

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE MECÂNICA
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA

MARINA IZABELLE GRABARSKI
NATHALIA BEATRIZ WEIGERT

**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***

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO

CURITIBA

2015

MARINA IZABELLE GRABARSKI

NATHALIA BEATRIZ WEIGERT

**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***

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

Orientador: Prof. Dr. Julio Cesar Klein das Neves

CURITIBA

2015

TERMO DE APROVAÇÃO

Por meio deste termo, aprovamos a monografia do Projeto de Pesquisa "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* ", realizado pelas alunas Marina Izabelle Grabarski e Nathalia Beatriz Weigert, como requisito parcial para aprovação na disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso – TCC 2, do curso de Engenharia Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Prof. Dr. Julio Cesar Klein das Neves

DAMEC, UTFPR

Orientador

Prof. Dr. Giuseppe Pintaúde

DAMEC, UTFPR

Avaliador

Prof. Dr. Ricardo Fernando dos Reis

DAMEC, UTFPR

Avaliador

Curitiba, 04 de março de 2015.

AGRADECIMENTOS

Agradecemos ao professor Julio Cesar Klein das Neves pela dedicação e orientação excepcionais, pela paciência e pelo tempo investido em conversas e discussões que enriqueceram em muito o trabalho e nos ajudaram a enxergar as engenheiras que queremos ser.

Às nossas famílias e amigos pelo amor, apoio e motivação.

À banca por seu conhecimento, sugestões e correções que enriqueceram o trabalho.

À UTFPR pela bolsa de apoio à execução de trabalhos de conclusão de curso.

Ao professor Cesar Lucio Molitz Allenstein pela análise química realizada na empresa Spectroscan.

A Deus pela nossa amizade, pelo privilégio de estudar o que gostamos e pela oportunidade de desenvolver um trabalho que nos fez felizes.

RESUMO

GRABARSKI, Marina Izabelle; WEIGERT, Nathalia Beatriz. **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. 73 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curso Superior de Engenharia Mecânica, Curitiba, 2015.

Pesquisadores do Grupo de Materiais, Tribologia e Superfícies da Universidade Tecnológica Federal do Paraná tem estudado, desde 2005, o efeito da introdução de tensões residuais compressivas na resistência à fadiga de contato de rolamento do ferro fundido nodular. Técnicas como compressão mecânica, nitretação por plasma e *shot peening* foram empregadas com o objetivo de aumentar a vida em fadiga do ferro fundido nodular, contudo nenhum resultado positivo foi encontrado. Nos trabalhos até então realizados, as medidas de tensão residual restringiam-se à superfície dos corpos de prova. A ausência de perfis de tensão residual limita a análise das técnicas utilizadas. Por esse motivo, o presente trabalho teve por objetivo principal a construção e análise de perfis de tensão residual de amostras nitretadas e submetidas a *shot peening* de trabalhos anteriores (Wollmann, 2012 Melo e Nunes, 2013) utilizando o método de remoção química de material associado à técnica de difração de raios-X. Dentre as amostras nitretadas provenientes do estudo de Wollmann (2012), algumas haviam passado também por um processo de difusão da camada nitretada. Além das amostras de trabalhos anteriores, foram analisadas amostras de aço AISI 5150 submetidas a nitretação e *shot peening* para fins de comparação entre as distribuições de tensão nos dois materiais. Análises de microscopia óptica, medições de microdureza e rugosidade foram as técnicas utilizadas para avaliar os efeitos de cada tratamento superficial. As medições de tensão residual foram feitas em um difratômetro Shimadzu XRD-7000. A retirada de material entre as medições foi realizada com ataque químico a fim de evitar a indução de novas tensões. Para efeitos de comparação com a remoção química, uma das amostras de aço AISI 5150 foi submetida ao processo de remoção mecânica entre medições de tensão. Os resultados obtidos demonstraram que apenas o método de remoção química de material foi eficaz na determinação de perfis de tensão residual por difração de raios-X. Concluiu-se que os tratamentos superficiais realizados nos trabalhos anteriores não foram capazes de introduzir tensões compressivas na profundidade do ponto de máxima tensão cisalhante, definido pelas condições dos esforços de contato. A difusão em amostras nitretadas de ferro fundido dútil e a presença de alguns elementos de liga no aço AISI 5150 se mostraram determinantes no aumento da profundidade de tensões compressivas.

Palavras-chave: Perfis de tensão residual, difração de raios-X, *shot peening*, nitretação, fadiga de contato.

ABSTRACT

GRABARSKI, Marina Izabelle; WEIGERT, Nathalia Beatriz. **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. 73 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curso Superior de Engenharia Mecânica, Curitiba, 2015.

Researchers from the Group of Materials, Tribology and Surfaces of the Federal University of Technology-Paraná have been studying, since 2005, the effect of introducing compressive residual stresses on the rolling contact fatigue resistance of nodular cast iron. Techniques such as mechanical compression, plasma nitriding and shot peening were applied as an attempt to increase the cast iron's fatigue life, but no positive results were found. In previous works, measurements of residual stresses were restricted to the surface of the specimens. The lack of residual stress profiles limits the analysis of the surface treatments applied. For this reason, the present work had the primary objective of measuring and analyzing residual stress profiles of shot peened and nitrided specimens from previous works (Wollmann, 2012; Melo e Nunes, 2013), using a chemical removal method associated with X-ray diffraction. Among the nitrided samples from Wollmann's (2012) study, some have previously been submitted to a process of diffusion of the nitrided layer. Additionally to the samples from previous works, nitrided and shot peened specimens of AISI 5150 steel were also analyzed to allow comparisons between stress distributions in both materials. Optical microscopy, microhardness and surface roughness were the applied techniques to evaluate the effects of each surface treatment. A Shimadzu XRD-7000 X-ray diffractometer was used for residual stress measurements. The material removal between subsequent measurements was done through chemical etching to prevent the generation of new stresses. In order to compare removal methods, mechanical removal was also applied in one sample of AISI 5150. Results showed that only chemical removal method was effective on measuring residual stress profiles through X-ray diffraction. It was also concluded that the surface treatments performed in previous works were unable to introduce compressive stresses as deep as the region of maximum shear stress, which is defined by contact conditions. Diffusion in ductile cast iron nitrided samples, as well as the presence of some alloying elements in the AISI 5150 steel were decisive to increase the depth of compressive stresses.

Keywords: Residual stress profile, X-ray diffraction, shot peening, nitriding, contact fatigue.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Distribuição de tensões residuais em um componente.....	17
Figura 2 - Grupos de fatores chave que definem integridade superficial de um material acabado.....	19
Figura 3 - Variações de tensão residual superficial produzidas por retífica medidas longitudinalmente.....	20
Figura 4 - Deformação plástica no ponto de impacto.....	22
Figura 5 - Campo de tensão residual compressiva gerada pela deformação do jateamento.....	22
Figura 6 - Distribuição de tensão residual típica resultante do processo de <i>shot peening</i>	23
Figura 7 - Princípio do tratamento termoquímico de nitretação, distribuição de nitrogênio no metal base.....	25
Figura 8 - Perfis de dureza para diferentes materiais nitretados: 1) ferro fundido cinzento; 2) ferro fundido nodular; 3) aço AISI 1040; 4) aço para cementação; 5) aço de baixa liga; 6) aço para nitretação; 7) aço para trabalho a quente com 5% de Cr; 8) aço para matriz trabalhado a frio; 9) aço inoxidável ferrítico; 10) aço inoxidável AISI 420; 11) aço inoxidável 18Cr-8Ni.....	26
Figura 9 - Variação na vida em fadiga do aço AISI 4140 para diferentes parâmetros de nitretação.....	27
Figura 10 - Relação entre a espessura da camada nitretada, dureza superficial e limite de resistência a fadiga para o aço AISI 5140.....	29
Figura 11 - Variação da tensão residual superficial (a) e limite de resistência a fadiga, rugosidade e dureza superficial (b) para as condições AR – estado de fornecimento, SSP – <i>shot peening</i> , N – nitretado, N+SSP – nitretado + <i>shot peening</i> e SSP+N – <i>shot peening</i> + nitretação. Sobre as barras estão indicados os valores de dureza superficial e rugosidade de cada condição.....	31
Figura 12 - Difração de raios-X por um material cristalino.....	32
Figura 13 - Variação da distância interplanar de um material cristalino quando submetido a esforços de tração.....	33

Figura 14 - Difração de raios-X por uma família de planos cristalográficos (a) e a variação de intensidade do feixe difratado em função do ângulo de incidência Θ (b).....	34
Figura 15 - Variação da curva de intensidade do feixe difratado causada por tensão residual.....	35
Figura 16 - Medição de tensão residual na direção \overline{OC} (a) e variação da orientação do feixe de raios-X em ψ graus (b).	36
Figura 17 - Distância interplanar vs $\sin^2\psi$ para uma amostra de alumínio 5056-O submetida a <i>shot peening</i> , apresentando tensão residual de -148 Mpa.	37
Figura 18 - Ângulos e rotações utilizadas na medição de tensão residual por difração de raios-X.....	38
Figura 19 - Perfil de tensão residual para amostras de ferro fundido nodular submetidas a diferentes condições de <i>shot peening</i>	39
Figura 20 - Comparação entre valores do perfil de tensão residual corrigido e não corrigido para um aço AISI 1070 cementado.	40
Figura 21 - Difração de raios-X em uma superfície de topografia irregular quando o feixe incidente é inclinado.	41
Figura 22 - Mecanismo de formação de falha por fadiga de contato.....	43
Figura 23 - Distribuição de tensões de cisalhamento no material em situações de deslizamento puro, rolamento puro e combinação de rolamento e deslizamento.	43
Figura 24 - Fatores que influenciam a vida em fadiga de contato de rolamento.	44
Figura 25 - Curva de probabilidade de falha para os corpos de prova de ferro fundido nodular nas condições TR – temperado e revenido, TRN – nitretado e TRND – nitretado e difundido.....	46
Figura 26 - Curva de probabilidade de falha para os corpos de prova de ferro fundido nodular nas condições TR – temperado e revenido, TRR – temperado e revenido para baixa dureza e TRND – nitretado e difundido.....	47

Figura 27 - Comparação de vida em fadiga dos corpos-de-prova de ferro fundido nodular nas condições TR – temperado e revenido, TRS – <i>shot peening</i> e TRN – nitretado.....	48
Figura 28 - Microestrutura das amostras de ferro fundido nodular (a) e do aço AISI 5150 (b) após tratamento térmico.	50
Figura 29 - Desenho de fabricação (a) dos corpos de prova (b) utilizados no ensaio de fadiga de contato de rolamento.....	51
Figura 30 – Gráfico $\sin^2\psi \times (2\theta)$ gerado pelo software do difratômetro.....	54
Figura 31 - Região atacada em uma amostra seccionada.....	55
Figura 32 – Micrografia das amostras FFN-TRN (a), FFN-TRND (b) e 5150-TRN (c).	57
Figura 33 - Difratograma da amostra 5150-TRN.....	58
Figura 34 - Difratograma da amostra FFN-TRN.....	59
Figura 35 - Difratograma da amostra FFN-TRND.....	59
Figura 36 - Perfil de microdureza da amostra 5150-TRN.....	60
Figura 37 - Perfis de microdureza das amostras FFN-TRN e FFN-TRND.....	61
Figura 38 - Perfis de microdureza das amostras FFN-TRS e 5150-TRS.....	62
Figura 39 - Perfis de tensão residual das amostras FFN-TRN, FFN-TRND, 5150-TRN, FFN-TRS e 5150-TRS.....	65
Figura 40 - Comparação entre remoção de material por método químico e mecânico para a amostra 5150-TRS.....	67

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Características da camada nitretada, variação do limite de resistência a fadiga e parâmetros do tratamento de nitretação do aço AISI 5140.	28
Tabela 2 - Composição química do aço de baixa liga ESKYLOS6959 (%p.).....	29
Tabela 3 - Valores de Kx para diferentes frações de intensidade do feixe difratado.	42
Tabela 4 - Composição química do ferro fundido nodular (%p.).	49
Tabela 5 - Composição química do aço AISI 5150 (%p.).....	49
Tabela 6 - Amostras escolhidas para determinação de perfil de tensões residuais. .	51
Tabela 7 - Parâmetros de nitretação das amostras FFN-TRN, FFN-TRND e 5150-TRN.....	52
Tabela 8 - Parâmetros de tratamento de <i>shot peening</i> para as amostras FFN-TRS e 5150-TRS.....	52
Tabela 9 - Parâmetros de difração recomendados para ligas ferrosas.	53
Tabela 10 - Valores de rugosidade Ra para as amostras FFN-TRS e 5150-TRS.....	63
Tabela 11 - Valores de rugosidade Ra na região atacada	63
Tabela 12 - Profundidade de penetração do feixe de raios-X para os parâmetros de difração escolhidos, considerando 95% de difração.	64

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E ACRÔNIMOS

5150-TRN	Aço AISI 5150 temperado, revenido e nitretado
5150-TRS	Aço AISI 5150 temperado, revenido e submetido ao <i>shot peening</i>
AISI	American Iron and Steel Institute
CMCM	Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais
DIN	Deutsches Institut für Normung
FFN-TR	Ferro fundido nodular temperado, revenido
FFN-TRN	Ferro fundido nodular temperado, revenido e nitretado
FFN-TRND	Ferro fundido nodular temperado, revenido, nitretado e difundido
FFN-TRS	Ferro fundido nodular temperado, revenido submetido ao <i>shot peening</i>
GrMaTS	Grupo de Materiais, Tribologia e Superfícies
HV	Hardness Vickers
MIC	Metal Improvement Company
TR	Temperado e revenido
TRN	Temperado, revenido e nitretado
TRND	Temperado, revenido, nitretado e difundido
TRR	Temperado e revenido para baixa dureza
TRS	Temperado, revenido submetido ao <i>shot peening</i>
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná

LISTA DE SÍMBOLOS

$d_{\phi 0}$	Distância interplanar na direção Φ quando o material não está submetido a um estado de tensões
$d_{\phi\psi}$	Distância interplanar na direção Φ quando o material está submetido a um estado de tensões medido em um determinado ângulo ψ
d	Distância interplanar
d_0	Distância interplanar quando a estrutura não está submetida à tensão
d_n	Distância interplanar quando a estrutura está submetida à tensão
E	Módulo de elasticidade
G_x	Fração da intensidade total difratada do feixe de raios-X
I	Intensidade do feixe de raios-X
K_x	Fator para cálculo de penetração do raios-X
R_a	Parâmetro médio de rugosidade
β	Ângulo de saída do feixe de raios-X difratado
γ	Ângulo de entrada do feixe de raios-X incidente
γ'	Nitreto de ferro Fe_4N
ε	Nitreto de ferro $Fe_{2-3}N$
ϵ_3	Deformação na direção "3"
η	Parâmetro de escala da distribuição de Weibul
Θ	Ângulo de incidência do feixe de raios-X
λ	Comprimento de onda emitido pela fonte
μ	Coeficiente de absorção do feixe de raios-X incidente pelo material
σ_1	Tensão residual na direção "1"
σ_2	Tensão residual na direção "2"
σ_m	Tensão "m"
σ_ϕ	Tensão residual na direção " ϕ "
χ	Direção chi

ψ Ângulo Psi
 ω Ângulo ômega
 ν Coeficiente de Poisson

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	17
2.1	Tensões Residuais	17
2.2	<i>Shot Peening</i>	21
2.3	Nitretação	24
2.4	Difração de Raios-X	32
2.5	Fadiga de Contato	42
3	MATERIAIS E MÉTODOS	49
3.1	Caracterização do Material	49
3.2	Tratamentos Superficiais	51
3.3	Perfis de tensão residual	53
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	57
4.1	Análise da Camada Nitretada	57
4.2	Perfis de Microdureza	60
4.3	Rugosidade	62
4.4	Tensão Residual	64
5	CONCLUSÕES	68
	REFERÊNCIAS	69
	ANEXO A – CERTIFICADO DE ANÁLISE QUÍMICA	71
	ANEXO B – CERTIFICADO DE TRATAMENTO DE <i>SHOT PEENING</i> DAS AMOSTRAS FFN-TRS	72
	ANEXO C – CERTIFICADO DE TRATAMENTO DE <i>SHOT PEENING</i> DAS AMOSTRAS 5150-TRS	73

1 INTRODUÇÃO

A fadiga de contato é um processo que ocorre em elementos sujeitos a carregamentos cíclicos de contato, podendo levar à falha. Tal fenômeno é frequentemente observado em estruturas como cames, engrenagens e rolamentos (ASM, 2008).

Pesquisadores do Grupo de Materiais, Tribologia e Superfícies (GrMaTS) da Universidade Tecnológica Federal do Paraná vem desenvolvendo, desde 2005, pesquisas que buscam estudar a resistência à fadiga de contato de rolamento no ferro fundido nodular.

A compressão mecânica, a nitretação e o *shot peening* foram técnicas utilizadas em trabalhos anteriores para avaliar o efeito de tensões residuais compressivas na vida em fadiga. Neves (2006) concluiu que a introdução de tensões residuais através da compressão mecânica não causa melhoras significativas na resistência à fadiga de contato do ferro fundido. Segundo Wollmann (2012), embora a nitretação seja uma técnica efetiva para a introdução de tensões residuais, foi constatada uma redução na vida média em fadiga do ferro fundido após o tratamento. E Melo e Nunes (2013) concluíram que a aplicação de *shot peening* também resultou em uma redução da vida média em fadiga, embora tenha havido uma melhora dos resultados em relação à nitretação.

Em todos esses casos foi constatado, que a introdução de tensões residuais compressivas não foi efetiva para aumentar a resistência à fadiga de contato para o ferro fundido nodular. Entretanto, as medidas de tensão residual dos trabalhos anteriores de Wollmann (2012) e Melo e Nunes (2013) restringiram-se à superfície dos corpos de prova. Como se sabe, na fadiga de contato de rolamento o ponto sujeito à máxima tensão cisalhante fica na subsuperfície, sendo essa região o local clássico da nucleação de trincas. Dessa forma, é importante conhecer não apenas a tensão residual superficial, mas como essas tensões residuais provenientes de diferentes tratamentos de superfície se distribuem no interior do material.

Em face disso, percebeu-se a necessidade de utilizar-se um método para a construção de perfis de tensão residual. Visto que a UTFPR adquiriu, há algum

tempo, um equipamento de difração de raios-X, optou-se por encontrar uma maneira de construir esses perfis aproveitando essa infraestrutura. Assim, é possível incorporar esse tipo de análise ao repertório de recursos de caracterização de materiais do GrMaTS e do Centro Multiusuário de Caracterização de Materiais (CMCM) da UTFPR.

Este trabalho teve como objetivo principal aplicar o método de remoção química de finas camadas de material na construção de perfis de tensão residual, utilizando a técnica de difração de raios-X. Objetivou-se também, a partir da construção dos perfis de tensão residual das amostras de ferro fundido — submetidas à nitretação e shot peening — utilizadas nos estudos anteriores de Wollmann (2012) e Melo e Nunes (2013), aprofundar a interpretação dos resultados de fadiga de contato daqueles autores. E, finalmente, amostras de outro material, o aço AISI 5150, submetido a condições de tratamento superficial similares às dos estudos de Wollmann (2012) e Melo e Nunes (2013), também tiveram seus perfis de tensão residual analisados, para melhor compreender como as tensões provenientes desses tratamentos podem ser afetadas por modificações na composição da liga.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 Tensões Residuais

Tensões residuais, ou tensões internas, são tensões presentes em uma estrutura, componente ou chapa, sem que uma força externa esteja atuando sobre o material. Tensões residuais trativas e compressivas sempre acontecem juntas (SCHIJVE, 2004). A Figura 1 representa uma possível distribuição de tensões residuais em equilíbrio em um componente.

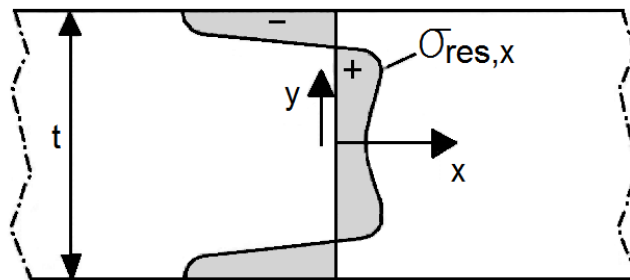


Figura 1 - Distribuição de tensões residuais em um componente.

Fonte: Schijve (2004)

As equações de equilíbrio (1) e (2) devem ser satisfeitas e, visto que não há ação de forças ou momentos externos, as tensões residuais compressivas devem ser balanceadas por tensões residuais trativas presentes no material.

$$\int_{-\frac{t}{2}}^{\frac{t}{2}} \sigma_x dy = 0 \quad (1)$$

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

Uma carga externa, quando aplicada a um componente, introduz tensões de acordo com sua intensidade e a geometria do componente. Se o comportamento for elástico, a resposta do material será referente à soma da distribuição de tensões decorrente da carga externa e da distribuição de tensões residuais (NIKU-LARI, 1987), conforme descrito na Equação (3).

$$\sigma = \sigma_{carga\ externa} + \sigma_{residual} \quad (3)$$

Quando a carga aplicada for cíclica, a distribuição de tensões resultante terá um valor médio e uma amplitude. A tensão residual não afetará a amplitude, mas se somará ao valor médio da tensão. Dessa forma, se a tensão residual for trativa, o valor médio da tensão total no material aumentará. Se for compressiva, o valor diminuirá. Se o valor máximo da tensão resultante for positivo, a nucleação e o crescimento de trincas serão favorecidos, podendo culminar em falha por fadiga. Se esse valor máximo for negativo, será mais improvável que haja nucleação de microtrincas, mas mesmo que a nucleação aconteça, o crescimento delas será retardado (SCHIJVE, 2004).

A introdução de tensões residuais em um material ocorre essencialmente através de deformações não homogêneas permanentes, plásticas ou elásticas (NIKU-LARI, 1987). Por exemplo, ao deformar a superfície de um material através de 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. Essa situação poderá ocasionar uma deformação elástica nos grãos subsuperficiais, que permanece no material mesmo quando em repouso. Esse tipo de deformação, tanto plástica quanto elástica, é chamada de permanente por permanecer no material em repouso.

Alguns dos métodos utilizados para a introdução de tensões residuais são processos que envolvem trabalho a frio — como usinagem, laminação e *shot peening* — e alguns tratamentos térmicos e termoquímicos, como a nitretação (SCHIJVE, 2004).

Tensões residuais compreendem um dos grupos de fatores chave levados em conta em análises de integridade superficial. O conceito de integridade superficial para operações de acabamento envolve outros cinco grupos de fatores essenciais: visual, dimensional, tribológico, metalúrgico e outros (ASM, 2002), como ilustrado na Figura 2

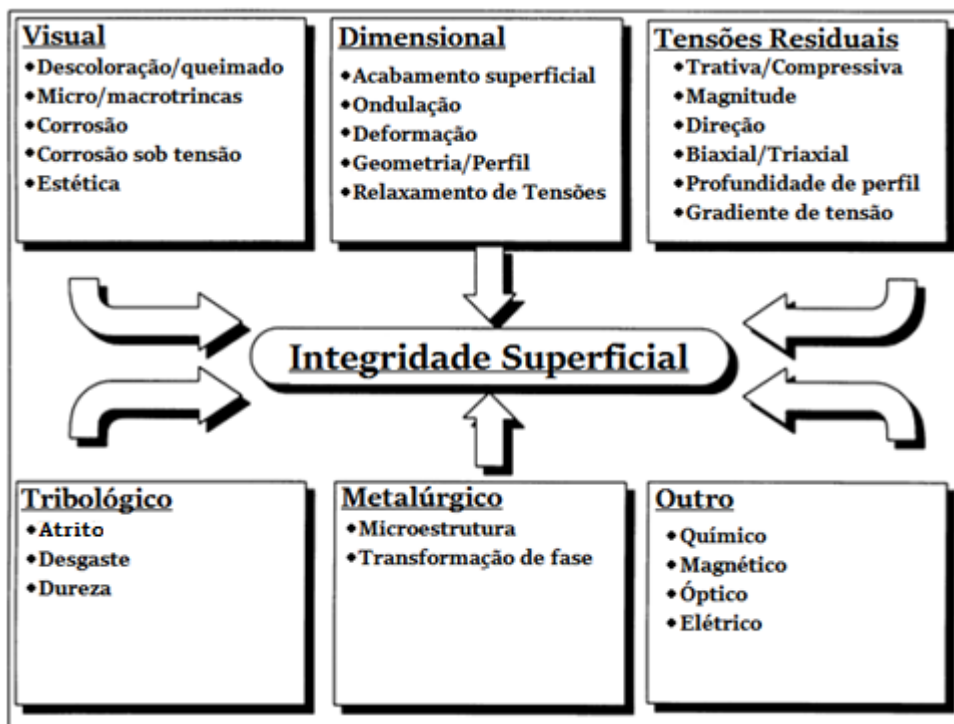


Figura 2 - Grupos de fatores chave que definem integridade superficial de um material acabado.

Fonte: ASM (2002) (Adaptado)

Em um exemplo apresentado no volume 10 da coleção *ASM Handbook* (ASM, 1998) é possível perceber como os parâmetros de um processo de acabamento podem afetar a integridade superficial de um material introduzindo tensões residuais. O exemplo cita três tipos de retífica realizados em amostras: duas retíficas com condições severas e uma retífica branda, com uso adequado de líquido refrigerante. Foram realizadas medições de tensão residual na superfície das amostras por meio de difração de raios-X. Como ilustrado na Figura 3, a retífica branda C introduziu tensões compressivas uniformemente distribuídas ao longo da superfície da peça. Para a peça submetida à retífica severa A, descobriu-se que as tensões residuais da superfície eram inteiramente trativas. Na amostra submetida à retífica severa B foram observadas regiões de compressão e tensão, e regiões "queimadas" pelo processo associadas aos picos de tensão trativa.

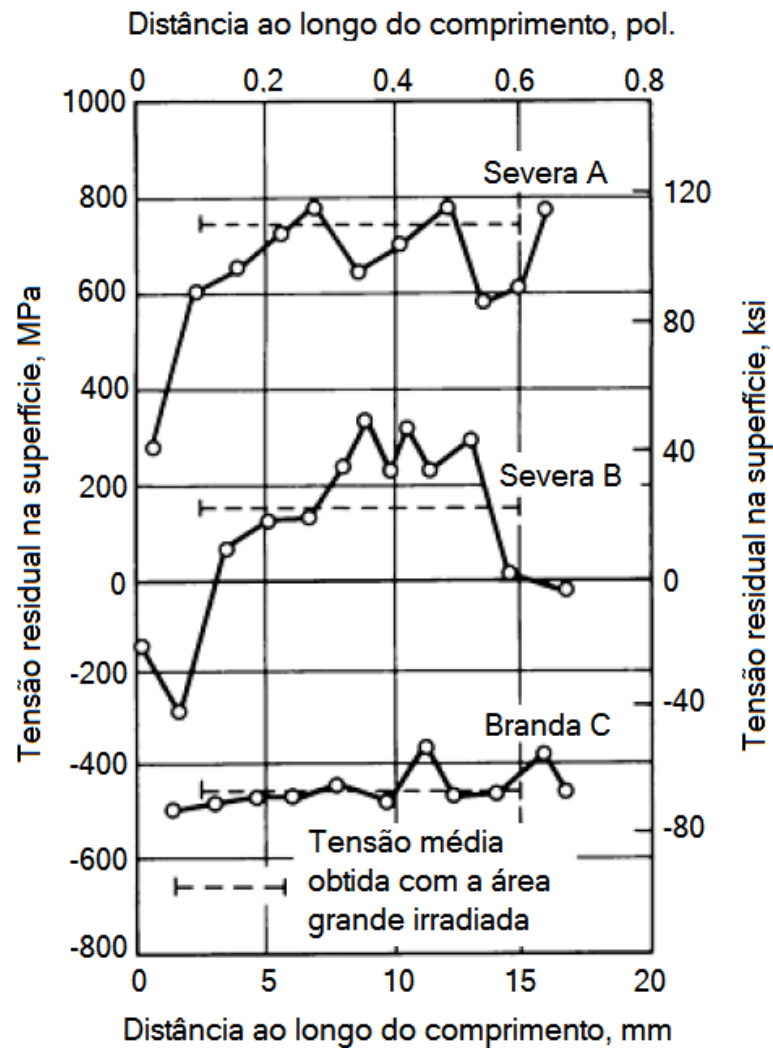


Figura 3 - Variações de tensão residual superficial produzidas por retífica medidas longitudinalmente.

Fonte: ASM (1998) (Adaptado)

Se forem utilizados parâmetros adequados, é possível introduzir tensões residuais compressivas através de métodos de usinagem em condições brandas, como retíficas ou lixamento (ASM, 1998).

As técnicas de medição de tensão residual podem ser classificadas entre técnicas destrutivas e não destrutivas. Os métodos destrutivos possuem princípios bem similares ao princípio descrito a seguir. Essas técnicas se baseiam em aliviar tensões retirando uma porção de material tensionado através de usinagem e medir a deformação resultante da redistribuição de tensões. Ao retirar uma camada de um perfil de tensões residuais cuidadosamente — assumindo que não são introduzidas novas tensões —, as equações de equilíbrio do material não serão mais satisfeitas.

Para restabelecer o equilíbrio interno, o componente se deforma. Essas deformações podem ser medidas por um transdutor e relacionadas às tensões residuais aliviadas através da teoria da elasticidade. Entre as técnicas destrutivas, encontram-se o método do furo cego, do anel usinado, remoção de camadas e o seccionamento.

As técnicas não destrutivas consistem, de modo geral, em medir certas propriedades do componente tensionado e compará-las às propriedades do componente isento de tensões residuais. Métodos como a medição por difração de raios-X, difração de nêutrons, ultrassom e técnicas magnéticas se classificam como não destrutivos (SOARES, 2003). Todas as técnicas possuem limitações, sejam elas de profundidade de medição, de precisão, ou por limitações de geometria do componente (NIKU-LARI, 1987).

Neste trabalho foram analisadas amostras que foram submetidas aos processos de *shot peening* e nitretação para a introdução de tensões residuais. A técnica utilizada para a medição dessas tensões foi a difração de raios-X.

2.2 Shot Peening

O *shot peening* é um método de deformação plástica a frio, por meio do qual tensões residuais compressivas são introduzidas nas camadas superficiais do metal. Isso é feito por meio de um jato de granalhas direcionadas à superfície metálica a alta velocidade sob condições controladas, conforme apresentado na Figura 4 (ASM, 2007).

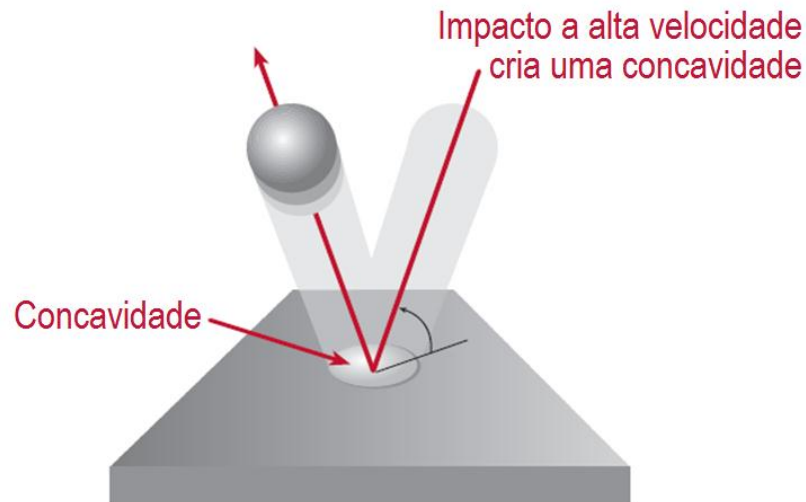


Figura 4 - Deformação plástica no ponto de impacto.

Fonte: MIC (2005) (Adaptado)

A maior finalidade do *shot peening* é aumentar a resistência à fadiga. Entretanto, esse processo tem outras aplicações, como o alívio de tensões trativas e a limpeza da superfície metálica exposta ao jato (ASM, 2007).

O impacto da granalha metálica a alta velocidade na superfície da peça produz uma deformação plástica no formato de uma pequena concavidade, alongando o material da superfície na direção radial do contato (TOTTEN, 2004). Em cada concavidade a tendência dos grãos deformados é retomar sua forma original, gerando tensões residuais compressivas subsuperficiais em uma distribuição aproximadamente semiesférica em torno da deformação. A partir da sobreposição das concavidades resultantes de um jato de granalhas, forma-se uma camada uniforme de tensões residuais compressivas, conforme a Figura 5 (MIC, 2005).



Figura 5 - Campo de tensão residual compressiva gerada pela deformação do jateamento.

Fonte: MIC (2005) (Adaptado)

O jateamento de granalhas deforma plasticamente o material, atingindo profundidades típicas que variam de 1 mm a 7,5 mm, introduzindo tensões na superfície e subsuperfície (TOTTEN, 2004).

À medida que essas tensões compressivas são introduzidas na superfície, surgem tensões residuais trativas subsuperficiais de reação. Isso acontece a fim de satisfazer as condições de equilíbrio de forças e momentos internos do material (STEPHENS, 2001). A Figura 6 ilustra esquematicamente essa distribuição de tensões.

O módulo da tensão compressiva na superfície pode ser muitas vezes maior do que o módulo da tensão trativa na subsuperfície, como na distribuição de tensões da Figura 1. Essa tensão compressiva superficial ameniza qualquer tensão trativa de trabalho sobre a peça, melhorando a vida em fadiga (ASM, 2007).

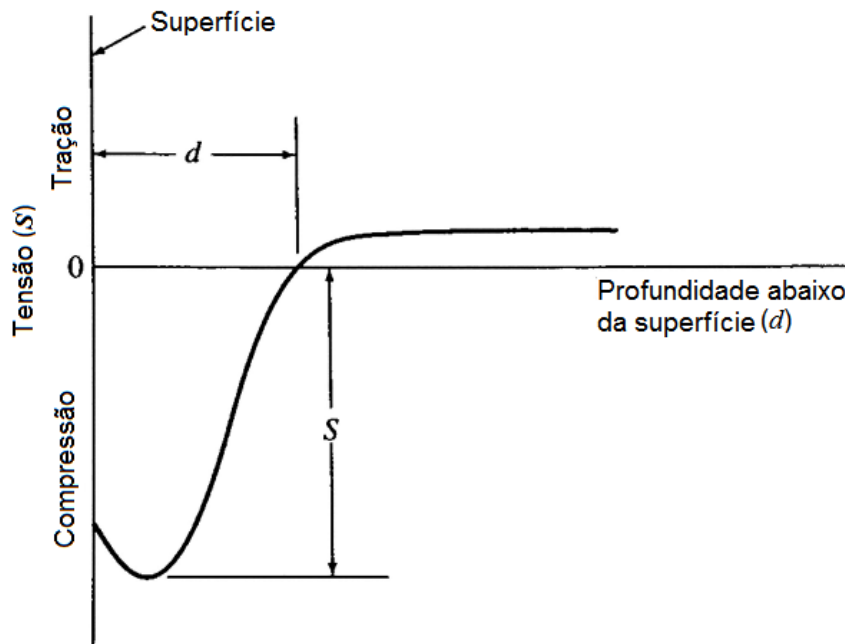


Figura 6 - Distribuição de tensão residual típica resultante do processo de *shot peening*.

Fonte: Stephens (2001) (Adaptado)

A magnitude da tensão residual que pode ser introduzida pelo *shot peening* é limitada, e depende principalmente do material da peça. Para metais de elevada dureza, a tensão pode chegar a pouco mais da metade do valor da tensão de escoamento do material (ASM, 2007; STEPHENS, 2001).

A profundidade da camada onde se concentram as tensões residuais compressivas e a rugosidade da superfície jateada são determinadas pelo material da peça e pela intensidade de jateamento. A intensidade de jateamento depende do tamanho, do peso e da dureza do material da granalha, da velocidade do jato, do ângulo de jateamento e do tempo de exposição (ASM, 2007; STEPHENS, 2001).

O método Almen é um método padronizado para caracterizar a intensidade de jateamento. Uma plaqueta de aço de dimensões padronizadas é submetida a jateamento em apenas um dos lados. Essa indução de tensões desiguais provoca um encurvamento da placa. A altura do arco, em milímetros, e o tipo da placa definem a intensidade Almen (ASM, 2007).

É importante encontrar uma intensidade de jateamento adequada, uma vez que uma intensidade excessiva pode gerar rugosidade superficial e tensões residuais trativas subsuperficiais excessivas. Por outro lado, uma intensidade insuficiente não é eficaz para aumentar a resistência à falha por fadiga (STEPHENS, 2001).

As granalhas empregadas no *shot peening* são de formato esférico e podem ser fabricadas em ferro, aço, vidro ou cerâmica. A dureza da granalha deve ser igual ou superior à dureza do material submetido ao jateamento (MIC, 2005).

2.3 Nitretação

A nitretação é um tratamento termoquímico de endurecimento superficial que ocorre através da introdução de nitrogênio nos aços. Além do endurecimento superficial, também é possível obter aumento da resistência ao desgaste e da vida em fadiga do material, e em alguns casos, melhora na resistência a corrosão (ASM, 2002).

O nitrogênio pode se distribuir tanto na forma de solução sólida na estrutura cristalina do material quanto na forma de nitretos, como mostra a Figura 7. A camada de nitretos, também conhecida por camada branca, é composta pelos nitretos de ferro $Fe_{2-3}N$ e Fe_4N , conhecidos por ϵ e γ' , respectivamente. Estes formam uma fase frágil que apresenta alta dureza.

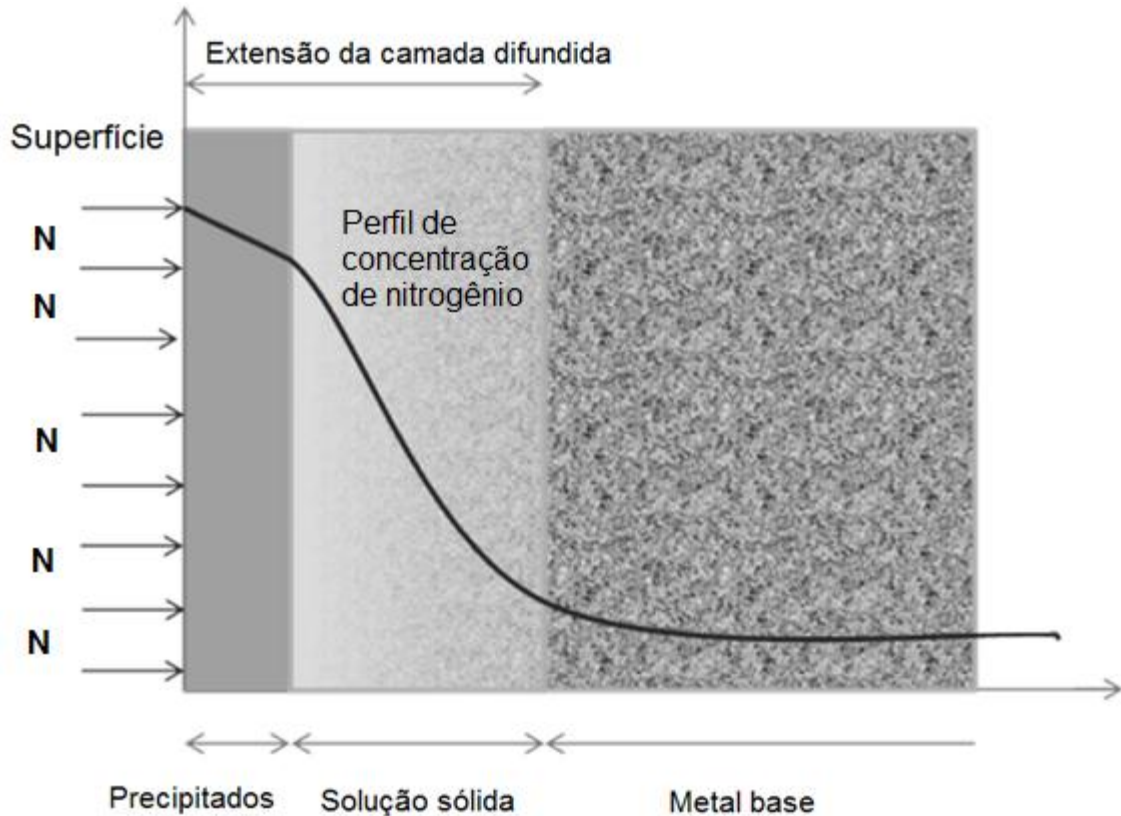


Figura 7 - Princípio do tratamento termoquímico de nitretação, distribuição de nitrogênio no metal base.

Fonte: Czerwinski (2012) (Adaptado)

A morfologia da camada nitretada dependerá da técnica e parâmetros de tratamento escolhidos, e também do material que está sendo tratado. Alguns elementos de liga como alumínio, cromo, vanádio, tungstênio, molibdênio e manganês são benéficos para a nitretação, pois são formadores de nitretos (ASM, 2002). Na Figura 8, é possível observar perfis de microdureza em diferentes materiais. Em destaque, um perfil de microdureza típico para o ferro fundido nodular, e um para um aço de baixa liga.

O processo de nitretação ocorre quando o nitrogênio em forma atômica difunde no metal base. O nitrogênio atômico é obtido a partir da dissociação de compostos químicos que variam com o tipo de nitretação, que poderá ser a gás, líquida ou a plasma.

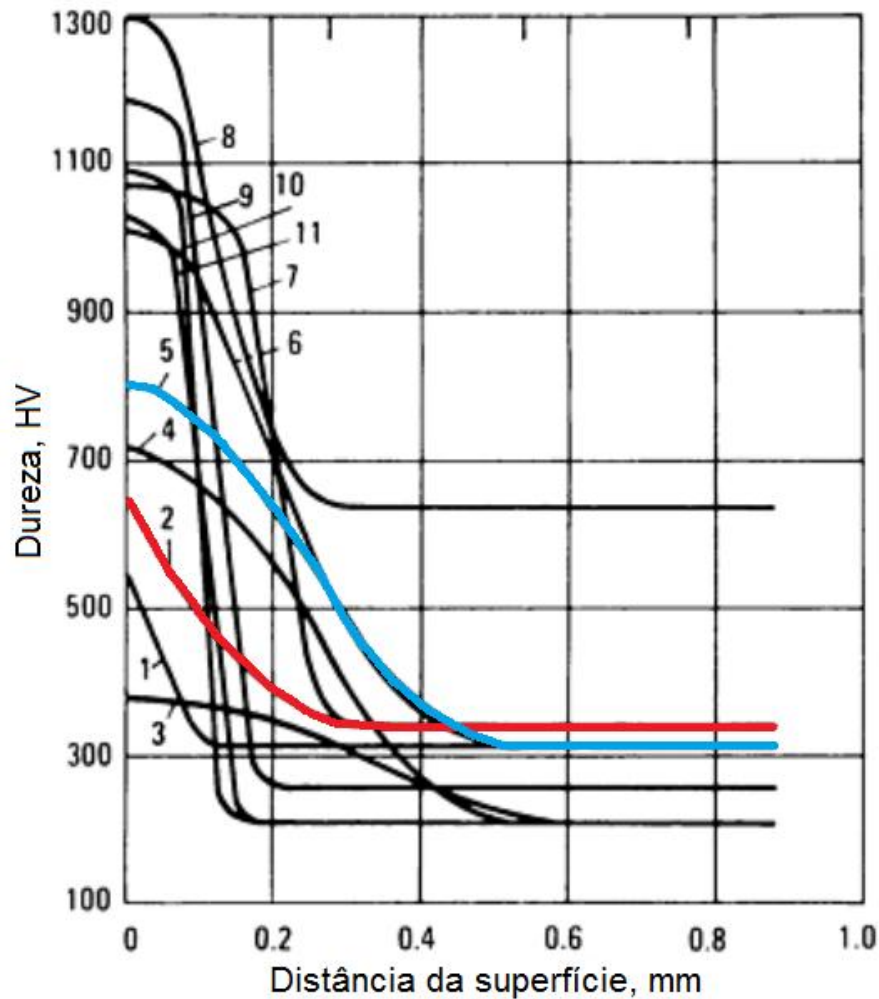


Figura 8 - Perfis de dureza para diferentes materiais nitretados: 1) ferro fundido cinzento; 2) ferro fundido nodular; 3) aço AISI 1040; 4) aço para cementação; 5) aço de baixa liga; 6) aço para nitretação; 7) aço para trabalho a quente com 5% de Cr; 8) aço para matriz trabalhado a frio; 9) aço inoxidável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

Fonte: ASM (2002) (Adaptado)

A nitretação a gás é realizada em fornos com atmosfera de amônia em temperaturas típicas entre 550-580 °C. É possível controlar, além do tempo e da temperatura, a taxa de dissociação da amônia, que dará origem ao nitrogênio atômico. Já a nitretação líquida é feita com banho de sais fundidos, tipicamente cianetos, carbonatos de sódio ou potássio. A nitretação em banho de sal possui menor tempo de ciclo em consequência da alta reatividade do meio nitretante, porém apresenta camadas nitretadas de baixa qualidade. Na nitretação por plasma a criação de nitrogênio atômico é uma consequência de fenômenos colisionais desencadeados na descarga elétrica. Essa técnica permite o uso de menores

temperaturas de tratamento, e ao contrário da nitretação líquida e a gás, não utiliza insumos tóxicos como a amônia e cianetos para realizar o tratamento (CZERWINSKI, 2012).

A nitretação por plasma permite maior controle da composição química da camada a ser formada. A camada resultante da nitretação a gás é constituída pela região de difusão, e pela camada branca formada pelas fases $Fe_{2-3}N$ (ϵ) e Fe_4N (γ'). Já para a nitretação por plasma é possível escolher se haverá camada branca ou não, e também a sua composição, que poderá ser $\epsilon + \gamma'$ ou apenas γ' (ASM, 2002).

A morfologia da camada nitretada tem influência direta sobre o comportamento mecânico e tribológico do material. A Figura 9 mostra o aumento significativo da vida em fadiga para o aço AISI 4140, e a influência de diferentes parâmetros de tratamento. A vida em fadiga de flexão rotativa é aumentada pois a nitretação gera expansão da estrutura cristalina superficial do material e um campo de tensões residuais compressivas é criado em consequência dessa expansão (ASM, 2002).

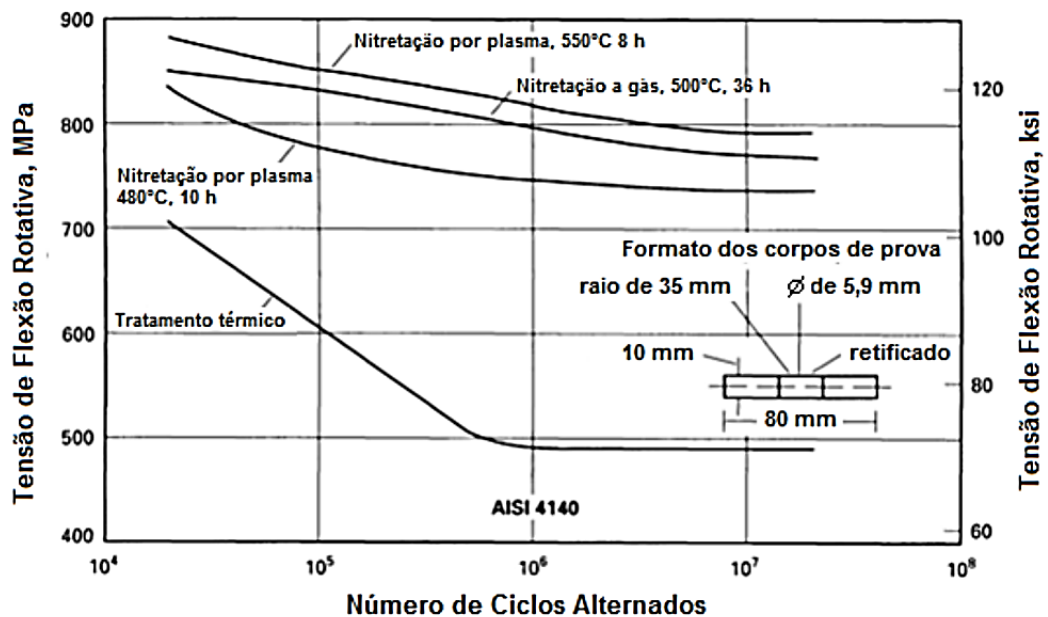


Figura 9 - Variação na vida em fadiga do aço AISI 4140 para diferentes parâmetros de nitretação.

Fonte: ASM (2002) (Adaptado)

Em um trabalho desenvolvido por Alsaran *et al*, amostras do aço AISI 5140 foram nitretadas com diferentes parâmetros de tratamento. Foi variado o tempo, a temperatura e a proporção da mistura gasosa (N_2/H_2). Foi avaliada a dureza

superficial do material após a nitretação, a profundidade de endurecimento e a variação do limite de resistência a fadiga do material. Esses resultados são apresentados na Tabela 1, juntamente com os parâmetros de nitretação.

Tabela 1 - Características da camada nitretada, variação do limite de resistência a fadiga e parâmetros do tratamento de nitretação do aço AISI 5140.

Temperatura (°C)	Tempo (h)	Mistura gasosa (N ₂ /H ₂)	Espessura da camada branca (µm)	Espessura da camada nitretada (µm)	Dureza superficial (HV)	Limite de resistência a fadiga (MPa)
400	1	0,05	0,1 – 0,15	140 -160	405 – 412	490,0
400	1	3	1 – 1,5	125 – 150	349 – 371	496,0
450	4	0,33	2,5 – 3	225	712 – 726	556,8
450	12	3	5,8 – 6,5	425	524 – 540	580,0
500	8	3	7,5 – 8	400 – 425	548 – 566	567,1
550	4	3	8 – 10	175	390 – 412	531,0
550	12	0,33	8,5 – 9,2	600 – 625	473 – 480	587,4
Não nitretada	-	-	-	-	250	415,9

Fonte: Alsaran *et al* (2002) (Adaptado)

Segundo Alsaran *et al* (2002), houve um aumento entre 25% e 45% do limite de resistência a fadiga do material. Isso acontece porque o processo de nitretação induz tensões residuais compressivas na superfície do material, dificultando o crescimento de possíveis trincas nessa região. Além disso, o aumento da dureza superficial reduz o fluxo plástico, diminuindo a quantidade de intrusões e extrusões na superfície, reduzindo nucleação de trincas.

Outra questão observada é que o limite de resistência a fadiga aumenta com o aumento da espessura da camada nitretada, como ilustrado na Figura 10. Alsaran *et al* (2002) não observaram grande influência da espessura da camada de nitretos. Existe um valor máximo de dureza, cerca de 726 HV, correspondente a uma espessura de camada de 225 µm. Para mais espessas há uma queda de dureza superficial, porem não há queda na resistência a fadiga.

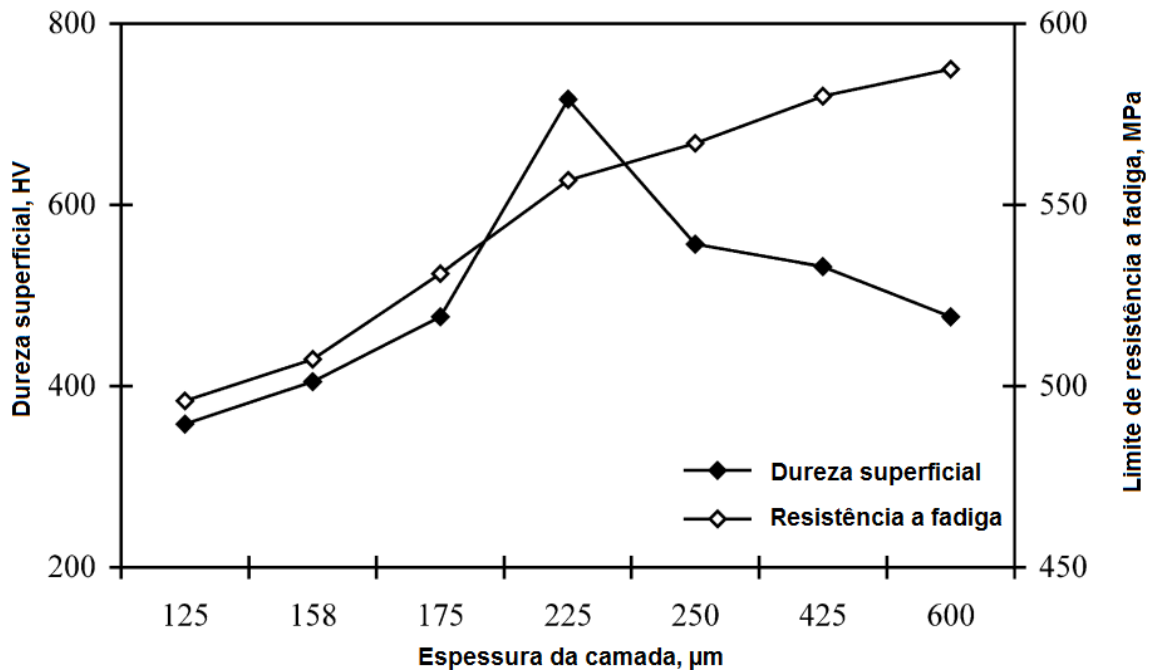


Figura 10 - Relação entre a espessura da camada nitretada, dureza superficial e limite de resistência a fadiga para o aço AISI 5140.

Fonte: Alsaran *et al* (2002) (Adaptado)

Também é possível fazer a combinação dos dois tratamentos, nitretação e *shot peening*, para obter tensões residuais superficiais. Em um estudo desenvolvido por Hassani-Gangaraj *et al* (2013), tensões residuais compressivas foram introduzidas no material ESKYLOS6959, um aço de baixa liga com composição química apresentada na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição química do aço de baixa liga ESKYLOS6959 (%p.).

C	Mn	Si	Cr	Mo	Al	Ni	V	S	P
0,28 – 0,3	0,6 – 0,65	0,3 – 0,35	0,83 – 0,88	0,51 – 0,54	0,02 – 0,035	3 – 3,31	0,09 – 0,12	0,003	0,015

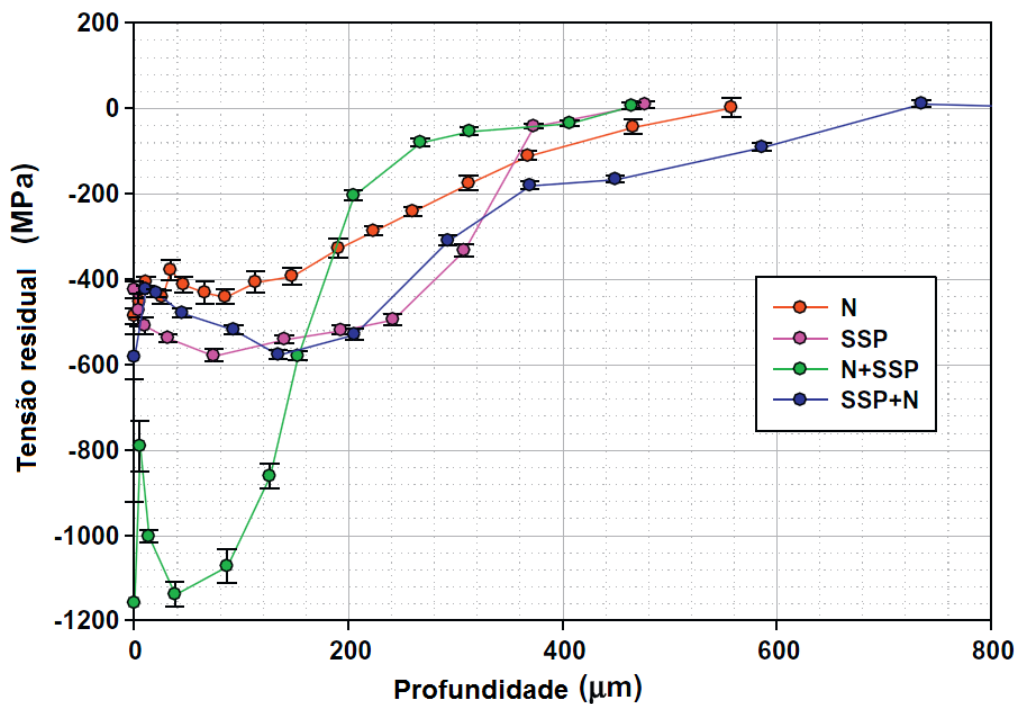
Fonte: Hassani-Gangaraj *et al* (2013)

Foram ensaiadas amostras em estado de fornecimento (AR), submetidas à *shot peening* (SSP), nitretadas (N), nitretadas e submetidas a *shot peening* (N+SSP) e amostras que foram nitretadas após o *shot peening* (SSP+N).

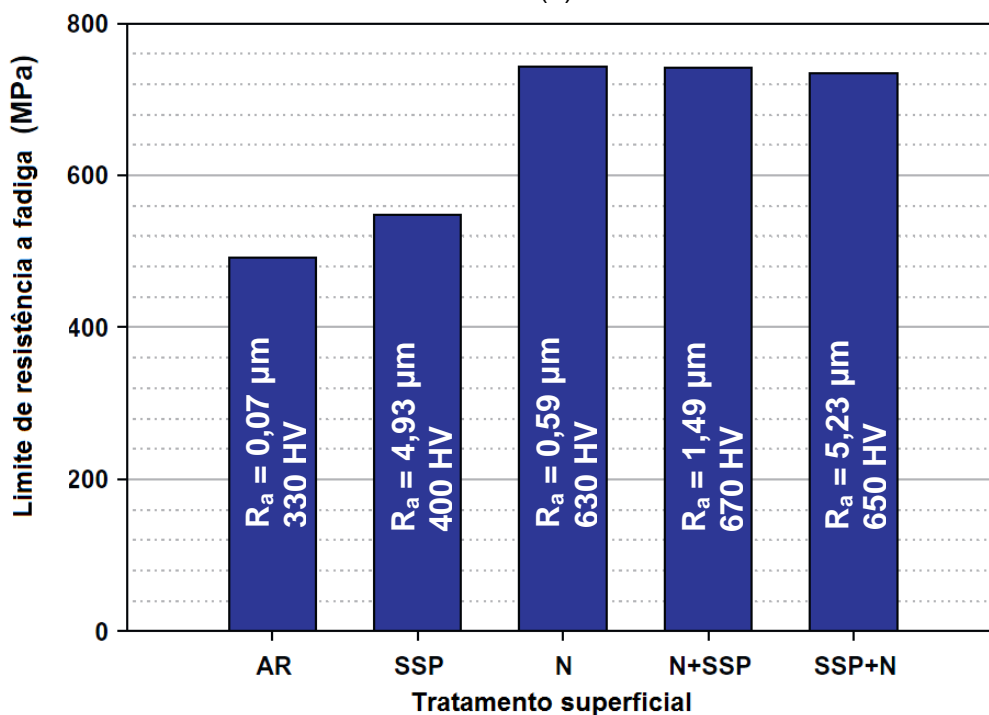
Os perfis de tensão residual apresentados na Figura 11 (a) são resultantes dos tratamentos superficiais escolhidos. Todas as amostras submetidas ao *shot peening* possuem tensões residuais compressivas em uma profundidade de pelo menos

200 μm . Todos os tratamentos geraram aumento na vida em fadiga de flexão rotativa do material, como ilustra a Figura 11 (b). Para a amostra nitretada, que possui o menor valor de tensão residual, o limite de resistência à fadiga ficou muito próximo aos resultados das amostras com maiores níveis de tensão residual. Apesar de a amostra (N+SSP) apresentar os maiores valores de tensão residual, o limite de fadiga resultante foi muito similar aos limites de fadiga das amostras (N) e (SSP+N).

Esses resultados dependem da rugosidade superficial e da dureza, também ilustradas na Figura 11. Segundo Hassani-Gangaraj *et al* (2013), a rugosidade das amostras é aumentada ligeiramente após a nitretação e em grandes valores após o *shot peening*, e isso pode causar redução na vida em fadiga, facilitando a nucleação de trincas na superfície do material. Quanto à dureza, pode-se ressaltar que todas as amostras que passaram pelo processo de nitretação apresentaram alta dureza superficial, o que contribui para o aumento na resistência à fadiga para esforços de flexão rotativa.



(a)



(b)

Figura 11 - Variação da tensão residual superficial (a) e limite de resistência a fadiga, rugosidade e dureza superficial (b) para as condições AR – estado de fornecimento, SSP – *shot peening*, N – nitretado, N+SSP – nitretado + *shot peening* e SSP+N – *shot peening* + nitretação. Sobre as barras estão indicados os valores de dureza superficial e rugosidade de cada condição.

Fonte: Hassani-Gangaraj *et al* (2013) (Adaptado)

2.4 Difração de Raios-X

A difração de raios-X é um ensaio não destrutivo que permite a medição de tensões residuais impostas em um material, tanto por tratamentos superficiais quanto por processos de usinagem.

Quando um feixe de raios-X interage com uma amostra cristalina, parte desse feixe é disperso em forma de calor ou absorvida pelo material, e outra parte é difratada pela estrutura, como mostra a Figura 12. Os raios dispersos podem ser anulados caso a geometria do cristal faça com que haja interferência destrutiva, ou somados, caso a interferência seja construtiva. A interferência construtiva acontece quando a soma dos segmentos \overline{XY} e \overline{YZ} for igual a $n\lambda$, onde λ é o comprimento característico de onda emitido pela fonte e n um número inteiro (ASM, 1998).

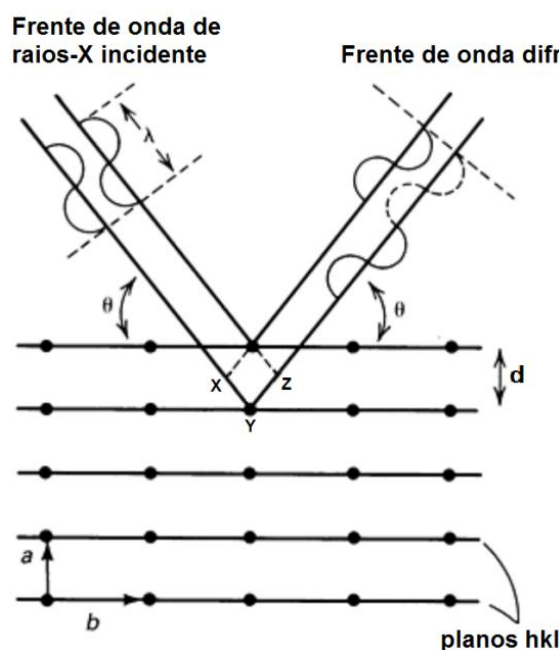


Figura 12 - Difração de raios-X por um material cristalino.

Fonte: ASM (1998) (Adaptado)

Reescrevendo a relação usando a distância d entre os planos cristalinos e θ , que é o ângulo incidente do feixe, obtém-se a equação (4), conhecida como Lei de Bragg (ASM, 1998).

$$2 \cdot d \cdot \sin \theta = n \cdot \lambda \quad (4)$$

Nessa técnica, a tensão residual não é medida de forma direta. Ela é calculada a partir da variação da distância entre os planos cristalográficos. Sempre que há

imposição de tensão em um material, há uma deformação correspondente. A Figura 13 exemplifica o que acontece com a estrutura cristalina quando submetida a um estado equi-biaxial de tensões. Sendo d_0 é a distância interplanar quando a estrutura não está submetida a tensão e d_n quando está submetida. É possível calcular pela equação (5) a deformação ϵ_3 na direção x_3 , normal à superfície (FREUND e SURESH, 2003).

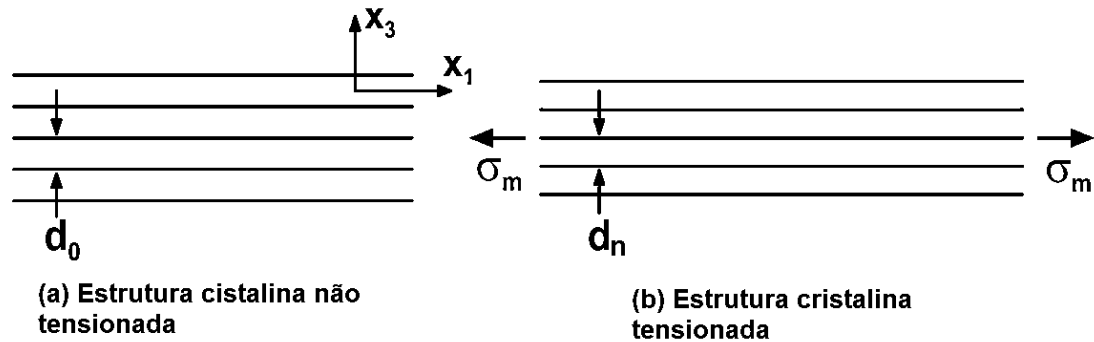


Figura 13 - Variação da distância interplanar de um material cristalino quando submetido a esforços de tração.

Fonte: Freund; Suresh (2003) (Adaptado)

$$\epsilon_3 = \frac{d_n - d_0}{d_0} \quad (5)$$

A deformação no plano normal à superfície também pode ser calculada através da equação (6).

$$\epsilon_3 = -\frac{\nu}{E} \cdot (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (6)$$

Onde:

ν – coeficiente de Poisson

E – Módulo de elasticidade

σ_1 – Tensão aplicada na direção x_1

σ_2 – Tensão aplicada na direção x_2

Se $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_m$, e substituindo (5) em (6), então:

$$\sigma_m = -\frac{E}{2 \cdot \nu} \cdot \left(\frac{d_n - d_0}{d_0} \right) \quad (7)$$

Através da equação (7) é possível conhecer o valor da tensão residual presente na superfície de um material quando submetida ao estado de tensões exemplificado pela Figura 13 (ASM, 1998; FREUND e SURESH, 2003).

Durante um ensaio de difração de raios-X a intensidade do feixe difratado é monitorada. Quando houver interferência construtiva da difração, haverá um aumento da intensidade do feixe, como ilustra a Figura 14. Sabendo o ângulo correspondente ao pico de intensidade, e o comprimento de onda da fonte emissora, é possível calcular através da Lei de Bragg o espaçamento interplanar do material que está sendo analisado (FREUND e SURESH, 2003).

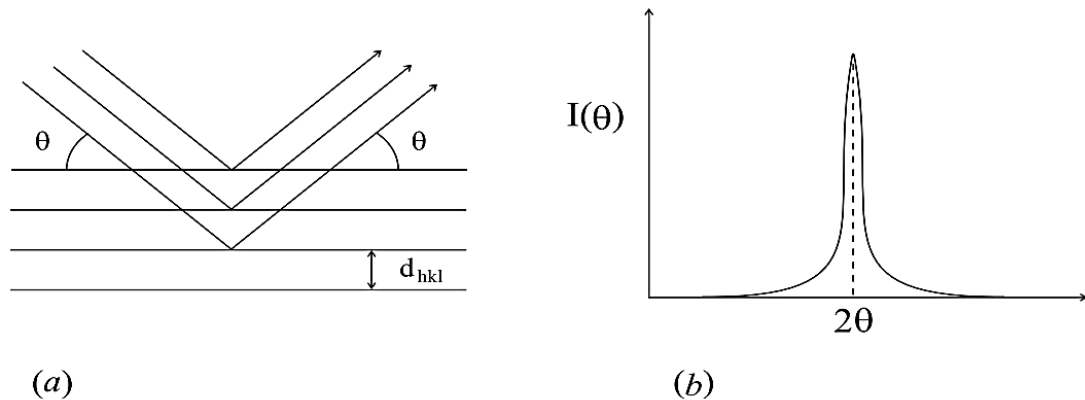


Figura 14 - Difração de raios-X por uma família de planos cristalográficos (a) e a variação de intensidade do feixe difratado em função do ângulo de incidência Θ (b).

Fonte: Freund e Suresh (2003) (Adaptado)

A existência de tensões residuais em um material provoca mudanças em seu espaçamento interplanar, e em consequência disso, podem ser observadas mudanças nos parâmetros de difração. A Figura 15 representa um material que sofreu aumento da distância entre planos, causando deslocamento do pico de máxima intensidade de difração para a esquerda (CULLITY, 1978).

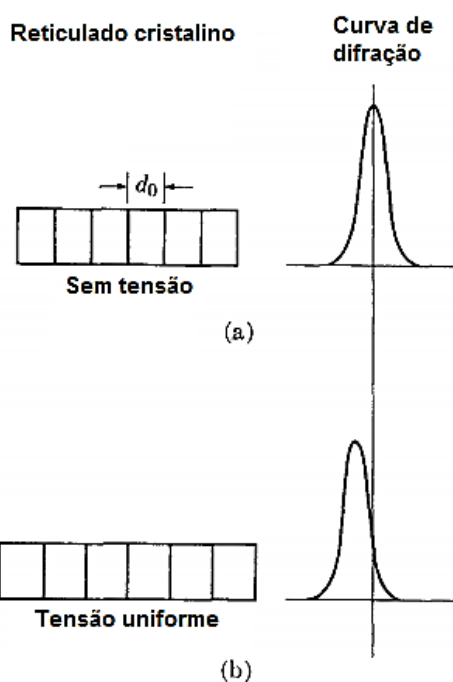


Figura 15 - Variação da curva de intensidade do feixe difratado causada por tensão residual.

Fonte: Cullity (1978) (Adaptado)

A Figura 16 (a) ilustra como é feita a medição da tensão residual σ_ϕ , em uma direção qualquer \overline{OC} , que faz um ângulo ϕ com a direção principal "1". Durante o ensaio ocorre variação do ângulo ψ , pertencente ao plano \overline{OBC} . Esse ângulo também pode ser visualizado entre a direção normal da superfície e a bissetriz do feixe de raios-X, como se vê na Figura 16 (b) (CULLITY, 1978; ASM, 1998).

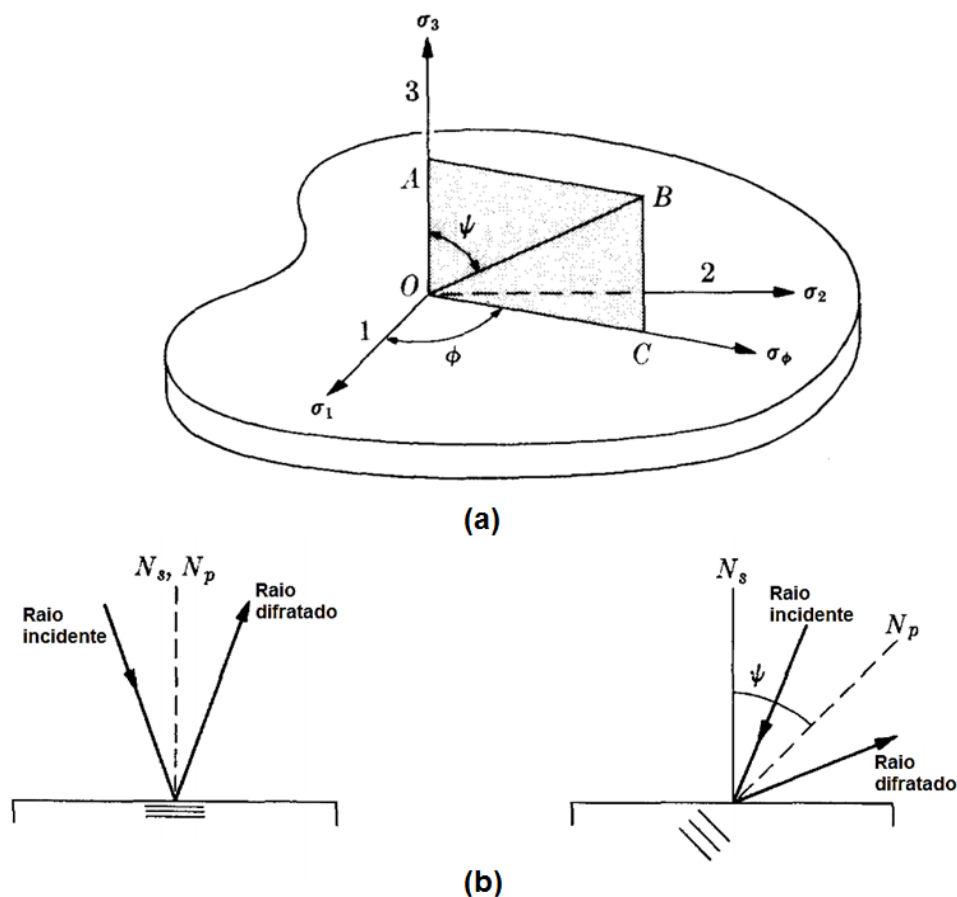


Figura 16 - Medição de tensão residual na direção \overline{OC} (a) e variação da orientação do feixe de raios-X em ψ graus (b).

Fonte: Cullity (1978) (Adaptado)

A medição da distância interplanar é feita para a família de planos que é perpendicular à bissetriz do feixe de raios-X. Dessa forma, para cada valor de ψ será feita a medição de uma orientação cristalográfica diferente. Para descobrir o valor da tensão residual são necessárias pelo menos duas medições, em geral uma com $\psi = 0^\circ$ e outra com $\psi = 45^\circ$. Os resultados das medições devem ser plotados em um gráfico d_ϕ que representa a distância interplanar naquela direção e $\sin^2\psi$, como na Figura 17. Dessa forma é possível calcular a tensão residual utilizando a equação (8) (CULLITY, 1978; ASM, 1998).

$$\sigma_\phi = \left(\frac{E}{1 + \nu} \right) \cdot \frac{1}{d_{\phi 0}} \cdot \frac{\partial d_{\phi \psi}}{\partial \sin^2 \psi} \quad (8)$$

Onde:

σ_ϕ – Tensão residual na direção ϕ

E – Módulo de elasticidade

ν – Coeficiente de Poisson

d_{ϕ_0} – Distância interplanar quando o material não está submetido a um estado de tensões

$d_{\phi\psi}$ - Distância interplanar quando o material está submetido a um estado de tensões medido em um determinado ângulo ψ

Sendo que $\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial \sin^2 \psi}$ é igual ao coeficiente angular da reta apresentada na

Figura 17 e $\frac{1}{d_{\phi_0}}$ o inverso do coeficiente linear.

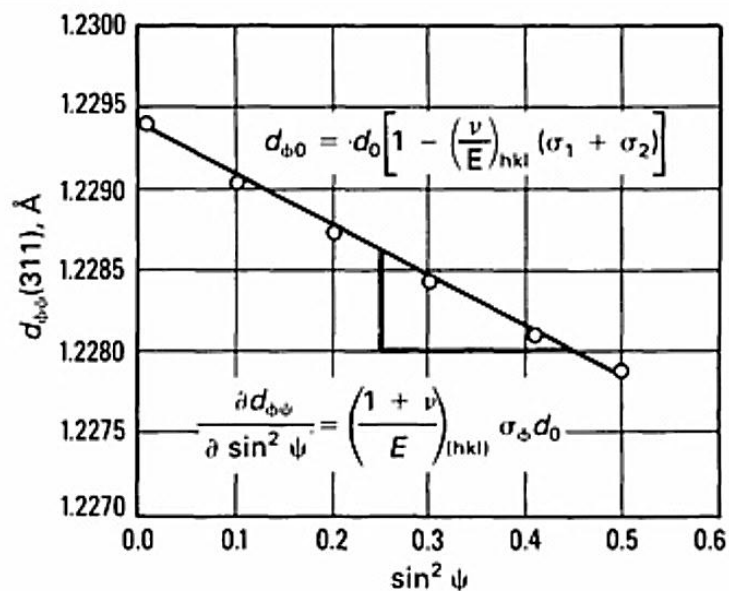


Figura 17 - Distância interplanar vs $\sin^2 \psi$ para uma amostra de alumínio 5056-O submetida a *shot peening*, apresentando tensão residual de -148 Mpa.

Fonte: ASM (1998)

Em geral os equipamentos de difração de raios-X possuem geometrias parecidas com a ilustrada na Figura 18. Para permitir a medição da distância interplanar em múltiplas direções pelo método do $\sin^2 \psi$, é necessário que a amostra seja rotacionada. Existem dois métodos que possibilitam essa rotação, o método “Ômega” e o método “Chi”, que se referem aos eixos já apresentados na Figura 18. No primeiro deles, a amostra é rotacionada ao redor do eixo ω , em consequência disso valores de ψ serão adicionados ou subtraídos de θ . Já no método “Chi”, a amostra deve ser rotacionada ao redor do eixo χ , e da mesma forma que no método

anterior, haverá variação dos valores de ψ . A escolha do método dependerá do equipamento disponível, pois nem todos os difratômetros possibilitam o uso do método χ (Fitzpatrick *et al*, 2005).

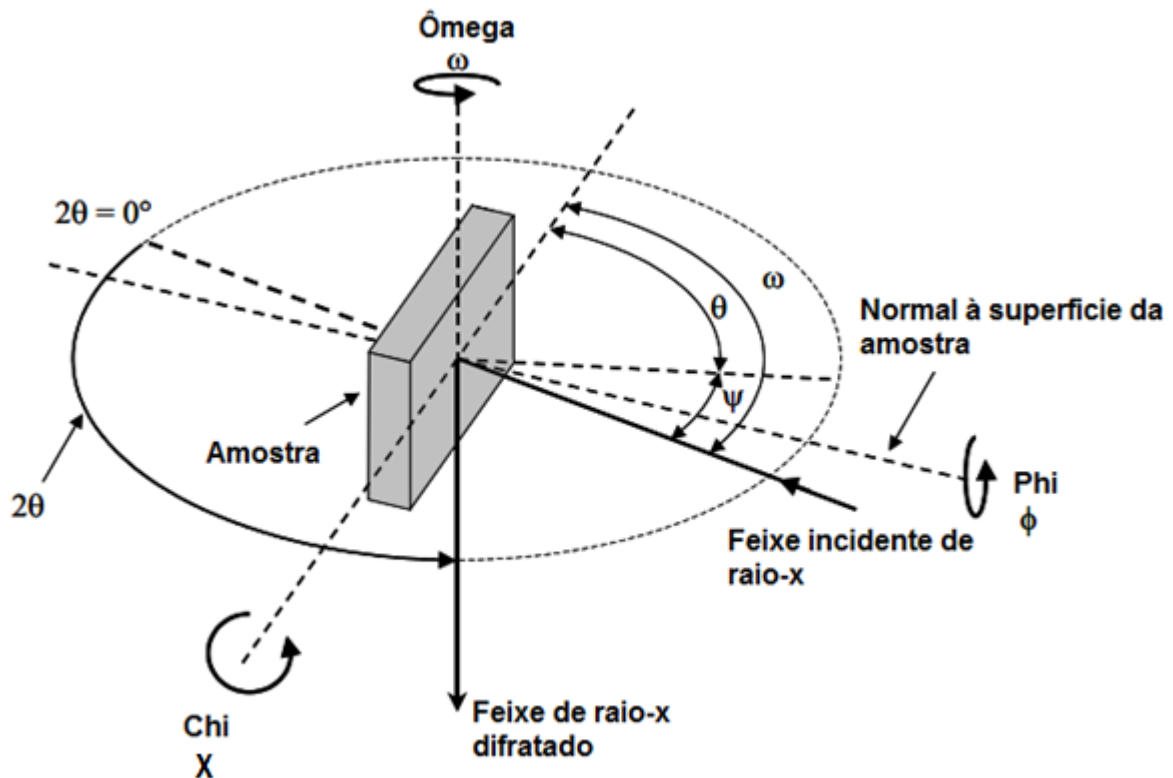


Figura 18 - Ângulos e rotações utilizadas na medição de tensão residual por difração de raios-X.

Fonte: Fitzpatrick *et al* (2005)

A técnica de medição de tensão por difração de raios-X permite a determinação de perfis de tensão residual. Para isso, pequenas porções do material devem ser retiradas, de forma a não induzir nenhum outro tipo de tensão, para realizar medições sucessivas. Em geral, essa remoção é feita por polimento eletrolítico ou por ataque químico. Métodos mecânicos de remoção devem ser evitados, ainda que conduzidos em condições pouco severas, pois deformam a superfície, induzindo tensões (ASM, 1998).

Em um estudo desenvolvido por Bagherifard *et al* (2014) perfis de tensões residuais foram construídos para amostras de ferro fundido nodular submetidos a diferentes parâmetros de *shot peening*. Um grupo de amostras foi tratado com parâmetros convencionais de *shot peening*, “CSP” e outro com condições severas,

“SSP”. Os perfis foram determinados através da medição de tensões residuais por difração de raios-X e a remoção do material foi feita por ataque químico, utilizando uma solução de Nital 60%. Os resultados podem ser observados na Figura 19. A condição mais severa de *shot peening*, além de causar maiores valores de tensão residual compressiva, também produz uma distribuição de tensões mais extensa.

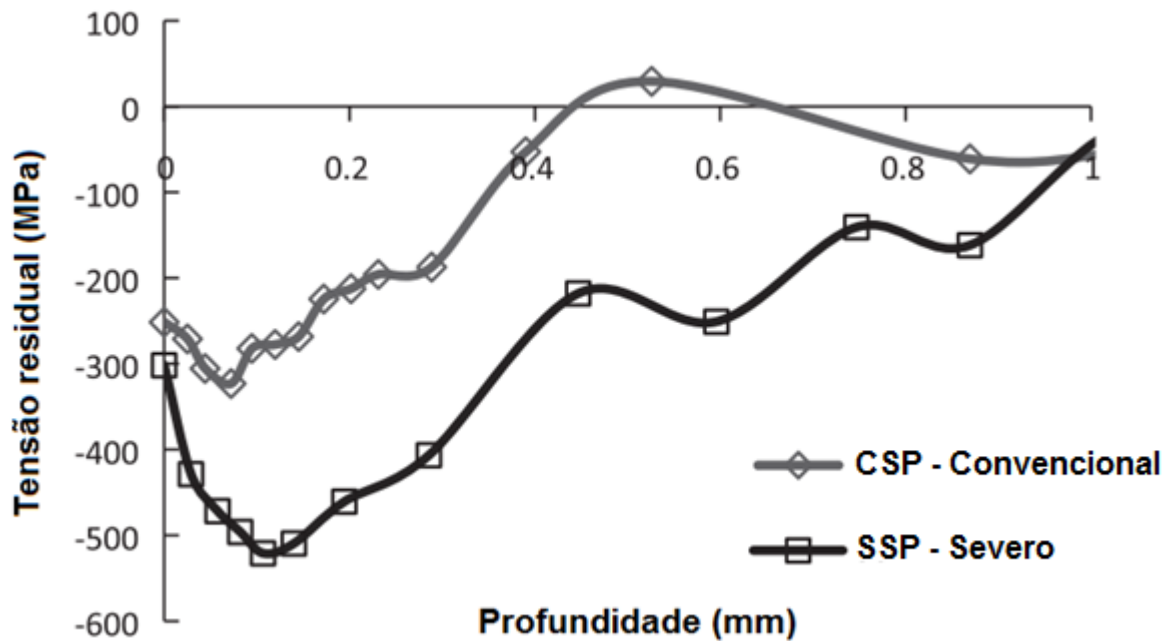


Figura 19 - Perfil de tensão residual para amostras de ferro fundido nodular submetidas a diferentes condições de *shot peening*.

Fonte: Bagherifard *et al* (2014)

Quando uma camada de material é removida para a realização da medição de tensão residual há uma mudança no estado de tensões na superfície. Em geral há relaxação da nova superfície exposta. Então, é necessário que seja feita a correção dos valores de tensão medidos, como exemplifica a Figura 20. Em concordância com a equação (1), essa correção envolve a integração da distribuição de tensões residuais medidas ao longo das camadas removidas, da superfície original até a superfície exposta. Porém, para pequenas porções de material removido, ou para baixas tensões residuais envolvidas a correção não é significativa (ASM, 1998).

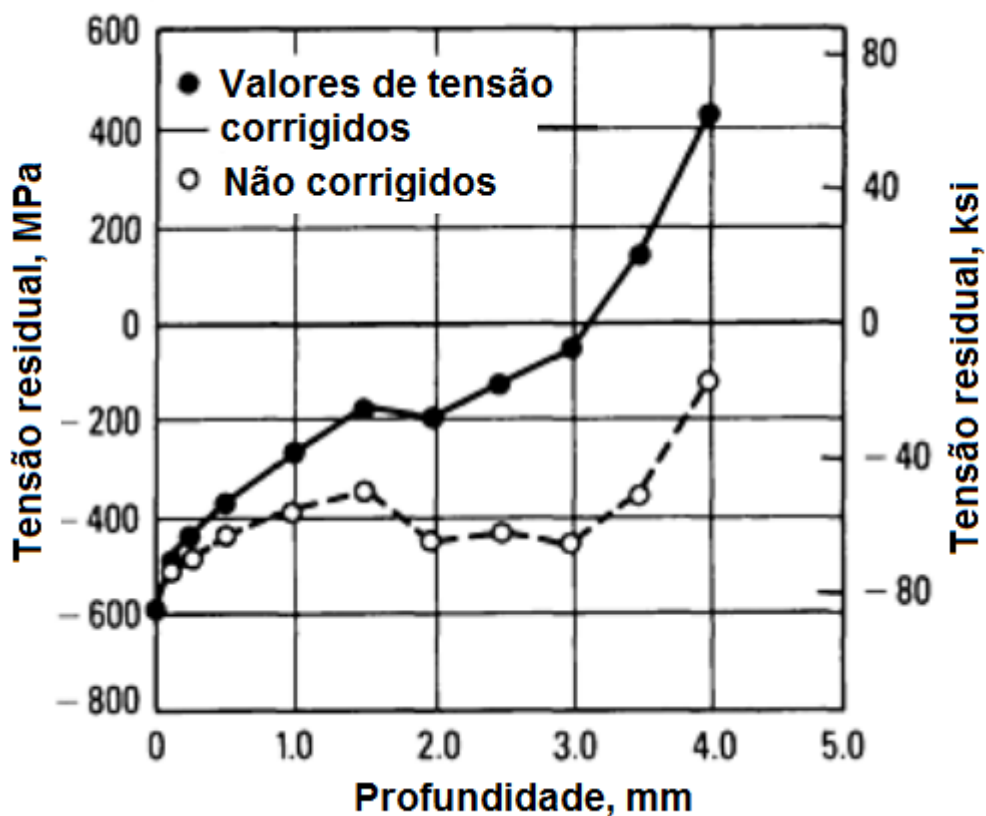


Figura 20 - Comparação entre valores do perfil de tensão residual corrigido e não corrigido para um aço AISI 1070 cementado.

Fonte: ASM (1998) (Adaptado)

Outra variável que deve ser monitorada durante a medição de tensão residual é a topografia da amostra. É possível que os picos não possuam o mesmo valor de tensão que o restante do material. Como possuem menor restrição a variações de volume, eles podem sofrer relaxação. Como ilustrado na Figura 21, esta porção do material também contribui com maior peso para o difratograma gerado (CULLITY, 1978).

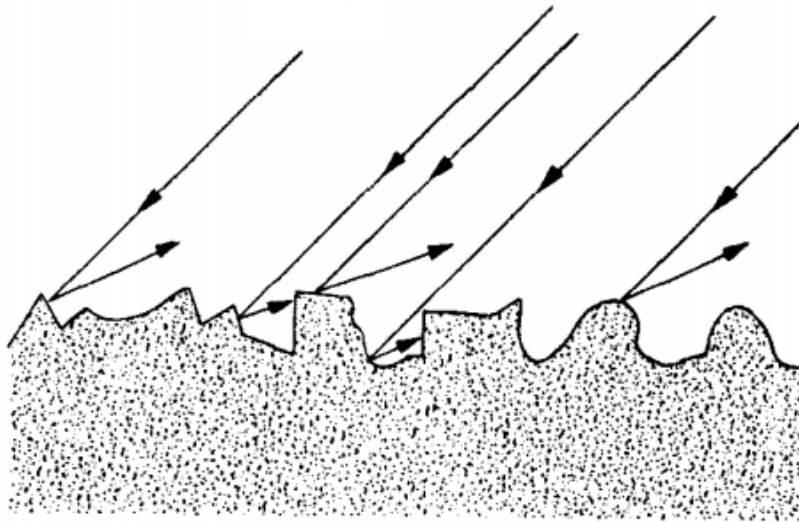


Figura 21 - Difração de raios-X em uma superfície de topografia irregular quando o feixe incidente é inclinado.

Fonte: Cullity (1978) (Adaptado)

A rugosidade da superfície pode ser um problema se a profundidade de penetração do raios-X ficar concentrada apenas nos picos da superfície. Pode-se calcular a profundidade de penetração “x” do feixe utilizando a equação (9) e a Tabela 3. Então, conhecendo os parâmetros médios de rugosidade e sabendo a profundidade de penetração do feixe, é possível afirmar que a informação obtida pela difração de raios-X é significativa para descrever as tensões residuais contidas no material, e não apenas nos picos de rugosidade.

$$x = \left(\ln \frac{1}{1 - G_x} \right) \cdot \frac{1}{\mu} \cdot \frac{\sin \gamma \cdot \sin \beta}{\sin \beta + \sin \gamma} \quad (9)$$

Em que:

G_x – Fração da intensidade total difratada

μ – Coeficiente de absorção do 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 (9) pode ser representado no fator K_x e alguns de seus valores usuais são apresentados na Tabela 3. De modo prático, ao resolver-se a equação (9) para G_x , por exemplo, igual

a 0,90 se estará determinando de até qual profundidade vem 90% do sinal de difração.

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

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

Fonte: Cullity (1978)

2.5 Fadiga de Contato

A fadiga é um fenômeno que causa alterações estruturais localizadas em componentes submetidos a tensões cíclicas, com valores geralmente abaixo da tensão de escoamento especificada para o material (ASM, 1993).

Dentre os tipos de falhas por fadiga, existe a fadiga estrutural, na qual grandes volumes de material são afetados pelo carregamento, e a fadiga de contato, em que as tensões são distribuídas em pequenos volumes do material. Pode-se atribuir a ocorrência do fenômeno da fadiga de contato a situações de rolamento puro, deslizamento puro ou uma combinação de rolamento e deslizamento.

A falha por fadiga de contato é caracterizada pela fragmentação de uma porção do material, o que gera um aumento na vibração e no ruído do conjunto mecânico. O início da falha pode ocorrer por formação de trinca superficial ou subsuperficial, sendo o segundo caso mais comum. A Figura 22 ilustra a ocorrência da falha 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 (STACHOWIAK e BATCHELOR, 2001).

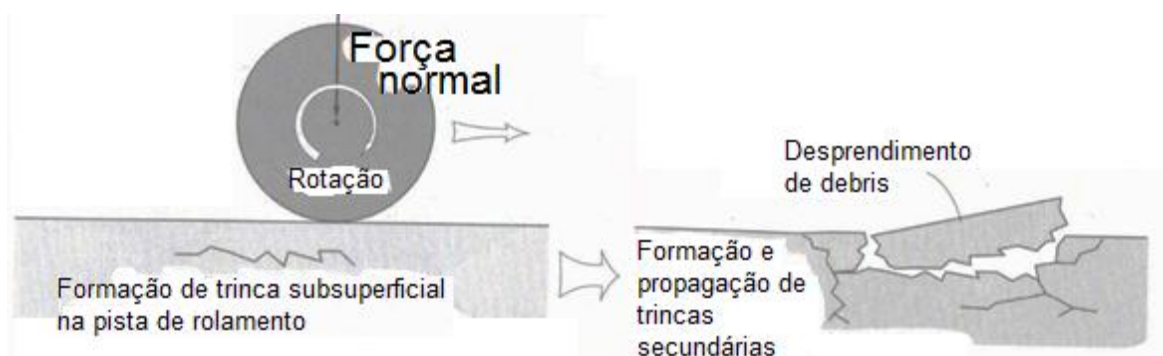


Figura 22 - Mecanismo de formação de falha por fadiga de contato.

Fonte: Stachowiak e Batchelor (2001)

A nucleação de trincas superficiais não é comum para fadiga de contato por rolamento puro, porque a região sujeita a máxima tensão de cisalhamento está logo abaixo da superfície, como mostra a distribuição de tensões de cisalhamento na Figura 23. Porém, é possível que a falha tenha origem superficial, em geral causada por concentradores de tensão como entalhes, indentações, corrosão ou deslizamento associado ao rolamento (BHADESHIA, 2011).

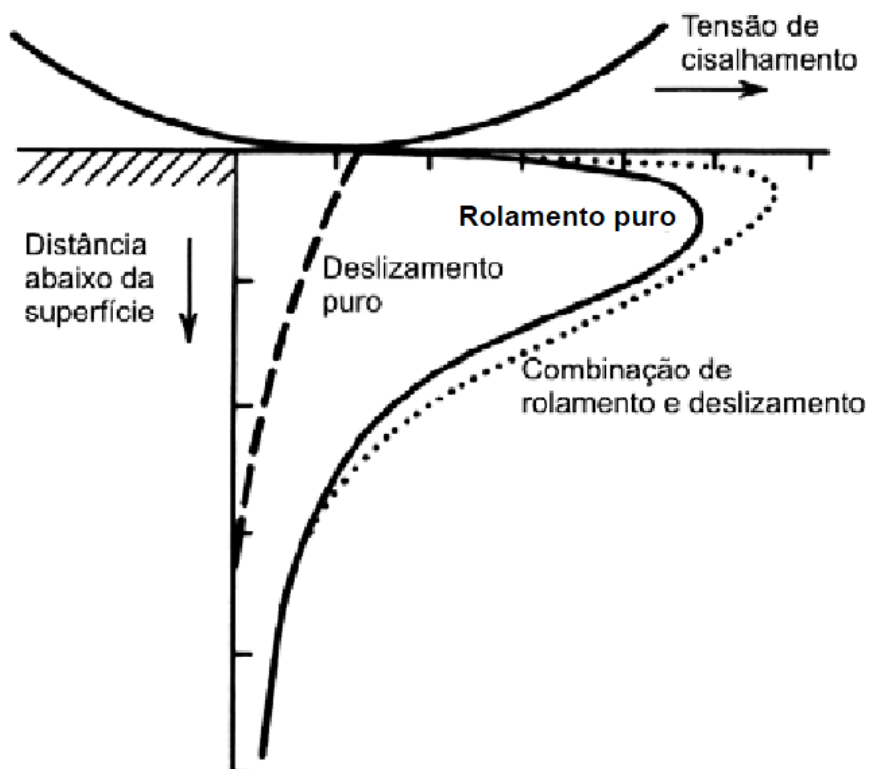


Figura 23 - Distribuição de tensões de cisalhamento no material em situações de deslizamento puro, rolamento puro e combinação de rolamento e deslizamento.

Fonte: ASM (1996)

Em geral a falha por fadiga pode ser atribuída às limitações do material, lubrificação ou condições de operação. Esses e outros fatores que influenciam a vida em fadiga são ilustrados na Figura 24.



Figura 24 - Fatores que influenciam a vida em fadiga de contato de rolamento.

Fonte: ASM (1996)

Os primeiros estudos desenvolvidos a respeito da limitação do material já mostravam aumentos significativos da vida em fadiga para materiais de maior qualidade, com poucas inclusões não metálicas. Defeitos como inclusões, poros, segregação e trincas são extremamente prejudiciais, pois agem como concentradores de tensão facilitando a nucleação de trincas (BHADESHIA, 2011).

A lubrificação forma um filme que protege o conjunto mecânico de desgaste excessivo. Em geral, o regime de lubrificação para esse tipo de contato é do tipo elasto-hidrodinâmico (HUTCHINGS, 1992). O lubrificante não deve possuir partículas sólidas, pois elas podem gerar indentações ou riscos na peça. É importante que as partículas que se desprendem do material, como ilustrado na Figura 22, não permaneçam no filme de lubrificante, uma vez que esses fragmentos também podem gerar riscos ou indentações.

O efeito das tensões residuais ainda não é bem definido no que diz respeito à fadiga de contato de rolamento. Quando a modificação superficial do material também causa aumento da dureza, há, por consequência, um aumento na resistência à deformação plástica localizada. Então, para ambientes passíveis de contaminação, tratamentos de endurecimento superficial podem aumentar a vida útil do componente.

Em trabalho anterior desenvolvido por Neves (2006), tensões compressivas foram impostas em amostras de ferro fundido nodular e ferro fundido cinzento através de uma matriz de compressão mecânica. Não se observou aumento da vida em fadiga após a introdução de tensões compressivas.

No estudo desenvolvido por Wollmann (2012) foi analisada a resistência à fadiga de contato do ferro fundido nodular nitretado por plasma. Foram ensaiadas amostras temperadas e revenidas (TR) e nitretadas (TRN), sendo que algumas dessas passaram por difusão após a nitretação (TRND). Não houve aumento da vida em fadiga com a introdução de tensões compressivas, como mostra a curva de probabilidade de falha da Figura 25, em que η indica a vida média do material. Uma das questões levantadas nesse estudo é que a nitretação também causou redução da dureza do núcleo das amostras. As amostras apenas temperadas e revenidas apresentavam dureza de 795 HV_{0,05} enquanto as amostras submetidas ao tratamento de nitretação e difusão possuíam dureza de núcleo de 450 HV_{0,05}. E mesmo região endurecida pela nitretação a dureza não atingiu os valores das amostras TR, atingindo um máximo de 555 HV_{0,05} na superfície.

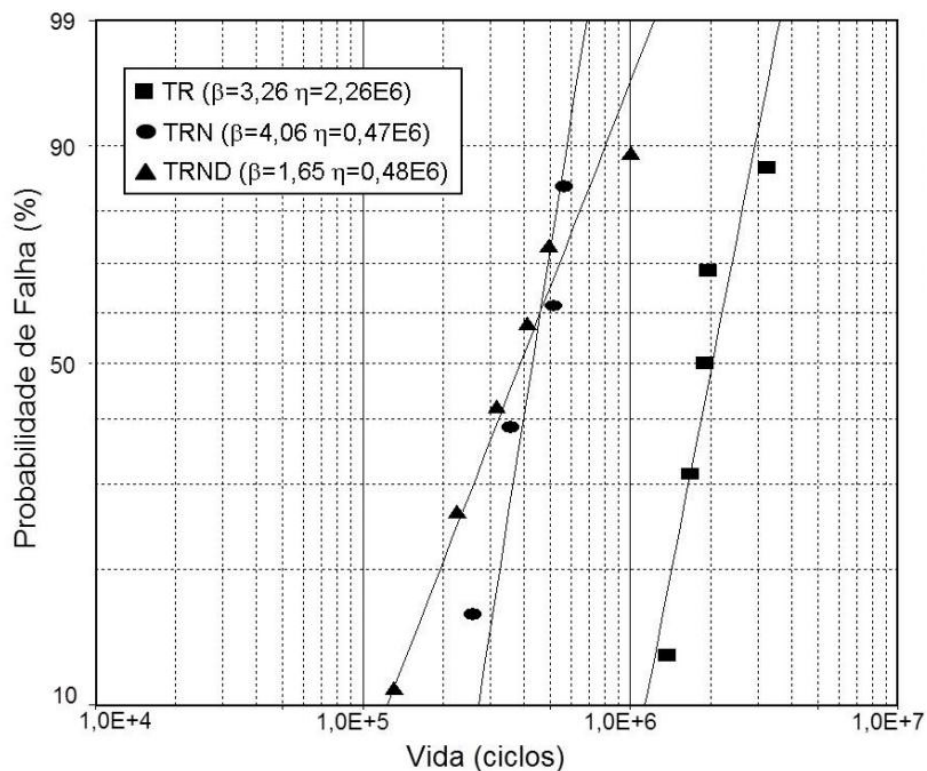


Figura 25 - Curva de probabilidade de falha para os corpos de prova de ferro fundido nodular nas condições TR – temperado e revenido, TRN – nitretado e TRND – nitretado e difundido.

Fonte: Wollmann (2012)

Com o intuito de investigar o efeito da dureza na resistência à fadiga de contato, Soares (2013) ensaiou amostras de ferro fundido nodular que passaram pelo mesmo ciclo térmico que as amostras submetidas à nitretação e difusão, analisadas por Wollmann (2012). Nenhum tratamento de nitretação foi aplicado ao material, as amostras foram apenas temperadas e revenidas, de forma a apresentar uma dureza de 450 HV0,05. A resistência à fadiga de contato foi drasticamente reduzida, mas como é possível observar na Figura 26, não há grande diferença entre a vida da amostra com tensões residuais compressivas e a amostra apenas temperada com baixa dureza.

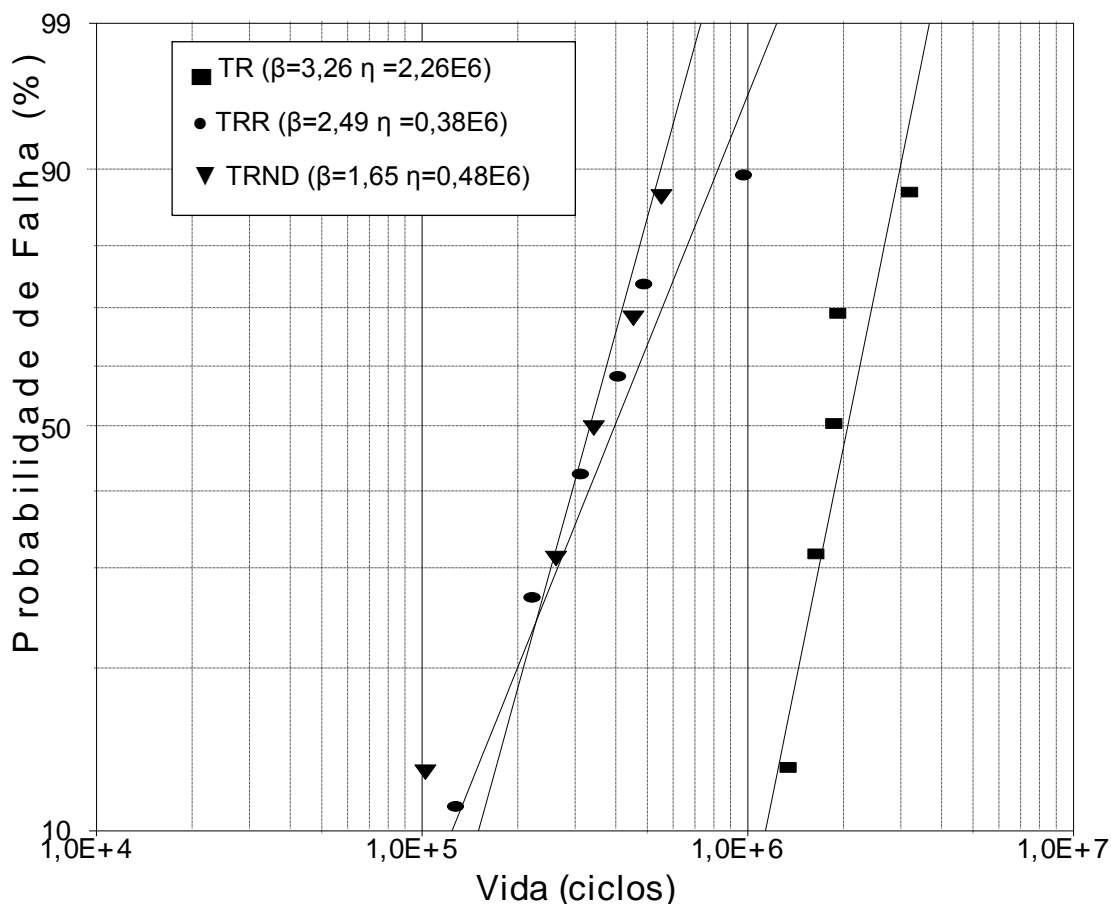


Figura 26 - Curva de probabilidade de falha para os corpos de prova de ferro fundido nodular nas condições TR – temperado e revenido, TRR – temperado e revenido para baixa dureza e TRND – nitretado e difundido.

Fonte: Soares (2013)

Ainda buscando compreender o efeito das tensões residuais em ferros fundidos nodulares, notou-se a necessidade de escolher uma técnica que induzisse tensões residuais compressivas na superfície das amostras sem que houvesse alteração da dureza de núcleo. Dessa forma, Melo e Nunes (2013) utilizaram a técnica de *shot peening* para introduzir tensões compressivas na superfície das amostras. De acordo com a Figura 27, há aumento na resistência à fadiga quando se compara a amostra que sofreu *shot peening* à nitretada. Entretanto, ambas possuem desempenho inferior que a amostra sem tensões compressivas.

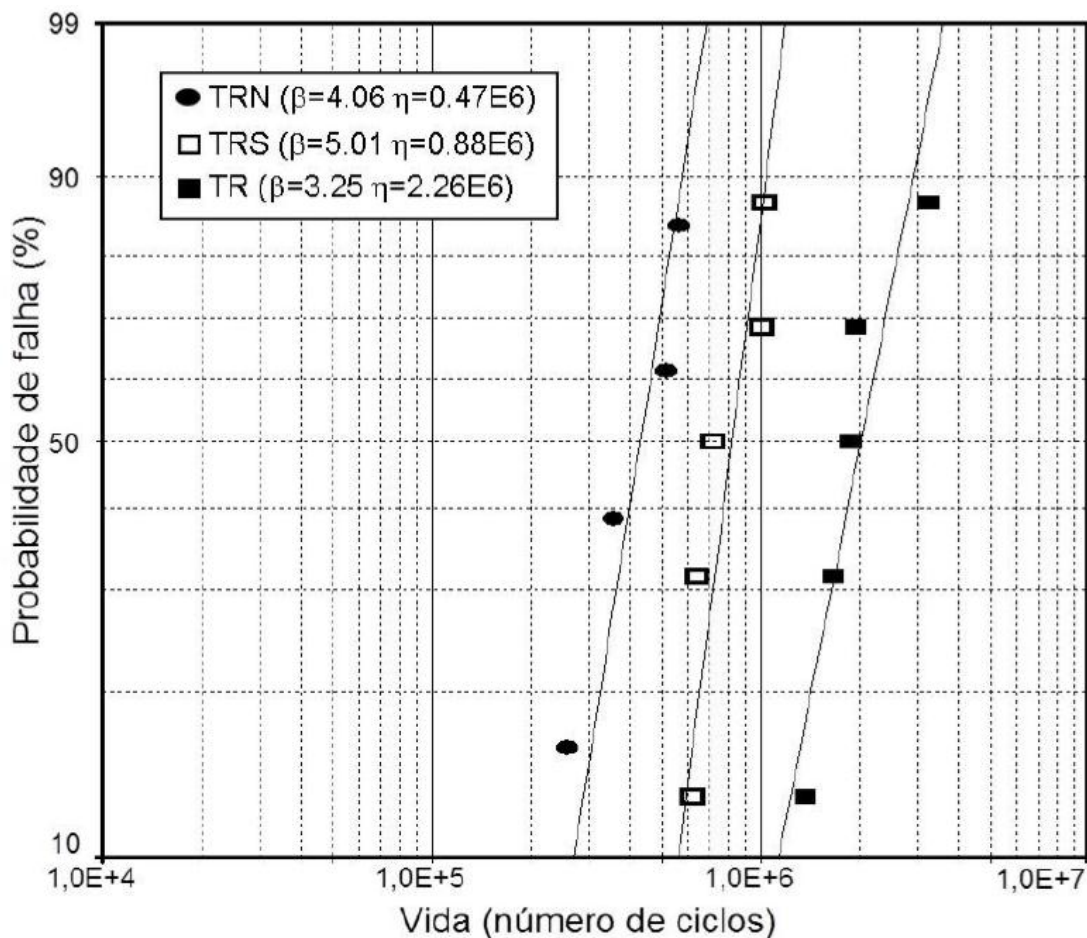


Figura 27 - Comparação de vida em fadiga dos corpos-de-prova de ferro fundido nodular nas condições TR – temperado e revenido, TRS – *shot peening* e TRN – nitretado.

Fonte: Melo e Nunes (2013)

Apesar dos resultados negativos, não é possível afirmar que a introdução de tensões residuais compressivas é prejudicial para a vida em fadiga de contato de rolamento. Nos estudos de Wollmann (2012) e Melo e Nunes (2013) as medidas de tensão residual se restringiam exclusivamente à superfície do material. Porém sabe-se que para fadiga de contato o ponto de máxima tensão cisalhante encontra-se na subsuperfície do material. Precisamente, para os trabalhos descritos, o ponto de máxima tensão cisalhante encontra-se a 108 μm da superfície do material. O valor de tensão residual imposta pelos tratamentos superficiais nesse ponto não é conhecido.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Para melhor compreensão dos resultados obtidos nos estudos desenvolvidos por Wollmann (2012) e Melo e Nunes (2013) é necessário saber como a tensão residual proveniente dos tratamentos superficiais se distribui na subsuperfície do material. Por isso, optou-se por fazer a determinação dos perfis de tensão residual das mesmas amostras que fizeram parte dos estudos de Wollmann (2012) e Melo e Nunes (2013) sobre a influência de tensões residuais na vida em fadiga de contato de rolamento do ferro fundido nodular. As amostras de Wollmann (2012) consistiam em amostras de ferro fundido nodular submetidas a nitretação, e as amostras de Melo e Nunes (2013) haviam sido submetidas a *shot peening*.

Outro grupo com amostras de aço AISI 5150 foi produzido para verificar a eficiência do método de medição de perfis de tensão residual, e para comparar a influência do material na distribuição de tensões impostas pelos tratamentos superficiais.

3.1 Caracterização do Material

A composição química das amostras de ferro fundido nodular é apresentada na Tabela 4, e a do aço AISI 5150 na Tabela 5. A análise química da amostra de aço encontra-se no Anexo A. Antes dos tratamentos superficiais, todas as amostras foram temperadas e revenidas. As amostras de ferro fundido foram austenitizadas a 900°C e resfriadas em óleo. As amostras de aço foram austenitizadas a 830°C e também resfriadas em óleo. Todas foram revenidas a 180°C por 2h para alívio de tensões.

Tabela 4 - Composição química do ferro fundido nodular (%p.).

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

Fonte: Wollmann (2012)

Tabela 5 - Composição química do aço AISI 5150 (%p.).

C	Si	Mn	Cr	P	S	Fe
0,527	0,186	0,808	0,789	0,08	0,03	97,49

Fonte: Aatoria própria

A Figura 28 apresenta a microestrutura das amostras após a têmpera, ambas apresentam matriz martensítica, e a amostra de ferro fundido possui nódulos de grafita dispersos em sua matriz.

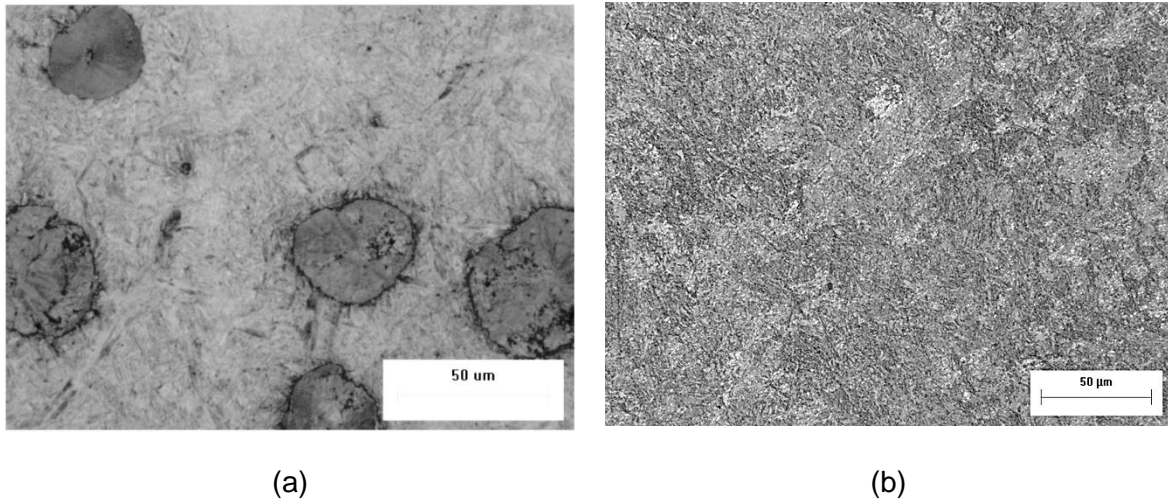


Figura 28 - Microestrutura das amostras de ferro fundido nodular (a) e do aço AISI 5150 (b) após tratamento térmico.

Fonte: (a) Wollmann, 2012 (b) Autoria própria

As amostras possuem a geometria de corpos de prova de ensaio de fadiga de contato do tipo esfera sobre plano, ilustrados na Figura 29. Após a têmpera, os corpos de prova foram retificados para corrigir possíveis distorções resultantes do tratamento térmico e para garantir a planeza. Um novo revenimento a 180°C por 2h foi realizado para aliviar possíveis tensões induzidas pelo processo de retificação.

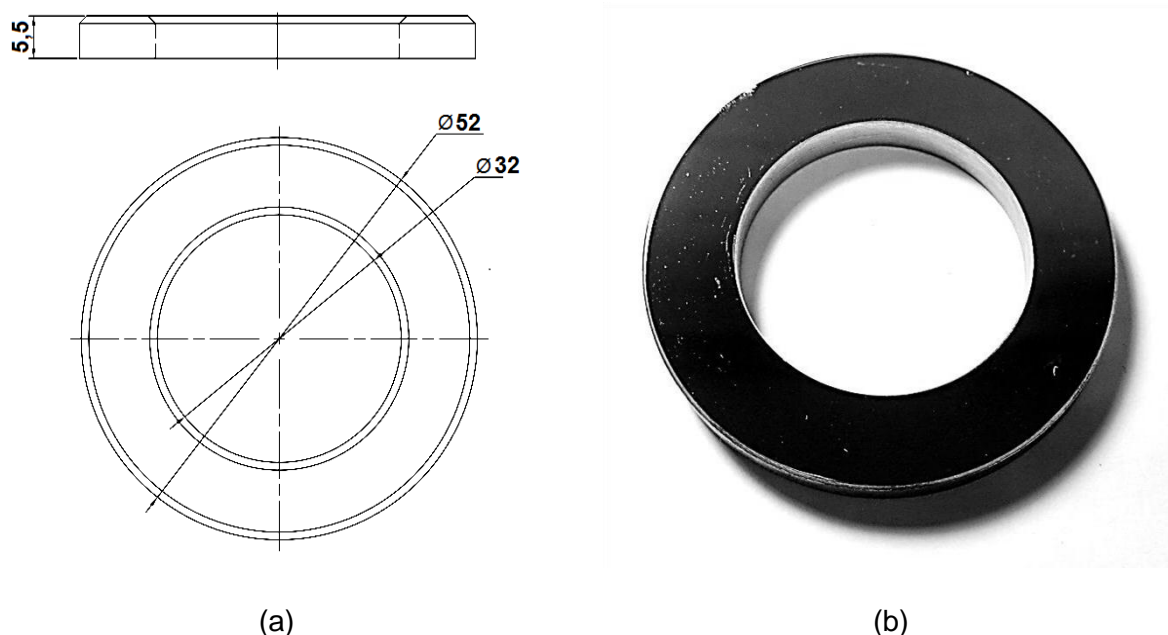


Figura 29 - Desenho de fabricação (a) dos corpos de prova (b) utilizados no ensaio de fadiga de contato de rolamento.

Fonte: (a) Wollmann, 2012 (b) Autoria própria

3.2 Tratamentos Superficiais

Os tratamentos escolhidos foram o de *shot peening* e nitretação a plasma. A Tabela 6 traz a relação das amostras escolhidas para a determinação do perfil de tensão residual. As duas primeiras são do trabalho desenvolvido por Wollmann (2012) e a terceira do estudo de Melo e Nunes (2013).

Tabela 6 - Amostras escolhidas para determinação de perfil de tensões residuais.

Amostra	Material	Tratamento
1 - FFN-TRN	Ferro fundido nodular	Nitretação a plasma 400°C/8h
2 - FFN-TRND	Ferro fundido nodular	Nitretação a plasma 400°C/8h + difusão 400°C 16h
3 - FFN-TRS	Ferro fundido nodular	<i>Shot peening</i> intensidade Almen de 0,364 mm
4 - 5150-TRN	Aço AISI 5150	Nitretação a plasma 400°C/8h
5 - 5150-TRS	Aço AISI 5150	<i>Shot peening</i> intensidade Almen de 0,330 mm

Fonte: Autoria própria

Os parâmetros de nitretação utilizados foram os mesmos, tanto para a amostra FFN-TRN, quanto para a amostra 5150-TRN, e são apresentados na Tabela 7. A

amostra FFN-TRND também foi nitretada seguindo os mesmo parâmetros, porém passou por um ciclo de difusão a 400°C durante 16h, como já indicado na Tabela 6.

Tabela 7 - Parâmetros de nitretação das amostras FFN-TRN, FFN-TRND e 5150-TRN.

Temperatura	Tempo	Pressão	Atmosfera	Tensão
400°C	8h	4 Torr	20% N ₂ + 64% H ₂ + 16% Ar	Contínua 450V

Fonte: Autoria própria

Além dos perfis de tensão residual, perfis de microdureza foram construídos utilizando o microdurômetro Shimadzu HMV-2 com uma carga de 50 gf. As fases constituintes da camada nitretada foram determinadas por difração de raios-X no difratômetro Shimadzu XRD 7000. Também foram feitas análises de microscopia ótica das camadas nitretadas utilizando o microscópio ótico Olympus BX51M.

As amostras FFN-TRS e 5150-TRS passaram pelo tratamento de *shot peening*, realizado na empresa ZIRTEC. Os certificados emitidos pela empresa encontram-se nos Anexos B e C. O equipamento utilizado foi o Zirtec, modelo GS-9075X, a ar comprimido. O detalhamento dos parâmetros utilizados para cada amostra são apresentados na Tabela 8. Perfis de microdureza também foram medidos para essas amostras.

Tabela 8 - Parâmetros de tratamento de *shot peening* para as amostras FFN-TRS e 5150-TRS.

	FFN-TRS	5150-TRS
Intensidade Almen (mm)	0,362 A	0,330 A
Material utilizado	Granalha de aço	Granalha de aço
Tipo	S - 110	S - 170
Cobertura	100%	100%
Pressão do ar (bar)	6,9	6,9
Ângulo de jato	90°	90°
Operação	Manual	Manual

Fonte: Autoria própria

Todas as amostras passaram por medição dos parâmetros médios de rugosidade antes e depois do tratamento superficial. As medições foram realizadas utilizando o rugosímetro Taylor Hobson Surtronic 25.

3.3 Perfis de tensão residual

As medições de tensão residual foram feitas no difratômetro Shimadzu XRD 7000 da UTFPR. Existe um pico de difração recomendado para algumas ligas ferrosas, listadas na Tabela 9. Tanto para o ferro fundido, quanto para o aço AISI 5150 foi escolhido o ângulo de 156° baseado no pico de difração do aço AISI 1050, que se refere ao plano (211) do ferro.

Tabela 9 - Parâmetros de difração recomendados para ligas ferrosas.

Liga ferrosa	Radiação	Plano cristalino (hkl)	Ângulo de difração (2 Θ)	$\frac{E}{1+\nu}$ (GPa)	Coefficiente de absorção - μ (cm ⁻¹)
316	CuK α	(420)	146,5°	132,4 \pm 1,4	2066
1050	CrKα	(211)	156°	184,1 \pm 2,1	885
4340	CrK α	(211)	156°	168,9 \pm 2,8	909
52100	CrK α	(211)	156°	173 \pm 2,1	714

Fonte: ASM (1998)

Como explicado no item 2.4 a posição do pico varia quando existem tensões residuais no material, então a varredura escolhida do ângulo 2 Θ foi, em geral, de 152° até 160°, sempre observando que o pico seja 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. O ângulo ψ foi variado de 0° até 49° com incrementos de 7°. Cada medição produz um ponto no gráfico *sin² ψ x posição (2 Θ) do pico*, como o da Figura 30, de onde é calculada a tensão residual pelo *software* do equipamento, a partir dos coeficientes angular e linear da reta. Em destaque, na Figura 30, está a tensão calculada pelo software.

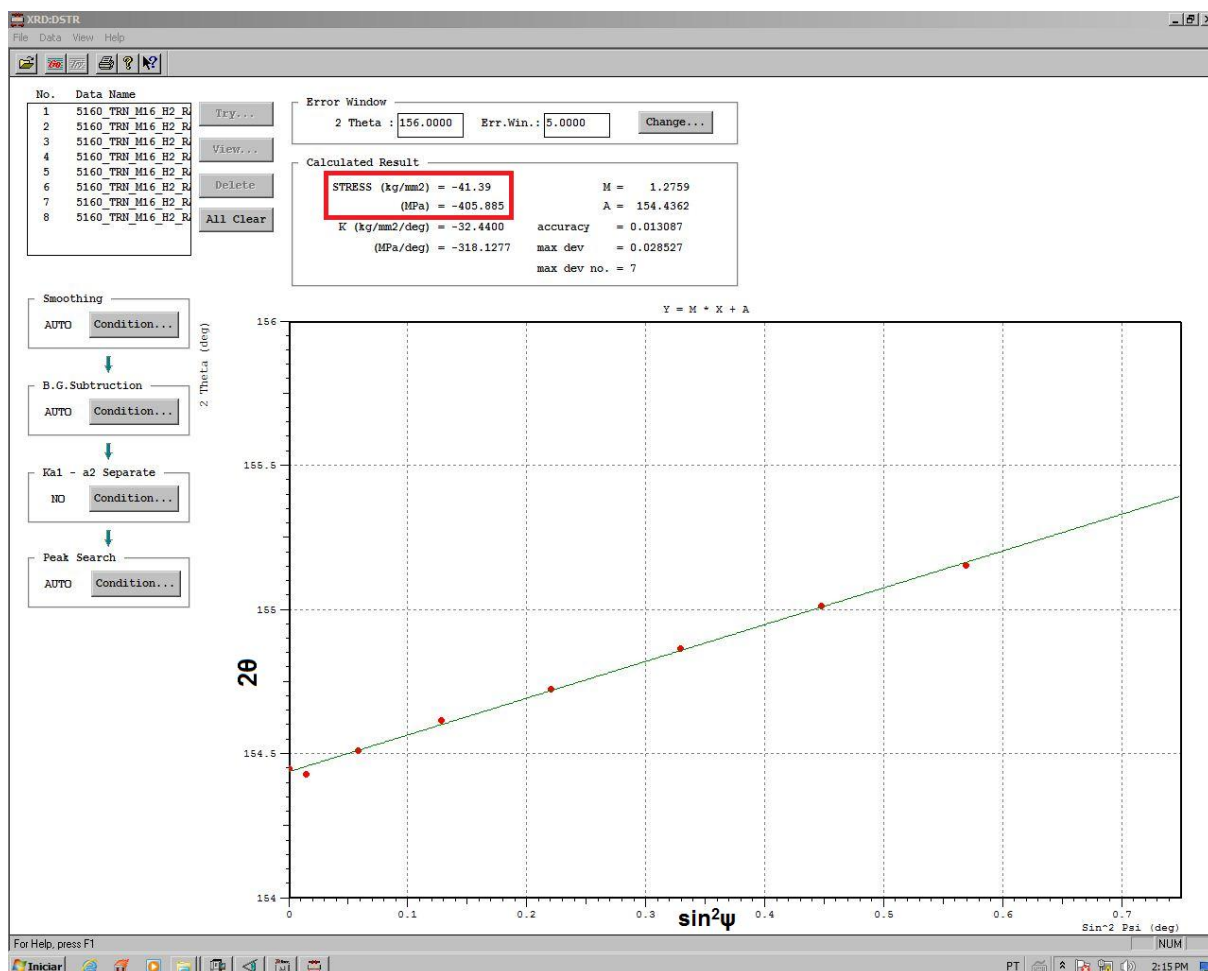


Figura 30 – Gráfico $\sin^2\psi$ x (2θ) gerado pelo software do difratômetro.
Fonte: Autoria própria

A tensão residual foi medida em apenas uma direção, o que significa um único ângulo ψ (logo atribui-se $\psi=0$), pois o *shot peening* e a nitretação são tratamentos que induzem um campo de tensões isotrópico na superfície, dispensando medições em direções diferentes.

Nenhuma correção do valor de tensão residual, como a exemplificada na Figura 20, foi aplicada nesse estudo. Como explicado no item 2.4, para pequenas remoções de material não é necessário que haja correção do valor medido.

A remoção das camadas do material para permitir a medição das tensões na subsuperfície das amostras foi feita por ataque químico, utilizando uma solução de 50% de ácido nítrico e 50% de água destilada, próxima à utilizada por Bagherifard *et al* (2014) e segundo sugestão de Lima (2014). A amostra 5150-TRN precisou ser atacada com uma solução de 40% de ácido nítrico, 40% de ácido

clorídrico e 20% de água destilada, pois a solução utilizada nas demais amostras não causava remoção de material. Acredita-se que a maior dificuldade em remover material das amostras nitretadas seja consequência do aumento da resistência à corrosão causada pela nitretação, fenômeno típico para os aços ao carbono.

Para remoção do material, uma região de aproximadamente 6 mm x 10 mm da amostra foi delimitada por pedaços de papel *contact*, para assegurar que o ataque químico ficasse restrito à parte selecionada. Uma camada de esmalte foi aplicada sobre a interface do papel com o metal, para evitar seu descolamento. A espessura da região selecionada de cada amostra foi medida antes do procedimento com um micrômetro digital. Após a medição, o verso de cada amostra também foi recoberto com papel *contact*, para preservar a referência dimensional.

A amostra foi posicionada sobre um vidro de relógio e o ácido, pipetado sobre a região demarcada para o ataque químico. Após 90 segundos, o ácido foi removido com água corrente e a amostra, limpa em ultrassom durante 5 minutos em solução de água e detergente líquido. Com a amostra limpa, era realizada uma segunda medição para determinar a espessura da camada de material removida na região atacada. Cada ataque de 90 segundos removia camadas de aproximadamente 20 a 30 μm . Após o procedimento de corrosão, a amostra era encaminhada para a medição de tensão residual por difração de raios-X. Na Figura 31 é possível visualizar a aparência da região atacada.



Figura 31 - Região atacada em uma amostra seccionada.

Fonte: Autoria própria

Para fins de comparação com o método de ataque químico, uma amostra 5150-TRS foi escolhida para passar por um processo de remoção mecânica. Para tanto, foram conduzidos lixamentos buscando remover de 20 a 30 μm entre cada medição de tensões residuais. A amostra foi movida em trajetórias circulares durante o lixamento para evitar desgaste preferencial com desvio do paralelismo entre as faces e para manter igualmente distribuídas na superfície quaisquer tensões possivelmente induzidas pelo processo.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise da Camada Nitretada

Na Figura 32 são apresentadas as imagens de microscopia ótica das amostras nitretadas estudadas nesse trabalho, ou seja, as amostras 5150-TRN, FFN-TRN e FFN-TRND, lembrando que as duas últimas foram processadas por Wollmann (2012) e estão sendo submetidas a uma análise que não havia sido empregada naquele trabalho. Por meio dessas micrografias, constatou-se que não houve formação de camada branca, apenas camada de difusão, em todas as amostras.

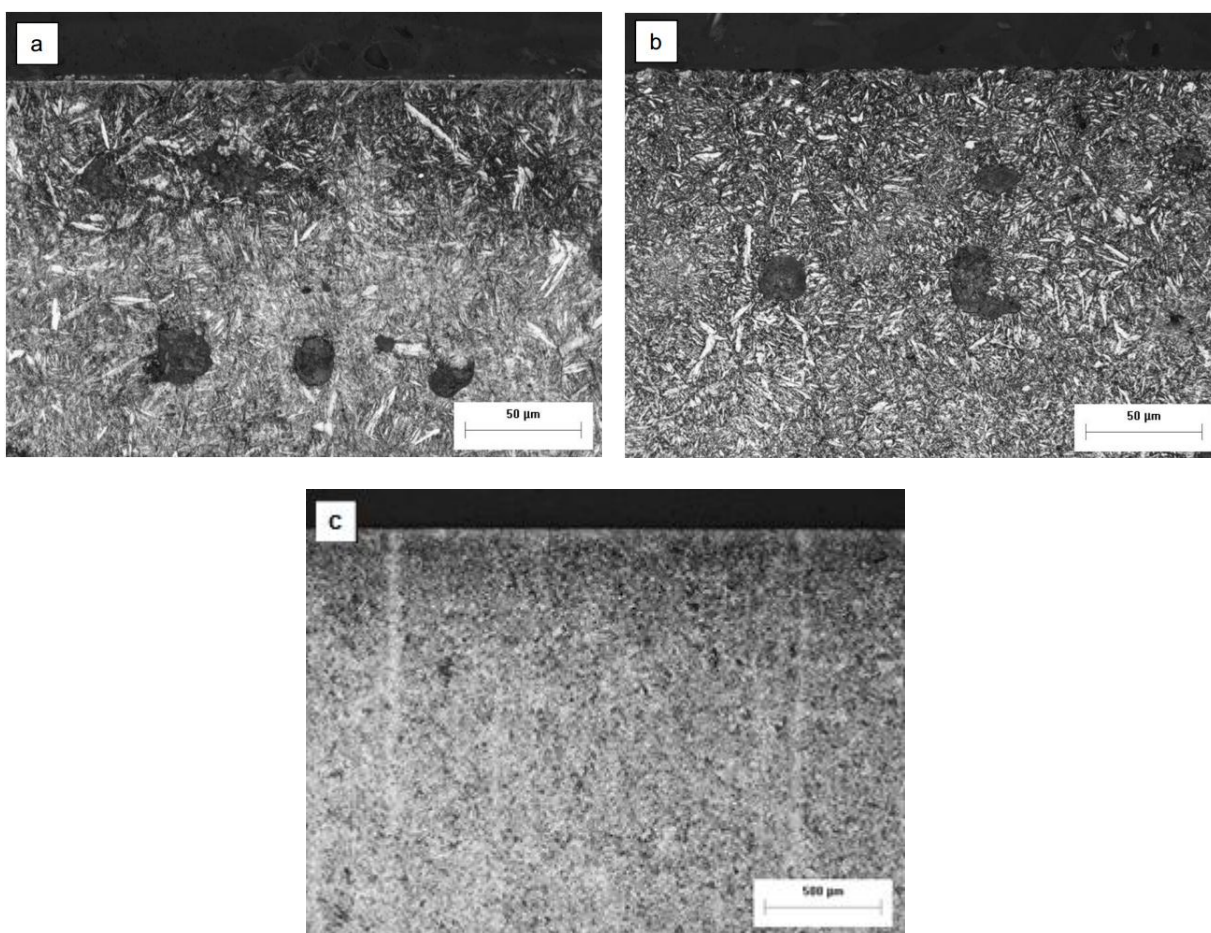


Figura 32 – Micrografia das amostras FFN-TRN (a), FFN-TRND (b) e 5150-TRN (c).

Fonte: Wollmann (2012); Autoria própria

Os resultados das análises de fase por difração de raios-X das camadas nitretadas são apresentados da Figura 33 à Figura 35. No difratograma da amostra 5150-TRN, Figura 33, pode-se observar a presença de picos referentes às fases ϵ e

γ' , assim como na amostra FFN-TRN, Figura 34, do trabalho de Wollmann (2012). Ainda naquele trabalho, analisando-se o difratograma da amostra FFN-TRND, Figura 35, a fase γ' (Fe_4N), mais pobre em nitrogênio, se torna relativamente mais intensa que no difratograma anterior. Wollmann concluiu que a difusão do nitrogênio para profundidades maiores fez com que a fase se dissolvesse aumentando a quantidade relativa de γ' , tornando seus picos mais intensos. Comparando os difratogramas das amostras FFN-TRN e 5150-TRN, que passaram pelo mesmo tratamento de nitretação, é possível afirmar que houve maior formação de nitretos na amostra de aço. É possível perceber isso observando a relação de intensidade entre o pico do ferro e do nitreto ϵ no ângulo de aproximadamente 45° . Para o caso do ferro fundido nodular, o pico mais intenso é o do ferro, para o aço o pico mais intenso é o do nitreto de ferro.

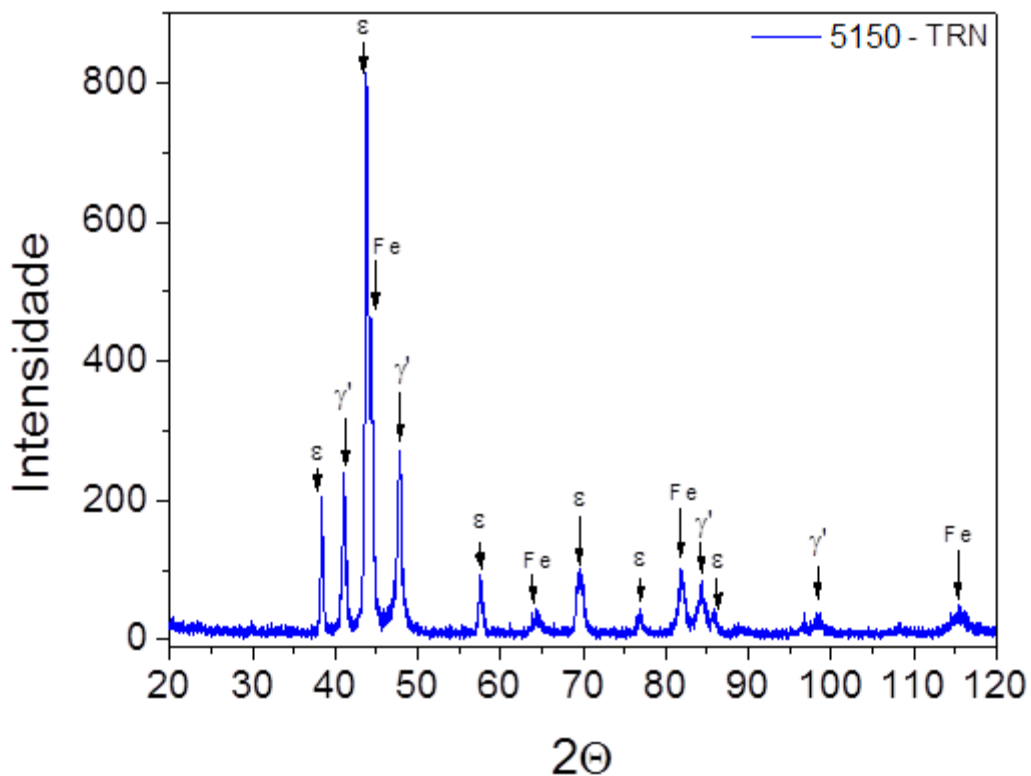


Figura 33 - Difratograma da amostra 5150-TRN.

Fonte: Autoria própria

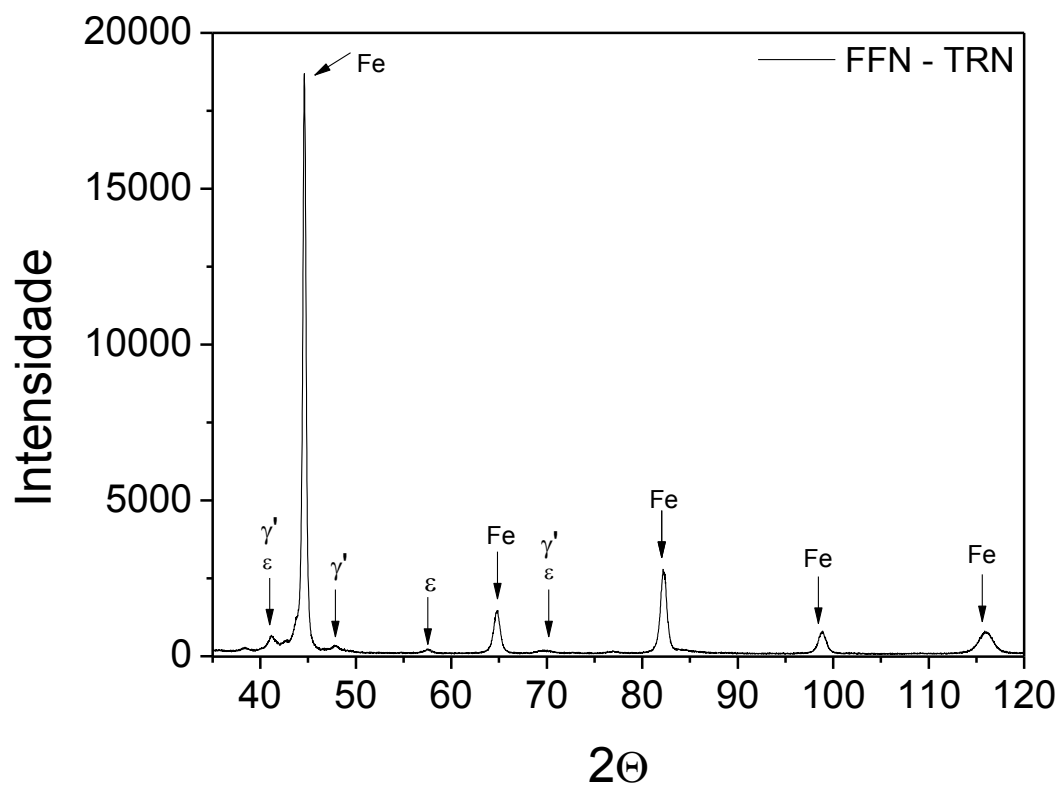


Figura 34 - Difratoograma da amostra FFN-TRN.

Fonte: Wollmann (2012)

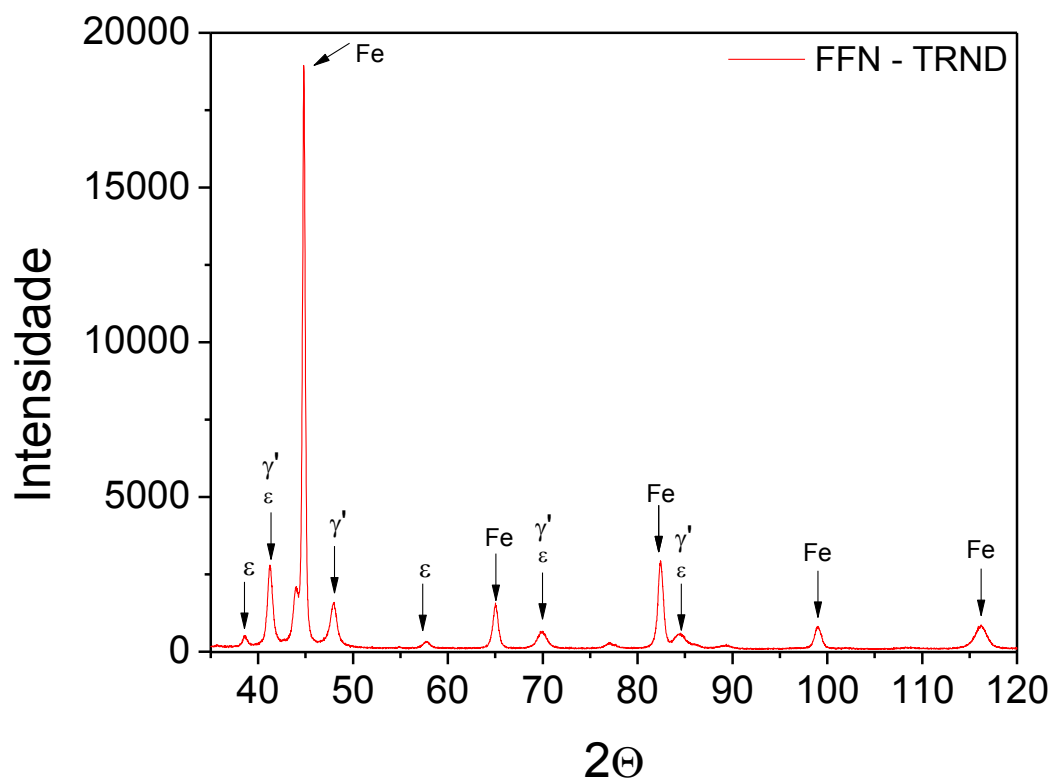


Figura 35 - Difratoograma da amostra FFN-TRND.

Fonte: Wollmann (2012)

4.2 Perfis de Microdureza

A amostra 5150-TRN, cujo perfil de microdureza está apresentado na Figura 36, apresentou alta dureza superficial, cerca de 885 HV_{0,05}, e uma camada de profundidade de endurecimento de aproximadamente 90 μm .

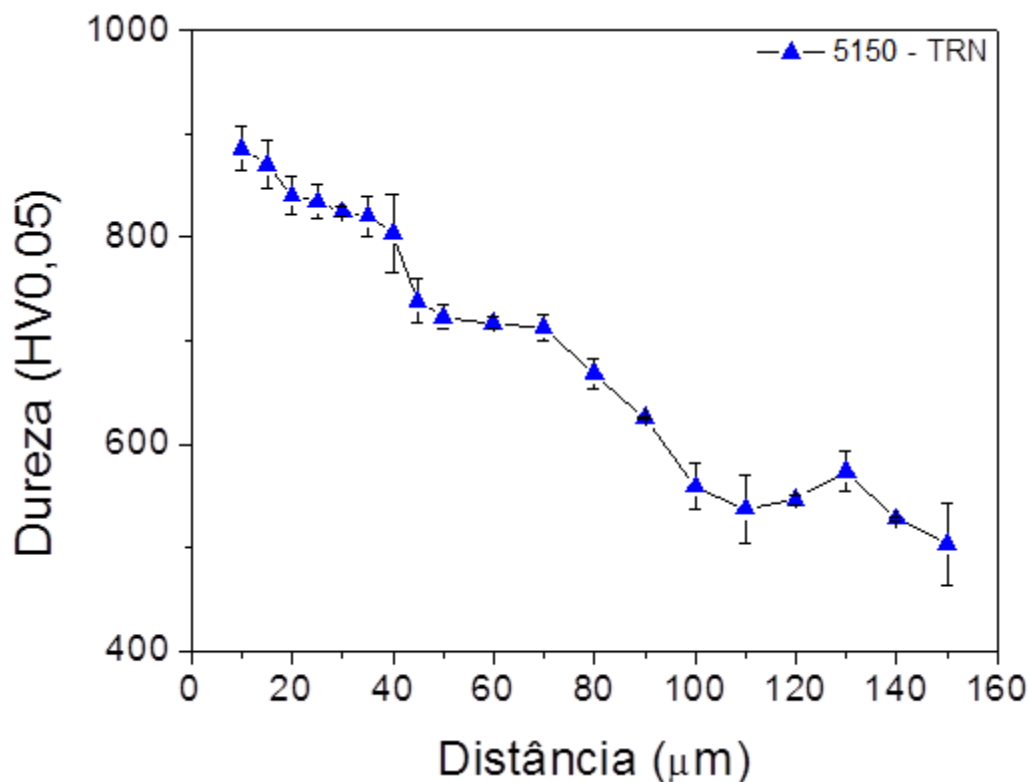


Figura 36 - Perfil de microdureza da amostra 5150-TRN.

Fonte: Autoria própria

No trabalho desenvolvido por Wollmann (2012), foram construídos perfis de microdureza das amostras FFN-TRN e FFN-TRND, representados na Figura 37. Como esperado, a dureza superficial da amostra FFN-TRN é maior do que da amostra submetida à difusão, FFN-TRND. Considerando a norma DIN 50190, que define a profundidade de endurecimento como a profundidade em que a dureza é 50 HV acima da dureza do núcleo, Wollmann (2012) considerou a profundidade da camada de difusão da amostra FFN-TRN como sendo igual a 20 μm , e da amostra FFN-TRND entre 70 e 100 μm . Comparando os resultados de Wollmann (2012) com os do aço AISI 5150, Figura 36, verifica-se uma maior profundidade de endurecimento para a amostra de aço. Este resultado concorda com dados da literatura apresentados na Figura 8 (p. 26) que demonstram profundidades de

endurecimento tipicamente maiores para os aços de baixa liga que para o ferro fundido nodular.

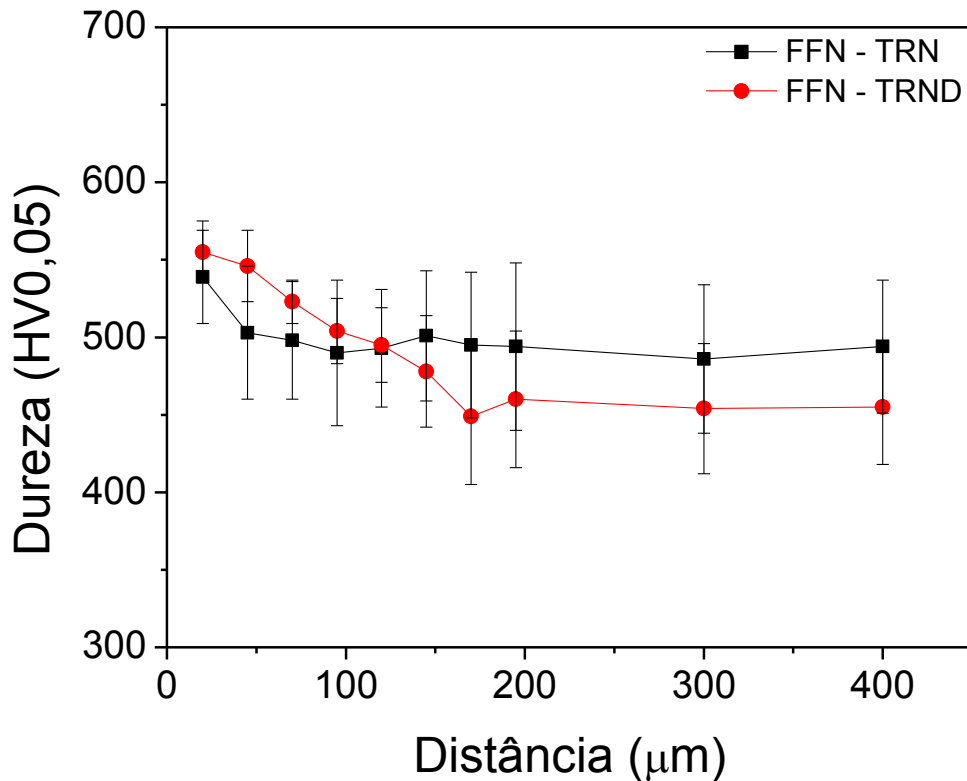


Figura 37 - Perfis de microdureza das amostras FFN-TRN e FFN-TRND.
 Fonte: Wollmann (2012)

Antes da nitretação, a amostra do aço AISI 5150 apresentava cerca de 660 HV_{0,05} de dureza. Após a nitretação, por efeito da exposição do material à temperatura do tratamento superficial, houve o revenimento do núcleo das amostras, gerando uma queda na dureza. A amostra 5150-TRN apresenta cerca de 450 HV_{0,05} no núcleo. Já a amostra de ferro fundido do trabalho de Wollmann (2012) antes da nitretação, apenas temperada e revenida, apresentava aproximadamente 790 HV_{0,05} de dureza. Após a nitretação, a dureza de núcleo da amostra passou a apresentar 500 HV_{0,05}.

Comparando os dois materiais, nota-se que a queda da dureza do núcleo, em consequência do revenimento, é mais acentuada no ferro fundido. Isso acontece, pois os elementos de liga presentes no aço, principalmente o cromo, desempenham um papel importante na manutenção da dureza do material quando submetido ao revenimento. Além disso, a amostra FFN-TRN apresenta dureza menor que a amostra de ferro fundido apenas temperada e revenida, até mesmo na região

endurecida pelo nitrogênio (Wollmann, 2012), ao contrário da amostra de aço, que sofreu aumento da dureza superficial após a nitretação.

Tanto para as amostras FFN-TRS de Melo e Nunes (2013), quanto para 5150-TRS, o processo de *shot peening* não causou endurecimento superficial das amostras, como era esperado. Os perfis de microdureza são ilustrados na Figura 38.

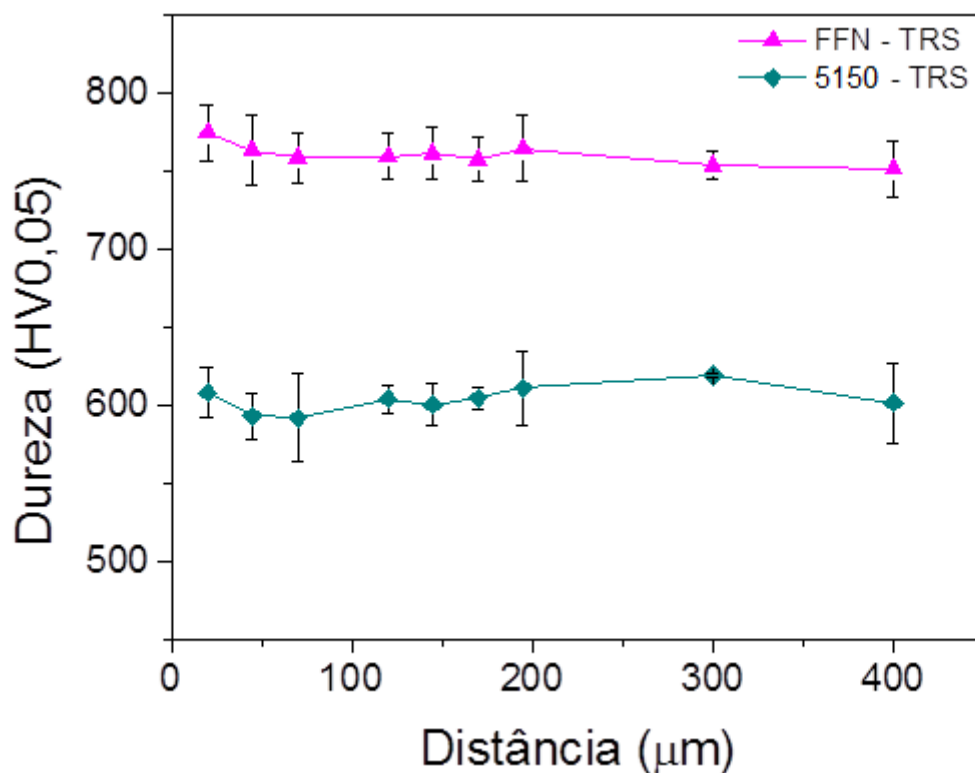


Figura 38 - Perfis de microdureza das amostras FFN-TRS e 5150-TRS.
Fonte: Autoria própria

4.3 Rugosidade

A Tabela 10 contém os valores de rugosidade, para o parâmetro Ra, das amostras FFN-TRS e 5150-TRS medidos antes e após o processo de *shot peening*. Foram realizadas medições radiais e tangenciais de rugosidade, e constatou-se que os tratamentos superficiais produzem topografias isotrópicas, conforme esperado (BHUSHAN, 2001).

Tabela 10 - Valores de rugosidade Ra para as amostras FFN-TRS e 5150-TRS.

	Ra (μm) antes do <i>shot peening</i>	Ra (μm) depois do <i>shot peening</i>
FFN-TRS	0,30 \pm 0,02	0,78 \pm 0,10
5150-TRS	0,017 \pm 0,007	0,31 \pm 0,09

Fonte: Autoria própria

A Tabela 11 apresenta os valores de rugosidade medidos para as amostras 5150-TRN, 5150-TRS e FFN-TRN após o ataque químico realizado para remoção de material. A amostra 5150-TRN apresenta os maiores valores de Ra em consequência do uso de ácido em maior concentração. O ácido utilizado para a corrosão dessa amostra foi modificado em relação ao ácido anterior porque a amostra 5150-TRN oferecia maior resistência a corrosão.

Tabela 11 - Valores de rugosidade Ra na região atacada

	Ra (μm)
5150-TRN	3,35 \pm 0,34
5150-TRS	0,74 \pm 0,31
FFN-TRN	1,88 \pm 0,24

Fonte: Autoria própria

Como apresentado no item 2.4, é possível que os picos de rugosidade afetem significativamente os valores de tensão residual medidos pela difração de raios-X. A Equação (9) foi utilizada para calcular a profundidade de penetração do feixe de raios-X no material.

$$x = \left(\ln \frac{1}{1 - G_x} \right) \cdot \frac{1}{\mu} \cdot \frac{\sin \gamma \cdot \sin \beta}{(\sin \beta + \sin \gamma)} \quad (10)$$

Para uma fração da intensidade total difratada, G_x , de 95%, ou seja, que deseja-se saber de até qual profundidade vem 95% da informação medida pelo difratômetro, o valor de K_x correspondente na Tabela 3 é de 3,00. O coeficiente de absorção pelo ferro da radiação do Cr- K_{α} , μ , é de 885 cm^{-1} e foi retirado da Tabela 9. Para o modo Ômega de análise, o ângulo γ corresponde à soma de Θ e ψ , enquanto o ângulo β corresponde à diferença entre Θ e ψ . Para o aço, Θ corresponde a 78° .

Tabela 12 - Profundidade de penetração do feixe de raios-X para os parâmetros de difração escolhidos, considerando 95% de difração.

ψ	0°	7°	14°	21°	28°	35°	42°	49°
γ	78°	85°	92°	99°	106°	113°	120°	127°
β	78°	71°	64°	57°	50°	43°	36°	29°
x (μm)	16,6	16,4	16,0	15,4	14,5	13,3	11,9	10,2

Fonte: Autoria própria

A Tabela 11 apresenta os valores de rugosidade referentes à região que passou por ataque químico, enquanto a Tabela 12 contém os valores utilizados para o ângulo ψ , e as profundidades de penetração do feixe de raios-X na amostra correspondentes. Com base nos valores dessas duas tabelas, é possível afirmar que a topografia da amostra não exerce grande influência sobre os valores de tensão residual, visto que a maior parte da informação medida pelo difratômetro vem de camadas mais profundas da amostra.

4.4 Tensão Residual

Os perfis de distribuição de tensões residuais de cada amostra estão representados na Figura 39. É possível notar que para as amostras submetidas a *shot peening*, FFN-TRS e 5150-TRS, os perfis de tensões possuem o mesmo formato. O ponto de máxima tensão residual compressiva se encontra na subsuperfície do material. Para ambas as amostras, o maior valor de tensão residual compressiva foi encontrado entre 25 e 30 μm de profundidade.

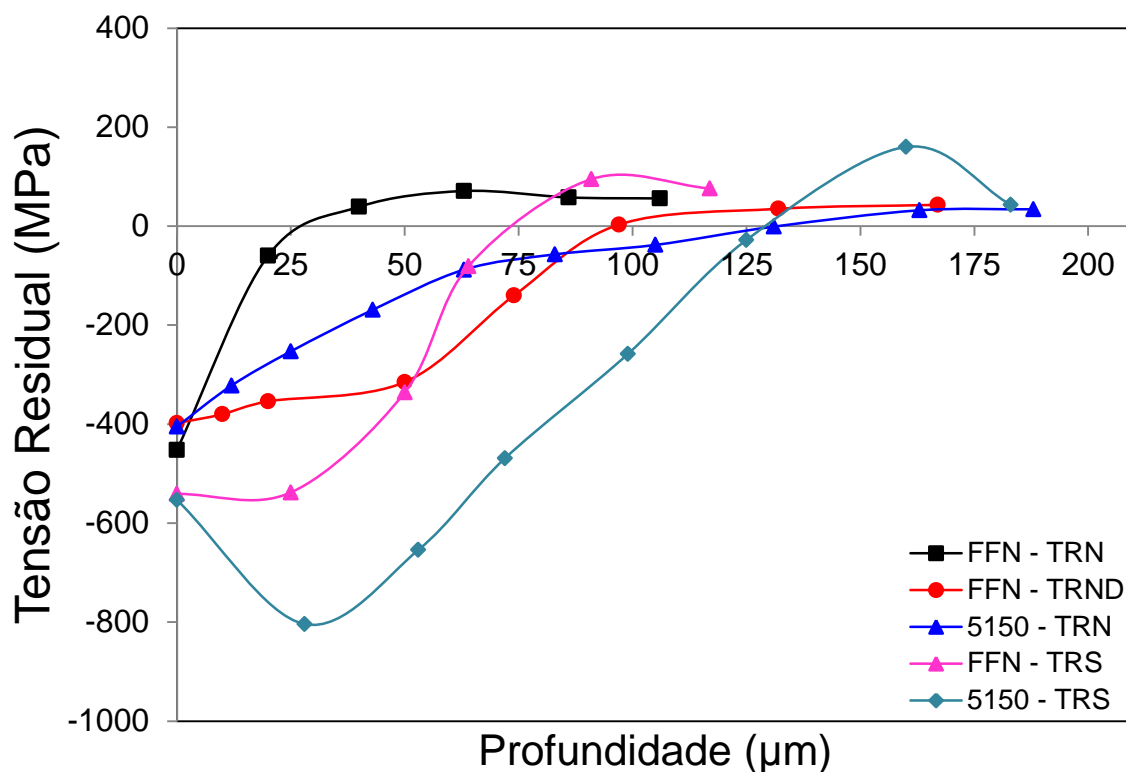


Figura 39 - Perfis de tensão residual das amostras FFN-TRN, FFN-TRND, 5150-TRN, FFN-TRS e 5150-TRS.

Fonte: Autoria própria

Os perfis das amostras nitretadas também apresentam comportamento semelhante entre si. A máxima tensão compressiva encontra-se na superfície e decai até tornar-se tratativa, satisfazendo as equações de equilíbrio (1) e (2).

O formato geral das curvas, tanto das submetidas a *shot peening* quanto das nitretadas, são semelhantes às curvas do estudo de Hassani-Gangaraj et al (2014) e a outras curvas encontradas na literatura referenciada.

Comparando a curva da amostra FFN-TRN com a da amostra FFN-TRND, é notório o efeito benéfico da difusão no que diz respeito ao aprofundamento das tensões residuais compressivas. De modo contrário ao que se esperaria para tensões residuais induzidas por deformação a frio, onde o aquecimento por um tempo prolongado reduziria o tensionamento. Nesse caso a manutenção da amostra por 16 horas a 400°C levou a um aumento da profundidade da zona com tensão compressiva de cerca de 75 μm, passando de apenas 25 μm na amostra FFN-TRN, para quase 100 μm na amostra FFN-TRND. Isso se deve à difusão de nitrogênio que

se encontrava em solução na superfície, para camadas mais interiores do material, causando a expansão da estrutura cristalina. Essa expansão é a responsável pelo surgimento de tensões residuais compressivas.

As amostras FFN-TRN e 5150-TRN passaram por processos idênticos de nitretação, contudo, seus perfis de tensões residuais possuem formas bem distintas. Como é possível notar pelo perfil de microdureza, já apresentado na Figura 36, a camada nitretada é mais extensa no aço. Isso se deve à presença de elementos de liga que favorecem a formação de nitretos, como descrito no item 2.3. Em consequência disso, as tensões residuais compressivas também se estendem em maior profundidade no aço do que no ferro fundido.

No ensaio de fadiga de contato realizado nos trabalhos anteriores, a máxima tensão cisalhante decorrente do contato esfera sobre plano ocorre na subsuperfície do material, a 108 μm de profundidade. As amostras provenientes dos estudos de Wollmann (2012) e Melo e Nunes (2013) não apresentam tensões residuais compressivas na profundidade de 108 μm . Nesse ponto, as amostras nitretadas apresentam um valor de tensão muito próximo de zero. Sendo assim, não se pode atribuir qualquer efeito dessas tensões residuais a fenômenos de fadiga localizados na zona de máxima tensão cisalhante. É possível que a queda da vida em fadiga esteja apenas relacionada à redução da dureza causada pelo tratamento superficial.

A amostra FFN-TRS apresenta tensões residuais trativas a partir da profundidade de 75 μm . Na Figura 27 (p. 48), as curvas TR e TRS se referem a amostras que possuem a mesma dureza. Mesmo assim, a amostra submetida a *shot peening*, FFN-TRS, apresentou menor vida em fadiga. É possível atribuir esse resultado à presença de tensões trativas no ponto de máxima tensão cisalhante.

Com base na Figura 40, pode ser feita a comparação entre os métodos de remoção química e mecânica de material. É fácil perceber que o método de remoção mecânica aumenta a magnitude das tensões induzidas no material. Isso já era esperado de acordo com o exemplo ilustrado pela Figura 3 (p. 20), visto que o método de lixamento pode ser comparado a uma retífica em condições brandas. Entre o penúltimo e o último ponto da curva da amostra que passou por remoção mecânica, houve um desvio na forma da curva com relação à amostra que passou por remoção química. Com o intuito de remover uma camada maior de material, a

amostra passou por um lixamento mais extensivo neste ponto. Esse lixamento causou uma maior deformação da superfície do material, introduzindo mais tensões residuais compressivas do que nos lixamentos anteriores. Frente a esse resultado fica evidente que tentativas de remover mecanicamente material para a construção de perfil de tensão residual, por mais brandas que sejam, devem ser evitadas.

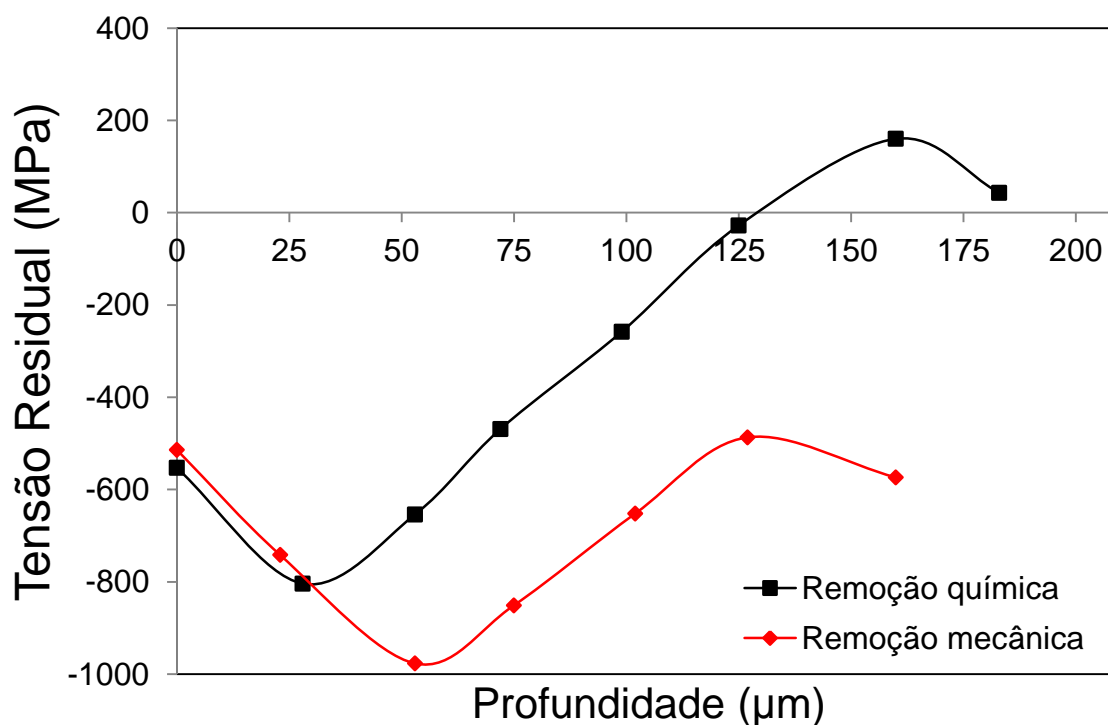


Figura 40 - Comparação entre remoção de material por método químico e mecânico para a amostra 5150-TRS.

Fonte: Autoria própria

5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados encontrados neste estudo conclui-se que:

- O método de remoção de material por ataque químico e medição de tensão residual por difração de raios-X foi eficaz na determinação de perfis de tensão residual.
- O tratamento de difusão usado por Wollmann (2012) no ferro fundido nitretado causou um aumento significativo na extensão da distribuição de tensões residuais compressivas no material, corroborando o efeito de endurecimento causado pela movimentação do nitrogênio para seu interior, que já havia sido destacado pela autora.
- Seguindo a indicação geral da literatura, a amostra 5150-TRN exibiu maior profundidade de endurecimento que a amostra FFN-TRN, comportamento que também se observou na extensão da zona de tensão residual compressiva.
- Os tratamentos das amostras de ferro fundido nodular FFN-TRN, FFN-TRND e FFN-TRS, não foram eficientes na introdução de tensões residuais compressivas na profundidade de máxima tensão cisalhante. Esse fato provavelmente contribuiu para que a vida em fadiga de contato do ferro fundido nodular não tenha se beneficiado daqueles tratamentos, conforme encontrado por Wollmann (2012) e Melo e Nunes (2013).
- O método de remoção mecânica empregado não se mostrou adequado para a remoção de material entre medições de tensão residual, visto que a técnica levou a resultados bastante divergentes da remoção química.

REFERÊNCIAS

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

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Heat treating. In: **Metals Handbook**, vol. 4, p. 682. 2002.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Surface Engineering. In: **Metals Handbook**, vol. 5, p. 126-135. 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Materials characterization. In: **Metals Handbook**, vol. 10, p.380-392; 1998.

ALSARAN, A.; et al. The investigation of mechanical properties of ion-nitrided AISI 5140 low - alloy steel, **Materials Characterization**, vol 48, p323-327. 2002.

BAGHERIFARD, S.; et al. Effect of severe shot peening on microstructure and fatigue strength of cast iron. **International Journal of Fatigue**, vol 65, p. 64-70. 2014.

BHADESHIA, H.K.D.H. Steels for bearings, **Progress in Materials Science**, vol 57, cap 2, p. 268-435. 2012.

BHUSHAN, B. **Modern tribology handbook**. CRC Press LLC. Florida, 2001. cap. 2.

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

CZERWINSKI, F. **Heat Treatment – Conventional and Novel Applications**, disponível em <<http://www.intechopen.com/books/heat-treatment-conventional-and-novel-applications>>. Acesso em: 03 dez. 2014.

FITZPATRICK, M. E.; et al. **Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction – Issue 2**. Ed. Cown. Teddington, Middlesex, United Kingdom, p23, 2005.

FREUND, L. B.; SURESH, S.; **Thin Film Materials – Stress, Defect Formation and Surface Evolution**. Massachusetts Institute of Technology. p. 186 – 194, 2003.

HASSANI-GANGARAJ S. M., et al. The effect of nitriding, severe *shot peening* and their combination on the fatigue behavior and micro-structure of a low-alloy steel, **International Journal of Fatigue**, vol 62, p. 67–76. 2014.

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

LIMA, N. B.; **Tensao residual para projeto de pesquisa.** [mensagem pessoal] Mensagem recebida por: <jkneves@utfpr.edu.br>. em: 20 ago. 2015.

MatWeb – Materials Property Data, Disponível em: <http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=79821d2b823e460bb92230adc170eadb&ckck=1>. Acesso em: 05 jan. 2015

MELO, G. L.; NUNES, S. G. **Efeito do shot peening na resistência à fadiga de contato de ferro fundido nodular martensítico.** Trabalho de Conclusão de Curso da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 81 p. 2013.

MIC. **Shot peening applications.** Metal Improvement Company. 9ª ed. 62p. 2005. Disponível em: http://www.metalimprovement.com/premium/PDF/greenbook_v9/english/MIC%20Green%20Book%20-%209th%20edition%20-%20Complete%20Book.pdf, acesso em 13/07/14.

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

NIKU-LARI, A. **Advances in surface treatments: technology - applications - effects. Vol. 4: Residual stress.** Ed. Pergamon. 1ª ed. p.566. 1987

SCHIJE, J. **Fatigue of Structures and Materials.** Kluwer Academic Publishers. New York, 2004. p. 71-83.

SOARES, A. C. C. **Avaliação dos efeitos da plasticidade na medição de tensões residuais pela técnica do furo cego.** Tese (Doutorado em engenharia) – Departamento de Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 236 p. 2003

SOARES, G. P. P. **Fadiga de Contato em Ferro Fundido Nodular Temperado com Dureza de Matriz de 450 HV.** Relatório de Pesquisa do Programa de Iniciação Científica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 18 p. 2013.


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

STEPHENS, R. I. et al. **Metal fatigue in engineering.** Ed. J. Wiley: New York. 2. ed. 318 p. 2001.

TOTTEN, G. E. **Handbook of Metallurgical Process Design.** Marcel Dekker, Inc, New York, 2004. p. 857-869

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

ANEXO A – CERTIFICADO DE ANÁLISE QUÍMICA

 REGISTRO DE ENSAIO ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓPTICA	Identificação:	FORM 4.13-02
	Página:	1 de 1
	Data:	09/05/2014
	Revisão:	00

Amostra (s):	43247	Data da realização do ensaio:	11/02/15
Descrição:	Amostra	Temperatura durante o ensaio:	259°C
Relatório (s):	1	Umidade durante o ensaio:	34 % UR
Técnico executante:	Lup	Equipamento utilizado:	(X) ESPEC-01 () ESPEC-02
Assinatura:	le.	Padrão utilizado:	1764
		Observação:	Rel 13 989 - Fornecedor

Amostra : 43247-AMOSTRA TCC-
 Liga : BXLIGA Modo :PA 11-Fev-2015 Hora 21:21

Queima 1

Fe 97.54	C 0.504	Si 0.189	Mn 0.796	P 0.008
S 0.002	Cr 0.788	Ni 0.034	Mo 0.045	Cu 0.054
Al 0.036	Ti 0.002	V 0.003	Sn < 0.008	B < 0.0000
Nb 0.0094	Zr < 0.0001			

Queima 2

Fe 97.45	C 0.561	Si 0.187	Mn 0.807	P 0.010
S 0.004	Cr 0.789	Ni 0.036	Mo 0.047	Cu 0.055
Al 0.039	Ti 0.002	V 0.003	Sn < 0.008	B < 0.0000
Nb 0.0119	Zr < 0.0001			

Queima 3

Fe 97.50	C 0.516	Si 0.186	Mn 0.821	P 0.007
S 0.004	Cr 0.788	Ni 0.035	Mo 0.041	Cu 0.046
Al 0.037	Ti 0.002	V 0.003	Sn < 0.008	B < 0.0000
Nb 0.0117	Zr < 0.0001			

Media

Fe 97.49	C 0.527	Si 0.186	Mn 0.808	P 0.008
S 0.003	Cr 0.789	Ni 0.035	Mo 0.044	Cu 0.052
Al 0.038	Ti 0.002	V 0.003	Sn < 0.008	B < 0.0000
Nb 0.0110	Zr < 0.0001			

**CÓPIA
 CONTROLADA**

ANEXO B – CERTIFICADO DE TRATAMENTO DE *SHOT PEENING* DAS AMOSTRAS FFN-TRS

ZIRTEC

Nº 1307282

R. Muniz de Souza, 306, São Paulo, SP, Brasil
Tel.: +55 11 3388 3534
Fax: +55 11 3277 8507
E-mail: zirtec@zirtec.com.br
www.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: 7464
Endereço / Adress:	Av. Sete de Setembro, 3165 - CEP: 80230-901 - Curitiba – PR	N. Fiscal / Invoice nr.:	NF.: 3403
S. Ref. / Your Ref.:			

Peças / Parts: Corpo de prova Ø52x5

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-110

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, 11 de Julho 2013.

Supervisão

Eng.º Marcelo Murga

Documento emitido eletronicamente

ANEXO C – CERTIFICADO DE TRATAMENTO DE *SHOT PEENING* DAS AMOSTRAS 5150-TRS

ZIRTEC

Nº 1412361A

R. Muniz de Souza, 306, São Paulo, SP, Brasil
Tel.: +55 11 3388 3534
Fax: +55 11 3277 8507
E-mail: zirtec@zirtec.com.br
www.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: 8158
Endereço / Address:	Av. Sete de Setembro, 3165 - CEP: 80230-901 - Curitiba – PR	N. Fiscal / Invoice nr.:	NF.: 3729
S. Ref. / Your Ref.:			

Peças / Parts: Corpo de prova Ø52x5

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:	0,330 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, 16 de Dezembro 2014.

Supervisão

Eng.º Marcelo Murga

Documento emitido eletronicamente