

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA E DE
MATERIAIS

MARINA IZABELLE GRABARSKI

**EFEITO DE TENSÕES RESIDUAIS COMPRESSIVAS NA FADIGA DE
CONTATO POR ROLAMENTO DE UM FERRO FUNDIDO NODULAR
COM MATRIZ DE DUREZA ELEVADA**

DISSERTAÇÃO

CURITIBA

2019

MARINA IZABELLE GRABARSKI

**EFEITO DE TENSÕES RESIDUAIS COMPRESSIVAS NA FADIGA DE
CONTATO POR ROLAMENTO DE UM FERRO FUNDIDO NODULAR
COM MATRIZ DE DUREZA ELEVADA**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia – Área de concentração: Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Giuseppe Pintaúde

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

CURITIBA

2019

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação

Grabarski, Marina Izabelle

Efeito de tensões residuais compressivas na fadiga de contato por rolamento de um ferro fundido nodular com matriz de dureza elevada [recurso eletrônico] / Marina Izabelle Grabarski. -- 2019.

1 arquivo texto (102 f.) : PDF ; 7.66 MB

Modo de acesso: World Wide Web

Título extraído da tela de título (visualizado em 11 dez. 2019)

Texto em português com resumo em inglês

Dissertação (Mestrado) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Curitiba, 2019

Bibliografia: f. 93-98.

1. Engenharia mecânica - Dissertações. 2. Tensões residuais. 3. Metais - Fadiga. 4. Ferro fundido. 5. Ferro - Tratamento térmico. 6. Difração de Raios X. 7. Resistência de materiais. 8. Metais - Fratura. 9. Mecânica da fratura. I. Pintaúde, Giuseppe. II. Neves, Julio Cesar Klein das. III. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais. IV. Título.

CDD: Ed. 23 – 620.1

Biblioteca Central da UTFPR, Câmpus Curitiba
Bibliotecário: Adriano Lopes CRB-9/1429
Estagiária de biblioteconomia: Thalita dos Santos Kreknicki

TERMO DE APROVAÇÃO DE DISSERTAÇÃO Nº371

A Dissertação de Mestrado intitulada: **Efeito de tensões residuais compressivas na fadiga de contato por rolamento de um ferro fundido nodular com matriz de dureza elevada**, defendida em sessão pública pela Candidata **Marina Izabelle Grabarski**, no dia 29 de novembro de 2019, foi julgada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração: Engenharia de Materiais, linha de pesquisa: Caracterização de Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais – PPGEM.

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Giuseppe Pintaude - Presidente - UTFPR

Prof. Dr. Carlos Henrique da Silva - UTFPR

Prof. Dr. Marco Antônio Luersen - UTFPR

Prof. Dr. Fabio Antonio Xavier - UFSC

A via original deste documento encontra-se arquivada na Secretaria do Programa, contendo a assinatura da Coordenação após a entrega da versão corrigida do trabalho.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Giuseppe Pintaúde, por sempre me motivar e me incluir em seus projetos de pesquisa.

Ao professor Julio Cesar Klein das Neves, pelo tema deste projeto, com o qual eu sempre quis trabalhar.

À Fundação Tupy, pela doação do material utilizado.

À empresa Temperapar, pelo tratamento térmico das amostras.

À Daniela e ao Juliano Wollmann, pela retificação das amostras.

Ao Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais, pelas horas de uso do difratômetro de raios X.

Ao PPGEM e à CAPES pelo apoio ao projeto.

Ao Andre Luis França, pela automação da máquina de fadiga de contato.

Ao Lucas Biazon Cavalcanti, pela ajuda com os ensaios de fadiga de contato.

Aos coordenadores de curso e de ensino do Instituto Federal do Paraná, *campus* Paranaguá, por organizarem meus horários de aula de forma que eu pudesse conciliar a realização do mestrado.

Aos técnicos de laboratório Heloísa Moreira, Lucas Durand e Alexandre Gonçalves, pela excelência nos serviços prestados e sobretudo pela amizade.

A todos os amigos e professores que me ajudaram ao longo das disciplinas, no uso dos laboratórios, nas discussões e na escrita do texto, sempre me motivando durante esse período.

Ao meu pai, por ter tornado a conclusão dos meus estudos seu objetivo pessoal. Por ter se importado, torcido e se interessado por cada parte deste trabalho.

Ao Lucas Lamy, por um dia ter oferecido ajuda com a parte estatística.

À Hellen Girardello, por ter me ouvido e ter falado.

Ao Enrico Piovesan Grabarski, por compreender minhas ausências.

E a todos que contribuíram para que eu tivesse o privilégio de estudar e de poder enxergar o valor da educação.

GRABARSKI, M. I. **Efeito de tensões residuais compressivas na fadiga de contato por rolamento de um ferro fundido nodular com matriz de elevada dureza**, 2019, Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 102p.

RESUMO

Neste trabalho foi analisado o efeito das tensões residuais compressivas, obtidas por *shot peening*, na resistência à fadiga de contato de rolamento de um ferro fundido nodular temperado. Esse material apresenta desempenho mecânico similar ao de alguns aços, com vantagens, como menor peso e custo. Porém, quando submetido à esforços de contato cíclicos, como na fadiga de contato de rolamento, apresenta menor vida que os aços. Formas de melhorar o desempenho desse material são importantes quando se deseja tornar viável seu uso para fabricação de peças sujeitas a esse tipo de falha. Diversos trabalhos relatam um aumento na vida em fadiga de contato de rolamento para alguns materiais, devido a presença de tensões residuais compressivas na superfície do componente. Entretanto, não existe uniformidade dos resultados relacionados ao uso de tensões residuais para esse fim. Para atender o objetivo proposto, utilizou-se a técnica de *shot peening* para criar um perfil de tensões residuais compressivas em amostras de ferro fundido nodular temperado. Este material foi obtido por meio de fundição contínua, com contagem de grafitas de 210 nod/mm², sendo posteriormente temperado e revenido, de modo que uma dureza de 607 ± 14 HV₅₀ fosse alcançada. O valor dessas tensões foi medido através da técnica de difração de raios X, com remoção química de camadas. As amostras polidas foram submetidas a ensaios de fadiga do tipo esfera contra plano, em rolamento puro, e sua vida característica foi calculada utilizando a distribuição de probabilidade de *Weibull* de dois parâmetros. A carga de ensaio gerou uma pressão de contato de 2,2 GPa e foi escolhida considerando não apenas as propriedades do material, mas também o perfil de tensão residual gerado pelo *shot peening*. O que permitiu que o ponto de máxima tensão cisalhante estivesse localizado dentro do campo de tensões residuais compressivas. Para avaliar o efeito da presença das tensões residuais, um grupo de amostras temperadas e revenidas e sem *shot peening* também foi submetido ao ensaio. Observou-se que a presença de tensões residuais compressivas levou a uma queda de aproximadamente 47% na vida média das amostras. Através da análise fractográfica percebeu-se que as falhas iniciavam aproximadamente na região onde localizava-se a máxima tensão cisalhante, resultante do contato, para ambos os grupos analisados. O campo de tensões residuais não alterou o mecanismo de falha. Entretanto, a compressão causada pelo *shot peening* pode ter alterado as tensões principais resultantes do contato, o que pode ter causado a aceleração da nucleação e propagação das trincas.

Palavras-chave: Fadiga de contato de rolamento; *shot peening*; perfil de tensão residual; difração de raios X.

GRABARSKI, M. I. **Compressive residual stress effect on rolling contact fatigue of a ductile cast iron with high matrix hardness**, 2019, Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 102p.

ABSTRACT

This work analyzes the effect of compressive residual stresses, obtained by shot peening, on rolling contact fatigue resistance of a quenched ductile cast iron. This material presents similar mechanical behavior when compared to some steels, but with the benefits of being cheaper and lighter. In the other hand, when subjected to cyclic contact loadings, it presents shorter fatigue life than steels. Means of improving the performance of ductile cast irons are important specially to make them feasible for the manufacturing of parts that might fail in this situation. Previous works showed improvement on contact rolling fatigue life for some materials due to the presence of compressive residual stresses on the surface of the components. However, there is no consistency of results about residual stresses for this application. To achieve the proposed objective, shot peening process was used to produce a compressive residual stresses profile on the surface of quenched ductile cast iron samples. This material was obtained from continuous casting process and presented graphite count of 210 nodules/mm². Quenching and tempering reached a hardness value of 607 ± 14 HV₅₀. Residual stresses were measured using X-ray diffraction and chemically clearance of layers. Contact fatigue tests were performed on polished samples with ball-on-flat mode and fatigue lives were calculated using two-parameter Weibull probability distribution. The testing load induce a 2.2 GPa contact pressure. This load was chosen, considering the material properties and ensuring that the maximum shear stress point was inside the compressive residual stresses region produced by shot peening. Another group of quenched and tempered samples which were not processed by shot peening was tested to compare the results. It was observed that the effect of compressive residual stresses on fatigue life of samples was reduced approximately 47%. Through fractography analysis, it was possible to notice that the fail started close to the maximum shear stress region in both conditions. The residual stresses profile did not modify the failure mode. However, the compression caused by the shot peening process could have modify the contact principal stresses, which resulted in a faster cracks nucleation and growth.

Keywords: Rolling contact fatigue; Shot peening; residual stresses profile; X-ray diffraction.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Exemplos esquemáticos de contato conforme em (a) e (b) e de contato não-conforme (c) e (d).....	17
Figura 2. Geometria do contato entre um corpo esférico e um plano.....	18
Figura 3. Tensões subsuperficiais geradas para uma área de contato circular, descritas pelas equações (6a) – (6c)	21
Figura 4. (a) Distribuição de pressão elastohidrodinâmica e hertziana e (b) espessura mínima de filme h_0 e espessura central do filme de lubrificante h_c	24
Figura 5. Mecanismo de formação de falha por fadiga de contato.....	26
Figura 6. Remoção de nódulos superficiais de grafita em pistas de rolamento.....	27
Figura 7. Nódulos de grafita localizado subsuperficialmente, apresentando trincas em (a), e em (b) após o arrancamento do material metálico que recobria a grafita .	27
Figura 8. Trincas nucleadas a partir de grafitas (a) e trinca conectando grafitas (b), ambas em pistas de rolamentos localizadas na profundidade de máxima tensão cisalhante	28
Figura 9. Três diferentes modos de abertura de trincas	29
Figura 10. Em (a) localização da trinca e em (b) variação dos fatores intensidade de tensão com a passagem da roda. Os valores negativos no eixo x indicam a aproximação da roda e os positivos seu afastamento	30
Figura 11. Distribuição de Weibull de dois parâmetros em azul e distribuição de Weibull de três parâmetros em preto	32
Figura 12. Taxa de falhas para distribuições de probabilidade que apresentam diferentes valores de β	33
Figura 13. Distribuição densidade de probabilidade para diferentes valores do parâmetro de escala (η)	34
Figura 14. Distribuição de tensões residuais em um componente	36
Figura 15. Variação dos valores de tensão residual medidos na superfície de um material que passou por retificação	38
Figura 16. Distribuição de tensão residual gerada pelo tratamento de <i>shot peening</i>	39

Figura 17. Diferentes coberturas para o processo de shot peening para amostras de alumínio Al2024. As imagens superiores foram adquiridas em um perfilômetro de contato, e as inferiores passaram por tratamento em software de processamento de imagem	40
Figura 18. Influência da dureza da peça em nas características da camada jateada do aço AISI 4140.....	41
Figura 19. Influência do diâmetro e dureza das granalhas nas características da camada jateada do aço AISI 4140	41
Figura 20. Influência da pressão de jateamento na distribuição de tensão residual do aço AISI 4140.....	42
Figura 21. Perfis de tensão residual gerados em amostras de ferro fundido nodular. As diferentes condições de jateamento estão especificadas na Tabela 2	43
Figura 22. Influência do tratamento de <i>shot peening</i> na vida em fadiga do aço AISI 5115	45
Figura 23. Textura e perfil de rugosidade das amostras submetidas ao <i>shot peening</i> (a) e ao polimento após o <i>shot peening</i> (b).....	47
Figura 24. Tensão residual após o <i>shot peening</i> (a) e vida característica em fadiga de contato de rolamento (b) para amostras de ferro fundido	48
Figura 25. Curva de probabilidade de falhas para amostras de ferro fundido I - sem tensão e II - com tensão de compressão	50
Figura 26. Curvas de probabilidade de falha para o ferro fundido nodular temperado QT, nitretado QTN, submetido a um tratamento de difusão após a nitretação QTND e revenido para baixa dureza QTT em (a); distribuição de tensão residual das amostras nitretadas (b).....	51
Figura 27. Curva de probabilidade de falhas para o ferro fundido nodular submetido ao <i>shot peening</i>	52
Figura 28. Variação da distância interplanar da posição do pico de difração para um material (a) sem tensão residual e (b) com tensão residual.....	53
Figura 29. Difração de raios X por um material cristalino	54

Figura 30. Medições do espaçamento interplanar de um material tensionado em direções diferentes.....	55
Figura 31. Gráfico da distância interplanar d_i versus $\sin^2\psi$ utilizado para calcular a tensão residual de uma amostra de alumínio submetida ao processo de <i>shot peening</i>	55
Figura 32. Configuração dos ângulos de um difratômetro de raios X.....	56
Figura 33. Construção de um perfil de tensão residual através da remoção química de material e da medição por difração de raios X	57
Figura 34. Perfis de tensão residual com e sem correção de seus valores para um aço AISI 1070 cementado.....	58
Figura 35. Difração de raios X em uma superfície com elevada rugosidade	58
Figura 36. Fluxograma de ensaios e caracterizações	60
Figura 37. Material em estado de fornecimento, sem ataque químico (a) e com ataque químico (b)	61
Figura 38. Corpo de prova utilizado nos ensaios de fadiga de contato, dimensões em mm	62
Figura 39. Área utilizada para a medição de rugosidade da amostra TR.....	63
Figura 40. Amostra após o processo de retificação em (a) e após o <i>shot peening</i> em (b). Em (c) amostra polida após a preparação superficial	64
Figura 41. Granelhas S170 utilizadas no jateamento das amostras	65
Figura 42. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da superfície da amostra TRS (a) e microscopia ótica de sua seção transversal (b) antes do polimento.....	67
Figura 43. Seção transversal das amostras TR (a) e TRS (b) após o polimento	68
Figura 44. Regiões escolhidas para medição da tensão residual nas amostras que passaram por retificação	69
Figura 45. Detalhe da câmara de ensaio da máquina de fadiga de contato do LASC – UTFPR	71
Figura 46. Tribossistema do ensaio de fadiga de contato de rolamento	72

Figura 47. Máquina de fadiga de contato em (a) e sistema de aplicação de carga em (b).....	72
Figura 48. Acelerômetro, destacado pelo retângulo em vermelho, colado à tampa da câmara de ensaios de fadiga de contato.....	73
Figura 49. Difratoograma das amostras TR e TRS	75
Figura 50. Perfil de microdureza da amostra submetida ao <i>shot peening</i> e ao polimento	76
Figura 51. Perfis de tensão residual das amostras que passaram por retificação. Amostra TR medida com o feixe alinhado 0° (a) e 90° (b) com as linhas de retificação.....	77
Figura 52. Perfil de tensão residual das amostras temperadas, revenidas e submetidas ao <i>shot peening</i> (TRS) antes (a) e depois (b) do polimento.....	78
Figura 53. Ponto onde localiza-se a máxima tensão cisalhante resultante do ensaio de fadiga de contato e campo de tensão residual das amostras TR.....	80
Figura 54. Ponto onde localiza-se a máxima tensão cisalhante resultante do ensaio de fadiga de contato e campo de tensão residual das amostras TRS	80
Figura 55. Sinal adquirido através do acelerômetro conectado ao equipamento de ensaio. O momento da falha é caracterizado pelo aumento da intensidade do sinal	81
Figura 56. Falha resultante do ensaio de fadiga de contato de rolamento.....	81
Figura 57. Curvas de probabilidade de falha para as amostras TR e TRS	82
Figura 58. Imagens de topo de falhas em amostra TR (a) e em amostra TRS (b)....	84
Figura 59. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura do topo das falhas do grupo TR em (a) e (c) e do grupo TRS em (b) e (d).....	85
Figura 60. Corte da seção longitudinal das amostras pertencentes ao grupo TR em (a) e TRS em (b).....	86

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Processos que induzem tensões residuais	37
Tabela 2- Condições de <i>shot peening</i>	43
Tabela 3 - Valores de Kx para diferentes frações de intensidade do feixe difratado	59
Tabela 4. Composição química do material	61
Tabela 5. Medidas de rugosidade após a retificação, o <i>shot peening</i> e o polimento	64
Tabela 6. Composição química aproximada das incrustações na amostra TRS	67
Tabela 7. Parâmetros utilizados para a medição de tensão residual	70
Tabela 8 - Profundidade de penetração do feixe de raios X para os parâmetros de difração escolhidos, considerando 95% de difração.	70
Tabela 9. Parâmetros de rugosidade das regiões corroídas dos perfis de tensão residual	70
Tabela 10. Parâmetros de ensaio de fadiga de contato	73
Tabela 11. Condições de carregamento do ensaio de fadiga	80
Tabela 12. Ciclos até a falha das amostras TR e TRS, vida média, parâmetro de forma e coeficiente de correlação das distribuições de Weibull	82
Tabela 13. Tamanho médio das falhas das amostras ensaiadas	86
Tabela B. 1. Cálculo da espessura mínima de filme	100

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E ACRÔNIMOS

AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
cBN	Nitreto Cúbico de Boro
CE	Carbono Equivalente
CMCM	Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais
DP	Desvio padrão
DR	Direção de rolamento
DRX	Difração de raios X
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva de raios X
FDP	Função densidade de probabilidade
FIB	Feixe de Íon Focalizado
FoFo	Ferro fundido
GrMaTS	Grupo de Materiais, Tribologia e Superfícies
HV	Hardness Vickers
LASC	Laboratório de Superfícies e Contato
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
NBR	Normas brasileiras
QT	Amostra submetida à têmpera e revenimento
QTN	Amostra submetida à têmpera, revenimento e nitretação
QTND	Amostra submetida à têmpera, revenimento, nitretação e reaquecimento para difusão após a nitretação
QTS	Amostra submetida à têmpera, revenimento e ao <i>shot peening</i>
QTT	Amostra submetida à têmpera e revenimento para obtenção de baixa dureza
<i>sp</i>	<i>Shot peening</i>
TR	Ferro fundido nodular temperado e revenido, neste trabalho
TRS	Ferro fundido nodular temperado, revenido submetido ao <i>shot peening</i> , neste trabalho
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná

LISTA DE SÍMBOLOS

a	Raio da área de contato hertziana
d_0	Distância interplanar de um material sem tensão residual
d_1	Distância interplanar de um material com tensão residual
d_i	Distância interplanar medida em $\psi=0$
d_n	Distância interplanar medida em $\psi\neq 0$
E^*	Módulo de elasticidade combinado
E_A	Módulo de elasticidade do corpo A
E_B	Módulo de elasticidade do corpo B
G	Grafita
G_x	Fração da intensidade total difratada do feixe de raios X
H	Dureza do material
h_0	Espessura mínima do filme lubrificante
h_c	Espessura central do filme lubrificante
I	Intensidade do feixe de raios X
K	Fator de máxima pressão de contato
k	Parâmetro de elipsidade
K_I	Fator intensidade de tensão “modo I”
K_{II}	Fator intensidade de tensão “modo II”
K_{III}	Fator intensidade de tensão “modo III”
K_x	Fator para cálculo de penetração dos raios X
n	Tamanho da amostra
N_s	Vetor normal à superfície que está difratando o feixe de raios X
p_0	Máxima pressão de contato
p_m	Pressão média de contato
R^2	Coeficiente de determinação
$R^2_{0,05}$	Coeficiente de determinação crítico
R'	Raio reduzido de curvatura
R_A	Raio do corpo A
R_a	Rugosidade média
R_{ax}	Raio de curvatura do corpo A na direção x
R_{ay}	Raio de curvatura do corpo A na direção y
R_B	Raio do corpo B

R_{bx}	Raio de curvatura do corpo B na direção x
R_{by}	Raio de curvatura do corpo B na direção y
R_{ku}	Curtose
R_q	Rugosidade média quadrática
R_{qa}	Rugosidade quadrática média do corpo A
R_{qb}	Rugosidade quadrática média do corpo B
R_{sk}	Parâmetro de assimetria
R_x	Raio de curvatura reduzido na direção x
R_y	Raio de curvatura reduzido na direção y
S_{tr}	Índice de textura da superfície
U	Velocidade de entrada da superfície
W	Força normal de contato
W_c	Carga crítica de transição do regime elástico-plástico
x_0	Localização da tensão cisalhante ortogonal máxima na direção de rolamento
z	Profundidade ao longo do eixo z
z_0	Profundidade onde localiza-se a o valor máximo da tensão cisalhante ortogonal
z_c	Profundidade onde localiza-se o valor máximo da tensão cisalhante
z_{max}	Profundidade da máxima tensão compressiva
z_{sp}	Comprimento da camada de compressão causada pelo <i>shot peening</i>
α	Coefficiente de viscosidade
α'	Martensita
β	Parâmetro de forma da distribuição de Weibull
β^*	Ângulo de saída do feixe de raios X difratado
γ	Parâmetro de localização da distribuição de Weibull
γ	Austenita retida
γ^*	Ângulo de entrada do feixe de raios X incidente
δ	Deslocamento do indentador contra uma superfície
ϵ	Deformação normal à superfície
ϵ_{zz}	Deformação normal na direção z
η	Parâmetro de escala da distribuição de Weibull
η_0	Viscosidade dinâmica do lubrificante à pressão atmosférica

θ	Ângulo onde localiza-se o pico de interesse para a medição de tensão residual
λ	Parâmetro de filme
μ	Coefficiente de absorção dos raios X incidentes pelo material
ν	Coefficiente de Poisson
ν_A	Coefficiente de Poisson do corpo A
ν_B	Coefficiente de Poisson do corpo B
$\sigma_{\text{carga_externa}}$	Tensão exercida por cargas externas
σ_e	Tensão de escoamento
σ_{max}	Máxima tensão residual subsuperficial
σ_{residual}	Tensão residual presente no componente
σ_{RR}	Tensão normal ao longo do raio de contato
σ_{surf}	Tensão residual superficial
σ_{total}	Tensão total agindo sob um componente
σ_{xx}	Tensão normal ao longo do eixo x
σ_{zz}	Tensão normal ao longo do eixo z
σ_{ϕ}	Tensão normal atuando na direção ϕ
τ_0	Tensão cisalhante ortogonal
τ_1	Tensão cisalhante
$\tau_{\text{máx}}$	Tensão cisalhante máxima
χ	Eixo de inclinação da amostra em um difratômetro de raios X
ψ	Ângulo de movimentação do feixe de raios X
ω	Eixo de inclinação da amostra em um difratômetro de raios X

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
1.1	Objetivo	15
1.2	Objetivos específicos	15
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	17
2.1	Mecânica do contato	17
2.1.1	Contato entre superfícies	17
2.1.2	Contato lubrificado	23
2.1.3	Fadiga de contato	25
2.1.4	Fadiga de contato em ferros fundidos	26
2.1.5	Mecanismos de propagação de trincas	29
2.2	Análise de falhas	30
2.2.1	Distribuição de Weibull	31
2.3	Tensões residuais	35
2.3.1	<i>Shot peening</i>	38
2.3.2	Tensão residual na fadiga de contato	44
2.4	Medição de tensões residuais	52
2.4.1	Medição de tensões residuais por DRX	53
3	MATERIAIS E MÉTODOS	60
3.1	Caracterização do material	60
3.2	Obtenção dos corpos de prova	62
3.3	<i>Shot peening</i>	64
3.4	Polimento	65
3.5	Perfis de tensão residual	68
3.6	Ensaio de fadiga de contato	71
3.7	Análise estatística	73
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	75
4.1	Determinação de fases	75
4.2	Perfis de tensão residual	76
4.2.1	Amostra retificada	76
4.2.2	Amostras submetidas ao <i>shot peening</i>	77
4.3	Carga do ensaio de fadiga de contato de rolamento	78
4.4	Fadiga de contato	81
4.5	Análise fractográfica	84
5	CONSIDERAÇÕES FINAIS	89
5.1	Conclusões	89
5.2	Sugestões para trabalhos futuros	90
6	REFERÊNCIAS	91
	APÊNDICE A – CORPO DE PROVA PARA O ENSAIO DE FADIGA DE CONTATO	97
	APÊNDICE B – CÁLCULO DO PARÂMETRO DE FILME	98
	ANEXO A – CERTIFICADO DE TRATAMENTO DE <i>SHOT PEENING</i>	99
	ANEXO B – CERTIFICADO DE QUALIDADE DAS GRANALHAS	100

1 INTRODUÇÃO

A fadiga de contato de rolamento é um fenômeno que pode levar elementos como engrenagens, rolamentos, trilhos de trem, cames e cilindros de apoio usados na laminação à falha. Essa é caracterizada pela fragmentação de um pedaço da superfície, que leva ao aumento da vibração e ruído do conjunto mecânico (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996; BHADESHIA, 2012).

O ferro fundido nodular, também conhecido como dúctil, possui grafitas na forma de esferas. Sua matriz apresenta a possibilidade de alteração de microestrutura pelos processos de têmpera ou austêmpera, permitindo atingir dureza comparável à dos aços, e ainda apresentando ductilidade satisfatória (O'ROURKE, 2004; ZAMMIT, 2018). Esses materiais são empregados em diversos campos da engenharia, como para fabricação de engrenagens, cilindros hidráulicos, mandris, tubos, rolos para correias transportadoras ou para laminação, carcaça de turbinas, pinças de freios, eixos e fusos (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 2008).

Uma vantagem apresentada pelos ferros fundidos nodulares é a sua baixa sensibilidade à presença de contaminantes sólidos no ambiente. Os contaminantes podem ser partículas metálicas, resultantes de desgaste dos componentes, ou óxidos, provenientes de processos de fabricação. Essas partículas podem causar danos na superfície da peça, como riscos e indentações (DOMMARCO *et al.*, 1998). Isso faz com que esse material torne-se atrativo para fabricação de componentes como engrenagens ou rolamentos que trabalhem em ambientes contaminados. Entretanto, seu desempenho em fadiga de contato ainda é inferior ao dos aços, restringindo essa aplicação. Dessa forma, métodos que possam aumentar a vida em fadiga de contato do ferro fundido são de grande interesse.

É amplamente difundido que a introdução de tensões residuais compressivas no material pode retardar a nucleação e propagação de trincas de fadiga. É possível encontrar diversos trabalhos que estudam o comportamento em fadiga de contato de materiais submetidos à diferentes tratamentos superficiais como nitretação, usinagem e *shot peening* (CHOI, 2009; GAO, 2008; VRBKA *et al.*, 2011; ZAMMIT, 2018). Porém, não há uniformidade entre os resultados, pois além da distribuição de tensão residual

outras variáveis são de grande influência na vida do material, como a rugosidade e dureza.

Desde 2012, o Grupo de Materiais, Tribologia e Superfícies (GrMaTS) da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR) desenvolve trabalhos dentro desse tema. Técnicas como a nitretação por plasma e o *shot peening* foram utilizadas para gerar tensões residuais compressivas em amostras de ferro fundido nodular (MELO; NUNES, 2013; WOLLMANN, 2012). Nenhum desses tratamentos causou aumento na vida em fadiga do material. Entretanto, no decorrer desses estudos, diversas análises foram realizadas, gerando uma melhor compreensão do fenômeno. Porém, notou-se que era necessário entender como a tensão residual distribuía-se ao longo da subsuperfície da amostra.

Para isso foi necessário a obtenção de perfis de tensão residual, a qual foi realizada por Grabarski e Weigert (2015). A tensão residual foi medida no Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais (CMCM) da universidade, por meio da técnica de difração de raios X e da remoção de camadas por ataque químico. Com os perfis foi possível perceber que nenhum tratamento empregado foi capaz de gerar tensões compressivas onde localizam-se os maiores valores de tensão cisalhante causados pela fadiga. Isso limitou o estabelecimento de relações entre a presença de tensões residuais no material e seu desempenho em fadiga de contato.

1.1 Objetivo

O objetivo deste projeto foi avaliar o efeito das tensões residuais compressivas causadas pelo tratamento de *shot peening* na vida em fadiga de contato de rolamento de um ferro fundido nodular temperado. Essa análise foi feita em condições de fabricação e carregamento que garantissem que o ponto de máxima tensão cisalhante estivesse localizado dentro do campo de tensões residuais compressivas geradas pelo *shot peening*.

1.2 Objetivos específicos

Como objetivos específicos teve-se:

- Selecionar a carga do ensaio de fadiga de contato após a medição dos perfis de tensão residual, de forma que essa possa estar localizada na região sob compressão.

- Avaliar a alteração de rugosidade e dureza geradas pelo tratamento de *shot peening*.
- Analisar as trincas nucleadas pela fadiga de contato no material.

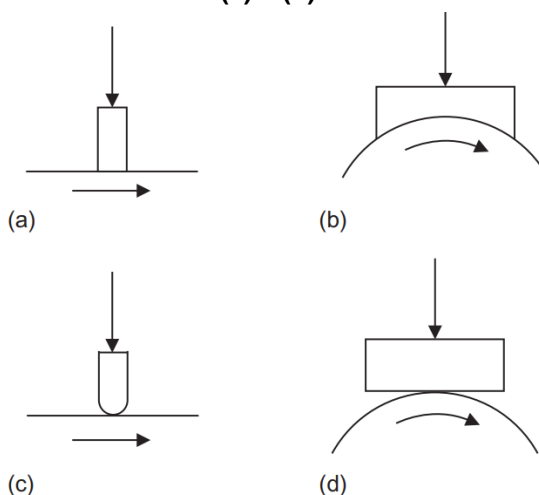
2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 Mecânica do contato

2.1.1 Contato entre superfícies

Quando duas superfícies tocam-se é possível classificá-las como sendo de contato conforme ou não conforme. No contato conforme as superfícies possuem geometria parecida e encaixam-se gerando pouca deformação. No contato não conforme as superfícies possuem geometria dissimilar, o contato ocorrerá em um único ponto ou então ao longo de uma linha. A área de contato costuma ser muito menor que as dimensões dos elementos envolvidos, e as tensões geradas são altas e concentram-se próximo à região do contato. A Figura 1 mostra de maneira esquemática o contato conforme em (a) e (b) e o contato não conforme em (c) e (d). São elementos que se caracterizam como de contato não conforme os cames, as engrenagens e os rolamentos e de contato conforme os mancais de deslizamento (JOHNSON, 1985).

Figura 1. Exemplos esquemáticos de contato conforme em (a) e (b) e de contato não-conforme (c) e (d).

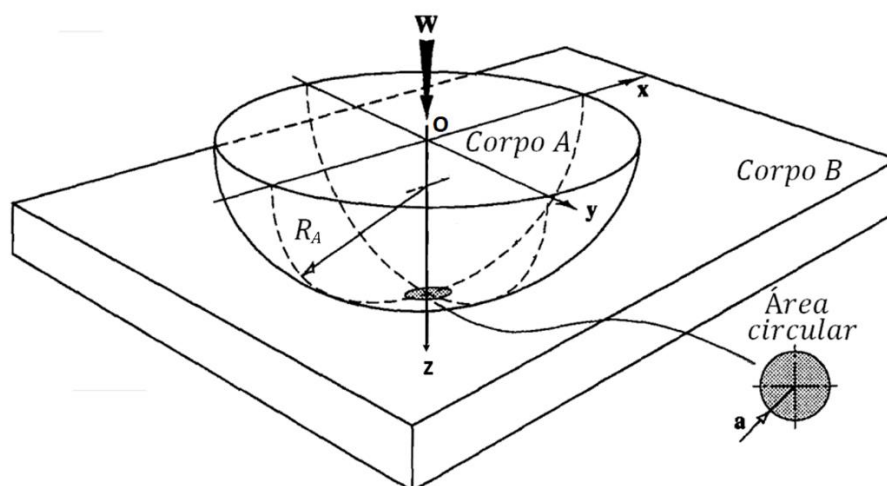


Fonte: (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017)

Ao realizar um projeto mecânico, é de interesse conhecer a área de contato entre os corpos, as deformações geradas e a distribuição de tensões. Para isso, é necessário caracterizar a geometria dos corpos em contato. Nessa seção todas as equações serão descritas para o contato não conforme entre uma esfera e um plano,

ilustrado na Figura 2. Sendo essa a geometria de interesse para o ensaio de fadiga de contato de rolamento, estudado neste trabalho.

Figura 2. Geometria do contato entre um corpo esférico e um plano



Fonte: (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005) (Adaptado)

Na Equação (1) é apresentado o raio reduzido de curvatura, R' . R_A é o raio de curvatura do corpo A, e R_B o raio de curvatura do corpo B (WILLIAMS; DWYER-JOYCE, 2001).

$$\frac{1}{R'} = \frac{1}{R_A} + \frac{1}{R_B} \quad (1)$$

No caso do contato entre uma esfera e um plano o raio do corpo B é infinito, e do corpo A igual ao raio da esfera. Logo o raio reduzido de curvatura será igual ao raio da esfera.

Para o cálculo das tensões também é necessário conhecer as propriedades mecânicas combinadas dos materiais, então é calculado o módulo de elasticidade combinado, E^* , obtido pela Equação (2) (WILLIAMS; DWYER-JOYCE, 2001).

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

onde:

E_A e E_B são os módulos de elasticidade dos corpos A e B, respectivamente;

ν_A e ν_B são os coeficientes de Poisson dos corpos A e B, respectivamente.

Para a análise de tensões geradas pelo contato, é possível utilizar a teoria desenvolvida por Hertz em 1882, inicialmente empregada por ele para o estudo do contato entre lentes de vidro. Esse modelo baseia-se nas seguintes hipóteses simplificadoras (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005):

1. Os materiais em contato são homogêneos e submetidos a tensões menores que sua tensão de escoamento;
2. Não há força tangencial agindo entre os corpos;
3. A área de contato é muito pequena quando comparada com as dimensões dos corpos em contato;
4. O efeito da rugosidade é desprezível;
5. Os sólidos em contato estão em equilíbrio.

A geometria da área de contato dependerá da geometria dos corpos envolvidos. Para a maioria dos casos aplicados de engenharia, como engrenagens ou rolamentos, a área de contato é elíptica. Para o caso esfera contra plano a área resultante é circular, com mostra a Figura 2. O raio da área circular resultante do contato pode ser calculado pela Equação (3) (WILLIAMS; DWYER-JOYCE, 2001):

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

Em que W é a carga aplicada, R' é o raio reduzido e E^* é o módulo de elasticidade combinado.

Conhecendo as dimensões da área de contato, é possível determinar a pressão máxima (p_0) e a pressão média (p_m) exercidas no material, através das Equações (4) e (5) (JOHNSON, 1985):

$$p_0 = \frac{3 \cdot W}{2 \cdot \pi \cdot a^2} \quad (4)$$

$$p_m = \frac{W}{\pi \cdot a^2} \quad (5)$$

onde:

W é a carga aplicada na esfera;

a é o raio da área de contato;

É possível conhecer como as tensões provenientes do contato distribuem-se na subsuperfície do material, essas são modeladas pelas Equações ((6a – c) e são válidas para contatos pontuais onde a área de contato é circular. A tensão normal ao longo do eixo z será σ_{zz} , ao longo do raio da área de contato σ_{RR} , e τ_1 a tensão cisalhante (WILLIAMS; DWYER-JOYCE, 2001).

$$\frac{\sigma_{zz}}{p_0} = -\left(\frac{1+z^2}{a^2}\right)^{-1} \quad (6a)$$

$$\frac{\sigma_{RR}}{p_0} = -(1+\nu)\left\{1 - \left(\frac{z}{a}\right)\arctan\left(\frac{a}{z}\right)\right\} - \frac{1}{2}\left(1 + \frac{z^2}{a^2}\right)^{-1} \quad (6b)$$

$$\tau_1 = \frac{1}{2}|\sigma_{zz} - \sigma_{RR}| \quad (6c)$$

Onde:

z – profundidade;

p_0 – pressão máxima de Hertz;

a – raio da área de contato;

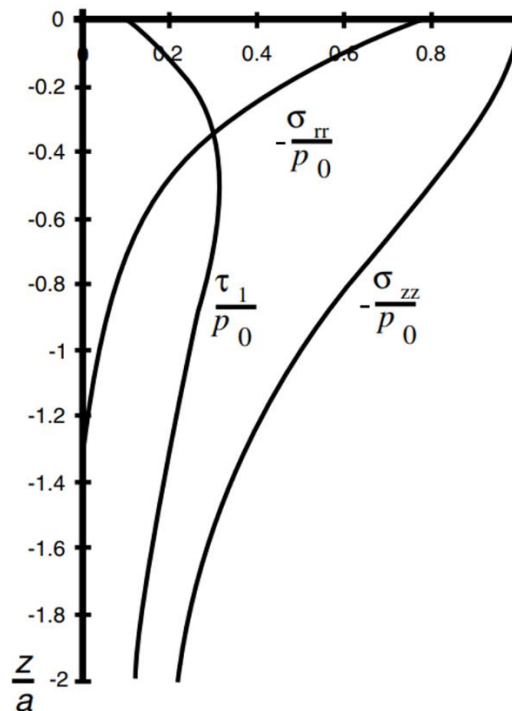
ν – coeficiente de Poisson do plano;

As tensões calculadas ocorrerão abaixo da superfície, no eixo de simetria da área de contato, como é possível observar na Figura 3. Nota-se que a tensão cisalhante possuirá um máximo abaixo da superfície. Para um material com $\nu=0,3$, o valor da máxima tensão cisalhante pode ser calculado pela Equação (7), e sua localização na subsuperfície (z_0) do material através da Equação (8) (JOHNSON, 1985).

$$\tau_{\text{máx}} = 0,31 \cdot p_0 \quad (7)$$

$$z_c = 0,48 \cdot a \quad (8)$$

Figura 3. Tensões subsuperficiais geradas para uma área de contato circular, descritas pelas equações (6a) – (6c)



Fonte: (WILLIAMS; DWYER-JOYCE, 2001) (Adaptado)

Também há a formação da tensão cisalhante ortogonal, τ_0 . Ela atua no material em planos perpendiculares ao eixo OZ, deslocada uma distância x_0 na direção de rolamento da esfera. Tem seu máximo na subsuperfície do material, definido na Equação (9) para o contato pontual (LUNDBERG; PALMGREN 1949 apud MOYAR; SHARMA, 1997). A tensão cisalhante ortogonal possui menor intensidade que a tensão cisalhante τ_1 , entretanto ao longo do rolamento ela apresenta um valor máximo e um mínimo. Sua amplitude poderá ser maior que o valor da tensão cisalhante. A falha pode iniciar na região da máxima tensão cisalhante ortogonal ou τ_1 , sendo possível conhecer sua origem através da avaliação da profundidade do defeito (BHADESHIA, 2012).

$$z_0 = 0,3509 \cdot a \quad (9)$$

Quando há movimento relativo entre os corpos é possível modelar o efeito do atrito na distribuição de tensões. Haverá alteração da magnitude, do tipo de tensão (compressão ou tração) e da localização dos pontos de máxima. Quando houver deslizamento entre os corpos o ponto de máxima tensão cisalhante migrará em

direção à superfície, e seu valor dependerá do coeficiente de atrito. Para o movimento de rolamento não há mudança na localização do ponto de máxima. A rugosidade também altera as tensões, a distribuição de pressão e a área de contato.

Com o intuito de conhecer o valor crítico da carga aplicada, a partir da qual o material passa a sofrer deformação plástica, é necessário ter uma equação para a carga imposta ao material. Essa é uma informação importante para o dimensionamento de componentes mecânicos. Ressalta-se que as equações obtidas por Hertz são válidas apenas no regime elástico de deformação. Então, substituindo a equação (3) em (4) tem-se:

$$p_0 = \left(\frac{6}{\pi^3} \cdot W \cdot \left(\frac{E^*}{R'} \right)^2 \right)^{1/3} \quad (10)$$

Isolando a carga:

$$W = p_0^3 \cdot \frac{\pi^3}{6} \cdot \left(\frac{R'}{E^*} \right)^2 \quad (11)$$

Durante a indentação de um material por uma esfera, como em um ensaio de dureza, é possível definir limites de transição entre os regimes de deformação. As transições de regime são funções do coeficiente de Poisson do material que está sendo deformado. Para um material metálico com $\nu=0,3$ é relatado que a transição do regime elástico para o plástico ocorre quando a pressão média exercida é igual a 1,07 vezes a tensão de escoamento do material ($p_m=1,07 \cdot \sigma_e$). Pode ser vantajoso descrever essa relação em função da dureza do material (H), ao invés da tensão de escoamento, dada sua facilidade de medição (PINTAUDE, 2015).

Para valores do coeficiente de Poisson diferentes de 0,3 outras relações podem ser utilizadas. No trabalho desenvolvido por Lin e Lin (2005), tem-se que durante a transição do regime elástico para o elastoplástico, a pressão máxima de contato será igual a dureza do material que está sendo deformado, multiplicado por um fator de máxima pressão de contato, definido como K, como ilustra a Equação (12).

$$p_0 = K \cdot H \quad (12)$$

A relação acima é válida apenas durante a transição entre os regimes de deformação, e a dureza deve ser inserida em Pascal (Pa). O fator de máxima pressão de contato é definido na Equação (14). Em que ν é o coeficiente de Poisson do material de interesse, no caso do ensaio de fadiga de contato de rolamento, o plano.

$$K = 0,4645 + 0,314\nu + 0,1943\nu^2 \quad (13)$$

Substituindo a Equação (12) em (11) tem-se a Equação (14), que pode ser considerada como uma carga crítica, a partir da qual o material passa a apresentar deformação elástica.

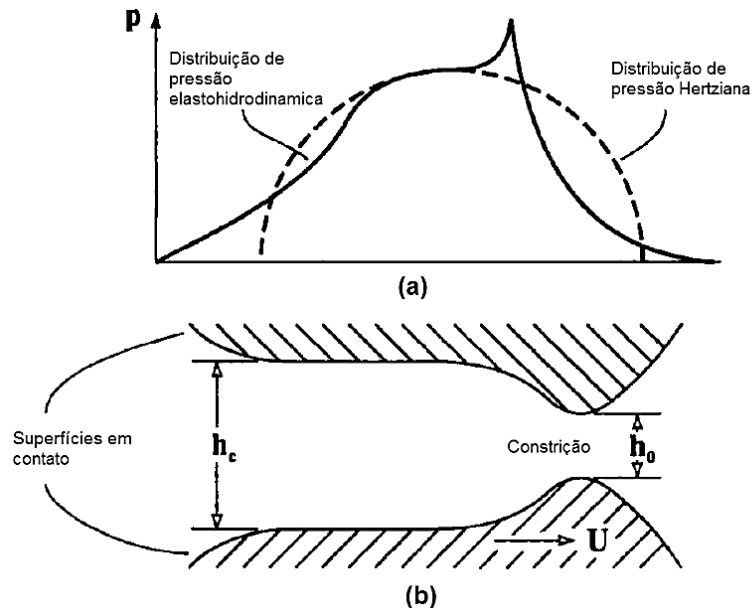
$$W_c = \frac{(H \cdot K \cdot \pi)^3}{6} \left(\frac{R'}{E^*} \right)^2 \quad (14)$$

2.1.2 Contato lubrificado

O contato entre uma esfera e um plano é do tipo não conforme, fazendo com que a pressão na zona de contato seja muito alta, na ordem de GPa. Quando há lubrificação durante o movimento dos corpos sujeitos a altas pressões de contato, em geral esses trabalharão sob o regime de lubrificação elastohidrodinâmico. Engrenagens, cames e mancais de rolamentos são exemplos de elementos sujeitos a esse regime de lubrificação. Devido às altas pressões de contato, a viscosidade do lubrificante é drasticamente aumentada, fazendo com que as superfícies se mantenham separadas por um filme fino e contínuo de lubrificante (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

A presença do lubrificante faz com que a distribuição de pressão no material mude quando há movimento relativo entre os corpos. Devido à lubrificação elastohidrodinâmica, durante o rolamento haverá aumento da área de contato em consequência de deformações elásticas sofridas pelos corpos. As regiões de entrada e saída de contato entre os corpos sofrem achatamento, o que aumenta a área de contato e provoca a redução da pressão. A Figura 4 apresenta a distribuição de pressão elastohidrodinâmica comparada com a distribuição de pressão Hertziana para o contato seco. Nota-se que uma constricção é formada nas superfícies permitindo que a continuidade do fluxo de lubrificante seja mantida (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

Figura 4. (a) Distribuição de pressão elastohidrodinâmica e hertziana e (b) espessura mínima de filme h_0 e espessura central do filme de lubrificante h_c



Fonte: STACHOWIAK e BATCHELOR (2001)

É possível calcular as espessuras h_c e h_0 através das Equações (15) e (16), respectivamente, desenvolvidas por Hamrock e Dowson (1976 apud STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

$$\frac{h_c}{R'} = 2,69 \cdot \left(\frac{U \cdot \eta_0}{2 \cdot E^* \cdot R'} \right)^{0,67} \cdot (2 \cdot \alpha \cdot E^*)^{0,53} \cdot \left(\frac{W}{2 \cdot E^* \cdot R'^2} \right)^{-0,067} \cdot (1 - 0,61 \cdot e^{-0,73k}) \quad (15)$$

$$\frac{h_0}{R'} = 3,63 \cdot \left(\frac{U \cdot \eta_0}{2 \cdot E^* \cdot R'} \right)^{0,68} \cdot (2 \cdot \alpha \cdot E^*)^{0,49} \cdot \left(\frac{W}{2 \cdot E^* \cdot R'^2} \right)^{-0,073} \cdot (1 - e^{-0,68k}) \quad (16)$$

Nas equações acima definem-se as seguintes variáveis:

h_c é a espessura central do filme lubrificante

h_0 é a espessura mínima do filme lubrificante

U é a velocidade de entrada da superfície, isto é, $U = (U_A + U_B)/2$; os índices A e B referem-se a velocidade dos corpos A e B, respectivamente;

η_0 é a viscosidade dinâmica do lubrificante à pressão atmosférica

E^* é o módulo de elasticidade combinado

R' é o raio reduzido de curvatura

α é o coeficiente de viscosidade-pressão

W é a força normal de contato

k é o parâmetro de elipsidade calculado como $k = a/b$, sendo a o semieixo maior e b o semieixo menor da elipse resultante do contato. Para contatos pontuais $k = 1$ e para contatos lineares $k = \infty$.

As equações apresentadas para caracterizar o contato lubrificado entre dois corpos não consideram a rugosidade da superfície. Por isso, foi desenvolvido por Tallian (1967) um parâmetro que ajudasse a caracterizar a variação do filme de lubrificante em relação à rugosidade das superfícies, que pode ser calculado pela Equação (17). Dessa forma, é possível avaliar o nível de interação entre as asperezas, causados pela aproximação excessiva das superfícies.

$$\lambda = \frac{h_0}{\sqrt{R_{qa}^2 + R_{qb}^2}} \quad (17)$$

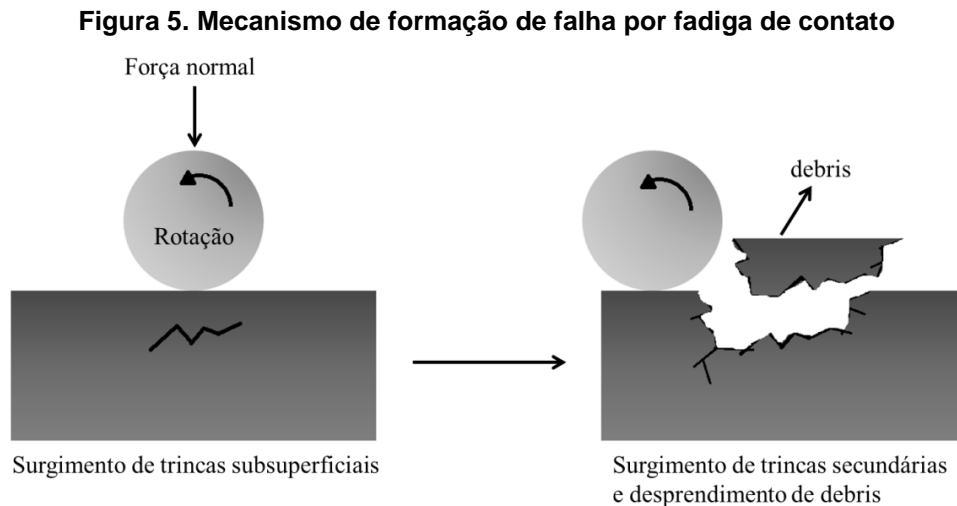
onde R_{qa} e R_{qb} são as rugosidades quadráticas médias das superfícies de contato.

2.1.3 Fadiga de contato

A fadiga de contato é um tipo de falha que acontece frequentemente em mancais de rolamento, engrenagens, cames e trilhos de trem. Assim como na fadiga estrutural, a peça está submetida a carregamentos cíclicos, resultantes do movimento relativo entre os componentes. Porém, ao contrário da fadiga estrutural, apenas uma pequena porção do material está submetida às tensões geradas, que podem ser calculadas pelas equações de Hertz (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996).

Como exemplificado na Figura 3, o contato entre duas superfícies gera uma tensão cisalhante subsuperficial no material. Essa tensão é responsável pela nucleação de trincas que causam a falha. Caso haja deslizamento associado ao movimento, o ponto de máxima tensão cisalhante aproxima-se da superfície, mudando também o ponto de nucleação da falha. A Figura 5 ilustra o surgimento do defeito a partir de uma trinca subsuperficial. Primeiramente, há o surgimento de uma trinca paralela à superfície, seguida pelo seu crescimento e formação de trincas secundárias. A seguir, o pedaço de material desprende-se da pista de rolamento. O

desprendimento dessa porção de material gera aumento da vibração e do ruído do conjunto mecânico (BHADESHIA, 2012; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005). A falha deixada é chamada de *spalling* ou *pitting*, conforme seu tamanho (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996).



Fonte: (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005) (adaptado)

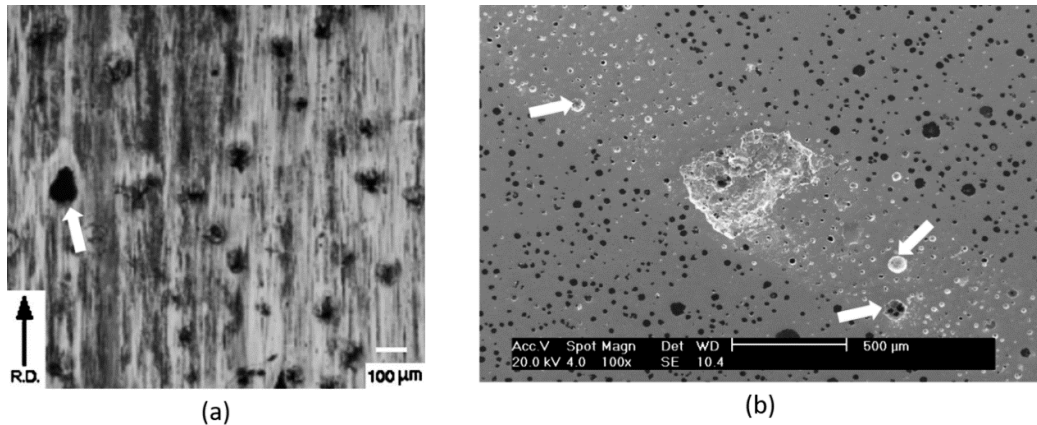
Em situações ideais de rolamento, a falha é subsuperficial, porém quando há lubrificação insuficiente, concentradores de tensão como riscos e indentações, ou contaminação do lubrificante por partículas sólidas, é provável que a trinca se inicie na superfície do componente (BHADESHIA, 2012). Falhas superficiais são de grande preocupação para a indústria de rolamentos, sendo hoje mais comuns do que falhas subsuperficiais, e costumam ser causadas por condições de carga muito elevada e por contaminação do lubrificante (MORALES-ESPEJEL; GABELLI, 2015).

2.1.4 Fadiga de contato em ferros fundidos

A vida em fadiga de contato de rolamento dos ferros fundidos está diretamente ligada às grafitas. Essas podem agir como concentradores de tensão, facilitando a nucleação de trincas, dependendo de sua localização e distribuição. Porém, foi relatado por Dommarco *et al.*, (2006) que o ferro fundido nodular poderia apresentar melhor desempenho em fadiga de contato que um aço AISI 4140. Nesse caso, o ferro fundido apresentava alta contagem de grafitas (1000 nod/mm²), e sua matriz apresentava microestrutura martensítica. Os mecanismos de falhas encontrados para ferro fundido nodular podem ser resumidos como:

- Grafitas na superfície podem ser arrancadas com o movimento da esfera sobre a pista, deixando um espaço vazio que pouco afeta a vida do material. O grafite que passa a estar presente no lubrificante pode melhorar o desempenho deste. Vazios deixados pelo arrancamento de grafitas podem ser vistos na Figura 6, indicados por setas brancas (MAGALHÃES; SEABRA; SÁ, 2000).

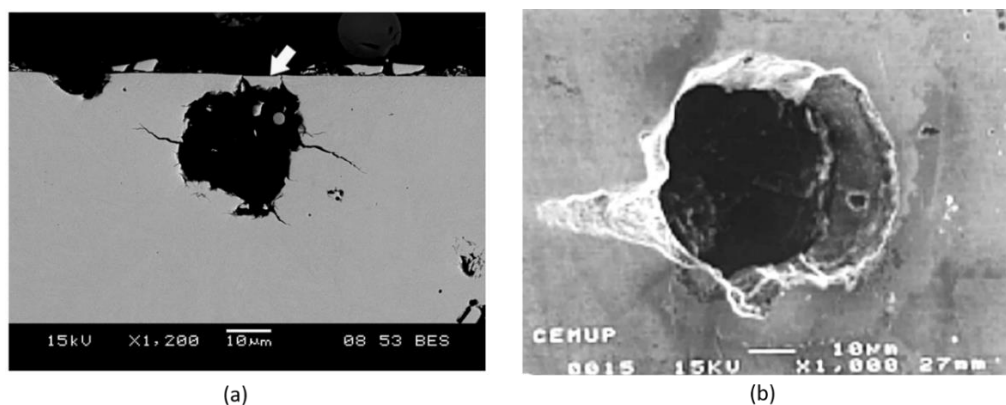
Figura 6. Remoção de nódulos superficiais de grafita em pistas de rolamento



Fonte: (a) (MAGALHÃES; SEABRA; SÁ, 2000) e (b) (DAS NEVES *et al.*, 2007);

- Pode haver propagação de trincas a partir de grafitas logo abaixo da superfície (entre 10 e 50 μm), ilustrada na Figura 7 (a). Quando essas trincas atingem a superfície, podem ser preenchidas com óleo, que sob a pressão de contato propagam-se de rapidamente, contribuindo para o arrancamento do material acima da grafita. Deixando então um *pitting* de dimensões consideráveis, ilustrado na Figura 7 (b), que poderá comprometer o desempenho do material (MAGALHÃES; SEABRA; SÁ, 2000).

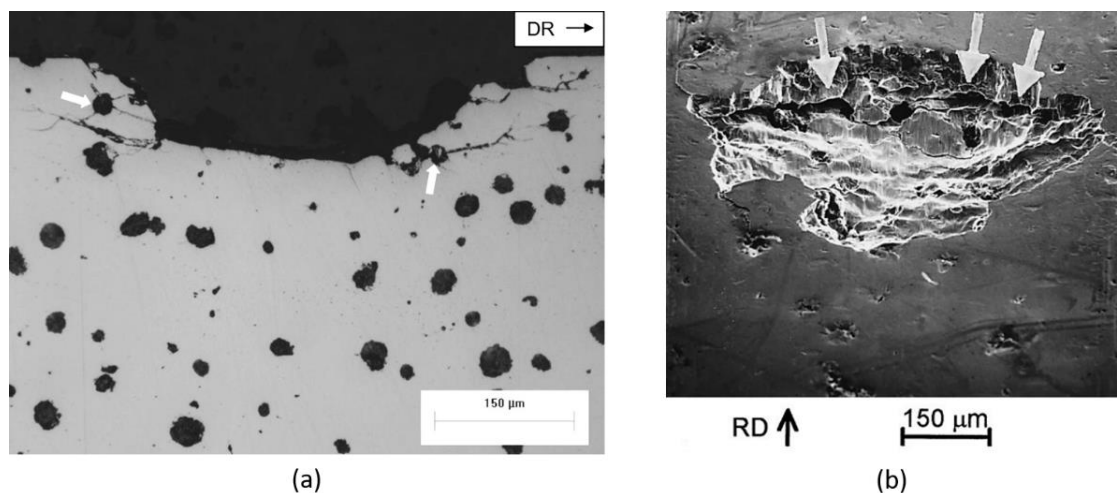
Figura 7. Nódulos de grafita localizado subsuperficialmente, apresentando trincas em (a), e em (b) após o arrancamento do material metálico que recobria a grafita



Fonte: (a) (WOLLMANN *et al.*, 2017) e (b) (MAGALHÃES; SEABRA; SÁ, 2000)

- Além disso, grafitas na região de máxima tensão cisalhante contribuem para a abertura de trincas pois agem como concentradores de tensão. Por isso, as falhas podem preferencialmente ter início em regiões do material onde há maior concentração dessa fase, fenômeno relatado por Dommarco *et al.*, (1998) e Das Neves *et al.*, (2007). Na Figura 8 (a) e (b) é possível ver trincas originadas de grafitas localizadas nessa região. Defeitos provenientes do processo de fundição, como vazios e inclusões, também agem como concentradores de tensão. Dependendo de seu tamanho e localização possuem efeito mais severo sobre a vida do material que as grafitas, nucleando trincas que causam *spalling* (MAGALHÃES; SEABRA; SÁ, 2000).

Figura 8. Trincas nucleadas a partir de grafitas (a) e trinca conectando grafitas (b), ambas em pistas de rolamentos localizadas na profundidade de máxima tensão cisalhante

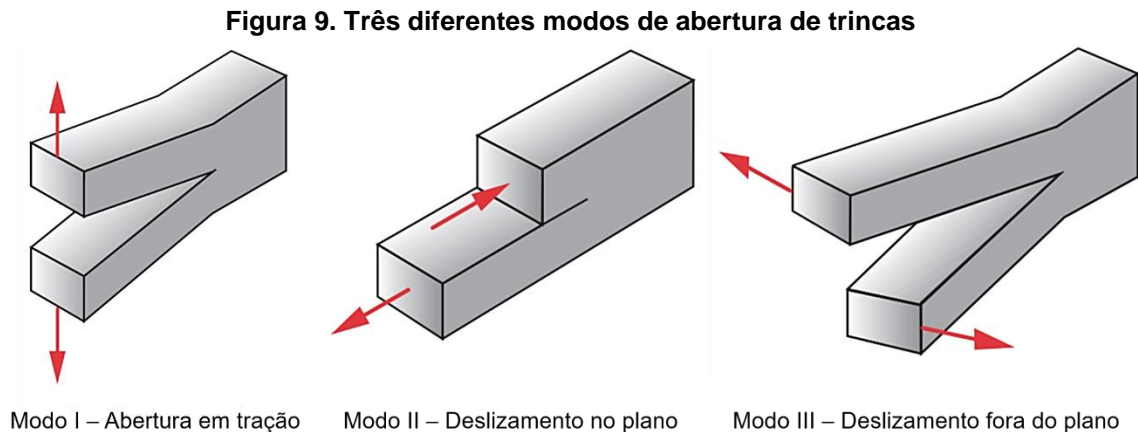


Fonte: (a) (WOLLMANN, 2012) e (b) (DOMMARCO *et al.*, 1998)

Porém, ferros fundidos possuem uma boa resistência à presença de defeitos. Em um estudo desenvolvido por Dommarco *et al.* (1998), constatou-se que o desempenho de amostras de ferro fundido nodular austemperado não era alterado pela presença de “defeitos artificiais” – indentações do tipo Rockwell na pista. Enquanto o aço tinha seu desempenho reduzido em aproximadamente 15 vezes. Isso acontece pois o material possui um grande número de “defeitos” naturais (grafitas), não sendo sensível à presença de novos. Esse comportamento pode ser vantajoso em ambientes onde há contaminação do fluido lubrificante por partículas sólidas.

2.1.5 Mecanismos de propagação de trincas

Sabe-se que trincas podem propagar de três maneiras diferentes em um material, como ilustrado na Figura 9, sendo o modo I abertura em tração, modo II por cisalhamento no plano e modo III cisalhamento fora do plano.

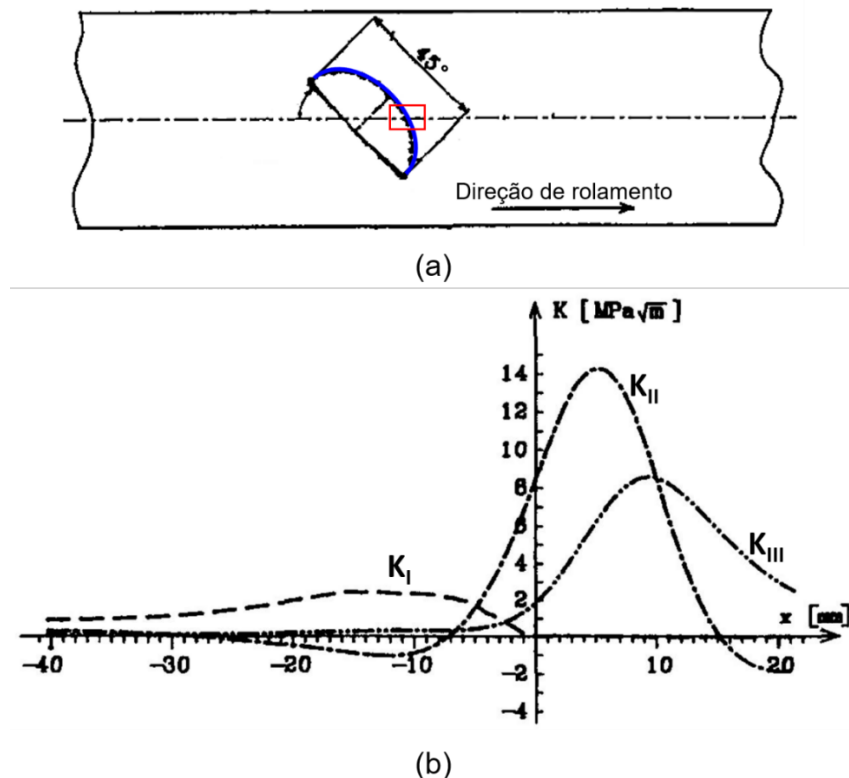


Fonte: (NORTON, 2011) (Adaptado)

Foi realizado por Bogdański *et al.* (1996) um estudo da evolução de trincas em um contato roda contra trilho, através da análise dos fatores intensidade de tensão (K_I , K_{II} e K_{III}) por elementos finitos. A trinca estudada possuía formato elíptico, e seu maior eixo estava orientado à 45° em relação ao eixo de simetria do trilho. Na Figura 10 (a) observa-se a trinca, destacada em azul. No gráfico da Figura 10 (b) é possível ver a variação dos fatores intensidade de tensão, no ponto destacado em vermelho da Figura 10 (a), com a passagem da roda, representada no eixo x pela distância em milímetros, sendo 0 mm a localização da trinca.

No começo e no meio do processo de carregamento, o modo II predomina por quase toda a frente da trinca, mas ao longo da passagem da roda o modo III aumenta e finalmente atinge valores comparáveis aos do segundo modo. Os valores de K_I são muito baixos, sendo improvável para esse caso uma abertura de trinca por esse modo. Observou-se que o modo I de falha se torna provável apenas quando há presença de tensões residuais ou então aprisionamento de fluido no interior da trinca. Alguns outros estudos que buscam simular a abertura de trincas para a fadiga de contato de rolamento também relatam comportamento parecido, onde há predomínio dos modos II e III para abertura de trincas (BHADESHIA, 2012).

Figura 10. Em (a) localização da trinca e em (b) variação dos fatores intensidade de tensão com a passagem da roda. Os valores negativos no eixo x indicam a aproximação da roda e os positivos seu afastamento



Fonte: (BOGDAŃSKI; OLZAK; STUPNICKI, 1996)

2.2 Análise de falhas

A análise de falhas de componentes mecânicos sempre foi fundamental para o aumento da confiabilidade dos sistemas. Inicialmente, baseando-se em técnicas simples como de “testar e corrigir”, passando por anos de desenvolvimentos até chegar em técnicas preditivas de controle de falhas. Esse avanço foi motivado pela demanda da padronização de componentes, produção em massa e pela popularização dos *softwares* para análise e tratamento de dados. Essas informações eram adquiridas tanto em testes de laboratórios quanto em falhas de campo, que vieram a compor grandes bancos de dados. O conhecimento sobre o comportamento de um material também é fundamental na fase de projeto, evitando o superdimensionamento de componentes (SMITH, 2001).

Funções densidade de probabilidade (FDP) são empregadas para descrever sistemas físicos, e são capazes de modelar a probabilidade de falha de um componente. A maioria dos sistemas e componentes mecânicos poderão ser

representados por distribuições de Weibull, Lognormal ou Binomial. A escolha da distribuição de probabilidade pode ser feita através da avaliação do coeficiente de determinação (R^2), ou seja, como os dados ajustam-se à distribuição de probabilidade empregada. Porém quando o mecanismo de falha é conhecido esse pode servir como suporte à escolha da distribuição (ABERNETHY, 2006).

Este trabalho limita-se a detalhar a distribuição de Weibull, a qual é aplicada para analisar os dados resultantes dos ensaios de fadiga de contato. Essa distribuição foi utilizada no modelo de Lundberg-Palmgren de previsão da vida em fadiga de rolamentos (ZARETSKY, 2013). Existem variações desse modelo, que permitem prever a vida em fadiga de rolamentos para casos onde as falhas tem origem na superfície do componente (MORALES-ESPEJEL; GABELLI, 2015). Além disso, trabalhos anteriores sobre o comportamento dos ferros fundidos submetidos à fadiga de contato de rolamento também empregam essa distribuição (DAS NEVES *et al.*, 2007; DOMMARCO *et al.*, 1998; WOLLMANN *et al.*, 2017). Porém, de forma a suportar essa escolha, uma equação proposta por Tiryakioğlu *et al.* (2009) é empregada. Os autores buscaram calcular um valor crítico para o coeficiente de determinação ($R^2_{0,05}$) dependente apenas do tamanho da amostra (n) expresso na Equação (18). Caso o R^2 seja maior ou igual ao $R^2_{0,05}$, então pode-se afirmar com 95% de confiança, que os dados podem ser modelados por uma distribuição de Weibull.

$$R^2_{0,05} = 1,0637 - \frac{0,4174}{n^{0,3}} \quad (18)$$

2.2.1 Distribuição de Weibull

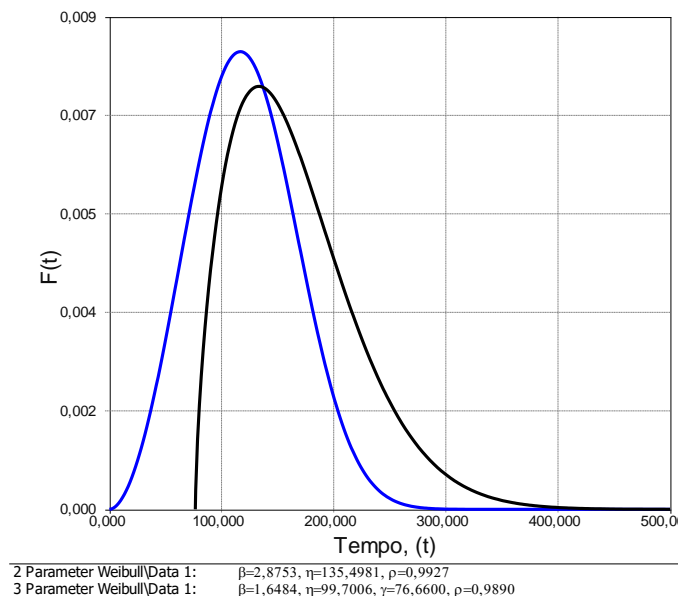
Dentre as distribuições citadas uma das mais versáteis é a distribuição de Weibull. Criada por Waloddi Weibull e publicada em 1951 trazia diversos exemplos de sua aplicação, que envolviam áreas de conhecimento da engenharia e até biológicas. Hoje é uma das mais empregadas para a análise de falhas e propriedades de componentes mecânicos. Traz bons resultados, mesmo para amostras pequenas (menores que 5 registros de falha), ou para dados onde há incertezas relacionadas ao tempo em que o evento ocorreu. Porém limita-se a analisar apenas um tipo de falha por vez. Se um componente está sujeito a falhar por desgaste ou fadiga, por exemplo, será necessário isolar o modo de falha e criar uma distribuição de Weibull para cada modo (ABERNETHY, 2006).

A distribuição de Weibull pode ser empregada com o uso de três ou dois parâmetros. Na Equação (19) é apresentada a FDP de três parâmetros. Sendo γ o parâmetro de localização, que desloca a distribuição no eixo das abcissas. Já a variável η é conhecida como parâmetro de escala, também podendo ser chamada de vida característica em algumas aplicações. A última variável, β é o parâmetro de forma, quando $\gamma = 0$ e $\beta = 1$ tem-se uma distribuição exponencial (MCCOOL, 2012).

$$f(x) = \frac{\beta}{\eta} \left[\frac{x - \gamma}{\eta} \right]^{\beta-1} \cdot \exp \left[- \left(\frac{x - \gamma}{\eta} \right)^\beta \right] \quad (19)$$

Quando γ é diferente de zero em uma análise de vida de um componente, significa que haverá um período livre de falhas. Caso o parâmetro seja negativo isso pode indicar que o componente apresentou falha antes de ser utilizado, como quando uma peça possui um defeito de fabricação. Quando γ é zero então essa passa a ser uma distribuição Weibull de dois parâmetros, como é exemplificado na Figura 11, onde a distribuição em preto é de três parâmetros e em azul, dois parâmetros (MCCOOL, 2012).

Figura 11. Distribuição de Weibull de dois parâmetros em azul e distribuição de Weibull de três parâmetros em preto



Fonte: Autoria própria

No presente projeto não há um período livre de falhas, por isso será empregada a distribuição de Weibull de dois parâmetros. É comum que se faça o uso de outras funções que derivam dessa distribuição, como a função de confiabilidade que

expressa o tempo que um componente possa operar sem falhas, apresentada na Equação (20). E a função probabilidade de falha, que é definida na Equação (21). Ambas estão definidas para uma distribuição Weibull de dois parâmetros (MCCOOL, 2012).

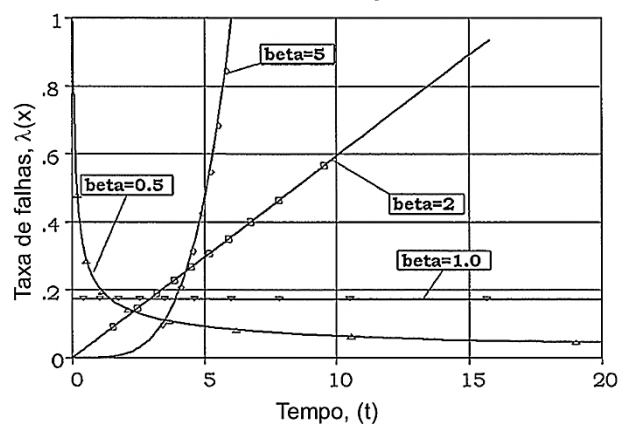
$$R(x) = \exp\left[-\left(\frac{x}{\eta}\right)^\beta\right] \quad (20)$$

$$F(x) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{x}{\eta}\right)^\beta\right] \quad (21)$$

O valor de β muda a forma da distribuição e pode indicar como a falha em um componente comporta-se ao longo do tempo. Uma maneira de observar isso é gerar o gráfico da taxa de falha instantânea, apresentada na Equação (22). Na Figura 12 observa-se um gráfico dessa função com diferentes valores de β . Por exemplo, para valores de $\beta < 1$ as falhas possuem uma maior probabilidade de ocorrer no início da vida do componente. Em casos de $\beta > 5$ após um determinado intervalo a probabilidade de falhas cresce rapidamente. Quando $\beta = 1$ a taxa de falhas será independente do tempo de uso do componente (ABERNETHY, 2006).

$$h(x) = \left(\frac{\beta}{\eta}\right) \left(\frac{x}{\eta}\right)^{\beta-1} \quad (22)$$

Figura 12. Taxa de falhas para distribuições de probabilidade que apresentam diferentes valores de β

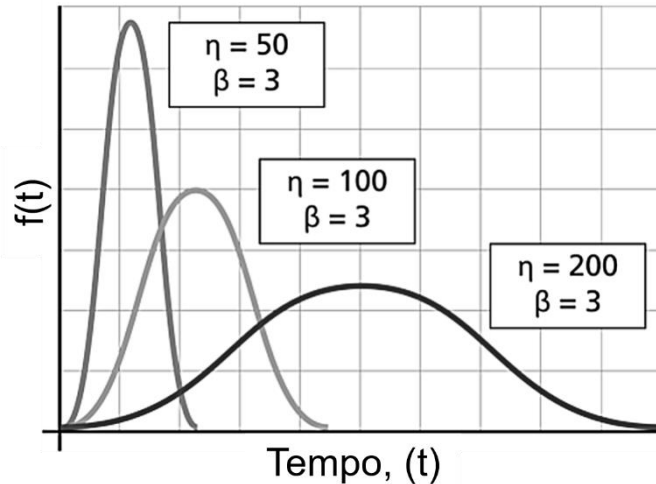


Fonte: (ABERNETHY, 2006)

O efeito da variação do parâmetro η é de alterar a forma da FDP sem alterar seu ponto de início. Como pode ser observado no gráfico da Figura 13 ao se manter

o valor de β e aumentar o valor de η as curvas são estendidas ao longo do eixo das abscissas. Não haverá variação da área abaixo da curva, por isso há um decréscimo do valor do pico (RELIASOFT, 2015).

Figura 13. Distribuição densidade de probabilidade para diferentes valores do parâmetro de escala (η)



Fonte: (RELIASOFT, 2015)

Diversos métodos podem ser empregados para estimar os parâmetros β e η , entre eles métodos numéricos e métodos gráficos. Para a análise da vida do material através do método gráfico costuma-se rearranjar a Equação (21), que fica no formato apresentado na Equação (23). Estima-se $F(x)$ através da Equação (24), onde os valores de a e b são constantes, n é o tamanho da amostra e i o *rank* em ordem ascendente (1, 2, 3, ..., n). Então, constrói-se um gráfico de $\ln(x)$ versus $\ln[-\ln(1 - F(x))]$, possibilitando conhecer os valores dos coeficientes linear e angular da reta descrita pela Equação (23), que permitirão calcular os parâmetros η e β respectivamente (TIRYAKIOĞLU; HUDAK, 2011). É importante observar que o valor do coeficiente de determinação da reta traçada deve ser maior ou igual ao valor crítico calculado na Equação (18).

$$\ln[-\ln(1 - F(x))] = \beta \cdot \ln(x) - \beta \cdot \ln(\eta) \quad (23)$$

$$F(x) = \frac{i - a}{n + b} \quad (24)$$

2.3 Tensões residuais

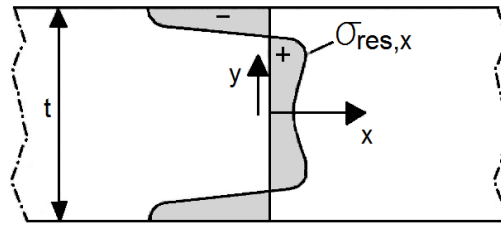
Tensões residuais são tensões presentes em um material, que encontra-se à temperatura constante, e sem que haja uma força externa atuando sobre ele. As tensões residuais são produzidas quando uma porção do material está deformada, plástica ou elasticamente, de maneira não homogênea e permanente. Sendo assim, as tensões residuais surgem para equilibrar as tensões geradas por essas deformações. Comumente as tensões residuais podem ser classificadas em três tipos (MACHERAUCH, 1987):

- Tipo I: Tensões homogêneas, distribuídas em um grande volume de material, que abrange diversos grãos, de forma macroscópica.
- Tipo II: Tensões homogêneas em regiões microscópicas, ocorrem nos grãos do material, ou entre diferentes fases, por exemplo.
- Tipo III: Tensão concentrada em regiões sub-microscópicas, ou de escala atômica. Podem ocorrer dentro de um único grão do material.

Para as aplicações na engenharia mecânica, as tensões residuais do “tipo I” são as de principal interesse. A introdução de tensões residuais em um material ocorre essencialmente através de deformações não homogêneas permanentes. Por exemplo, ao deformar a superfície de um material por esforços mecânicos, os grãos mais superficiais serão submetidos a tensões que excedem seu ponto de escoamento, causando deformação plástica. Enquanto isso, os grãos ligados a esses terão de se adequar ao novo espaço e à nova disposição consequente da deformação plástica superficial (MACHERAUCH, 1987).

A Figura 14 mostra um exemplo de como as tensões residuais do “tipo I” podem se distribuir no interior de um material. Observa-se a presença de tensões compressivas na superfície do material e trativas em seu interior, a presença de ambas esperada quando se tem tensões em equilíbrio, sem ação de forças externas. As Equações (25) e (26) descrevem um material com estado de tensão residual em equilíbrio (SCHIJVE, 2009).

Figura 14. Distribuição de tensões residuais em um componente



Fonte: (SCHIJVE, 2009)

$$\int_{-\frac{t}{2}}^{\frac{t}{2}} \sigma_x dy = 0 \quad (25)$$

$$\int_{-\frac{t}{2}}^{\frac{t}{2}} y \cdot \sigma_x dy = 0 \quad (26)$$

Conhecer o valor da tensão residual em um material é de fundamental importância, principalmente quando esse está submetido a cargas cíclicas ou carregamentos trativos. Cargas cíclicas apresentam um valor médio, amplitude e valores de tensão máxima e mínima. A tensão residual, por ser permanente no componente, se somará ao valor médio da tensão, sem alterar sua amplitude, como descreve a Equação (27) (SCHIJVE, 2009).

$$\sigma_{\text{total}} = \sigma_{\text{carga_externa}} + \sigma_{\text{residual}} \quad (27)$$

Dessa forma, se a tensão residual for trativa, o valor médio da tensão total no material aumentará. Se for compressiva, o valor diminuirá. Causando, por consequência, alteração nos valores de pico e vale das tensões cíclicas. Se o valor máximo da tensão resultante for positivo, a nucleação e o crescimento de trincas serão favorecidos, podendo culminar em falha por fadiga estrutural. Se esse valor máximo for negativo, será improvável que haja nucleação de microtrincas, mas mesmo que a nucleação aconteça, o crescimento dessas será retardado (SCHIJVE, 2009). Por isso, para a fadiga estrutural, quando há um campo de tensões compressivas na superfície há aumento da vida em fadiga. Na Tabela 1 são listados processos que induzem tensões residuais.

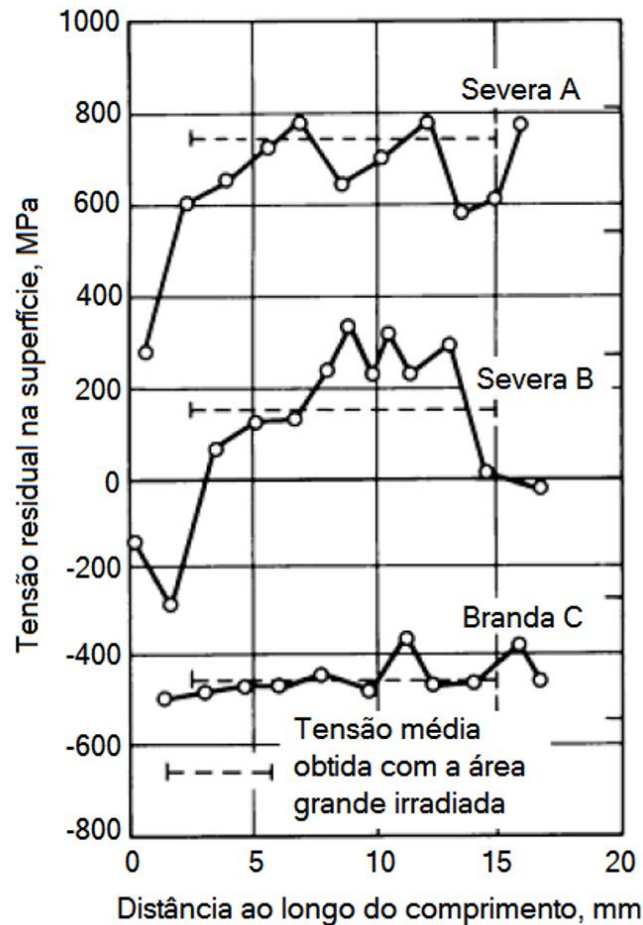
Tabela 1. Processos que induzem tensões residuais

Causa da tensão residual:	Processo:
Operações de usinagem	Retificação
	Torneamento
	Aplainamento
	Furação
União de componentes	Soldagem
	Brasagem
	Rebitagem
Conformação e trabalho a frio	Forjamento
	<i>Shot peening</i>
	Trefilação
	Laminação
Tratamento térmico e termoquímico	Têmpera
	Nitretação
	Cementação
	Carbonitretação
Revestimentos	Têmpera superficial
	Galvanização
	PVD, CVD

Fonte: (MACHERAUCH, 1987) (Adaptado)

Dentre os processos citados nem todos causam tensões residuais de maneira desejada, como o exemplo da Figura 15 que traz medidas de tensão residual em amostras que passaram por três diferentes condições de retificação. Duas condições especificadas como severas e uma branda, com uso adequado de líquido refrigerante. Foram realizadas medições de tensão residual na superfície das amostras por meio de difração de raios X. A retífica branda C introduziu tensões compressivas uniformemente distribuídas ao longo da superfície da peça. Para a retífica severa A, as tensões residuais da superfície foram inteiramente trativas. Na amostra submetida à retífica severa B foram observadas regiões de compressão e de tração. As regiões ditas como "queimadas" pelo processo foram associadas aos picos de tensão trativa (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998). É importante observar que essas são medidas superficiais, no interior do material haverá compensação desses valores, como exemplifica a Figura 14.

Figura 15. Variação dos valores de tensão residual medidos na superfície de um material que passou por retificação



Fonte: ASM (1998) (Adaptado)

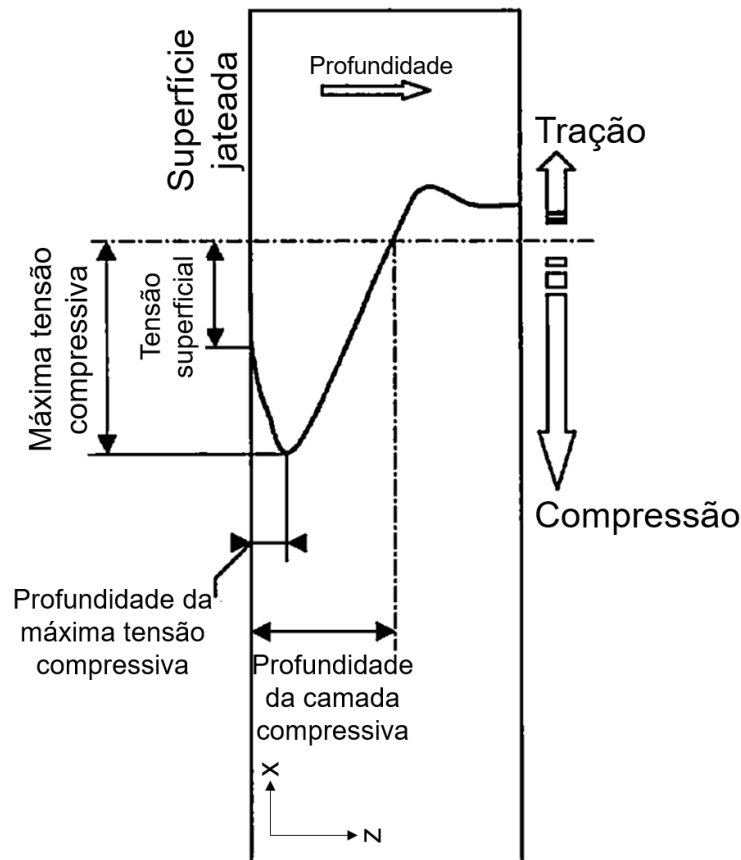
2.3.1 Shot peening

O *shot peening* (*sp*) é um método de introdução de tensões residuais compressivas através do impingimento de pequenas partículas na superfície do material. Costuma-se usar granalhas de aço ou pequenas esferas de vidro nesse processo. Esse tratamento também é conhecido como jateamento. O impacto de partículas contra o material forma crateras, alongadas radialmente, causando fluxo plástico de material. Por ser uma deformação localizada, o material logo abaixo da cratera precisa sofrer um rearranjo de sua estrutura, gerando deformações não homogêneas e consequentemente tensões residuais (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1994).

O campo de tensões residuais produzido por esse tratamento possui o formato mostrado na Figura 16. A tensão é compressiva na superfície, e logo abaixo dela, seu

valor é gradualmente reduzido até que essa venha a tornar-se trativa. Existe um pico de máxima tensão compressiva abaixo da superfície, isso acontece, pois os grãos superficiais estão livres para sofrerem deformação elástica. Os grãos subsuperficiais não tem espaço para sofrer essa recuperação, causando aumento da tensão residual. A magnitude da máxima tensão compressiva é função das propriedades mecânicas do material, e costuma ser cerca de 50% a 60% o valor de sua tensão máxima (PETIT-RENAUD, 2003).

Figura 16. Distribuição de tensão residual gerada pelo tratamento de *shot peening*

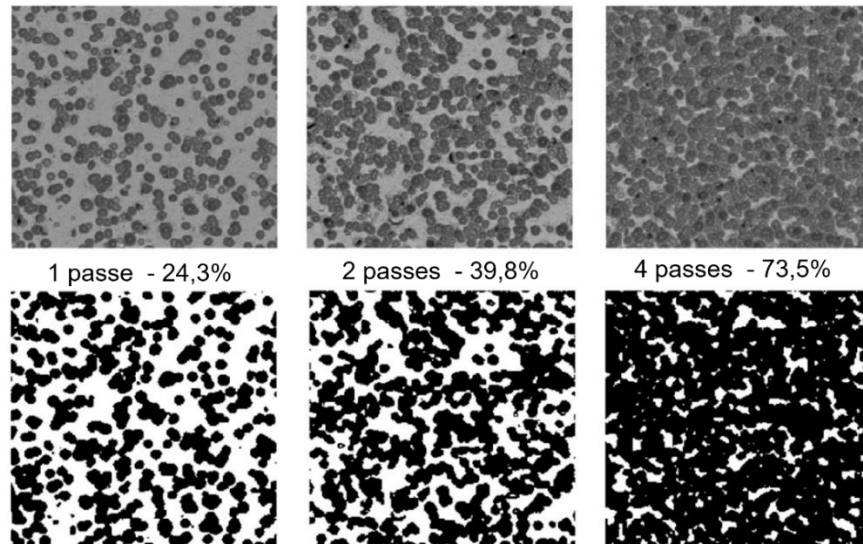


Fonte: (PETIT-RENAUD, 2003) (Adaptado)

Mede-se a intensidade do processo de *shot peening* através da intensidade ou altura Almen. Esse ensaio consiste no jateamento de uma chapa de tamanho padrão presa por suas extremidades, o impingimento das partículas em apenas um dos lados irá curvar a chapa. A medida do quanto a chapa fletiu é conhecida como altura Almen, e quanto maior a deformação da chapa maior a intensidade do jateamento. A quantidade de pontos dentro de uma área atingidos pelas partículas chama-se cobertura. É possível ver um exemplo desse parâmetro na Figura 17. Sendo esse um

parâmetro expresso em porcentagem é comum que se especifique a cobertura como 100% (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1994).

Figura 17. Diferentes coberturas para o processo de shot peening para amostras de alumínio Al2024. As imagens superiores foram adquiridas em um perfilômetro de contato, e as inferiores passaram por tratamento em software de processamento de imagem



Fonte: (MIAO *et al.*, 2010)

As tensões residuais geradas por esse processo são paralelas à superfície. Caso a cobertura seja 100% e uniforme em toda superfície, admite-se que as tensões residuais sejam definidas por um estado plano de tensões (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1994; SHERAFATNIA; HOSSEIN; HOSSEIN, 2018). Para essas condições, define-se o tensor tensão em (28). As tensões principais ($\sigma(z)$) são iguais nas direções x e y, e variam ao longo da profundidade da peça (GALLITELLI *et al.*, 2016).

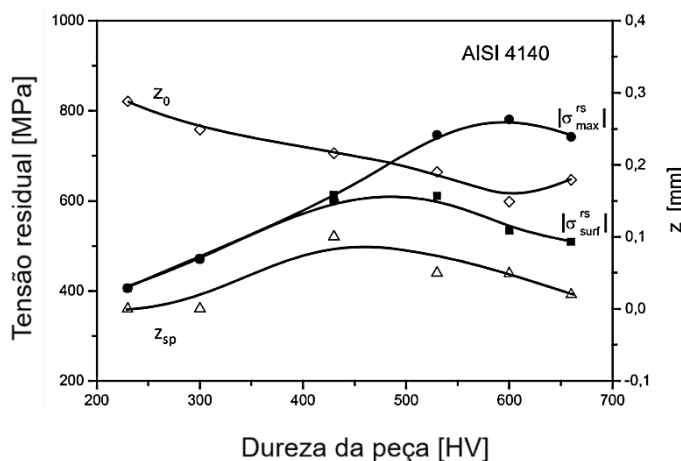
$$\sigma \rightarrow \begin{pmatrix} \sigma(z) & 0 & 0 \\ 0 & \sigma(z) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (28)$$

A variação de outros parâmetros do processo de *shot peening* é discutida através dos gráficos das Figura 18, Figura 19 e Figura 20. Nesses gráficos é possível ver os seguintes valores, também ilustrados na Figura 16:

- σ_{surf} – Tensão residual superficial
- σ_{max} – Máxima tensão compressiva
- z_{max} – Profundidade da máxima tensão compressiva
- z_{sp} – Profundidade da camada compressiva

Em todos os gráficos o material escolhido para receber o tratamento foi o aço AISI 4140. Nota-se, na Figura 18 que o valor da tensão residual aumenta com o aumento da dureza da peça, porém a extensão de material sob compressão (z_{sp}), diminui. Para peças de baixa dureza a deformação plástica na superfície é muito grande, concentrando nessa região os maiores valores de tensão residual.

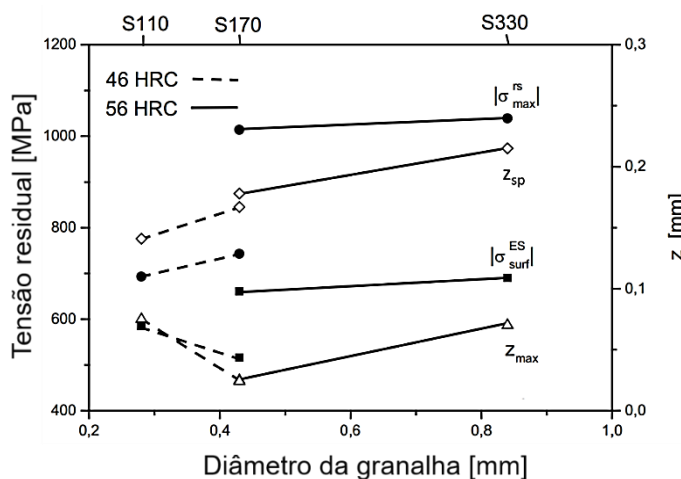
Figura 18. Influência da dureza da peça em nas características da camada jateada do aço AISI 4140



Fonte: (SCHULZE, 2003) (Adaptado)

Já para as granalhas escolhidas observa-se na Figura 19 que os valores das tensões residuais (σ_{surf} e σ_{max}) são majoritariamente influenciados pela dureza das granalhas, destacadas na legenda no canto superior esquerdo da imagem. Já as dimensões da camada (z_{sp} e z_{max}) aumentam quando há aumento do diâmetro das partículas (SCHULZE, 2003).

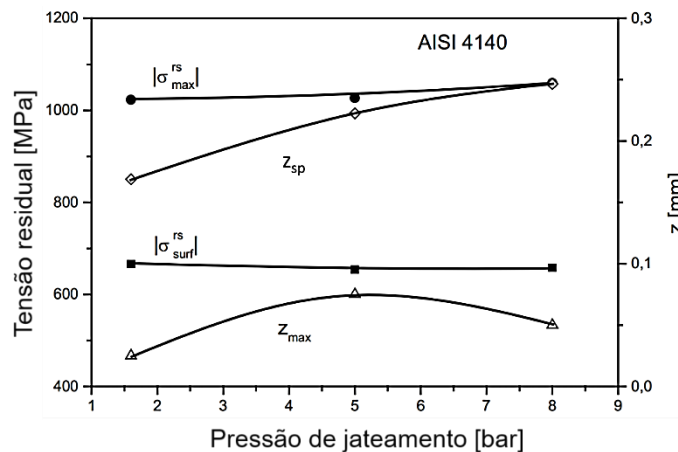
Figura 19. Influência do diâmetro e dureza das granalhas nas características da camada jateada do aço AISI 4140



Fonte: (SCHULZE, 2003) (Adaptado)

Na Figura 20 é observado que o aumento da pressão de jateamento não altera os valores de tensão residual superficial ou máxima. Entretanto, pode aumentar os valores de profundidade $z_{\text{máx}}$ e z_{sp} . Ainda que haja um limite para isso, podendo causar o efeito inverso. É possível atribuir esse fenômeno à saturação da superfície, onde apesar do aumento do tempo de tratamento não há aumento da intensidade Almen (SCHULZE, 2003).

Figura 20. Influência da pressão de jateamento na distribuição de tensão residual do aço AISI 4140



Fonte: (SCHULZE, 2003) (Adaptado)

Em um trabalho de conclusão de curso desenvolvido por Kouketsu (2017), dentro do GrMaTS, três diferentes combinações de parâmetros de *shot peening* foram escolhidas para serem aplicadas em amostras de ferro fundido nodular. O objetivo foi estudar os perfis de tensão residual que seriam formados. Na Tabela 2 estão os parâmetros escolhidos, e na Figura 21 os perfis formados. Comparando as condições “2” e “3” não era esperada grande variação dos valores de tensão com a mudança do diâmetro das granalhas de S170 para S230 de mesma dureza, apenas aumento de $z_{\text{máx}}$ e z_{sp} . Sendo assim, atribui-se a redução dos valores de tensão residual à redução da pressão na condição 3, bem como a redução de $z_{\text{máx}}$ e z_{sp} . Nesse caso, a pressão de jateamento foi um parâmetro mais importante que a variação do diâmetro da granalha. Entretanto, quando se comparam as curvas “1” e “2”, ainda que uma maior pressão tenha sido aplicada na primeira condição essa não apresentou maiores valores de tensão e profundidade de camada. Possivelmente sendo a dureza ou o diâmetro da granalha S110 um fator importante para que isso tenha acontecido. O valor da tensão superficial é aproximadamente o mesmo para todas as condições. É

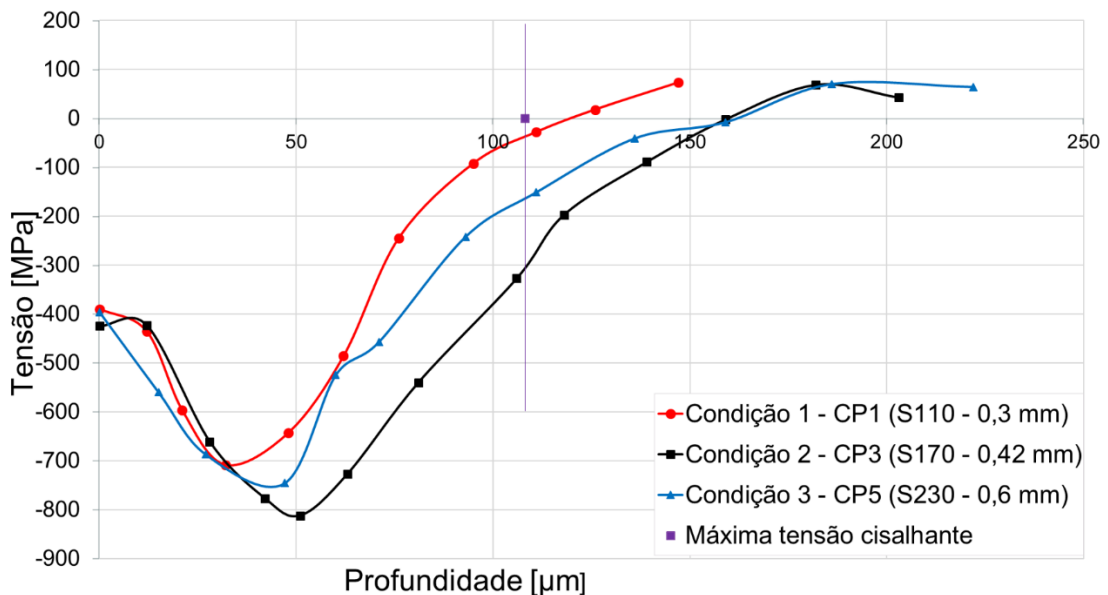
importante observar que todos os tratamentos possuem o mesmo valor de intensidade Almen.

Tabela 2- Condições de *shot peening*

Condição	Tamanho Granalha	Diâmetro nominal (mm)	Intensidade Almen (mmA)	Cobertura (%)	Pressão do ar (bar)	Velocidade do jato (m/s)	Distância do jato (mm)	Ângulo do jato (°)
1	S110	0,3			6,89	1320		
2	S170	0,42	0,364	100%	6,20	1200	150 a 170	90
3	S230	0,6			5,51	1090		

Fonte: (KOUKETSU, 2017)

Figura 21. Perfis de tensão residual gerados em amostras de ferro fundido nodular. As diferentes condições de jateamento estão especificadas na Tabela 2



Fonte: (KOUKETSU, 2017)

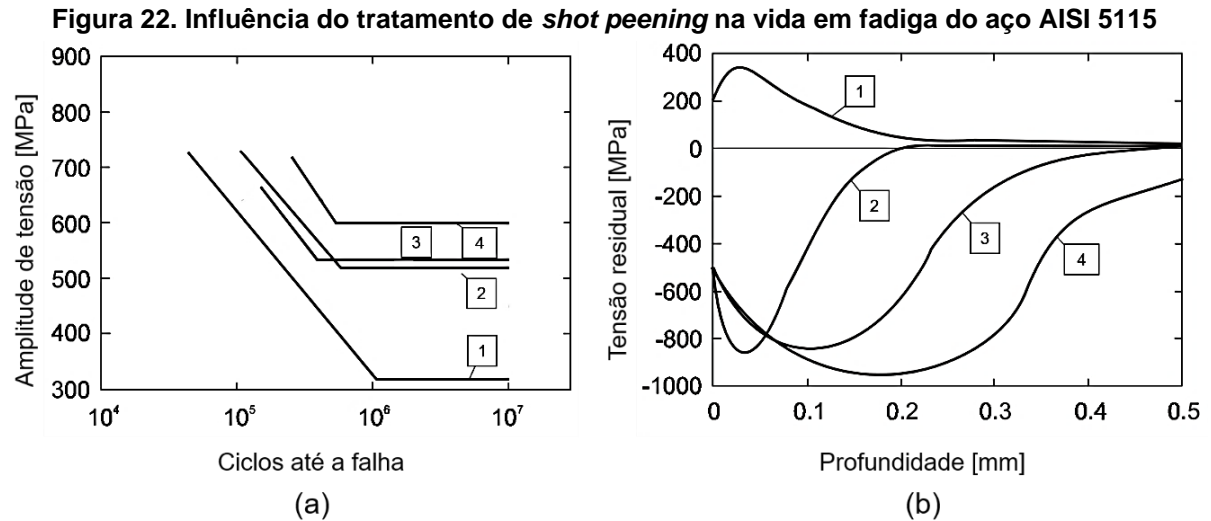
Além da tensão residual, também é possível caracterizar o material que passou pelo processo de *sp* através de medições de rugosidade. Como observado na Figura 17 a superfície impingida pelas esferas durante o processo apresenta uma texturização. Parâmetros de amplitude como a rugosidade média R_a , rugosidade média quadrática R_q , assimetria (*skewness*) R_{sk} e curtose R_{ku} são empregados para caracterização. Os dois primeiros são medidos a partir da linha média que separa a superfície entre picos e vales. Sendo R_a a média das alturas dos picos e vales e R_q o desvio padrão dessas alturas. O parâmetro R_{sk} permite saber a relação entre a altura dos picos e a profundidade dos vales. Caso essa seja simétrica o parâmetro será próximo de zero, caso os picos apresentem maior altura que a profundidade dos vales R_{sk} apresentará um valor positivo, e para maiores profundidades de vales um valor

negativo. Já a curtose representa o formato dos picos, se esses são mais pontiagudos com grande afastamento da linha média, ou achatados com pouca altura e profundidade. Diz-se que uma superfície é platicúrtica ($R_{ku} < 3$) quando essa apresenta picos mais achatados e leptocúrtica ($R_{ku} > 3$) picos mais pontiagudos. Caso a superfície possua uma distribuição gaussiana do formato dos picos $R_{ku} \approx 3$ (SOLIMAN *et al.*, 2002).

Além desses parâmetros também é possível caracterizar a uniformidade da textura resultante de um processo. Caso essa seja uniforme em todas as direções diz-se que a superfície é isotrópica, e caso apresente variações tem-se uma superfície com textura anisotrópica. Para essa avaliação o parâmetro índice de textura, S_{tr} , pode ser empregado. Seu valor pode variar entre 0 e 1, valores maiores como $S_{tr} > 0,5$ caracterizam superfícies isotrópicas e valores menores ($S_{tr} < 0,3$) superfícies anisotrópicas. É esperado que o tratamento de *shot peening* produza superfícies isotrópicas e gaussianas, enquanto processos de usinagem como retificação e fresamento superfícies anisotrópicas (DONG; SULLIVAN; STOUT, 1994).

2.3.2 Tensão residual na fadiga de contato

Como descrito anteriormente, a tensão residual pode ser benéfica em casos de fadiga estrutural. Na Figura 22 (a) observa-se o aumento da vida em fadiga de flexão rotativa do aço AISI 5115 que passou pelo tratamento de *shot peening* com diversos parâmetros. Na Figura 22 (b) são apresentados os perfis de tensão residual correspondentes e um perfil (1) da amostra que não foi submetida ao *shot peening* (LANG; SCHULZE; VÖHRINGER, 2003). Porém, para esse tratamento pode haver queda na vida em fadiga, caso haja um aumento muito significativo da rugosidade ou então a formação de microtrincas na superfície do material. Logo, condições severas de *shot peening* não são recomendadas (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996; BAGHERIFARD *et al.*, 2014)



Fonte: (LANG; SCHULZE; VÖHRINGER, 2003)(Adaptado)

Para a fadiga de contato de rolamento também é comum afirmar que tensões residuais compressivas aumentam a vida do material. Ainda que nesse caso seja importante observar como a tensão distribui-se na subsuperfície do material, já que é nessa região onde haverá a nucleação de trincas que causarão falhas. A tensão residual soma-se às tensões principais do contato hertziano (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996; BHADESHIA, 2012). A seguir, é feita uma revisão de trabalhos que buscaram aumentar a vida em fadiga de contato através da introdução de tensões residuais de compressão.

No estudo desenvolvido por Guo e Barkey (2004) não foi observada influência da tensão residual na fadiga de contato em falhas subsuperficiais. Foi simulado, pelo método dos elementos finitos, o contato entre um cilindro e um plano. O cilindro era indeformável e possuía raio de 9,38 mm, e o plano deformável era do material AISI 52100 com 62 HRC de dureza. A carga de contato era determinada por um deslocamento δ com valor de 10 μm do cilindro em direção ao plano. O cilindro rotacionava a uma velocidade de 8000 rpm e um coeficiente de atrito de 0,0011, típico para o contato em rolamentos. Para indicar a susceptibilidade do material à fadiga foi calculado o “parâmetro de fadiga”, que é função das tensões envolvidas no contato.

Três diferentes distribuições de tensão residual foram escolhidas, sendo uma delas sem tensões, outra causada por retífica e a última por torneamento “*hard turning*”, sendo as duas últimas compressivas. *Hard turning* é um processo de torneamento de materiais endurecidos usando ferramentas cerâmicas como o cBN. O

acabamento atingido é comparável com a retificação, como vantagem possui menor custo e a possibilidade de criar uma camada de tensões de compressão na superfície da peça. Notou-se uma pequena diferença nos valores do parâmetro de fadiga apenas na superfície dos materiais, logo abaixo desta a fadiga não seria influenciada pelo campo de tensão residual. Porém, é necessário reforçar que o ponto de máxima tensão cisalhante já não se encontrava dentro da faixa de existência de tensão compressiva. O autor conclui que as tensões residuais afetariam apenas falhas iniciadas na superfície.

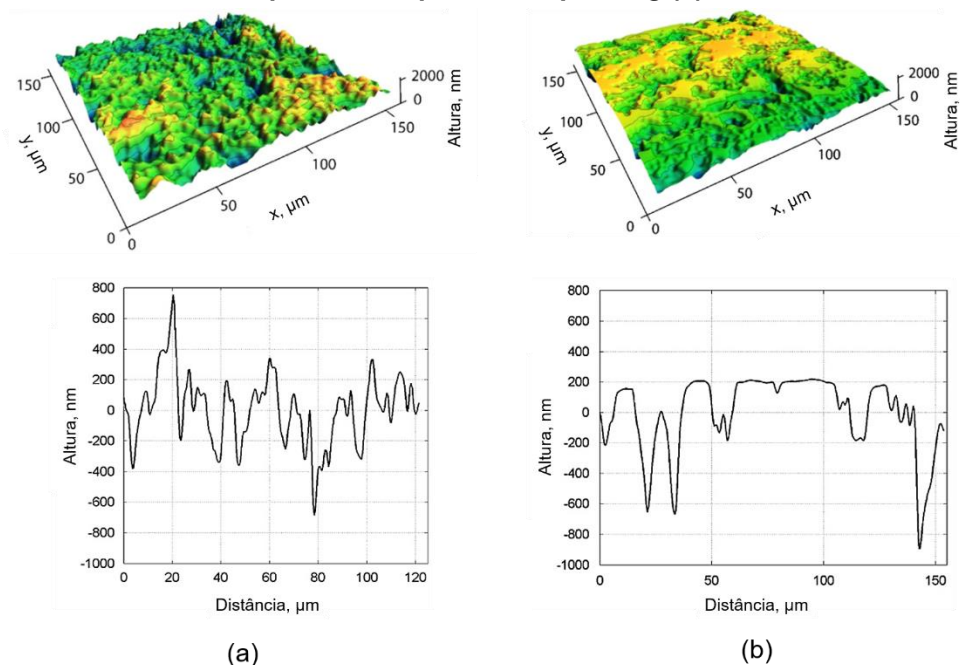
Porém, no trabalho de Choi (2009) que também aplicou o *Hard Turning* para obter diferentes perfis de tensão residual houve aumento da vida em fadiga de contato de rolamento. O número de ciclos até a falha foi calculado por um modelo para vida em fadiga para um material sem tensão residual. Foram realizados ensaios com as amostras torneadas, que possuíam tensões residuais em sua superfície. Os valores de vida obtidos nos ensaios foram comparados ao valor calculado para o caso sem tensão residual. Foi observado um aumento de até 40% no tempo de vida das amostras que apresentavam tensão residual de compressão. Atribui-se esse resultado à redução do valor de tensão cisalhante no material, causado pela presença das tensões residuais. A única amostra a não apresentar melhora na vida em fadiga foi a que possuía tensões residuais trativas, resultantes da combinação de parâmetros do torneamento.

A aplicação do *shot peening* para aumentar a vida em fadiga de contato de rolamento requer atenção quanto ao aumento da rugosidade do material. Em casos de contato lubrificado o aumento da rugosidade faz com que haja redução do parâmetro de filme, calculado pela Equação (17). Valores baixos desse parâmetro indicam lubrificação limítrofe, podendo haver contato entre as asperezas.

Vrbka *et al.* (2011) aplicaram o *shot peening* em cilindros do aço AISI 52100 e submeteram ao ensaio de rolamento com deslizamento. Para comparação cilindros retificados foram utilizados, com uma rugosidade R_a de $0,08 \mu\text{m}$, enquanto as amostras jateadas apresentavam $R_a = 0,19 \mu\text{m}$. A vida média calculada pela distribuição de Weibull para a amostra retificada foi de $1,357 \times 10^8$ ciclos, enquanto a que foi submetida ao *shot peening* $0,397 \times 10^8$ ciclos, mesmo essa possuindo maior dureza na superfície e presença de tensões compressivas. Uma das conclusões foi

que a rugosidade excessiva se sobrepõe aos possíveis efeitos benéficos do tratamento. Uma das amostras jateadas foi polida, antes de ser ensaiada, a alteração da textura pelo polimento é apresentada na Figura 23. Interrompendo o ensaio em 2×10^8 ciclos não notou-se indícios de falha no cilindro. O autor mostra como benéfica a textura formada pelo polimento após o *sp*. Havendo a remoção apenas dos picos de rugosidade, os vales foram mantidos funcionando como microcavidades capazes de reter lubrificante, causando um aumento da espessura do filme. Porém, nesse caso reforça-se que no ensaio havia deslizamento associado ao movimento de rolamento. O que pode alterar o mecanismo de abertura e propagação de trincas.

Figura 23. Textura e perfil de rugosidade das amostras submetidas ao *shot peening* (a) e ao polimento após o *shot peening* (b)

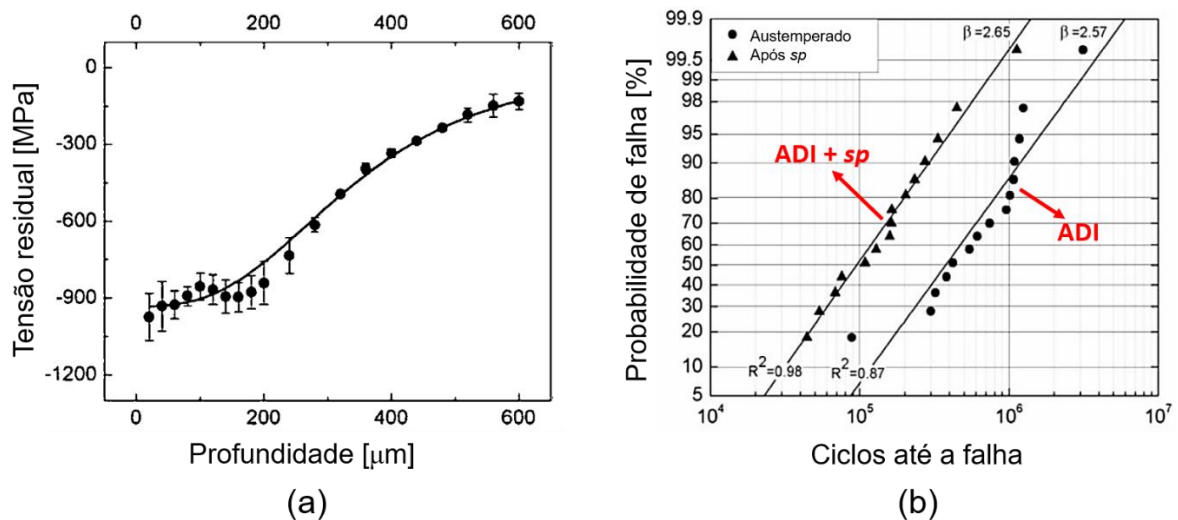


Fonte: (VRBKA et al., 2011)

Nos ferros fundidos o mesmo efeito também pode ser observado. No estudo de Zammit (2018) usando um ferro fundido nodular com adições de cobre e níquel, amostras austemperadas foram submetidas ao *shot peening* e passaram pelo ensaio de fadiga de contato de rolamento. As amostras haviam passado inicialmente por retificação. O *shot peening* foi realizado usando granalhas S330 e atingindo uma intensidade Almen de 0,38 mm. A dureza superficial sofreu um aumento de 370 HV para 535 HV e a rugosidade passou $R_a = 0,4 \mu\text{m}$ para $R_a = 3,1 \mu\text{m}$. Na Figura 24 (a) é possível ver o perfil de tensão residual gerado pelo tratamento, e na Figura 24 (b) as

distribuições cumulativas de probabilidade de falha. O desempenho do material foi reduzido em cerca de 72% com o tratamento. Assim como no estudo anterior houve redução no parâmetro de filme com o aumento da rugosidade, para sem modificação superficial $\lambda = 2,81$ e para as jateadas $\lambda = 0,05$. Implicando em lubrificação limítrofe e falhas prematuras iniciadas na superfície. O autor destaca que nesse caso as microcavidades geradas não funcionam como reservatórios de lubrificante pois o ensaio é feito submerso em óleo. No estudo de Vrbka *et al.* (2011) a lubrificação não era realizada dessa forma, sendo então a texturização da superfície uma boa forma de manter o óleo no sistema tribológico.

Figura 24. Tensão residual após o *shot peening* (a) e vida característica em fadiga de contato de rolamento (b) para amostras de ferro fundido



Fonte: (ZAMMIT, 2018)

Destaca-se ainda que o tratamento descrito acima foi eficaz para aumentar a vida em flexão rotativa. Para altos níveis de tensão notou-se uma melhora de 35% no desempenho do material, mesmo com o aumento da rugosidade. A abertura de trincas na fadiga estrutural costuma acontecer na superfície, e se propagar pelo modo I, descrito na Figura 9. As tensões residuais de compressão mostram-se eficazes em reduzir o fator intensidade de tensão K_I (SCHIJVE, 2009). As tensões residuais tendem a ser uma das variáveis mais determinantes para prever a vida em fadiga estrutural, porém quando essas são causadas pelo *shot peening* a integridade superficial também deve ser avaliada. Rugosidade excessiva e microtrincas podem acontecer em decorrência da combinação de parâmetros escolhidos, situação conhecida como *overpeening*. Nesse caso, o processo escolhido pode causar redução

no tempo de vida do material (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996; BAGHERIFARD *et al.*, 2014).

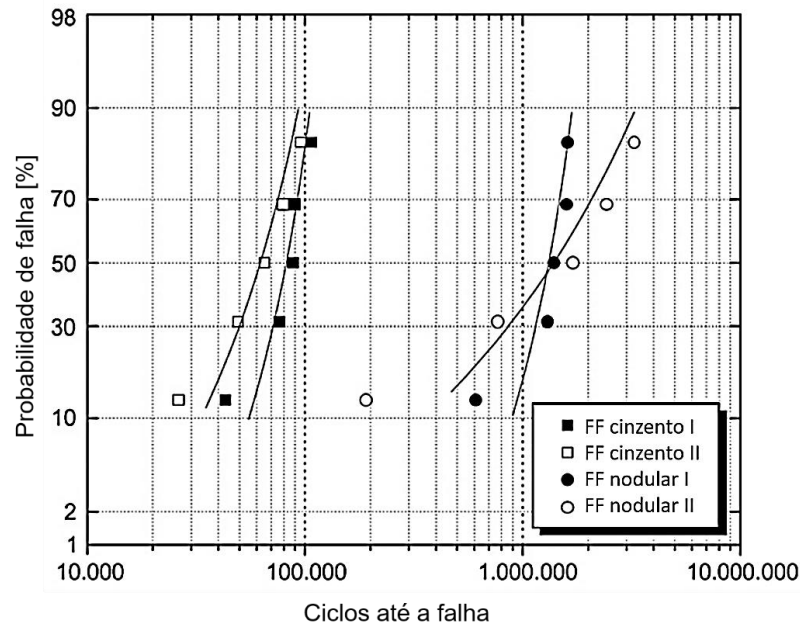
Então, cabe reforçar que a fadiga de contato e a fadiga estrutural apresentam mecanismos muito diferentes, não sendo a tensão residual obrigatoriamente a variável de maior importância para ambos. Como comentado na subseção 2.1.5, o modo II de abertura e propagação de trincas pode ser o predominante para a fadiga de contato. Esse modo não sofre redução tão significativa de seu fator intensidade de tensão quanto o modo I (GUAGLIANO; RIVA; GUIDETTI, 2002). Além disso, é necessário considerar a região onde ocorrerá a nucleação das trincas. Para o tipo de ensaio utilizado nesse trabalho, onde a esfera apresenta um movimento de rolamento puro sobre o plano, as trincas devem iniciar na subsuperfície do material (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1996).

Tayer (2018) utilizou o ensaio de fadiga de contato de rolamento para avaliar o desempenho do aço AISI 4320 carbonitretado. As amostras passaram por retificação, e parte dessas foi submetida ao *shot peening*. E ao contrário do estudo Vrbka *et al.* (2011), não houve diferença nos valores dos parâmetros médios de rugosidade entre os grupos. Porém, as amostras submetidas ao *shot peening* apresentaram redução na vida em fadiga. Diferenças de microestrutura foram observadas entre os grupos, as peças que não passaram por *shot peening* possuíam maior quantidade de austenita retida. Essa fase possui maior tenacidade, podendo reduzir a propagação de trincas e justificar o resultado encontrado. Além disso, a profundidade de origem dos defeitos foi diferente entre os grupos. As falhas das amostras retificadas iniciaram na região onde existia a máxima tensão cisalhante ortogonal. Das amostras que passaram por *sp* as falhas iniciaram em menor profundidade. A tensão residual pode ter alterado a distribuição de tensões resultantes do contato, e de alguma forma contribuído para a propagação de trincas por cisalhamento.

Os estudos sobre a influência de campos de tensão residual na fadiga de contato de rolamento dos ferros fundidos, desenvolvidos por pesquisadores do GrMaTS, empregaram diferentes técnicas para a obtenção de tensões compressivas. O primeiro projeto, desenvolvido por Neves *et al.* (2007), utilizou uma matriz de compressão mecânica nas amostras durante o ensaio de fadiga de contato. As

amostras eram de ferro fundido cinzento e nodular. Não houve alteração significativa no comportamento do material, como é possível ver na Figura 25, sendo a amostra I sem compressão e a amostra II com compressão.

Figura 25. Curva de probabilidade de falhas para amostras de ferro fundido I - sem tensão e II - com tensão de compressão

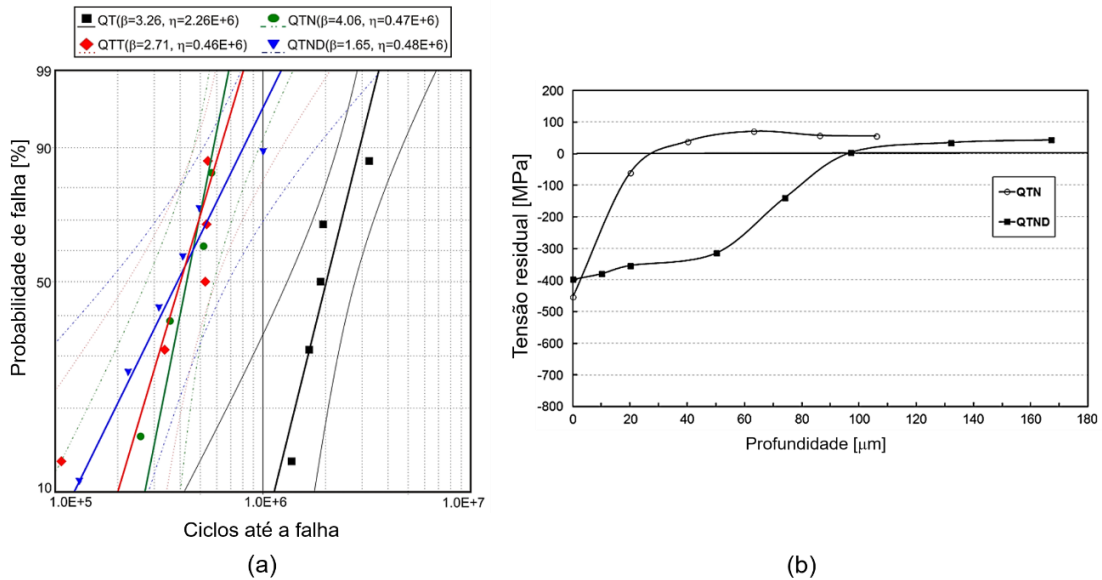


Fonte: (DAS NEVES *et al.*, 2007)

Wollmann *et al.* (2017) fizeram tratamentos de nitretação a plasma em amostras de ferro fundido nodular com composição química similar à do projeto de Neves *et al.* (2007). As curvas de probabilidade de falha e os perfis de tensão residual gerados são apresentados Figura 26 (a) e (b), respectivamente. Todas as amostras passaram por têmpera e revenimento, especificadas como QT, a amostra QTN passou por nitretação por plasma e a amostra QTND foi submetida a um processo de difusão após a nitretação. Observa-se na Figura 26 (a) que nenhum tratamento foi capaz de melhorar o desempenho do material. Uma das hipóteses era que a baixa dureza das amostras, causada pelo ciclo térmico da nitretação, gerava redução na vida em fadiga do material. Para comprovar essa hipótese uma amostra foi submetida ao mesmo ciclo térmico das amostras nitretadas, através de um revenimento, chamada de QTT, resultando na mesma dureza de núcleo para esse conjunto. As amostras apresentavam cerca de 300 HV a menos de dureza que as amostras QT, e apresentaram o mesmo desempenho em fadiga que as amostras nitretadas, comprovando a hipótese feita. Outra questão levantada foi sobre o ponto de máxima

tensão cisalhante, que estava localizado a 108 μm de profundidade, não estando mais sob compressão, como é possível ver na Figura 26 (b).

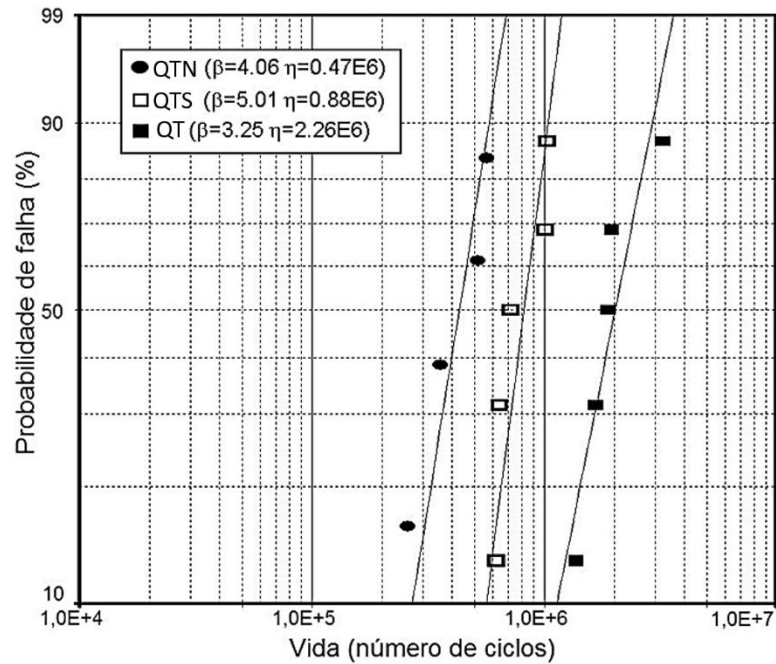
Figura 26. Curvas de probabilidade de falha para o ferro fundido nodular temperado QT, nitretado QTN, submetido a um tratamento de difusão após a nitretação QTND e revenido para baixa dureza QTT em (a); distribuição de tensão residual das amostras nitretadas (b)



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

Buscando um tratamento que apenas criasse um campo de tensões residuais compressivas no material, sem que houvesse redução na dureza do material, Melo e Nunes (2013) submeteram o mesmo material ao processo de *shot peening*. O processo escolhido possuía os parâmetros descritos como “condição 1” da Tabela 2. A curva de probabilidade de falha é apresentada na Figura 27 sendo a amostra QTS a que passou pelo processo de *shot peening*. E novamente, o tratamento não gerou melhora no desempenho do material. Comparado ao desempenho da amostra QTN houve menor redução da vida com o tratamento de *sp*, já que a dureza era a mesma da amostra QT. Todas as amostras foram polidas antes dos ensaios, portanto a rugosidade não afetou o desempenho. Porém o ponto de máxima tensão cisalhante, também localizado em 108 μm não apresentava grandes valores de tensão residual, como observa-se na Figura 21.

Figura 27. Curva de probabilidade de falhas para o ferro fundido nodular submetido ao *shot peening*



Fonte: (MELO; NUNES, 2013)

2.4 Medição de tensões residuais

Como apontado na seção anterior, conhecer a tensão residual em um componente é de fundamental importância para entender seu comportamento mecânico. Tensões residuais não podem ser medidas de maneira direta, já que não são uma propriedade do material. As técnicas de medição podem ser divididas em dois grupos: destrutivas e não destrutivas. No primeiro grupo a medição será baseada na mudança do estado de equilíbrio do material, através de sua relaxação. Essa também não pode ser medida, porém é possível medir a deformação consequente da relaxação, em geral com o uso de extensômetros. A tensão poderá ser calculada através da teoria da elasticidade. Exemplos dessas técnicas são: furo cego e seccionamento (LU, 1996).

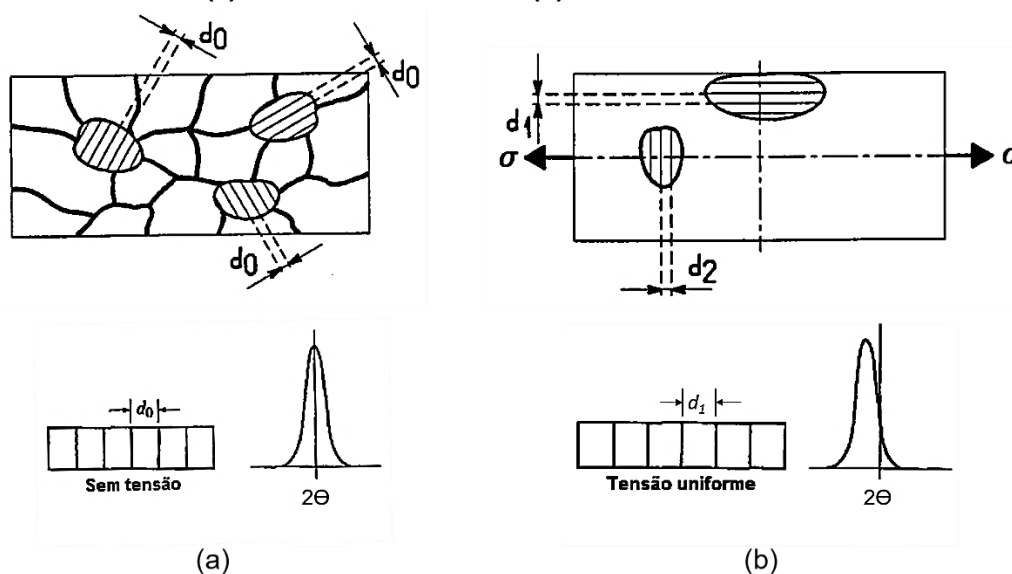
O segundo grupo compreende as técnicas não destrutivas, onde propriedades físicas ou cristalográficas são medidas e comparadas às propriedades do material não tensionado. Entre essas técnicas destacam-se a de difração de raios X (DRX) ou de nêutrons, onde a distância interplanar do material é medida. E também a de ultrassom, onde a variação do tempo de propagação da onda ultrassônica é utilizada para conhecer o estado de tensão presente no componente (LU, 1996).

Todas as técnicas citadas são utilizadas para medir tensões residuais do tipo I. Nesse trabalho o método de medição através da difração de raios X será empregado. Os trabalhos de Choi (2009), Wollmann *et al.* (2017) e Kouketsu (2017) também utilizaram a mesma técnica.

2.4.1 Medição de tensões residuais por DRX

Quando uma tensão é aplicada em um componente haverá uma deformação correspondente, que causa variação da distância entre os planos cristalinos do material. Quando um feixe de raios X é difratado por um conjunto de planos, o pico correspondente sofrerá um deslocamento caso o material esteja sob tensão. Na Figura 28 ambos efeitos podem ser observados. A distância interplanar poderá ser calculada através da Lei de Bragg. A fim de obter melhores resultados, com boa variação da posição do pico, recomenda-se escolher o maior valor possível do ângulo Θ (CULLITY, 1978; LU, 1996).

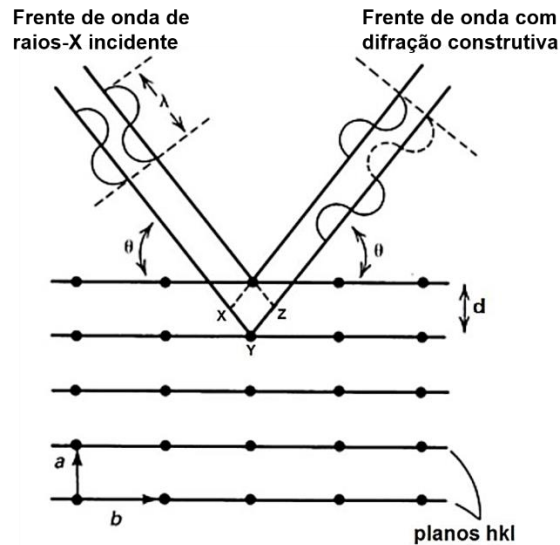
Figura 28. Variação da distância interplanar da posição do pico de difração para um material (a) sem tensão residual e (b) com tensão residual



Fonte: (CULLITY, 1978; LU, 1996) (Adaptado)

A cada medição, o feixe incidido na amostra será difratado pelo material. Parte da difração sofrerá interferência construtiva e poderá ser captada pelo detector do equipamento, como ilustra a Figura 29.

Figura 29. Difração de raios X por um material cristalino



Fonte: (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998) (Adaptado)

A interferência construtiva acontece para as famílias de planos que são perpendiculares à normal da bissetriz do feixe de raios X, arranjo desenhado de maneira esquemática na Figura 30. É possível calcular pela Equação (29) a deformação ϵ , normal à superfície, para um caso de estado uniaxial de tensões (CULLITY, 1978).

$$\epsilon = \frac{d_1 - d_0}{d_0} \quad (29)$$

Para o estado biaxial de tensões há necessidade de medir a distância interplanar em diferentes direções. Isso é possível alterando-se a inclinação do feixe incidente em incrementos de ψ graus, como ilustra a Figura 30 (b). A Equação (30), construída a partir da teoria da elasticidade, mostra como é possível conhecer o valor de tensão normal σ_ϕ atuando em uma direção qualquer na superfície de um material. Nota-se que não há necessidade de conhecer d_0 , distância interplanar do material livre de tensões, sendo essa uma vantagem do uso dessa equação (CULLITY, 1978).

$$\sigma_\phi = \frac{E}{(1 + \nu) \cdot \text{sen}^2 \psi} \cdot \frac{d_i - d_n}{d_n} \quad (30)$$

Onde:

E – módulo de elasticidade;

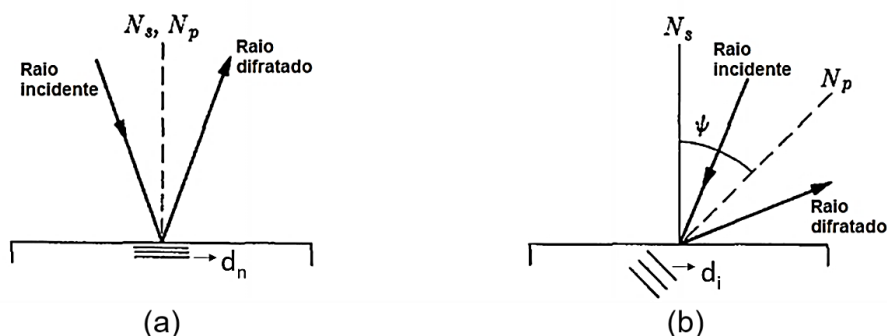
ν – coeficiente de Poisson;

d_n – distância interplanar medida como na Figura 30 (a);

d_i – distância interplanar medida como na Figura 30 (b);

ψ – variação em graus da posição dos feixes de raios X;

Figura 30. Medições do espaçamento interplanar de um material tensionado em direções diferentes

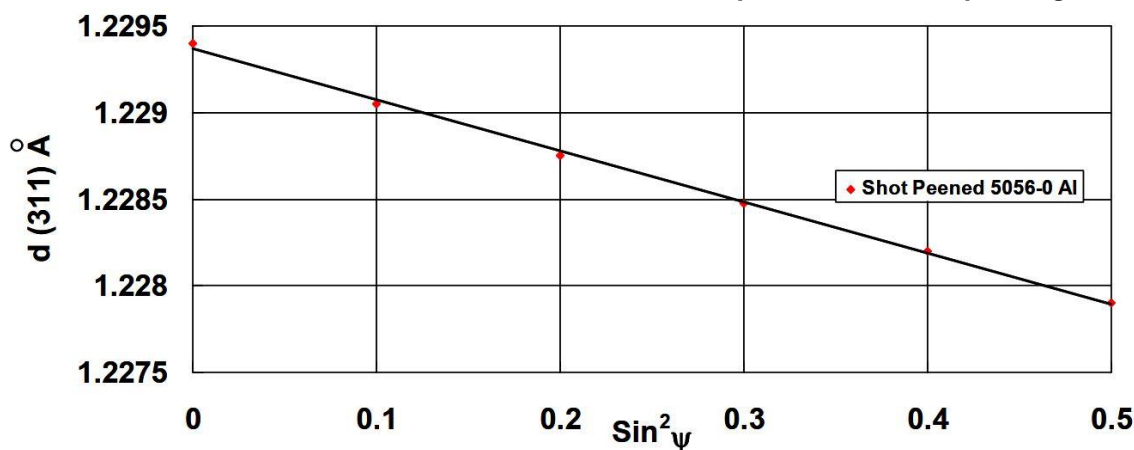


Fonte: (CULLITY, 1978)

O método mais comum para a medição de tensões residuais é conhecido como $\text{sen}^2\psi$, onde diversas medições são feitas para diferentes incrementos de ψ . Rearranjando a Equação (30) tem-se a Equação (31), que descreve o espaçamento interplanar d_i como uma função de $\text{sen}^2\psi$. É possível construir um gráfico com a equação (31), como ilustra a Figura 31.

$$d_i = d_n \cdot \left(1 + \frac{(1 + \nu)}{E} \cdot \sigma_\phi \cdot \text{sen}^2 \psi \right) \quad (31)$$

Figura 31. Gráfico da distância interplanar d_i versus $\text{sen}^2\psi$ utilizado para calcular a tensão residual de uma amostra de alumínio submetida ao processo de *shot peening*



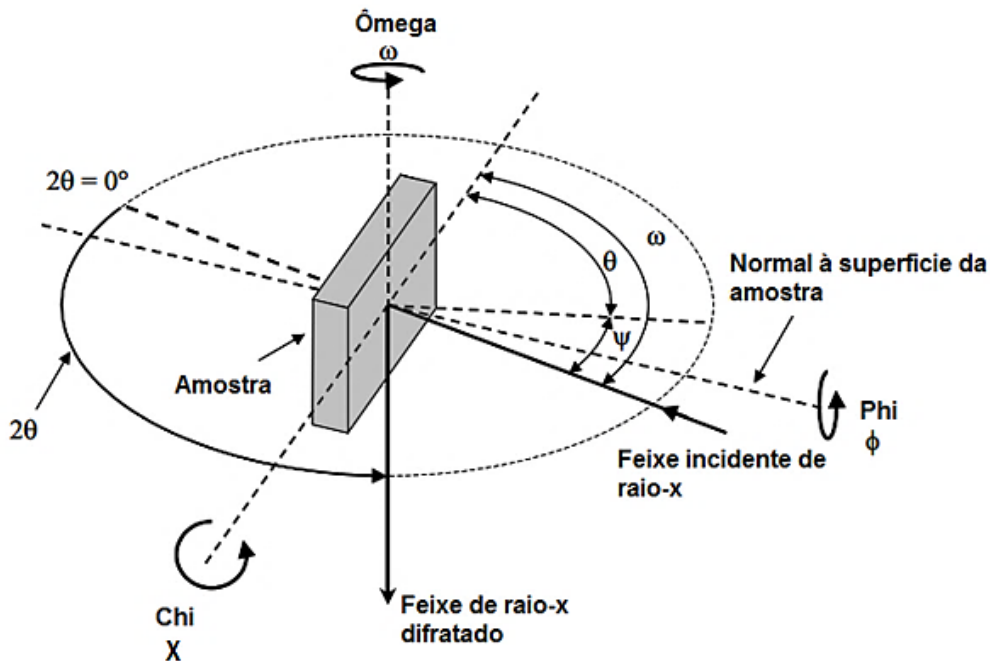
Fonte: (FITZPATRICK *et al.*, 2005)

Derivando e rearranjando a Equação (31) tem-se em (32) uma forma de encontrar um valor para a tensão σ_ϕ , sendo $\frac{\partial d_i}{\partial \sin^2 \psi}$ o coeficiente angular da reta descrita pela Equação (31).

$$\sigma_\phi = \frac{1}{d_n} \cdot \frac{E}{(1 + \nu)} \cdot \frac{\partial d_i}{\partial \sin^2 \psi} \quad (32)$$

Para essa forma de calcular a tensão residual, existem duas maneiras de realizar a variação do ângulo ψ . A Figura 32 representa de maneira esquemática o arranjo dos ângulos presentes em um difratômetro. É possível variar a posição de ψ inclinando a amostra ao redor do eixo ω ou ao redor do eixo χ , que dá origem ao nome dos métodos Ômega ou Chi de medição. A escolha do método depende do equipamento disponível e da geometria da amostra (FITZPATRICK *et al.*, 2005).

Figura 32. Configuração dos ângulos de um difratômetro de raios X



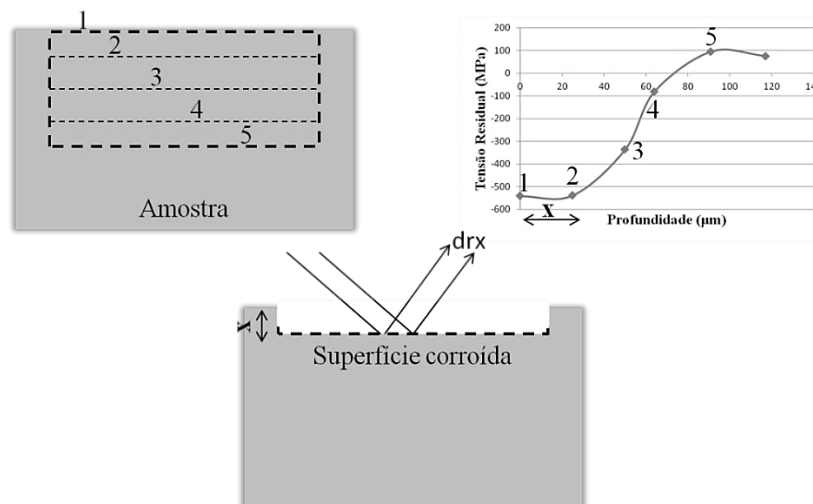
Fonte: (FITZPATRICK *et al.*, 2005)

Na norma ASTM E2860 – 12 “*Standard Test Method for Residual Stress Measurement by X-Ray Diffraction for Bearing Steels*”, são feitas recomendações para a medição de tensão residual através da difração de raios X em aços para rolamentos. É indicado que seja feita a medição para pelo menos sete inclinações de ψ , sejam essas no sentido positivo ou negativo (à esquerda de N_s na Figura 30 (b)). É possível usar valores positivos e negativos de ψ para construir um gráfico como da Figura 31.

Recomenda-se essa técnica quando deseja-se realizar diversas medidas e evitar inclinação excessiva do feixe de raios X, que pode ser difratada por outras partes da peça, causando erros de medida.

Para saber como a tensão residual distribui-se no interior do material é necessário realizar medições em camadas subsuperficiais da peça. Para isso é preciso remover pequenas porções de material, expondo a cada passo de remoção uma nova superfície, na qual uma nova medição deve ser feita. Os valores de tensão residual para cada profundidade correspondente irão compor um gráfico como representado da Figura 33. A remoção de material não deve incluir novas tensões no material, por isso é recomendado o uso de polimento eletrolítico ou ataque químico da superfície de interesse (ASTM E2860, 2012).

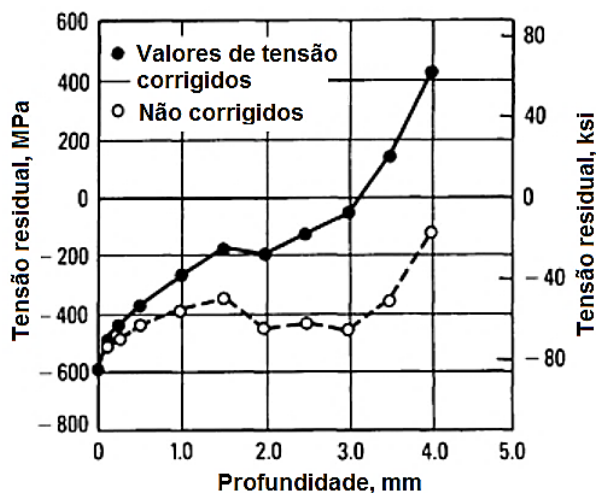
Figura 33. Construção de um perfil de tensão residual através da remoção química de material e da medição por difração de raios X



Fonte: Autoria própria

A remoção de grandes porções do material pode causar relaxação e consequente alteração do estado de tensões. Por isso, recomenda-se que dependendo da quantidade de material removida seja feita a correção do valor de tensão medido. A Figura 34 mostra a variação dos valores de um perfil de tensão residual que passou por correção de seus valores. Essa correção baseia-se nas Equações (25) e (26), realizando a integração da distribuição de tensões, medidas ao longo do material. Se a camada removida for pequena, ou os valores de tensão baixos, a correção não é necessária (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998).

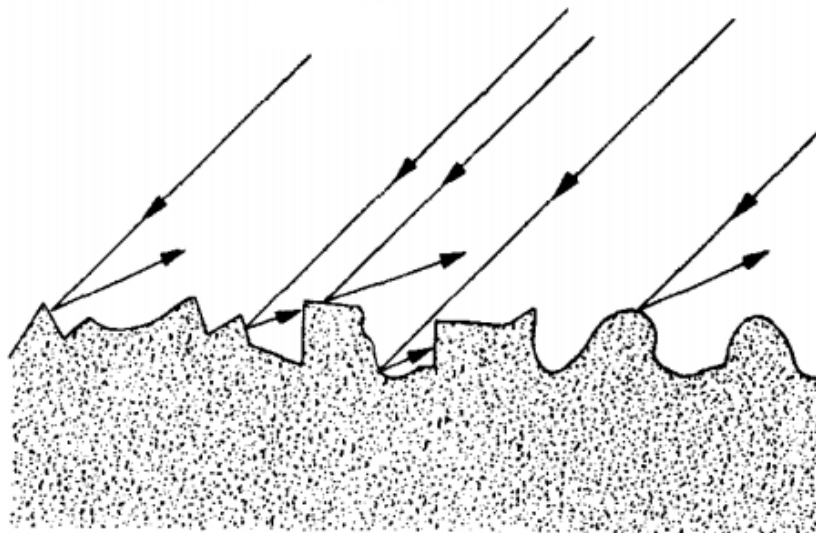
Figura 34. Perfis de tensão residual com e sem correção de seus valores para um aço AISI 1070 cementado



Fonte: (AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1998)

Outra variável a ser monitorada é a condição superficial da região medida. Essa deve estar limpa e de preferência, possuir baixa rugosidade. Os picos de rugosidade não estão sob o mesmo estado de tensão que o restante do material. Dependendo de sua altura pode, ainda, haver espalhamento do feixe de raios X incidido, causando erros de medição, como ilustra a Figura 35.

Figura 35. Difração de raios X em uma superfície com elevada rugosidade



Fonte: (CULLITY, 1978)

Para analisar a magnitude da penetração dos raios X frente a rugosidade da região medida é possível calcular a profundidade de penetração do feixe e comparar com os valores médios de rugosidade. Quando um feixe de raios X interage com um

material sua intensidade decresce exponencialmente conforme penetra na peça. A Equação (33) permite conhecer a espessura responsável por um determinado percentual do sinal de difração. Sendo a variável G_x responsável por determinar esse percentual. Por exemplo, empregando-se G_x igual a 0,90 se determinará de até qual profundidade vem 90% do sinal de difração. Caso a rugosidade possua um valor muito próximo ao da profundidade de penetração do feixe é recomendável mudar a forma de preparação da superfície, ou então alterar o ângulo de entrada do feixe de raios X incidente (CULLITY, 1978).

$$x = \left(\ln \frac{1}{1 - G_x} \right) \cdot \frac{1}{\mu} \cdot \frac{\text{sen} \gamma^* \cdot \text{sen} \beta}{\text{sen} \beta + \text{sen} \gamma^*} \quad (33)$$

Em que:

G_x – Fração da intensidade total difratada;

μ – Coeficiente de absorção do feixe de raios X incidente pelo material;

γ^* – Ângulo de entrada do feixe incidente;

β – Ângulo de saída do feixe difratado;

Por comodidade de cálculos a parcela $\ln \frac{1}{1 - G_x}$ da equação (33) pode ser representado no fator K_x e alguns de seus valores usuais são apresentados na Tabela 3.

Tabela 3 - Valores de K_x para diferentes frações de intensidade do feixe difratado

G_x	0,50	0,75	0,90	0,95	0,99	0,999
K_x	0,69	1,39	2,30	3,00	4,61	6,91

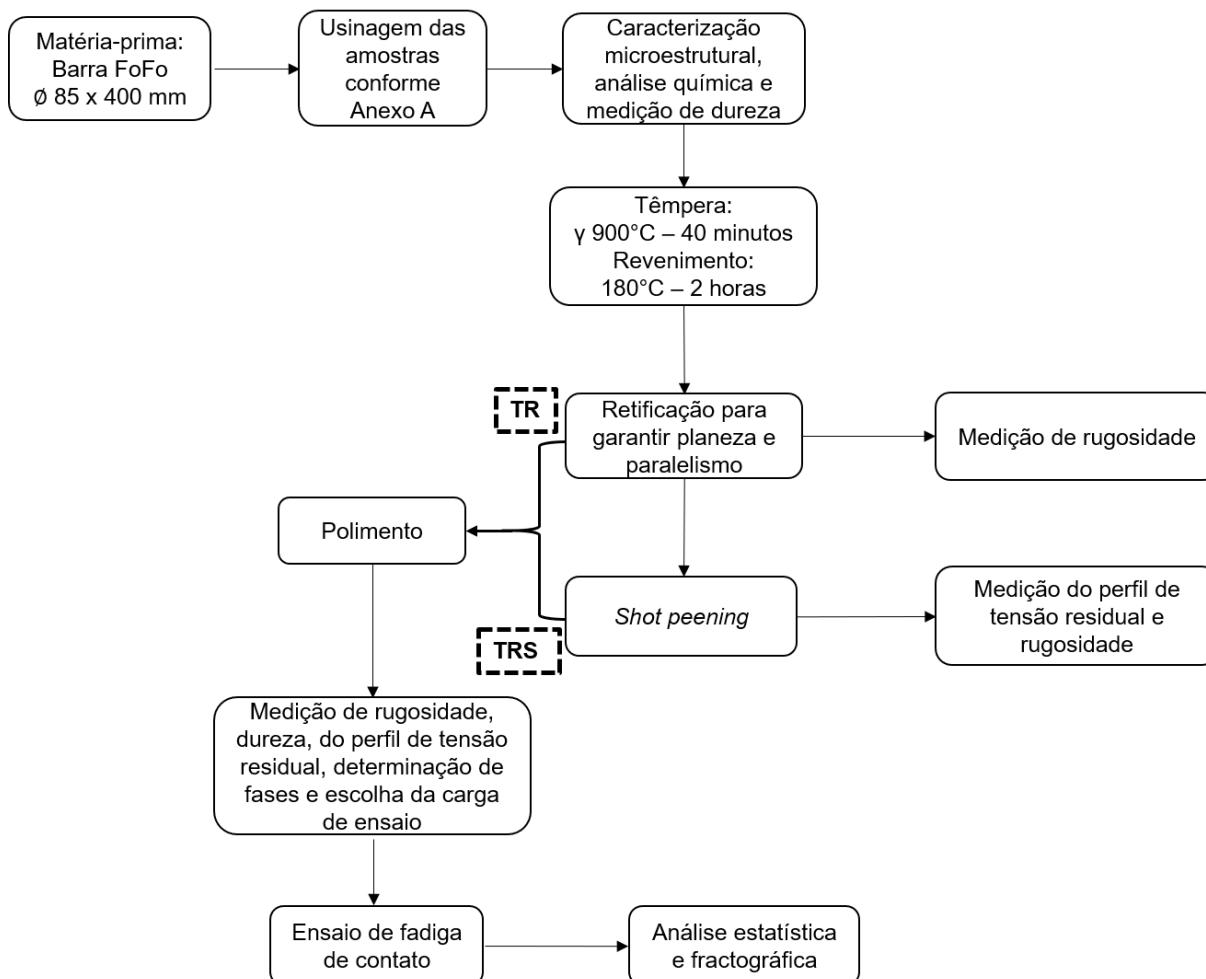
Fonte: (CULLITY, 1978)

Os parâmetros R_a e R_q de rugosidade, citados na subseção 2.3.1, podem ser empregados para essa avaliação.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A fim de atender ao objetivo proposto, foi usado o ensaio de fadiga de contato do tipo esfera sobre plano para avaliar dois conjuntos de corpos de prova de ferro fundido (FoFo) nodular: um grupo submetido à condição de têmpera e revenimento (TR) e outro grupo que, além da têmpera e do revenimento, recebeu o tratamento de *shot peening* (TRS). No fluxograma da Figura 36 são apresentados os ensaios e caracterizações realizadas durante o projeto. A seguir serão detalhados os parâmetros de ensaios e de caracterizações escolhidos.

Figura 36. Fluxograma de ensaios e caracterizações



Fonte: Autoria própria

3.1 Caracterização do material

O material utilizado para confecção das amostras foi uma barra de ferro fundido nodular, obtida por lingotamento contínuo. O material foi doado pela empresa

Tupy S/A, e possui composição química medida por espectroscopia de massa apresentada na Tabela 4, juntamente com o valor do carbono equivalente (CE). A composição química é similar à dos trabalhos de Neves (2007) e Wollmann (2017). O material foi caracterizado por microscopia ótica e medição de dureza, antes e depois do processo de têmpera. O microscópio ótico utilizado foi o Olympus BX51M e as medidas de dureza foram realizadas no equipamento EMCO-test M4C-G3 com indentador Vickers e carga de 50 kgf.

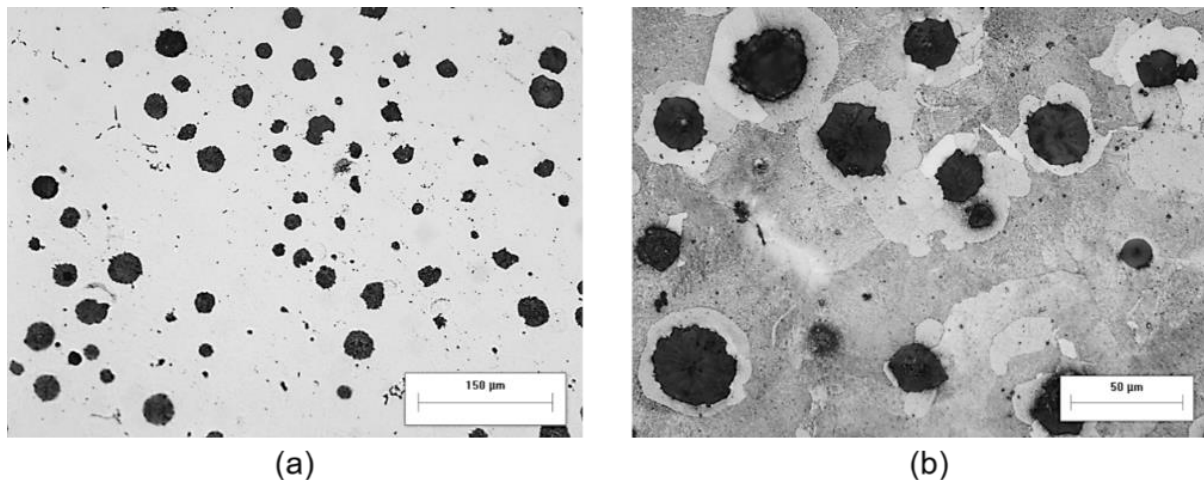
Tabela 4. Composição química do material

	C	Si	Mn	P	Cu	Mg	Cr	Ni	Ti	V	Nb	Mo	Fe	CE
%p	3,62	2,67	0,16	0,034	0,069	0,029	0,06	0,028	0,011	0,005	0,001	0,005	bal.	4,5

Fonte: Tupy S/A

A dureza do material em estado de fornecimento era de 250 ± 13 HV₅₀. Na Figura 37 (a) observa-se sua microestrutura sem ataque químico, e na Figura 37 (b) com ataque químico, revelando a matriz perlítica. A contagem das grafitas foi realizada segundo a norma NBR 6913:1990 com o auxílio do *software* Image Pro Plus. Foram analisadas quatro imagens de três amostras diferentes, utilizando-se uma ampliação de 200 vezes. A região escolhida para contagem foi a mais próxima possível da pista de rolamento dos corpos de prova. O valor encontrado foi de 210 ± 14 nódulos/mm², e o diâmetro médio dos nódulos de $20,5 \pm 0,9$ µm. A nodularidade das grafitas, segundo a norma ISO 942-1:2008, pertence à classe VI, e o tamanho dos nódulos à classe VII.

Figura 37. Material em estado de fornecimento, sem ataque químico (a) e com ataque químico (b)

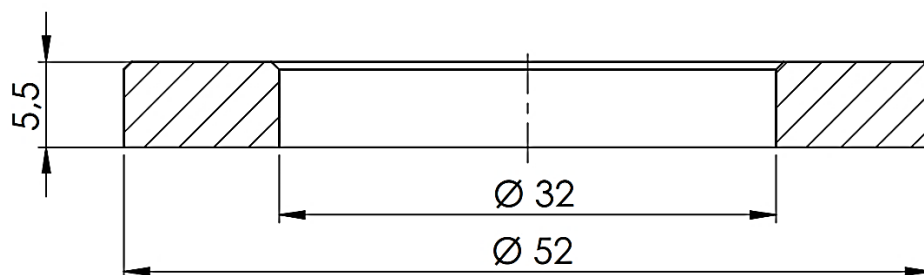


Fonte: Autoria própria

3.2 Obtenção dos corpos de prova

Os corpos de prova foram primeiramente torneados conforme o desenho de fabricação do Apêndice A, representados de maneira esquemática na Figura 38. Em seguida, foram temperados e revenidos, na empresa Temperapar Tratamento Térmico. A austenitização do material foi feita à 900°C durante 40 minutos, e o resfriamento em óleo. Após a têmpera foi feito um revenimento à 180°C por 2 horas. A baixa temperatura de revenimento foi escolhida para que não houvesse redução excessiva da dureza atingida durante a têmpera. A escolha desse tratamento térmico justifica-se pelo bom desempenho em fadiga de contato encontrado em materiais similares, que também possuíam matriz martensítica (DOMMARCO; JAUREGUIBERRY; SIKORA, 2006). Além disso, os estudos anteriores também utilizaram esse tratamento térmico em amostras de ferro fundido nodular (DAS NEVES *et al.*, 2007; WOLLMANN *et al.*, 2017).

Figura 38. Corpo de prova utilizado nos ensaios de fadiga de contato, dimensões em mm



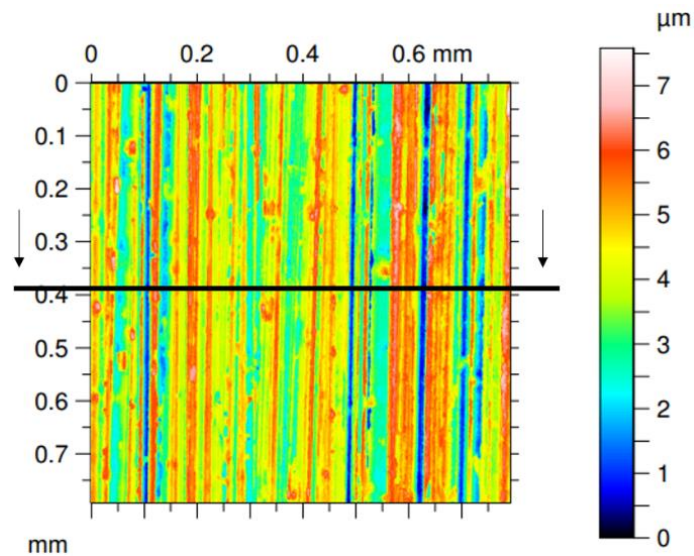
Fonte: Autoria própria

Após o tratamento térmico as peças foram retificadas para que suas faces superior e inferior se tornassem paralelas e planas. As amostras foram retificadas em ambos os lados até que a textura característica do torneamento fosse removida, e no lado que seria ensaiado foram removidos mais 0,3 mm. Durante a retificação foi utilizada refrigeração em abundância, evitando que houvesse aquecimento excessivo do material.

Todas as medidas de rugosidade foram realizadas no interferômetro de luz branca Taylor-Hobson CCI Lite. Medições foram realizadas em três momentos que podem ser visualizados na Figura 36: após a retificação, após o *shot peening* e após o polimento. As medidas foram realizadas em 2 amostras de cada processo, com áreas analisadas em duas regiões por amostras, totalizando 4 áreas para cada grupo.

Em todos os casos, a área de medição foi de aproximadamente $0,64 \text{ mm}^2$. O parâmetro S_{tr} foi escolhido como uma medida representativa de como textura do material poderia variar em uma área, indicando isotropia ou anisotropia. Os parâmetros R_a , R_q , R_{sk} e R_{ku} foram avaliados a partir de um corte da área medida. O corte para a amostra retificada é ilustrado na Figura 39 pela linha preta, resultando em um comprimento de medição de $0,7903 \text{ mm}$. Um filtro gaussiano foi utilizado para as análises, a fim de eliminar possíveis ondulações, empregando *cut-off* de $0,25 \text{ mm}$.

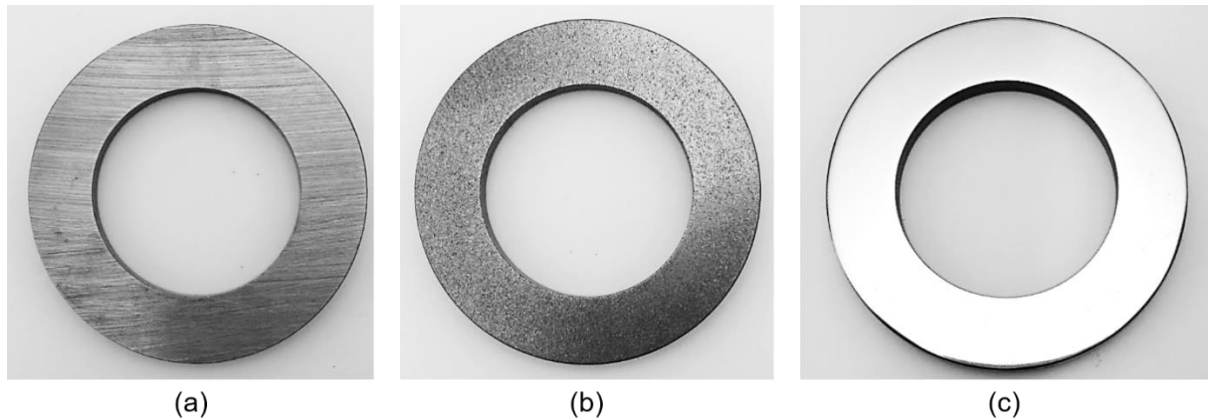
Figura 39. Área utilizada para a medição de rugosidade da amostra TR



Fonte: Autoria própria

Para facilitar a comparação da mudança de textura gerada pelos processos, todas as imagens das amostras são apresentadas na Figura 40, e todas as medidas de rugosidade na Tabela 5. Nas amostras retificadas, ilustradas na Figura 40 (a), houve formação de textura anisotrópica na superfície do material, representada pelo baixo valor de S_{tr} . Considerando a dispersão, a superfície possui um valor de R_{sk} próximo de zero e um valor de curtose igual a 3, podendo ser considerada uma superfície gaussiana. Os parâmetros de rugosidade das demais amostras serão comentados nas seções a seguir.

Figura 40. Amostra após o processo de retificação em (a) e após o *shot peening* em (b). Em (c) amostra polida após a preparação superficial



Fonte: Autoria própria

Tabela 5. Medidas de rugosidade após a retificação, o *shot peening* e o polimento

	Retificada		<i>Shot peening</i>		Polida	
	Média	DP	Média	DP	Média	DP
R_a (μm)	1	0,1	0,35	0,05	0,08	0,03
R_q (μm)	1,3	0,2	0,44	0,05	0,12	0,06
R_{sk}	-0,3	0,7	-0,7	0,4	-1,9	0,8
R_{ku}	3,1	1	3,7	0,8	8,6	2,7
S_{tr}	0,029	0,004	0,9	0,04	0,91	0,02

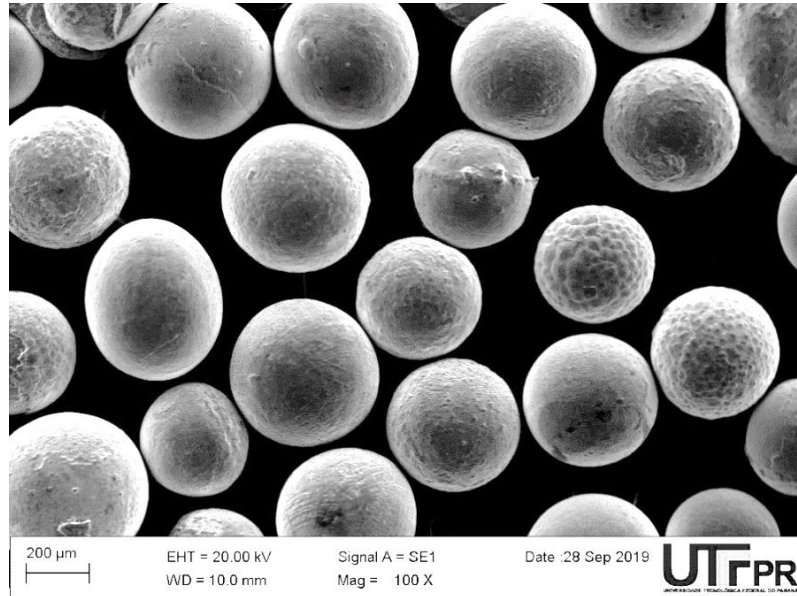
Fonte: Autoria própria

3.3 *Shot peening*

O tratamento escolhido foi baseado nos perfis de tensão residual construídos por Kouketsu (2017), durante seu trabalho de conclusão de curso. A fim de gerar um perfil com a maior extensão de tensões compressivas possível, foi escolhida a segunda combinação de parâmetros de jateamento, descritos na Tabela 2 como “condição 2”. Antes do processo de *shot peening* as amostras foram lixadas para que a textura característica do processo de retificação fosse removida. Foram utilizadas as lixas com granulometria 220, 320, 600 e 1200. O certificado do processo é apresentado no Anexo A e das granalhas utilizadas no Anexo B. A imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) das granalhas utilizadas no processo é apresentada na Figura 41. A imagem foi obtida pelo microscópio marca Zeiss, modelo EVO MA 15 do CMCM. Na Tabela 5 são apresentados os valores de rugosidade medidos para essas amostras. Nesse caso a superfície jateada apresenta isotropia, representada pelo valor de S_{tr} maior que 0,5. Assim como a amostra retificada a superfície jateada também apresenta distribuição aproximadamente gaussiana relativa à curtose, porém

possui maior profundidade de vales do que altura dos picos. A morfologia da superfície pode ser observada na Figura 40 (b). Após o processo as amostras passaram por difração de raios X para medição do perfil de tensões residuais.

Figura 41. Granalhas S170 utilizadas no jateamento das amostras



Fonte: Autoria própria

3.4 Polimento

Como explicado na subseção 2.3.2 a rugosidade gerada pelo processo de *shot peening* pode causar redução na vida em fadiga do material, como nos trabalhos de Vrbka *et al.* (2011) e Zammit (2018). A remoção de uma camada de 20 µm de espessura, de amostras submetidas ao *shot peening*, fora eficiente eliminar efeitos indesejados da alta rugosidade em ensaios de desgaste por deslizamento, realizados por Silva *et al.* (2019). Por isso decidiu-se polir as amostras de ambas condições, TR e TRS, antes do ensaio de fadiga de contato. Dessa forma, a rugosidade não seria diferente entre os grupos, não influenciando o desempenho do material. Na Figura 40 (a) é possível observar a amostra do grupo TR, e em (b) do grupo TRS, antes da preparação superficial. Após o polimento todas as peças passaram a apresentar a superfície observada na Figura 40 (c).

Ainda que essa preparação da superfície tenha sido tratada por polimento, não seria possível remover uma camada do material apenas por esse processo. Portanto, primeiramente as amostras foram lixadas, como em uma preparação metalográfica, porém movimentando a amostra sobre a lixa, de forma a evitar a formação de texturas

anisotrópicas. Sabe-se que tanto o lixamento como o polimento podem introduzir tensões residuais na superfície do material. Entretanto, a medição dos perfis de tensão residual foi realizada após o polimento.

As amostras do primeiro grupo, TR, foram lixadas em lixa de granulometria 220 até que a textura característica da retificação fosse removida. Em sequência a amostra foi lixada com as lixas 320, 600 e 1200. Por fim um polimento em alumina de granulometria 50 nm foi realizado.

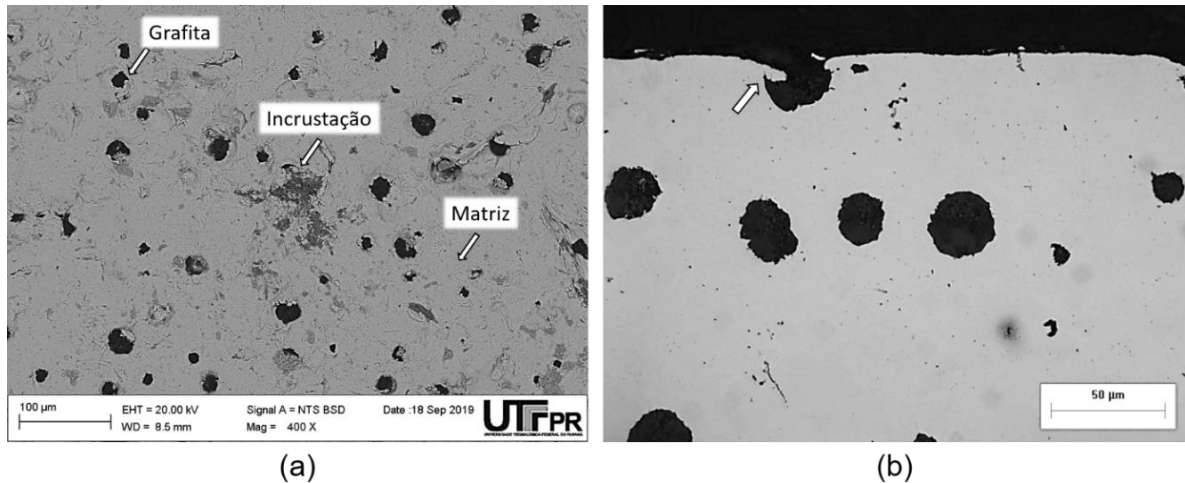
Para o grupo submetido ao processo de *shot peening*, a preparação da superfície não poderia ser feita sem que houvesse controle da quantidade de material removida, para preservar a camada sob compressão. Entretanto, o processo de jateamento pode gerar incrustações das granalhas na superfície da peça, o que já havia sido observado por Melo e Nunes (2013). Caso essas incrustações não fossem removidas poderiam agir como concentradores de tensão, favorecendo a nucleação de trincas superficiais na fadiga de contato.

Uma das amostras foi levada ao microscópio eletrônico de varredura para ter sua superfície analisada. Na Figura 42 (a) observa-se a matriz metálica do material, com grafitas dispersas e uma região de coloração diferente, onde há incrustação. A imagem foi obtida usando o detector de elétrons retroespalhados. Realizando uma avaliação de espectroscopia por energia dispersiva de raios X (EDS), é possível saber de forma qualitativa, quais elementos compõem os pontos analisados. O resultado da análise para a matriz e para a incrustação é apresentado na Tabela 6. A grande quantidade de oxigênio encontrada é proveniente do óxido de ferro, presente na superfície das granalhas, resultante de seu processo de obtenção. Em alguns casos utiliza-se óxido de alumínio (Al_2O_3) como material abrasivo para o jateamento. Acredita-se que o equipamento empregado no processo também opere com esse abrasivo, o que justifica a presença do alumínio na região analisada.

Além da incrustação é comum que haja remoção das grafitas e deformação do material metálico que encontra-se ao seu redor, como ilustra a Figura 42 (b) que é um corte da seção transversal da amostra TRS. Isso é resultado do impacto das granalhas nas grafitas, material que apresenta dureza muito baixa. Decidiu-se remover por lixamento uma região de 30 μm de material, suficiente para eliminar as incrustações

e as deformações próximas às grafitas. O procedimento de lixamento e polimento foi igual ao empregado no grupo TR, porém a remoção de material foi controlada com o uso de um micrômetro.

Figura 42. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da superfície da amostra TRS (a) e microscopia ótica de sua seção transversal (b) antes do polimento



Fonte: Autoria própria

Tabela 6. Composição química aproximada das incrustações na amostra TRS

Elementos (%p)	C	O	Al	Si	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe
Matriz	4,70			3,26					92,04
Incrustação	6,23	42,02	4,49	1,05	0,52	0,37	0,23	0,29	44,79

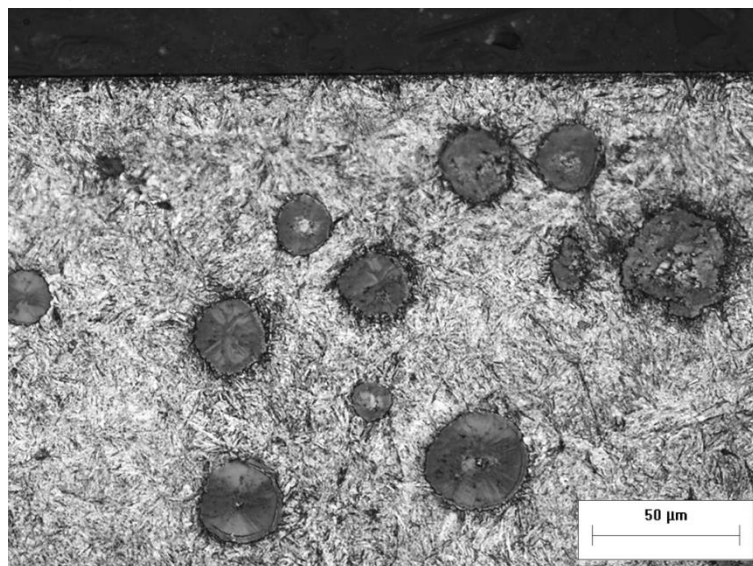
Fonte: Autoria própria

Por fim, todas as amostras foram lixadas e polidas antes do ensaio de fadiga de contato, a rugosidade após a preparação superficial é apresentada na Tabela 5. Nota-se que a textura formada é isotrópica e que houve redução dos parâmetros médios de rugosidade, R_a e R_q .

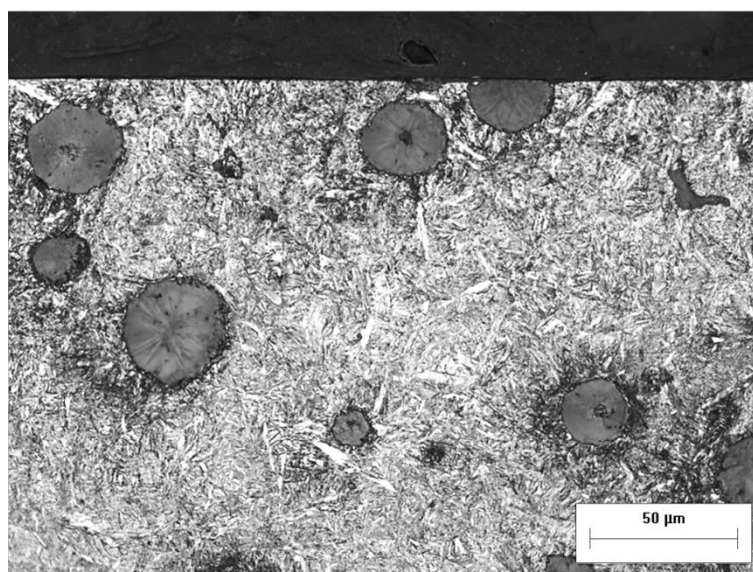
A microestrutura das seções transversais das amostras foi analisada por microscopia ótica. Na Figura 43 (a) é possível observar a seção transversal da amostra TR e em (b) da amostra TRS após o polimento. Não foram encontradas diferenças de microestrutura, em ambas observam-se grafitas dispersas na matriz martensítica. As amostras ainda passaram por medição dos perfis de tensão residual e de microdureza. As medidas de microdureza foram efetuadas no microdurômetro Shimadzu HMV-2 com carga de ensaio de 50 gf. Também foi realizada a determinação de fases por difratometria de raios X, no difratômetro Shimadzu XRD6100 do Instituto Federal do Paraná, *campus* Paranaguá. Para essa análise, a

fonte geradora de raios X escolhida foi a de Cu-K α , a corrente 20 mA e a tensão 30 kV, a velocidade de varredura 1°/min e a faixa de varredura de 20 até 90 graus.

Figura 43. Seção transversal das amostras TR (a) e TRS (b) após o polimento



(a)



(b)

Fonte: Autoria própria

3.5 Perfis de tensão residual

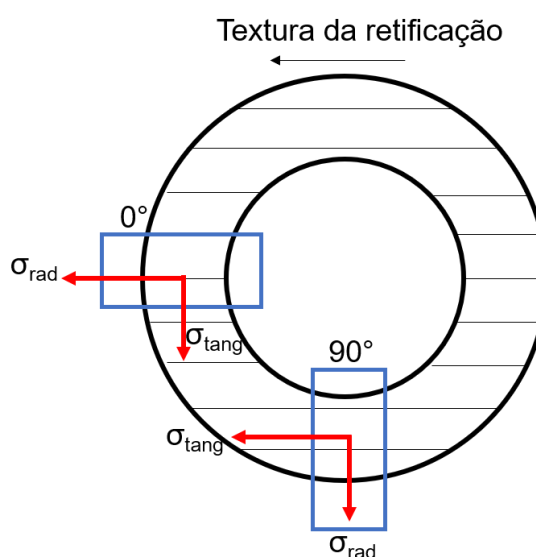
Perfis de tensão residual foram obtidos para ambas condições de ensaio, TR e TRS. A remoção das camadas para medição do perfil foi feita por ataque químico, utilizando uma solução de 50% ácido nítrico e 50% água destilada. O procedimento foi baseado no trabalho de Grabarski e Weigert (2015). Uma área de aproximadamente 6 x 10 mm foi submetida a corrosão por uma pequena quantidade

de solução ácida. As regiões que não deveriam sofrer corrosão foram protegidas com papel *contact* e esmalte. A quantidade de material removida foi medida com um micrômetro. As medições foram realizadas no difratômetro Shimadzu XRD-7000 do CMCM.

As amostras do grupo TR, tiveram duas regiões distintas medidas, baseadas nas linhas deixadas pelo processo de retificação. Em uma posição alinhou-se o feixe de raios X em 0° com as linhas e em outra 90° , como ilustra a Figura 44. Antes do polimento a direção das linhas foi gravada no verso da amostra, já que essas seriam removidas pelo polimento. Em ambas as posições foram realizadas medidas radiais e tangenciais.

Para as amostras que passaram por *shot peening*, apenas uma posição foi medida, já que esse tratamento gera textura isotrópica na superfície do material e tensões uniformes (GALLITELLI *et al.*, 2016). Porém as medições foram realizadas antes e depois da preparação superficial. Todas as tensões medidas são paralelas à superfície do material.

Figura 44. Regiões escolhidas para medição da tensão residual nas amostras que passaram por retificação



Fonte: Autoria própria

A Tabela 7 traz os parâmetros utilizados nas medições, recomendados pela norma ASTM E2860:2012. O ângulo ψ foi variado para o sentido positivo e negativo. Isso é conseguido quando a amostra é rotacionada 180° da sua posição inicial. Na Figura 32 isso significaria rotacionar a amostra ao redor do eixo ϕ . A tensão residual

foi calculada pelo método $\text{sen}^2\psi$. O alvo utilizado para a geração dos raios X foi o de cromo, comumente empregado para medição de tensão residual. O ângulo 2θ de interesse localiza-se em 156° , correspondente ao plano (211) do ferro para um aço de rolamento AISI 52100. Por isso a faixa de 152 até 160° foi escolhida. Sempre observando para que o pico fosse completamente desenhado dentro desse intervalo, com a intensidade iniciando no nível do *background* à esquerda do pico e alcançando novamente o *background* à sua direita.

Tabela 7. Parâmetros utilizados para a medição de tensão residual

Radiação	Cr-K α
Tensão	40kV
Corrente	30mA
Velocidade de Varredura	1,8 $^\circ$ /min
Modo de movimento	ψ constante
Faixa de varredura	152 $^\circ$ -160 $^\circ$
Variação do ângulo ψ	0 $^\circ$, 9 $^\circ$, 18 $^\circ$, 27 $^\circ$, 36 $^\circ$, 45 $^\circ$ 0 $^\circ$, -9 $^\circ$, -18 $^\circ$, -27 $^\circ$, -36 $^\circ$, -45 $^\circ$
Coefficiente de absorção μ	890,1 cm $^{-1}$ (CULLITY, 1978)

Fonte: Autoria própria

A rugosidade das regiões que passaram por corrosão química para permitir a medição dos perfis de tensão residual também foi medida. Com o objetivo de compreender se a rugosidade dessas regiões poderia causar medidas não confiáveis de tensão residual, como explicado na subseção 2.4.1. A profundidade de penetração de raios X foi calculada e é apresentada na Tabela 8. Os valores de rugosidade dessas regiões são apresentados na Tabela 9. Entende-se que o valor de tensão residual medido é confiável, pois os valores de rugosidade R_a e R_q , são menores que a profundidade de penetração do feixe.

Tabela 8 - Profundidade de penetração do feixe de raios X para os parâmetros de difração escolhidos, considerando 95% de difração.

Ângulo ψ	0$^\circ$	9$^\circ$	18$^\circ$	27$^\circ$	36$^\circ$	45$^\circ$
Ângulo γ	78 $^\circ$	87 $^\circ$	96 $^\circ$	105 $^\circ$	114 $^\circ$	123 $^\circ$
Ângulo β	78 $^\circ$	69 $^\circ$	60 $^\circ$	51 $^\circ$	42 $^\circ$	33 $^\circ$
Penetração dos raios X (μm)	16,6	16,3	15,6	14,5	13,0	11,1

Fonte: Autoria própria

Tabela 9. Parâmetros de rugosidade das regiões corroídas dos perfis de tensão residual

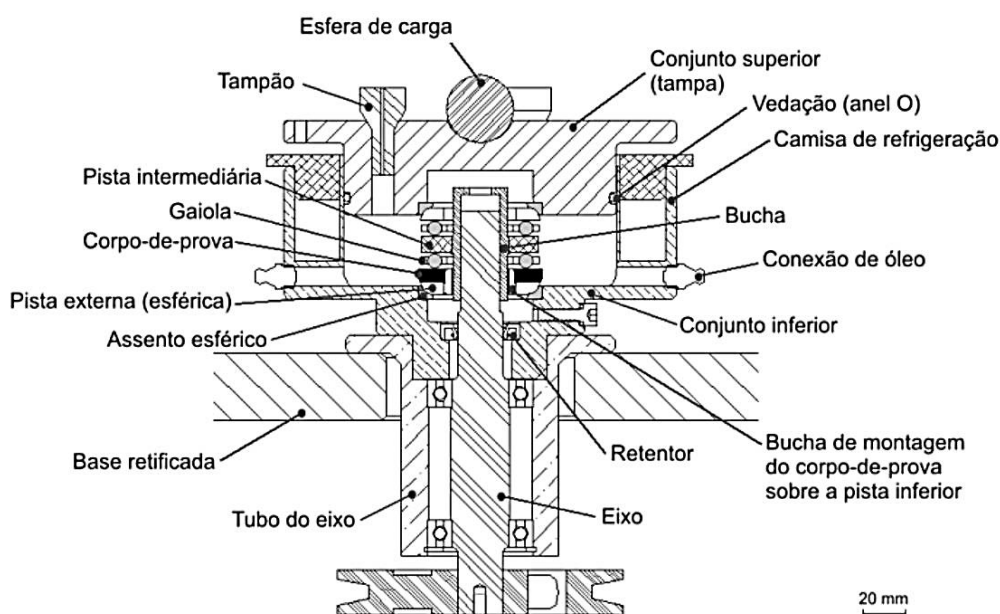
	Média	DP
R_a (μm)	2,8	0,6
R_q (μm)	3,7	0,8

Fonte: Autoria própria

3.6 Ensaios de fadiga de contato

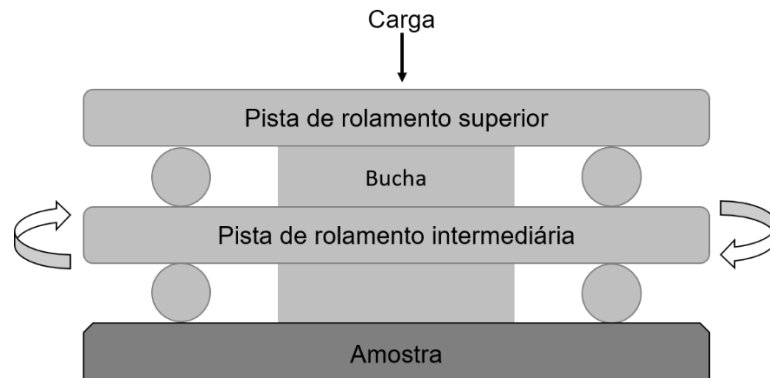
Os ensaios foram realizados na máquina de fadiga de contato do Laboratório de Superfície e Contato (LASC) da UTFPR, ilustrada na Figura 45. Esse equipamento também foi utilizado nos projetos de Wollmann *et al.* (2017) e Melo e Nunes (2013). O tribossistema do ensaio é apresentado na Figura 46. A pista inferior de um rolamento axial é substituída por uma amostra com o formato especificado no Apêndice A. O rolamento utilizado foi fabricado pela empresa NSK e possui código 54206. A pista intermediária está conectada ao eixo de um motor elétrico por uma bucha, e rotaciona em mesma velocidade e sentido que esse, movimentando as esferas que são alojadas em gaiolas. Há uma pista superior de rolamento, que conecta o conjunto à tampa, onde a carga é aplicada. Esse rolamento fica no interior de uma câmara, que pode ser preenchida com lubrificante, nesse caso óleo mineral. O ensaio é feito sob temperatura controlada, através de uma camisa d'água ao redor da câmara de ensaio. O sistema de aplicação de carga é feito por meio de um braço apoiado a tampa, ilustrado pela Figura 47. Nesse sistema, o peso da tampa da câmara de ensaio e do braço de carga devem ser considerados.

Figura 45. Detalhe da câmara de ensaio da máquina de fadiga de contato do LASC – UTFPR



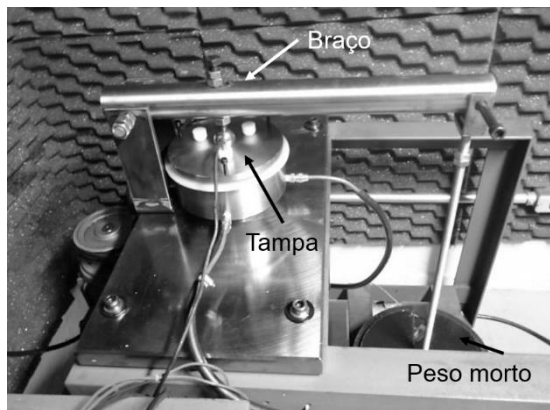
Fonte: (NEVES, 2006)

Figura 46. Tribossistema do ensaio de fadiga de contato de rolamento

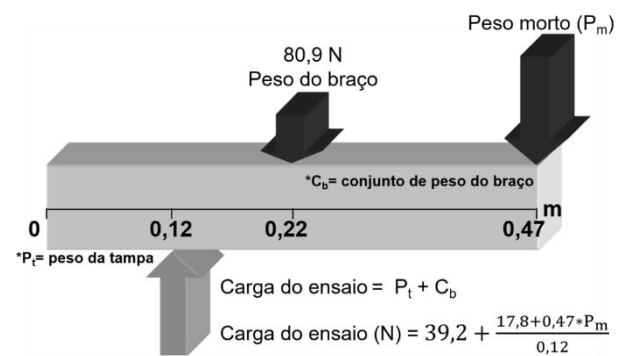


Fonte: Autoria própria

Figura 47. Máquina de fadiga de contato em (a) e sistema de aplicação de carga em (b)



(a)



(b)

Fonte: (WOLLMANN, 2012)

Alguns parâmetros de ensaio foram mantidos iguais aos dos trabalhos de Wollmann *et al.* (2017) e Melo e Nunes (2013), apresentados na Tabela 10. Foram utilizadas esferas comerciais para rolamentos, do aço AISI 52100. Entretanto, a carga só pôde ser definida após a obtenção do perfil de tensão residual das amostras submetidas ao *shot peening* e que haviam passado por preparação superficial. A localização dos pontos de máxima tensão cisalhante, calculados pela Equação (8) e (9), deveriam estar dentro do campo de tensão residual compressiva do material.

Em análise de vida do material é desejável que se conheça o tempo onde ocorreu a falha com a maior precisão possível. Para auxiliar a detecção do momento da falha um acelerômetro foi colado na tampa da câmara de ensaios, como destacado

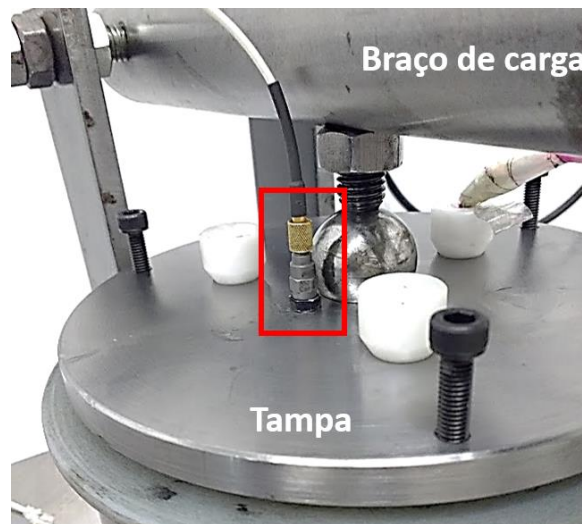
pelo retângulo na Figura 48, possibilitando a aquisição do sinal de aceleração dessa. Alterações na intensidade do sinal adquirido poderiam indicar o momento da falha, que seria confirmada por inspeção visual. O acelerômetro utilizado foi o modelo 352C68 da marca PCB Piezotronics e o sinal exibido pelo *software* Audacity.

Tabela 10. Parâmetros de ensaio de fadiga de contato

Lubrificante	SAE 90 API GL5
Temperatura do lubrificante	50°C
Diâmetro da esfera	7,938 mm
Velocidade de rotação do motor	1700 rpm

Fonte: Autoria própria

Figura 48. Acelerômetro, destacado pelo retângulo em vermelho, colado à tampa da câmara de ensaios de fadiga de contato



Fonte: Autoria própria

3.7 Análise estatística

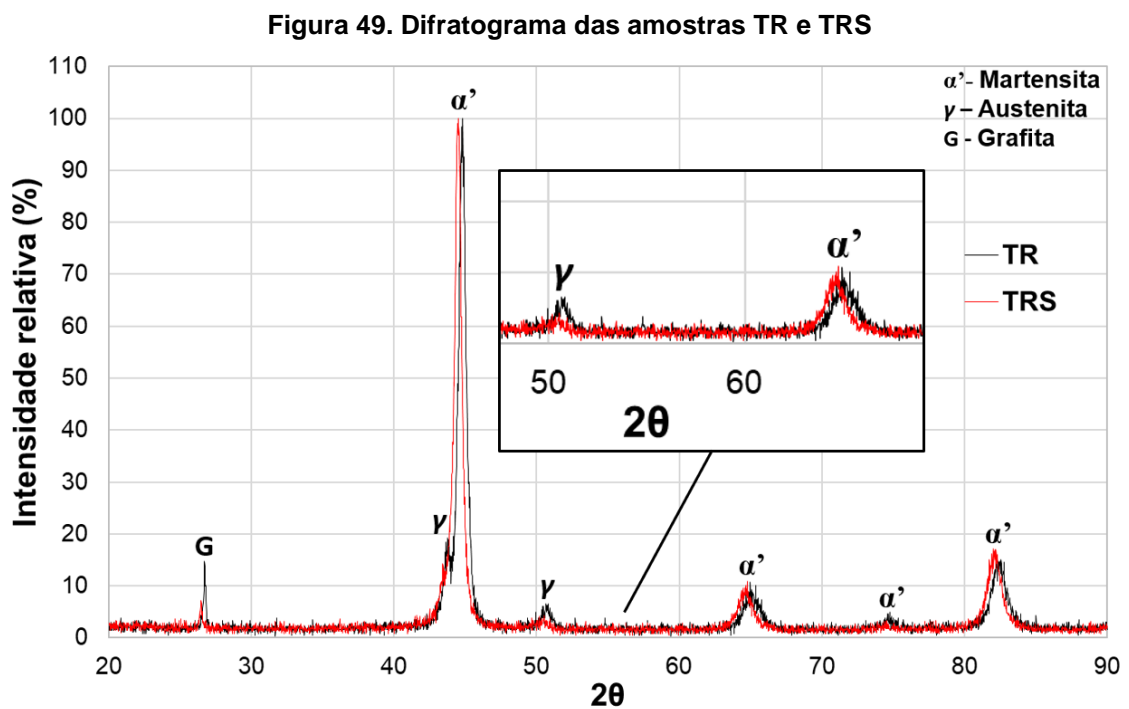
A distribuição de Weibull foi empregada para analisar a vida em fadiga de ambos os grupos de amostras. As distribuições de probabilidade foram calculadas usando o *software* Weibull++. Foram utilizadas $n=5$ amostras para cada curva. Calculando o coeficiente de correlação crítico para esse tamanho de amostra pela Equação (18) tem-se que $R^2_{0,05}=0,81$. O coeficiente de correlação R^2 de cada curva deverá ser maior ou igual que $R^2_{0,05}$. Para distribuições com $n < 20$ recomenda-se a construção da curva utilizando o método da regressão em x (ABERNETHY, 2006). O uso do intervalo de confiança é fundamental para a análise de vida do material, principalmente em grupos pequenos de amostras, como o escolhido. O intervalo de confiança mostra um intervalo plausível de variação que o valor do parâmetro de interesse pode assumir.

O *software* recomenda o uso da razão de verossimilhança para o cálculo do intervalo de confiança de amostras pequenas (RELIASOFT, 2015).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Determinação de fases

Uma amostra de cada grupo, TR e TRS, passou por difração de raios X para a determinação das fases presentes no material, após o polimento. O difratograma do material é apresentado na Figura 49. Não há grande alteração nas fases presentes em função do tratamento, apenas uma pequena redução do pico correspondente à austenita retida (γ), em destaque na Figura. Isso acontece pois o processo de *shot peening* pode causar a transformação da austenita retida em martensita (α') através da deformação desses grãos. A determinação de fases é uma análise qualitativa, não é possível afirmar o quanto de austenita retida havia nos materiais e se a diferença entre eles era significativa.

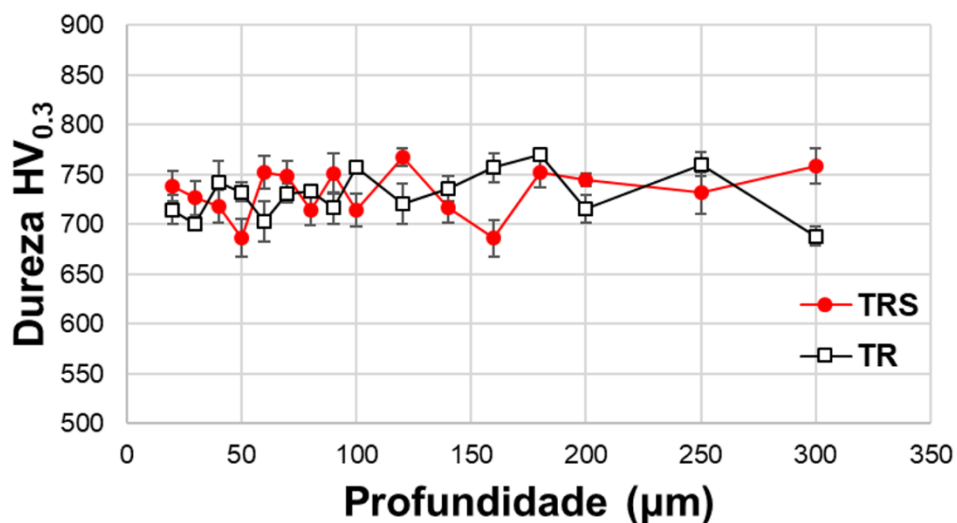


Fonte: Autoria própria

Apesar da possível redução da quantidade de austenita retida não nota-se mudança na dureza do material. Medições de dureza realizadas no topo das amostras apresentam valores de 607 ± 14 HV₅₀ para o grupo TR, e 630 ± 25 HV₅₀ para o grupo TRS. Caso houvesse aumento significativo na quantidade de martensita, como consequência da transformação da austenita retida, seria esperado que houvesse aumento da dureza na superfície do material. No gráfico da Figura 50 são

apresentados os perfis de microdureza das amostras TR e TRS que passaram por polimento. As variações encontradas são esperadas para esse material, ainda que se evite realizar as medições sobre as grafitas é possível que nódulos subsuperficiais causem queda nos valores medidos. Percebe-se que não há diferença nos valores de dureza entre os grupos. Também é possível observar para a amostra TRS que não há aumento de dureza na superfície do material. O que reforça a hipótese de que a quantidade de fase transformada é pequena, não alterando as propriedades mecânicas do material.

Figura 50. Perfil de microdureza da amostra submetida ao *shot peening* e ao polimento



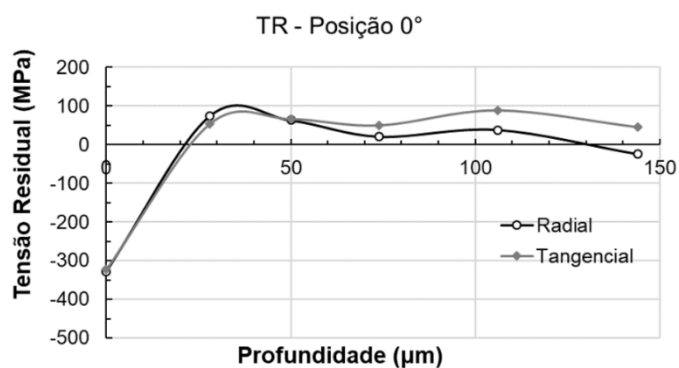
Fonte: Autoria própria

4.2 Perfis de tensão residual

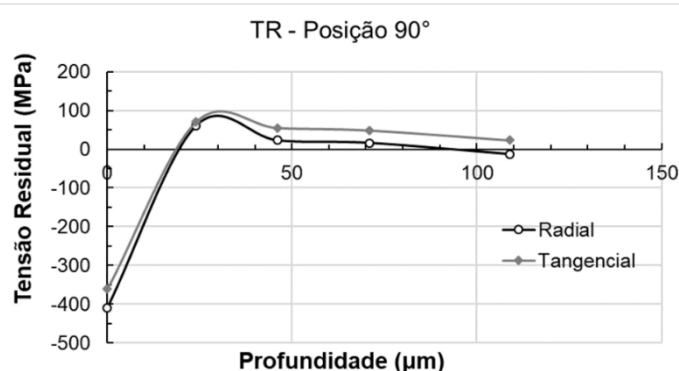
4.2.1 Amostra retificada

Com o intuito de saber qual era o campo de tensões residuais das amostras que seriam ensaiadas, decidiu-se realizar a medição na amostra TR, após o polimento e o perfil é apresentado na Figura 51. As medidas foram realizadas até que a tensão residual apresentasse valores próximos de zero. Os números “0” ou “90” referem-se à posição em que a tensão foi medida, como explicado na Figura 44. É possível observar que os valores de tensão residual na superfície são compressivos, assim como na “retífica branda” da Figura 15. Porém, em seu interior, valores de tensão trativa são encontrados.

Figura 51. Perfis de tensão residual das amostras que passaram por retificação. Amostra TR medida com o feixe alinhado 0° (a) e 90° (b) com as linhas de retificação



(a)



(b)

Fonte: Autoria própria

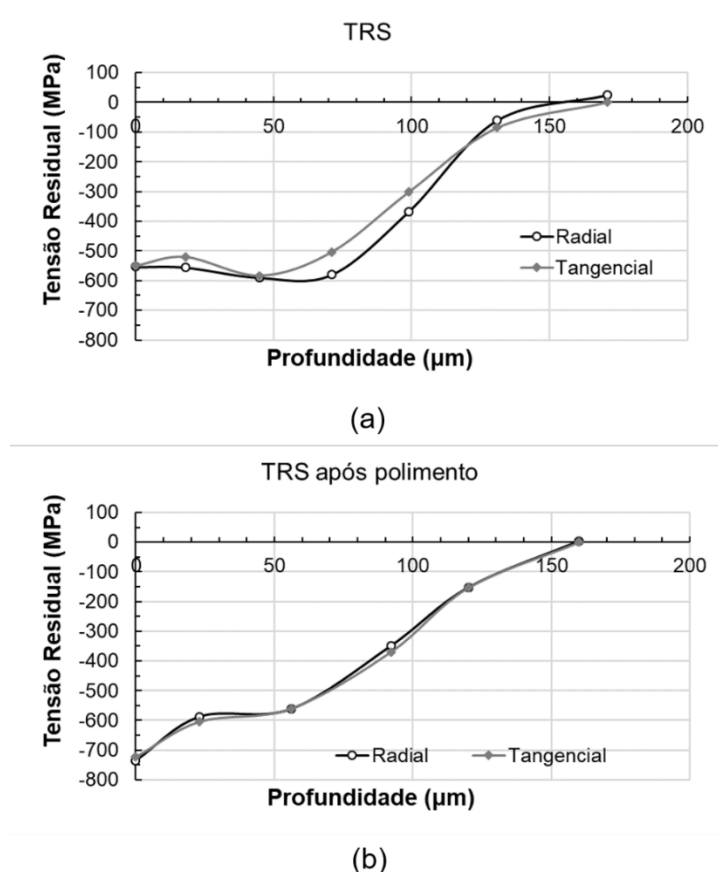
4.2.2 Amostras submetidas ao *shot peening*

Uma amostra, submetida ao processo de *shot peening* (TRS), foi escolhida para passar pelo processo de medição do perfil de tensão residual. O perfil medido é apresentado na Figura 52 (a). É possível observar que este apresenta o formato esperado para esse tratamento, como ilustrado na Figura 16 e na Figura 21. Nota-se diferença nos valores de tensão e profundidade quando comparado aos valores encontrados por Kouketsu (2017), o que pode ser atribuído à diferenças de composição química ou de propriedades mecânicas dos materiais. Também observa-se que não há grande variação entre as medidas radiais e tangenciais da peça, como esperado para o tratamento (GALLITELLI *et al.*, 2016).

Na Figura 52 (b) o é apresentado o perfil de tensão residual da mesma amostra após ser submetida ao polimento. Não foi causada grande variação das tensões residuais existentes, porém o processo de polimento introduziu maiores tensões

compressivas na superfície do material. Na subsuperfície houve leve mudança nos valores, notando-se pequena redução desses, principalmente na direção radial.

Figura 52. Perfil de tensão residual das amostras temperadas, revenidas e submetidas ao *shot peening* (TRS) antes (a) e depois (b) do polimento



Fonte: Autoria própria

4.3 Carga do ensaio de fadiga de contato de rolamento

A etapa de escolha da carga do ensaio só foi possível após as medições dos perfis de tensão residual. Era necessário que o ponto de máxima tensão cisalhante estivesse contido no campo de tensões residuais compressivas causado pelo *sp*. Ainda que se desejasse manter a maior parte dos parâmetros de ensaio iguais aos dos trabalhos anteriores não foi possível utilizar a mesma carga. Nos trabalhos de Wollmann *et al.* (2017) e Melo e Nunes (2013) a pressão máxima era $p_0 = 3,6$ GPa, causada por uma carga normal de 1145 N, que levava a máxima tensão cisalhante a uma profundidade de 108 µm. Esse valor não foi utilizado no presente projeto pois era desejável que o ponto de máxima tensão cisalhante estivesse em regiões onde houvesse maior intensidade da tensão residual compressiva, ilustrada no gráfico da Figura 52 (b).

Porém, ao diminuir excessivamente a carga de ensaio também era possível que essa passasse a estar contida logo abaixo da superfície do material. Na subseção 2.1.4 é descrito o mecanismo de propagação de trincas das grafitas contidas nessa região. Decidiu-se por evitar cargas que levassem o ponto de máxima tensão cisalhante até regiões menores que 50 μm de profundidade. Dessa forma também foi possível evitar a região com maiores tensões trativas das amostras TR, presentes nos gráficos da Figura 51.

Por fim, decidiu-se utilizar o valor de 430,5 N de carga normal no ensaio. O que levou o ponto de máxima tensão cisalhante a localização de 65 μm na subsuperfície do material. Como a máxima tensão cisalhante ortogonal ocorre em regiões menos profundas que a tensão principal, ela também estaria localizada dentro do campo de tensão compressiva. Outro parâmetro modificado em relação aos trabalhos anteriores foi o número de esferas, que passou para cinco, em consequência da carga escolhida. Alguns parâmetros do ensaio foram apresentados na Tabela 10, os demais, que dependiam da escolha da carga são apresentados na Tabela 11. As equações propostas por Hertz foram utilizadas para calcular as tensões resultantes do contato. Entende-se que essa é uma simplificação, já que as equações propostas não incluem o movimento relativo entre os corpos. Porém, para baixos valores do coeficiente de atrito, como no caso dos rolamentos, as tensões de contato são apenas minimamente alteradas (BORESI; SCHMIDT, 2002). Em trabalhos anteriores o ponto de início das falhas apresentou boa concordância com os valores calculados através dessas equações (DAS NEVES *et al.*, 2007; WOLLMANN *et al.*, 2017).

Para o cálculo do módulo de elasticidade combinado o coeficiente de Poisson e o módulo de elasticidade da esfera usados foram de 0,3 e 210 GPa, e do plano 0,29 e 165 GPa, respectivamente. A carga crítica calculada foi para a medida de dureza de $607 \pm 14 \text{ HV}_{50}$. A carga por esfera não excede a carga crítica, ou seja, não há deformação plástica durante o ensaio. Maiores detalhes sobre o cálculo do parâmetro de filme são apresentados do Apêndice B.

Com o objetivo de facilitar a visualização da localização do ponto de máxima tensão cisalhante e do campo de tensões residuais existentes, na Figura 53 (a) e (b) o ponto z_c foi destacado para a amostra TR. Observa-se que há tensão levemente trativa na região destacada, com valores iguais ou menores que 50 MPa. Isso também

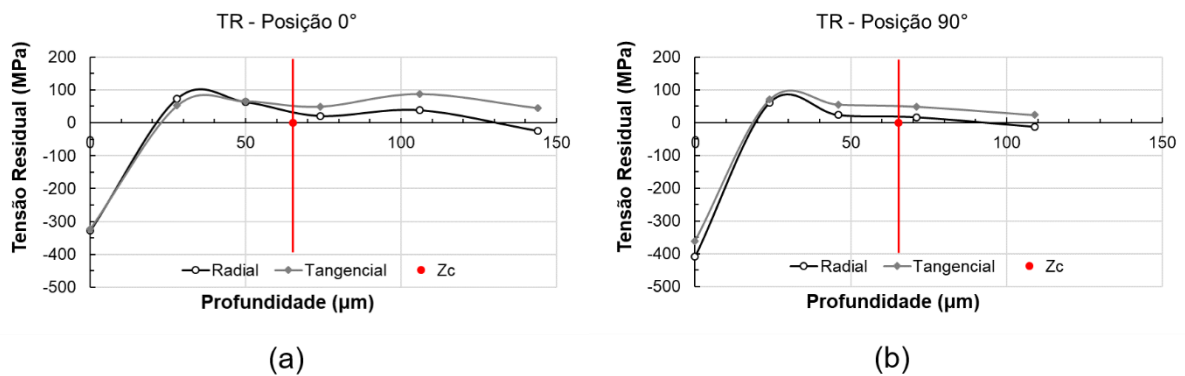
foi feito para a amostra TRS na Figura 54, onde cerca de 520 MPa de compressão são encontrados.

Tabela 11. Condições de carregamento do ensaio de fadiga

Carga total	430,5 (N)	
Número de esferas	5	
Carga por esfera	86,1 (N)	
Raio reduzido de curvatura – R'	3,975 (mm)	Equação (1)
Módulo de elasticidade combinado – E^*	101,2 (GPa)	Equação (2)
Raio da área de contato – a	136 (μm)	Equação (3)
Pressão máxima – p_0	2,2 (GPa)	Equação (4)
Localização da máxima tensão cisalhante – z_c	65 (μm)	Equação (8)
Localização da máxima tensão cisalhante ortogonal – z_0	48 (μm)	Equação (9)
Carga crítica – W_c	315 (N)	Equação (14)
Frequência de carregamento	71 Hz	
Parâmetro de filme – λ	1	Equação (17)

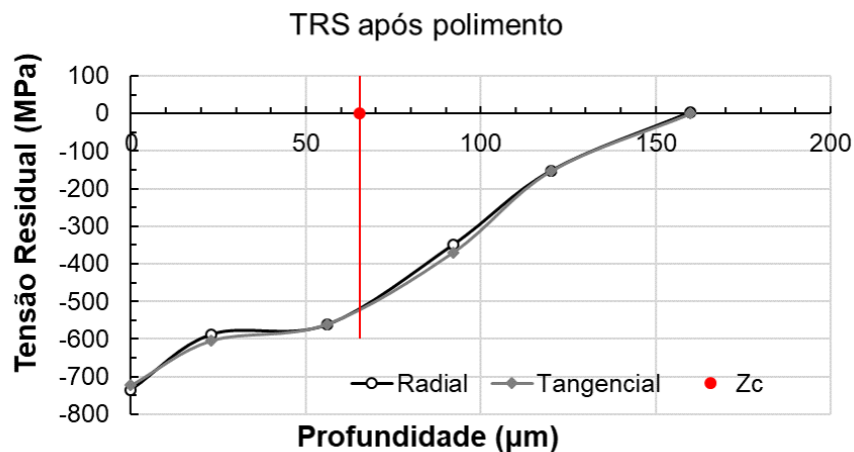
Fonte: Autoria própria

Figura 53. Ponto onde localiza-se a máxima tensão cisalhante resultante do ensaio de fadiga de contato e campo de tensão residual das amostras TR



Fonte: Autoria própria

Figura 54. Ponto onde localiza-se a máxima tensão cisalhante resultante do ensaio de fadiga de contato e campo de tensão residual das amostras TRS

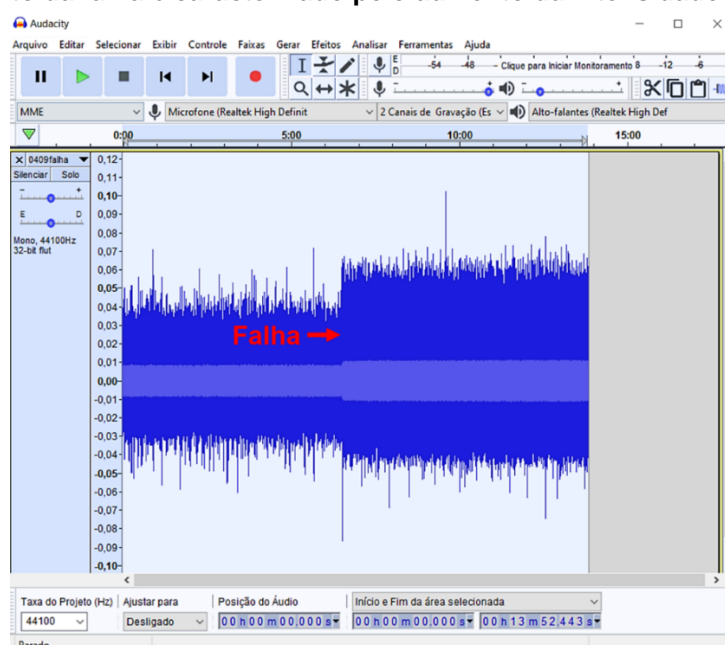


Fonte: Autoria própria

4.4 Fadiga de contato

Nos ensaios realizados foi observado que no momento de ocorrência da falha o sinal adquirido pelo acelerômetro sofria um aumento. Observa-se na Figura 55 a interface do *software* Audacity, e o sinal da aceleração, adquirido ao longo do ensaio – destaca-se o momento da falha. A partir da detecção dessa variação o ensaio era interrompido e a falha confirmada visualmente. Na Figura 56 (a) é possível observar uma amostra ensaiada, onde nota-se um lascamento em detalhe na Figura 56 (b) na pista de rolamento, caracterizando a falha do material.

Figura 55. Sinal adquirido através do acelerômetro conectado ao equipamento de ensaio. O momento da falha é caracterizado pelo aumento da intensidade do sinal



Fonte: Autoria própria

Figura 56. Falha resultante do ensaio de fadiga de contato de rolamento



(a)

(b)

Fonte: Autoria própria

Na Tabela 12 são listados os ciclos até a falha de todas as amostras ensaiadas, também são apresentados os parâmetros de vida média, η e o parâmetro de forma, β para os grupos TR e TRS. Para cada condição cinco amostras foram consideradas para o cálculo da vida em fadiga. O coeficiente de correlação das curvas também é apresentado, sendo ambos maiores que o coeficiente crítico $R^2_{0,05}$, que é igual a 0,81.

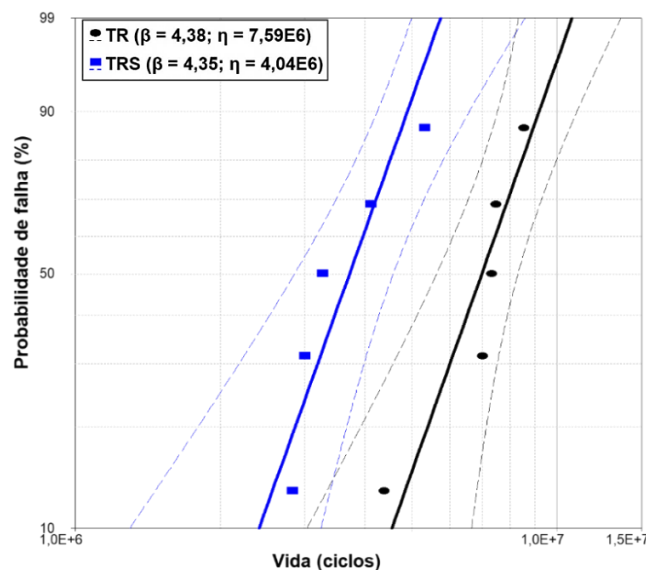
Tabela 12. Ciclos até a falha das amostras TR e TRS, vida média, parâmetro de forma e coeficiente de correlação das distribuições de Weibull

n	TR	TRS
1	8.559.403	5.335.630
2	7.478.000	4.125.210
3	7.337.278	3.268.115
4	7.013.628	3.002.573
5	4.382.457	2.835.260
η	7.595.300	4.040.400
β	4,38	4,35
R^2	0,93	0,91

Fonte: Autoria própria

Na Figura 57 as curvas de probabilidade de falha descritas por uma distribuição de Weibull de dois parâmetros são apresentadas para o grupo de amostras TR e TRS. O intervalo de confiança utilizado é de 90%. Assim como observado na Tabela 12 há redução da vida média do grupo TRS, que continha tensões residuais compressivas em sua superfície e subsuperfície. Há redução de aproximadamente 47% do tempo de vida médio do material. Não há grande diferença no parâmetro de forma das curvas.

Figura 57. Curvas de probabilidade de falha para as amostras TR e TRS



Fonte: Autoria própria

No trabalho de Melo e Nunes (2013) a tensão residual compressiva não apresentava grande intensidade no ponto onde havia a máxima tensão cisalhante causada pelo contato. O que gerou dúvidas a respeito do baixo desempenho do material submetido ao *shot peening* em relação ao material apenas retificado. Já no trabalho de Zammit (2018) o baixo desempenho foi atribuído ao aumento de rugosidade gerado pelo tratamento superficial, o que levou a uma redução do parâmetro de filme. Nos dois trabalhos o material analisado foi o ferro fundido nodular. No presente projeto houve o planejamento para que nenhuma dessas situações pudesse afetar o resultado. Antes da escolha da carga, o perfil de tensão residual foi medido, de forma a garantir que tensões residuais compressivas existissem nos pontos de máxima tensão cisalhante. Para que o regime de lubrificação não fosse afetado, todas as amostras passaram por polimento antes do ensaio. Mesmo assim, o desempenho das amostras submetidas ao *shot peening* foi inferior ao das amostras que não apresentavam tensão residual.

Quando a intensidade do *shot peening* é muito severa, microtrincas podem surgir na superfície do material, além de aumento excessivo de sua rugosidade. O que pode gerar redução na vida em fadiga do material, como relatado por Bagherifard *et al.* (2014). Entretanto, trincas superficiais não foram encontradas nas amostras submetidas aos ensaios, isso não sendo justificativa para a queda na resistência na fadiga de contato do material.

Alguns trabalhos que relatam aumento da vida do material em fadiga de contato de rolamento utilizam aço para a confecção dos corpos de prova (CHOI, 2009; VRBKA *et al.*, 2011). E ainda no caso do trabalho de Vrbka *et al.* (2011) havia deslizamento associado ao movimento, o que tende a deslocar o ponto de máxima tensão cisalhante para a superfície do material. Tayer (2018), trabalhou com amostras de aço em ensaio onde não havia deslizamento. As amostras que apresentavam tensão residual compressiva, causadas pelo *shot peening*, apresentaram menor vida em fadiga de contato de rolamento. Porém, nesse caso, diferenças de microestrutura foram encontradas, o que pode justificar o resultado.

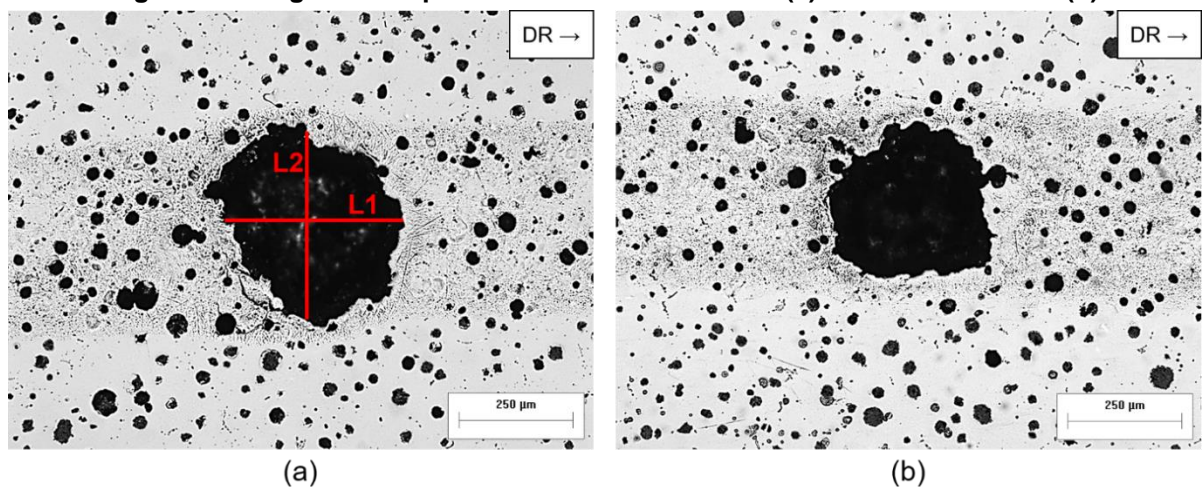
Em um ensaio de desgaste por deslizamento a seco, no ferro fundido nodular austemperado, com grafitas de nodularidade pertencente à classe VI, e distribuição

de tamanho à classe VII, foi observado que o tratamento de *shot peening* poderia ser benéfico, reduzindo a perda de massa do material. Esse resultado foi observado para uma amostra que havia passado por preparação da superfície, para que a alta rugosidade característica do processo fosse removida. Atribuiu-se a redução da perda de massa ao aumento da dureza do material e à presença de tensões residuais compressivas (SILVA *et al.*, 2019). É possível que o efeito das tensões residuais compressivas seja benéfico apenas para o aço quando esse não tem sua microestrutura alterada, ou então quando o movimento de deslizamento está associado ao de rolamento.

4.5 Análise fractográfica

Com o objetivo de verificar se os grupos de amostras TR e TRS apresentavam o mesmo modo de falha, análises da morfologia dos defeitos foram realizadas. Ao final de cada ensaio as amostras eram observadas em microscópio ótico. O aspecto geral das falhas era similar entre os grupos. Na Figura 58 duas imagens de topo, obtidas por microscopia ótica, são apresentadas. Em (a) a amostra TR com vida de $8,6 \times 10^6$ ciclos em (b) TRS com $3,0 \times 10^6$ ciclos, a direção de rolamento (DR) das esferas é indicada nas imagens. Nas laterais das falhas é possível ver a pista de rolamento. Todas as falhas observadas estavam contidas no interior das pistas, e possuíam quase a mesma largura que essa. Ao redor das falhas, deformação plástica e algumas trincas foram observadas.

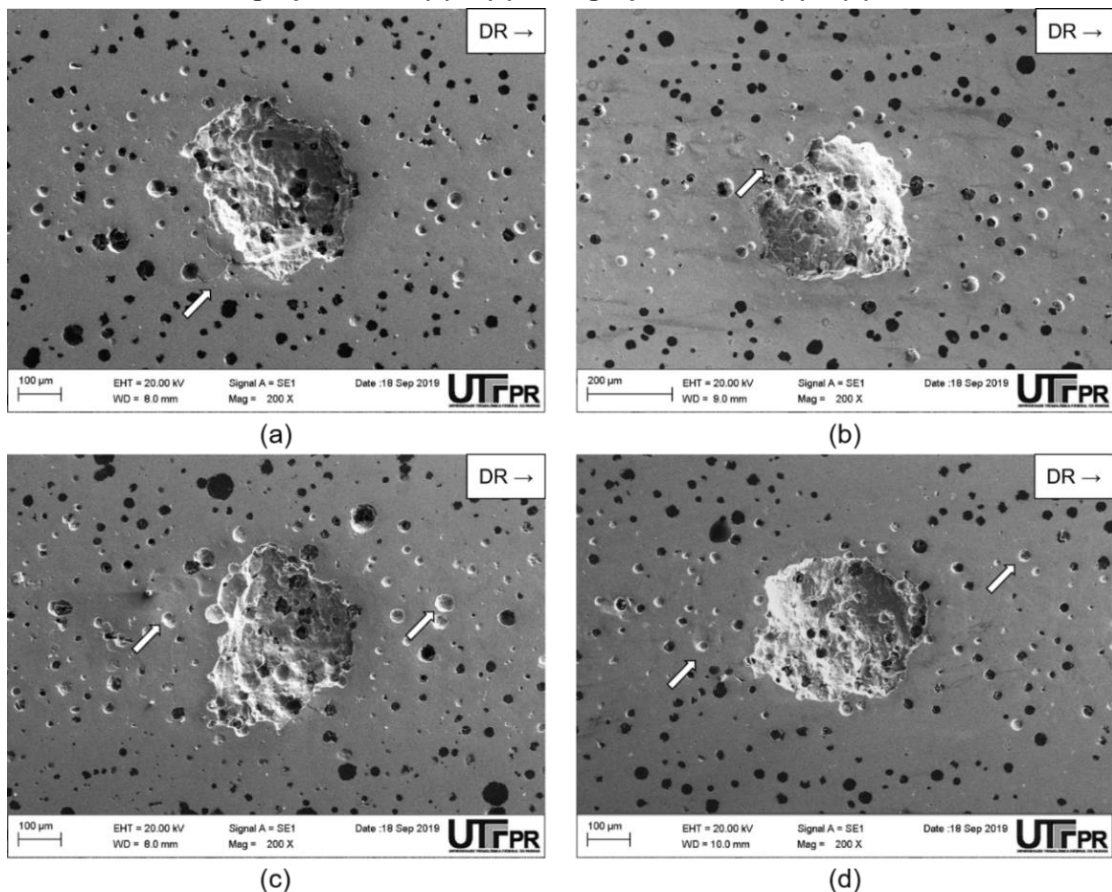
Figura 58. Imagens de topo de falhas em amostra TR (a) e em amostra TRS (b)



Fonte: Autoria própria

Algumas amostras foram escolhidas para serem analisadas no microscópio eletrônico de varredura. Na Figura 59 são apresentadas quatro falhas, em (a) e (c) têm-se amostras do grupo TR, que falharam com $8,6 \times 10^6$ e $7,3 \times 10^6$ ciclos, respectivamente. Na Figura 59 (b) e (d) têm-se amostras do grupo TRS, que falharam com $3,0 \times 10^6$ e $5,3 \times 10^6$ ciclos, respectivamente. Em todas as imagens destaca-se a direção de rolamento das esferas. Na Figura 59 (a) e (b) as setas destacam trincas localizadas na parte posterior das falhas, e em (c) e (d) as setas mostram vazios deixados por grafitas. A remoção das grafitas localizadas na pista de rolamento é comum, e foi descrita na subseção 2.1.4.

Figura 59. Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura do topo das falhas do grupo TR em (a) e (c) e do grupo TRS em (b) e (d)



Fonte: Autoria própria

Como destacado na Figura 58 (a) medições dos tamanhos das falhas nas direções longitudinal (L1) e transversal (L2) foram realizadas. A média das medidas é apresentada na Tabela 13. Realizando um teste t de Student para comparação dos tamanhos médios das falhas, foi possível concluir com nível de confiança de 99%, que essas possuem o mesmo tamanho em ambas as direções.

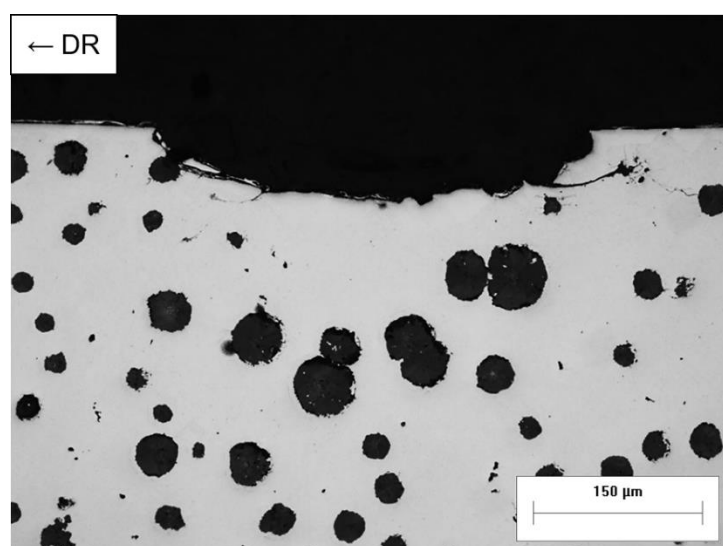
Tabela 13. Tamanho médio das falhas das amostras ensaiadas

	L1 (μm)	L2 (μm)
TR	424 ± 84	410 ± 28
TRS	388 ± 73	345 ± 14

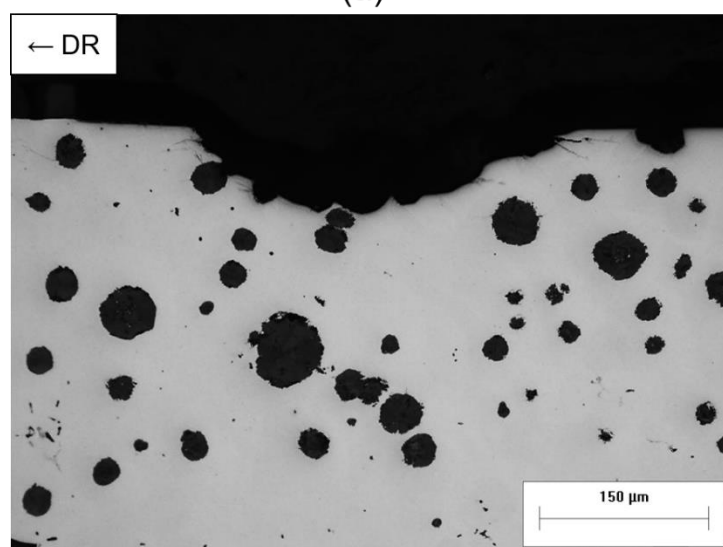
Fonte: Autoria própria

Para que fosse possível medir a profundidade dos defeitos foram realizados cortes das seções longitudinais das falhas. Na Figura 60 é possível ver em (a) o corte da falha TR, também apresentada nas Figura 58 e 59 (a), e em (b) a falha TRS, apresentada nas Figura 58 e 59 (b).

Figura 60. Corte da seção longitudinal das amostras pertencentes ao grupo TR em (a) e TRS em (b)



(a)



(b)

Fonte: Autoria própria

Novamente as falhas apresentaram morfologia muito similar, sendo que a falha TR possui aproximadamente 60 μm de profundidade e a amostra TRS 66 μm . Não é possível afirmar que todas as amostras do segundo grupo possuam falhas com maior profundidade, já que a seção transversal de apenas uma amostra foi analisada.

É importante observar que os valores relativos à profundidade dos defeitos são próximos da região onde encontra-se a máxima tensão cisalhante, 65 μm . É possível atribuir a nucleação e propagação das trincas que causam o desprendimento do material à tensão de cisalhamento principal. Pela similaridade de todas as falhas acredita-se que o mecanismo de dano seja o mesmo para todas as amostras.

Descarta-se a hipótese de que a queda no desempenho do material submetido ao *shot peening* seja justificada pela microestrutura das amostras. Não foram encontradas diferenças significativas entre a microestrutura dos grupos TR e TRS. Tampouco alteração de dureza.

Acredita-se que o estado de tensão gerado pelo processo de jateamento, explicado na subseção 2.3.1 altere a distribuição de tensões causadas pelo contato, descrita pelas equações (6a-c). A mesma hipótese foi feita por Tayer (2018), que inclusive observou variação na profundidade de início das falhas. As amostras que possuíam tensão residual compressiva apresentavam falhas mais rasas, indicando que a região de máxima tensão podia ter sido deslocada em função do campo de tensões residuais.

Tayer (2018), reforça que comumente as tensões residuais compressivas são associadas à melhora do desempenho em fadiga quando há deslizamento associado ao movimento de rolamento. Guagliano *et al.* (2002) observou que as tensões residuais são mais efetivas em reduzir o fator intensidade de tensão para o modo de propagação de trincas I do que o II, exemplificados na Figura 9. No estudo desenvolvido por ele, o *shot peening* causou aumento da vida em fadiga de engrenagens. Esse resultado foi atribuído à redução dos fatores intensidade de tensão pela tensão residual. Porém, havia deslizamento associado ao rolamento nos ensaios, e os defeitos originavam na superfície do material.

As falhas, das amostras estudadas neste trabalho nuclearam em regiões próximas à localização da máxima tensão cisalhante. Caso a alteração do campo de tensões pelo *shot peening* leve à um aumento da tensão cisalhante, pode haver favorecimento da nucleação e crescimento de trincas, fazendo com que a falha ocorra de forma prematura. Em situações onde essas avançam no material preferencialmente pelo modo II, o aumento da tensão cisalhante pode ser ainda mais determinante para a falha do componente.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

5.1 Conclusões

A partir dos resultados apresentados, sobre o efeito das tensões residuais compressivas na vida em fadiga de contato de um ferro fundido nodular temperado, ensaiado em condição de rolamento puro, concluiu-se que:

- O tratamento de *shot peening* escolhido foi efetivo em introduzir tensões residuais compressivas no material. Isso, e uma escolha adequada de carga, permitiram que os ensaios fossem efetuados de forma que o ponto de máxima tensão cisalhante resultante do contato estivesse dentro do campo de tensões residuais compressivas existente. O polimento das amostras permitiu que a rugosidade não fosse um fator de influência para o ensaio.
- As tensões residuais de compressão não foram eficazes em aumentar a vida em fadiga de contato de rolamento do material. Uma redução de 47% da vida média foi causada em função do *shot peening*. Dessa forma, segundo os resultados aqui apresentados, esse tratamento não é vantajoso para aplicações onde existe esse mecanismo de falha para o ferro fundido nodular utilizado.
- O mesmo mecanismo de falha foi atribuído para ambos os grupos de amostras, TR e TRS. As falhas nuclearam aproximadamente na mesma região onde localizava-se a máxima tensão cisalhante. A tensão residual compressiva, gerada pelo processo de *shot peening*, pode ter causado alteração nas tensões principais resultantes do contato. O que contribuiu para o surgimento de falhas prematuras, e conseqüente redução no tempo de vida em fadiga do material.

5.2 Sugestões para trabalhos futuros

Como sugestões para trabalhos futuros, dando sequência à esta pesquisa, pode-se citar:

- Analisar como as tensões geradas pelo contato se redistribuem no material com a presença de tensões residuais.
- Avaliar por simulação numérica como os fatores intensidade de tensão, K_I , K_{II} e K_{III} variam com o rolamento da esfera sob uma trinca subsuperficial. E qual o modo predominante da abertura de trinca com e sem a presença de tensões residuais.
- Realizar quantificação da austenita retida em amostras, antes e depois do tratamento de *shot peening*.
- Utilizar técnicas de caracterização capazes de detalhar os fenômenos envolvidos em torno das trincas geradas, tal como a técnica de Feixe de Íons Focalizado (FIB).
- Ensaiai outras classes de ferros fundidos que apresentem maior resistência mecânica.

6 REFERÊNCIAS

- ABERNETHY, R. **The New Weibull Handbook**. 5. ed. North Palm Beach: Dr. Robert. B. Abernethy, 2006.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Surface Engineering. In: **Metals Handbook**. 9. ed. Novelty: ASM International, 1994. p. 1056.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Fatigue and Fracture. In: **Metals Handbook**. 8. ed. Novelty: ASM International, 1996. p. 1057.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Materials Characterization. In: **Metals Handbook**. 9. ed. Novelty: ASM International, 1998. p. 761.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Casting. In: **Metals Handbook**. 9. ed. Novelty: ASM International, 2008. p. 1256.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E2860**: Standard Test Method for Residual Stress Measurement by X-Ray Diffraction for Bearing Steels. West Conshohocken: ASTM International, 2012.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6913**: Ferro fundido nodular e ferro fundido maleável – Contagem de grafita. Rio de Janeiro, p.3. 1990.
- BAGHERIFARD, S.; FERNANDEZ-PARIENTE, I.; GHELICHI, R.; GUAGLIANO, M. Effect of severe shot peening on microstructure and fatigue strength of cast iron. **International Journal of Fatigue**, v. 65, p. 64–70, 2014.
- BHADESHIA, H. K. D. H. Steels for bearings. **Progress in Materials Science**, v. 57, n. 2, p. 268–435, 2012.
- BOGDAŃSKI, S.; OLZAK, M.; STUPNICKI, J. Numerical stress analysis of rail rolling contact fatigue cracks. **Wear**, v. 191, n. 1–2, p. 14–24, 1996.
- BORESI, A. P.; SCHMIDT, R. J. **Advanced Mechanics of Materials**. 6. ed. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2002.
- CHOI, Y. A study on the effects of machining-induced residual stress on rolling contact fatigue. **International Journal of Fatigue**, v. 31, n. 10, p. 1517–1523, 2009.

CULLITY, B. D. **Elements of X-Ray Diffraction**. 2. ed. Reading: Addison-Wesley, 1978.

DAS 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**, v. 263, p. 700–706, 2007.

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**, v. 221, n. 1, 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**, v. 261, n. 2, p. 172–179, 2006.

DONG, W. P.; SULLIVAN, P. J.; STOUT, K. J. Comprehensive study of parameters for characterising three-dimensional surface topography. IV: Parameters for characterising spatial and hybrid properties. **Wear**, v. 178, n. 1–2, p. 45–60, 1994.

FITZPATRICK, M. E.; FRY, A.T.; HOLDWAY, P.; KANDIL, F.A.; SHACKLETON, J.; SUOMINEN, L. Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction. **National Physical Laboratory Measurement Good Practice Guide**, n. 52, p. 77, 2005.

GALLITELLI, D.; BOYER, V.; GELINEAU, M.; COLAITIS, Y.; ROUHAUD, E.; RETRAINT, D.; KUBLER, R.; DESVIGNES, M.; BARRALLIER, L. Simulation of shot peening: From process parameters to residual stress fields in a structure. **Comptes Rendus Mecanique**, v. 344, p. 355–374, 2016.

GAO, Y. K. Influence of deep-nitriding and shot peening on rolling contact fatigue performance of 32Cr3MoVA steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 17, n. 4, p. 455–459, 2008.

GRABARSKI, M. I.; WEIGERT, N. B. **Aplicação da técnica de remoção química na determinação de perfis de tensão residual em amostras de fadiga de contato submetidas a nitretação e shot peening**. 2015. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Industrial Mecânica) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2015.

GUAGLIANO, M.; RIVA, E.; GUIDETTI, M. Contact fatigue failure analysis of shot-peened gears. **Engineering Failure Analysis**, v. 9, n. 2, p. 147–158, 2002.

GUO, Y. B.; BARKEY, M. E. Modeling of rolling contact fatigue for hard machined components with process-induced residual stress. **International Journal of Fatigue**, v. 26, n. 6, p. 605–613, 2004.

HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. **Tribology**. 2. ed. United Kingdom: Elsevier, 2017.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 945-1**: Microstructure of cast irons — Part 1: Graphite classification by visual analysis. Vernier: ISO, 2008.

JOHNSON, K. L. **Contact Mechanics**. 1. ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1985.

KOUKETSU, F. **Efeito dos parâmetros de shot peening no perfil de tensões residuais de um ferro fundido nodular temperado**. 2017. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Mecânica) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2017.

LANG, K.-H.; SCHULZE, V.; VÖHRINGER, O. Shot Peening and Fatigue Strength of Steels. In: WAGNER, L. (Ed.). **Shot Peening**. Garmisch-Partenkirchen: Wiley-VCH, 2003. p. 281–294.

LIN, L. P.; LIN, J. F. An Elastoplastic Microasperity Contact Model for Metallic Materials. **Journal of Tribology**, v. 127, n. 3, p. 666–672, 2005.

LU, J. **Handbook of Measurement of Residual Stresses**. 1. ed. Lilburn: The Fairmont Press, 1996.

MACHERAUCH, E. Introduction to Residual Stresses. In: NIKU-LARI, A. (Ed.). **Advances in Surface Treatments**. 1. ed. Headington: Pergamon, 1987. p. 1–36.

MAGALHÃES, L.; SEABRA, J.; SÁ, C. Experimental observations of contact fatigue crack mechanisms for austempered ductile iron (ADI) discs. **Wear**, v. 246, n. 1–2, p. 134–148, 2000.

MCCOOL, J. I. **Using the Weibull Distribution**. 1. ed. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2012.

MELO, G.; NUNES, G. **Efeito do shot peening na resistência à fadiga de contato de ferro fundido nodular martensítico**. 2013. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia Industrial Mecânica) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2013.

MIAO, H. Y.; DEMERS, D.; LAROSE, S.; PERRON, C.; LÉVESQUE, M. Experimental study of shot peening and stress peen forming. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 15, p. 2089–2102, 2010.

MORALES-ESPEJEL, G.; GABELLI, A. A major step forward in life modelling. **SKF Evolution**, n. 4, p. 21–28, 2015.

MOYAR, G. J.; SHARMA, V. Orthogonal Shear Stress Amplitude as a Function of Rolling Contact Ellipticity and Depth. **Journal of Tribology**, v. 119, n. 4, p. 883–886, 1997.

NEVES, J. **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**. 2006. Tese (Doutorado em Engenharia) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

NORTON, R. L. **Machine Design: An Integrated Approach**. 4. ed. Worcester: Pearson, 2011.

O'ROURKE, R. The details of ductile iron. **Gear Solutions**, n. 5, p. 22–30, Maio de 2004.

PETIT-RENAUD, F. Optimization of the Shot Peening Parameters. In: WAGNER, L. (Ed.). **Shot Peening**. Garmisch-Partenkirchen: Wiley-VCH, 2003. p. 119–129.

PINTAUDE, G. Analysis of Spherical Contact Models for Differential Hardness as a Function of Poisson's Ratio. **Journal of Tribology**, v. 137, n. 4, p. 14–16, 2015.

RELIASOFT. **Life Data Analysis Reference**. Tucson: ReliaSoft Corporation, 2015.

SCHIJVE, J. **Fatigue of Structures and Materials**. 2. ed. Dordrecht: Springer Netherlands, 2009.

SCHULZE, V. Characteristics of Surface Layers Produced by Shot Peening. In: WAGNER, L. (Ed.). **Shot Peening**. Garmisch-Partenkirchen: Wiley-VCH, 2003. p. 145–160.

SHERAFATNIA, K.; HOSSEIN, G.; HOSSEIN, A. Effect of initial surface treatment on shot peening residual stress field : Analytical approach with experimental verification. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 137, n. February, p. 171–181, 2018.

SILVA, K. H. S.; CARNEIRO, J. R.; COELHO, R. S.; PINTO, H.; BRITO, P.; Influence of shot peening on residual stresses and tribological behavior of cast and austempered ductile iron. **Wear**, v. 440, p. 1–18, 2019.

SMITH, D. J. **Reliability, Maintainability and Risk**. 6. ed. Jordan Hill: Butterworth-Heinemann, 2001.

SOLIMAN, H. H.; MAKSOUD, T.M.A.; ELEWA, I.M.; KOURA, M.M.; GADELMAWLA, E.S. Roughness parameters. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 123, n. 1, p. 133–145, 2002.

STACHOWIAK, G.; BATCHELOR, A. **Engineering Tribology**. 3. ed. Amsterdam: Elsevier, 2005.

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

TAYER, P. D. N. **Avaliação de fadiga de contato em materiais para engrenagens utilizando ensaios de rolamento de esfera sobre disco**. 2018. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 20018.

TIRYAKIOĞLU, M.; HUDAK, D. Guidelines for two-parameter weibull analysis for flaw-containing materials. **Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science**, v. 42, n. 6, p. 1130–1135, 2011.

VRBKA, M.; KŘUPKA, I.; SVOBODA, P.; ŠPERKA, P.; NÁVRAT, T.; HARTL, M.; NOHAVA, J. Effect of shot peening on rolling contact fatigue and lubricant film thickness within mixed lubricated non-conformal rolling/sliding contacts. **Tribology International**, v. 44, n. 12, p. 1726–1735, 2011.

WILLIAMS, J.; DWYER-JOYCE, R. Contact Between Solid Surfaces. In: BHUSHAN, B. (Ed.). **Modern Tribology Handbook**. 1. ed. Boca Raton: CRC Press, 2001. p. 121–162.

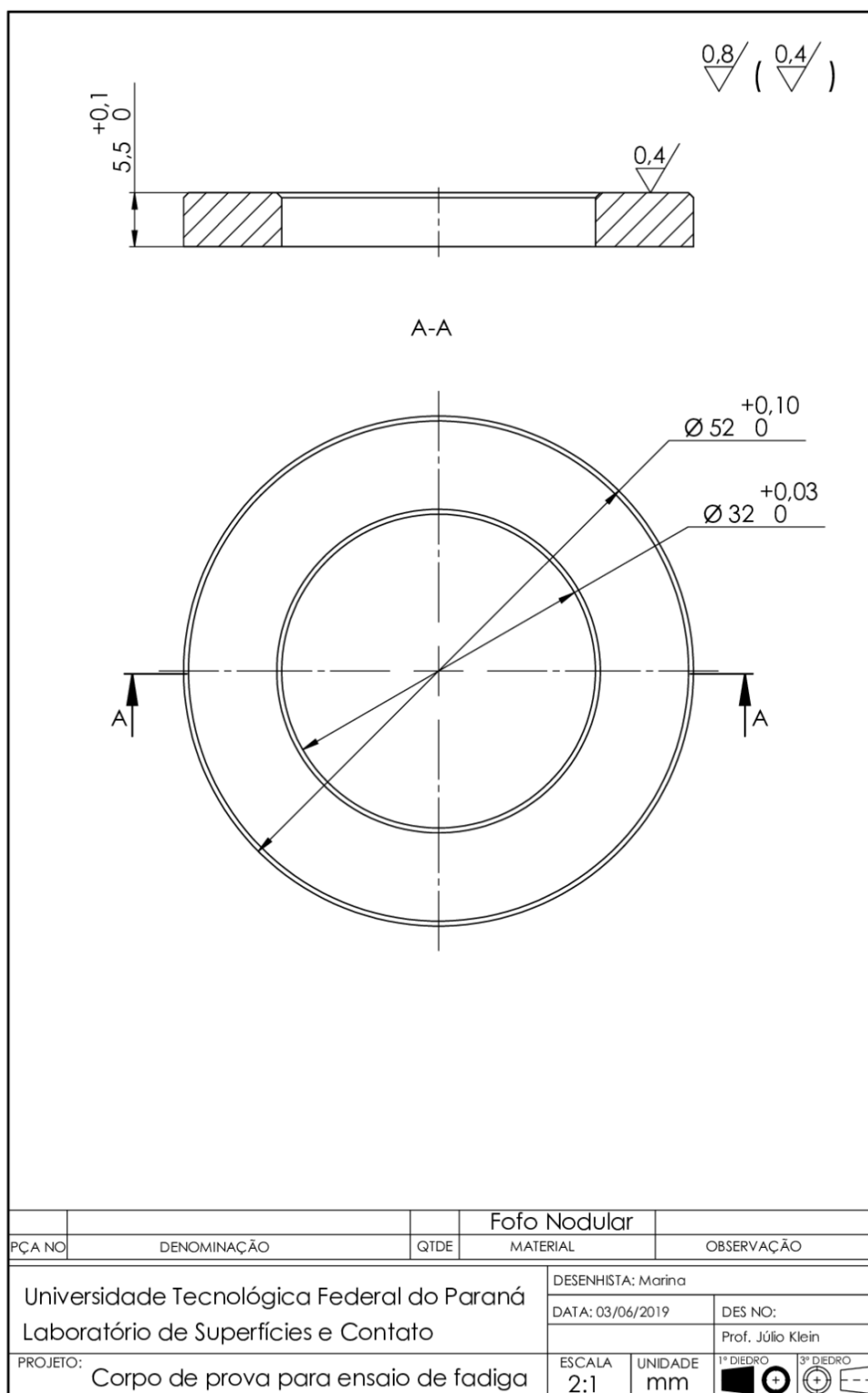
WOLLMANN, D. **Avaliação da resistência à fadiga de contato de ferro fundido nodular nitretado por plasma**. 2012. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2012.

WOLLMANN, D.; SOARES, G.P.P.P.; GRABARSKI, M.I.; WEIGERT, N.B.; ESCOBAR, J.A.; PINTAUDE, G.; NEVES, J.C.K.; Rolling Contact Fatigue Failure Mechanisms of Plasma-Nitrided Ductile Cast Iron. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 26, n. 6, p. 2859–2868. 2017.

ZAMMIT, A. Shot Peening of Austempered Ductile Iron. In: **Advanced Surface Engineering Research**. London: IntechOpen, 2018. v. 2p. 64.

ZARETSKY, E. V. Rolling bearing life prediction, theory, and application. **NASA Technical Reports**. n. 215305, p. 86. Cleveland: 2013.

APÊNDICE A – CORPO DE PROVA PARA O ENSAIO DE FADIGA DE CONTATO



APÊNDICE B – CÁLCULO DO PARÂMETRO DE FILME

O cálculo do parâmetro de filme, apresentado na Equação (16) inicia com o cálculo da espessura mínima do filme lubrificante, h_0 . Na Tabela B.1 a equação e o valor das variáveis para o cálculo de h_0 são apresentados. O valor de viscosidade dinâmica do lubrificante (η_0) na pressão atmosférica é de 0,113 Pa·s (NEVES, 2006). O coeficiente viscosidade-pressão foi calculado através da Equação B.1 e o raio reduzido de curvatura para o contato entre dois elipsoides, através da Equação B.2 (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2005).

$$\alpha = 0,6 + 0,965 \cdot \log_{10} \eta_0 \quad (\text{B.1})$$

$$\frac{1}{R'} = \frac{1}{R_x} + \frac{1}{R_y} = \frac{1}{R_{ax}} + \frac{1}{R_{bx}} + \frac{1}{R_{ay}} + \frac{1}{R_{by}} \quad (\text{B.2})$$

em que:

R_{ax} e R_{ay} são os raios de curvatura do corpo A nas direções x e y, respectivamente;

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

Sendo que,

$R_{bx} = R_{by} = \infty$ são os raios do plano que equivale à pista de rolamento, ou seja, ao corpo B;

$R_{ax} = R_{ay} = R_A$ equivalem ao raio da esfera, ou seja, do corpo A.

Tabela B. 2. Cálculo da espessura mínima de filme

$\frac{h_0}{R'} = 3,63 \cdot \left(\frac{U \cdot \eta_0}{2 \cdot E^* \cdot R'} \right)^{0,68} (2 \cdot \alpha \cdot E^*)^{0,49} \cdot \left(\frac{W}{2 \cdot E^* \cdot R'^2} \right)^{-0,073} \cdot (1 - e^{-0,68k})$	
$U_A = 1,9 \text{ m/s}$ e $U_B = 0 \text{ m/s}$	$\alpha = 2,6 \times 10^{-8} \text{ m}^2/\text{N}$
$U = 1 \text{ m/s}$	$W = 86,1 \text{ N}$
$E^* = 101,2 \text{ GPa}$	$k = 1$
$R' = 1,99 \times 10^{-3} \text{ m}$	$h_0 = 0,15 \text{ }\mu\text{m}$

Fonte: Autoria própria

Para o cálculo do parâmetro de filme o valor de rugosidade média quadrática do plano foi o apresentado na Tabela 9, $R_{qb} = 0,12 \text{ }\mu\text{m}$. E para a esfera foi usado valor medido por Wollmann (2012), $R_{qa} = 0,07 \text{ }\mu\text{m}$. Resultando em um valor de $\lambda = 1$.

ANEXO A – CERTIFICADO DE TRATAMENTO DE *SHOT PEENING*

ZIRTEC

Nº 1907532

R. Muniz de Souza, 306, São Paulo, SP, Brasil

Tel.: +55 11 3388 3534

Fax: +55 11 3277 8507

E-mail: zirtec@zirtec.com.brwww.zirtec.com.br

CERTIFICADO DE TRATAMENTO SUPERFICIAL DE SHOT-PEENING SHOT PEENING CERTIFICATE

Cliente / Customer:	Universidade Tecnológica Federal do Paraná	N. ref. / Our Ref.:	OS: 10.806
Endereço / Address:	Av. Sete de Setembro, 3165 - CEP: 80230-901 - Curitiba – PR	N. Fiscal / Invoice nr.:	NF.: 5.221
S. Ref. / Your Ref.:			

Peças / Parts: Corpo de prova Ø52x6

Superfície(s) tratadas / Shot-peened area: Área face com chanfro.

Equipamento utilizado / Blast equipment:	GS-9075X
Operação / Mode:	Manual

Material utilizado / Blast media:	Granalha de aço
Tipo / Type:	S-170

Especificação do tratamento / Shot-peening parameters:

Intensidade Almen / Almen intensity:	0,364 A
Cobertura / Coverage:	100% mín.
Pressão do ar / Air pressure:	100 PSIG
Ângulo de jato / Angle of shot stream to surface:	90°

Certificamos que os componentes / superfícies em referência foram submetidos a tratamento superficial de shot-peening nas condições acima especificadas.

We hereby certify that these parts / surfaces were submitted to shot-peening according to specifications above.

São Paulo, 02 de Julho 2019.

Supervisão

Eng.º Marcelo Murga

Documento emitido eletronicamente

ANEXO B – CERTIFICADO DE QUALIDADE DAS GRANALHAS

Número:
Number:
24768

Certificado de Qualidade Quality Certificate

Av. Industrial, nº 500, Bairro Rio Abaixo
CEP: 12.321-500 Jaconé/ SP
Tel: (12) 3954-4262 / 3954-4258
Fax: (12) 3951-7297
CNPJ: 43.812.411/0002-75
Insc. Estadual: 392.017.510.111



W Abrasives®

Cliente/Customer:	NF/Invoice:	Data/Date:	Material:	Qtd/Qty:	Lote/Lot:
Zirtec Industria E Comercio Ltda.	65247	26/04/2019	S170 H	1000Kg	791082

Prazo de Validade do Produto:
Validade Indeterminada

Análise Macroestrutural / Macrostructural Analysis - SAE J827/J1993						
Elemento / Element:	C	Mn	Si	P	S	Trinca Crack
Especificado / Spec:	0,80 a 1,20	0,60 a 1,20	Mín. 0,40	Máx. 0,05	Máx. 0,05	<15%
Encontrado / Found:	0,94	0,89	0,95	0,04	0,03	<10%

Composição Química / Chemical Composition (%) - SAE J827/J1993			
Defeito / Defect:	Porosidade Porosity	Cavidade Void	Disforme Missshape
Especificado / Spec:	<10%	<10%	<5%
Encontrado / Found:	0,8%	0,9%	2,3%

Granulometria Acumulada / Accumulated Granulometry (%) - SAE J444 WAE ou Norma Interna/ Internal Standard			
Nº Peneira / Sieve:	25	40	45
Especificado / Spec:	<10	>85	>97
Encontrado / Found:	0	86	100

Análise da Água / Water analysis	
Material	Shot
Temperatura da água destilada Distilled water temperature	21,9°C
Conductividade antes da mistura Conductivity before mixture	5,2µS/cm
Conductividade depois da mistura Conductivity after mixture	13,9µS/cm
Resultado final (Concentração de sais) Final results (Salts concentration)	8,7µS/cm ou µmoh/cm NaCl: 4,3mg/kg 26,3 µS/cm ou µmoh/cm NaCl: 13,15mg/kg

DUREZA / Hardness - SAE J827/J1993/WAE/ Norma Interna/ Internal Standard	
Especificado / Spec:	90% entre 40,0 e 51,0
Encontrado / Found:	44,6HRC

Observações:

Aprovado / Approve:

Roberto Pereira - Analista de Laboratório

Certificamos que as informações contidas neste documento são verdadeiras e estão de acordo com as especificações.
We certify that all information contained in this document is true and in accordance with the specifications.