



UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

CAMPUS DE CURITIBA

DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

E DE MATERIAIS - PPGEM

DANIELA WOLLMANN

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE
CONTATO DE FERRO FUNDIDO NODULAR
NITRETADO POR PLASMA**

CURITIBA

SETEMBRO - 2012

DANIELA WOLLMANN

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE
CONTATO DE FERRO FUNDIDO NODULAR
NITRETADO POR PLASMA**

Dissertação apresentada como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Área de Concentração em Engenharia de Materiais, do Departamento de Pesquisa e Pós-Graduação, do Campus de Curitiba, da UTFPR.

Orientador: Prof. Giuseppe Pintaúde, Dr. Eng.

Co-orientador: Prof. Julio Cesar Klein das Neves, Dr. Eng.

CURITIBA

SETEMBRO - 2012

*À minha família:
Julio e Solange,
Rogério, Elizete e Julio,
Juliano, Daniele e Juliana.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço aos Professores Giuseppe Pintaúde e Julio Cesar Klein das Neves não somente pela orientação, mas pela confiança e paciência que tiveram para comigo no decorrer deste trabalho. Ao professor Giuseppe pelas dúvidas sempre prontamente esclarecidas. Ao professor Julio Cesar pela dedicação e por sempre me encorajar a seguir em frente.

À CAPES pela bolsa de mestrado referente ao período de março/2010 a fevereiro/2012.

À Fundação Araucária pelos recursos financeiros referentes ao projeto “Fadiga de Contato de Ferro Fundido Nodular Nitretado”.

À Fundação Tupy pela doação do material utilizado neste trabalho.

À Temperapar pelos tratamentos térmicos realizados no material utilizado neste trabalho, realizados como cortesia.

À Usimarkos pela usinagem dos componentes da máquina de fadiga de contato e dos corpos de prova utilizados neste trabalho.

Aos professores Paulo, Ricardo, Rodrigo, Eduardo e Márcio pela contribuição com suas idéias e incentivos.

Aos colegas de laboratório Alexandre, Roberto, Victor, Lucas, Fernanda, Guilherme, Heloíse, Carlos e Adriano pela grande contribuição tanto em termos de amizade, quanto em termos de auxílio nas atividades realizadas durante este trabalho.

Ao Cristiano, pela amizade e por estar sempre pronto a auxiliar, contribuindo para a melhoria contínua do trabalho.

Aos demais amigos e colegas que não foram citados, mas que também contribuíram com amizade e palavras de incentivo.

À Isa pelo seu apoio, por suas palavras e atitudes que sempre me inspiraram a buscar ser uma pessoa melhor.

Às pessoas que fazem parte da família maravilhosa que Deus me concedeu, que são a minha inspiração e o meu incentivo a cada novo dia.

*“Aquele que duvida e não pesquisa torna-se
não só infeliz, mas também injusto.”*

Blaise Pascal

WOLLMANN, D. **Avaliação da Resistência à Fadiga de Contato de Ferro Fundido Nodular Nitretado por Plasma**, 2012, Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 114 p.

RESUMO

Este trabalho apresenta um estudo sobre a resistência à fadiga de contato de um ferro fundido nodular nitretado por plasma. Os experimentos foram realizados em um equipamento do tipo esfera sobre plano. Os corpos de prova foram usinados a partir de uma barra de ferro fundido nodular perlítico e em seguida temperados e revenidos. Após a preparação superficial por meio de retificação, lixamento e polimento, as amostras foram divididas em três grupos: 1) temperadas e revenidas; 2) temperadas, revenidos e nitretadas por plasma por 8 horas a 400 °C; e 3) mesmos parâmetros do grupo 2, porém submetidas a um tratamento adicional de difusão em forno por 16 horas a 400 °C, visando aumentar a profundidade de camada endurecida e dissolver possíveis traços da formação de camada de compostos. Foram feitas medidas de dureza superficial, perfis de dureza, análises das fases e de tensões residuais por meio de difração de raios-X, rugosidade e microscopia eletrônica de varredura, para a caracterização das amostras em diferentes estágios do trabalho. Os ensaios de fadiga de contato foram realizados com lubrificação e a uma pressão de contato máxima de 3,6 GPa. Análises de Weibull mostraram uma vida em fadiga aproximadamente cinco vezes menor para os corpos de prova nitretados por plasma, com ou sem difusão, apesar destes apresentarem tensão residual compressiva significativamente superior aos temperados e revenidos. A menor vida em fadiga dos corpos de prova nitretados foi atribuída a menor dureza de substrato e a ocorrência de um mecanismo de falha distinto dos mecanismos clássicos de fadiga de contato de rolamento, demonstrado nas análises das superfícies ensaiadas.

Palavras-chave: fadiga de contato, nitretação por plasma, ferro fundido nodular, tensão residual.

WOLLMANN, D. **Avaliação da Resistência à Fadiga de Contato de Ferro Fundido Nodular Nitretado por Plasma**, 2012, Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 114 p.

ABSTRACT

This work presents a study on the contact fatigue resistance of a plasma nitrided ductile cast iron. The experiments were carried out using a ball-on-washer machine. Specimens were machined from a perlitic ductile cast iron bar, and then quenched and tempered. After surface grinding and polishing, the specimens were divided into three groups a) the first group was tested after the described process, which means as quenched and tempered; b) the second group was plasma nitrided at 400 °C for 8 hours; c) the third one was plasma nitrided as previously described and submitted to a diffusion process at 400 °C for 16 hours in order to extend the hardened zone and to dissolve any trace of compound layer within the microstructure. Surface hardness, hardness profiles, phase analyses and residual stress measurements by X-ray diffraction, surface roughness and optical and scanning electron microscopy were applied to characterize the surfaces during different stages of this work. Rolling contact fatigue tests were conducted at a maximum contact pressure of 3.6 GPa under flood lubrication. Weibull analysis showed that fatigue lives of plasma nitrided specimens were approximately five times shorter than those just quenched and tempered, even though the residual stress measurements showed significantly higher compressive stresses for the nitrided conditions. The lower fatigue life for the plasma nitrided specimens was attributed to the lower matrix hardness and to a failure mechanism distinct from the classical rolling contact fatigue mechanisms, showed by surface analysis.

Keywords: contact fatigue, plasma nitriding, ductile cast iron, residual stress.

SUMÁRIO

RESUMO.....	vii
ABSTRACT	viii
LISTA DE FIGURAS	xi
LISTA DE TABELAS	xv
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	xvi
LISTA DE SÍMBOLOS.....	xvii
1 INTRODUÇÃO.....	19
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	21
2.1 Contato Entre Dois Corpos	21
2.1.1 Contato Lubrificado	25
2.2 Fadiga de Contato	28
2.2.1 Fatores que Melhoram a Vida em Fadiga	30
2.2.2 Fadiga de Contato de Ferros Fundidos Nodulares	35
2.3 Tratamento Termoquímico de Nitretação	39
2.3.1 Fundamentos de Plasma	40
2.3.2 Diagrama de Fases Fe-N	43
2.3.3 A Camada Nitretada	44
2.4 Medição de Tensões Residuais por Difração de Raios-X	51
2.4.1 Propriedades dos Raios-X	51
2.4.2 Interferência e Difração de Raios-X – Lei de Bragg.....	51
2.4.3 Difração de Raios-X Aplicada à Medição de Tensões Residuais	54
2.4.4 Medição de Tensões Residuais em Aços Nitretados por Plasma	57
3 MATERIAIS E MÉTODOS	61
3.1 Caracterização do material ensaiado.....	61
3.1.1 Contagem da grafita	62
3.2 Metodologia Experimental.....	63
3.2.1 Obtenção de forma, dureza e topografia dos corpos de prova.....	65
3.2.2 Modificação superficial por tratamento termoquímico.....	69
3.2.3 Avaliação da resistência à fadiga de contato	73
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	80
4.1 Nitretação	80
4.1.1 Medição de Tensões Residuais por Difração de Raios-X.....	84
4.1.2 Identificação de Fases por Difração de Raios-X.....	86
4.2 Fadiga de Contato	88
4.3 Observação do Danos e Aspectos Microestruturais	93
5 CONCLUSÕES.....	105
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	106
PRODUÇÃO CIENTÍFICA NO PERÍODO (MARÇO 2010-SETEMBRO 2012)	107
REFERÊNCIAS.....	108

APÊNDICE A – Cálculo da espessura de filme lubrificante	112
APÊNDICE B – Cálculo de carga crítica para o ponto de escoamento no contato esfera-plano	113

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Geometria de a) um contato conforme e b) um contato não-conforme [HUTCHINGS, 1992].	21
Figura 2 – Geometria de dois corpos elásticos de superfícies convexas em contato [STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001].	22
Figura 3 - Desenho esquemático do contato não-conforme entre uma esfera e a pista de rolamento [Adaptado de HUTCHINGS, 1992].	25
Figura 4 – Distribuição esquemática de pressão num contato EHL; h_c é a espessura central de filme e h_0 a espessura mínima de filme [STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001].	26
Figura 5 – Fatores que podem levar a iniciação da falha por fadiga de contato de rolamento [ASM, 2002].	29
Figura 6 – Desenho esquemático representando a distribuição de tensões de cisalhamento em superfícies em contato em situação de deslizamento puro, rolamento puro e combinação entre rolamento e deslizamento [ASM, 2002].	30
Figura 7 – Efeito de nitretação e <i>shot peening</i> no comportamento	31
Figura 8 - Efeito da nitretação na resistência a fadiga	32
Figura 9 – Efeito do revenimento nas tensões residuais de aços cementados. Barras de aço 8617, com 19 mm de diâmetro, foram cementadas, temperadas em óleo, e revenidas por 1 hora nas temperaturas indicadas [ASM, 1991].	34
Figura 10 – Detalhe mostrando um nódulo de grafita surgindo na superfície de contato [MAGALHÃES et al., 2000].	36
Figura 11 – Evolução típica de trincas ao redor dos nódulos de grafita no ferro fundido nodular austemperado [MAGALHÃES et al., 2000 apud LEITE, 2005].	37
Figura 12 – Curva característica tensão x corrente de diferentes tipos de descarga [EDENHOFER, 1974a].	41
Figura 13 – Distribuição esquemática de potenciais numa descarga luminescente anormal [CHAPMAN, 1980].	42

Figura 14 – Diagrama de fases ferro-nitrogênio [ASM, 1992].	43
Figura 15 – Esquema do perfil de dureza de um aço nitretado [ASM, 1991].	44
Figura 16 – Perfis de dureza para vários materiais nitretados: 1) ferro fundido cinzento; 2) ferro fundido nodular; 3) aço AISI 1040; 4) aço para cementação; 5) aço de baixa liga; 6) aço para nitretação; 7) aço para trabalho a quente com 5% de Cr; 8) aço para matriz trabalhado a frio; 9) aço inoxidável ferrítico; 10) aço inoxidável AISI 420; 11) aço inoxidável 18Cr-8Ni [ASM, 1991]......	45
Figura 17 – Camada de compostos de Fe ₄ N na superfície de um aço 4140 nitretado após têmpera e revenimento. A camada de difusão não é visível nessa metalografia. Atacado com Nital [ASM, 2004]......	46
Figura 18 – Composições de gás típicas e configurações metalúrgicas resultantes da nitretação [ASM, 2004]......	47
Figura 19 - Perfis de dureza das amostras nitretadas com 10%N ₂ na mistura gasosa e com tempos variáveis [WOLLMANN et al., 2009].	49
Figura 20 – Perfis de microdureza para as amostras nitretadas, após diferentes tempos de difusão em forno [OKURA et al., 2010].	50
Figura 21 – Difração de raios-X produzida por um cristal [SKOOG et al, 2001]......	52
Figura 22 – Padrão de difração do pó de NaCl [BLEICHER e SASAKI, 2000]......	54
Figura 23 – Desenho esquemático da técnica de difração de raios-X	55
Figura 24 – Tensões na superfície de um corpo. $\sigma = 0$	56
Figura 25 – Tensões residuais medidas na superfície nitretada de um aço M2 a) nitretação a 15 Torr (2×10^3 Pa); e b) nitretação a 135 Torr (18×10^3 Pa) [GAWRONSKI, 2001]......	59
Figura 26 – Tensões residuais na camada nitretada em função da temperatura de nitretação [ROCHA et al, 1999]......	60
Figura 27 – Microestrutura do ferro fundido nodular em estado de fornecimento.	62
Figura 28 – Microestrutura do ferro fundido nodular sem ataque.....	63
Figura 29 - Fluxograma do procedimento experimental	64

Figura 30 – Desenho esquemático do corpo de prova com as dimensões do processo de torneamento.....	65
Figura 31 – Microestrutura do ferro fundido nodular após os tratamentos	66
Figura 32 – Aspecto geral de um corpo de prova após retificação,.....	67
Figura 33 – Desenho esquemático do sistema de nitretação no reator de plasma do Laboratório de Plasma da UTFPR.	70
Figura 34 – Desenho esquemático da medição de temperatura durante o processo de nitretação.	70
Figura 35 – Desenho esquemático do equipamento de fadiga de	74
Figura 36 – Equipamento de fadiga de contato do LASC da UTFPR.....	76
Figura 37 – Diagrama de corpo livre do sistema de aplicação de carga	76
Figura 38 – Perfis de dureza Vickers das amostras TRN e TRND-16.....	82
Figura 39 – Perfis de dureza Knoop das amostras TRN e TRND-16.....	83
Figura 40 – Microscopia óptica das camadas nitretadas. a) amostra TRN; e b) amostra TRND-16. Ataque com Nital 2%.....	84
Figura 41 – Padrão de difração de raios-X das amostras TRN.....	87
Figura 42 – Padrão de difração de raios-X das amostras TRND-4.	87
Figura 43 – Padrão de difração de raios-X das amostras TRND-16.	88
Figura 44 – Aspecto superficial dos corpos de prova TRN após a falha: a) amostra considerada na distribuição de Weibull, apresentando apenas uma falha; b) amostra descartada, apresentando vários lascamentos.	90
Figura 45 – Curvas de probabilidade de falha para os corpos de prova de ferro fundido nodular nas condições TR, TRN e TRND.....	91
Figura 47 – Microscopia óptica das falhas por fadiga de contato.....	94
Figura 48 – Vista de topo do lascamento ocorrido no corpo de prova da condição TR. As setas indicam regiões em que houve o arrancamento de grafita na trilha de rolamento. DR indica a direção de rolamento e a pista de rolamento está delimitada pelas linhas tracejadas.	95

- Figura 49 – Vista de topo do lascamento ocorrido no corpo de prova da condição TRN. As setas indicam arrancamento de grafita na trilha de rolamento.96
- Figura 50 – Vista de topo do lascamento ocorrido no corpo de prova da condição TRND. As setas indicam arrancamento de grafita na trilha de rolamento.....96
- Figura 51 – Imagem da trilha de rolamento de uma amostra TR. As setas pequenas indicam trincas radiais saindo das grafitas; A seta grande indica trincas radiais partindo de um grafita subsuperficial.97
- Figura 52 – Imagem da trilha de rolamento de uma amostra TRN, indicando um maior número de trincas presentes na superfície dos corpos de prova desta condição.....98
- Figura 53 – Imagem do corte ortogonal longitudinal da falha de um corpo de prova TR. As flechas mostram trincas nucleadas em nódulos de grafita.....99
- Figura 54 – Imagem do corte ortogonal longitudinal da falha de um corpo de prova TRN. As setas mostram o lado mais abertos das trincas, mais próximos à superfície..... 100
- Figura 55 – Imagem do corte ortogonal longitudinal da falha de um corpo de prova TRND. 101
- Figura 56 – Trincas nucleadas em grafitas abaixo da superfície na condição TRN. a) partícula destacada, expondo um nódulo de grafita à superfície; b) trinca nucleada em um nódulo de grafita abaixo da superfície, propagando-se em direção à superfície..... 102
- Figura 57 – Seção ortogonal longitudinal da pista de rolamento de um corpo de prova TRN, em uma posição distante da região da falha, mostrando trincas perpendiculares à superfície e uma trinca se propagando em direção à grafita. 103

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Resultados de microdureza superficial das amostras nitretadas a 450 °C e 4 Torr de pressão [WOLLMANN et al., 2009].....	48
Tabela 2 – Microdureza de topo das amostras nitretadas, após diferentes tempos de difusão em forno [OKURA et al., 2010].	50
Tabela 3 – Composição química do ferro fundido nodular (%p.).....	61
Tabela 4 – Rugosidade média (Ra) e rugosidade quadrática média (Rq).....	67
Tabela 5 – Codificação dos grupos de amostras	68
Tabela 6 – Parâmetros de nitretação por plasma.....	71
Tabela 7 – Condições do ensaio de fadiga de contato.....	77
Tabela 8 – Designação comercial dos consumíveis e parâmetros utilizados na preparação metalográfica das amostras ensaiadas por fadiga de contato. Procedimento fornecido pelo fabricante.	79
Tabela 9 – Resultados de dureza de topo das amostras nitretadas (TRN), nitretada com difusão por 4 horas (TRND-4) e nitretadas com difusão de 16 horas (TRND-16).....	81
Tabela 10 – Resultados de medição de tensões residuais por difração de raios-X ..	85
Tabela 11 – Vidas, em ciclos de carregamento, dos corpos de prova ensaiados por fadiga de contato e parâmetros de Weibull para os ensaios.....	89

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASM	<i>American Society for Metals</i>
DIN	<i>Deutsche Ingenieur Normen</i>
EHL	<i>Regime de Lubrificação Elastohidrodinâmica</i>
TR	<i>Designação para corpos de prova temperados e revenidos</i>
TRN	<i>Designação para corpos de prova temperados, revenidos e nitretados</i>
TRND	<i>Designação para corpos de prova temperados, revenidos e nitretados com difusão</i>
UTFPR	<i>Universidade Tecnológica Federal do Paraná</i>
USP	<i>Universidade de São Paulo</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

R_{ax}	Raio de curvatura do corpo A na direção x
R_{ay}	Raio de curvatura do corpo A na direção y
R_{bx}	Raio de curvatura do corpo B na direção x
R_{by}	Raio de curvatura do corpo B na direção y
R'	Raio reduzido de curvatura
a	Raio de contato elástico
W	Força normal
E^*	Módulo de elasticidade combinado
E'	Módulo de elasticidade reduzido
E_a	Módulo de elasticidade do corpo A
E_b	Módulo de elasticidade do corpo B
ν_a	Coefficiente de Poisson do corpo A
ν_b	Coefficiente de Poisson do corpo B
P	Carga aplicada
p_m	Pressão média de contato
A_c	Área nominal de contato
τ_{max}	Máxima tensão cisalhante
σ_e	Tensão uniaxial de escoamento
p_0	Pressão máxima de contato
Ra	Rugosidade média
Rq	Rugosidade quadrática média
h_c	Espessura central do fluido lubrificante
h_{min}	Espessura mínima do fluido lubrificante
U	Velocidade relativa dos corpos em contato
U_a	Velocidade do corpo A
U_b	Velocidade do corpo B
η_0	Viscosidade dinâmica do lubrificante na pressão atmosférica
α	Coefficiente de viscosidade-pressão
k	Parâmetro de elipsidade
R^*	Raio combinado de curvatura
λ	Separação normalizada das superfícies
Rq_a	Rugosidade quadrática média do corpo A

Rq_b	Rugosidade quadrática média do corpo B
β	Parâmetro de forma da distribuição de Weibull
η	Parâmetro de escala da distribuição de Weibull
n	Quantidade de amostras ensaiadas

1 INTRODUÇÃO

As técnicas utilizadas para melhorar a vida em fadiga de contato envolvem aumento de dureza ou a imposição de tensões residuais compressivas às superfícies. No entanto, quando são considerados ligas como o ferro fundido nodular, que apresentam uma segunda fase relativamente grande, Neves, et al. [2007] observaram que o efeito das tensões residuais no comportamento da vida em fadiga de contato de rolamento não é completamente claro. Dessa forma, conclui-se que tensões residuais impostas por meio mecânico em um ferro fundido nodular temperado não alteraram significativamente a vida em fadiga das amostras submetidas a testes de fadiga de contato de rolamento, embora tenham aumentado a dispersão dos resultados. Sendo assim, no sentido da generalização do efeito das tensões residuais, torna-se necessário o estudo de outro método de imposição dessas tensões, visando um melhor desempenho para esse material.

Neste panorama, a nitretação é um tratamento termoquímico que pode melhorar a vida em fadiga de contato de ligas ferrosas, devido tanto ao aumento de dureza, quanto à imposição de tensões residuais compressivas na superfície do componente nitretado. Em particular, a nitretação por plasma é um processo que apresenta algumas vantagens em relação às demais tecnologias, como por exemplo, a possibilidade de maior controle da camada nitretada e o fato de ser um processo que não necessita de insumos de elevada toxicidade [KOVACS e RUSSELL, 1986].

As principais preocupações com relação a nitretação de um material que seja aplicado a fadiga de contato de rolamento dizem respeito à formação de camada de compostos em sua superfície durante a nitretação e à profundidade de difusão do nitrogênio. O primeiro ponto se explica pelo fato de camadas extremamente duras poderem se romper em situações que envolvam altas pressões de contato. Já a profundidade de camada nitretada, deve ter um valor condizente com o da profundidade da tensão máxima de cisalhamento para o caso de contato de rolamento.

Neste contexto, insere-se o trabalho, que tem por objetivo principal a avaliação, por meio de ensaios de fadiga de contato de rolamento, da resistência à fadiga de contato de um ferro fundido nodular temperado e revenido, nitretado por plasma.

Para atingir o objetivo principal, foram traçados os seguintes objetivos específicos:

- Realizar nitretações que evitem a formação de camada contínua de compostos;
- Caracterizar as superfícies geradas nos corpos de prova através das diferentes condições de processamento;
- Medir a magnitude das tensões residuais compressivas induzidas à superfície dos corpos de prova após a nitretação por plasma;
- Ensaiar os corpos de prova por fadiga de contato de rolamento;
- Avaliar os danos e mecanismos de falha gerados nas diferentes condições ensaiadas;

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Contato Entre Dois Corpos

Quando dois corpos são postos em contato, a geometria deste pode ser conforme ou não-conforme, como mostra a Figura 1 [HUTCHINGS, 1992]. Quando os dois corpos ajustam-se perfeitamente em termos macroscópicos, o contato é chamado de conforme. No caso dos perfis serem dissimilares o contato é dito não-conforme, e os corpos se tocam inicialmente em um único ponto ou ao longo de uma linha, formando uma pequena área de contato resultante de deformações elásticas, devido a forças aplicadas que pressionam uma superfície contra a outra [JOHNSON, 1985].

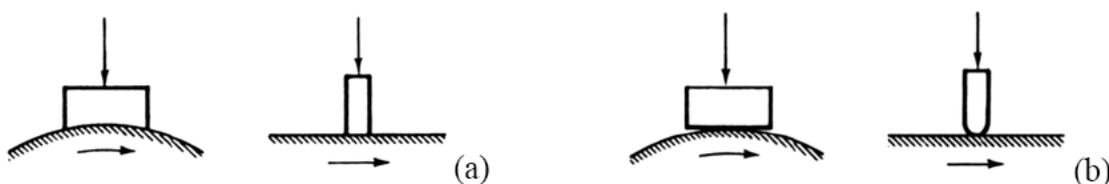


Figura 1 – Geometria de a) um contato conforme e b) um contato não-conforme [HUTCHINGS, 1992].

O modelo de Hertz para as tensões de contato foi desenvolvido em 1881 para o caso genérico de contato entre dois elipsóides. Segundo esse modelo, tensões geradas no contato entre dois corpos podem ser calculadas assumindo-se que [STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001]:

- Os materiais em contato são homogêneos e sua tensão de escoamento não é excedida;
- Não há forças tangenciais atuando nos sólidos;
- A área de contato é muito pequena em relação às dimensões dos sólidos em contato;
- Os sólidos em contato estão em equilíbrio;
- A rugosidade superficial dos sólidos não é considerada.

O formato da área de contato depende do formato dos corpos em contato. O caso mais freqüentemente encontrado em aplicações de engenharia é o contato elíptico, que ocorre quando, por exemplo, dois cilindros estão cruzados, ou uma esfera está em contato com um anel interno de um mancal de rolamento ou, ainda, no contato entre dois dentes de engrenagem [STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001].

A configuração de dois corpos elásticos com superfícies em contato elíptico é mostrada na Figura 2.

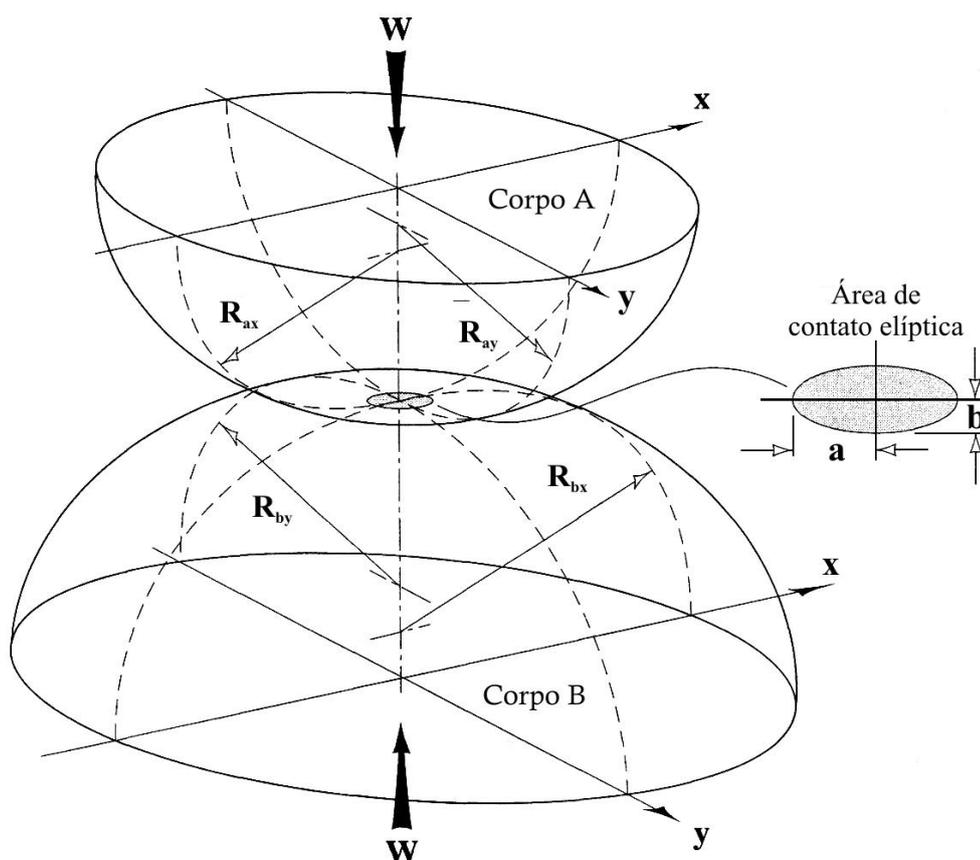


Figura 2 – Geometria de dois corpos elásticos de superfícies convexas em contato [STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001].

O raio reduzido “R” pode ser calculado com base nos raios de curvatura principais das duas superfícies, e é dado pela Equação 1 [STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001].

$$\frac{1}{R'} = \frac{1}{R_x} + \frac{1}{R_y} = \frac{1}{R_{ax}} + \frac{1}{R_{ay}} + \frac{1}{R_{bx}} + \frac{1}{R_{by}} \tag{Equação 1}$$

Onde:

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;
e

R_{bx} e R_{by} são os raios de curvatura do corpo B nas direções x e y, respectivamente.

Para o caso de uma esfera pressionada contra um plano, o raio de contato “ a ” é dado pela Equação 2 [JOHNSON, 1985].

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

Onde:

P é a carga aplicada; e

E^* é o módulo de elasticidade combinado, composto pelos valores dessa propriedade nos dois materiais. O módulo combinado é dado pela Equação 3 [JOHNSON, 1985].

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

Onde:

ν_A e ν_B são os coeficientes de Poisson dos materiais dos corpos A e B; e

E_A e E_B são os módulos elásticos dos materiais dos corpos A e B.

A aproximação dos centros dos dois 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 pelas Equações 4, 5 e 6, respectivamente [JOHNSON, 1985].

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

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

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

Onde “r” é a variável raio de contato, que varia de zero a “a”, com origem no centro do contato.

A máxima tensão de cisalhamento é dada pela Equação 7 e ocorre na posição central do contato a uma profundidade de 0,48a. A máxima tensão trativa é dada pela Equação 8 e ocorre na superfície, na borda da região de contato [JOHNSON, 1985].

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

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

A dificuldade em se classificar precisamente o mecanismo de falha no caso da fadiga de contato, levou à simplificações das configurações experimentais do modelo de contato. A escolha correta do sistema de ensaio é crítica para se determinar o comportamento de um material em uma determinada aplicação [ASM, 2002]. Atualmente existem diversos sistemas de ensaio que podem variar as condições tribológicas, como por exemplo, a configuração do contato (esfera-plano, esfera-cilindro, disco-contra-disco), a natureza do contato (rolamento puro, deslizamento/rolamento) e o regime de lubrificação.

2.1.1 Contato Lubrificado

Quando o contato entre as superfícies é não-conforme, envolvendo um contato em linha ou pontual, as pressões localizadas na região deste serão geralmente muito maiores do que aquela da lubrificação hidrodinâmica. A Figura 3 mostra um desenho esquemático do contato entre a esfera e a pista de um rolamento, na qual pode ser visto o contato concentrado em uma pequena área. Nesse caso, as pressões de contato atingem tipicamente faixas de gigapascais. Em condições como estas o efeito da pressão sobre a viscosidade do lubrificante desempenha um papel tão importante quanto a deformação elástica das superfícies em contato. A lubrificação sob essas condições é conhecida como elasto-hidrodinâmica, muitas vezes abreviada para EHL [HUTCHINGS, 1992].

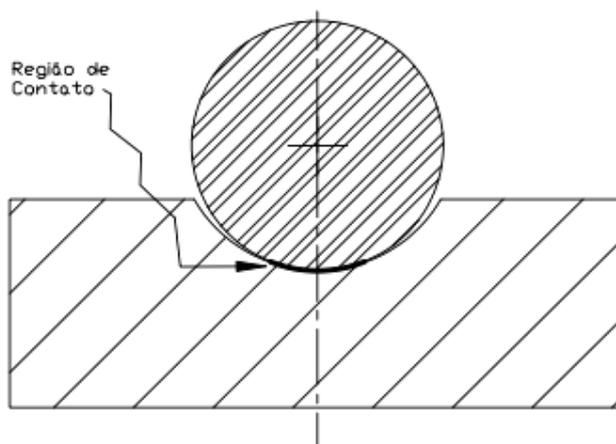


Figura 3 - Desenho esquemático do contato não-conforme entre uma esfera e a pista de rolamento [Adaptado de HUTCHINGS, 1992].

A Figura 4 apresenta esquematicamente a distribuição de tensões ao redor da região de contato e a variação da espessura do filme lubrificante. Quando dois corpos, que estejam em contato, iniciam movimento relativo um ao outro, ocorre a formação de um filme hidrodinâmico que separa as superfícies. Porém, devido à combinação entre o movimento de rolamento e o efeito do lubrificante, a deformação elástica das superfícies é promovida, aumentando a área de contato, fazendo com que a pressão na entrada deste seja menor do que a pressão do contato seco e estático. Nessa região, as superfícies tornam-se quase planas e paralelas, fazendo com que o filme lubrificante seja caracterizado por uma espessura central, h_c . A

medida que o lubrificante avança na região do contato sua viscosidade aumenta ainda mais, e volta a diminuir na saída do contato. Para que o fluxo seja mantido, uma constricção é formada, reduzindo a espessura do filme para uma espessura mínima, h_0 , como pode ser visto na Figura 4.

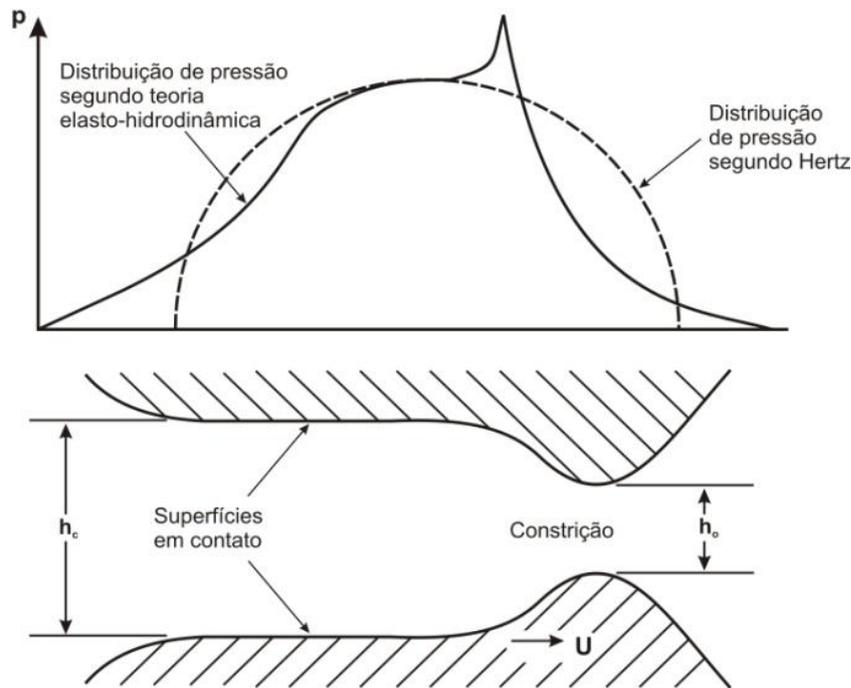


Figura 4 – Distribuição esquemática de pressão num contato EHL; h_c é a espessura central de filme e h_0 a espessura mínima de filme [STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001].

As espessuras h_c e h_0 de um filme EHL podem ser calculadas a partir das Equações 9 e 10, desenvolvidas por HAMROCK e DOWSON¹ apud HAMROCK [1994]. Essas equações aplicam-se a contatos pontuais, lineares ou elípticos.

$$\frac{h_c}{R'} = 2,69 \left(\frac{U\eta_o}{2E^*R'} \right)^{0,67} (2\alpha E^*)^{0,53} \left(\frac{W}{2E^*R'^2} \right)^{-0,067} (1 - 0,61e^{-0,73k}) \quad \text{Equação 9}$$

$$\frac{h_0}{R'} = 3,63 \left(\frac{U\eta_o}{2E^*R'} \right)^{0,68} (2\alpha E^*)^{0,49} \left(\frac{W}{2E^*R'^2} \right)^{-0,073} (1 - e^{-0,68k}) \quad \text{Equação 10}$$

¹ HAMROCK, B. J., e DOWSON, D. Isothermal Elastohydrodynamic Lubrication of Point Contacts. Part I – Theoretical Formulation. *J. Lubr. Technol.*, vol. 98.(1976). pp. 223-229.

Onde:

h_c é a espessura central do filme lubrificante [m];

h_0 é a espessura mínima do filme lubrificante [m];

U é a velocidade relativa dos corpos em contato, ou $U = (U_a + U_b/2)$ [m/s];

η_0 é a viscosidade dinâmica do lubrificante na pressão atmosférica [Pas];

E^* é o módulo de elasticidade combinado [Pa];

R' é o raio reduzido de curvatura [m];

α é o coeficiente de viscosidade-pressão [m²/N];

W é a força normal de contato [N]; e

k é o parâmetro de elipsidade. $k=1$ para contatos pontuais e $k=\infty$ para contatos lineares.

Tallian [1967] propõe um parâmetro que relaciona a mínima espessura da película lubrificante com a rugosidade das superfícies, avaliando a aproximação das asperezas, λ (Equação 11):

$$\lambda = \frac{h_0}{\sqrt{Rq_a^2 + Rq_b^2}}$$

Equação 11

Onde Rq_a e Rq_b são as rugosidades quadráticas médias das superfícies em contato.

Essa relação tenta descrever os limites da lubrificação EHL e o início do dano às superfícies causado pela aproximação excessiva entre elas. Valores abaixo de 1 indicam que haverá intenso contato plástico entre as asperezas, desgaste e deformação plástica da superfície. Valores entre 1 e 1,5 indicam que haverá deformação plástica intensa das asperezas; valores entre 1,5 e 3 indicam que pode haver deformação plástica das asperezas. No caso de valores de λ acima de 3 não é esperado o contato plástico entre as asperezas [STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001].

2.2 Fadiga de Contato

A fadiga é uma alteração estrutural progressiva, localizada e permanente que ocorre nos materiais submetidos a deformações repetitivas ou flutuantes sob tensões nominais em geral muito menores do que a tensão de escoamento do material. Dessa maneira, a falha por fadiga é causada pela ação simultânea de tensões cíclicas, tensões de tração e deformação plástica. Já no caso de componentes que sejam submetidos a tensões repetitivas de contato ou Hertzianas, ocorre a falha por fadiga de contato. As tensões produzidas pelo contato de rolamento são concentradas em um pequeno volume de material, produzindo microdeformações plásticas que podem ocorrer principalmente associadas à concentradores de tensão como, por exemplo, inclusões. Após muitos ciclos de carregamento, esses concentradores de tensão podem levar a iniciação de uma trinca a qual leva ao lascamento da superfície do material. A fadiga de contato é mais freqüentemente encontrada em mancais de rolamento e engrenagens, onde as tensões superficiais são altas devido às cargas concentradas que se repetem inúmeras vezes durante o funcionamento do componente [ASM, 1996].

Devido aos mecanismos envolvidos na fadiga de contato de rolamento serem de naturezas diversas, como por exemplo, concentradores superficiais e subsuperficiais de tensão, fatores tribológicos e fatores relacionados ao ambiente de trabalho dos componentes [ASM, 2002], há muita variação de resultados da vida em fadiga nos experimentos. Isso torna difícil prever a vida útil de um componente submetido à fadiga de contato de rolamento. A Figura 5 apresenta um esquema de diversos fatores que podem levar um material a falha por fadiga de contato de rolamento.

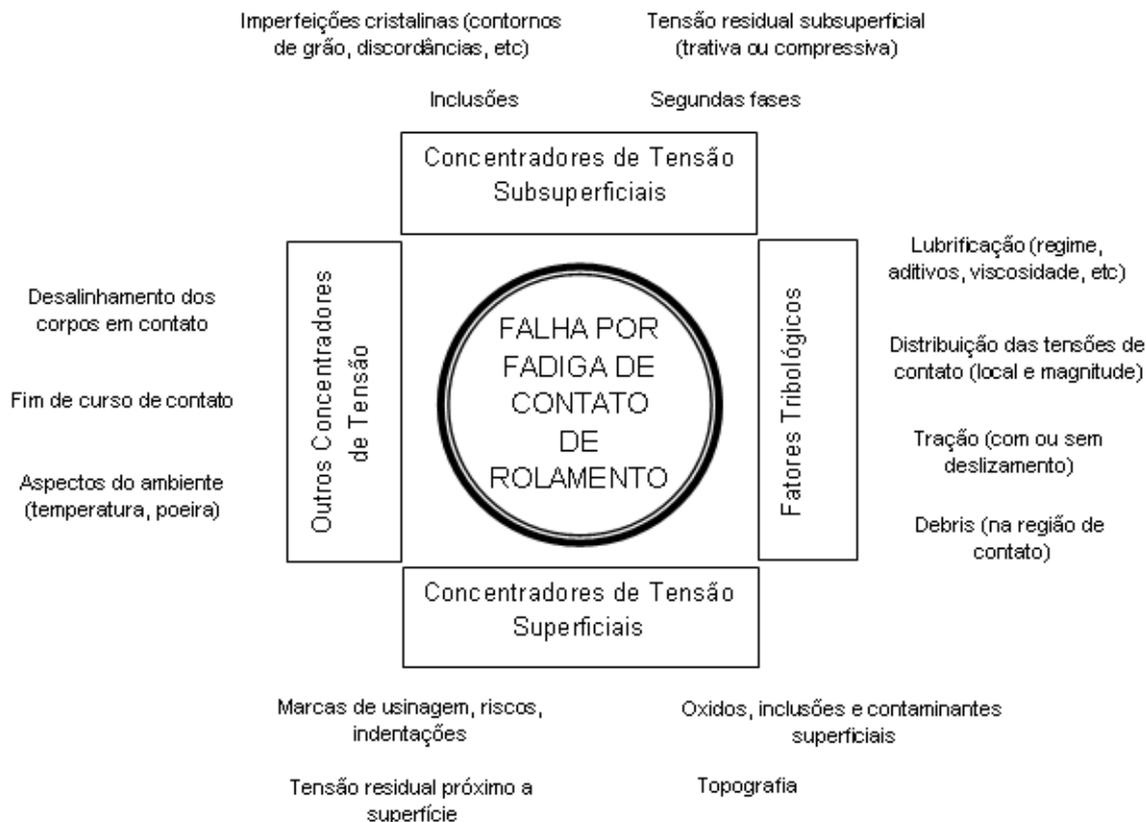


Figura 5 – Fatores que podem levar a iniciação da falha por fadiga de contato de rolamento [ASM, 2002].

Devido à existência de outros fenômenos de fadiga que envolvem altas tensões de contato, como por exemplo *fretting* e deslizamento, é necessário deixar claro que nesse trabalho a expressão fadiga de contato sempre irá se referir a fadiga de contato de rolamento.

A distribuição de tensões cisalhantes associadas à fadiga de contato está ilustrada esquematicamente na Figura 6, a qual mostra que se houver deslizamento na mesma direção do rolamento, a tensão máxima de cisalhamento se aproxima da superfície do material, visto que no movimento de deslizamento com atrito, a máxima tensão cisalhante ocorre na superfície do material [ASM, 2002].

Devido à aplicação de esforços no componente e à presença de concentradores de tensão abaixo da superfície, como por exemplo, inclusões, carbonetos, defeitos, contornos de grão, entre outros, trincas podem ser iniciadas abaixo da superfície do material. Devido ao carregamento cíclico, essas trincas

poderão se propagar até ocorrer a formação de pites ou mesmo de lascamentos [ASM, 2002].

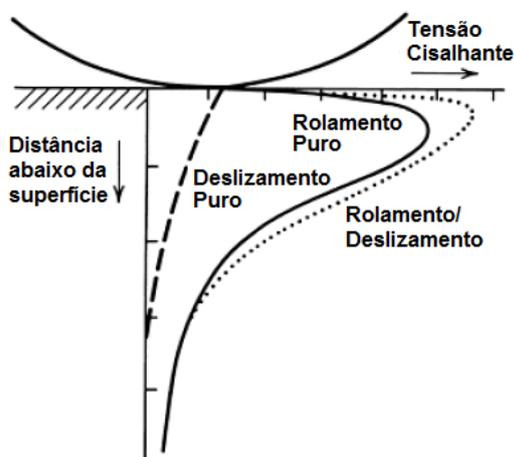


Figura 6 – Desenho esquemático representando a distribuição de tensões de cisalhamento em superfícies em contato em situação de deslizamento puro, rolamento puro e combinação entre rolamento e deslizamento [ASM, 2002].

2.2.1 Fatores que Melhoram a Vida em Fadiga

As condições superficiais de um componente alteram consideravelmente a sua resistência à fadiga. Tratamentos térmicos de endurecimento superficial vem sendo utilizados com o objetivo de melhorar a vida em fadiga de eixos e engrenagens. Outros meios utilizados correspondem aos que induzem tensões residuais compressivas superficiais, como por exemplo, por meio mecânico, ou por tratamentos como *shot peening* e nitretação [ASM, 1996]. Segundo Yagita e Ohki [2010] a nitretação é um processo de introdução de tensões residuais compressivas que resulta em aumento da vida em fadiga, especialmente no caso de aços para rolamentos.

A Figura 7 apresenta um gráfico comparativo entre vidas em fadiga de virabrequins com diferentes condições de tratamentos: normal e após um tratamento térmico, após *shot peening* e após a nitretação. Nesse gráfico é perceptível o aumento do número de ciclos suportado pelo material antes da falha após ter sido submetido aos processos de nitretação e *shot peening*.

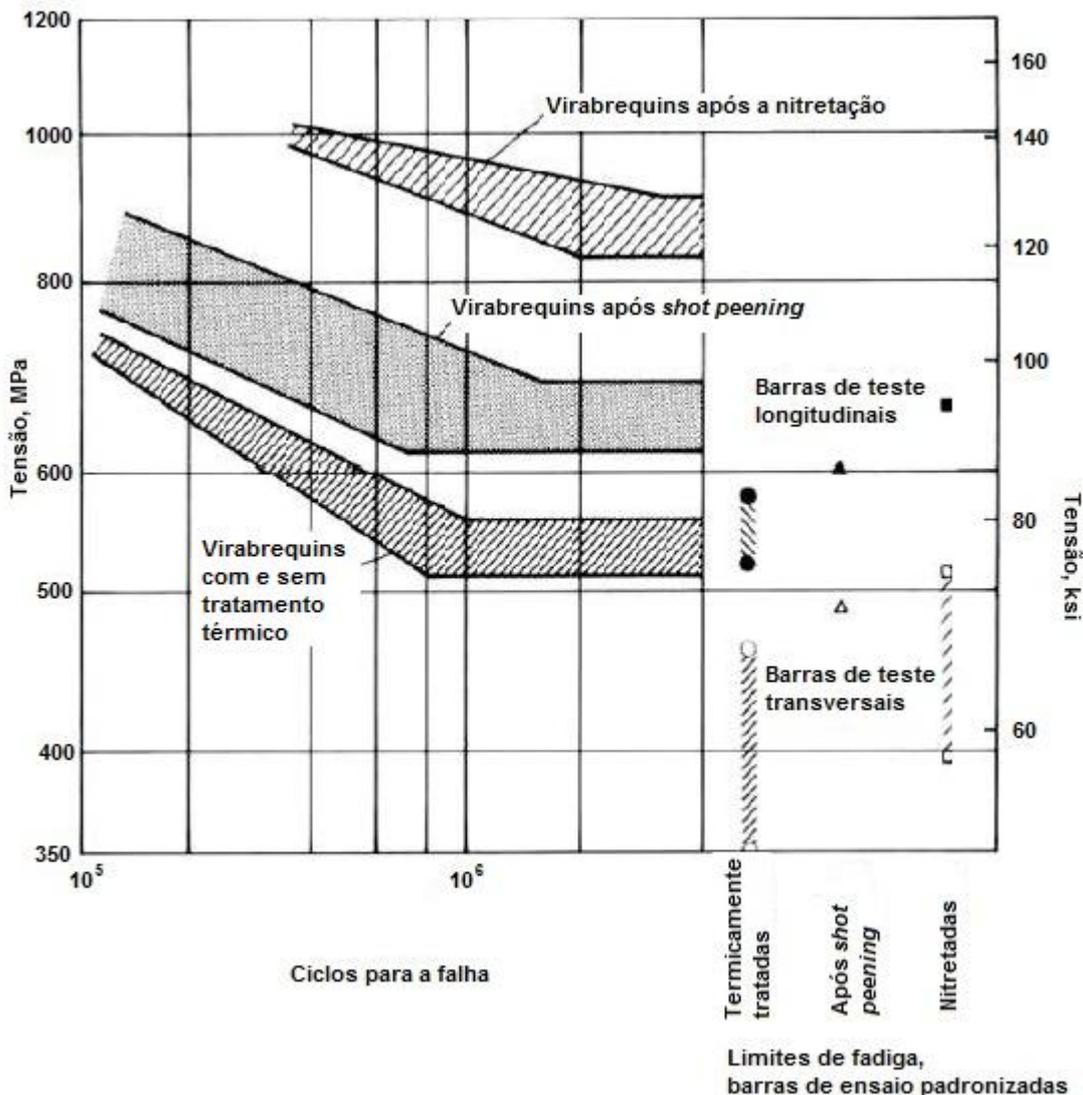


Figura 7 – Efeito de nitretação e *shot peening* no comportamento em fadiga de um aço 4340 [ASM, 1993].

Na Figura 8 pode-se perceber que a resistência a fadiga de um aço AISI 4140, submetido a flexão rotativa, é melhorada significativamente após diversas condições de nitretação. Isso acontece devido à formação de precipitados na camada de difusão, o que resulta na expansão do reticulado. O substrato, para permanecer com a sua dimensão original, mantém a camada nitretada sob compressão. Essas tensões compressivas diminuem a magnitude de uma tensão de tração aplicada ao material, aumentando a sua vida útil [ASM, 1991].

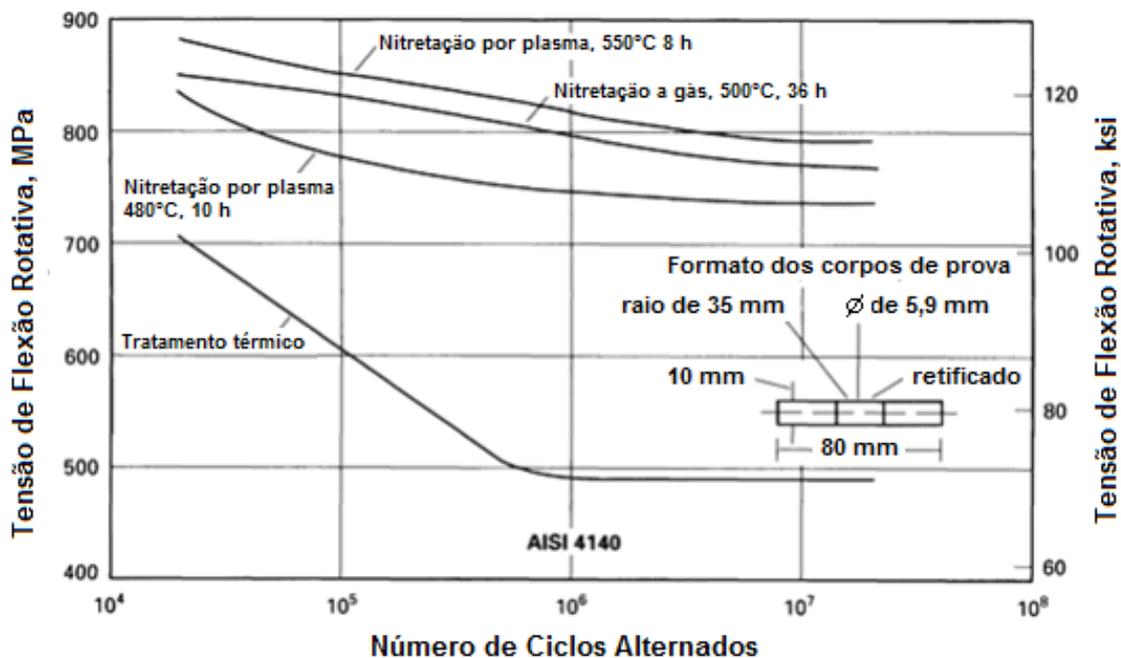


Figura 8 – Efeito da nitretação na resistência a fadiga de um aço AISI 4140 [ASM, 1991].

No caso da fadiga de contato, devido a esta ser um fenômeno de superfície, o estado de tensões residuais próximos da superfície dos elementos em contato tem grande influência na vida em fadiga. Também neste caso, a imposição de tensões residuais compressivas através dos processos de *shot peening*, brunimento e nitretação pode inibir a propagação de trincas, contribuindo para o aumento da vida em fadiga do componente [ASM, 1996].

Agha et al. [2000] estudou o efeito de diferentes parâmetros de corte no torneamento de corpos de prova do aço AISI 52100, submetidos a ensaios de fadiga de contato de rolamento do tipo esfera sobre plano. Analisando as tensões residuais produzidas pelos diferentes parâmetros de torneamento e condição de ferramenta de corte (afiada e desgastada), os autores encontraram que a condição em que foi utilizada uma ferramenta afiada produziu maiores valores de tensões residuais compressivas próximos da superfície dos corpos de prova, enquanto nas condições de torneamento em que foi utilizada uma ferramenta desgastada os valores de tensão residual correspondiam a tensões trativas. A vida em fadiga das amostras torneadas com ferramenta afiada foi maior, sendo que o autor atribui esse resultado

à condição de tensões residuais próximas da superfície e à integridade superficial, a qual se deteriora quando se utiliza uma ferramenta desgastada.

Fahlkrans et al. [2011] estudou o efeito do revenimento na fadiga de contato após a cementação de dois aços. Após a fabricação dos corpos de prova por torneamento, foi realizada a cementação de dois aços comerciais endurecíveis. Em alguns corpos de prova de cada aço foi feito o revenimento após o endurecimento. Os ensaios de fadiga foram conduzidos em um equipamento disco-contra-disco e verificou-se que os aços não revenidos apresentaram melhor desempenho. Segundo o autor isso se deu devido ao fato do revenimento ter reduzido a dureza superficial dos aços, ao mesmo tempo em que reduziu a magnitude das tensões residuais presentes na camada endurecida.

Para o caso dos componentes submetidos à cementação, a escolha do tempo e temperatura de revenimento deve levar vários fatores em consideração, dentre eles a combinação entre tenacidade, resistência, dureza, tensões residuais e quantidade de austenita retida. A transformação da austenita retida e a mudança no volume relativo da camada endurecida e do substrato podem ser responsáveis pelo alívio das tensões residuais em função do tempo, como mostra a Figura 9 [ASM, 1991]. Através da medição de tensões residuais, Fahlkrans et al. [2011] observou a redução da magnitude de tensões residuais compressivas após ter sido realizado o revenimento.

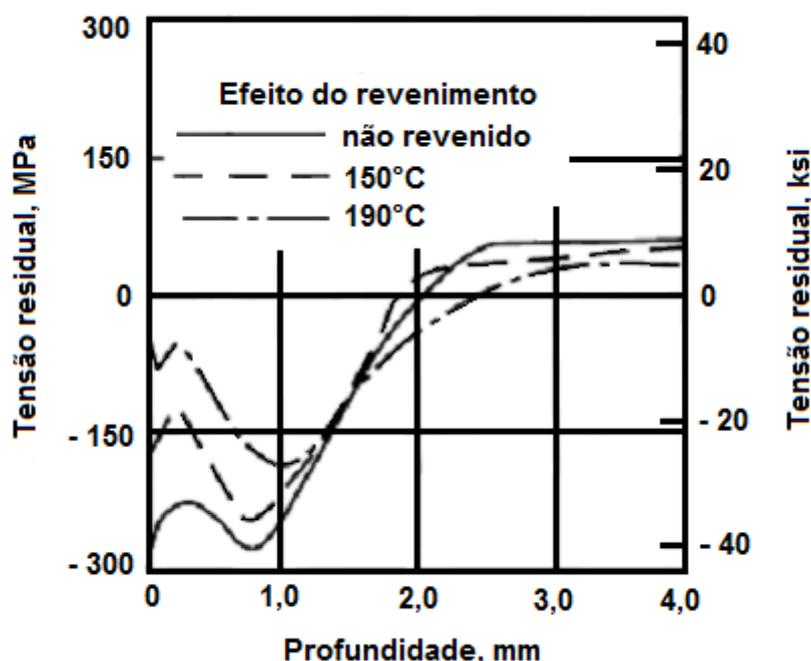


Figura 9 – Efeito do revenimento nas tensões residuais de aços cementados. Barras de aço 8617, com 19 mm de diâmetro, foram cementadas, temperadas em óleo, e revenidas por 1 hora nas temperaturas indicadas [ASM, 1991].

Revestimentos também são conhecidos por melhorar a vida em fadiga de contato de componentes. Stewart e Ahmed [2002], em uma revisão a respeito de fadiga de contato de rolamento de revestimentos na qual apresentam uma visão geral dos diferentes tipos de processos de deposição, consideram espessura e dureza de revestimento e material depositado, como parâmetros de influência no desempenho de componentes sujeitos à fadiga de contato de rolamento. Os autores consideram os processos de aspensão térmica, PVD e CVD como opções que, dependendo da aplicação, podem ser economicamente viáveis e eficientes em termos de aumento de vida útil dos componentes. Na classificação dos autores com relação ao desempenho, o PVD aparece como o processo que apresenta melhor desempenho sob fadiga de contato, porém possuindo desvantagens como a inviabilidade para produção em massa devido ao alto custo do processo e à necessidade de se ter um substrato bastante resistente, visto que, as camadas de revestimento de PVD benéficas para a fadiga de contato são aquelas inferiores a $1\ \mu\text{m}$. Em segundo lugar na classificação de desempenho em fadiga de contato está o CVD, que pode ser uma boa alternativa no caso de peças frágeis, pois o

revestimento aumenta a tenacidade da superfície. Porém, o processo CVD também apresenta suas desvantagens, como a limitação no nível de tensões residuais compressivas impostas, pois caso essas tensões atinjam um nível muito elevado, acabam por diminuir a coesão entre as camadas de revestimento, diminuindo a resistência à fadiga de contato do componente. Em terceiro lugar na classificação, a aspersão térmica, apesar ter um desempenho inferior aos outros dois processos citados, apresenta custo inferior, possibilitando a fabricação em massa de componentes que estejam submetidos a níveis de tensões relativamente baixos.

2.2.2 Fadiga de Contato de Ferros Fundidos Nodulares

De um modo geral, a fadiga de contato é associada a rolamentos. Porém, existem outros componentes sujeitos à fadiga de contato, como engrenagens, rodas e trilhos ferroviários, cilindros de laminação, etc., que se diferenciam bastante dos rolamentos em termos de materiais empregados, processos de fabricação e mercado a que devem atender. Sendo assim, estudos vem sendo realizados com o objetivo de compreender melhor o comportamento de ferros fundidos com relação à fadiga de contato, em particular na presença de tensões residuais [NEVES, 2006].

Magalhães et al. [2000] estudaram os mecanismos de propagação de trincas em um ferro fundido nodular austemperado submetido à ensaios de fadiga de contato de configuração disco-contra-disco, com superfície retificada e diversas condições de lubrificação. Esses autores identificaram que os nódulos de grafita expostos à superfície apresentaram trincas radiais. Outro conjunto de trincas de aspecto semelhante também foi encontrado, podendo estar associado à um nódulo de grafita logo abaixo da superfície, como mostra a Figura 10.

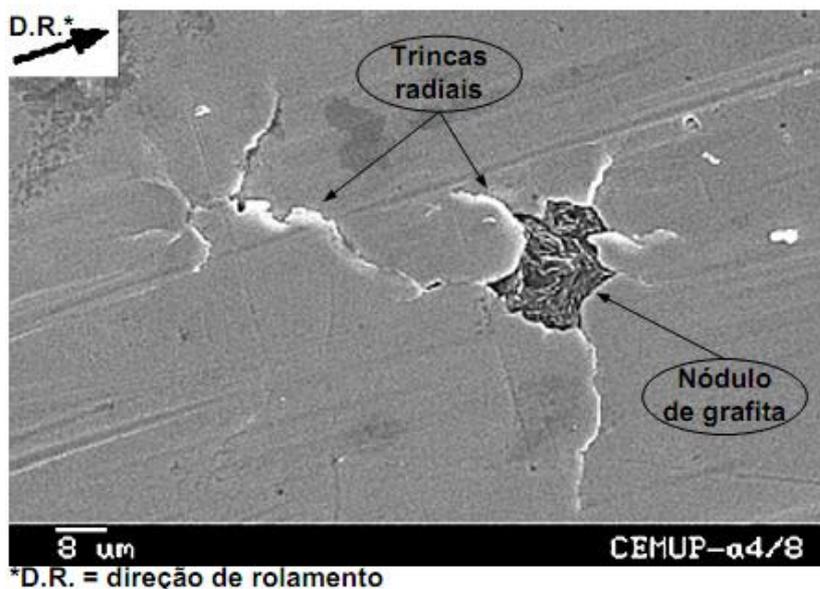


Figura 10 – Detalhe mostrando um nódulo de grafita surgindo na superfície de contato [MAGALHÃES et al., 2000].

Quando os nódulos de grafita subsuperficiais estão em uma região de altas tensões, algumas trincas longitudinais podem aparecer, e sua propagação é tipicamente paralela à superfície. Essas trincas também assumem um sentido radial, partindo do centro do nódulo [MAGALHÃES et al., 2000].

Magalhães et al. [2000] consideraram que grande número de trincas pequenas, relacionadas aos nódulos de grafita, foi gerado em toda a superfície imediatamente após o início dos ensaios. O fluido lubrificante penetra nas trincas e a pressão exercida pelo fluido na cavidade do nódulo expulsa a grafita, resultando em um furo com paredes cônicas, como pode ser visto no desenho esquemático da Figura 11. Esses furos iniciam por uma única trinca que se propaga entre a superfície e um nódulo próximo, até ruptura completa.

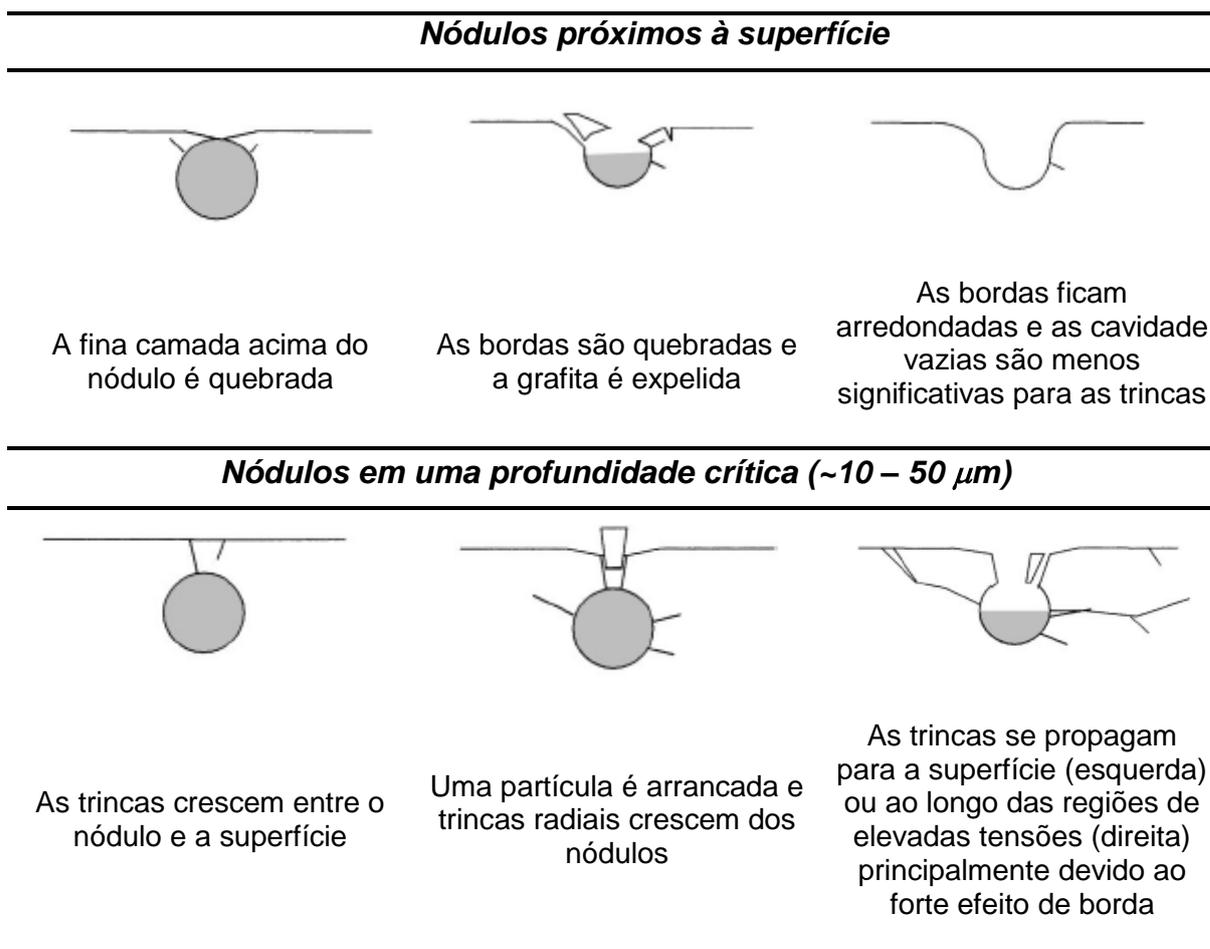


Figura 11 – Evolução típica de trincas ao redor dos nódulos de grafita no ferro fundido nodular austemperado [MAGALHÃES et al., 2000 apud LEITE, 2005].

Magalhães et al. [2000] concluíram que os nódulos superficiais não exercem influência negativa na propagação das trincas e a grafita expelida contribui para a lubrificação. No caso dos nódulos que estejam em uma profundidade crítica, o furo circular aberto à superfície cria um efeito de borda, levando à propagação das trincas, fato este que é favorecido pela presença do lubrificante. Por fim, nódulos que estejam em profundidades maiores também podem originar trincas, porém seu efeito é secundário.

Como já dito anteriormente, no caso da fadiga de contato a nucleação de trincas é fortemente influenciada pela presença de defeitos que possam atuar como concentradores de tensão. Dommarco et al. [1998] mostraram que durante a propagação, o caminho das trincas é fortemente influenciado pela presença de

nódulos, os quais mudam continuamente a direção de propagação da trinca principal. Dessa maneira, os nódulos são conectados pela trinca antes de ocorrer o arrancamento de partículas da superfície. À medida que a trinca principal se propaga, induz a nucleação de trincas nos nódulos adjacentes, devido à tensão induzida pela ponta da trinca. Isso gera alívio de tensão na ponta da trinca principal, fazendo com que mais energia seja necessária para que a propagação continue.

Salvande e Dommarco [2000], utilizando um aço SAE 4140 como referência, estudaram o desempenho sob fadiga de contato de rolamento de um ferro fundido nodular austemperado em diferentes patamares de temperatura de transformação. Foram feitas indentações na trilha de rolamento para que estas fossem pontos de início de trincas. Os autores mostraram que os melhores desempenhos em fadiga são para os tratamentos realizados em temperaturas mais baixas, os quais apresentaram dureza mais elevada. Porém, nenhum dos tratamentos superou o desempenho do aço.

Em novos testes realizados em condições similares, Salvande e Dommarco [2003] adicionaram um ferro fundido nodular com nódulos de grafita significativamente menores do que os do ferro nodular anterior. Os resultados de vida em fadiga desse material superaram todos os resultados do ferro nodular austemperado, equiparando-se ao resultado do aço de referência (SAE 4140).

Dommarco et al. [2006] ainda a respeito do efeito da diminuição do tamanho dos nódulos de grafita no desempenho em fadiga do ferro fundido nodular, estudaram diferentes relações entre diâmetros de contato, fazendo ensaios em ferros nodulares com grafitas de diferentes diâmetros, utilizando diferentes tamanhos de esferas. Foi utilizada uma condição de ferro nodular temperada e revenida e, novamente, diferentes condições de austêmpera e um aço SAE 4140 como referência. Os ensaios foram conduzidos com uma pressão máxima de contato de 1,6 GPa. Os resultados mostraram que a vida em fadiga aumenta à medida que o diâmetro de contato se torna relativamente maior que o diâmetro dos nódulos de grafita. Os tratamentos de austêmpera em patamares de temperatura de transformação mais baixas também resultaram em melhor desempenho. Um resultado importante do trabalho foi o fato do ferro nodular com alta contagem de nódulos e na condição temperada e revenida ter apresentado desempenho, superior

ao aço SAE 4140. Isso pode ter ocorrido devido à dureza final das amostras de ferro nodular temperado e revenido, que se apresentou superior inclusive à dureza do aço de referência, indicando a importância do parâmetro dureza nesse tipo de solicitação.

Considerando o efeito benéfico de tensões residuais na vida em fadiga de contato, Neves [2007], em estudos a respeito de fadiga de contato de diferentes ferros fundidos (cinzento e nodular), concluiu que a imposição de tensões residuais por meio mecânico não causou melhora significativa na vida em fadiga do ferro fundido nodular, aumentando, no entanto, a dispersão dos resultados. Essa conclusão impulsionou a investigação de outro método de imposição de tensões residuais que possa acarretar a melhora da vida em fadiga desse material.

2.3 Tratamento Termoquímico de Nitretação

A nitretação é um tratamento termoquímico de endurecimento superficial no qual ocorre a difusão de nitrogênio no reticulado cristalino do material base. Para isso, a peça a ser nitretada deve encontrar-se a uma temperatura adequada e estar em contato com a atmosfera nitretante.

No presente trabalho foi utilizado o processo de nitretação por plasma, o qual possui vantagens como, por exemplo, o fato de não causar deformações estruturais significativas às peças, devido a temperaturas relativamente baixas de tratamento, minimizar ou eliminar processos de acabamento, 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, além da possibilidade de controle da camada de compostos [KOVACS e RUSSELL, 1986].

2.3.1 Fundamentos de Plasma

O estado de plasma consiste em um gás parcialmente ionizado, mas eletricamente neutro, e com comportamento coletivo [CHAPMAN, 1980]. Quando uma diferença de potencial é aplicada entre dois eletrodos imersos em um meio gasoso à baixa pressão, os elétrons livres no meio são acelerados por um campo elétrico gerado entre os eletrodos e colidem com átomos de gás. Como resultado dessas colisões ocorre ionização e mais elétrons são produzidos e acelerados pelo campo elétrico, tornando o processo uma reação em cadeia, até atingir um equilíbrio entre colisões e ionização. Apenas parte da energia transferida do campo elétrico aos elétrons é consumida em ionização. Uma parte dela é usada em outras reações, como a de excitação, que é um estado instável, no qual o átomo tende a retornar ao seu estado fundamental, devido ao decaimento dos elétrons a estados energéticos inferiores, resultando na emissão de luz (fótons), processo este responsável pela luminescência no plasma [CHAPMAN, 1980].

Um dos possíveis métodos para nitretar por plasma consiste em fazer a amostra funcionar como cátodo e as paredes do reator como ânodo. Na região próxima ao cátodo, íons de diferentes naturezas são acelerados contra o cátodo, causando o bombardeamento da peça e seu conseqüente aquecimento, facilitando a difusão do nitrogênio atômico para o interior desta.

Vários tipos de descarga podem ser obtidos, dependendo da relação entre tensão e corrente, como mostrado na Figura 12.

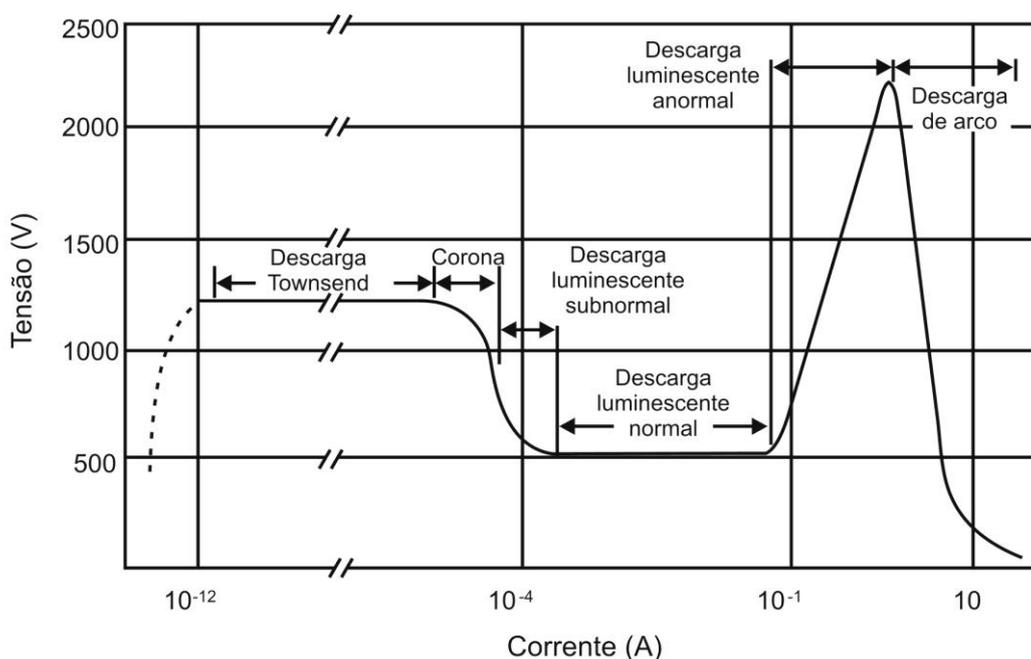


Figura 12 – Curva característica tensão x corrente de diferentes tipos de descarga [EDENHOFER, 1974a].

O regime de descarga utilizado no processo de nitretação dos trabalhos desenvolvidos recentemente no Laboratório de Plasma da UTFPR é o de descarga luminescente anormal. Nesse regime, identificado na Figura 12, pode-se ver que há uma forte dependência entre tensão e corrente, fazendo com que o processo seja de mais fácil controle, uma vez que a temperatura do cátodo depende da voltagem e da densidade da corrente do processo, ou seja, depende da intensidade e da energia dos íons que bombardeiam o cátodo.

Para a descarga luminescente anormal a variação do potencial entre os dois eletrodos (cátodo e ânodo) está representada esquematicamente na Figura 13.

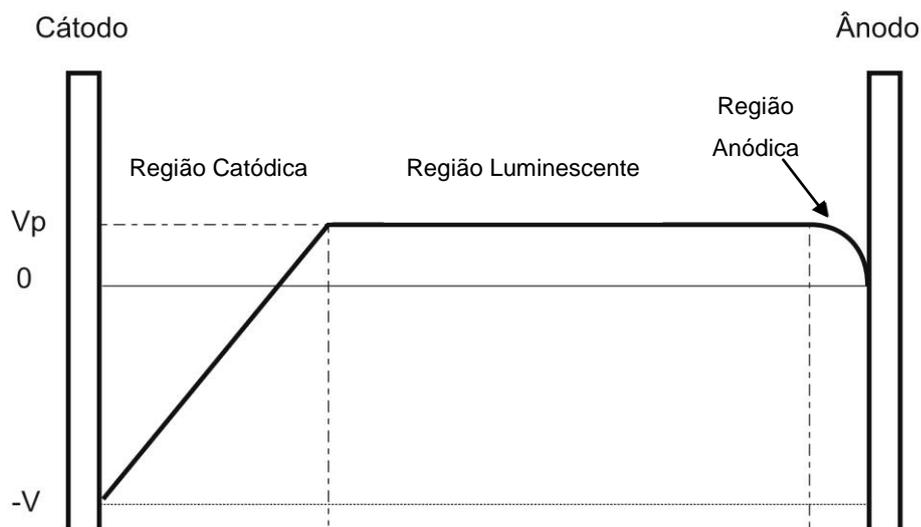


Figura 13 – Distribuição esquemática de potenciais numa descarga luminescente anormal [CHAPMAN, 1980].

A região luminescente apresenta um campo elétrico praticamente nulo uma vez que o potencial de plasma (V_p) é praticamente constante. Os elétrons são atraídos para essa região devido ao potencial positivo, fazendo com que estes permaneçam nessa região assegurando a manutenção do plasma. A bainha catódica possui um campo elétrico muito mais intenso que a região anódica, proporcionando um acréscimo de energia aos elétrons e íons que chegam nessa região [CHAPMAN, 1980].

Íons positivos que se encontram na região catódica, oriundos da região luminescente, são acelerados em direção ao cátodo onde ocorrem colisões. Como consequência de parte dessas colisões, são gerados elétrons secundários que são acelerados na direção da região luminescente. No caminho, esses elétrons secundários podem colidir com as partículas neutras do gás, causando ionizações, dissociações e/ou excitações.

A maior parte das ionizações e produção de espécies excitadas ocorre na região luminescente, por causa dos elétrons vindos da região catódica. O termo região luminescente é proveniente da liberação de grande parte da energia absorvida da interação elétron-átomo ou elétron-molécula na forma de radiação luminosa [CHAPMAN, 1980].

2.3.2 Diagrama de Fases Fe-N

Quando se aumenta a concentração de nitrogênio, o limite de solubilidade deste no ferro é excedido, formando precipitados finos e coerentes, que podem situar-se nos contornos de grão ou no interior dos grãos. Os precipitados distorcem a estrutura cristalina e promovem um aumento substancial de dureza [ASM, 2004].

Como pode ser visto no diagrama da Figura 14, quando a concentração de nitrogênio aumenta na superfície do material, a camada superficial pode ficar composta pela fase γ' (Fe_4N). Esse intermetálico é o produto de uma reação de equilíbrio quando as concentrações de nitrogênio estão próximas a 6%p. no ferro. Se a concentração de nitrogênio é aumentada a aproximadamente 6,1%p. a 450 °C há a formação do intermetálico ε (Fe_{2-3}N).

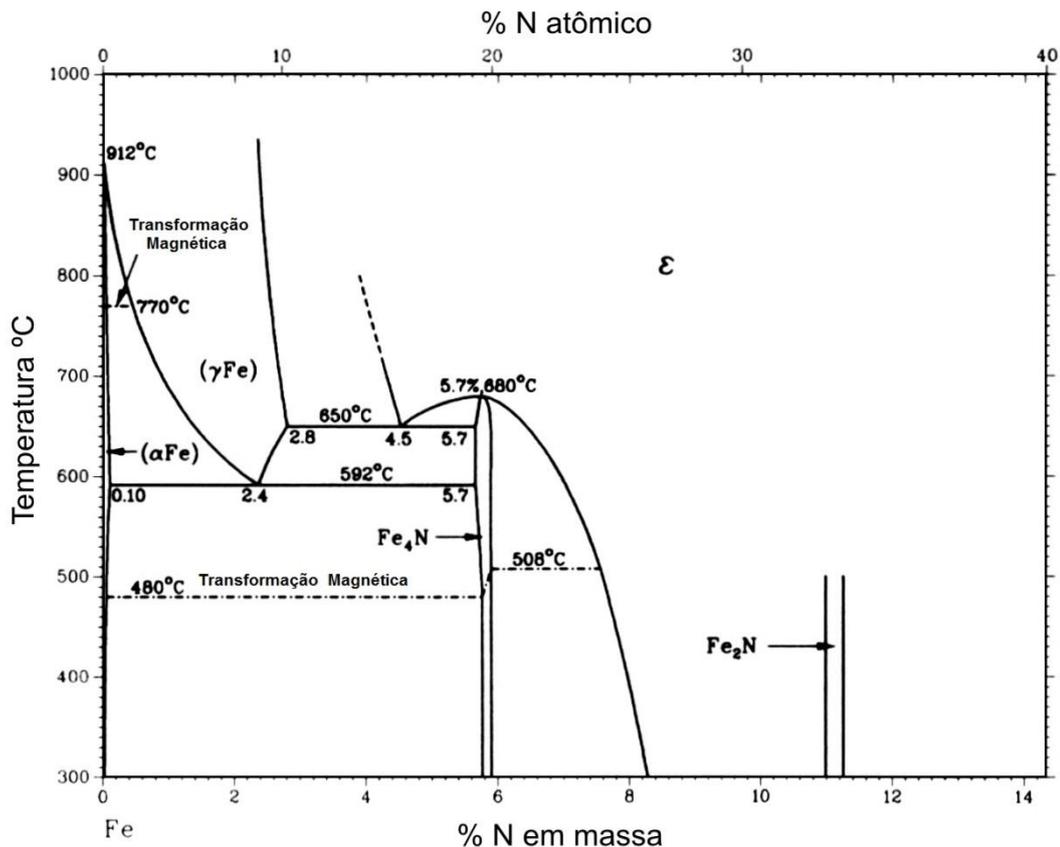


Figura 14 – Diagrama de fases ferro-nitrogênio [ASM, 1992].

2.3.3 A Camada Nitretada

A estrutura esquemática das regiões presentes na superfície após a nitretação de um aço pode ser vista na Figura 15. Podem ser identificadas duas regiões diferentes: a zona de difusão e a zona de compostos. 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 zona 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].

Um gráfico mostrando a dureza em função da distância da superfície para diferentes materiais após a nitretação pode ser visto na Figura 16, onde se destaca em linha vermelha o perfil de dureza típico para um ferro fundido nodular.



Figura 15 – Esquema do perfil de dureza de um aço nitretado [ASM, 1991].

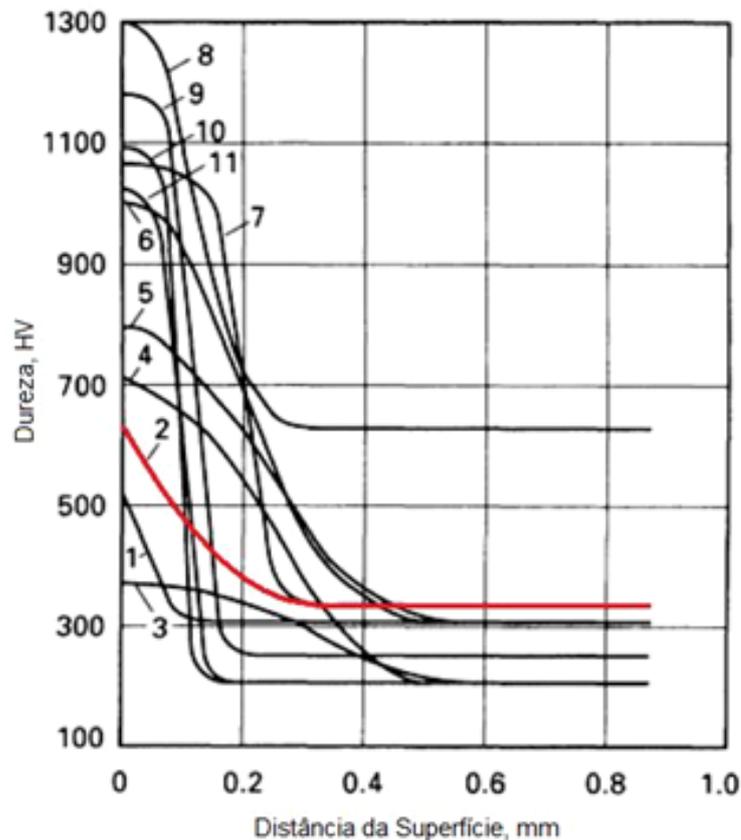


Figura 16 – Perfis de dureza para vários materiais nitretados: 1) ferro fundido cinzento; 2) ferro fundido nodular; 3) aço AISI 1040; 4) aço para cementação; 5) aço de baixa liga; 6) aço para nitretação; 7) aço para trabalho a quente com 5% de Cr; 8) aço para matriz trabalhado a frio; 9) aço inoxidável ferrítico; 10) aço inoxidável AISI 420; 11) aço inoxidável 18Cr-8Ni [ASM, 1991].

A camada de compostos é uma região onde há a formação dos intermetálicos γ' (Fe_4N) e ϵ (Fe_{2-3}N). Essa camada também é chamada de camada branca, pois aparece branca em uma seção polida e atacada com Nital, como mostra a Figura 17. A espessura da camada de compostos, para um mesmo material nitretado, depende do tempo, temperatura, pressão do processo e composição gasosa. A nitretação por plasma é um processo que permite controlar a espessura dessa camada devido à dissociação do nitrogênio para a formação de nitrogênio atômico que ocorre quando da influência da descarga luminescente. Dessa forma, o potencial de nitretação pode ser precisamente controlado pela regulagem da concentração de nitrogênio na mistura gasosa. Esse controle permite a determinação da composição da camada nitretada com a presença ou não da camada de compostos [ASM, 2004].

A presença de uma camada de compostos espessa, além de aumentar a resistência mecânica, é uma ótima barreira para a corrosão. Porém, pelo fato das fases γ' e ϵ terem fraca força de interação em suas interfaces, e diferentes coeficientes de expansão térmica, a camada de compostos se torna muito susceptível a falha [ASM, 2004]. Devido a essa camada não ser adequada para situações que envolvam rolamento, as composições de gás para as configurações metalúrgicas desejadas podem ser baseadas na Figura 18.

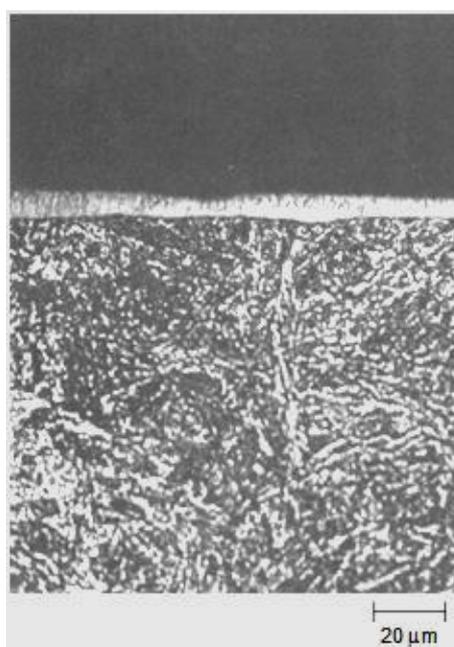


Figura 17 – Camada de compostos de Fe₄N na superfície de um aço 4140 nitretado após têmpera e revenimento. A camada de difusão não é visível nessa metalografia. Atacado com Nital [ASM, 2004].

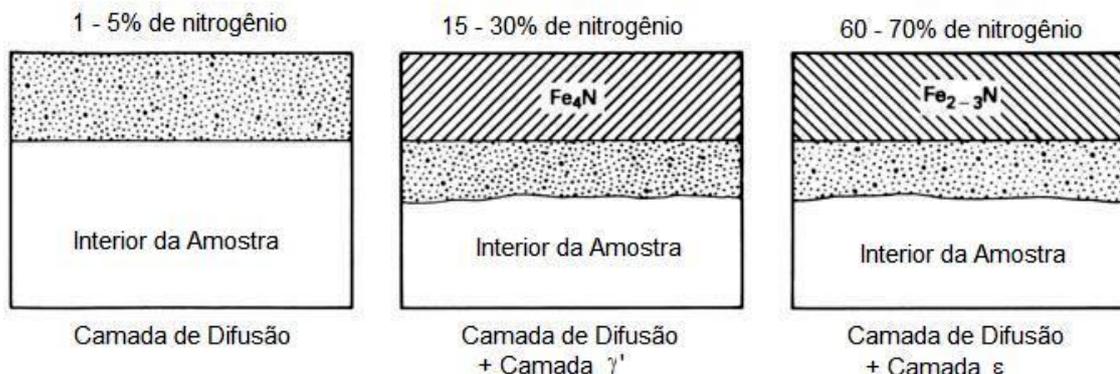


Figura 18 – Composições de gás típicas e configurações metalúrgicas resultantes da nitretação [ASM, 2004].

Em trabalhos anteriores realizados no Grupo de Materiais [WOLLMANN, 2009; WOLLMANN et al., 2009; OKURA et al., 2010] foram estudadas condições de nitretação por plasma para um ferro fundido nodular, sem que houvesse a formação da camada de compostos.

Wollmann et al. [2009] realizaram nitretações variando a porcentagem de nitrogênio (10 e 15%) na mistura gasosa de hidrogênio, argônio e nitrogênio. Os tempos de tratamento foram 8, 12 e 24 horas e a pressão e temperatura foram mantidas constantes, 4 Torr e 450 °C, respectivamente. O resultado de dureza superficial mais elevado, como já esperado, foi obtido para a condição de maior porcentagem de nitrogênio na mistura gasosa, como mostra a Tabela 1. Esse resultado elevado de dureza indica que houve a formação de camada de compostos na superfície do material, confirmando a informação da Figura 18 a respeito da porcentagem de Nitrogênio na mistura gasosa. Além disso, pode-se observar um resultado de dureza bastante elevado para a nitretação mais longa (24 horas), apesar da baixa porcentagem de nitrogênio (10%). Dessa maneira, também fica confirmada a influência do tempo de nitretação na formação da camada de compostos.

Tabela 1 – Resultados de microdureza superficial das amostras nitretadas a 450 °C e 4 Torr de pressão [WOLLMANN et al., 2009].

Condição de Nitretação		Microdureza [HV0,05]
10% N ₂	8 horas	723
	12 horas	906
	24 horas	1103
15% N ₂	8 horas	1122

Os resultados de perfis de dureza das amostras nitretadas indicaram que todas as condições de nitretação obtiveram sucesso em relação ao aumento de dureza superficial e à profundidade da camada nitretada, já que em condições de rolamento a ordem de grandeza da profundidade máxima de tensão de cisalhamento é ao redor de 100 μm [NEVES, et al. 2007]. Entretanto, foi observada uma queda acentuada de dureza da matriz do material para nitretações em tempos mais longos (Figura 19), o que indica que os benefícios da nitretações são parcialmente cancelados devido ao efeito de revenimento do material durante a nitretação.

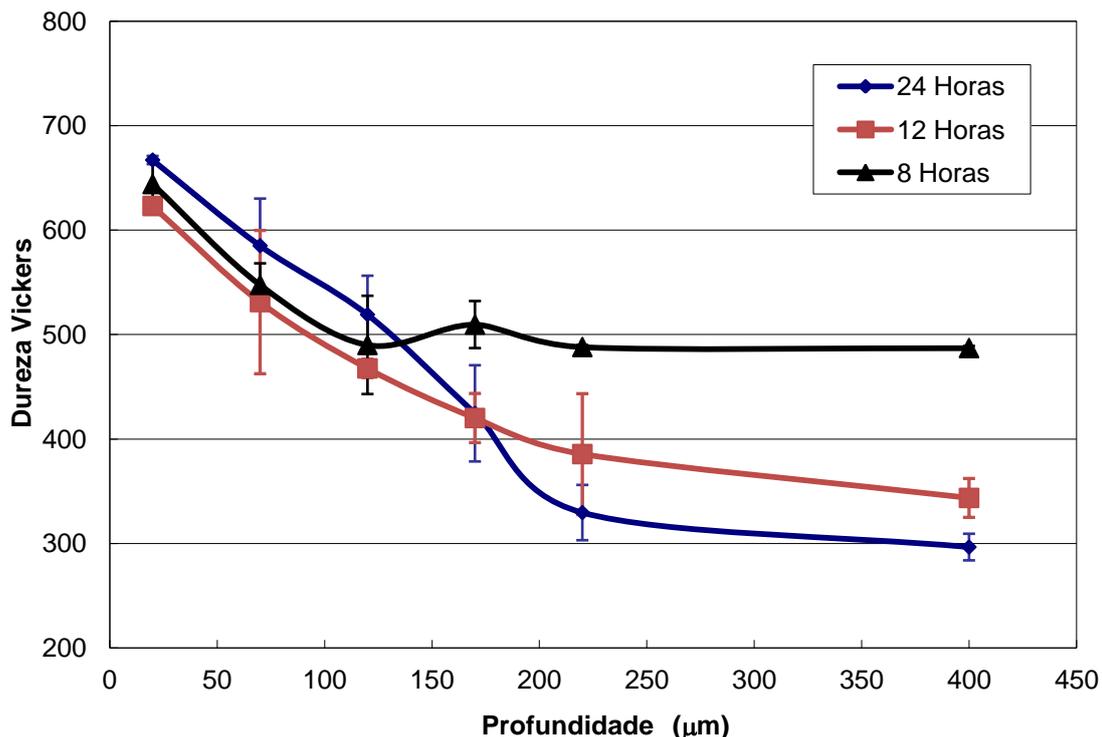


Figura 19 - Perfis de dureza das amostras nitretadas com 10% de N₂ na mistura gasosa e com tempos variáveis [WOLLMANN et al., 2009].

Okura et al. [2010] apresenta resultados de nitretação de um ferro fundido nodular nas mesmas condições que Wollmann et al. [2009]. As nitretações foram realizadas a uma temperatura mais baixa, fixa em 400 °C e a uma pressão de 4 Torr. A mistura gasosa do tratamento foi feita com hidrogênio, argônio e nitrogênio, este último também com porcentagem fixa em 20%. Com o objetivo de se obter camadas de difusão mais profundas e dissolver a possível camada de compostos produzida pela utilização de uma porcentagem maior de nitrogênio, foram realizados, após as nitretações, tratamentos de difusão em forno. Os tempos de difusão em forno e a temperatura utilizados foram 4, 8 e 16 horas e 400° C, respectivamente.

Na Tabela 2 pode-se perceber que a dureza superficial diminuiu com o aumento do tempo de difusão. Por outro lado, a profundidade da camada de difusão aumentou, como pode ser visto nos perfis de dureza mostrados na Figura 20.

Tabela 2 – Microdureza de topo das amostras nitretadas, após diferentes tempos de difusão em forno [OKURA et al., 2010].

Condições de Nitretação	Tempo de Difusão em Forno [horas]	Microdureza [HV0,05]
400 °C; 8 Horas; 4 Torr; 20% N ₂ ;	4	1005
	8	858
	16	821

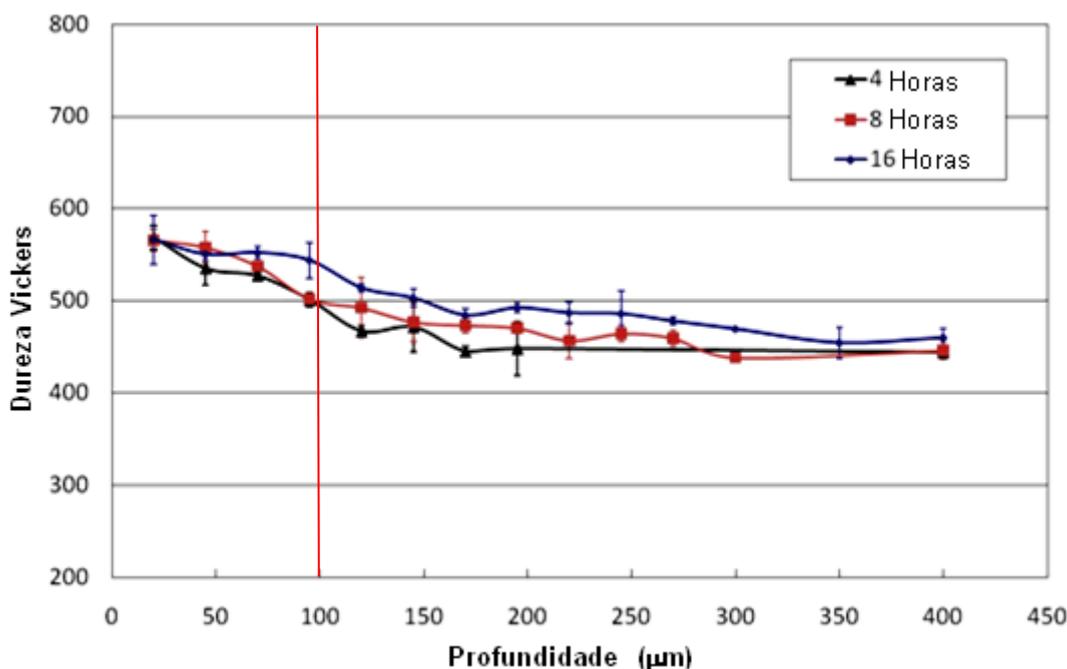


Figura 20 – Perfis de microdureza para as amostras nitretadas, após diferentes tempos de difusão em forno [OKURA et al., 2010].

A nitretação realizada a uma temperatura mais baixa e com uma porcentagem maior de nitrogênio, seguida de um processo de difusão em forno se mostrou mais eficiente em aumentar a profundidade da camada nitretada, quando comparada com a nitretação de 10% a 450 °C, utilizando a mesma pressão de trabalho. O tratamento de difusão que produziu maior dureza na profundidade de 100 µm, correspondente a profundidade máxima de tensão de cisalhamento, foi o de 16 horas.

Outro resultado que vale salientar a respeito da difusão em forno é o de que quanto maiores os tempos de difusão, menores os valores de dureza de topo (Tabela 2), o que indica que uma possível camada de compostos produzida pela maior porcentagem de nitrogênio da nitretação, é dissolvida durante a difusão em forno.

2.4 Medição de Tensões Residuais por Difração de Raios-X

2.4.1 Propriedades dos Raios-X

Os raios-X foram descobertos em 1895 pelo físico alemão Wilhelm Conrad Roentgen, e foram assim chamados devido a sua natureza desconhecida até aquele momento. Diferente da luz, esses raios são invisíveis, se propagam em linhas retas e afetam filmes fotográficos da mesma forma que a luz. Os raios-X podem atravessar facilmente o corpo humano, a madeira, peças finas de metal e outros objetos opacos. Atualmente sabe-se que os raios-X são radiações eletromagnéticas de mesma natureza que a luz, porém, com comprimento de onda muito menor [CULLITY, 1978].

2.4.2 Interferência e Difração de Raios-X – Lei de Bragg

Quando um feixe de raios-X se choca contra a superfície de um cristal formando um ângulo θ uma porção é dispersa pelos átomos da superfície. A porção não dispersa do feixe penetra na segunda camada de átomos e mais uma vez, uma fração é dispersa, e a fração que resta penetra na terceira camada de átomos, e assim sucessivamente. O efeito acumulativo dessa dispersão produzida pelos centros regularmente espaçados do cristal é a difração do feixe, da mesma forma que a radiação visível se difrata em uma rede de reflexão. Para que a difração ocorra é necessário que o espaçamento entre os planos dos átomos seja aproximadamente o mesmo que a largura da onda da radiação e que os centros de

dispersão estejam distribuídos no espaço de uma maneira bastante regular. Em 1912, W. L. Bragg tratou a difração de raios por cristais como mostra a Figura 21. Neste caso, um feixe estreito de radiação se choca contra a superfície de um cristal formando um ângulo θ . A dispersão ocorre devido a interação da radiação com os átomos localizados em O, P e R. Se a distância corresponder a Equação 12, sendo n um número inteiro, a radiação dispersada estará em fase em OCD e o cristal parecerá refletir a radiação X [SKOOG et al., 2001].

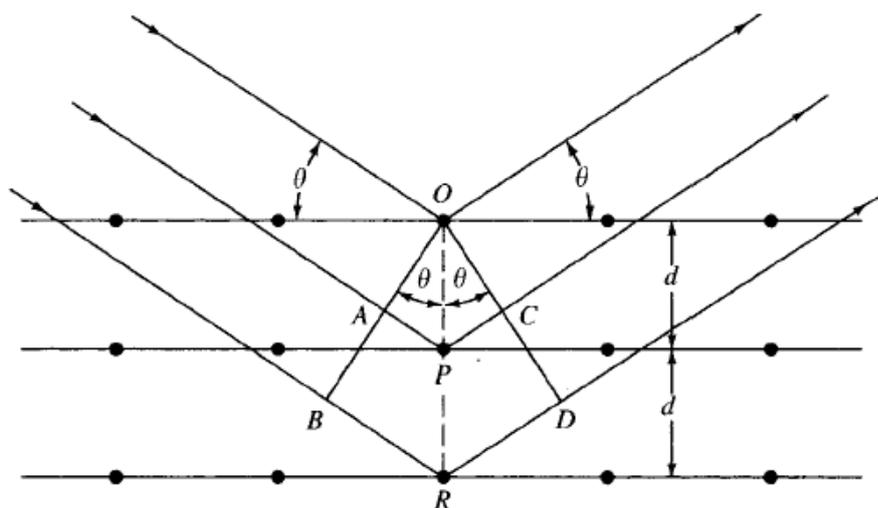


Figura 21 – Difração de raios-X produzida por um cristal [SKOOG et al, 2001].

$$AP + PC = n\lambda$$

Equação 12

Porém, como AP é igual a PC, e PC é igual a $d \sin \theta$, onde d é a distância interplanar, se pode concluir que as condições para ter uma interferência construtiva do feixe que forma um ângulo θ com a superfície do cristal são descritas pela Lei de Bragg, apresentada na Equação 13 [SKOOG et al., 2001].

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

Equação 13

Nota-se que os raios-X são refletidos pelo cristal somente se o ângulo de incidência satisfizer a Equação 14, para todos os demais ângulos ocorre interferência destrutiva [SKOOG et al., 2001].

$$\text{sen } \theta = \frac{n\lambda}{2d}$$

Equação 14

A representação de planos cristalográficos pode ser aplicada à lei de Bragg para calcular a distância entre dois planos cristalinos (distância interplanar), quando os ângulos entre os eixos cristalográficos são iguais à 90°. Para isso utiliza-se a Equação 15, onde têm-se a, b e c são os parâmetros de rede do cristal considerado [BLEICHER e SASAKI, 2000].

$$d_{hkl} = \frac{1}{\sqrt{\frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2}{b^2} + \frac{l^2}{c^2}}}$$

Equação 15

Substituindo então o valor na lei de Bragg, podemos encontrar o ângulo onde há um pico de intensidade devido à interferência construtiva das ondas espalhadas relativo ao plano em questão [BLEICHER e SASAKI, 2000].

O significado desses cálculos é que incidindo um feixe em ângulos variáveis em uma amostra policristalina e colocando-se essas intensidades em função do ângulo de espalhamento 2θ (ângulo entre a onda incidente e a onda espalhada), iremos obter um gráfico chamado difratograma (Figura 22). Esse padrão de difração é único para cada tipo de cristal. Dessa forma, é possível descobrir a natureza de fases em materiais através da difração de raios-X [BLEICHER e SASAKI, 2000].

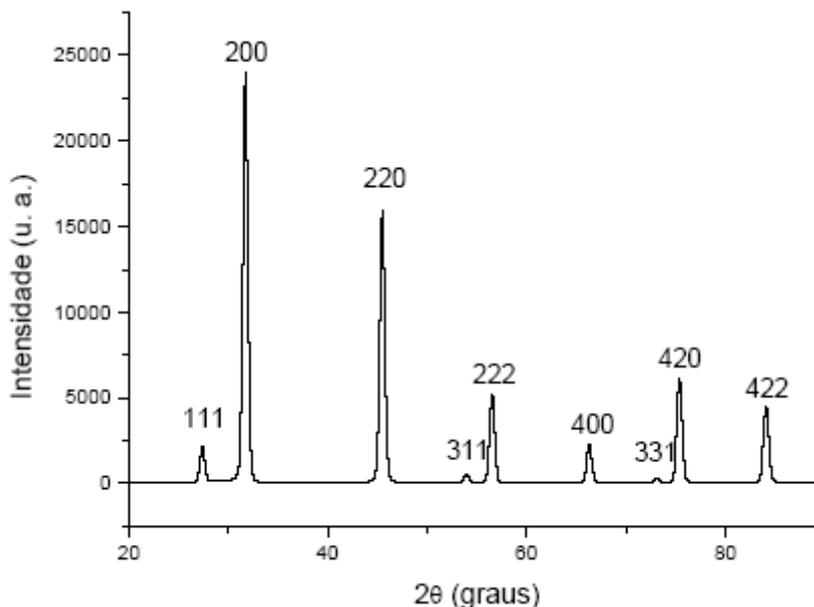


Figura 22 – Padrão de difração do pó de NaCl [BLEICHER e SASAKI, 2000].

2.4.3 Difração de Raios-X Aplicada à Medição de Tensões Residuais

A difração de raios-X é um método não destrutivo para medição de tensões residuais, ou mais precisamente, deformações devido às tensões residuais. A medição de tensões residuais por raios-X é válida para materiais que sejam elásticos, homogêneos e isotrópicos, porém, metais policristalinos satisfazem essa questão no caso de cristais selecionados com tensões de natureza elástica. A deformação pode ser medida apenas na superfície onde a tensão no elemento investigado é aliviada na direção normal à superfície devido à falta de compressão nessa direção [ALMEN e BLACK, 1963].

O método de difração de raios-X depende da regularidade dos espaçamentos dos planos atômicos. O espaçamento interplanar é alterado proporcionalmente as tensões elásticas. O espaço interplanar medido em relação ao espaço interplanar original gera uma unidade de deformação que pode ser interpretada em termos da tensão correspondente [ALMEN e BLACK, 1963].

A Figura 23 esquematiza o método básico de medição de tensões residuais. Como a penetração dos raios-X está limitada a apenas dois ou três cristais da

superfície, deve-se assumir que a tensão na região investigada é paralela a superfície [ALMEN e BLACK, 1963].

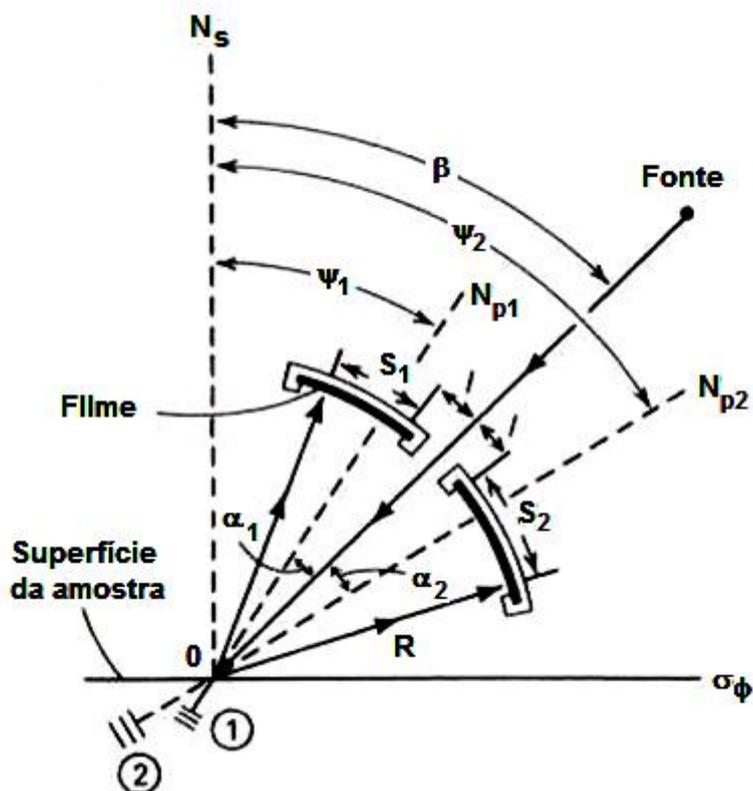


Figura 23 – Desenho esquemático da técnica de difração de raios-X para medição de tensões residuais. N_s é a normal à superfície da amostra e N_p a normal aos planos de reflexão [ASM, 1986].

Pode ser visto na Figura 23 que a medição de tensões por difração de raios-X é gerada pela mudança do ângulo de difração resultando de uma diferença pequena em espaços interplanares de dois planos orientados em diferentes ângulos ψ em relação aos planos (Figura 24). Quando as distâncias interplanares são determinadas para o modo normal de difração d_n , onde $\psi = 0$, e d_ψ para o ângulo incidente igual a ψ , a correspondente tensão residual deve ser determinada pela Equação 16 [CULLITY, 1978; ALMEN e BLACK, 1963].

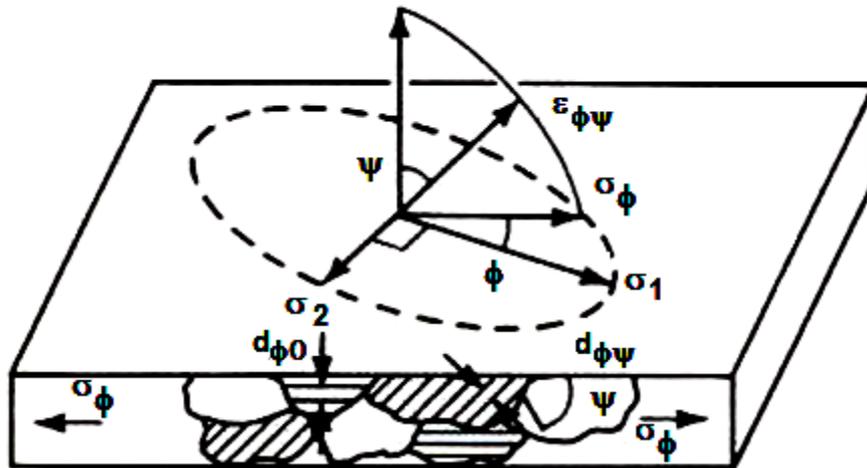


Figura 24 – Tensões na superfície de um corpo. $\sigma = 0$.
A tensão a ser medida é σ_ϕ [ASM, 1986].

$$\sigma_\phi = \frac{E}{(1 + \nu) \sin^2 \Psi} \left(\frac{d_i - d_n}{d_n} \right)$$

Equação 16

Onde:

d_i é o espaço interplanar com ângulo incidente Ψ ;

d_n é o espaço interplanar com ângulo incidente normal;

E é o módulo de Young;

ν é o coeficiente de Poisson; e

Ψ é o ângulo incidente.

A Equação 16 permite calcular a tensão em qualquer direção dos espaçamentos interplanares determinados por duas medições, feitas no plano normal ao da superfície e contendo a direção das tensões a serem medidas [CULLITY, 1978].

2.4.4 Medição de Tensões Residuais em Aços Nitretados por Plasma

A nitretação por plasma é um processo de modificação superficial que melhora propriedades mecânicas e tribológicas em ligas ferrosas devido ao aumento de dureza e a imposição de tensões residuais compressivas durante a formação da camada nitretada [FARRAHI e GHADBEIGI, 2006].

As principais causas das tensões residuais durante a nitretação são as mudanças na composição química, transformações de fase e precipitações na zona de difusão, mudanças de volume causadas pela transformação de fases, bem como pelo crescimento de precipitados e efeitos térmicos devido a diferentes coeficientes de expansão durante a formação da camada. Kolozsváry [2002] afirma que poucos trabalhos na literatura estudam tensões residuais e sua modelagem em camadas nitretadas. Um dos motivos é o menor efeito nas distorções e geralmente menor nível de tensões em comparação com as camadas cementadas. Devido ao complexo mecanismo de endurecimento durante a nitretação, as investigações são mais difíceis e a modelagem matemática deve considerar vários fatores.

Gawronski [2001] mediu as tensões residuais por difração de raios-X em cames de bomba injetora de aço AISI M2 após este material ser nitretado pelo método NITROVAC 79 [GAWRONSKI, 2001], a 560 °C por 6 horas, em duas pressões distintas, 15 e 135 Torr. A caracterização microestrutural realizada através de difração de raios-X mostrou que as amostras nitretadas a 15 Torr não apresentaram camada de compostos na superfície. Já as amostras nitretadas a 135 Torr apresentaram as fases γ' e ϵ que indicam a presença de camada de compostos.

O método Waisman-Phillips foi utilizado para determinar a classe das tensões residuais na superfície do aço AISI M2 após a nitretação, a partir da remoção de finas camadas superficiais através de polimento eletrolítico. Esse método determina o gradiente de tensões residuais impostas em peças metálicas por vários processos de fabricação, analisando os resultados de flexão e a espessura da amostra em intervalos durante a remoção. Gawronski [2001] elaborou um banco de dados

através do método Waisman-Phillips e, em seguida, utilizou o método de difração de raios-X $\sin^2\psi$.

A Figura 25 apresenta os resultados da medição de tensões residuais através do método $\sin^2\psi$ e a comparação com os dados do método Waisman-Phillips para os dois casos de pressão estudados. Pode-se perceber que o valor máximo de tensões residuais compressivas se encontra na posição mais próxima da superfície para a condição de nitretação de menor pressão (Figura 25a). Os valores de tensão residual compressiva diminuem com o aumento da profundidade em relação à superfície, tendendo a zero quando a aproximadamente 100 μm da superfície, valor este que coincide com o valor de profundidade de camada de difusão obtido pelo autor através de análises microestruturais [GAWRONSKI, 2001].

Já no caso da Figura 25b, o valor máximo de tensões residuais compressivas está entre 10 e 30 μm . Isso ocorre devido à presença da camada de compostos que aparece até aproximadamente 8 μm segundo análises metalográficas do autor. Devido a essa camada ser porosa, ela diminui consideravelmente o valor das tensões residuais compressivas, sendo que o valor máximo de tensões compressivas aparece quando essa camada termina. De maneira similar ao resultado para a nitretação de menor pressão, foi constatada a presença de tensões residuais compressivas até 100 μm de profundidade. Esse valor também pode ser relacionado com a profundidade de camada de difusão medida pelo autor, que para esta condição foi de 125 μm [GAWRONSKI, 2001].

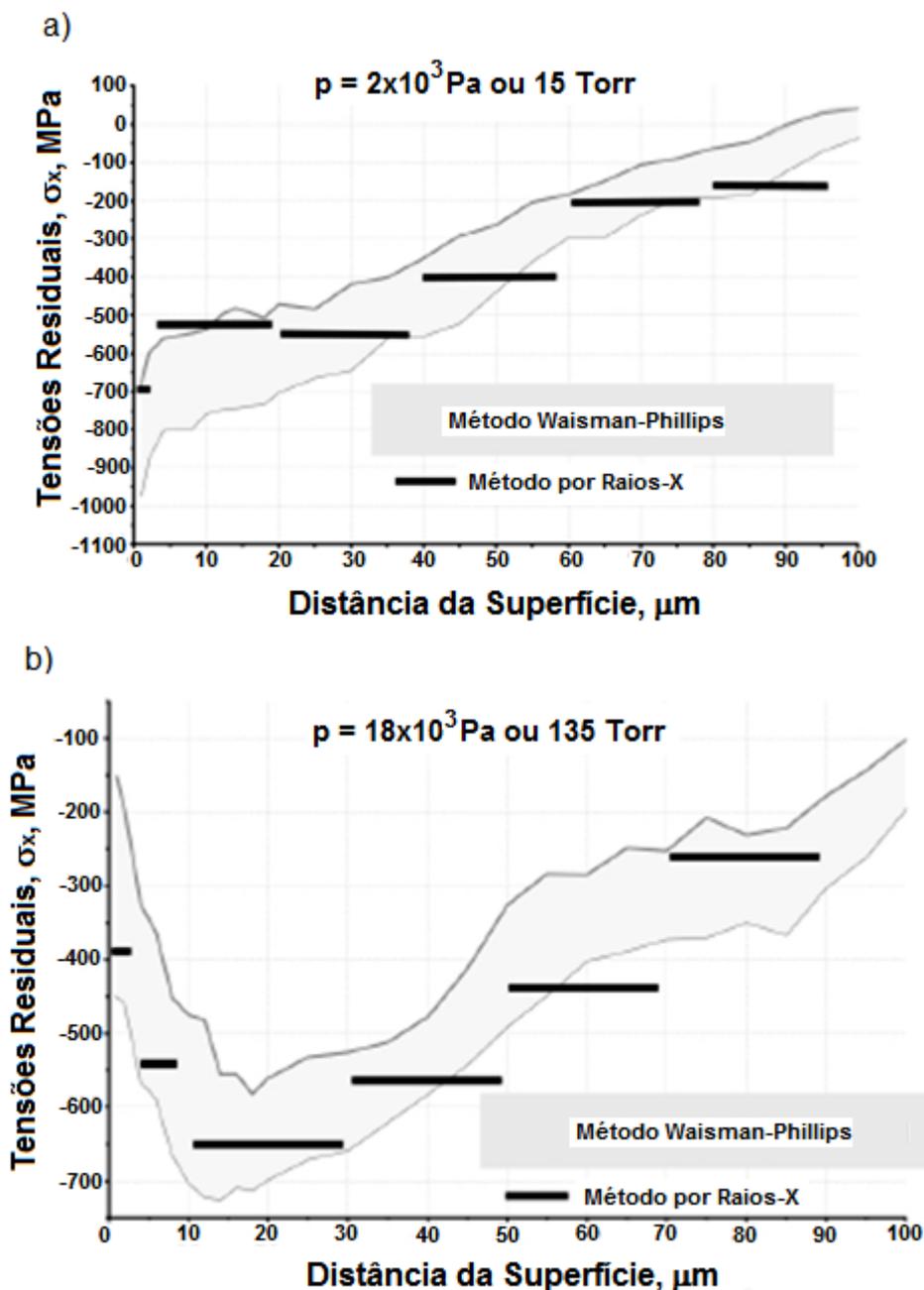


Figura 25 – Tensões residuais medidas na superfície nitretada de um aço M2 a) nitretação a 15 Torr (2×10^3 Pa); e b) nitretação a 135 Torr (18×10^3 Pa) [GAWRONSKI, 2001].

Após a nitretação dos cames, foram conduzidos ensaios no sistema came-rolete das bombas de injeção, nos quais Gawronski [2001] menciona convenientemente que as regiões que continham camada de compostos apresentaram desgaste catastrófico, com trincas tendo início na superfície. Segundo

o autor, esse fato ocorreu devido a significativa redução no valor das tensões compressivas encontradas nessa região através da medição de tensões residuais.

Rocha et. al. [1999] analisaram através do método $\sin^2\psi$ as tensões residuais geradas pela nitretação na superfície de um aço AISI M2 utilizado para a produção de ferramentas de corte. As nitretações foram realizadas no equipamento do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, UFRGS. As temperaturas variaram entre 350 e 500 °C e as misturas gasosas utilizadas foram 5 e 76% de nitrogênio em hidrogênio. A pressão de trabalho foi mantida constante em 3,5 Torr durante o processo. A medição de tensões residuais foi feita em 15 ângulos ψ que variaram entre $-60^\circ < \psi < +60^\circ$ para duas orientações ortogonais de medida ($\phi=0$ e 90°).

Mais uma vez as tensões compressivas mais significativas estão presentes na zona de difusão, e as tensões residuais tendendo a trativas se apresentam na camada de compostos. A Figura 26 mostra maiores valores de tensões residuais compressivas na superfície das amostras nitretadas em menores temperaturas, sendo estas as quais, segundo os autores, não houve presença de camada de compostos, ou a camada de compostos não chegou a 1 μm de espessura. Já para as condições acima de 400 °C, onde, segundo a análise de fases realizada por difração de raios-X, ocorre a formação de camada de compostos, com espessura acima de 1 μm , os valores medidos de tensões residuais indicam tensões trativas [ROCHA et al, 1999].

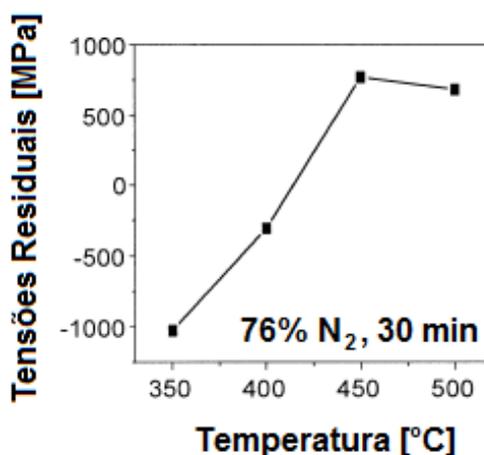


Figura 26 – Tensões residuais na camada nitretada em função da temperatura de nitretação [ROCHA et al, 1999].

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais e a análise experimental usadas nesse trabalho buscaram analisar o desempenho em fadiga e os mecanismos de falha de corpos de prova de ferro fundido nodular submetidos a diferentes tratamentos. Considerando que Neves et al. [2007] não encontrou um efeito claro da influência das tensões residuais compressivas impostas mecanicamente na vida em fadiga do ferro fundido nodular, a nitretação foi selecionada como método de indução de tensões residuais em corpos de prova submetidos a ensaio de fadiga de contato de rolamento do tipo esfera-plano. Os materiais e a abordagem experimental empregada serão detalhados nos tópicos seguintes.

3.1 Caracterização do material ensaiado

O ferro fundido nodular utilizado neste trabalho foi obtido junto a Fundição Tupy, empresa de fundição situada na cidade de Joinville-SC. A composição química do material fornecida pelo fabricante é apresentada na Tabela 3. O material foi fornecido na forma de uma barra redonda de 70 mm de diâmetro produzida por lingotamento contínuo. A composição é bastante similar a usada por Neves et al. [2007] em estudos de fadiga de contato de ferros fundidos cinzento e nodular, ensaiados em um equipamento idêntico ao usado neste trabalho.

Tabela 3 – Composição química do ferro fundido nodular (%p.).

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

Na Figura 27 é apresentada a microestrutura em estado de fornecimento do ferro fundido nodular utilizado. Ainda que seja perceptível certa quantidade de grafita olho de boi, a matriz é predominantemente perlítica, o que indica seu potencial para endurecimento por têmpera.

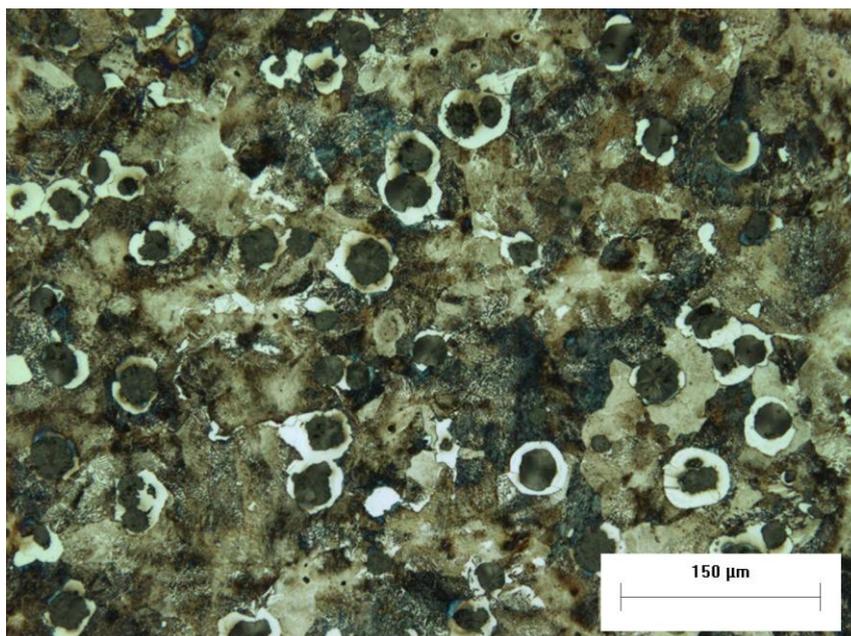


Figura 27 – Microestrutura do ferro fundido nodular em estado de fornecimento.

3.1.1 Contagem da grafita

A contagem da grafita no ferro fundido nodular temperado e revenido foi realizada segundo descreve a norma NBR 6913 [ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, 1990]. O aumento escolhido para a contagem foi de 100 vezes e o software utilizado foi o Image Pro Plus. A Figura 28 mostra a microestrutura do ferro fundido nodular sem ataque. Foram analisadas doze imagens cada uma com $1,23 \text{ mm}^2$. O valor da contagem da grafita foi 280 nódulos/mm^2 . Adicionalmente, o valor médio do diâmetro dos nódulos de grafita foi de $18 \mu\text{m}$.

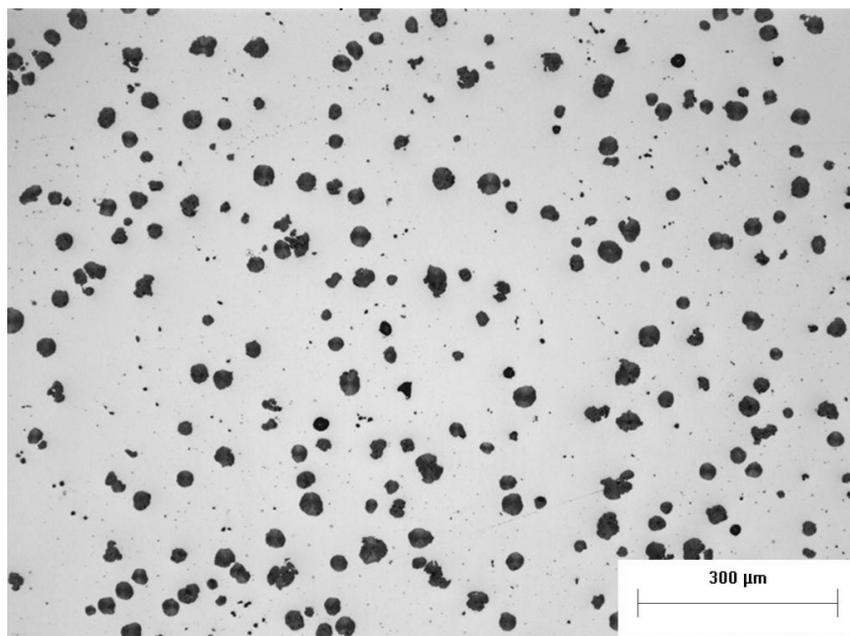


Figura 28 – Microestrutura do ferro fundido nodular sem ataque.

3.2 Metodologia Experimental

Para melhor entendimento geral do trabalho é apresentado na Figura 29 o fluxograma experimental utilizado neste trabalho. Logo a seguir, cada uma das etapas indicadas no fluxograma é descrita em maiores detalhes.

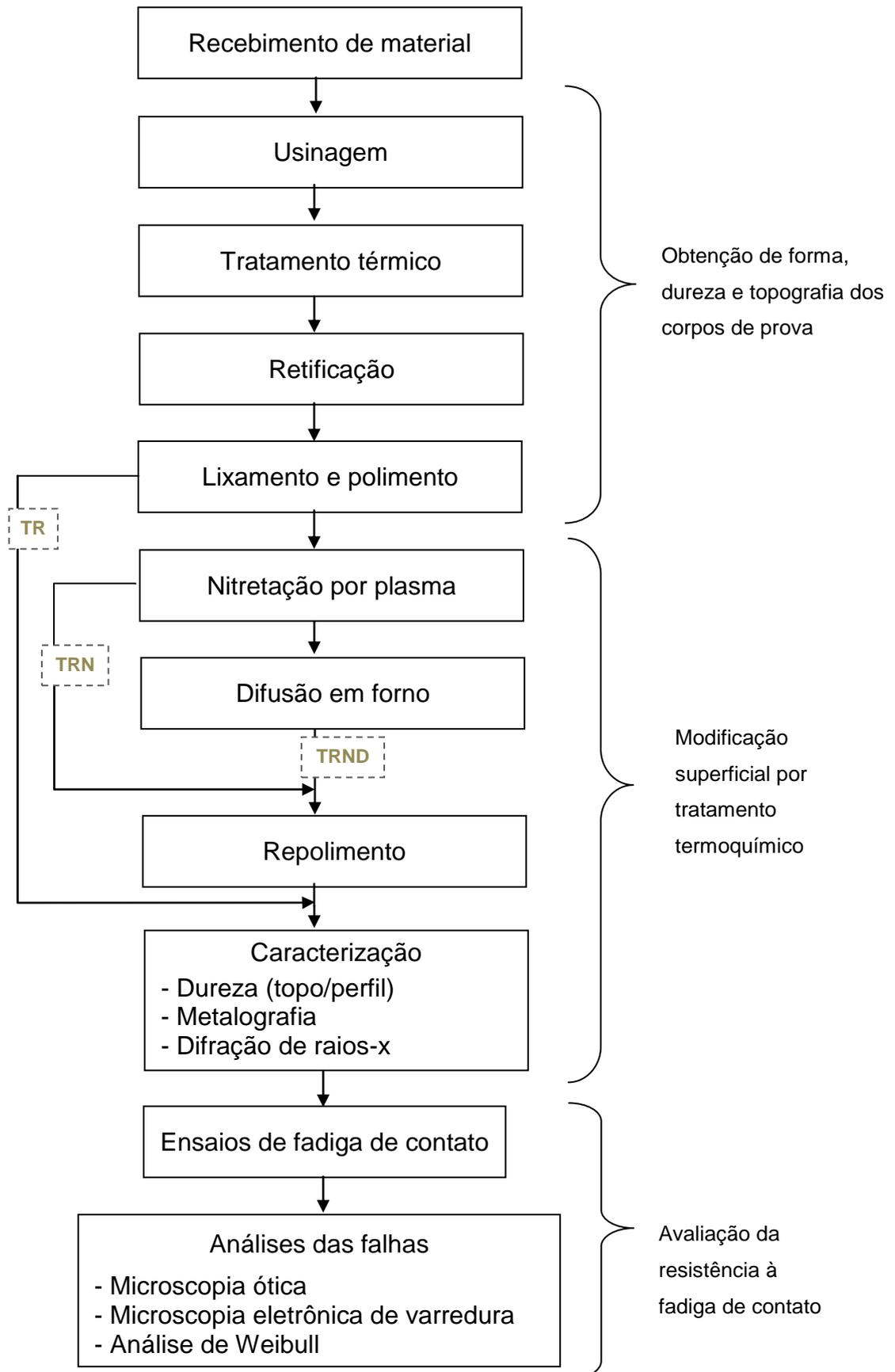


Figura 29 - Fluxograma do procedimento experimental

3.2.1 Obtenção de forma, dureza e topografia dos corpos de prova

Após a caracterização do material recebido, conforme apresentado no item anterior, iniciou-se a etapa de fabricação dos corpos de prova com o processo de usinagem. Nesse processo as amostras adquiriram o formato de um anel de 52 mm de diâmetro externo, 38 mm de diâmetro interno e 5,5 mm de espessura, através de torneamento. A Figura 30 apresenta em corte as dimensões do corpo de prova. Um pequeno chanfro foi feito em uma das faces para facilitar a identificação do lado superior do anel, onde é feito o ensaio de fadiga de contato.

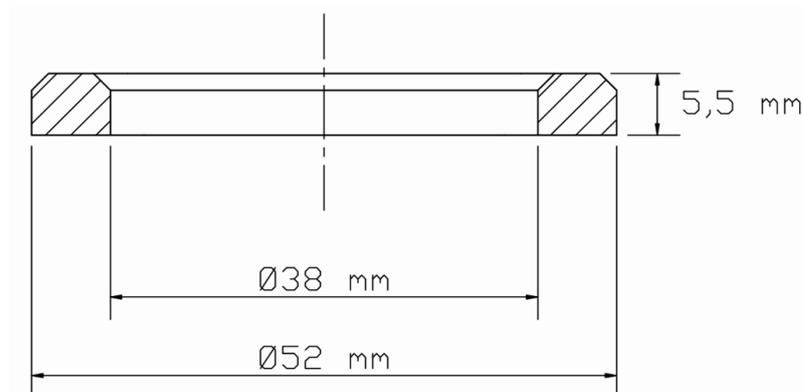


Figura 30 – Desenho esquemático do corpo de prova com as dimensões do processo de torneamento.

Após o processo de torneamento os corpos de prova foram submetidos aos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento. O tratamento foi realizado pela empresa Temperapar Tratamento Térmico, de Curitiba-PR. Os corpos de prova foram austenitizados a 900°C por 40 minutos e resfriados em óleo. O revenimento realizado após a têmpera foi a 180°C por 2 horas.

Na caracterização microestrutural foi utilizado um microscópio óptico Olympus modelo BX51M. A microestrutura resultante dos tratamentos térmicos é mostrada na micrografia da Figura 31, na qual pode-se observar a matriz do material composta de martensita, representando a microestrutura de partida para o processo de nitretação por plasma.

Na determinação da dureza da matriz foi usado um microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2 e carga de ensaio de 50 gf. Para determinação da dureza do material usou-se um durômetro universal EmcoTest modelo M4C/R G3 e aplicou-se uma carga de 30 kgf. Após a têmpera e o revenimento as amostras apresentaram dureza de matriz de 794 ± 10 HV_{0,05} e global de 625 ± 35 HV₃₀.

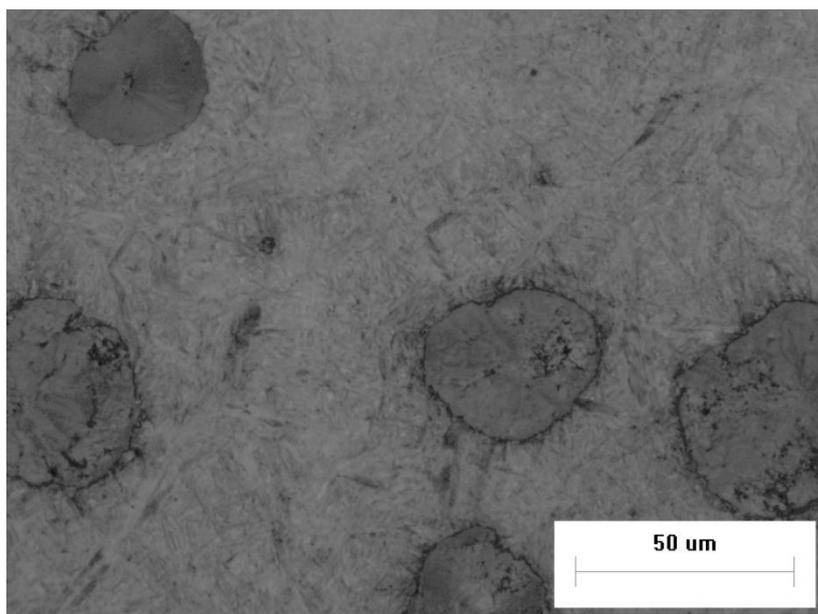


Figura 31 – Microestrutura do ferro fundido nodular após os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento. Ataque Nital 2%.

Após os tratamentos térmicos e as caracterizações microestrutural e de dureza, as amostras passaram pelo processo de retificação, para a correção de possíveis deformações e oxidação causadas pela têmpera. A retificação plana foi realizada em ambas as faces dos corpos de prova (superior e inferior), sendo que na face inferior foi retirado material somente até a obtenção de um único plano e na face superior (a que contém o chanfro) os corpos de prova foram novamente retificados até obtenção de planeza e finalmente retirados 0,02 mm. O avanço utilizado no processo de retificação foi o menor disponível na máquina retificadora do Laboratório de Usinagem da UTFPR ($5 \mu\text{m}$), de maneira a minimizar a introdução de

tensões residuais na superfície dos corpos de prova, ou mesmo a formação de trincas devido ao aquecimento excessivo.

As amostras retificadas tiveram as superfícies lixadas e polidas usando-se as lixas 220, 320, 400, 600 e 1200 e pastas de diamante 3 μm e 1 μm para garantir uniformidade superficial quanto a topografia e possíveis deformações causadas pelo processo de retificação. O aspecto geral dos corpos de prova após a retificação e a preparação superficial é representado pela Figura 32.

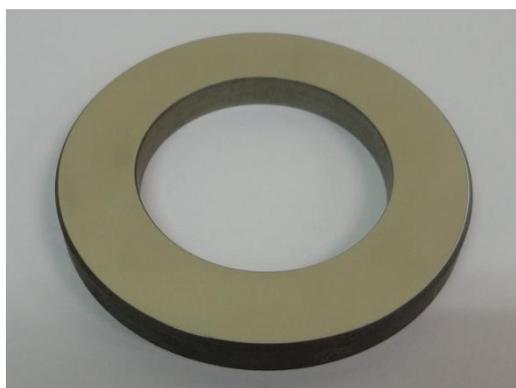


Figura 32 – Aspecto geral de um corpo de prova após retificação, lixamento e polimento.

A rugosidade dos corpos de prova foi medida após a preparação superficial. Foi utilizado um rugosímetro Taylor Hobson Surtronic 25 e comprimento de medição de 4 mm. Os valores de rugosidade média, R_a , e rugosidade quadrática média, R_q , dos corpos de prova polidos antes do ensaio de fadiga e das esferas de rolamento são apresentados pela Tabela 4.

Tabela 4 – Rugosidade média (R_a) e rugosidade quadrática média (R_q) dos corpos de prova de ferro fundido nodular polidos antes do ensaio e das esferas de rolamento.

	R_a [μm]	R_q [μm]
Ferro fundido nodular	$0,14 \pm 0,02$	$0,24 \pm 0,03$
Esferas de rolamento	$0,05 \pm 0,01$	$0,07 \pm 0,01$

Pintaúde et. al. [2013] verificaram que este valor de rugosidade da superfície polida do ferro fundido nodular austemperado é afetado pela técnica de medição.

Através do cálculo da espessura mínima de filme lubrificante, obteve-se o valor de h_{min} (Equação 10) igual a $0,19 \mu\text{m}$. Já o valor do parâmetro λ (Equação 11), tendo-se conhecimento do valor de R_q das amostras e das esferas, foi de $0,79$ (Apêndice A). Esse valor indica que as asperezas das superfícies em contato não estarão completamente separadas pelo filme de lubrificante, o que é uma condição típica de contato de rolamento.

Nessa etapa do trabalho, as amostras foram divididas em três grandes grupos os quais correspondem aos roteiros de fabricação empregados:

- Têmpera e revenimento;
- Têmpera revenimento e nitretação
- Têmpera, revenimento, nitretação e difusão.

Por etapa de “difusão” entende-se um tratamento de reaquecimento das amostras nitretadas em uma atmosfera isenta de gases nitretantes, a fim de promover a difusão do nitrogênio da superfície para regiões mais profundas promovendo aumento de dureza, como observado na Figura 20 para o tempo de 16 horas.

A fim de facilitar a compreensão, foram criados códigos para cada um desses grupos, os quais estão indicados nas caixas pontilhadas no fluxograma da Figura 29 e detalhados na Tabela 5, a seguir.

Tabela 5 – Codificação dos grupos de amostras de acordo com ao roteiro de fabricação utilizado.

Código	Condições de processamento
TR _i	Amostras submetidas à têmpera e revenimento.
TRN _i	Amostras submetidas à têmpera, revenimento e nitretação.
TRND _i -4	Amostras submetidas à têmpera, revenimento nitretação e tratamento de difusão em forno por 4 horas.
TRND _i -16	Amostras submetidas à têmpera, revenimento nitretação e tratamento de difusão em forno em forno por 16 horas.

O sub-índice “i” indica o número de ordem da amostra submetida ao ensaio de fadiga de contato.

Para três condições de processamento selecionadas, cinco amostras foram fabricadas para o ensaio de fadiga de contato. Nesse caso a indicação de ordem é dada pelo índice subscrito, subsequente ao código de processamento, enquanto a duração em horas do tratamento de difusão é indicada diretamente pelo número subsequente ao código alfabético da respectiva condição.

3.2.2 Modificação superficial por tratamento termoquímico

O tratamento termoquímico de nitretação foi conduzido no reator de plasma do Laboratório de Plasma da UTFPR, o mesmo utilizado em trabalhos anteriores [WOLLMANN et al., 2009; OKURA et al., 2010].

O reator de plasma é basicamente constituído pela câmara de nitretação, pelo sistema de vácuo, pelo sistema de alimentação de gases e pela fonte de tensão contínua. Um desenho esquemático do sistema de nitretação por plasma é apresentado na Figura 33.

O controle de temperatura durante o processo foi realizado por um termopar posicionado na base do suporte das amostras, como mostra o desenho esquemático da Figura 34.

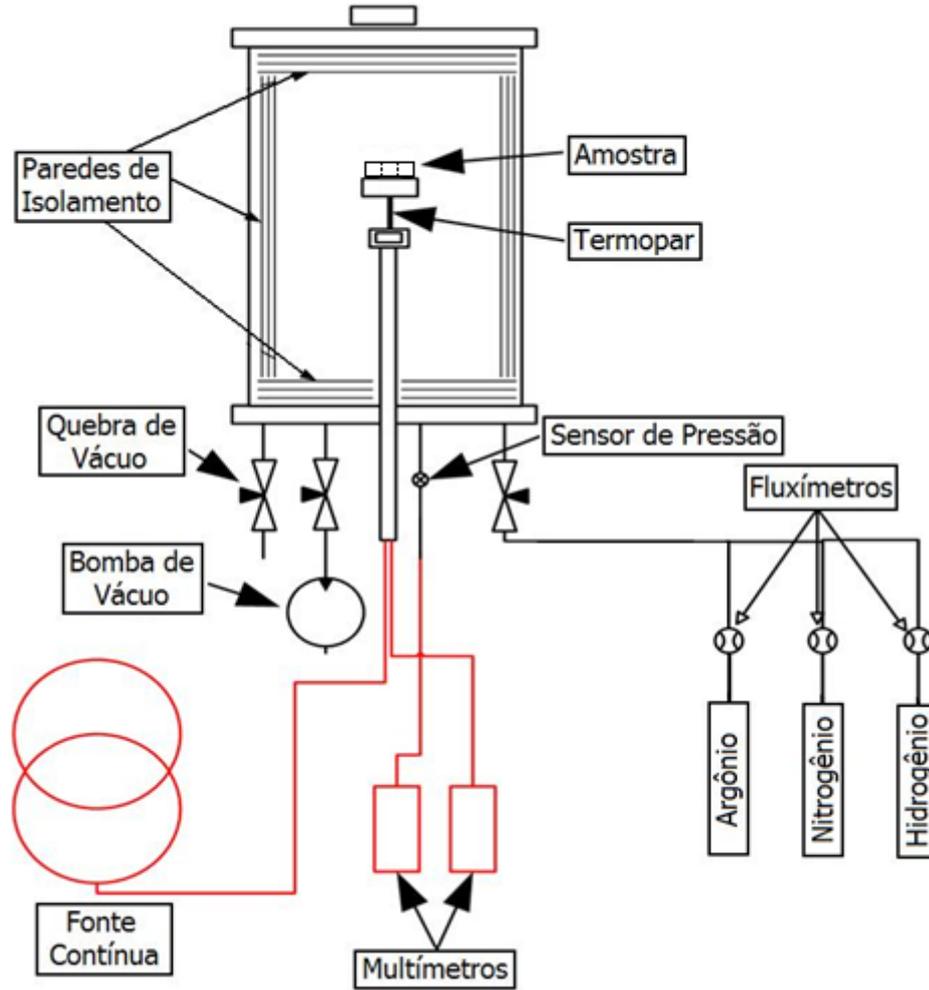


Figura 33 – Desenho esquemático do sistema de nitretação no reator de plasma do Laboratório de Plasma da UTFPR.

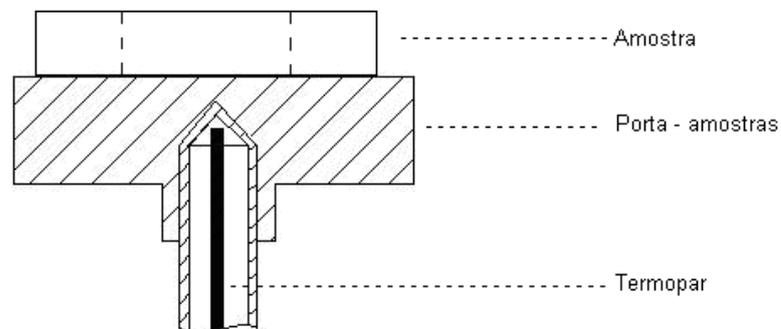


Figura 34 – Desenho esquemático da medição de temperatura durante o processo de nitretação.

A fim de evitar heterogeneidades no tratamento decorrentes de problemas de assimetria das amostras com respeito a posição da entrada de gases e mesmo para que um eventual problema na operação do reator levasse a perda de muitas peças, os corpos de prova foram tratados em ciclos individuais de nitretação. Além disso, em cada tratamento foi usado como testemunho uma secção correspondente a 1/5 de um anel inteiro, fabricado exatamente nas mesmas condições descritas no item anterior, a fim de serem empregados nas análises metalográficas e nas medições de dureza.

Os parâmetros de nitretação são apresentados na Tabela 6. O processo de nitretação foi conduzido da seguinte maneira: abertura da descarga de plasma com hidrogênio a uma pressão de 1 Torr (133,3 Pa), aumentando-se a tensão para que a temperatura atingisse 100 °C; em seguida foi adicionado argônio, e a pressão foi regulada para 4 Torr (533,3 Pa), até que a temperatura chegasse em 380 °C; nessa temperatura foi adicionado o nitrogênio seguindo-se a imediata correção da pressão para que esta se mantivesse a 4 Torr; a partir desse momento a tensão manteve-se praticamente constante, sendo necessários apenas pequenos ajustes para a manutenção da temperatura de trabalho, que foi de 400 °C.

Tabela 6 – Parâmetros de nitretação por plasma.

Tempo	8 horas (28800 s)
Temperatura	400 °C (673,15 K)
Pressão	4 Torr (533,3 Pa)
Tensão	450 V
Mistura Gasosa	20% N ₂ – 64% H ₂ – 16% Ar
Fluxo total	250 cm ³ /min (4,2x10 ⁻³ L/s)

Após a nitretação por plasma as amostras foram divididas em dois grupos, um que já estava pronto para ser analisado na condição temperada, revenida e nitretada (TRN) e outro que ainda seria submetido ao tratamento de difusão em forno dando origem ao grupo temperado, revenido, nitretado e com tratamento de difusão (TRND), conforme já descrito na Figura 29 e detalhado na Tabela 5.

Utilizando-se as secções de anel designadas como testemunhos foi medida a dureza de topo e realizado o corte para a análise transversal da camada nitretada. As amostras cortadas foram embutidas e passaram pelo processo de preparação metalográfica, seguindo-se a análise das regiões nitretadas ao microscópio óptico. Utilizando-se um microdurômetro foram medidos os perfis de dureza Vickers e Knoop das camadas nitretadas. Nessa caracterização a primeira indentação de cada perfil foi feita a 20 μm da superfície da amostra, sendo que nas indentações seguintes utilizou-se o espaçamento de 25 μm até a profundidade de 195 μm , fazendo-se, finalmente, duas novas indentações, uma a 300 μm e outra a 400 μm , as quais representaram o valor de dureza da matriz.

O tratamento de difusão realizado após a nitretação nas outras cinco amostras, foi conduzido em um forno com atmosfera de argônio, da marca EDG modelo 10P-S. A temperatura de difusão foi a mesma da nitretação (400 °C) e as amostras permaneceram expostas a esta temperatura por 4 ou 16 horas, com o objetivo de dissolver qualquer traço de camada contínua de compostos e difundir o nitrogênio para profundidades maiores abaixo da superfície. As amostras retiradas do forno após o tempo de difusão foram resfriadas ao ar. Esta condição de difusão foi escolhida de acordo com o gráfico da Figura 20 [OKURA et al., 2010]. Após a difusão em forno, foi adotado o mesmo procedimento de preparação e análise já descrito para as amostras temperadas, revenidas e nitretadas (TRN).

Para avaliação do efeito do tempo de difusão no valor de tensões residuais compressivas, foi realizado um tratamento de difusão em forno por 4 horas após a nitretação em um dos corpos de prova. O corpo de prova, que deu origem ao grupo TRND₁-4, passou por praticamente todas as análises que as demais amostras passaram, tendo sua dureza de topo e tensão residual superficial medidas, e passando pelo processo de identificação de fases por difração de raios-X.

Entretanto, como o objetivo era apenas avaliar a influência que o tempo de difusão teria no valor de tensões residuais compressivas, não foram realizados ensaios de fadiga nessa condição.

Análises de difração de raios-X foram realizadas nos três grupos de amostras estudados visando tanto a identificação de fases quanto a determinação de tensões residuais. A difração de raios-X foi realizada em um equipamento da marca Rigaku, modelo Rint 2000, utilizando-se a radiação Cu-K α ($\lambda = 1,542 \text{ \AA}$) na identificação de fases e a radiação Cr-K α ($\lambda = 2,291 \text{ \AA}$) nas medidas de tensões residuais.

A medição de tensões residuais foi conduzida exclusivamente na superfície das amostras nas diferentes condições, com medidas realizadas em 11 ângulos Ψ , igualmente espaçados em um intervalo de $-50^\circ < \Psi < +50^\circ$ para duas direções ortogonais de medida ($\varphi = 0$ e $\varphi = 90^\circ$). As tensões residuais foram calculadas através do método $\sin^2 \Psi$, considerando um módulo de elasticidade de 210 GPa e coeficiente de Poisson de 0,29.

3.2.3 Avaliação da resistência à fadiga de contato

Os ensaios de fadiga de contato foram realizados em uma máquina construída no Laboratório de Superfícies e Contato (LASC) da UTFPR seguindo as mesmas especificações técnicas do equipamento desenvolvido por Neves [2006] na Universidade de São Paulo (USP). Um desenho esquemático e o equipamento montado são mostrados na Figura 35 e na Figura 36, respectivamente. O equipamento foi construído no decorrer da pesquisa, tendo sido necessária a usinagem dos componentes, a compra de peças e acessórios, a montagem e os ajustes, bem como testes preliminares que garantiram o funcionamento adequado do equipamento.

Em termos gerais o princípio de funcionamento do equipamento baseia-se no posicionamento de um corpo de prova sobre a pista inferior de um rolamento axial de duas fileiras de esferas, dentro de uma câmara que pode ser preenchida com lubrificante. Segundo essa construção, a fileira inferior de esferas rola sobre uma

superfície plana. A fim de garantir o contato permanente entre as esferas e o corpo de prova são deixadas apenas três esferas na gaiola da fileira que está em contato com o corpo de prova. O equipamento possui ainda uma camisa d'água para troca térmica, sistemas de controle de velocidade e contagem de rotações e aplicação de carga por pesos mortos.

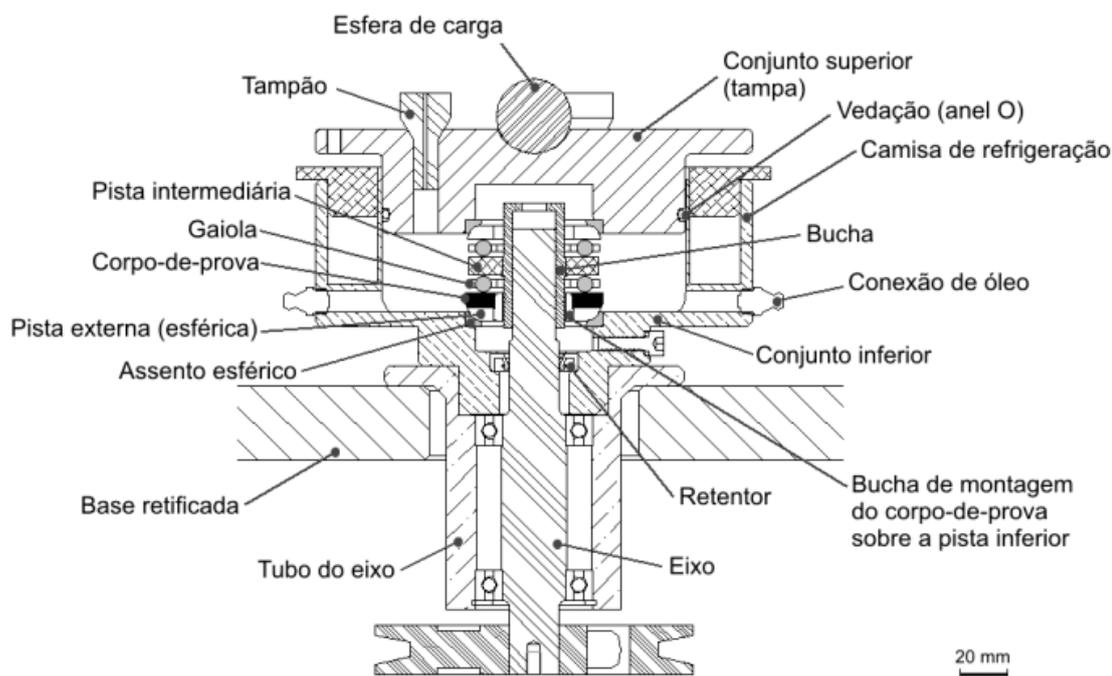


Figura 35 – Desenho esquemático do equipamento de fadiga de contato do LASC da UTFPR.

Devido à lógica do sistema de contagem de rotações, o número total de giros do eixo da máquina é obtido multiplicando-se o valor indicado no contador de giros por dez. Já para a determinação do número de ciclos de fadiga (N_{ciclos}) deve-se tomar o número total de giros e multiplicá-lo pela metade da quantidade de esferas em contato com o corpo de prova, conforme a Equação 17.

$$N_{ciclos} = N_{contador} \times 10 \times \frac{N_{esferas}}{2} \quad \text{Equação 17}$$

Onde:

$N_{contador}$ é o número lido no contador digital do equipamento

$N_{esferas}$ é o número de esferas em contato com a superfície do corpo de prova

No cálculo da carga resultante aplicada sobre o corpo de prova foram levados em conta o peso da tampa, o peso do braço de carga e a distância de seu baricentro até seu ponto de articulação, o comprimento do braço de carga, o peso colocado na extremidade do braço de carga e a distância entre a esfera de aplicação de carga e a articulação do braço de carga. O cálculo das tensões de contato é obtido dividindo-se a carga do ensaio pelo número de esferas em contato com o corpo de prova. O diagrama de corpo livre da Figura 37 mostra o sistema de aplicação de carga. O cálculo da carga crítica por esfera para o escoamento do contato esfera-plano para as diferentes condições de ensaio de fadiga de contato (TR, TRN e TRND-16) é demonstrado no Apêndice B.

As condições do ensaio de fadiga de contato são apresentadas na Tabela 7. Essas condições são bastante similares às utilizadas por Neves [2008].



Figura 36 – Equipamento de fadiga de contato do LASC da UTFPR.

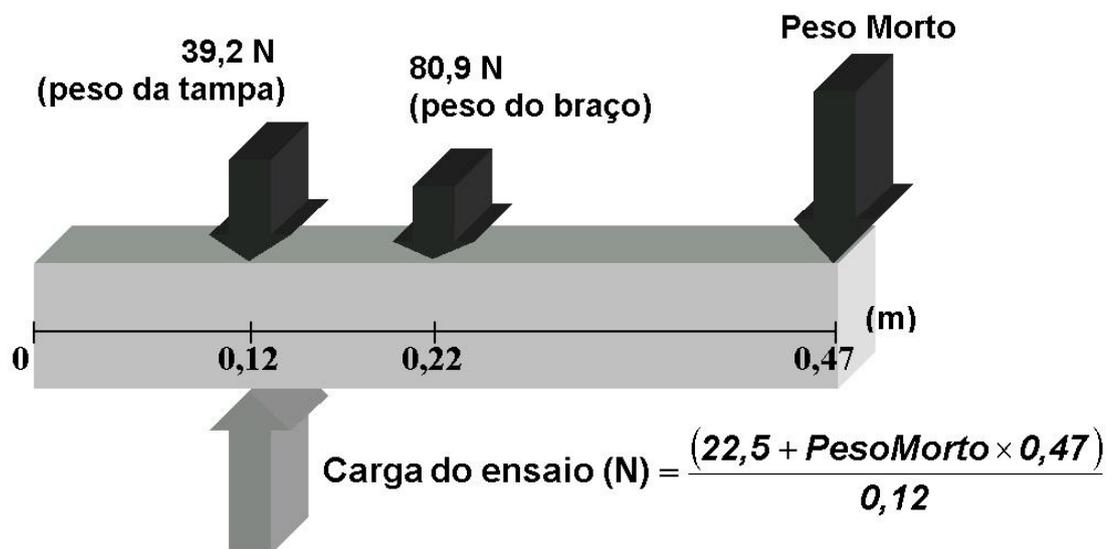


Figura 37 – Diagrama de corpo livre do sistema de aplicação de carga do equipamento de fadiga de contato.

Tabela 7 – Condições do ensaio de fadiga de contato.

Lubrificante	SAE 90 API-GL5 à 50°C	
Carga total	1145 N	
Número de esferas	3	
Carga por esfera (P)	382 N	
Diâmetro da esfera	7,938 mm	
Módulo combinado	101,5 GPa	$\frac{1}{E^*} = \left(\frac{(1 - \nu_A^2)}{E_A} + \frac{(1 - \nu_B^2)}{E_B} \right)$
Raio de contato (a)	0,224 mm	$a = \left(\frac{3PR'}{4E^*} \right)^{1/3}$
Área de contato (A_c)	0,158 mm ²	$A_c \approx 0,83\pi \left(\frac{WR}{E^*} \right)^{2/3}$
Pressão média de contato (P_m)	2,4 GPa	$p_m \approx \frac{P}{\pi a^2}$
Máxima pressão de contato (p_0)	3,6 GPa	$p_0 = \frac{3}{2} \left(\frac{P}{\pi a^2} \right)$
Frequência de carregamento	41 Hz (para o eixo rodando a 1700 rpm)	
Profundidade da máxima tensão de Hertz	108 μm	0,48 a
Critério de término	Detecção auditiva da ocorrência da falha, confirmada visualmente	

Os valores adotados para o cálculo do módulo combinado para o corpo de prova e para a esfera foram 165 GPa e 210 GPa, respectivamente.

Assumiu-se que os resultados de vida em fadiga podem ser descritos segundo uma distribuição de Weibull de dois parâmetros. Dessa forma, os resultados de vida obtidos para cada corpo de prova das condições TR, TRN e TRND-16 foram inseridos no software Weibull++, para determinação da vida média, η , e inclinação, β , dando origem à curva de probabilidade de falha para cada condição. Nessa análise foi utilizado um método da máxima verossimilhança, o qual é mais adequado para descrever situações onde todos os elementos do conjunto analisado tiveram sua vida estendida até a falha.

No final dos ensaios de fadiga de contato, após a detecção da falha por meio auditivo e por análise visual, os corpos de prova foram retirados da máquina e, depois de realizada a limpeza de resíduos do óleo lubrificante, a superfície ensaiada foi analisada por meio de microscopia óptica.

As superfícies fraturadas das amostras após o ensaio foram analisadas através de microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura. As imagens de microscopia eletrônica de varredura foram realizadas no Centro de Microscopia Eletrônica (CME) da Universidade Federal do Paraná (UFPR), em um equipamento da marca JEOL, modelo JSM 6360 LV. Análises complementares de microscopia eletrônica de varredura foram realizadas no Laboratório de Microscopia Eletrônica e de Varredura da Universidade do Estado de Santa Catarina (UDESC), com um equipamento da marca JEOL, modelo JSM 6701F.

Cortes simultaneamente ortogonais e longitudinais a trilha de rolamento, nas regiões das falhas e em regiões que apresentaram, ao microscópio óptico, aspecto de iminência de falha foram preparadas metalograficamente e analisados ao microscópio óptico e eletrônico de varredura. Nessa preparação foi utilizada uma politriz semi-automática da marca Bühler, modelo Automet 250. A designação comercial desses consumíveis do mesmo fabricante, bem como os parâmetros utilizados na preparação metalográfica, são apresentados na Tabela 8.

Tabela 8 – Designação comercial dos consumíveis e parâmetros utilizados na preparação metalográfica das amostras ensaiadas por fadiga de contato. Procedimento fornecido pelo fabricante.

Superfície	Abrasivo/Tamanho [μm]	Carga [N]	Velocidade da base [rpm]	Tempo [min]
M.D. Apex DGD	Diamante / 45	27	240 (Concordante)	Até ficar com a superfície plana
M.D. Apex Hercules H	Diamante / 9	27	120 (Concordante)	5
P. P. TriDent	Diamante / 3	27	120 (Concordante)	3
P. P. Microcloth	Alumina / 0,05	27	120 (Discordante)	2

M.D. significa disco magnético
P.P. significa pano de polimento
Concordante significa que a base em que o disco está colado gira no mesmo sentido do cabeçote em que as amostras estão fixadas.
Discordante significa que a base em que o disco está colado gira em sentido oposto ao do cabeçote em que as amostras estão fixadas.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Inicialmente, são analisados os resultados que dizem respeito ao tratamento termoquímico de nitretação, incluindo análises de dureza, micrografia das camadas nitretadas, medição de tensões residuais geradas pelo tratamento e identificação de fases presentes na superfície das amostras. Em seguida, são analisados os resultados do desempenho em fadiga de contato das amostras ensaiadas, incluindo as análises estatísticas e de aspectos microestruturais das falhas.

4.1 Nitretação

Na Tabela 9 são apresentados os valores de dureza superficial (dureza de topo), bem como as profundidades calculadas correspondentes a penetração do indentedor.

No caso das amostras somente temperadas e revenidas, TR, foi considerado o valor de dureza da matriz. Entre as amostras nitretadas, como esperado, as amostras TRN apresentaram dureza de topo mais elevada do que as amostras nitretadas com difusão. Isso é devido ao fato da difusão em forno ter feito com que o nitrogênio se difundisse para regiões mais profundas do substrato, aumentando a profundidade da camada nitretada mas diminuindo a dureza superficial. Seguindo a mesma lógica, e em concordância com Okura et. al. [2010], a condição TRND-4 levou a uma dureza mais elevada do que a condição TRND-16, devido ao menor tempo de difusão à que a primeira ficou exposta.

Tabela 9 – Resultados de dureza de topo das amostras nitretadas (TRN), nitretada com difusão por 4 horas (TRND-4) e nitretadas com difusão de 16 horas (TRND-16).

Condição	Durezas de Topo [HV 0,05]	Profundidade calculada da penetração do indentador [μm]
TR	794 \pm 10	1,54
TRN	730 \pm 30	1,61
TRND-4	701 \pm 10	1,64
TRND-16	668 \pm 30	1,68

Os perfis de dureza dos corpos de prova nitretados que foram ensaiados por fadiga de contato (TRN e TRND-16) são apresentados na Figura 38, confirmando o aumento da profundidade de camada no caso das amostras TRND-16.

Considerando uma dureza de matriz para as amostras TRND-16 aproximadamente 455 HV0,05, a partir dos perfis de dureza apresentados na Figura 38, é possível concluir que o tratamento de difusão resultou em uma profundidade de endurecimento entre 70 e 100 μm , segundo a determinação de profundidade de camada de difusão apresentada pela norma DIN 50190, a qual especifica que a região considerada camada de difusão é aquela que apresenta uma dureza de 50 HV acima da dureza da matriz.

Em contrapartida, segundo a norma DIN 50190, assumindo uma dureza de matriz de aproximadamente 495 HV0,05, a profundidade da camada de difusão no caso das amostras TRN chega a apenas 20 μm . Ainda que o resultado da dureza da matriz seja menor para o caso das amostras TRND-16, analisando-se a dureza de ambas as condições a uma profundidade correspondente a tensão máxima de cisalhamento, aproximadamente 100 μm como indicado na Tabela 9, pode-se perceber que as amostras TRN apresentam uma dureza ligeiramente superior, confirmando o aumento de profundidade de camada endurecida esperado para o tratamento de difusão.

Analisando-se as mesmas camadas endurecidas através de perfis de dureza Knoop (Figura 39), método o qual possui uma maior sensibilidade para o caso de camadas endurecidas, pode-se perceber que os valores de dureza para a condição TRND-16 acabam se apresentando maiores do que os valores de dureza em Vickers. Porém, quando se analisa a dureza das duas condições à profundidade da máxima tensão de cisalhamento, os resultados se apresentam bastante similares.

Com relação à dureza da matriz, ambos os métodos de medição se apresentam com resultados bastante semelhantes. Pode-se perceber, em ambos os perfis (Vickers e Knoop) uma forte queda de dureza da matriz em relação a condição TR. Na condição TRND-16 essa queda é mais acentuada o que foi causado pelo maior tempo de exposição à temperatura de 400 °C durante o tratamento de difusão.

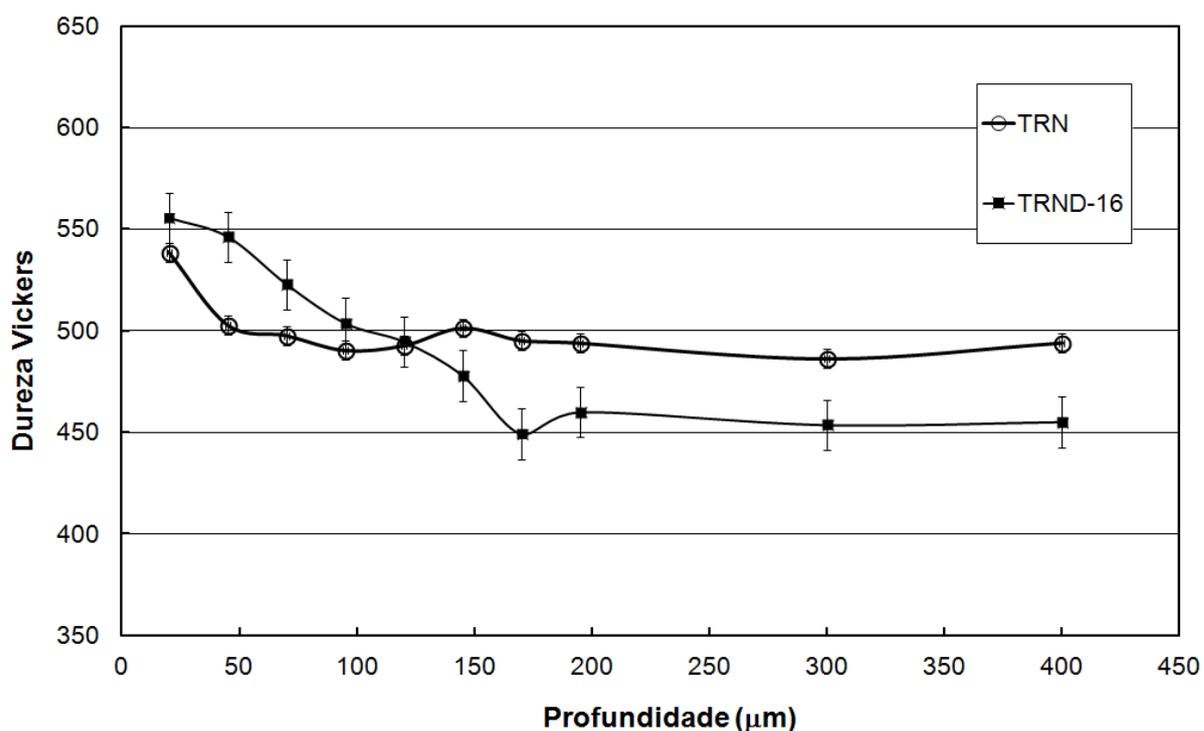


Figura 38 – Perfis de dureza Vickers das amostras TRN e TRND-16.

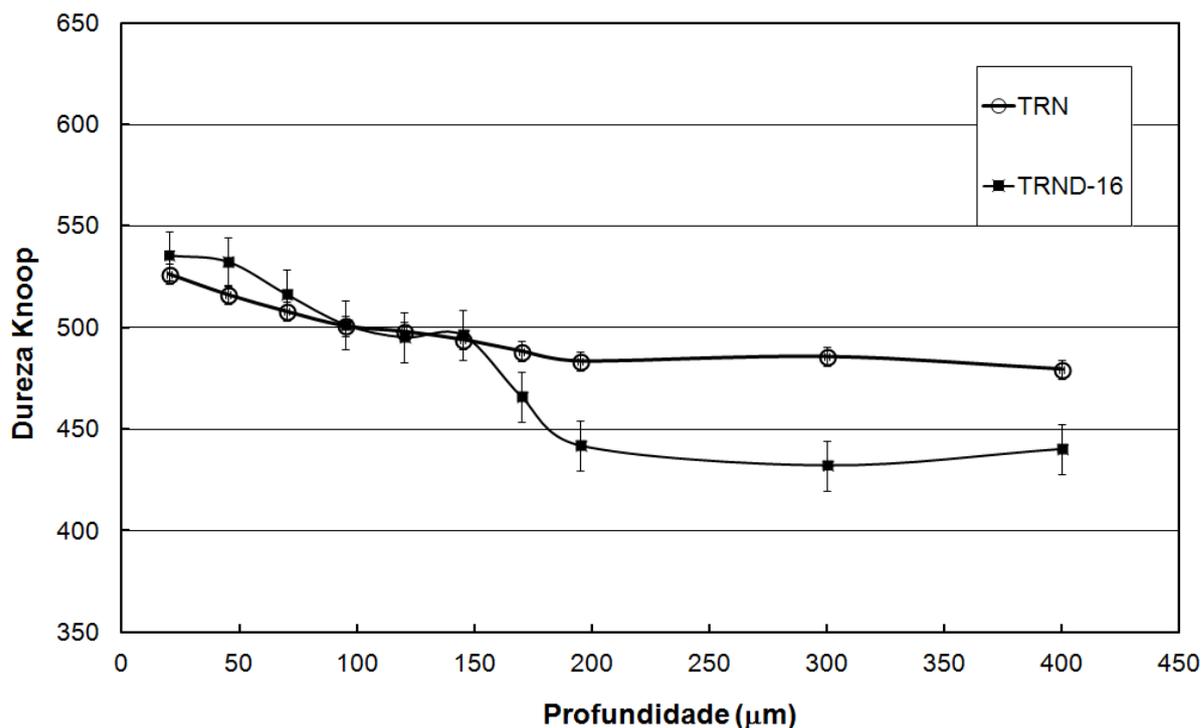


Figura 39 – Perfis de dureza Knoop das amostras TRN e TRND-16.

Na Figura 40 são apresentadas as imagens de microscopia ótica das amostras nas condições TRN (Figura 40a) e TRND (Figura 40b). Através das micrografias não é perceptível a presença de camada de compostos, fato este já constatado em trabalhos anteriores [WOLLMANN et al., 2009; OKURA et al., 2010]. Isso leva a concluir que os tratamentos empregados foram eficazes na obtenção apenas de camada de difusão.

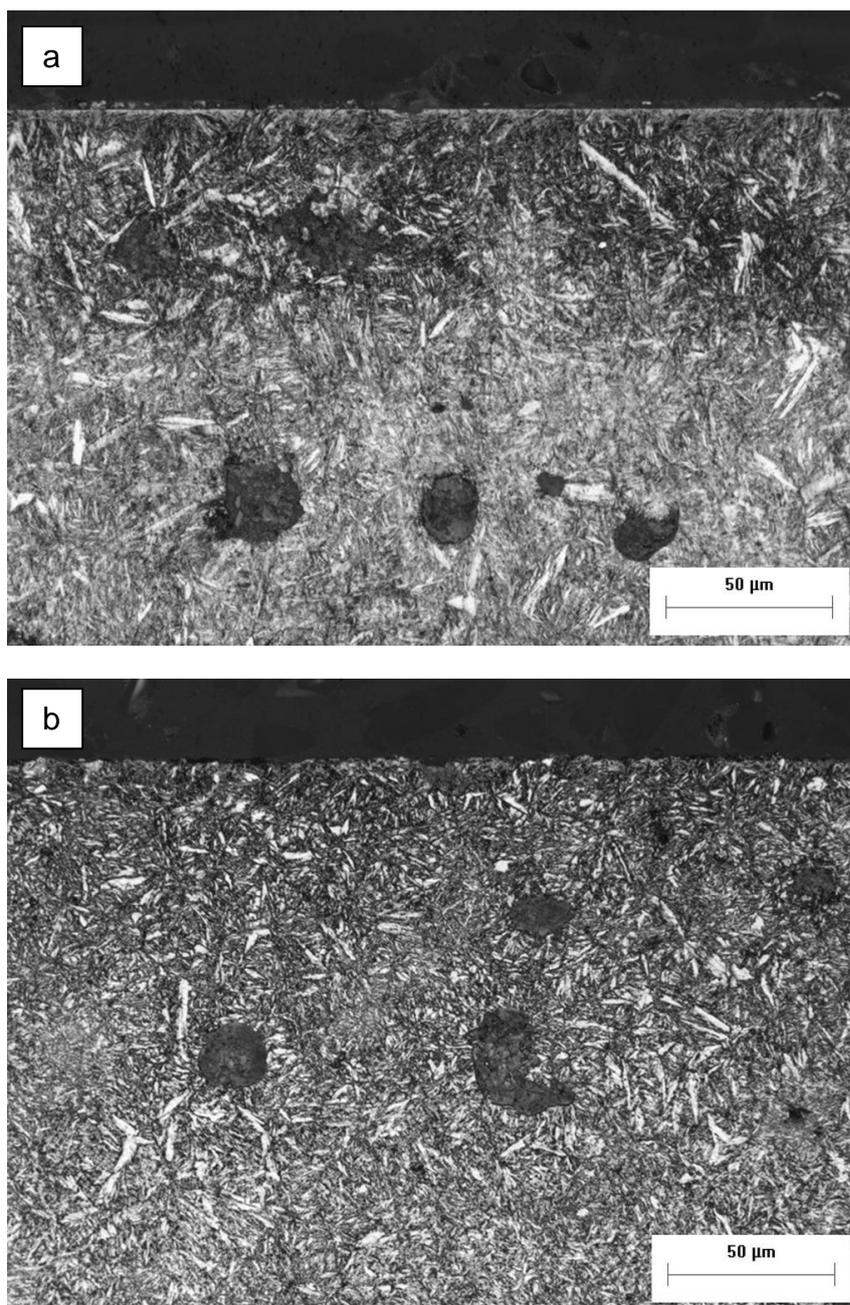


Figura 40 – Microscopia óptica das camadas nitretadas. a) amostra TRN; e b) amostra TRND-16. Ataque com Nital 2%.

4.1.1 Medição de Tensões Residuais por Difração de Raios-X

Os resultados de tensões residuais medidas por difração de raios-X na superfície dos corpos de prova TR, TRN e TRND são apresentados na Tabela 10. Os valores obtidos indicam que os corpos de prova TR apresentaram um nível

prévio de tensão residual compressiva e, portanto, que o tratamento de nitretação por plasma foi eficaz em elevar essas tensões.

As tensões residuais compressivas já existentes nos corpos de prova TR estão relacionadas ao processo de retificação pelo qual os corpos de prova passaram após o tratamento térmico. É conhecido que dependendo dos parâmetros de corte utilizados no processo, a superfície pode apresentar tensões compressivas de maneira uniforme [PREVEY, 1986].

Pode-se observar também que o tratamento de difusão após a nitretação causou uma redução no valor de tensões residuais. Isso ocorreu devido à difusão do nitrogênio em direção ao substrato. Adicionalmente, os corpos de prova TRND-4 apresentaram valores de tensões residuais muito semelhantes aos TRND-16, indicando que o tratamento mais longo além de ter sido eficaz no aumento da profundidade de endurecimento por difusão de nitrogênio não provocou diminuição perceptível na magnitude das tensões compressivas.

Tabela 10 – Resultados de medição de tensões residuais por difração de raios-X na superfície dos corpos de prova TR, TRN, TRND-4 e TRND-16.

Condição	Medidas de Tensão Radial [MPa]			Medidas de Tensão Tangencial [MPa]		
	Medida 1	Medida 2	Média	Medida 1	Medida 2	Média
TR	- 88	- 69	- 78	N/I	N/I	N/I
TRN	- 588	- 528	- 558	- 618	- 589	- 603
TRND-4	- 429	- 421	- 425	- 438	- 460	- 449
TRND-16	- 414	- 439	- 426	- 464	- 429	- 446

N/I significa não identificado. A dispersão dos resultados do ensaio não permitiu quantificar a intensidade das tensões residuais.

Outro aspecto a respeito das medidas de tensões residuais está relacionado à presença somente de camada de difusão, ou seja, a ausência de camada de compostos. Através das tensões compressivas presentes na superfície dos corpos

de prova, pode-se concluir que não houve a formação de uma camada de compostos contínua. Gawronski [2001], concluiu que a presença de camada de compostos diminui significativamente a magnitude das tensões compressivas impostas pelo processo de nitretação, em comparação com as tensões compressivas encontradas na região em que houve somente camada de difusão. Além disso, podem ser encontrados resultados de tensões residuais trativas na superfície das amostras nitretadas de Rocha et al. [1999] que apresentaram camada de compostos.

4.1.2 Identificação de Fases por Difração de Raios-X

O espectro de difração de raios-X dos corpos de prova na condição TRN e TRND-4 são apresentados na Figura 41 e Figura 42, respectivamente. Podem ser vistos os picos dos nitretos ε (Fe_{2-3}N) e γ' (Fe_4N), além dos picos característicos do ferro alfa. Pode-se perceber que não há diferença significativa entre as intensidades relativas das fases detectadas nos corpos de prova que passaram por 4 horas de difusão e os foram temperados e revenidos e nitretados, indicando que, apesar da redução de dureza de topo, o tempo de tratamento da amostra TRDN-4 não foi suficiente para causar modificação nas fases mais ricas em nitrogênio.

A difusão do nitrogênio em direção ao substrato das amostras TRND-16, inicialmente percebida pela redução no valor da dureza de topo e em seguida no valor de tensões residuais compressivas, pode ser novamente constatada através dos espectros de difração de raios-X apresentados pela Figura 43. Após a difusão a fase γ' (Fe_4N), mais pobre em nitrogênio, se torna relativamente mais intensa que nos difratogramas anteriores, ou seja, a difusão do nitrogênio para profundidades maiores fez com que a fase ε se dissolvesse aumentando a quantidade de γ' , tornando os picos da última mais intensos. Esse resultado, não somente concorda com os valores de tensões residuais, mas também com os valores de dureza de topo apresentados no início do capítulo para a condição TRND-16, os quais apresentam uma redução após 16 horas de difusão em forno em relação à dureza de topo após a nitretação por plasma (TRN).

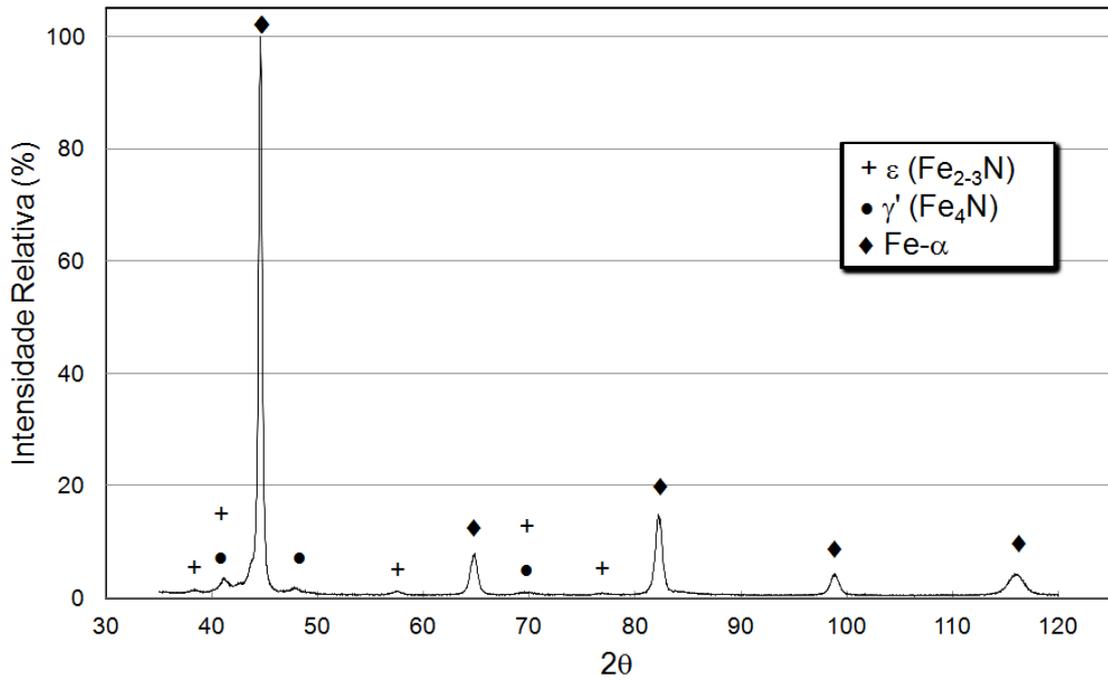


Figura 41 – Padrão de difração de raios-X das amostras TRN.

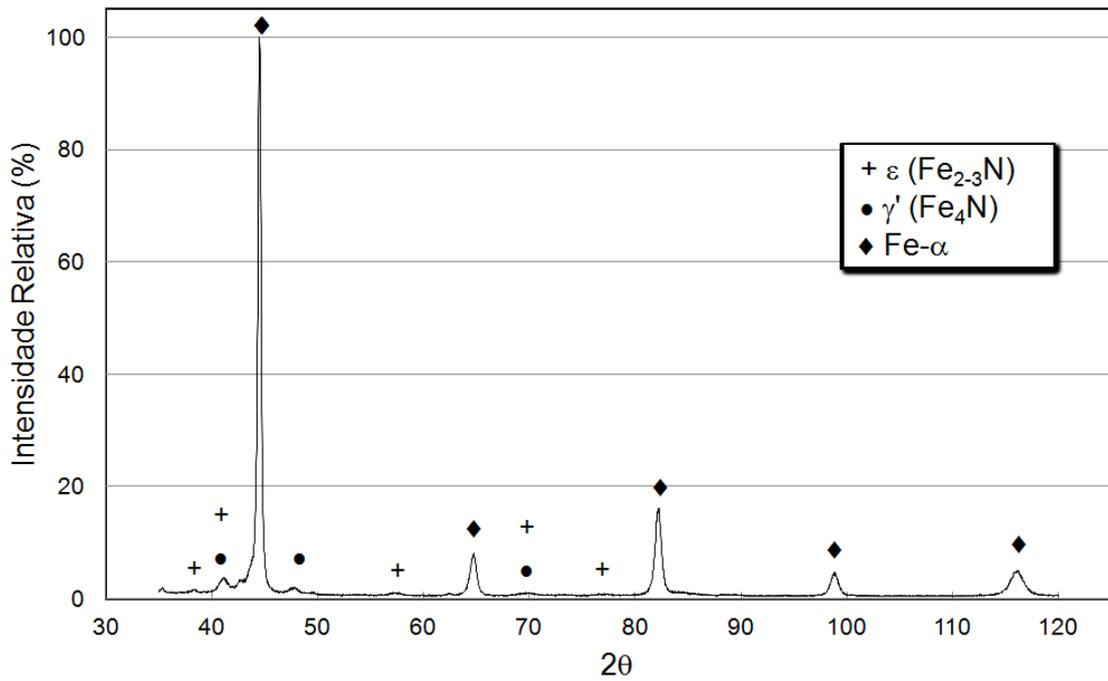


Figura 42 – Padrão de difração de raios-X das amostras TRND-4.

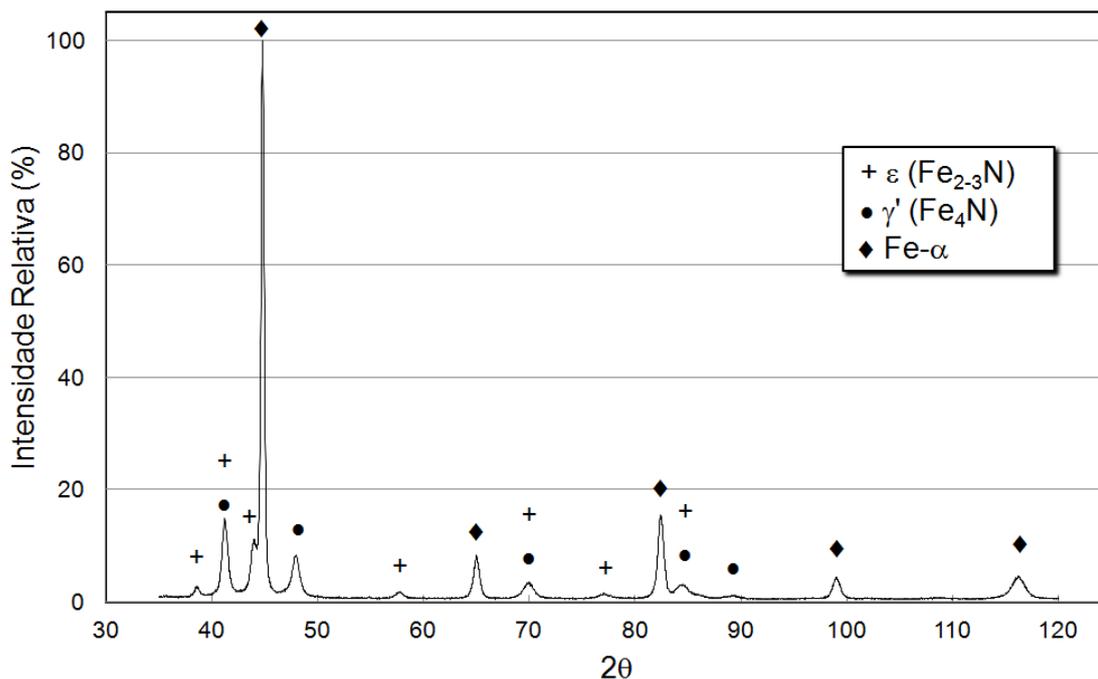


Figura 43 – Padrão de difração de raios-X das amostras TRND-16.

4.2 Fadiga de Contato

Na Tabela 11 são apresentadas as vidas em fadiga de cada ensaio realizado nas condições TR, TRN e TRND-16. Os parâmetros de Weibull vida média η e inclinação β são apresentados no final da tabela.

A cada ensaio de fadiga finalizado, as falhas nas amostras eram observadas, com o objetivo de se identificar se os danos produzidos eram do mesmo tipo e únicos, para que os dados pudessem ser analisados como pertencentes a uma distribuição de Weibull com falhas do mesmo tipo e interrompidos após a ocorrência da primeira falha. Isso levou à necessidade de se descartar a amostra 2 da condição TRN (TRN₂), visto que, esta amostra apresentou não somente uma falha, mas vários lascamentos ao longo da pista de rolamento. Nessa circunstância era evidente que a vida anotada estava superestimada, então, não sendo possível determinar o número exato de ciclos do primeiro lascamento o resultado foi descartado. Os valores calculados ao final da tabela já consideram essa exclusão.

Tabela 11 – Vidas, em ciclos de carregamento, dos corpos de prova ensaiados por fadiga de contato e parâmetros de Weibull para os ensaios.

Número de ordem do ensaio (i)	TR _i	TRN _i	TRND _i -16	
1	3.246.540	565.755	411.870	
2	1.949.756	225.300	1.003.485	
3	1.671.435	257.865	495.015	
4	1.897.485	357.195	130.755	
5	1.374.135	517.785	224.655	
6	-	-	316.155	
	β	3,26	4,06	1,65
	η	2.261.400	470.590	484.940

Esse fato levou a se atentar para o critério adotado para fim de ensaio, o qual levou em consideração a alteração sonora do ensaio, detectada pelo operador. Apesar do problema ter ocorrido apenas com o corpo de prova TRN₂ a utilização no futuro de um sistema automatizado de parada baseado em emissão acústica ou vibração pode aumentar a eficiência da geração de resultados. A Figura 44a apresenta o aspecto superficial da amostra TRN₄ considerada na distribuição de Weibull após o ensaio de fadiga, e a Figura 44b mostra o aspecto da superfície da amostra TRN₂ que teve seu resultado descartado, indicando as regiões que apresentaram lascamento.

A curva de probabilidade de falha de cada conjunto, assumindo-se que os resultados das vidas em fadiga possam ser descritos por uma função de Weibull de dois parâmetros, é apresentada na Figura 45. A observação das três curvas apresentadas nesse gráfico deixa evidente o melhor desempenho do ferro fundido nodular temperado e revenido frente ao mesmo material após ter sido submetido à nitretação e à nitretação seguida de difusão. A vida característica das amostras de ferro fundido nodular temperado e revenido foi cerca de cinco vezes maior do que a vida característica após o tratamento termoquímico. Pode-se perceber, adicionalmente, que o tratamento de difusão em forno realizado após a nitretação não influenciou significativamente no desempenho do ferro fundido nodular, pois as duas curvas apresentam-se bastante similares em relação à vida em fadiga. O ferro

fundido nodular nitretado com difusão em forno apresentou uma dispersão de resultados maior do que os dois outros grupos analisados.

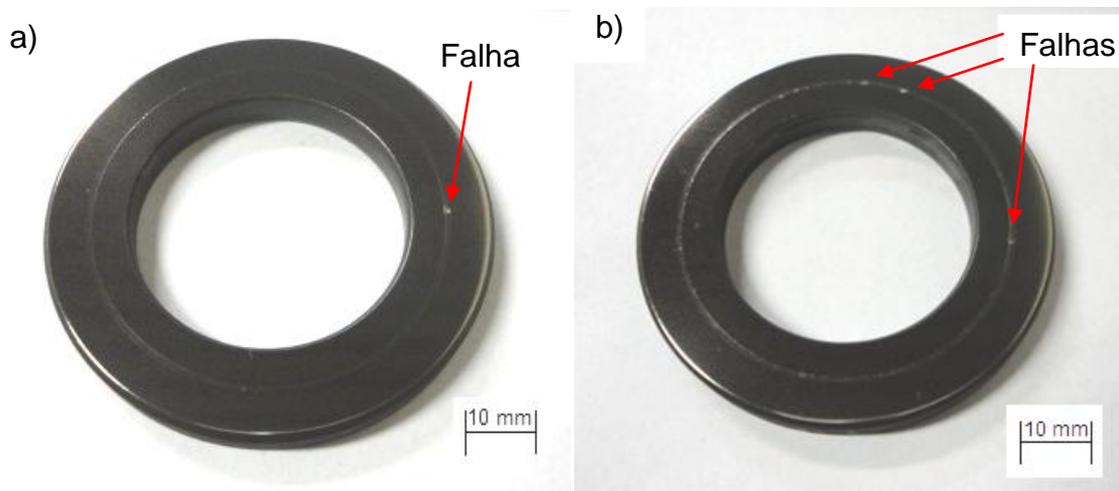


Figura 44 – Aspecto superficial dos corpos de prova TRN após a falha: a) amostra considerada na distribuição de Weibull, apresentando apenas uma falha; b) amostra descartada, apresentando vários lascamentos.

Devido à natureza do processo de falha por fadiga, a dureza do material desempenha um papel muito importante na restrição à deformação plástica localizada, necessária à nucleação de trincas. A presença de tensões residuais compressivas também pode ser determinante não apenas ao aumentar a resistência à nucleação de trincas, mas igualmente ao impor maior dificuldade à sua propagação. Yagita e Ohki [2010] e Agha [2000] confirmam o efeito benéfico das tensões compressivas para aços de mancais de rolamento.

No entanto, ao se escolher o processo de nitretação como forma de elevar as tensões compressivas superficiais deve-se, intrinsecamente, admitir que a elevação dessas tensões seja acompanhada de certo nível de abaixamento de dureza do substrato, causado pelo aquecimento do material durante o tratamento.

De acordo com os resultados obtidos fica claro que, ao menos nas condições de tratamento utilizadas, o balanço entre perda de dureza (de 794 HV na condição TR para menos de 550 HV poucos micrometros abaixo da superfície nas condições TRN e TRND) e o ganho com tensões residuais, obtidos por nitretação, foi

fortemente desfavorável ao desempenho sob fadiga de contato do ferro fundido utilizado neste trabalho.

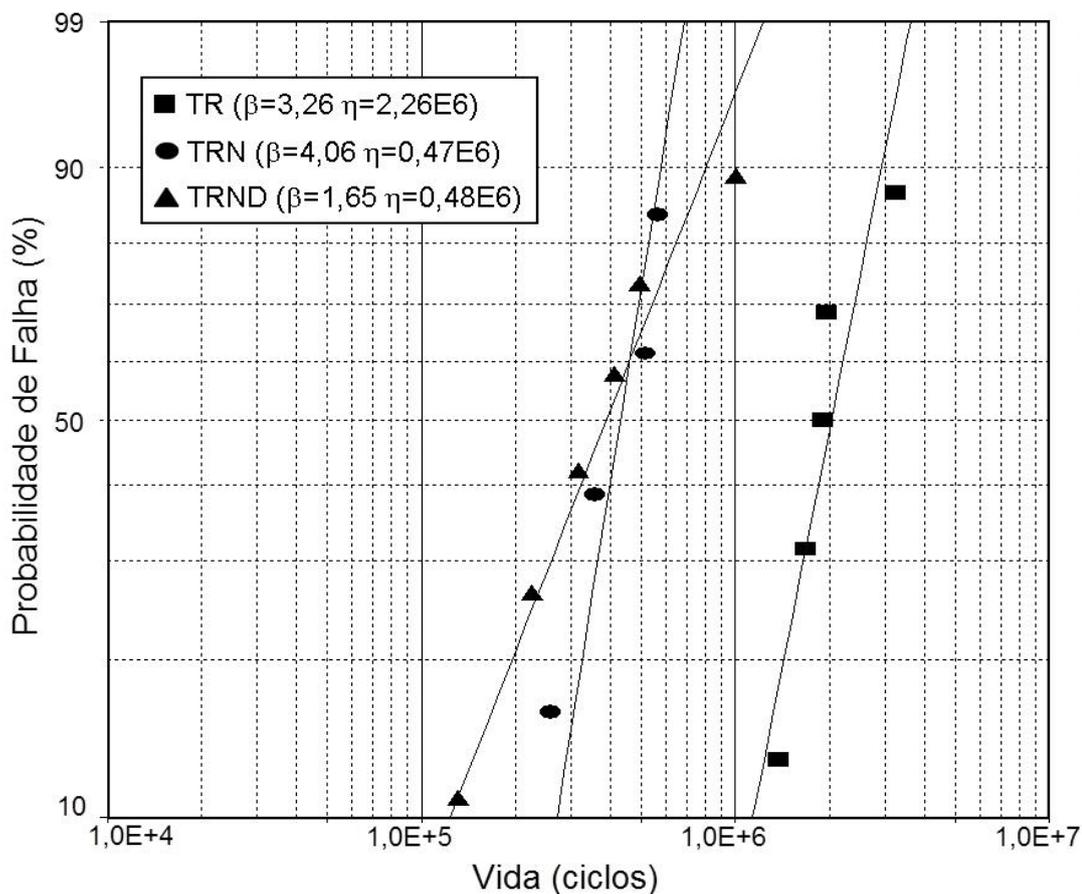


Figura 45 – Curvas de probabilidade de falha para os corpos de prova de ferro fundido nodular nas condições TR, TRN e TRND.

Associando-se ao que Stewart e Ahmed [2002] afirmam a respeito dos revestimentos em PVD, por exemplo, os quais necessitam de um substrato resistente o suficiente para suportar as pequenas espessuras de revestimento, possivelmente a introdução de tensões residuais compressivas superficiais gerada pela nitretação realmente aumentaria a vida em fadiga dos corpos de prova, caso a dureza do substrato se apresentasse elevada o suficiente para suportar a presença da camada nitretada.

Do ponto de vista tecnológico fica clara a desvantagem em se adicionar o tratamento de nitretação como uma etapa a mais na busca por melhor desempenho sob fadiga de contato da liga estudada. Em termos de avaliar exclusivamente a

influência de tensões residuais compressivas no desempenho da liga utilizada sob de fadiga de contato de rolamento, seriam necessários ensaios adicionais com corpos de prova idênticos aos já empregados, mas com uma temperatura de revenido mais alta, de forma a deixar os novos corpos de prova com dureza similar ao núcleo daqueles tratados segundo as condições TRN ou TRND, isolando-se o efeito do abaixamento de dureza.

Para a compreensão do resultado negativo da nitretação na vida em fadiga dos corpos de prova, faz-se necessária a análise de aspectos microestruturais e dos mecanismos de falha apresentado em cada caso.

4.3 Observação dos Danos e Aspectos Microestruturais

A seguir são apresentados os aspectos microestruturais e de mecanismo de falha, necessários para a compreensão dos resultados de desempenho em fadiga do ferro fundido nodular submetido a diferentes tratamentos.

Imagens de topo das falhas obtidas por microscopia óptica mostram padrões bastante distintos entre as diferentes condições. Na Figura 46a, é apresentado o aspecto de falha da condição TR, mostrando a cavidade resultante do lascamento causado na pista de rolamento pelo movimento da esfera na superfície do corpo de prova. Pode-se observar a deformação plástica ao redor da cavidade com algumas trincas muito próximas a região de remoção de material. A análise por microscopia óptica desse tipo de falha, no entanto, nem sempre permite uma perfeita distinção entre trincas próximas à cavidade e linhas de deformação plástica.

A observação da superfície falhada do corpo de prova TRN, Figura 46b, indica um comportamento mais frágil que na condição TR, revelado pela extensa região com a inequívoca presença de trincas, correspondente à zona de material deformado nas adjacências do lascamento. Esse comportamento não era esperado, visto que, não houve a formação de camada de compostos e a dureza superficial inclusive inferior a da superfície TR. Nos corpos de prova TRND-16, Figura 46c, também foi observado este padrão de trincamento, contudo, com uma menor população de trincas que nos corpos de prova TRN, indicando um comportamento intermediário, entre as condições apresentadas anteriormente.

Na Figura 47 é apresentada uma imagem do aspecto da falha da condição TR obtida por microscopia eletrônica de varredura. A maior profundidade de foco permite observar o fundo do defeito, além de perceber a remoção da grafita presente na trilha de rolamento, fato este que já foi observado por outros autores [MAGALHÃES, 2000; LEITE, 2005].

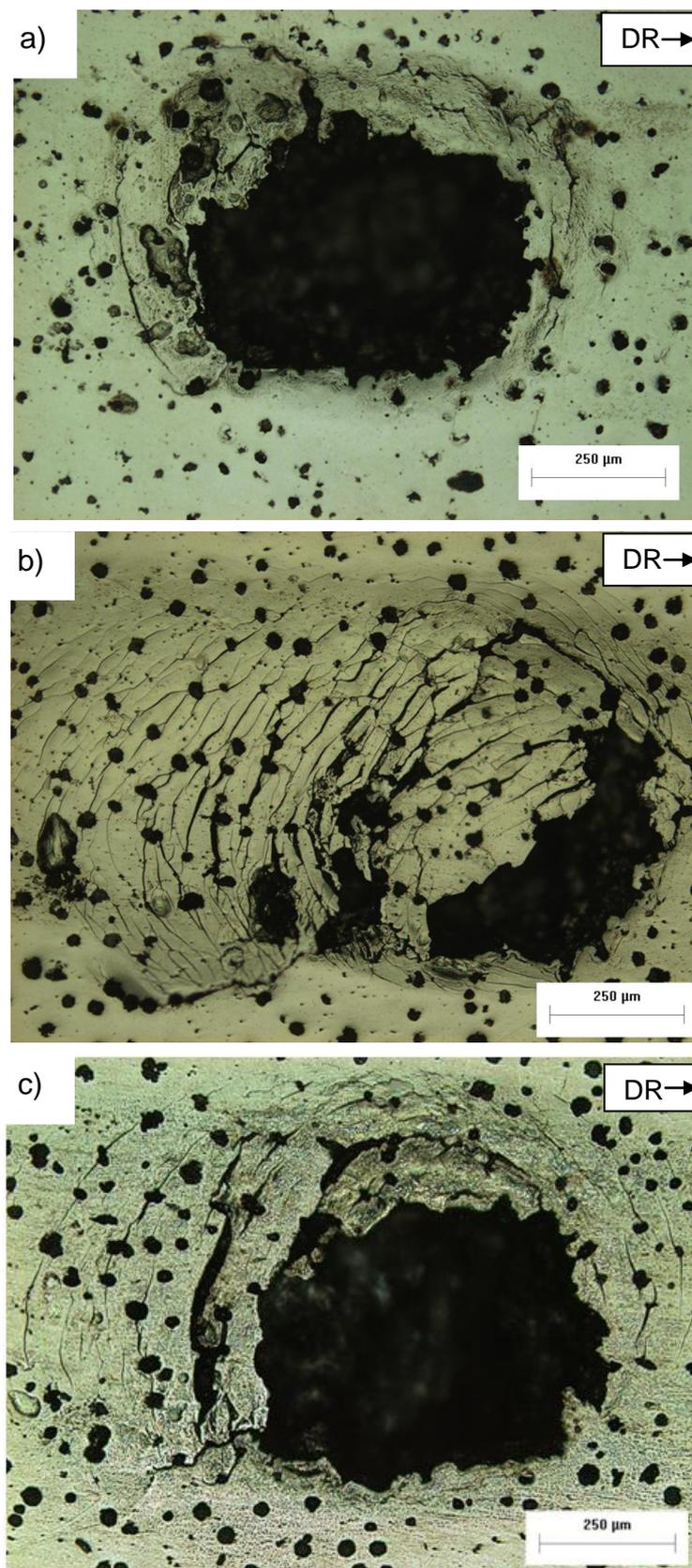


Figura 46 – Microscopia óptica das falhas por fadiga de contato.
 a) condição TR; b) condição TRN; e c) condição TRND-16.

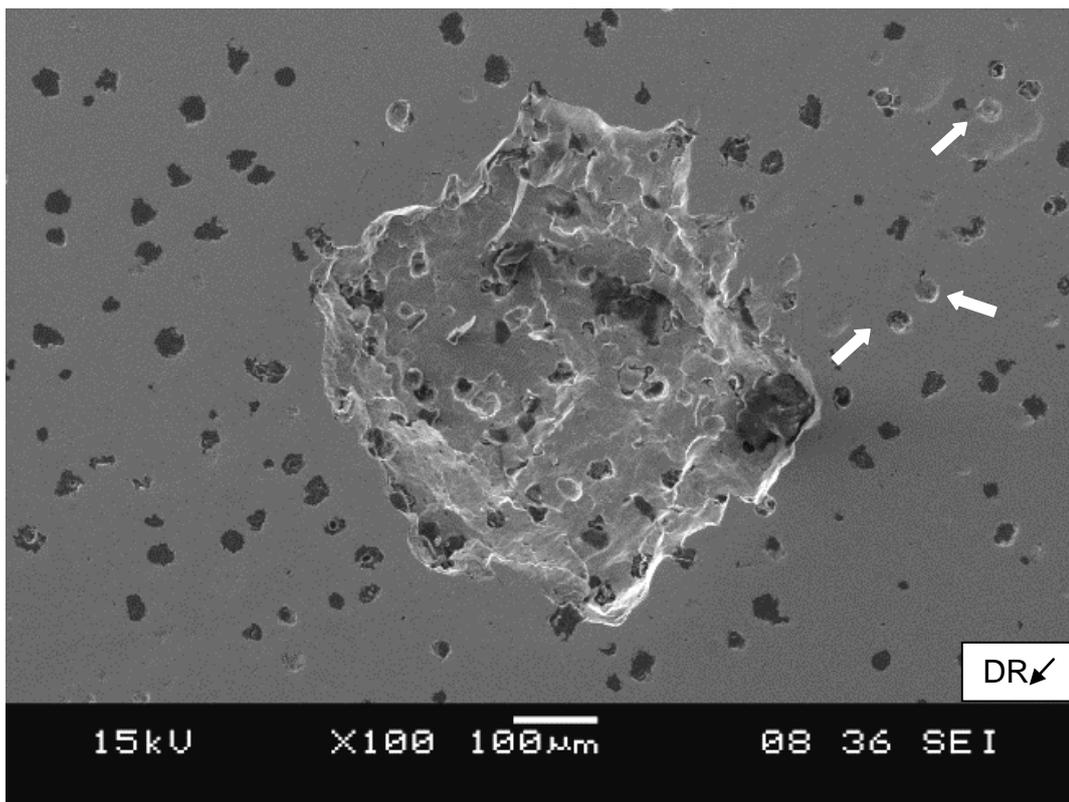


Figura 47 – Vista de topo do lascamento ocorrido no corpo de prova da condição TR. As setas indicam regiões em que houve o arrancamento de grafita na trilha de rolamento. DR indica a direção de rolamento e a pista de rolamento está delimitada pelas linhas tracejadas.

Na Figura 48 e Figura 49 pode-se observar detalhes sobre a formação de trincas nas adjacências da falha, apresentados na Figura 46b e Figura 46c. O arrancamento de grafitas na trilha de rolamento também é percebido no caso das amostras TRN e TRND. Segundo Leite [2005], em ensaios lubrificados, os nódulos superficiais são removidos e o material remanescente ao redor do vazio do nódulo é deformado na direção do centro do vazio. Dessa forma, as partículas deformadas podem se romper a partir da borda do vazio e se tornar um terceiro corpo no sistema, intensificando o processo de desgaste.

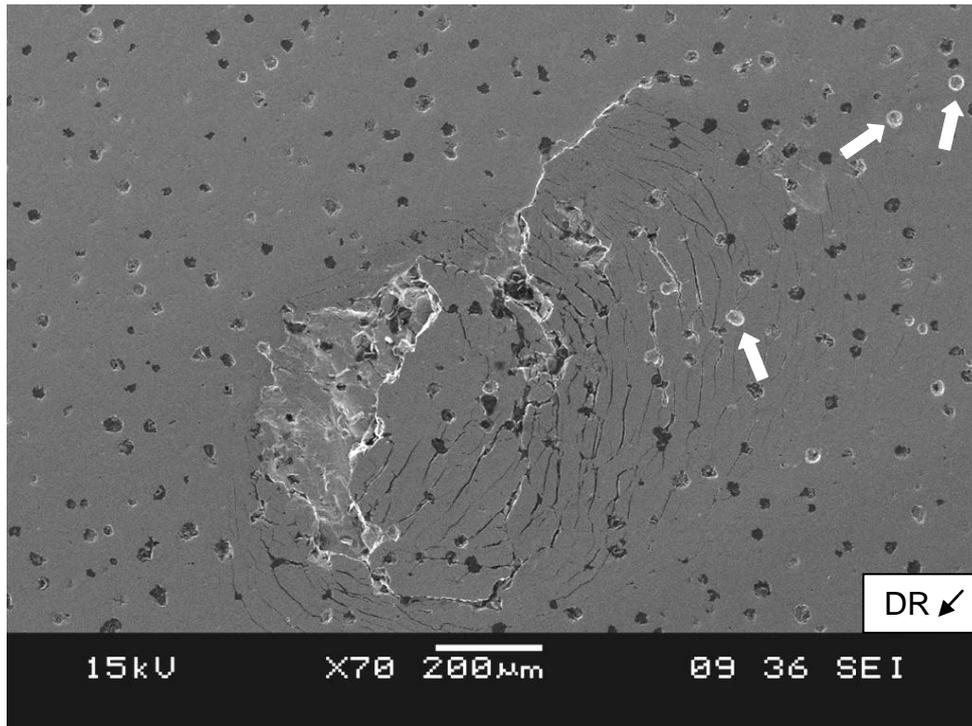


Figura 48 – Vista de topo do lascamento ocorrido no corpo de prova da condição TRN. As setas indicam arrancamento de grafita na trilha de rolamento.

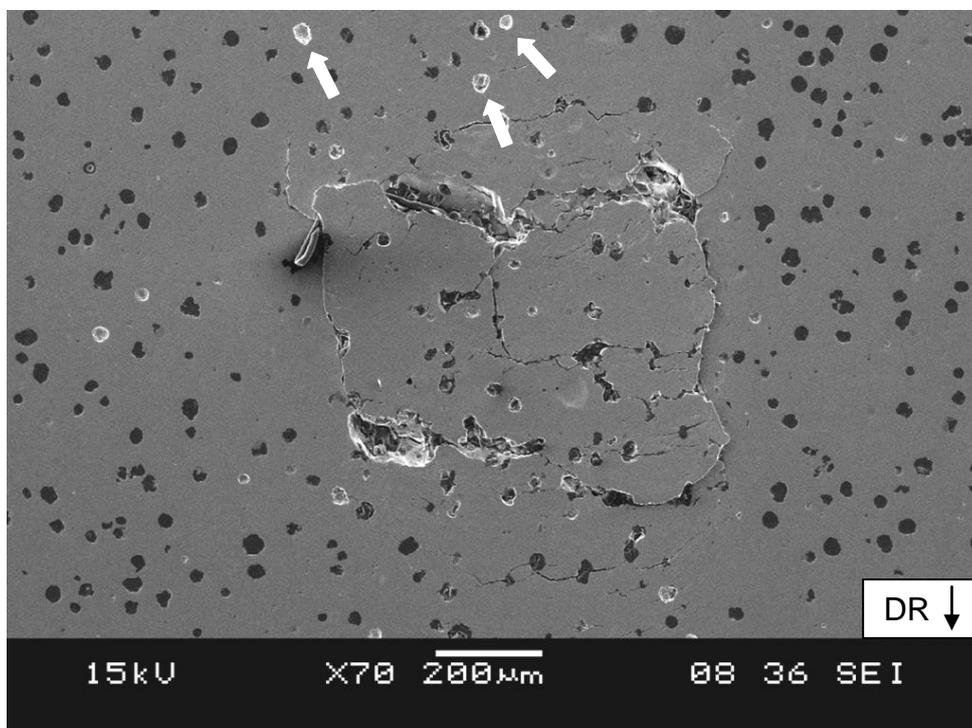


Figura 49 – Vista de topo do lascamento ocorrido no corpo de prova da condição TRND. As setas indicam arrancamento de grafita na trilha de rolamento.

Outro fato importante pode ser visto na Figura 50 que mostra a trilha de rolamento em uma região distante da região da falha de um corpo de prova TR. Pode ser vista uma trinca partindo de um nódulo de grafita em direção à uma grafita possivelmente localizada na subsuperfície, em concordância com o que descreve Magalhães [2000].

Considerando a propagação das trincas, pode-se perceber que o aspecto típico de direcionamento de trinca é caracterizado por muitas mudanças na direção de propagação (Figura 50). Aparentemente, isso é causado pela presença de nódulos próximos às extremidades das trincas. Essa característica também foi relatada por Dommarco et al. [1998].

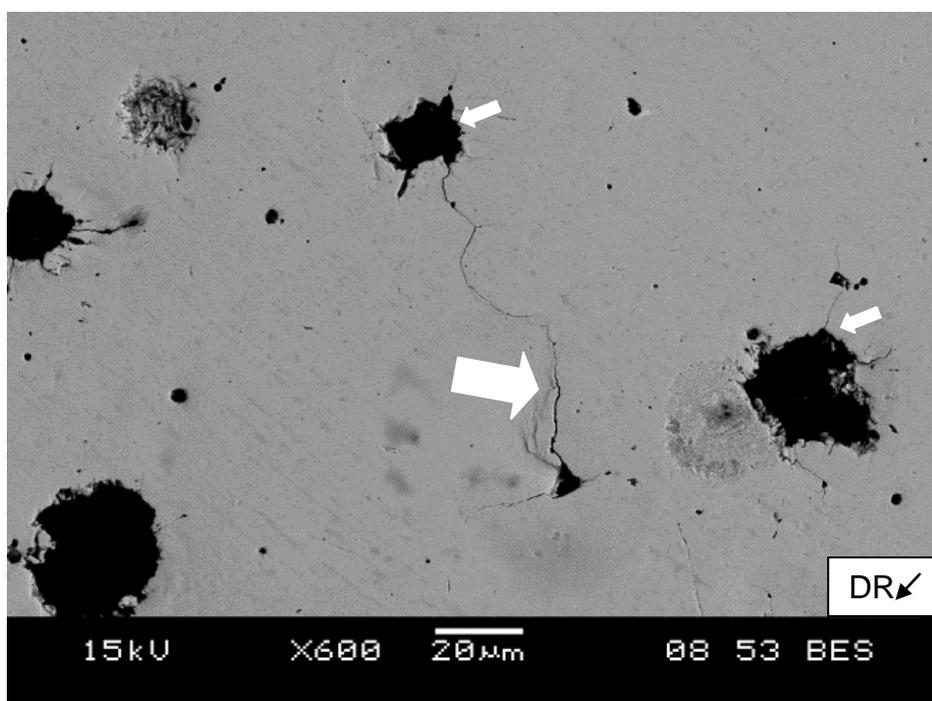


Figura 50 – Imagem da trilha de rolamento de uma amostra TR.

As setas pequenas indicam trincas radiais saindo das grafitas;
A seta grande indica trincas radiais partindo de um grafita subsuperficial.

A presença de nódulos de grafita interligados por trincas é visível nos corpos de prova TRN, porém de maneira mais severa. Na Figura 51 é apresentada a imagem da trilha de rolamento de um corpo de prova TRN com número maior de trincas que o observado na condição TR. Deve-se observar que a diferença de ampliação entre a Figura 50 e a Figura 51 indica que enquanto na condição TR as trincas apenas foram perceptíveis com grandes aumentos, na condição TRN

imagens de menor ampliação permitiram identificar grandes regiões trincadas. Essa diferença de comportamento evidencia a diminuição de ductilidade da superfície, resultante do tratamento de nitretação.

Segundo Magalhães et al. [2000], para o caso de ferros fundidos austemperados, um grande número de trincas pequenas é gerado em toda a superfície imediatamente após o início do ensaio. No caso dos corpos de prova da condição TRN, isso também pode ser afirmado, visto que, a vida em fadiga desta condição foi mais curta, indicando que essas trincas podem ter se formado imediatamente após o início do ensaio. Adicionalmente, a fragilidade da superfície nitretada levou a um número muito superior de trincas em relação à condição TR, o que acelerou a ocorrência da falha nos corpos de prova da primeira.

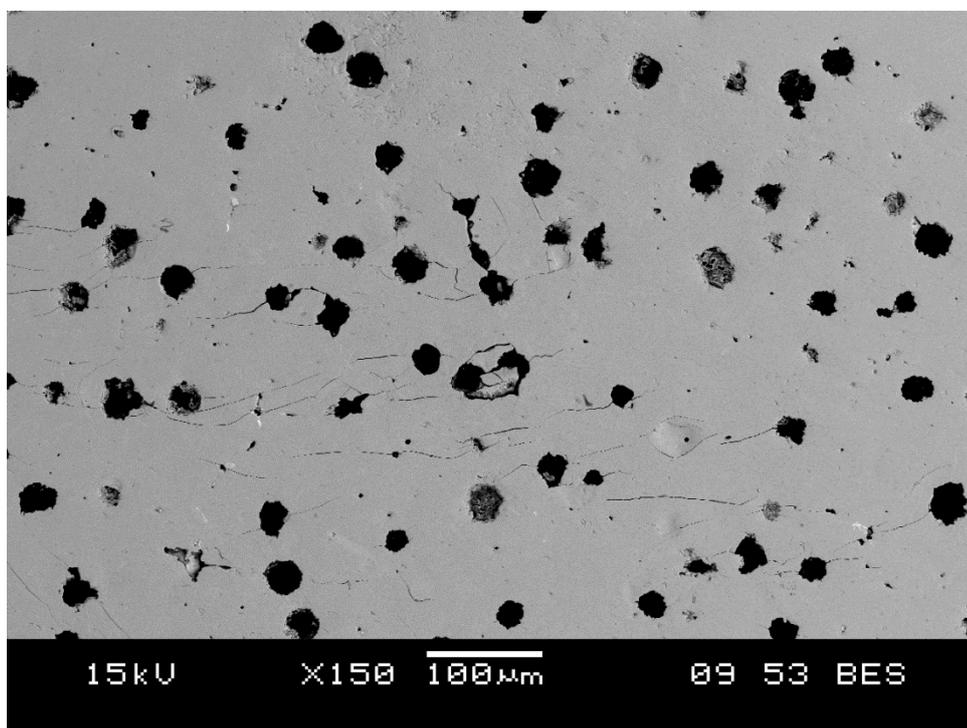


Figura 51 – Imagem da trilha de rolamento de uma amostra TRN, indicando um maior número de trincas presentes na superfície dos corpos de prova desta condição.

Analisando-se cortes ortogonais longitudinais às falhas pode-se perceber o papel importante das grafitas na nucleação e propagação das trincas subsuperficiais na condição TR, como indicado pelas setas na Figura 52. Destaca-se que nessa imagem a profundidade do dano gerado coincide com a profundidade da máxima

tensão de cisalhamento. Unindo-se essa evidência à maior abertura da trinca na subsuperfície, na continuação para ambos os lados do fundo da cavidade, é razoável supor que neste caso a trinca principal teve origem subsuperficial. Assim sendo, apesar de mesmo na condição TR terem sido encontradas trincas superficiais, as evidências da análise de falha indicam para o mecanismo subsuperficial como responsável pelo dano principal.

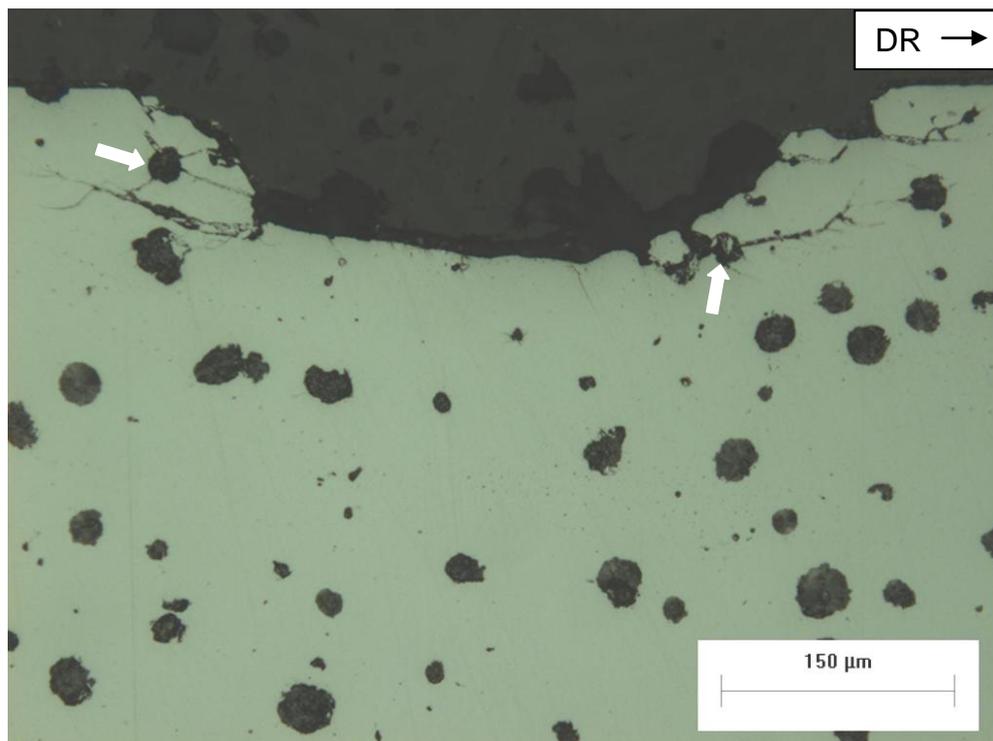


Figura 52 – Imagem do corte ortogonal longitudinal da falha de um corpo de prova TR. As flechas mostram trincas nucleadas em nódulos de grafita.

No caso das amostras TRN e TRND, além da interação trinca/grafita, pode-se perceber o efeito da fragilização da superfície após a nitretação. A Figura 53 e a Figura 54 apresentam as falhas das condições TRN e TRND, respectivamente. Na Figura 53 além da menor profundidade da trinca, quando comparada a Figura 52, vê-se que as trincas parecem partir da superfície em direção ao substrato. Esse aspecto de trincas aparece em praticamente toda a extensão do corte ortogonal longitudinal da pista de rolamento, ainda que em regiões bastante afastadas da falha. Na Figura 54 a falha em um corpo de prova TRND mostra-se um pouco mais

profunda que a apresentada na Figura 53, aparentemente ainda sofrendo efeitos da nucleação de múltiplas trincas próximo à superfície.

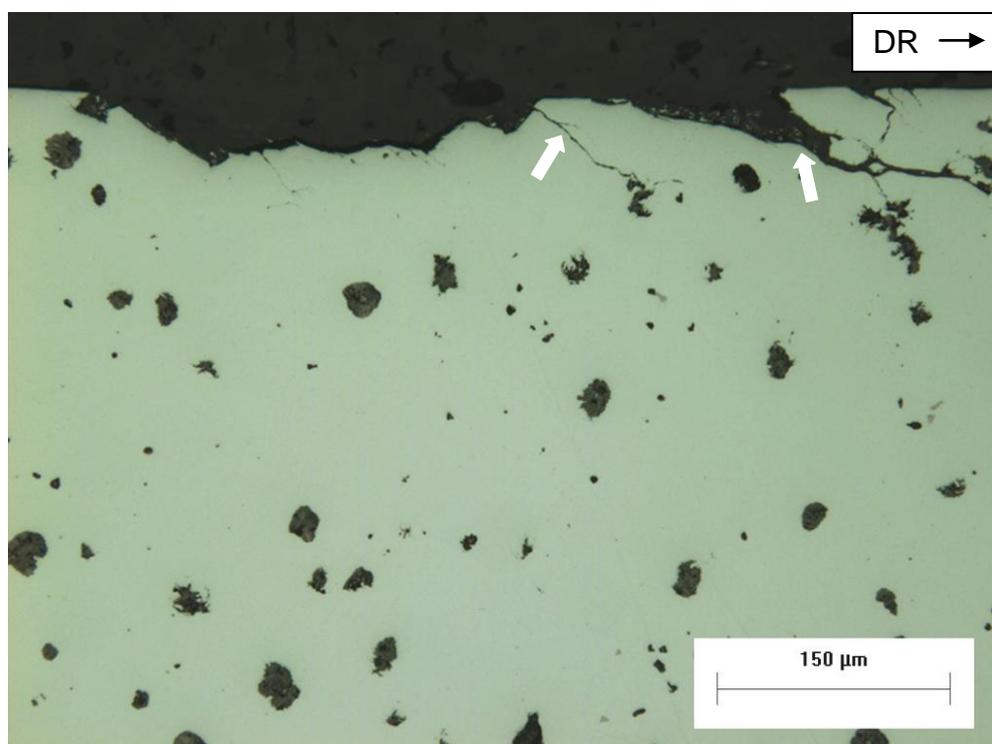


Figura 53 – Imagem do corte ortogonal longitudinal da falha de um corpo de prova TRN. As setas mostram o lado mais abertos das trincas, mais próximos à superfície.

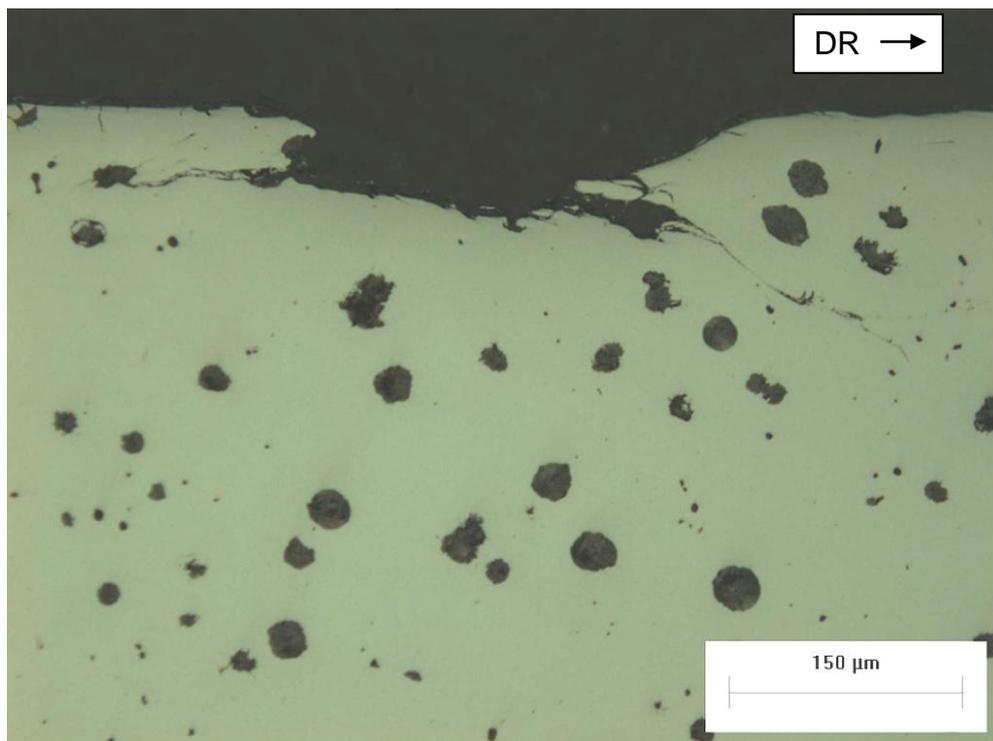


Figura 54 – Imagem do corte ortogonal longitudinal da falha de um corpo de prova TRND.

Ainda, analisando imagens de microscopia eletrônica de varredura dos cortes da seção ortogonal longitudinal da pista de rolamento da condição TRN, como mostra a Figura 55a, pode ser visto um mecanismo típico de falha dos ferros fundidos nodulares, conforme descrito por Magalhães et al. [2002], onde trincas partem radialmente da parte inferior de nódulos originariamente expostos à superfície, além de trincas provocando o destacamento da fina camada de material que separa um nódulo da superfície. O clássico mecanismo de nucleação subsuperficial também esteve presente nos corpos de prova da condição TRN, como mostrado na Figura 55b.

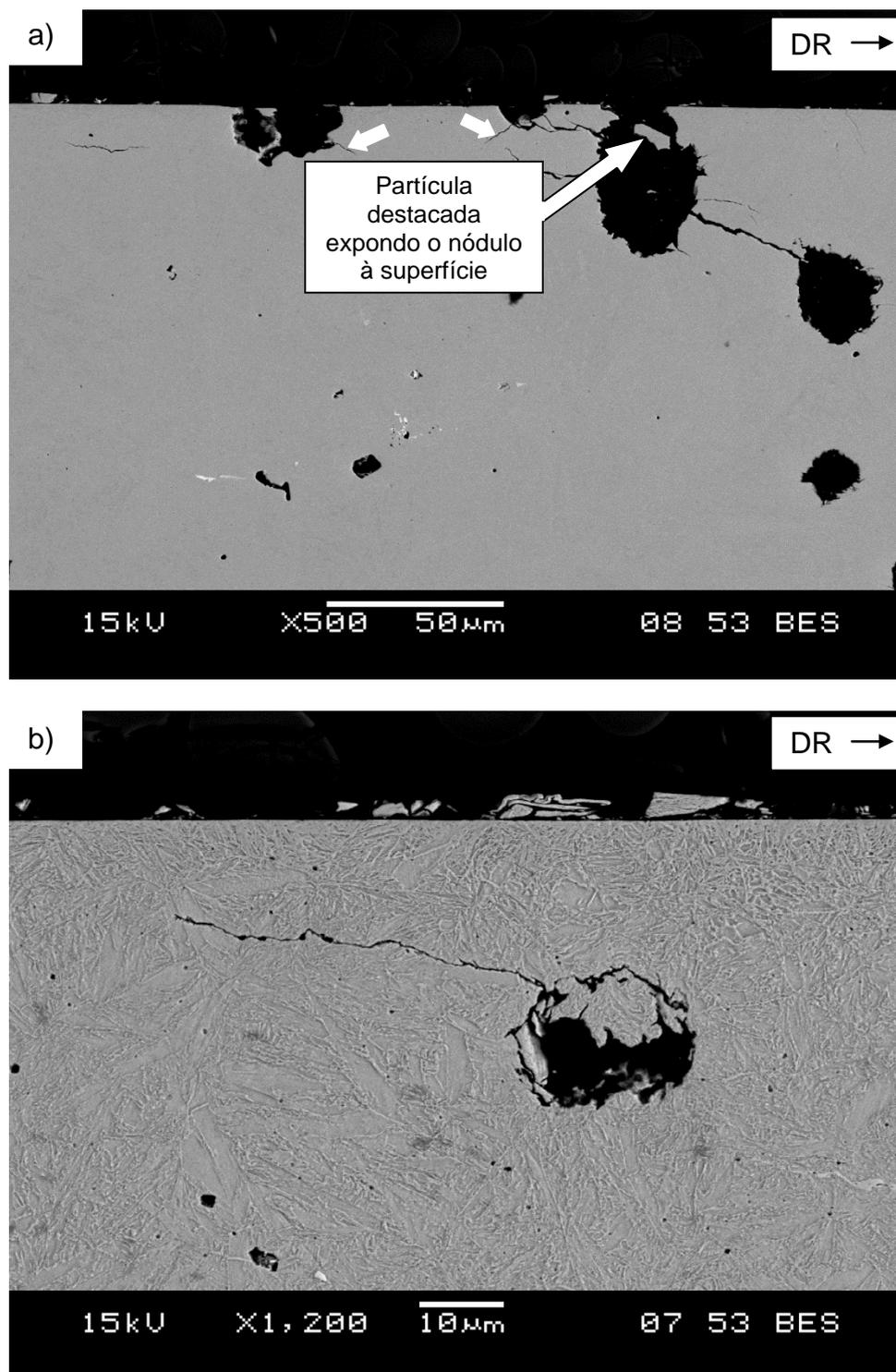


Figura 55 – Trincas nucleadas em grafitas abaixo da superfície na condição TRN. a) partícula destacada, expondo um nódulo de grafita à superfície; b) trinca nucleada em um nódulo de grafita abaixo da superfície, propagando-se em direção à superfície.

Na Figura 56 evidencia-se um mecanismo adicional de falha na trilha de rolamento de um corpo de prova da condição TRN. Nessa imagem observa-se a presença de várias trincas superficiais, independente da proximidade com nódulos de grafita. As trincas partem da superfície em direção ao substrato de modo, inicialmente, perpendicular à superfície. Ao encontrar um nódulo de grafita em seu percurso a trinca pode ter seu potencial de dano modificado. O aspecto de trinca mostrado nessa imagem aparece majoritariamente nos corpos de prova TRN, o que indica que o tratamento de difusão fez com que a superfície ficasse menos fragilizada, entretanto, ainda não foi suficiente para melhorar a vida em fadiga dos corpos de prova.

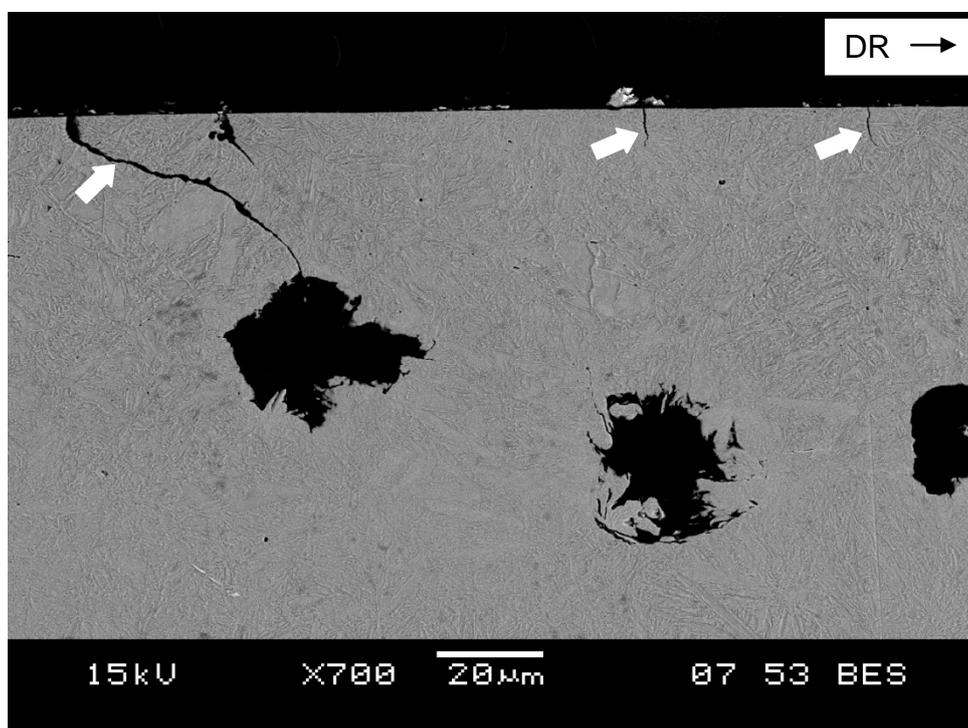


Figura 56 – Seção ortogonal longitudinal da pista de rolamento de um corpo de prova TRN, em uma posição distante da região da falha, mostrando trincas perpendiculares à superfície e uma trinca se propagando em direção à grafita.

A identificação desse mecanismo adicional contribuiu para explicar o baixo desempenho dos corpos de prova TRN e TRND comparado ao grupo TR. A redução no tempo de nucleação de trincas, representada pela presença de um grande número de pequenas trincas nos corpos de prova TRN e TRND foi possivelmente um fator decisivo na redução da vida em fadiga. Além disso, a existência de múltiplas trincas

pode atuar na relaxação de tensões residuais, anulando possíveis efeitos benéficos da tensão compressiva sobre a velocidade de propagação das trincas existentes. Nessa situação um baixo desempenho sob fadiga chega a ser plausível. Neves et al. [2007] observaram em condições similares de ensaio com ferros fundidos cinzentos que as pontas das grafitas em forma de veios eram sítios preferenciais para a nucleação de trincas. Naquele caso, um ferro fundido com matriz de elevada dureza apresentou um desempenho até mesmo pior que as condições TRN e TRND deste trabalho ($\eta \approx 80.000$ ciclos), o que pode ser esperado, considerando que o crescimento de trincas através da grafita em forma de veios é mais fácil do que entre nódulos.

Uma questão já citada anteriormente, novamente reforçada pelos aspectos de falha apresentados pelos corpos de prova, é a diferença de dureza da matriz das diferentes condições de ensaio. Quando se analisam as amostras temperadas e revenidas foram constatadas poucas trincas partindo da matriz, devido possivelmente à sua dureza mais elevada. Dommarco [2003] constatou, de maneira semelhante, em ferros nodulares submetidos ao tratamento de austêmpera em diferentes patamares de transformação, que os corpos de prova de maior dureza (temperaturas menores de austêmpera) resultaram em melhores desempenhos em fadiga de contato. Por outro lado, a nitretação é um tratamento conhecido por introduzir tensões residuais compressivas na superfície dos materiais, o que, para aços, é responsável por melhorar o desempenho em fadiga de contato. Todavia, nas condições analisadas, a vida em fadiga das amostras nitretadas diminuiu. Da mesma maneira, as amostras nitretadas que passaram por difusão após a nitretação, na tentativa de se dissolver eventuais nitretos, diminuindo a fragilidade da superfície, e adicionalmente aumentando a profundidade de camada afetada pela presença de nitrogênio, não apresentaram resultados satisfatórios, permanecendo com uma vida em fadiga bastante similar aos resultados obtidos pela condição TRN.

Essas análises levam a conclusão de que a nitretação, ainda que introduzindo tensões residuais compressivas, não foi efetiva em aumentar a vida em fadiga e tanto a redução de aproximadamente 250 HV (de 794 para 550 HV) na dureza da matriz, quanto a geração de um novo mecanismo de falha superficial foram decisivos para o baixo desempenho em fadiga das amostras tratadas termoquimicamente.

5 CONCLUSÕES

O estudo do ferro fundido nodular temperado e revenido, submetido ao tratamento de nitretação por plasma e, posteriormente, ensaiado por fadiga de contato de rolamento, permitiu as seguintes conclusões:

- Apesar da nitretação por plasma ter sido efetiva em introduzir tensões residuais compressivas, a vida em fadiga de contato de rolamento dos corpos de prova das condições TRN (temperado, revenido e nitretado) e TRND-16 (temperado, revenido, nitretado com difusão) foi muito inferior a dos corpos de prova da condição TR (temperado e revenido). A implicação tecnológica desse resultado é que não há vantagem em se aplicar o tratamento de nitretação, ao menos nos moldes usados neste trabalho, a um componente da liga estudada visando melhorar sua resistência à fadiga de contato de rolamento.
- Ainda que os resultados de microscopia óptica não tenham mostrado a presença de uma camada de compostos contínua, houve a formação de uma camada superficial fragilizada após a nitretação, o que causou um tipo de fratura diferente daquelas observadas para ferros fundidos nodulares na literatura. Essa camada fragilizada possivelmente foi a principal responsável pelo menor desempenho em fadiga de contato de rolamento dos corpos de prova TRN e TRND.
- Embora os resultados obtidos tenham indicado um desempenho consideravelmente superior dos corpos de provas de maior dureza (TR), a atribuição direta desse comportamento ao fator dureza requer ensaios em corpos de prova apenas temperados e revenidos com o mesmo nível de dureza dos TRN e TRND, para isolar da análise possíveis efeitos da nitretação.
- A diferença de dureza do substrato entre os corpos de prova TRN e TRND-16, de cerca de 50 HV, não se refletiu em modificação apreciável de suas resistências à fadiga de contato de rolamento.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar ensaios de fadiga de contato de rolamento no ferro fundido nodular temperado e revenido para uma condição de dureza similar à dureza de matriz das amostras nitretadas e nitretadas com difusão, para avaliar isoladamente os efeitos da dureza e das tensões residuais impostas por nitretação na resistência à fadiga de contato do ferro fundido nodular.
- Discutir com um fabricante de ferros fundidos a possibilidade de desenvolver uma liga mais resistente ao abaixamento de dureza por revenido, de forma a diminuir o impacto da permanência à temperatura de nitretação no valor de dureza.
- Medir tensões residuais em diferentes profundidades da camada nitretada, para avaliar a espessura de camada superficial afetada pelas tensões compressivas da nitretação.
- Modificar os parâmetros de nitretação, como por exemplo, a porcentagem de nitrogênio na mistura gasosa, visando produzir uma camada mais dura, com tensões residuais compressivas e sem a formação de camada de compostos.
- Utilizar técnicas capazes de determinar os teores de nitrogênio e carbono na profundidade, a fim de determinar o perfil de concentração desses elementos e correlacioná-lo com desempenho e propriedades observados.
- Diminuir a carga do ensaio de fadiga de contato, de modo a aproximar a tensão máxima de cisalhamento da superfície, fazendo com que ela ocorra em uma região mais afetada pelo processo de nitretação.
- Realizar o tratamento térmico de têmpera após a nitretação, com o objetivo de manter a dureza da matriz elevada.
- Estudar a resistência à fadiga de contato de rolamento do ferro fundido nodular após a introdução de tensões residuais compressivas por outro processo como, por exemplo, o *shot-peening*.

PRODUÇÃO CIENTÍFICA NO PERÍODO (MARÇO 2010-SETEMBRO 2012)

OKURA, H. N.; WOLLMANN, D.; NEVES, J. C. K. Effect of pressure on the plasma nitriding of quenched and tempered ductile cast iron without compound layer formation. Proceedings of International Conference: **CBRAVIC 2010 – XXXI Congresso Brasileiro de Aplicações de Vácuo na Indústria e na Ciência 2010**. Campos do Jordão, Brasil, Setembro, 2010.

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.
- ALMEN, J. O.; BLACK, P. **Residual stresses and fatigue in metals**. McGraw-Hill, New York, 1963.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Materials characterization. In: **Metals Handbook**, vol. 10, p. 1310. 1986.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Heat treating. In: **Metals Handbook**, vol. 4, p. 2173. 1991.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Alloy phase diagrams. In: **Metals Handbook**, vol. 3, p. 1741. 1992.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Friction, lubrication and wear technology. In: **Metals Handbook**, vol. 18, p. 1879. 1992.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Properties and selection: irons, steels and high performance alloys. In: **Metals Handbook**, vol. 1, p. 2521. 1993.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Fatigue and fracture. In: **Metals Handbook**, vol. 19, p. 1057. 1996.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Failure analysis and prevention. In: **Metals Handbook**, vol. 11, p. 2909. 2002.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metallography and Microstructures. In: **Metals Handbook**, vol. 9, p. 2733. 2004.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6913**: Ferro fundido nodular e ferro fundido maleável – Contagem de grafita. Rio de Janeiro, p.3. 1990.
- BLEICHER, L.; SASAKI, J. M. **Introdução a difração de raios-X em cristais**. 2000. Disponível em: <www.fisica.ufc.br/raiosx/download/apostila.pdf> Acessado em 28/08/2010.

BRIZMER, V.; KLIGERMAN, Y.; ETSION, I. The effect of contact conditions and material properties on the elasticity terminus of a spherical contact. **International Journal of Solids and Structures**, vol. 43, p. 5736-5749. 2006.

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

CULLITY, B. D. **Elements of X-ray diffraction**. Addison-Wesley Publishing Company, Inc. Massachusetts, 1978.

DEUTCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. DIN 50190, Teil 3: Härtetiefe wärmebehandelter Teile Ermittlung der Nitrierhärtetiefe, 1979

DOMMARCO, R. C.; BASTIAS, P. C.; DALL'O, H. A.; HAHN, G. T.; RUBIN. C.A. Rolling contact fatigue (RCF) resistance of austempered ductile iron (ADI). **Wear**, vol. 221, p. 69-74. 1998.

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.

FAHLKRANS, J.; MELANDER, A.; JOHANSSON, K.; HAGLUND, S.; HOSSEINI, S. B. Influence of tempering on contact fatigue. **Int. J. Microstructure and Materials Properties**, vol. 6, Nr. 6, p. 465-478. 2011.

FARRAHI, G. H.; GHADBEIGI, H. An investigation into the effect of various surface treatments on fatigue life of a tool steel. **Journal of Materials Processing Technology**, vol.174. p. 318-324. 2006.

GAWRONSKI, Z. Aspects of tribological surface design with particular reference to the effects of low pressure nitriding and residual stresses in rolling contacts. **Surface and Coatings Technology**, vol.141.p. 62-69. 2001.

HAMROCK, B. J. **Fundamentals of fluid film lubrication**. Ed. MacGraw-Hill. Singapore, p. 690. 1994.

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.

KOLOZSVÁRY, Z. Residual stresses in nitriding. **Handbook of residual stresses and deformation of steel**. ASM International, Ohio, 2002.

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

LEITE, M. V. **Análise dos mecanismos de desgaste por fadiga de contato. estudo de caso: ferro fundido nodular austemperado**. Dissertação de mestrado, CEFET-PR, Curitiba-PR. p.97. 2005.

MAGALHÃES, L.; SEABRA, J.; SÁ, C. Experimental observations of contact fatigue crack mechanisms for austempered ductile iron (ADI) discs. **Wear**, vol. 246, p. 134-148. 2000.

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 de doutorado. 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 high hardness matrix. **Wear**, vol. 263. p. 700-706. 2007.

OKURA, H. N.; WOLLMANN, D.; NEVES, J. C. K. Effect of pressure on the plasma nitriding of quenched and tempered ductile cast iron without compound layer formation. Proceedings of International Conference: **CBRAVIC 2010 – XXXI Congresso Brasileiro de Aplicações de Vácuo na Indústria e na Ciência 2010**. Campos do Jordão, Brasil, Setembro, 2010.

PINTAUDE, G.; BRUNETTI, C.; LEITE, M. V.; MONTANEZ-CALAO, L. F. Effect of surface finishing on the elastic contact area evaluation of austempered ductile iron. **Lubrication Science**, vol. 25. p. 101-109. 2013.

PREVEY, P. S.; R-ray diffraction residual stress techniques. **ASM Handbook**, Volume 10, 1986, p. 749-755.

RABINOWICZ, E. **Friction and wear of materials**. New York: John Wiley & Sons, 1965.

ROCHA, A. S.; STROHAECKER, T.; TOMALA, V.; HIRSCH, T. Microstructure and residual stresses of a plasma-nitrided M2 tool steel. **Surface and Coatings Technology**, vol.115.p. 24-31. 1999.

SALVANDE, J.; DOMMARCO, R. C. Estudio de la resistencia a la fatiga de contacto de fundición nodular. In: J.E.P IPIÑA (Ed) **IV Coloquio Latinoamericano de Fractura e Fatiga**. p. 421-427. 2000.

SALVANDE, J.; DOMMARCO, R. C. Contact fatigue resistance of austempered and partially chilled ductile irons. **Wear**, vol. 254, p. 230-236. 2003.

SKOOG, D. A.; HOLLER, F. J.; NIEMAN, T. A. **Principios de análisis instrumental**. Quinta Edición. McGraw-Hill, Madrid, 2001.

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

STEWART, S.; AHMED, R. Rolling contact fatigue of surface coatings – a review. **Wear**, vol. 253, p. 1132-1144. 2002.

Tallian, T.E. On competing failure mode in rolling contact fatigue. **ASLE Transaction**, Vol. 10, p. 418-439. 1967.

WOLLMANN, D. **Nitreção por plasma de ferro fundido nodular temperado e revenido sem formação de camada de compostos**, 2009, Trabalho de Diplomação – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 51p.

WOLLMANN, D.; VASCO, M. C.; NEVES, J. C. K. Plasma nitriding of quenched and tempered ductile cast iron without compound layer formation. Proceedings of International Conference: **Icam 2009 – 11th International Conference on Advanced Materials 2009**. SBPMat Brazil-MRS. Rio de Janeiro, Brasil, Setembro, 2009.

YAGITA, K. OHKI, C. Plasma Nitriding Treatment of High Alloy Steel for Bearing Components. **NTN Tech**. Review 78, p. 33-40. 2010.

APÊNDICE A – Cálculo da espessura de filme lubrificante

O cálculo da espessura mínima de filme (Equação 10) é demonstrado na Tabela A.1. O valor de viscosidade dinâmica do lubrificante na pressão atmosférica é de 0,113 Pas [NEVES, 2006], a velocidade relativa dos corpos em contato é de 1,9 m/s, os módulos de elasticidade considerados foram 164 GPa para o ferro fundido nodular e 210 GPa para a esfera, o raio reduzido de curvatura é de $1,8495 \times 10^{-3}$, a força normal de contato é de 382 N, o parâmetro de elipsidade para contatos pontuais é igual a 1 e o coeficiente viscosidade-pressão foi calculado segundo a Equação A.1 [STACHOWIAK; BATCHELOR, 2001], resultando em $2,6 \times 10^{-8}$.

$$\alpha = (0,6 + 0,965 \log_{10} \eta_o) \times 10^{-8} \quad \text{Equação A.1}$$

A partir do resultado de h_0 e tendo-se conhecimento das rugosidades quadráticas médias da esfera e do corpo de prova, foi obtido o valor de λ (Equação 11), igualmente mostrado na Tabela A.1.

Tabela A.1 – Cálculo da espessura mínima de filme e do parâmetro λ de avaliação da aproximação das asperezas.

$\frac{h_0}{R'} = 3,63 \left(\frac{U \eta_o}{2E^* R'} \right)^{0,68} (2\alpha E^*)^{0,49} \left(\frac{W}{2E^* R'^2} \right)^{-0,073} (1 - e^{-0,68k})$			
$U = 1 \text{ m/s onde:}$	$R' = 1,8495 \times 10^{-3} \text{ onde:}$	$E^* = 101,15 \times 10^9 \text{ onde:}$	
$U_A = 0 \text{ e } U_B = 1,9 \text{ m/s}$	$R_{ax} = R_{ay} = \infty$	$E_A = 164 \text{ GPa}$	
	$R_{bx} = R_{by} = \frac{1}{2} (7,398 \times 10^{-3})$	$E_B = 210 \text{ GPa}$	
$\eta_o = 0,113 \text{ Pas}$	$k = 1$	$\alpha = 2,6 \times 10^{-8}$	$W = 382 \text{ N}$
$h_0 = 0,19 \mu\text{m}$			
$\lambda = 0,79$			

APÊNDICE B – Cálculo de carga crítica para o ponto de escoamento no contato esfera-plano

Baseando-se na teoria de Hertz [JOHNSON, 1985], Brizmer et al. [2005] analisaram e compararam o ponto de escoamento e a fratura de um material frágil para diferentes condições de contato esfera-plano, considerando-se que o contato real esfera-plano não é um deslizamento perfeito e, ainda, o fato de haver diferenças entre o módulo de elasticidade de materiais frágeis e dúcteis. Dessa forma, foi determinada uma equação para o cálculo da carga crítica no ponto de escoamento, dada pela Equação B.1 [Brizmer et al., 2005]:

$$P_c = \frac{\pi^3}{6} C_v^3 Y \left(R (1 - \nu^2) \frac{Y}{E} \right)^2 \quad \text{Equação B.1}$$

Onde:

P_c é a carga crítica no ponto de escoamento

C_v é função do coeficiente de Poisson aproximada para: $C_v = 1,295 \exp(0,76 \nu)$

Y é o critério de escoamento de Von Misses simplificado para: $Y = H_{topo} 0,35$

R é o raio da esfera

E é o módulo de elasticidade simplificado para o módulo de elasticidade combinado para esfera e plano

Considerando-se a carga em uma esfera, o coeficiente de Poisson do ferro fundido nodular igual a 0,3 e as durezas de topo obtidas através da Tabela 9, são apresentadas na Tabela B.1 as cargas críticas para o início do escoamento do ferro fundido nodular nas diferentes condições ensaiadas.

Tabela B.1 – Valores de carga crítica por esfera para o escoamento nas condições de ensaio TR, TRN e TRND-16.

Condição de Ensaio	Carga crítica para o escoamento [N]
TR	573
TRN	446
TRND-16	395