4. Fadiga de contato

Os ensaios de fadiga de contato de rolamento foram realizados no Laboratório de Superfícies e Contato da UTFPR. Para tal foi utilizado o equipamento desenvolvido por Neves (2006) e construído na UTFPR por Wollmann (2012). Na Figura 17 é apresentada uma representação esquemática da câmara onde foram montados os corpos de prova para o ensaio.

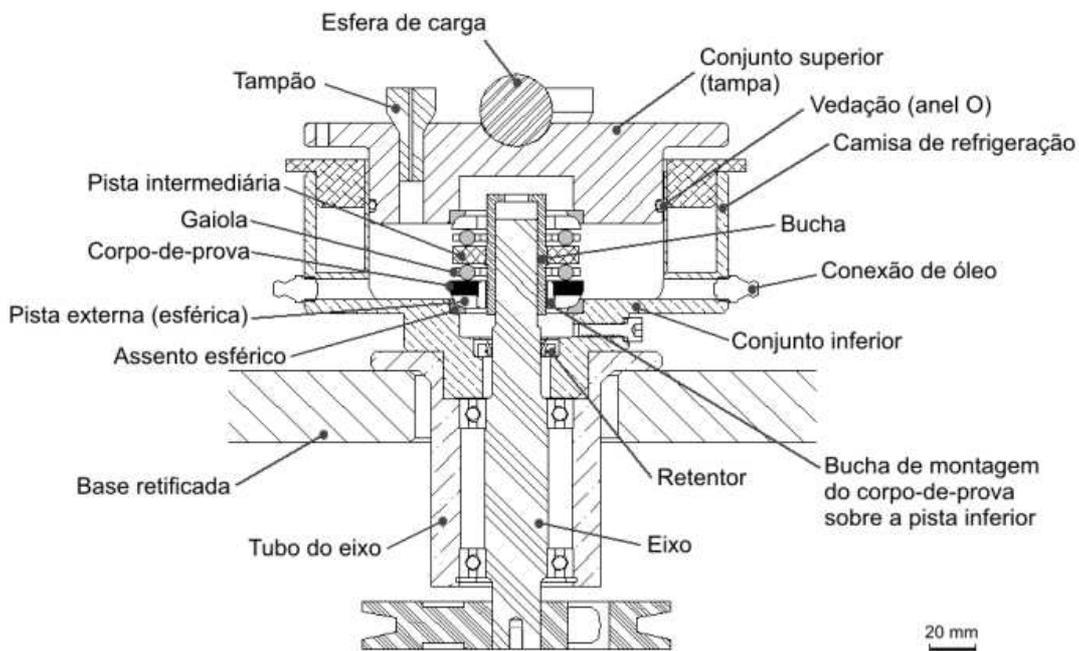


Figura 17 – Detalhe da câmara de ensaio da máquina de fadiga de contato de rolamento do Laboratório de Superfícies e Contato – LASC.

Foi assumido como hipótese que o efeito do cisalhamento por deslizamento pode ser desconsiderado, pois a proporção dele contra o cisalhamento por rolamento é muito pequeno.

Diferente de estudos anteriores, o maior interesse deste trabalho não é na durabilidade sob fadiga causada por diferentes tratamentos, mas as características morfológicas dos danos causados à trilha de rolamento com respeito às alterações superficiais promovidas pelos processamentos prévios. Dessa forma, cogitou-se inicialmente aplicar a mesma carga de Wollmann. Porém, conforme é apresentado com mais detalhes na seção de resultados e discussões, a TRN5 e TRN10 possuem

dureza 10% inferior às TRN20, por isso foi arbitrado utilizar 90% da carga por Wollmann.

Os parâmetros utilizados para os ensaios de fadiga de contato são mostrados na Tabela 6. Os cálculos para determinar esses valores podem ser consultados no Apêndice A.

Tabela 6 - Parâmetros de ensaio à fadiga

Óleo lubrificante	SAE 90 API GL5
Temperatura do óleo	50 °C
Peso morto	215,8 N
Carga total	1030 N
Número de esferas	3
Carga por esfera (P)	343 N
Diâmetro da esfera (R)	7,938 mm
Módulo combinado (E^*)	100,8 GPa
Raio de contato (a)	0,217 mm
Área de contato (A_c)	0,148 mm ²
Máxima pressão de contato	3,47 GPa
Profundidade da máxima tensão de Hertz	104 µm
Rotação	1700 rpm
Frequência de carregamento	41 Hz
h_{\min}	0,194 µm
λ	0,44

Cada ensaio só foi considerado finalizado após detecção de ruído, e então a máquina foi desmontada para limpeza e posterior caracterização das falhas.

3.5. Fractografia

Na sequência as amostras foram analisadas no microscópio eletrônico de varredura EVO MA 15, da Carl Zeiss, equipado com um detector de dispersão de energia de raios-X (EDX) X-Max 20 mm² da Oxford Instruments.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Tensão residual e identificação de fases

Na Tabela 7 são mostrados os valores de tensão residual medidos por difração de raios X e a comparação com os obtidos por Wollmann (2012):

Tabela 7 – Tensões residuais compressivas médias medidas por difratometria.
Fonte: autoria própria e adaptação de Wollmann (2012)

Tensões	TR	TRN5	TRN10	TRN20
σ_{radial}	-	- 231 MPa	- 315 MPa	- 445 MPa
$\sigma_{\text{tangencial}}$	-	- 234 MPa	- 327 MPa	- 488 MPa
σ_{radial} (Wollman, 2012)	- 78 MPa	-	-	-558 MPa
$\sigma_{\text{tangencial}}$ (Wollman, 2012)	N/I*	-	-	-603 MPa

**não identificado. A dispersão dos resultados do ensaio não permitiu quantificar a intensidade das tensões residuais.*

Como era esperado, quanto maior a concentração de nitrogênio na mistura gasosa da nitretação, maior foi a tensão residual compressiva encontrada no corpo de prova. Pode ser observada uma diferença considerável entre os valores de tensão residual dos corpos de prova TRN e o seu correspondente no trabalho de Wollmann (2012). Esta diferença pode ser resultado de variações indesejadas nos processos de fabricação e tratamentos empregados, bem como diferenças no método de medição, já que as amostras de Wollmann (2012) foram medidas por outro equipamento, no IPEN.

A análise por difração de raios X também revelou as fases presentes na superfície de cada amostra. Analisando-se as Figura 18, Figura 19 e Figura 20 observa-se a presença de duas fases distintas que possuem nitrogênio, o Fe_3N e o Fe_4N , sendo a primeira mais rica em nitrogênio que a segunda.

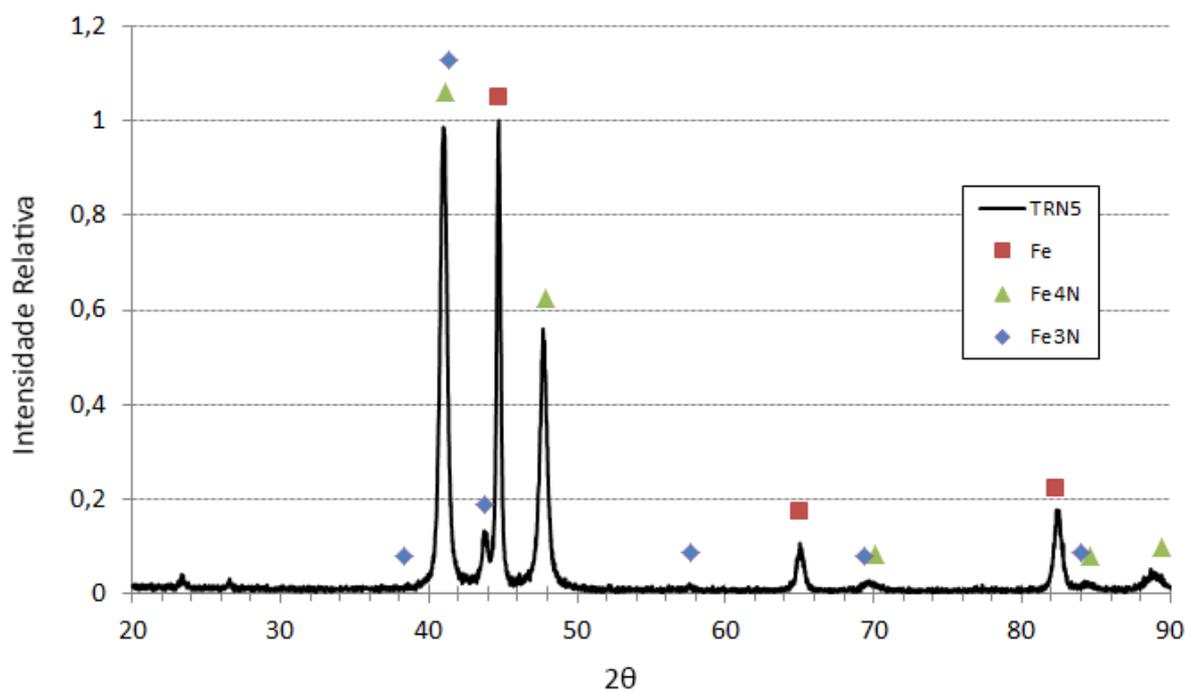


Figura 18 – Difração raios-X para identificação de fases da amostra TRN5
 Fonte: autoria própria

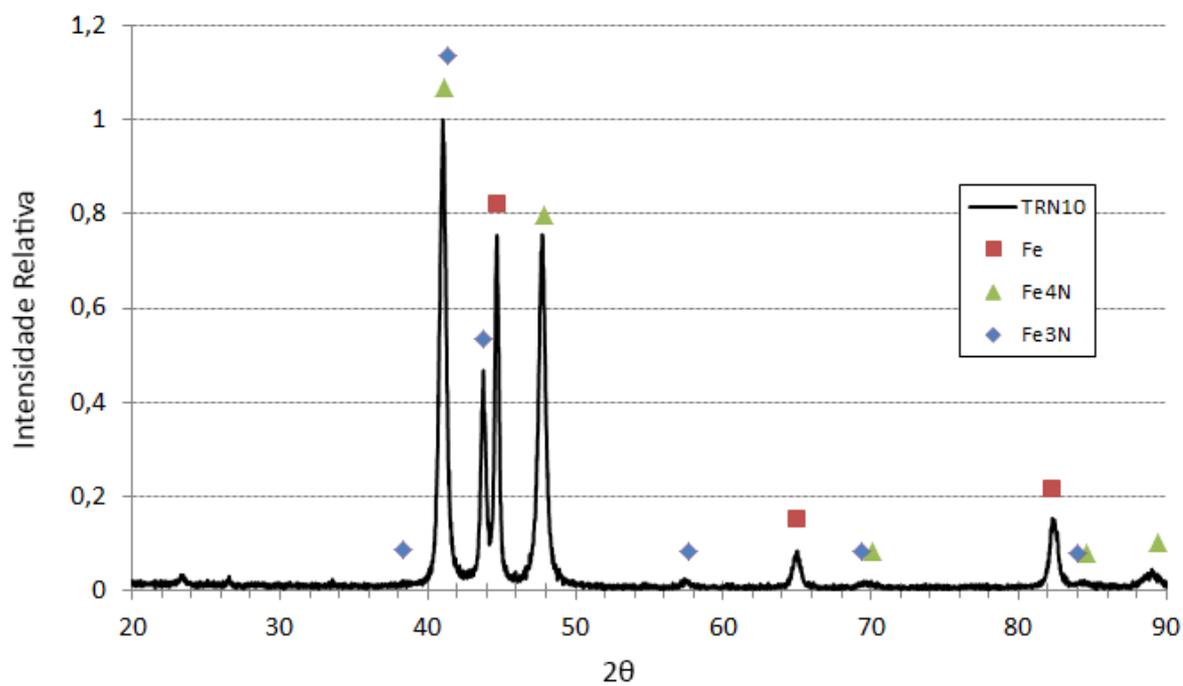


Figura 19 - Difração raios-X para identificação de fases da amostra TRN10
 Fonte: autoria própria

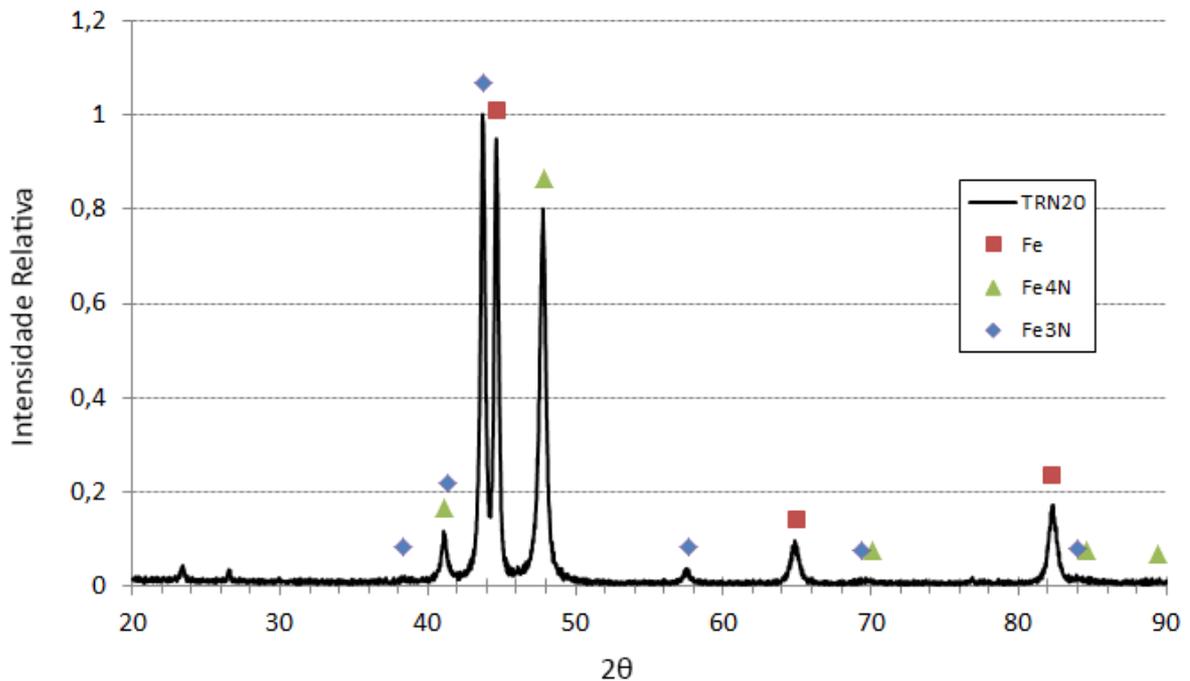


Figura 20 - Difração raios-X para identificação de fases da amostra TRN20
Fonte: autoria própria

Como pode ser visto, os corpos de prova submetidos à nitretação com mistura gasosa mais rica em nitrogênio de fato apresentaram maior predominância das fases de nitretos (principalmente Fe_3N) e maior tensão residual. Por exemplo, um pico referente exclusivamente a esta fase – próximo aos 44° e representado por um losango azul – apresenta-se visivelmente mais intenso à medida que foi aumentado o teor de nitrogênio da mistura gasosa.

4.2. Dureza

A seguir são mostrados os gráficos dos perfis de microdureza das amostras TRN. A amostra TR apresentou microdureza de topo de 772 HV0,05 e esse valor está indicado para referência em cada gráfico. Vale ressaltar que a dureza TRN de Wollmann (2012) ficou entre 480 e 580 HV0,05, como indicado na Figura 7, na seção de revisão bibliográfica.

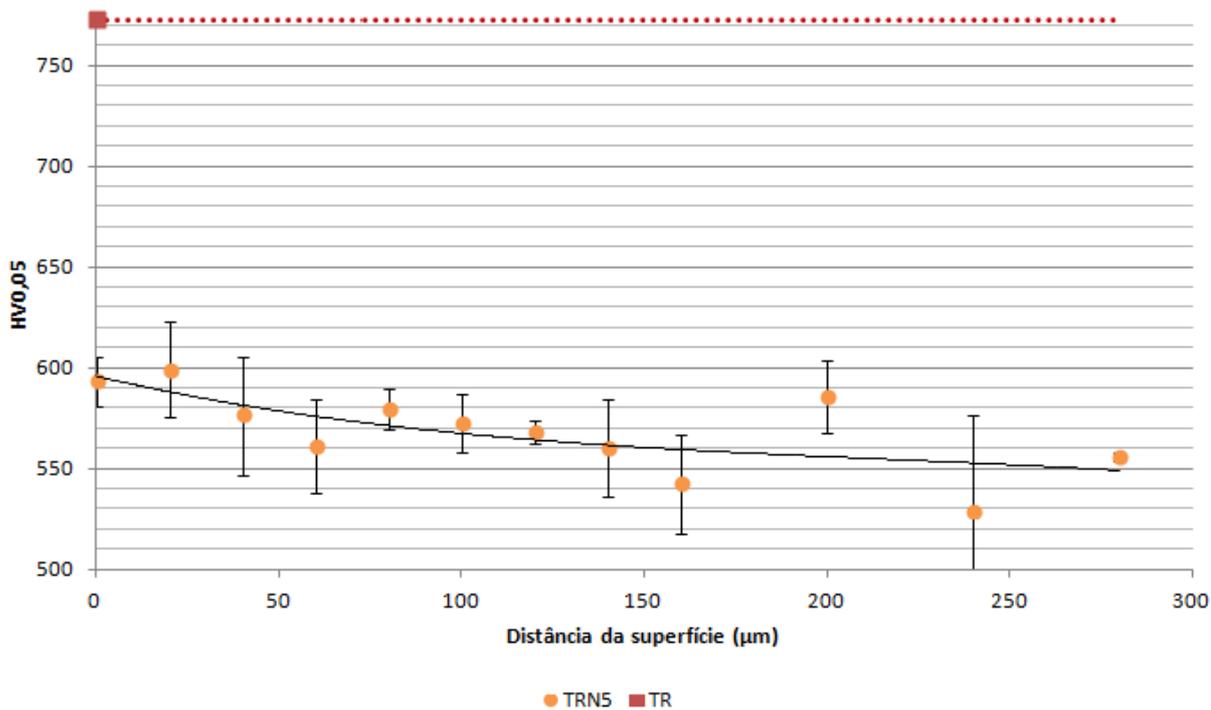


Figura 21 – Perfil de microdureza Vickers da amostra TRN5.

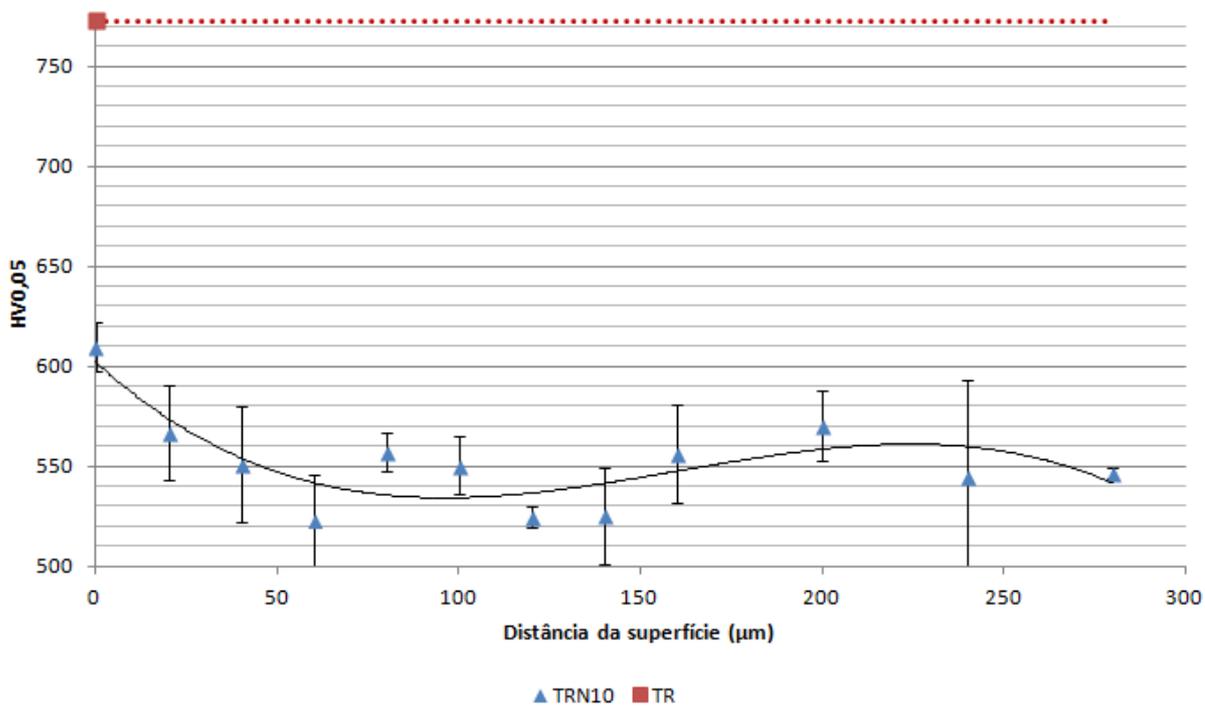


Figura 22 – Perfil de microdureza Vickers da amostra TRN10.

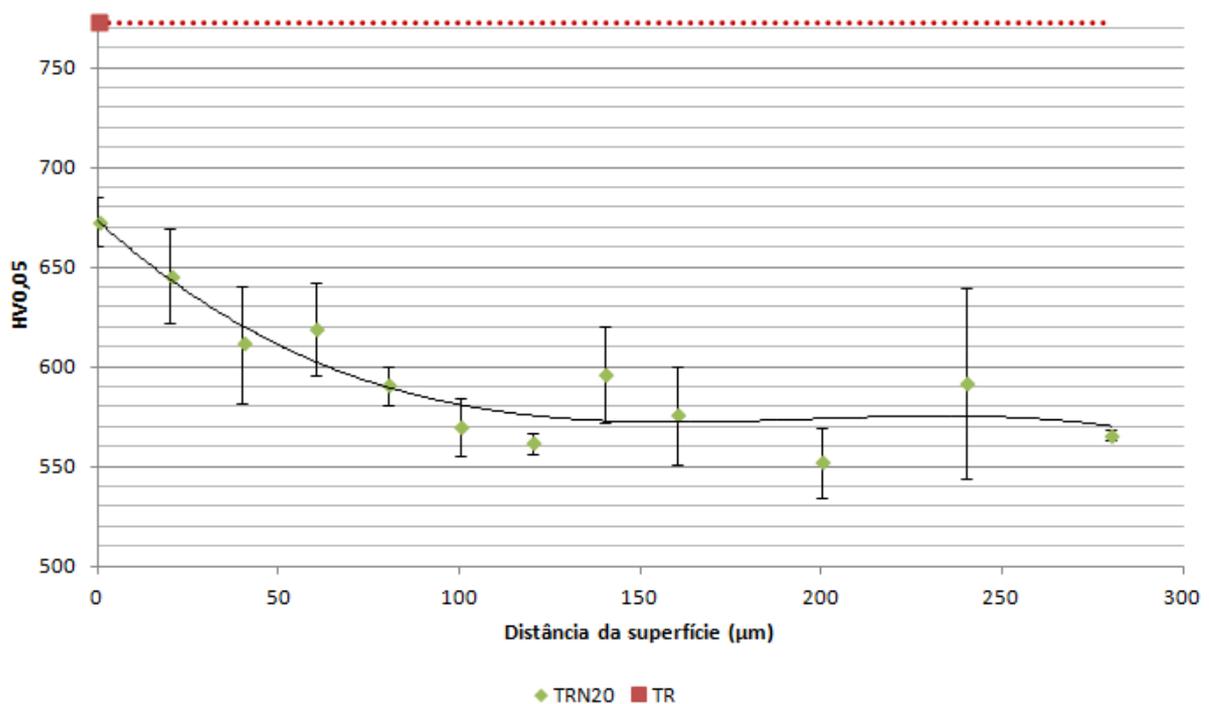


Figura 23 – Perfil de microdureza Vickers da amostra TRN20.

Os perfis de microdureza mostram que o corpo de prova TRN20 apresenta maior dureza na região próxima à superfície. Já as amostras TRN10 e TRN5 apresentaram um gradiente mais suave e valores de dureza inferiores.

Também pode ser observado que a dureza das amostras nitretadas é significativamente inferior à das amostras TR. Esse fato foi constatado também por Wollmann (2012) e pode possivelmente ser a causa da menor vida em fadiga de seus corpos de prova nitretados. A perda de dureza em relação à condição TR decorre do efeito de revenimento sobre a matriz temperada causada pela longa exposição das peças à temperatura de nitretação. Assim como no trabalho de Wollmann (2012) foi constatado que o efeito do endurecimento causado pela nitretação não teve peso suficiente para compensar a perda de dureza por efeito de revenimento.

4.3. Fractografia

Os corpos de prova ensaiados foram observados com auxílio do microscópio eletrônico de varredura. A Figura 24 mostra a região de falha.

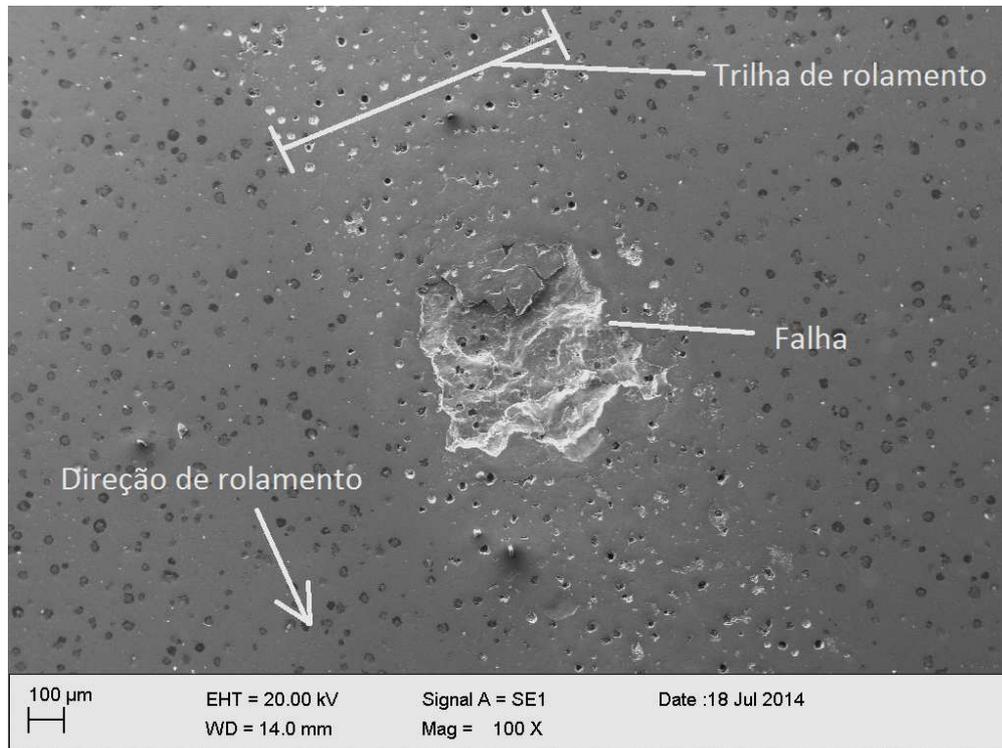


Figura 24 – Região da falha do corpo de prova TRN20 com indicação da trilha e direção de rolamento.

A seguir podem ser vistas as regiões de falha dos corpos de prova TRN20, TRN10, TRN5 e TR lado a lado.

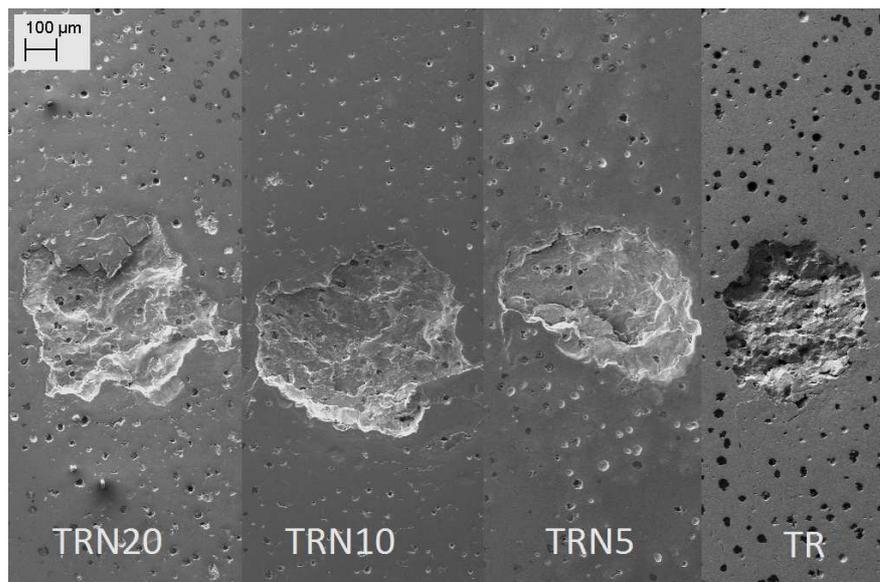


Figura 25 – Falhas dos corpos de prova ensaiados.

Na pista de rolamento foi possível observar diversos locais onde as grafitas haviam sido arrancadas pelo contato inerente ao ensaio, conforme já reportado por outros autores (Wollmann, Neves, Leite). Nessas regiões, no entanto, foi possível identificar uma diferença no aspecto do dano causado ao redor do vazio deixado pela grafita ao se comparar corpos de prova oriundos dos diferentes tratamentos.

O corpo de prova TRN20 apresentou uma fragmentação de aspecto frágil ao redor das regiões de arrancamento de grafita, como pode ser visto na Figura 26, ao passo que nos outros corpos de prova, quando havia presença de trincas, estas possuíam aspecto mais dúctil, como pode ser visto nas Figura 26 e Figura 27.

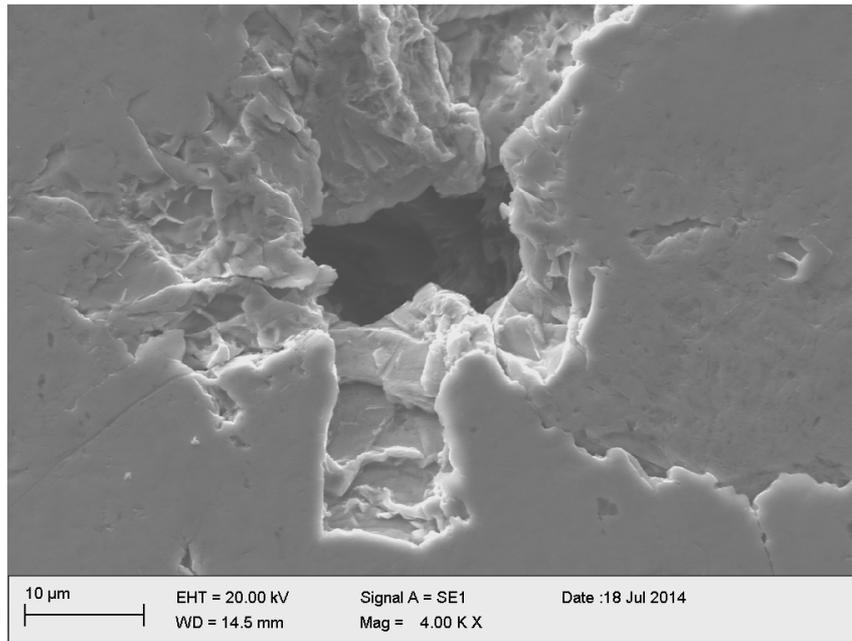


Figura 26 – Aspecto do dano ao redor de um vazio de grafita. Corpo de prova TRN20.

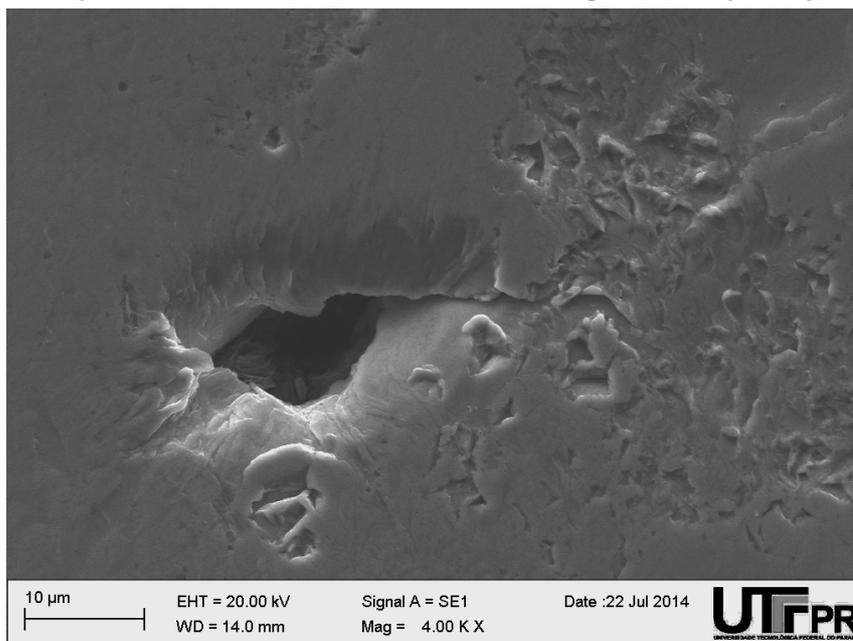


Figura 27 – Aspecto do dano ao redor de um vazio de grafita. Corpo de prova TRN10.

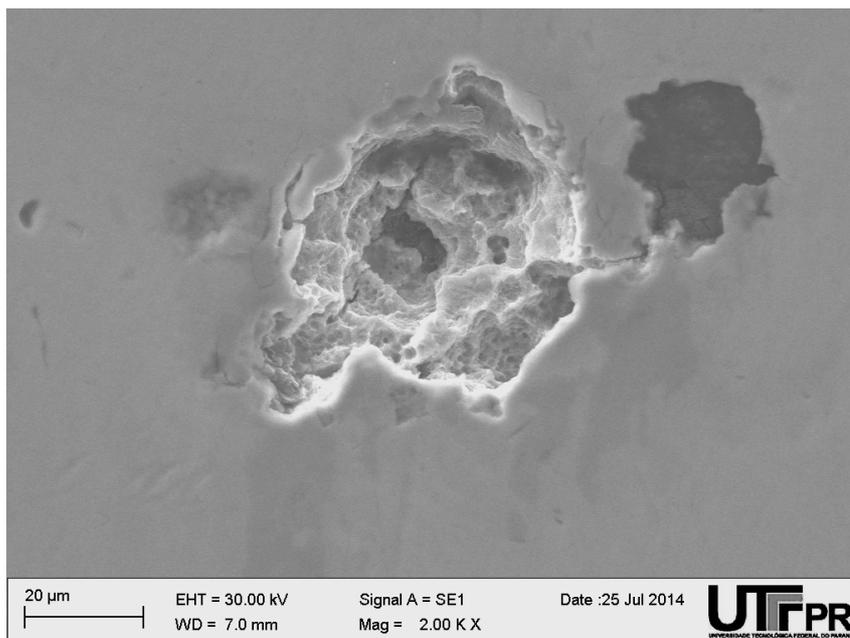


Figura 28 – Aspecto do dano ao redor de um vazio de grafita. Corpo de prova TRN5.

A caráter exploratório também foram realizadas indentações de dureza Rockwell nas amostras de “testemunho” a fim de confirmar o comportamento frágil da superfície nitretada. As regiões indentadas também foram analisadas com auxílio do microscópio eletrônico de varredura e apresentaram comportamento coerente com os danos observados anteriormente. Esses resultados são apresentados nas Figura 29 a Figura 32.

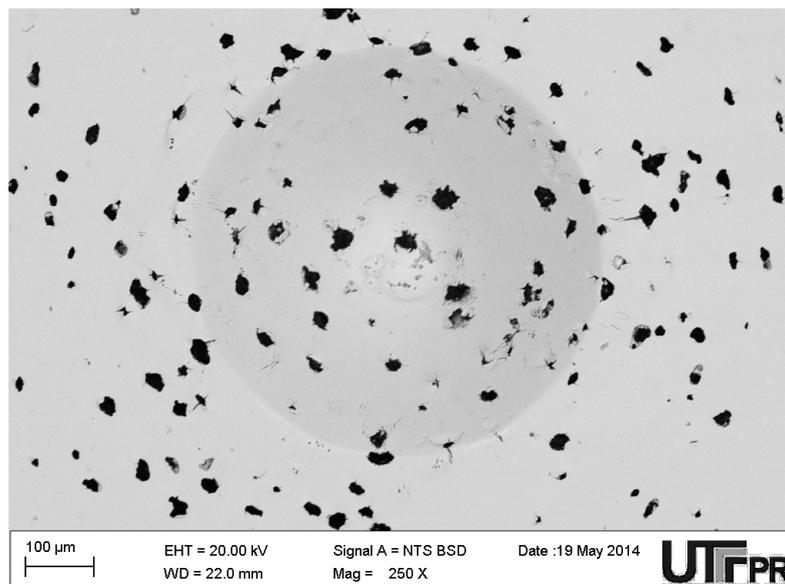


Figura 29 – Impressão de dureza Rockwell na amostra “testemunho” TRN20.

A análise revelou a presença de trincas nas bordas dessas indentações. A amostra na qual foram observadas as maiores trincas é a TRN20, mostrada na Figura 30. As amostras TRN10 e TRN5 também apresentaram trincas, mas estas são consideravelmente menores e apresentam aspecto mais parecido com o de estrias de deformação dúctil.

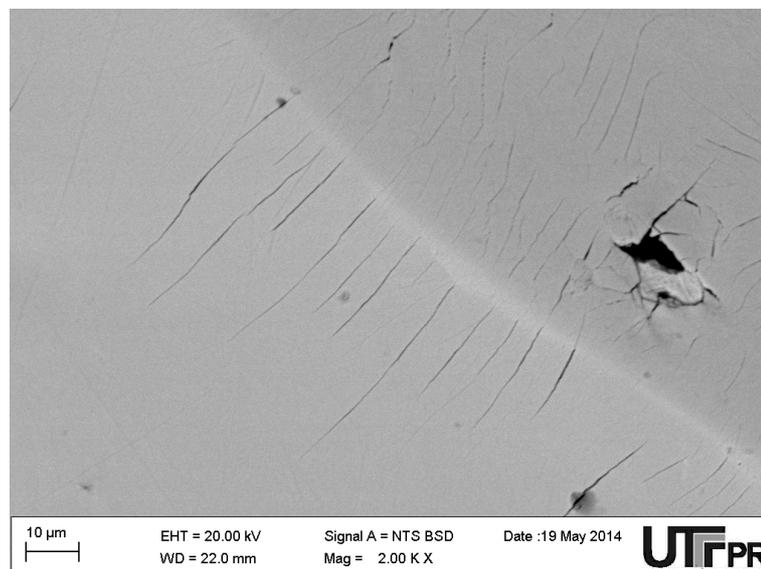


Figura 30 – Detalhe das trincas na impressão de dureza da amostra “testemunho” TRN20.

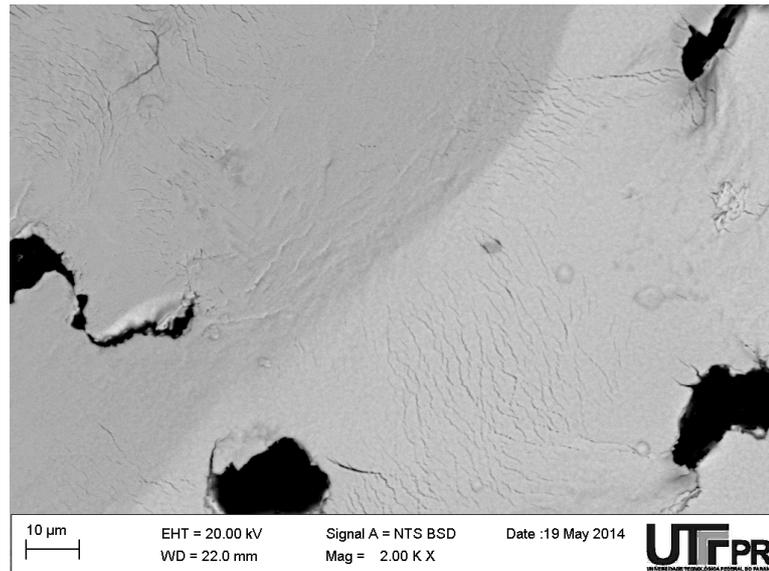


Figura 31 – Detalhe das trincas na impressão de dureza da amostra “testemunho” TRN10.

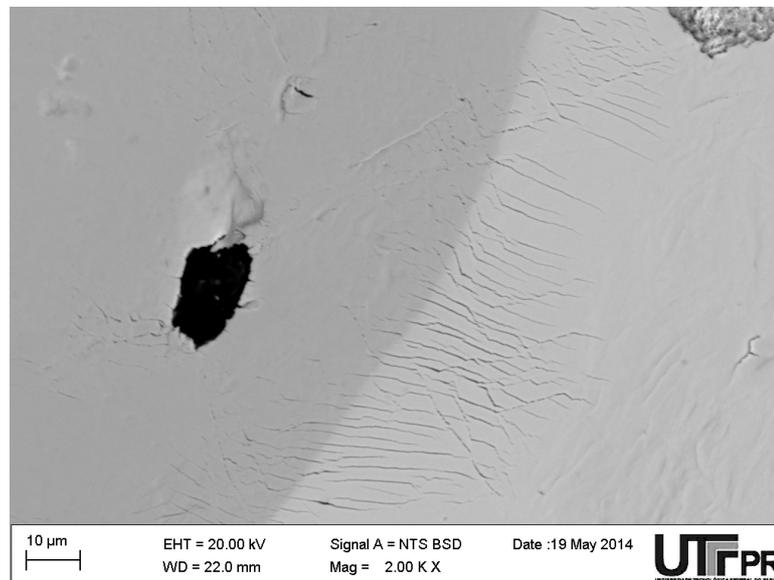


Figura 32 – Detalhe das trincas na impressão de dureza da amostra “testemunho” TRN5.

Desta maneira observa-se então que de fato há uma região fragilizada na superfície do material nitretado, e que as bordas das grafitas são particularmente propensas a fragmentação, podendo então haver liberação de partículas duras e frágeis as quais passam a fazer parte do sistema tribológico, podendo desencadear novos danos à superfície de rolamento. Uma dessas partículas pode ser vista na Figura 33.

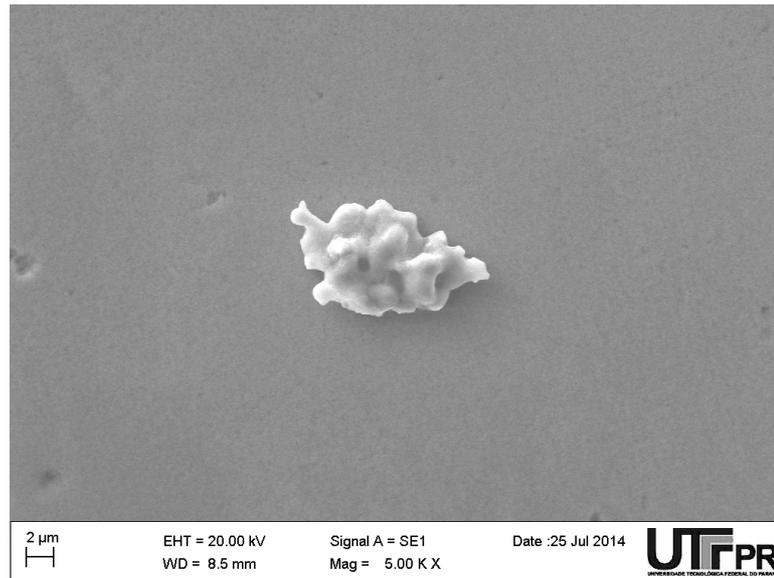


Figura 33 – Partícula de ferro arrancada dispersa no sistema – TRN5.

Não apenas as bordas das grafitas estão sujeitas a esse arrancamento. Foi possível observar nas peças nitretadas que nas regiões fora da trilha de rolamento as grafitas estavam recobertas. Durante o processo de nitretação por plasma com bombardeamento iônico, átomos de ferro podem ser arrancados e redepositados na superfície do material. Como na superfície das peças a área exposta contendo ferro é consideravelmente maior que a área de grafita é esperado que ao final de um certo tempo haja um fina camada de ferro retrodepositado sobre os nódulos de grafita. Este processo é ilustrado na Figura 37a, 37b, Figura 37c. A Figura 34 mostra a região de fronteira da trilha de rolamento, com grafitas recobertas à esquerda e grafitas com a cobertura arrancada à direita (pela passagem da esfera sobre essa região).

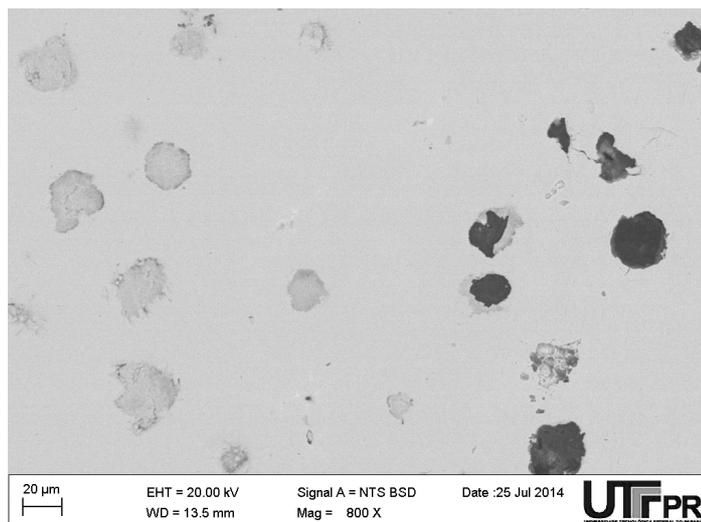


Figura 34 – Grafitas recobertas e não recobertas na região de fronteira da trilha de rolamento do corpo de prova TRN5.

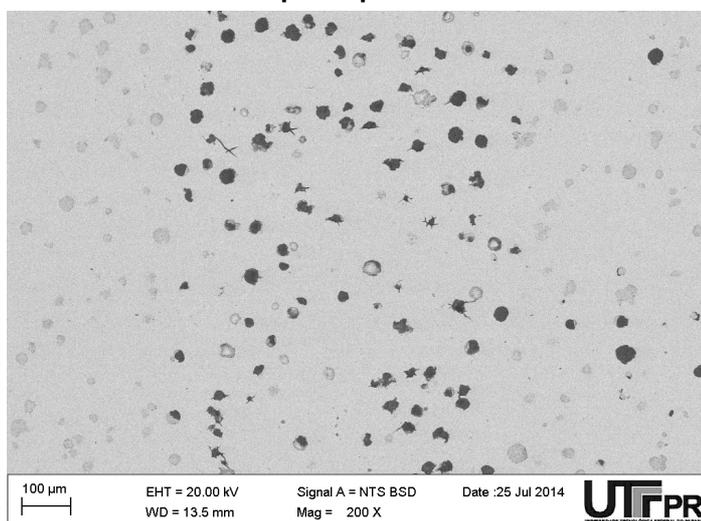


Figura 35 – Trilha de rolamento com cobertura das grafitas arrancadas. Corpo de prova TRN5.

A análise de espectroscopia de dispersão de energia de raios-X, apresentada na Figura 36, revelou que a camada que recobre essas grafitas é mais rica em nitrogênio que a superfície da matriz adjacente. Isso ocorre pelo fato dessa camada ser extremamente fina e também devido à grafita formar uma barreira à difusão do nitrogênio para o interior do material. Dessa forma o nitrogênio fica aprisionado nessa fina camada, já que o caminho para contornar a grafita é excessivamente longo para a difusão, ocorrendo rapidamente a saturação da região com esse elemento, de modo que a formação de nitretos acabada sendo a inevitável consequência desse processo.

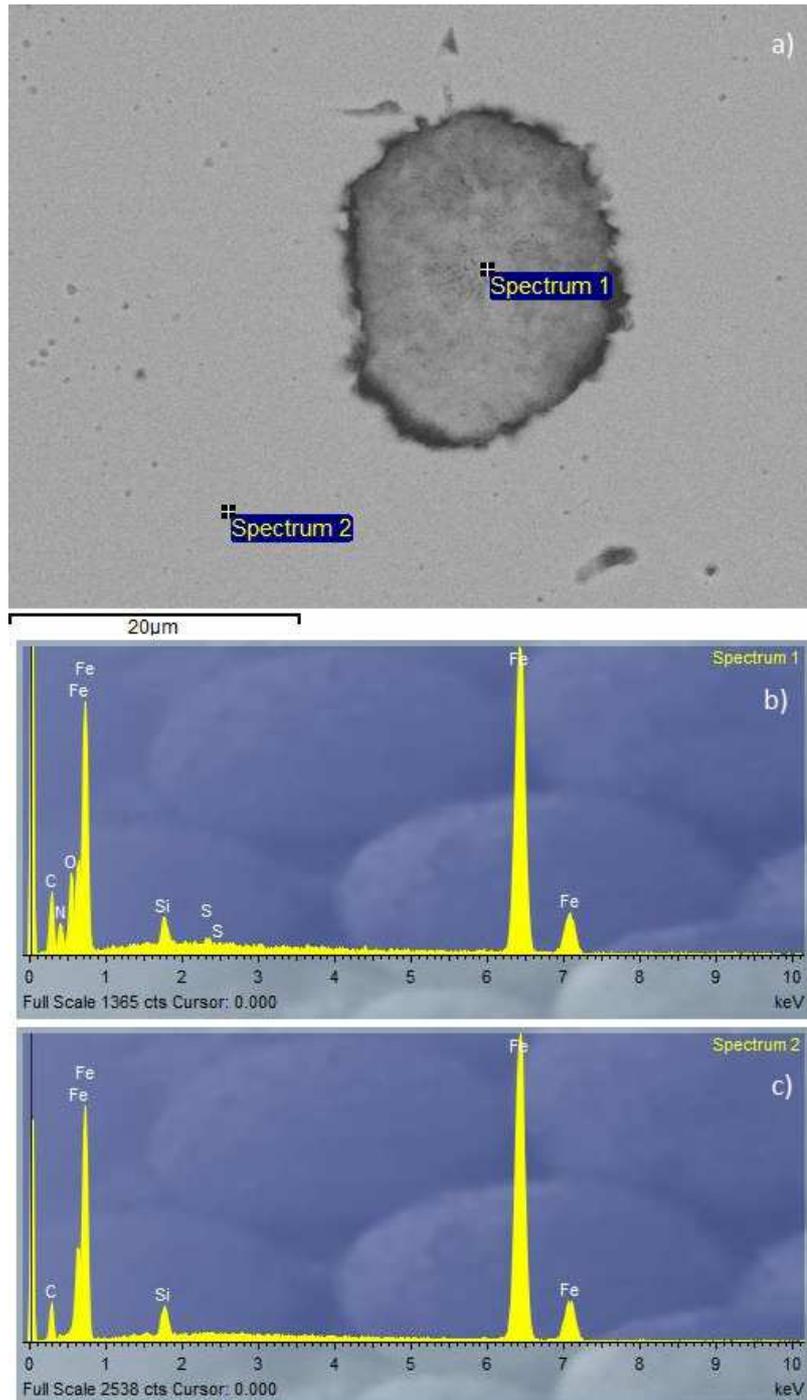


Figura 36 – a) regiões da amostra TRN20 medidas; b) espectro da região 1, rica em nitrogênio; c) espectro da região 2, pobre em nitrogênio.

A ilustração a seguir mostra de forma esquemática o fenômeno da redeposição de átomos de ferro Figura 37b, recobrimento das grafitas Figura 37c e fragilização da região recoberta (Figura 37d e Figura 37e). Essa região fragilizada pode durante

o contato de rolamento ser arrancada, levando partículas duras e frágeis ao sistema (Figura 37f, Figura 37g, Figura 37h).

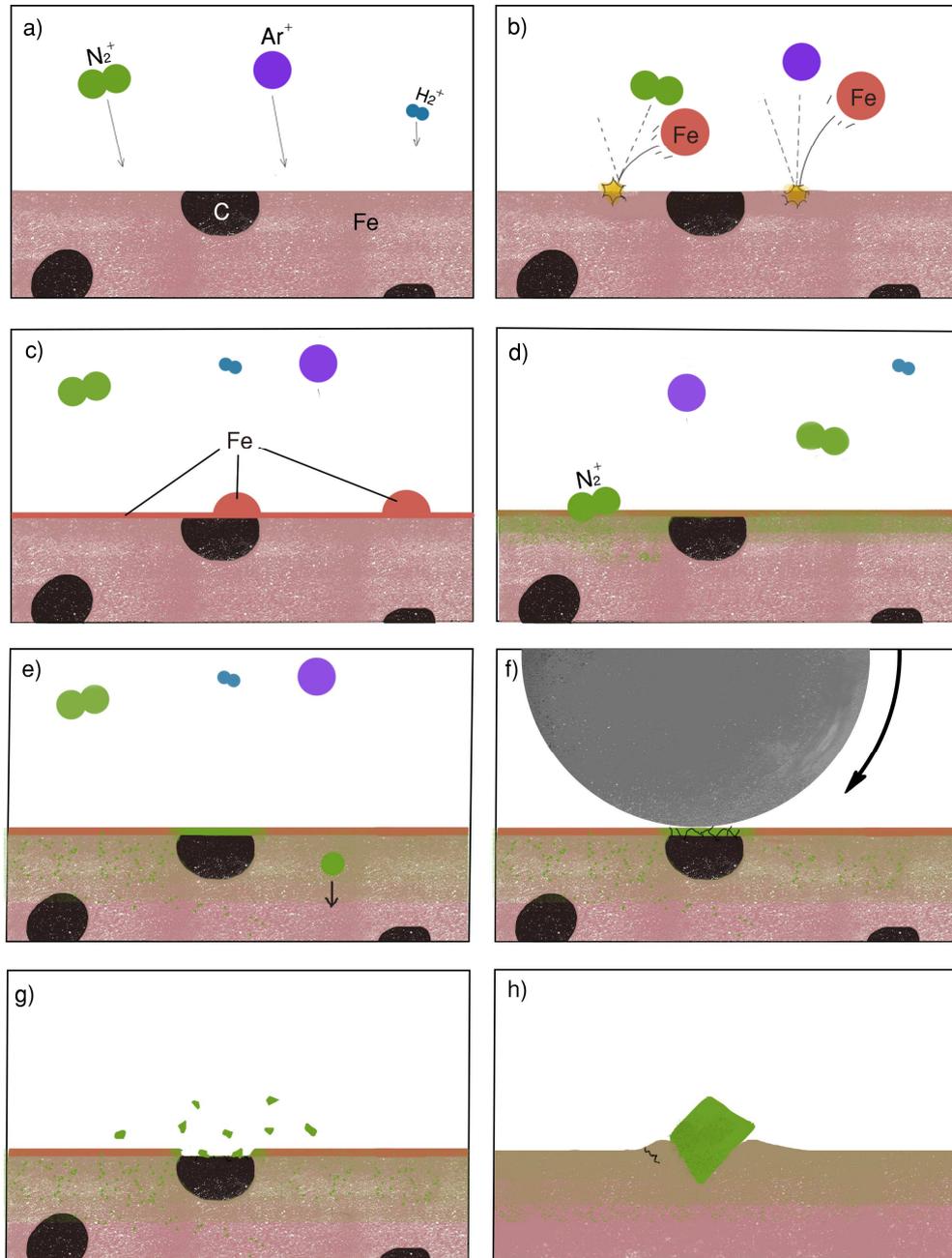


Figura 37 – a) Bombardeamento iônico inerente ao processo de nitretação por plasma utilizado; b) ejeção de átomos de ferro da superfície da peça; c) redeposição de átomos de ferro; d) e e) difusão de nitrogênio no ferro saturando em nitrogênio a película depositada sobre a grafita; f) fragmentação da camada de nitretos sobre a grafita durante o contato de rolamento; g) lançamento de partículas duras no sistema; h) indentação e formação de sítio preferencial de nucleação de trincas.

5. CONCLUSÃO

Foi possível constatar que a concentração de 20% de nitrogênio na mistura gasosa do processo de nitretação leva a fragilização da superfície, como já havia sido observado por Wollmann (2012)

O dano superficial causado nos corpos de prova nitretados com 5 e 10% de nitrogênio na mistura gasosa exibiram bem menor fragilidade, mas ainda assim apresentam algumas trincas que não foram visualizadas por Wollmann (2012) para a condição apenas temperada.

O efeito do teor de nitrogênio na nitretação exibiu relação direta com o nível de tensões residuais compressivas medidas por difração de raios X. Nesse aspecto nota-se que apesar do incremento nas tensões residuais houve uma significativa perda de dureza em todas as amostras TRN quando comparadas às amostras TR, consequência do efeito de revenimento do núcleo da peça por sua exposição ao par tempo/temperatura durante o processo de nitretação.

Adicionalmente, observou-se que o bombardeamento iônico da superfície durante a nitretação é responsável pela formação de uma fina camada de nitretos sobre os nódulos de grafita. Quando submetidos a elevadas tensões de contato essa fina camada nitretada se fragmenta e há o lançamento de partículas duras e frágeis no sistema. Estas partículas podem em aplicações de contato de rolamento ocasionar danos adicionais nos componentes do sistema, como indentações e formação de sítios preferenciais à nucleação de trincas. Desta forma pode-se concluir que a nitretação com bombardeamento iônico da peça, com os parâmetros empregados neste trabalho, não é adequada para o ferro fundido nodular se o componente a ser fabricado for submetido a elevadas tensões de contato.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a vida em fadiga de corpos de prova semelhantes aos utilizados no presente trabalho, utilizando uma quantidade de corpos de prova estatisticamente significativa;
- Realizar ensaios com cargas variáveis ajustando-se às cargas críticas de cada corpo de prova;
- Estudar a formação de nitretos na camada redepositada mais aprofundadamente.

7. REFERÊNCIAS

AGHA, S. R.; LIU, C. R. Experimental study on the performance of superfinish hard surfaces in rolling contact. **Wear**, vol. 244, p. 52-59. 2000.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Properties and selection: irons, steels and high performance alloys. In: **Metals Handbook**, vol. 1, p. 682. 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Surface engineering. In: **Metals Handbook**, vol. 5, p. 126-131. 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Alloy phase diagrams. In: **Metals Handbook**, vol. 3, p. 1741. 1992.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Heat treating. In: **Metals Handbook**, vol. 4, p. 2173. 1991.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metallography and Microstructures. In: **Metals Handbook**, vol. 9, p. 2733. 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Failure analysis and prevention. In: **Metals Handbook**, vol. 11, p. 941-956. 2008.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Fatigue and fracture. In: **Metals Handbook**, vol. 19, p. 3. 2007.

BRIZMER, V.; KLIGERMAN, Y.; ETSION, I. The effect of contact conditions and material properties on the elasticity terminus of a spherical contact. **Int. J. Solid Struc.** 43 (2006), 5736–5749

CALLISTER, W. D. JR. **Ciência e engenharia de materiais, uma introdução**; Quinta Edição, Rio de Janeiro, LTC, 2002.

CHAPMAN, B. **Glow Discharge Processes**. Ed. John Wiley & Sons, New York - EUA, 1980.

DOMMARCO, R. C.; JAUREGUIBERRY, A. J.; SIKORA, J. A. Rolling contact fatigue resistance of ductile iron with different nodule counts and matrix microstructures. **Wear**, vol. 261, p.172-179. 2006.

EDENHOFER, B. Physical and Metallurgical Aspects of Ion Nitriding - Part 1. **Heat Treatment of Metals**. p. 23-28, 1974a.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: friction and wear of engineering materials**, Ed. Butterworth – Heinemann. Oxford, p. 273. 1992.

JOHNSON, K.L. **Contact mechanics**. Cambridge University Press. Cambridge, p. 452. 1985.

KOVACS W., RUSSELL W. An introduction to ion nitriding, what is it?, why is it used? In: **Spalvins**. 1986.

LEITE, Mario Vitor. **Análise dos mecanismos de desgaste por fadiga de contato. Estudo de caso: ferro fundido nodular austemperado**, 2005. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, UTFPR - Centro Federal de Educação Tecnológica do Paraná, Giuseppe Pintaúde.

NEVES, J. C. K. **Desenvolvimento de um equipamento para ensaio de fadiga de contato esfera sobre plano e sua aplicação na caracterização de ferros fundidos com matrizes de elevada dureza**. Tese (doutorado em engenharia). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo - EPUSP. p. 167. 2006.

NEVES, J. C. K.; ÂNGELO, C. M.; SOUZA, R. M.; SINATORA. A; **Effect of mechanically imposed stresses on the contact fatigue resistance of two cast irons with hardness matrix**. **Wear**, vol. 263, p. 700-706, 2007.

STACHOWIAK, G. W., BATCHELOR, A. W. **Engineering tribology**. Ed. Butterworth- Heinemann. 2^o ed. p. 769. 2001.

THE TELEGRAPH – disponível em <http://www.telegraph.co.uk/news/1482439/Hatfield-crash-was-disaster-waiting-to-happen.html>, acesso em 14/09/2013.

WOLLMANN, D. **Avaliação da resistência a fadiga de contato de ferro fundido nodular nitretado por plasma**. Dissertação (Mestrado em engenharia) - Programa de pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 109 p., 2012.

APÊNDICE A – CÁLCULO DOS PARÂMETROS DE ENSAIO

i. Raio e área de contato

$$a = \left(\frac{3 \cdot P \cdot R}{4 \cdot E^*} \right)^{1/3} \therefore a = \left(\frac{3 \cdot 343 \cdot \frac{7,938}{2} \cdot 10^{-3}}{4 \cdot 100,8 \cdot 10^9} \right)^{1/3} \therefore a = 2,17 \cdot 10^{-4} \text{ m}$$

$$A_c \approx 0,83 \cdot \pi \cdot \left(\frac{P \cdot R}{E^*} \right)^{2/3} \therefore A_c = 0,83 \cdot \pi \cdot \left(\frac{343 \cdot \frac{7,938}{2} \cdot 10^{-3}}{100,8 \cdot 10^9} \right)^{2/3} \therefore A_c = 1,48 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2$$

ii. Máxima pressão de contato e tensão máxima de cisalhamento

$$p_0 = \frac{3}{2} \cdot \left(\frac{P}{\pi \cdot a^2} \right) \therefore p_0 = \frac{3}{2} \cdot \left(\frac{343}{\pi \cdot (2,17 \cdot 10^{-4})^2} \right) \therefore p_0 = 3,47 \text{ GPa}$$

$$\tau_{m\acute{a}x} = 0,31 \cdot p_0 \therefore \tau_{m\acute{a}x} = 0,31 \cdot 3,47 \cdot 10^9 \therefore \tau_{m\acute{a}x} = 1,07 \text{ GPa}$$

$$z = 0,48 \cdot a \therefore z = 0,48 \cdot 2,17 \cdot 10^{-4} \therefore z = 1,04 \cdot 10^{-4} \text{ m}$$

iii. Espessura mínima do filme lubrificante

$$\frac{1}{R'} = \frac{1}{R_x} + \frac{1}{R_y} = \frac{1}{R_{ax}} + \frac{1}{R_{ay}} + \frac{1}{R_{bx}} + \frac{1}{R_{by}} = \frac{1}{\infty} + \frac{1}{\infty} + \frac{1}{\frac{7,938}{2} \cdot 10^{-3}} + \frac{1}{\frac{7,938}{2} \cdot 10^{-3}}$$

$$\frac{1}{R'} = \frac{1}{1,8495 \cdot 10^{-3}} \therefore R' = 1,8495 \cdot 10^{-3} \text{ m}$$

$$\frac{h_0}{R'} = 3,63 \cdot \left(\frac{U \cdot \eta_0}{2 \cdot E^* \cdot R'} \right)^{0,68} \cdot (2 \cdot \alpha \cdot E^*)^{0,49} \cdot \left(\frac{W}{2 \cdot E^* \cdot R'^2} \right)^{-0,073} \cdot (1 - e^{-0,68 \cdot k})$$

$$\frac{h_0}{1,8495 \cdot 10^{-3}} = 3,63 \cdot \left(\frac{1 \cdot 0,113}{2 \cdot 100,8 \cdot 10^9 \cdot 1,8495 \cdot 10^{-3}} \right)^{0,68} \\ \cdot (2 \cdot 1,9 \cdot 10^{-9} \cdot 100,8 \cdot 10^9)^{0,49} \cdot \left(\frac{343}{2 \cdot 100,8 \cdot 10^9 \cdot (1,8495 \cdot 10^{-3})^2} \right)^{-0,073} \\ \cdot (1 - e^{-0,68 \cdot 1})$$

$$h_0 = 1,938 \cdot 10^{-5} \text{ m}$$

iv. Parâmetro λ

$$\lambda = \frac{h_0}{\sqrt{R_{qa}^2 + R_{qb}^2}} \therefore \lambda = \frac{1,938 \cdot 10^{-5}}{\sqrt{(0,431 \cdot 10^{-6})^2 + (0,07 \cdot 10^{-6})^2}} \therefore \lambda = 44,38$$