

DANIELLE TEIXEIRA HARADA

**Estudo do efeito do *shot peening* na vida em fadiga do aço ABNT 4340
solicitado em tração-tração**

Danielle Teixeira Harada

**Estudo do efeito do *shot peening* na vida em fadiga do aço ABNT 4340
solicitado em tração-tração**

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Augusto Santos Torres

H254e	Harada, Danielle Teixeira Estudo do efeito do shot peening na vida em fadiga do aço ABNT 4340 solicitado em tração-tração / Danielle Teixeira Harada – Guaratinguetá, 2019. 72 f : il. Bibliografia: f. 67-72 Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2019. Orientador: Prof. Dr. Marcelo Augusto Santos Torres 1. Aço - Fadiga. 2. Materiais – Fadiga. 3. Tensões residuais. I. Título. CDU 620.178.3
-------	--

Luciana Máximo

Bibliotecária CRB-8/3595

Danielle Teixeira Harada

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
"GRADUADO EM ENGENHARIA MECÂNICA"

APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Prof. Dr. MARCELO SAMPAIO MARTINS
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. MARCELO SAMPAIO MARTINS
FEG/UNESP

Me. FELIPE SOUZA OLIVEIRA
EEL/USP

Prof. Dr. MARCELO AUGUSTO SANTOS TORRES
FEG/UNESP (Orientador)

Maio de 2019

DADOS CURRICULARES

DANIELLE TEIXEIRA HARADA

NASCIMENTO 31.07.1989 – São Paulo -SP

FILIAÇÃO Marta Regina Teixeira Silva
Orlando Harada

2012/2019 Engenharia Mecânica – Graduação
UNESP – Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” –
Campus de Guaratinguetá

Dedico este trabalho à minha mãe, Marta Regina Teixeira Silva, que sempre me apoiou, esteve presente e me deu forças para nunca desistir.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço à minha mãe, *Marta Regina Teixeira Silva*, por ser minha referência, pelo suporte, incentivo e apoio incondicional ao longo de todos esses anos.

Ao meu orientador, *Prof. Dr. Marcelo Augusto Santos Torres*, que desde sempre acreditou no meu potencial, me orientando durante todas as fases desse trabalho.

Ao *Prof. Dr. Marcelo Sampaio Martins*, por sempre me ajudar, compreender e me orientar nos momentos mais cruciais.

A todos os colaboradores da *Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá*, que sempre estiveram dispostos a me auxiliar.

À minha avó, *Maria Marta Teixeira Petito*, por todos os ensinamentos de vida e conselhos dados.

Aos meus queridos avô e padraсто, *Antônio Amadeu Silva e Ubiratã Ribeiro de Magalhães*, que sempre foram minha referência paterna e mesmo não estando mais presentes, sei que sempre estiveram me assistindo e torcendo para esse momento.

À minha amiga *Anna Beatriz Eleutério Silva*, pela paciência, por me ouvir, me incentivar e estar ao meu lado durante todos esses anos;

Aos meus amigos/irmãos da *República Abate Inferno*, que durante todos esses anos foram os melhores companheiros, sempre me apoiaram, me auxiliaram, me ensinaram e, acima de tudo, me divertiram.

MUITO OBRIGADA!

*“Liberdade de voar num horizonte qualquer,
liberdade de pousar onde o coração quiser”*

Cecília Meireles

RESUMO

O processo de *shot peening* é um tratamento amplamente utilizado para aumentar a resistência à fadiga dos materiais, devido, principalmente, à criação do Campo de Tensões Residuais Compressivas, o CTRC, na superfície do material e logo abaixo dela. Apesar disso, o tratamento de *shot peening* também possui um efeito maléfico para a vida em fadiga do material, uma vez que aumenta a rugosidade superficial. Este trabalho foi dividido em três partes. Na primeira parte foi estudada a influência da rugosidade superficial na vida em fadiga do aço ABNT 4340 de dureza 43 HRC em corpos de prova polidos e conforme fornecidos submetido ao carregamento de tração-tração. Observou-se que quanto maior a rugosidade, menor a vida em fadiga. Na segunda parte a influência do tratamento de *shot peening* para o aço ABNT 4340 com dureza de 43 HRC foi analisada e um estudo comparativo com resultados de trabalhos anteriores, realizados com o mesmo aço, porém com dureza de 39 HRC e 53 HRC, foi feito. Observou-se que, quanto maior a dureza do material, maior a tensão residual e menor a rugosidade superficial induzidas pelo tratamento. No entanto, o aço ABNT 4340 com dureza intermediária de 43 HRC apresentou inesperadamente maior ganho em fadiga. Na terceira parte, o comportamento do CTRC induzido pelo processo de *shot peening* durante o ensaio de tração-tração no aço ABNT 4340 com dureza de 43 HRC foi estudado e os resultados comparados com os obtidos em trabalhos anteriores para as durezas de 39 HRC e 53 HRC, porém ensaiados em flexão rotativa. Observou-se que, para um ensaio em que não existam tensões compressivas (tração-tração), o CTRC se mantém praticamente inalterado, garantindo a efetividade do tratamento de *shot peening*. As superfícies de fratura dos corpos de prova com e sem o tratamento de *shot peening*, após o ensaio de tração-tração, foram investigadas com o auxílio da microscopia eletrônica de varredura para se obter informações sobre o ponto de iniciação e propagação da trinca. Foi observado que o tratamento de *shot peening* para o aço ABNT 4340 de dureza 43 HRC foi eficaz, uma vez que em alguns casos as trincas se iniciaram abaixo da superfície e em outros sua iniciação e/ou propagação foi retardada pela presença do CTRC.

PALAVRAS-CHAVES: Aço ABNT 4340. Fadiga. Shot peening. CTRC.

ABSTRACT

The *shot peening* process is a widely used treatment to increase the fatigue resistance of materials, mainly due to the creation of the Compressive Residual Stress Field, the CRSF, on the surface of the material and just below it. Despite this, the *shot peening* treatment also has a detrimental effect on material fatigue as it increases surface roughness. This work was divided into three parts. In the first part, the influence of the surface roughness on the fatigue life of the AISI 4340 steel with hardness of 43 HRC was studied in polished specimens and base material in tensile-tensile loading. It was observed that the greater the roughness, the lower the fatigue life is. In the second part, the influence of the *shot peening* treatment for the steel AISI 4340 with hardness of 43 HRC was analyzed and a comparative study with previous work results, made with the same steel, but with hardness of 39 HRC and 53 HRC, was done. It was observed that the higher the hardness of the material, the higher the residual stress and the lower the surface roughness induced by the treatment, however, the AISI 4340 steel with an intermediate hardness of 43 HRC unexpectedly showed greater gain in fatigue. In the third part, the behavior of the CRSF induced by the *shot peening* process during the tensile-tensile loading in the AISI 4340 steel with hardness of 43 HRC was studied and the results compared with those obtained in previous works for the hardnesses of 39 HRC and 53 HRC, but tested in rotating bending loading. It was observed that for loadings in which there are no compressive stresses (tensile-tensile), the CRSF remains practically unchanged, guaranteeing the effectiveness of the *shot peening* treatment. The fracture surfaces of the specimens with and without the *shot peening* treatment after the tensile-tensile test were investigated with the aid of scanning electron microscopy to obtain information about the point of initiation and propagation of the crack. It was observed that the *shot peening* treatment for AISI 4340 steel with hardness of 43 HRC was effective, once that in some cases the cracks started below the surface and in others its initiation and/or propagation was delayed by the presence of CRSF.

KEYWORDS: 4340 steel. Fatigue. Shot peening. Residual stresses.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Parâmetros do ciclo de tensão	17
Figura 2 – Representação esquemática da curva de Wöhler	19
Figura 3 – Aspecto da superfície da fratura por fadiga	22
Figura 4 – Aumento da rugosidade pelo processo de <i>shot peening</i> a) Jateamento b) Rugosidade superficial após o processo de <i>shot peening</i>	23
Figura 5 – Perfil de rugosidade.....	23
Figura 6 – Rugosidade média (Ra)	24
Figura 7 – Rugosidade máxima (Rx).....	25
Figura 8 – Rugosidade de profundidade média	25
Figura 9 – Impacto da granalha na superfície do material cria uma pequena concavidade	26
Figura 10 – Camada uniforme de tensões residuais compressivas gerada abaixo das concavidades criadas pelo impacto das granalhas	26
Figura 11 – Distribuição de tensões residuais trativas e compressivas no material.	27
Figura 12 – Materiais mais utilizados: a) Bloco padrão para fixação das plaquetas padronizadas; b) Almen Gauge, dispositivo para medir a deflexão das plaquetas.....	29
Figura 13 – CTRC para diferentes intensidades de <i>shot peening</i>	29
Figura 14 – Diferentes percentuais de cobertura de jateamento.....	30
Figura 15 – Relaxação do CTRC no aço 35NCD16 para diferentes tipos de carregamento cíclico. a) Ensaio torção reversiva. b) Ensaio flexão rotativa. c) Ensaio tração-compressão ..	34
Figura 16 – Relaxação do CTRC no aço ABNT 4340 para diferentes níveis de tensão e número de ciclos.	35
Figura 17 – Representação esquemática dos tratamentos térmicos realizados para a obtenção da dureza de 43 HRC	37
Figura 18 – Máquina Instron 8801 - Servohydraulic Fatigue Testing System.....	38
Figura 19 – Dimensões dos corpos de prova.....	39
Figura 20 – Curva S/N do aço ABNT 4340 com dureza de 53 HRC para diferentes intensidades de <i>shot peening</i>	40
Figura 21 – Medidor de tensões X-stress3000	40
Figura 22 – Rugosímetro portátil Surf test 301.	41
Figura 23 – Curva S/N do aço ABNT 4340 conforme fornecido e polido.....	44
Figura 24 – Fractografia da superfície de fratura do CDP ensaiado em tração-tração submetido à tensão de 1300 MPa.	45

Figura 25 – Fractografia da superfície de fratura do CDP ensaiado em tração-tração submetido à tensão de 900 MPa a) superfície de fratura do CDP; b) detalhe da região de início da trinca. ...	46
Figura 26 – Fractografia da superfície de fratura do CDP ensaiado em tração-tração submetido à baixa tensão (650 MPa).	47
Figura 27 – Curva S/N do aço ABNT 4340 de dureza 43 HRc com e sem <i>shot peening</i>	48
Figura 28 – Curva S/N do aço ABNT 4340 de dureza 39 HRc.....	49
Figura 29 – Curva S/N do aço ABNT 4340 de dureza 53 HRc.....	50
Figura 30 – Estudo do CTRC para o aço ABNT 4340 de 43 HRC após o processo de <i>shot peening</i>	52
Figura 31 – CTRC induzido pelo <i>shot peening</i> para diversas durezas.....	53
Figura 32 – Comportamento do CTRC induzido pelo <i>shot peening</i> antes e após o carregamento cíclico.	55
Figura 33 – Relaxação do CTRC do aço de dureza 39 HRc.	56
Figura 34 – Relaxação do CTRC para a dureza 53 HRc.	56
Figura 35 – Número de ciclos até a falha x posição de iniciação da trinca.....	58
Figura 36 – Fractografia do CDP com <i>shot peening</i> submetido à alta tensão (1400 MPa) a) superfície de fratura do Cdp; b) detalhe de possível inclusão.	59
Figura 37 – Fractografia da superfície de fratura do CDP com <i>shot peening</i> submetido à alta tensão (1300 MPa) a) superfície de fratura do CPD; b) detalhe do ponto de iniciação da trinca.	60
Figura 38 – Fractografia da superfície de fratura do CDP com <i>shot peening</i> submetido à tensão de 1200 MPa.	61
Figura 39 – Fractografia da superfície de fratura do CDP com <i>shot peening</i> submetido à tensão de 1100 MPa a) superfície de fratura do CPD; b) detalhe do início de trinca subsuperficial c) detalhe de formação de dipple da região B.	62
Figura 40 – Fractografia do CDP com <i>shot peening</i> submetido à tensão de 1000 MPa a) superfície de fratura do CPD; b) detalhe do início de trinca subsuperficial.....	63
Figura 41 – Fractografia do CDP com <i>shot peening</i> submetido à alta tensão (900 MPa) a) superfície de fratura do CDP; b) detalhe do ponto de iniciação da trinca.	64

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Tipos de plaquetas padronizadas para medir intensidade Almen.....	28
Quadro 2 – Métodos mais comuns para medição de tensão superficial.....	31

LISTA DE TABELA

Tabela 1 – Principais designações de granalhas metálicas e seu respectivo diâmetro em mm.	28
Tabela 2 – Composição química do aço ABNT 4340	36
Tabela 3 – Parâmetros utilizados no sistema de análise das tensões residuais.	41
Tabela 4 – Rugosidade do aço ABNT 4340 conforme fornecido e polido.	44
Tabela 5 – Rugosidade do aço ABNT 4340 de diferentes durezas submetidos ao tratamento de <i>shot peening</i>	49
Tabela 6 – Tensões residuais do aço ABNT 4340 de 43 HRc após o tratamento de <i>shot peening</i>	51
Tabela 7 – Medidas das tensões residuais do aço ABNT 4340 de 43 HRc após o carregamento cíclico de tração-tração de 1200 MPa e 1350 MPa.	54

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	15
2.1	LIGAS DE AÇO	15
2.2	FADIGA.....	16
2.2.1	Definição	16
2.2.2	Histórico	17
2.2.3	A falha por fadiga	19
2.2.4	Os estágios da falha por fadiga	20
2.3	INFLUÊNCIA DO ACABAMENTO SUPERFICIAL NA VIDA EM FADIGA	22
2.3.1	<i>Shot peening</i>	26
2.4	TENSÕES RESIDUAIS	30
2.4.1	Relaxação do campo de tensões residuais compressivas	32
3	MATERIAIS E MÉTODOS	36
3.1	MÉTODOS	37
3.1.1	Tratamentos térmicos realizados.....	37
3.1.2	Ensaio de fadiga	37
3.1.3	<i>Shot peening</i>	39
3.1.4	Medições das tensões residuais	40
3.1.5	Análise da rugosidade dos corpos de prova.....	41
3.1.6	Análise da fractográfica dos corpos de prova	42
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	43
4.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS.....	43
4.2	INFLUÊNCIA DA RUGOSIDADE NA RESISTÊNCIA À FADIGA.....	43
4.3	INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO DE <i>SHOT PEENING</i> NO COMPORTAMENTO EM FADIGA DO AÇO ABNT 4340 COM DIFERENTES DUREZAS	47
4.4	CAMPOS DE TENSÕES RESIDUAIS INDUZIDO PELO PROCESSO DE <i>SHOT PEENING</i> NO AÇO ABNT 4340.....	51
4.4.1	Estudo do comportamento do Campos de Tensões Residuais Compressivas (CTRC) induzido pelo processo de <i>shot peening</i> no aço ABNT 4340 durante carregamento cíclico	54
5	CONCLUSÃO	66
	REFERÊNCIAS	67

1 INTRODUÇÃO

A fadiga é o problema de maior relevância a partir do avanço tecnológico, responsável pelo desenvolvimento de turbinas, bombas, compressores, motores, eixos, etc., os quais usualmente estão sujeitos a vibrações e carregamentos repetidos. A resistência à fadiga dos metais e ligas é fortemente dependente da dureza e das tensões residuais. (POOK, 2007).

O processo de *shot peening* é um dos métodos para a melhoria da resistência à fadiga. Ao dificultar a nucleação e a propagação da trinca por meio da indução de tensões residuais de compressão na superfície do material, tem-se um ganho considerável na vida em fadiga. O processo ocorre com o bombardeio de pequenas esferas ou partículas, de aço, cerâmica ou vidro, projetadas em alta velocidade na superfície da peça (TORRES; VOORWALD, 2002).

A região superficial é deformada plasticamente depois do impacto. A região do material não afetada abaixo da região deformada tende a retornar à condição original e com isso promove uma compressão que desenvolve um campo de tensões residuais compressivas (CTRC) nas camadas superficiais (DIEPART, 1995; LI; ZHANG; YAO, 1991).

Outro efeito do processo de *shot peening* é o aumento da rugosidade na superfície do material. Ao contrário do CTRC, esse efeito pode ser maléfico para a vida em fadiga. Dessa forma, para se obter uma melhora na resistência à fadiga através do tratamento de *shot peening*, é necessário que haja um equilíbrio entre os benefícios do CTRC induzido pelo processo e os malefícios que o aumento da rugosidade superficial podem trazer.

Trabalhos anteriores mostraram que existe a possibilidade de haver relaxação do CTRC induzido a partir da existência de um carregamento cíclico, influenciando a eficácia do processo e, conseqüentemente, o ganho em fadiga (TORRES; VOORWALD, 2002).

No entanto, em todos os trabalhos descritos na literatura, em que o fenômeno da relaxação ocorre em temperatura ambiente, existe a aplicação de tensões compressivas pelo carregamento aplicado. Não se conhece estudo demonstrando a relaxação ou não de tensões sob o efeito de carregamento cíclico de tração – tração em aços de alta dureza.

O objetivo desta pesquisa será investigar para o aço ABNT 4340 com 43 HRc (condições usadas na indústria aeronáutica) a estabilidade do CTRC durante carregamento cíclico de tração-tração. Além disso, a eficácia do *shot peening* no referido aço sob este carregamento será também analisada a partir do estudo das curvas S/N e análises das superfícies de fratura.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LIGAS DE AÇO

Por conta da grande variedade de tipos de aços existentes, foram criados alguns sistemas para suas classificações. Algumas propriedades comuns, como sua composição, processo de acabamento e forma do produto acabado, permitem que os aços sejam classificados em grupos. A concentração de carbono nas ligas de aço são subdivisões para esses grupos, existindo, portanto, aços-carbono de baixo, médio ou alto teor de carbono (CHIAVERINI, 2005).

Por meio das normas NBR 6006, a ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas) classifica as ligas de aço de acordo com os conceitos utilizados pela SAE (*Society of Automotive Engineers*) e da AISI (*American Iron and Steel Institute*), respectivamente, em função da composição química dos aços e o tipo de forno onde o aço foi fabricado. Nesses sistemas, os dois primeiros algarismos representam a família a qual os aços pertencem e os diferenciam de acordo com a presença de carbono e outros elementos de liga; já os dois últimos algarismos representam o teor de carbono em centésimos de porcentagem (CHIAVERINI, 2005; NEWELL, 2010).

Os aços de designações 4XXX, 8XXX e 9XXX são aços com molibdênio, a presença deste elemento intensifica as propriedades alcançadas pela adição de outros elementos à liga da aço (manganês, cromo e níquel), tais como, o aumento da ductilidade, a temperatura de revenimento e a tenacidade do material. Os materiais da série 43XX possuem grande aplicação, pois respondem muito bem ao tratamento térmico de têmpera e revenimento (NEWELL, 2010).

O aço ABNT 4340 utilizado neste trabalho combina bom endurecimento (alta temperabilidade) com alta ductibilidade, grande resistência e razoável tenacidade, por esse motivo, este aço é empregado em aplicações críticas nas indústrias aeroespacial e de energia nuclear (ABDALLA *et al.*, 2006). Outra característica do aço ABNT 4340 é a alta resistência à fadiga e fluência, portanto é frequentemente utilizado na confecção de peças sujeitas às cargas altas e periódicas (PHILIP, 2009). Neste trabalho será estudado o efeito do *shot peening* e o aumento na vida em fadiga do aço ABNT 4340 com durezas de 39 HRC, 43 HRC e 53 HRC.

2.2 FADIGA

2.2.1 Definição

Uma falha por fadiga é caracterizada quando um determinado material é sujeito à aplicação de tensões repetitivas, cuja carga empregada é muito menor em relação àquela utilizada para causar fratura em aplicações estáticas de tensões. Durante o carregamento cíclico, após um determinado número de ciclos, é possível que ocorra a nucleação da trinca e sua propagação até a ocorrência da falha final. (SADANANKA; RAMASWANY, 2001; SCHIJVE, 2001).

Em uma análise estrutural, o termo fadiga pode ser interpretado como um processo onde há alteração progressiva, localizada e permanente em um determinado material devido à tensões e deformações em um, ou vários pontos, gerando trincas e eventuais fraturas após um número suficiente de ciclos (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2013).

Alguns exemplos de estruturas onde podem ocorrer falhas por fadiga são: pontes, peças de aeronaves, componentes de máquinas, tubulações e outros equipamentos sujeitos à vibrações e/ou carregamentos oscilantes. Estima-se que aproximadamente 90% de todas as falhas em metais ocorra devido a fadiga, sendo esta considerada a maior causa individual de falhas em materiais metálicos (CALLISTER JR, 2008).

Os valores de tensões decorrentes do carregamento dinâmico variam com o tempo em um ou mais pontos de uma determinada peça, portanto é possível representá-los graficamente na forma de $\sigma \times t$ (Tensão x Tempo), destacando assim, alguns valores de tensão e relações nas Equações de 1 a 4 e na Figura 1 (SORRIJA, 2016):

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{min} + \sigma_{máx}}{2} \quad (1)$$

Onde: $\sigma_{máx}$ – valor máximo de tensão em um ponto durante um ciclo de fadiga;

σ_{min} – valor mínimo de tensão em um ponto durante um ciclo de fadiga;

σ_m – valor médio entre as tensões mínima e máxima.

$$\Delta\sigma = \sigma_{máx} - \sigma_{min} \quad (2)$$

Onde: $\Delta\sigma$ – intervalo de tensões.

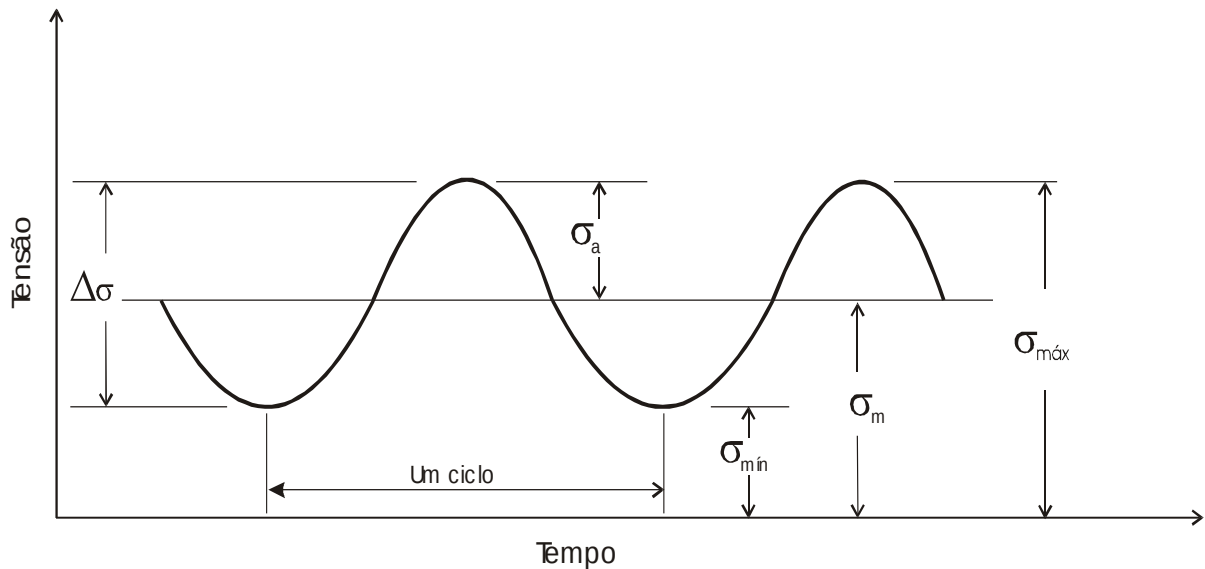
$$\Delta\sigma_a = \frac{\sigma_{m\acute{a}x} - \sigma_{m\acute{i}n}}{2} \quad (3)$$

Onde: $\Delta\sigma_a$ – Amplitude de tensões ou Tensão alternada.

$$R = \frac{\sigma_{m\acute{i}n}}{\sigma_{m\acute{a}x}} \quad (4)$$

Onde: R – razão de tensões.

Figura 1 – Parâmetros do ciclo de tensão



Fonte: Torres e Voorwald (2002).

A amplitude dos carregamentos de fadiga pode ser constante ou variável; geralmente, componentes de máquina que realizam movimentos rotativos, tais como eixos e engrenagens, apresentam carregamento de amplitude constante, já o tráfego sobre as pontes, a vibração das asas de uma aeronave durante o voo e as ondas se chocando contra o casco de navios são exemplos de carregamentos com amplitude e frequência variadas (VOORWALD *et al.* 2005).

2.2.2 Histórico

O interesse a respeito do fenômeno de fadiga teve início há mais de 170 anos, juntamente com a chegada da Revolução Industrial. Isso ocorreu porque, a partir desse momento, houve a utilização em larga escala de máquinas movidas à vapor e de componentes e estruturas

mecânicas metálicas ferrosas, como ferrovias, eixos de locomotivas, guinchos e muitos outros componentes (DOWLING, 2007; POOK, 2007). Com a intensa mecanização ocorrendo pela primeira vez na história, as peças estavam sujeitas à esforços dinâmicos ao longo de um determinado número de ciclos e, assim, as falhas por fadiga passaram a se tornar comuns (SORRIJA, 2016; LAMPMAN, 1996; NORTON, 2013).

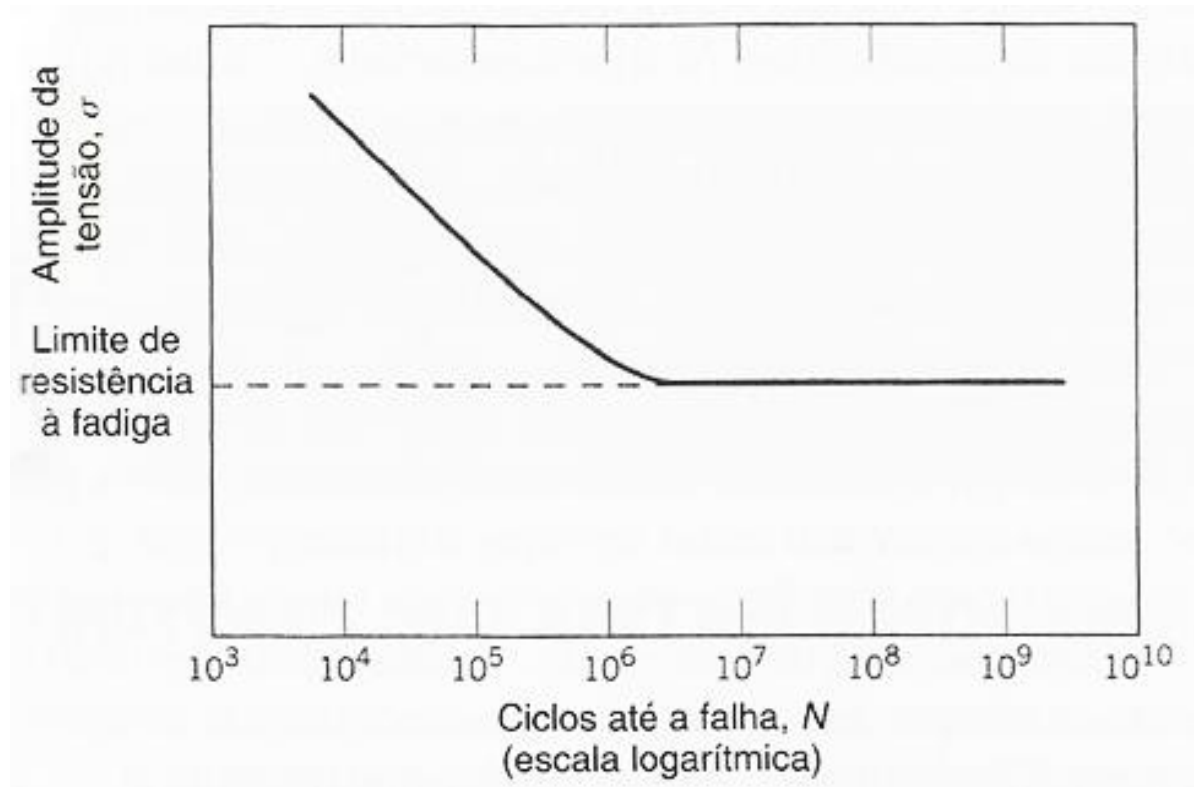
As fraturas por fadiga ocorrem de maneira abrupta e frágil, o que contrariava os estudos dos engenheiros da época, afinal, todos os projetos até então haviam sido realizados baseados apenas nos carregamentos estáticos (NORTON, 2013). Entre 1852 e 1869, o engenheiro alemão August Wöhler realizou alguns ensaios de fadiga em eixos de locomotivas em tamanho real e em componentes mecânicos manufaturados em ferro fundido, aço e outros materiais que eram utilizados em máquinas menores e expostos a diferentes carregamentos cíclicos como: tração axial, flexão e torção (SURESH, 2004; DOWLING, 2007). Para a realização dos testes de fadiga, Wöhler desenvolveu uma série de máquinas, o que contribuiu muito para a evolução das pesquisas de vida em fadiga. Além de ser responsável pela construção das primeiras máquinas específicas para realização dos ensaios de fadiga, Wöhler também sugeriu que, quando em serviço, os elementos sujeitos a carregamentos dinâmicos deveriam ser projetados de maneira que nunca atingissem o número de ciclos de carregamento necessários para uma eventual fratura, surgindo assim o conceito de projeto através do critério de vida segura em fadiga (SCHÜTZ, 1996).

Os resultados dos ensaios realizados por Wöhler, deram início à caracterização do comportamento em fadiga através das curvas $S \times N$, ou seja, Amplitude de Tensão $\times$ Número de Ciclos; após o término de suas pesquisas essas curvas foram denominadas “Curvas de Wöhler” (SCHÜTZ, 1996; SURESH, 2004). Em um relatório publicado em 1870, Wöhler expressou suas conclusões finais sobre os ensaios realizados nos anos anteriores, as “Leis de Wöhler” apresentam importantes conceitos a respeito do fenômeno de fadiga (SCHÜTZ, 1996):

- i) Um material pode ser induzido à falha após uma grande quantidade de tensões repetidas, mesmo quando essas tensões possuírem magnitude menor do que a resistência mecânica estática do material;
- ii) A amplitude das tensões aplicadas é decisiva para a destruição da coesão do material;
- iii) Quanto maior for a tensão máxima aplicada, menor será a amplitude de tensão necessária para a falha.

A Figura 2 mostra uma representação esquemática da curva de Wöhler.

Figura 2 – Representação esquemática da curva de Wöhler



Fonte: Callister Jr. (2008).

2.2.3 A falha por fadiga

O projeto de uma máquina ou componente estrutural deve considerar uma série de variáveis, mas de maneira geral, o principal objetivo é a obtenção de uma peça que não sofra falha durante sua vida útil. Projetos que levam em consideração somente as tensões estáticas são relativamente simples, a partir dos valores das cargas aplicadas, é possível calcular os valores de tensão presentes na peça e, a partir destes resultados e utilizando um critério de projeto, pode-se definir o valor máximo de tensão a ser admitido, ou tensão admissível (σ_{adm}). O valor da tensão admissível deve ser menor do que o valor de tensão necessária para que ocorra a ruptura do material (σ_u), no caso de materiais frágeis, ou seu escoamento (σ_e), para o caso dos materiais dúcteis; ou seja, para garantir a segurança do projeto, deve-se obedecer a condição da Equação 5.

$$\sigma_{adm} < \frac{\sigma_u \text{ ou } \sigma_e}{CS} \quad (5)$$

Onde CS é o Coeficiente de Segurança do projeto e possui valor maior ou igual a 1. Tal condição garante a segurança contra falha mecânica estática da peça em questão (SORRIJA, 2016).

No entanto, os critérios utilizados para os casos de projetos estáticos não podem ser levados em consideração quando a peça é submetida a carregamento dinâmico, variável com o tempo. Nesses casos, a peça pode sofrer fratura após certo período, mesmo quando os valores das tensões aplicadas são menores do que a tensão de escoamento do material (σ_e), para um material dúctil, por exemplo. Por ocorrer sem qualquer aviso prévio, a fratura por fadiga é considerada bastante crítica. Estima-se que as falhas por fadiga correspondem a 90% das falhas mecânicas ocorridas em serviço (CAMPBELL, 2008).

2.2.4 Os estágios da falha por fadiga

A ação simultânea de tensões alternadas, tensões de tração e deformação plástica resulta na falha por fadiga, caso um desses fatores não esteja presente, a trinca não poderá nuclear e, conseqüentemente, não irá propagar (LAMPMAN, 1996). As tensões cíclicas são responsáveis pela iniciação da trinca e sua propagação é ocasionada pela ação das tensões de tração (SOUZA, 1982).

O processo de fadiga pode ser dividido em três estágios sucessivos (HERTZBERG, 1995; BONORA, 2015):

- I) Iniciação ou nucleação de microtrinca
- II) Propagação da trinca: caracterizada pelo crescimento macroscópico da trinca;
- III) Ruptura final: ocorre no último ciclo de tensões, quando a trinca atinge o tamanho crítico para propagação instável.

O primeiro estágio de uma falha por fadiga é caracterizado pela nucleação de uma microtrinca por fadiga, esta pode ocorrer ao longo das bandas de deslizamento, regiões de contorno de grãos e interfaces entre inclusões (LAMPMAN, 1996). Caso o material apresente defeitos internos, como vazios ou inclusões, a microtrinca pode nuclear internamente. Já a existência de entalhes ou outras descontinuidades na superfície externa geram pontos de concentração de tensões o que faz com que a nucleação da microtrinca se dê a partir do exterior da peça (CAMPBELL, 2008).

Neste estágio a propagação da trinca é microscópica, dependendo muito da microestrutura do material, da existência de inclusões e do encontro da microtrinca com regiões de contorno de grão ou outros defeitos que possam impedir ou dificultar seu crescimento (ROSA, 2002;

SCHIJVE, 2001; TOTTEN, 2008). Apesar de muitas vezes a nucleação das microtrincas ocorrer no Estágio I, muitas delas acabam tendo seu crescimento interrompido ou coalescendo em uma única trinca principal (CUI, HUANG, WANG, 2014).

Grande parte da vida em fadiga de um material pode ocorrer durante o primeiro estágio do processo de fadiga, sua duração pode representar mais do que 70% para componentes polidos, sem nenhum entalhe. (SCHIJVE, 2001; ROSA, 2002). No entanto, em situações reais podem existir microtrincas decorrentes da fabricação, transporte e/ou instalação de determinado componente, levando ao aparecimento de macrotrincas (CUI; HUANG; WANG, 2014; SORRIJA, 2016).

As técnicas experimentais de alta resolução como a microscopia ampliaram o campo de conhecimento sobre a morfologia e a nucleação da microtrinca. Sabe-se que na fadiga de baixo ciclo, ou seja, alta tensão, a nucleação da trinca representa apenas uma pequena parte de sua vida em fadiga, no entanto, na fadiga de alto ciclo, ou baixa tensão a nucleação é mais importante (PORK, 2009).

Quando a nucleação é muito acentuada, pode-se dizer que este é um fenômeno de superfície. Esses fenômenos incluem todas as condições de superfície que podem reduzir ou aumentar a fase de nucleação da trinca. Consequentemente, muitos tipos de tratamentos superficiais são de grande significância para o estudo da vida em fadiga (SCHULZE, 2005).

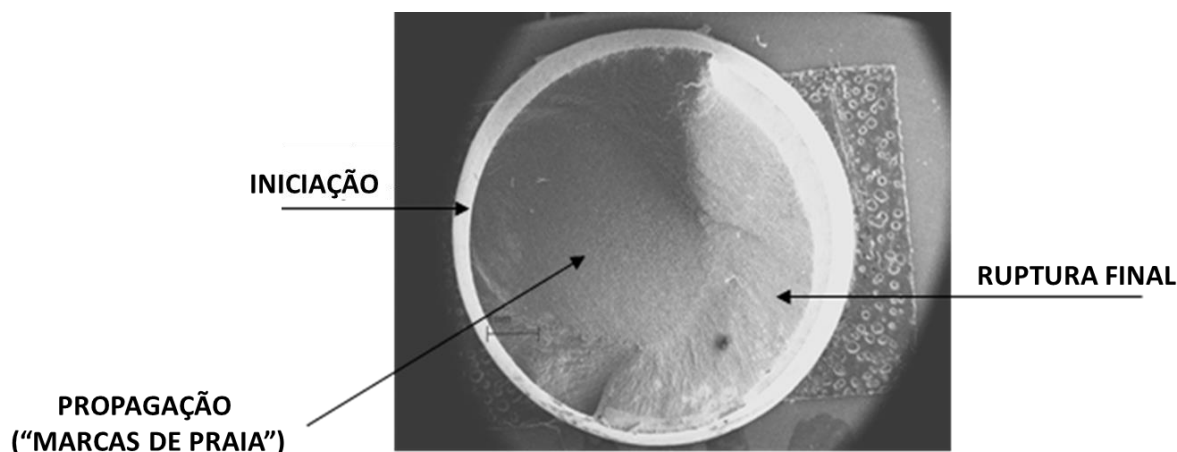
O segundo estágio do processo de fadiga é caracterizado pela propagação da trinca em uma direção perpendicular à tensão normal induzida pelo carregamento. Nesse estágio, a propagação de trinca por fadiga é principalmente controlada pelo máximo carregamento aplicado e pela razão de tensão (PEREIRA, 1996).

O terceiro estágio é caracterizado pela ruptura final do material. Assim como a fratura estática, a fratura por fadiga ocorre de maneira abrupta. Quando a trinca atinge um tamanho crítico, a área na qual o esforço está sendo aplicado não pode mais suportá-lo e se rompe quase instantaneamente. Dependendo do material, a superfície final da fratura pode ter aspecto frágil ou dúctil (LAMPMAN, 1996; DOWLING, 2007; CAMPBELL, 2008; TOTTEN, 2008; SCHIJVE, 2008)

Do modo de vista macroscópico, Figura 3, é possível destacar que há uma distinção entre duas regiões na superfície da fratura. Há uma parte mais lisa, formada por uma série de linhas concêntricas denominadas “marcas de praia” ou “marcas de concha”; elas são originadas a partir da variação da taxa de propagação da macrotrinca que pode ocorrer devido a mudanças de tensões durante a vida em fadiga, como o acionamento e desligamento de um eixo rotativo, ou também mudanças ambientais. A superfície final também apresenta

uma parte mais rugosa, correspondente à fratura final, similar à estática (DOWLING, 2007; CAMPBELL, 2008).

Figura 3 – Aspecto da superfície da fratura por fadiga



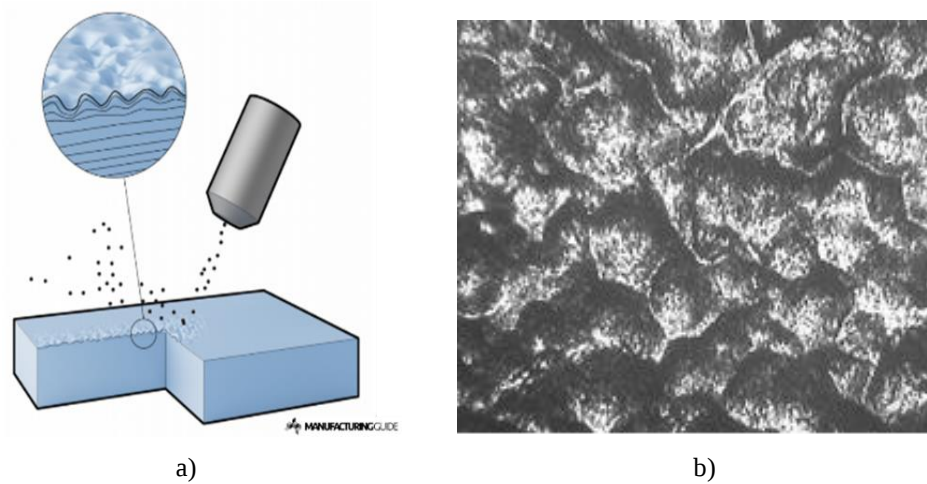
Fonte: Adaptado de Torres (2002).

2.3 INFLUÊNCIA DO ACABAMENTO SUPERFICIAL NA VIDA EM FADIGA

A maior parte das trincas de fadiga possuem sua nucleação na superfície externa do elemento solicitado, por essa razão, o acabamento superficial possui efeito significativo na resistência à fadiga de determinado material. Em superfícies rugosas existem muitos pontos de concentradores de tensão, dos quais é possível que ocorra a nucleação das trincas. Assim, para um mesmo material, quanto maior a qualidade do acabamento superficial, maior será sua resistência à fadiga (SOUZA, 1982).

Alguns tratamentos superficiais podem ocasionar efeitos benéficos para a resistência à fadiga do material, como o *shot peening*, que será o tratamento estudado neste trabalho. Apesar de aumentar consideravelmente a rugosidade do material, como pode ser observado na Figura 4 a) e b), o *shot peening* induz tensões residuais compressivas que tendem a aumentar a vida em fadiga (SOUZA, 1982; SURESH, 2004; DOWLING, 2007). Por outro lado, processos de fabricação envolvendo descarbonetação superficial, podem implicar em redução da dureza e/ou indução de tensões trativas, reduzindo a vida em fadiga do material (MCKELVEY; FATEMI, 2012; NORTON, 2013).

Figura 4 – Aumento da rugosidade pelo processo de *shot peening*
a) Jateamento b) Rugosidade superficial após o processo de *shot peening*

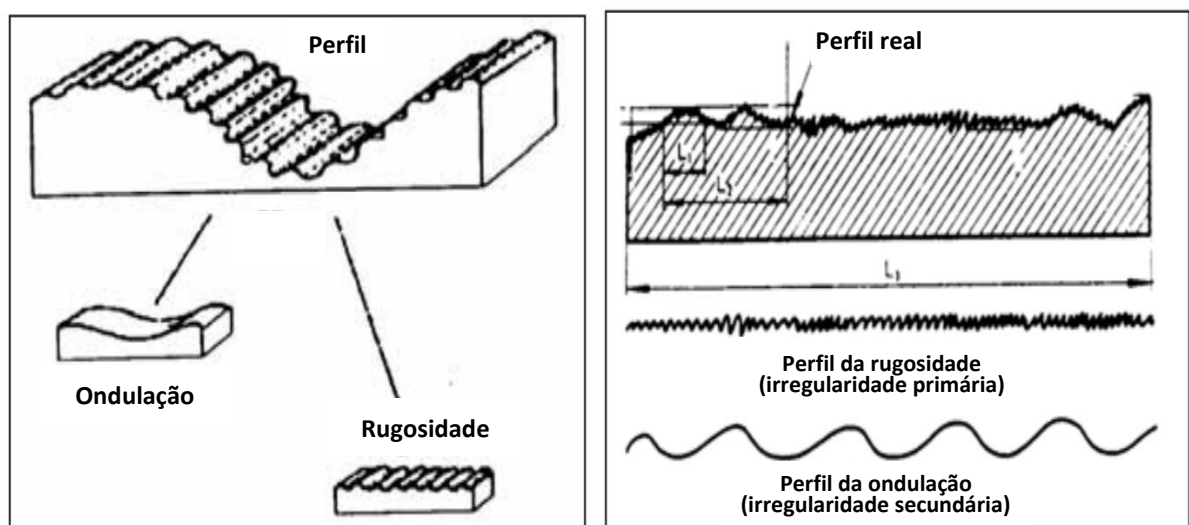


Fonte: Manufacturing Guide e Torres (2002).

O acabamento superficial é determinado através da rugosidade superficial, representada por R e expressa em micrometros. A rugosidade pode ser medida por equipamentos específicos determinados rugosímetros ou perfilógrafos. No Brasil, os conceitos referentes à rugosidade superficial são definidos através da norma ABNT NBR 4287-2002 (ABNT, 2002).

Ao medir a rugosidade do material, o equipamento mostra o perfil da peça, composta por sua rugosidade (irregularidade primária) e ondulação (irregularidade secundária), como mostra a Figura 5.

Figura 5 – Perfil de rugosidade

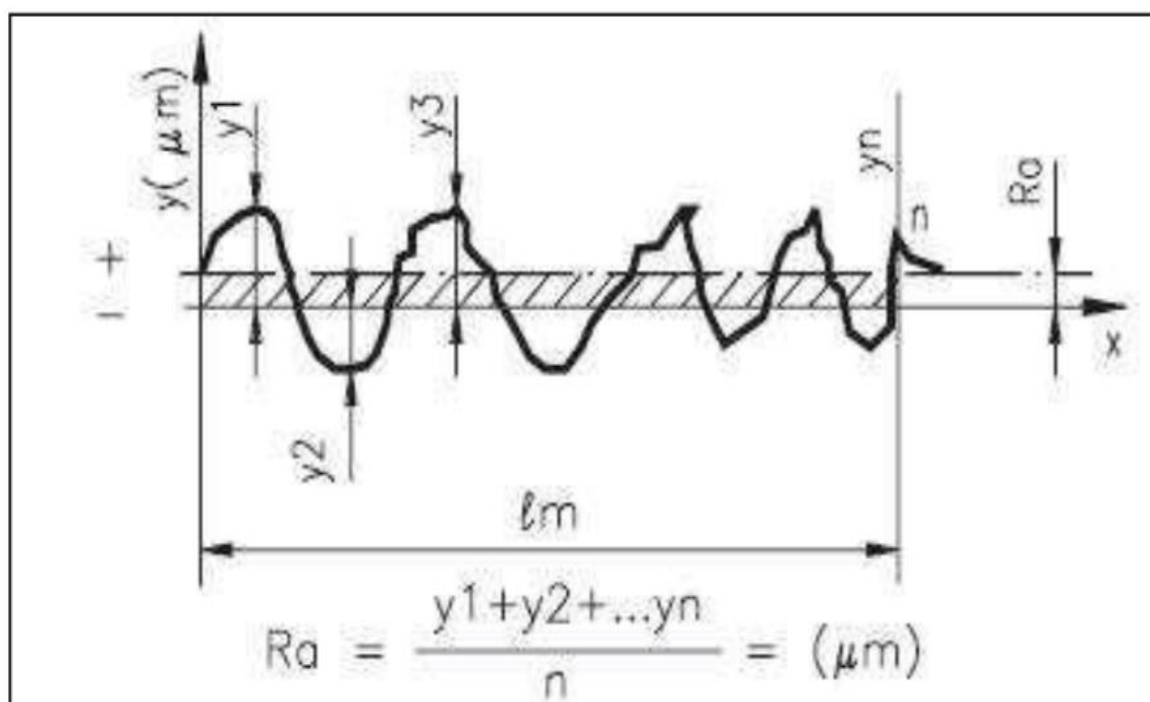


Fonte: ABNT (2002).

Tanto os picos quanto os vales podem ser considerados concentradores de tensão, podendo levar à falha durante o carregamento cíclico. Várias escalas são adotadas para se medir a rugosidade da peça, sendo que para cada escala está relacionada a um determinado parâmetro (ABNT, 2002). Os parâmetros mais utilizados são: rugosidade média (R_a), rugosidade máxima (R_x), rugosidade total (R_t) e rugosidade de profundidade média (R_z). Abaixo algumas definições:

Rugosidade média (R_a) – é a média aritmética dos valores absolutos das coordenadas de afastamento (y_i), dos pontos do perfil de rugosidade em relação à linha média, dentro do percurso de medição (l_m). Pode corresponder à altura de um retângulo de comprimento igual ao percurso de medição e cuja área é igual à soma absoluta das áreas delimitadas pelo perfil de rugosidade e pela linha média, conforme Figura 6 (ABNT, 2002).

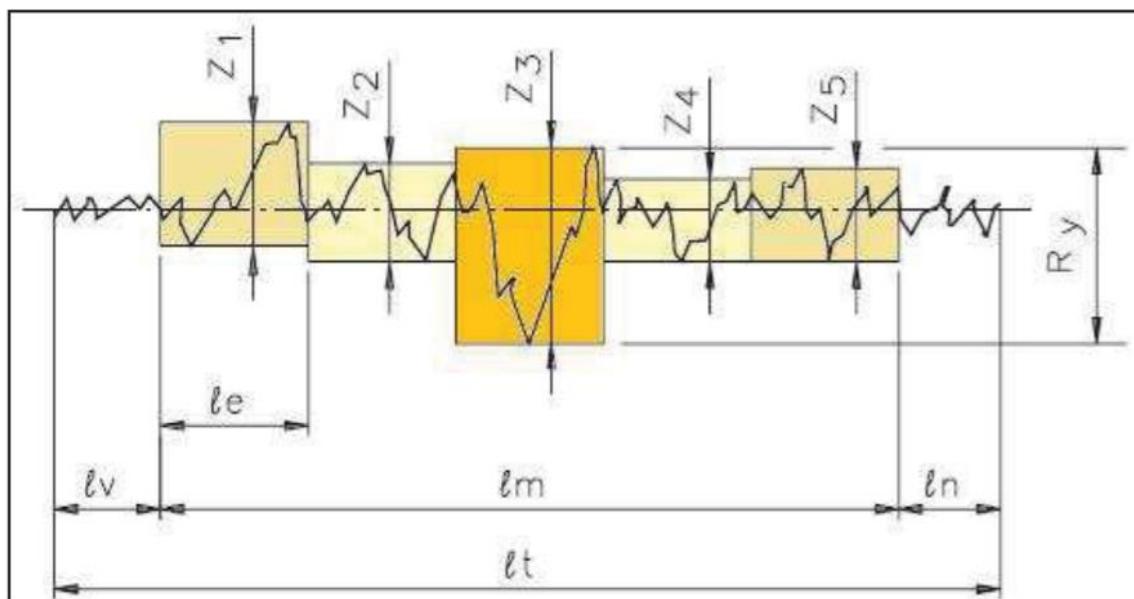
Figura 6 – Rugosidade média (R_a)



Fonte: ABNT (2002).

Rugosidade máxima (R_x) – é o maior valor das rugosidades parciais (Z_i) encontrado no percurso de medição (l_m). Na Figura 7, o maior valor parcial é o Z_3 , localizado no 3º “cut-off” (comprimento de amostragem) (ABNT, 2002).

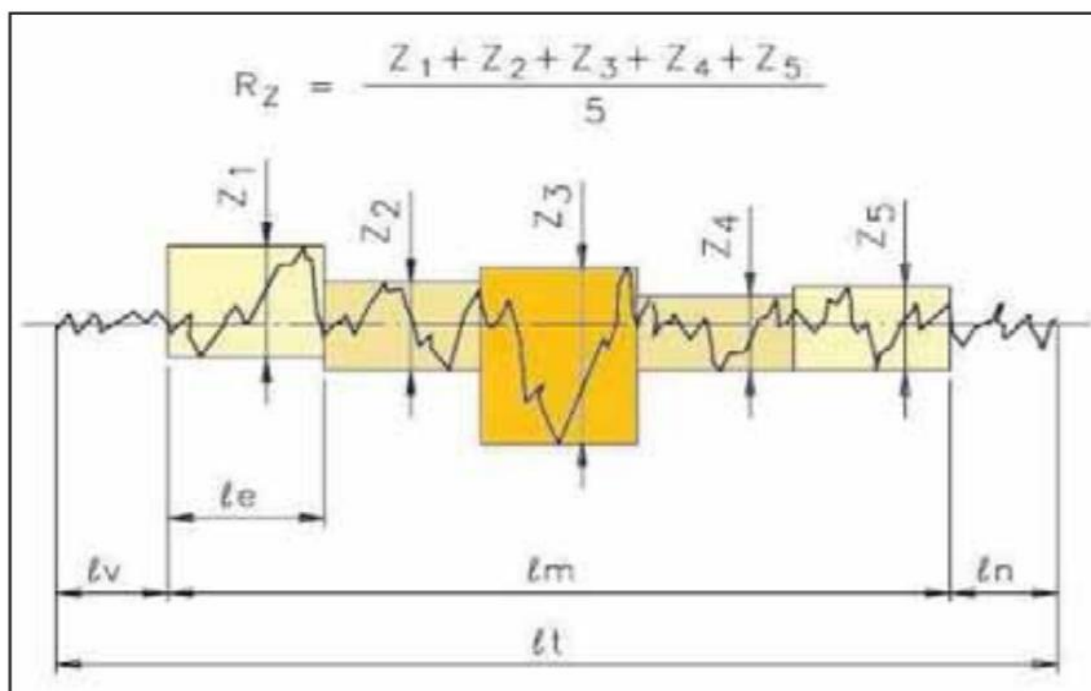
Figura 7 – Rugosidade máxima (Rx)



Fonte: ABNT (2002).

Rugosidade de profundidade média (Rz) – A rugosidade de profundidade (Rzi) é a distância medida na vertical entre o pico mais alto e o vale mais profundo dentro de um “cut-off”. A média aritmética dos Rzi existentes é denominada rugosidade de profundidade média (Rz), conforme Figura 8 (ABNT,2002).

Figura 8 – Rugosidade de profundidade média

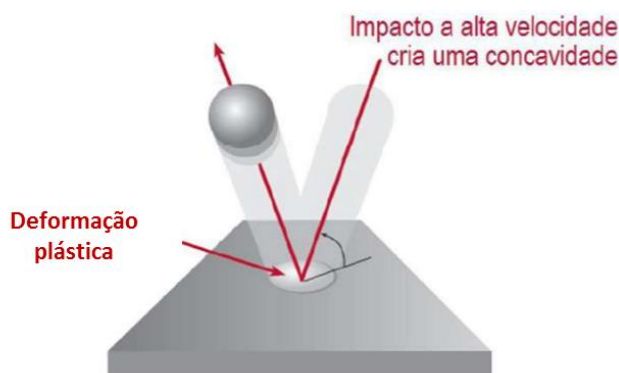


Fonte: ABNT (2002).

2.3.1 Shot peening

Shot peening é um método amplamente utilizado no endurecimento superficial dos materiais, aumentando sua vida em fadiga, além de atuar no alívio de tensões trativas. É um processo de deformação à frio no qual tensões residuais compressivas são introduzidas na superfície do elemento através do jateamento de granalhas em alta velocidade e sob alguns parâmetros controlados (REIDENBACH, 2007). O impacto da granalha em alta velocidade causa uma deformação plástica na superfície e abaixo dela, conforme Figura 9 (REIDENBACH, 2007).

Figura 9 – Impacto da granalha na superfície do material cria uma pequena concavidade



Fonte: Adaptado de MIC (2016).

A região abaixo da área deformada plasticamente tende a retornar à sua forma original, gerando as tensões compressivas (MELO; NUNES, 2013). A sobreposição das deformações plásticas originadas a partir do jateamento, forma uma camada uniforme de tensões compressivas, o Campo de Tensões Residuais Compressivas (CTRC) (item 2.4), conforme demonstrado na Figura 10 (MIC, 2016).

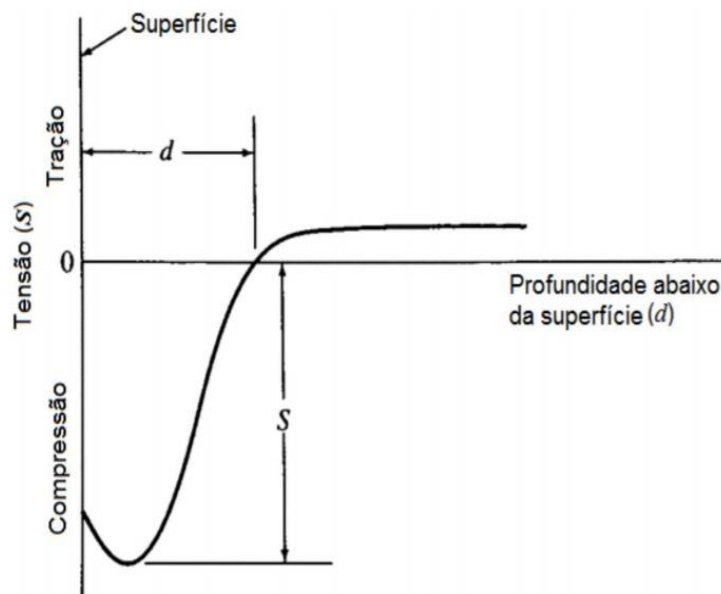
Figura 10 – Camada uniforme de tensões residuais compressivas gerada abaixo das concavidades criadas pelo impacto das granalhas



Fonte: MIC (2016).

Conforme as tensões compressivas são introduzidas na superfície do material, tensões trativas surgem abaixo da superfície. O objetivo dessa reação é de equilibrar as forças e momentos internos do material em questão. A distribuição de tensões pode ser observada na Figura 11.

Figura 11 – Distribuição de tensões residuais trativas e compressivas no material.



Fonte: Stephens (2001).

A tensão introduzida pelo *shot peening* possui magnitude limitada e depende principalmente do material estudado. Para materiais com alta dureza, a tensão pode chegar a um pouco mais da metade do valor da tensão de escoamento do material (REIDENBACH, 2007; STEPHENS, 2001).

Os parâmetros importantes para determinação da intensidade do jateamento são a velocidade e o ângulo do jato, o tempo de exposição do material ao tratamento, além do tamanho, do peso, do material e da dureza da granalha utilizada (ROCHA, 2010; REIDENBACH, 2007; STEPHENS, 2001).

As granalhas mais utilizadas no processo de *shot peening* são de formato esférico e podem ser de aço, vidro ou cerâmica (ZIRTEC, 2015).

De acordo com a norma AMS-S-13165, a designação da granalha corresponde ao diâmetro em polegadas multiplicado por 10.000, aproximadamente. O diâmetro da granalha também influencia nas tensões compressivas geradas, se os demais parâmetros se mantiverem constantes, quanto maior o diâmetro, maior será a intensidade Almen e o CTRC induzido (SUCHARSKI, 2016). A Tabela 1 representa as denominações das granalhas e seus respectivos diâmetros.

Tabela 1 – Principais designações de granalhas metálicas e seu respectivo diâmetro em mm.

Designação	Diâmetro normal (mm)
S780	2,00
S660	1,70
S550	1,40
S460	1,18
S390	1,00
S330	0,85
S280	0,71
S230	0,60
S170	0,42

Fonte: Adaptado de Oliveira (2011).

Além de influenciar na distribuição das tensões residuais compressivas, os aspectos da granalha também influenciam na rugosidade da peça. Quanto maior for a massa da granalha, maior serão as alterações superficiais microscópicas. (SUCHARSKI, 2016)

Outro parâmetro importante no processo de *shot peening* é a pressão com que as granalhas são aceleradas. Esse fator interfere diretamente na profundidade do CTRC, mas não influencia nos valores de tensão máxima. Além disso, os valores de tensão residual compressiva na superfície do material serão menores quanto maior for a pressão do jateamento, isso ocorre devido ao relaxamento que ocorre por conta do alto impacto das granalhas. (OLIVEIRA, 2011; BERTUOL, 2014)

A intensidade do jateamento pode ser determinada através do método Almen. John O. Almen utilizou três tipos de placas de aço SAE 1070 iguais em planicidade, acabamento, dureza (45 HRc) e dimensões, variando somente a espessura (ALMEN, 1963). O Quadro 1 apresenta os padrões desenvolvidos.

Quadro 1 – Tipos de plaquetas padronizadas para medir intensidade Almen.

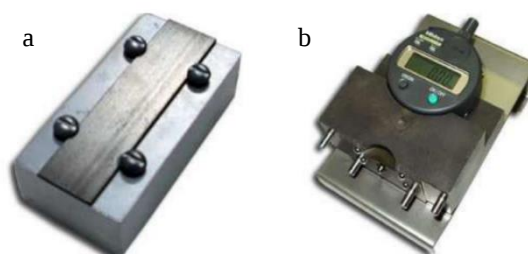
Tipo	Espessura (mm)	Aplicação
N	$0,79 \pm 0,02$	Usadas para pequenas intensidades como as obtidas em esferas de vidro.
C	$2,39 \pm 0,02$	Mais espessas das tiras Almen, é utilizada em grandes intensidades de jateamento, geralmente granalhas de aço.
A	$1,29 \pm 0,001$	Normalmente utilizadas para avaliar processos de <i>shot peening</i> com granalha de arame cortado ou granalha de aço. São as mais utilizadas.

Fonte: adaptado de Zirtec (2015).

Esses padrões estão de acordo com as normas SAE AMS 2430 e SAE J442 (ZIRTEC, 2015).

A medição da intensidade é feita utilizando um bloco padronizado, no qual as plaquetas são fixadas e um dispositivo com um instrumento de medição para determinar a deflexão dessas plaquetas (SCURACCHIO, 2012). A superfície de apenas um dos lados da plaqueta é jateada, gerando o encurvamento da placa. O tipo de placa utilizada e a medida da deflexão causada definem a intensidade Almen (REIDENBACH, 2007). A Figura 12 apresenta alguns materiais utilizados na indústria atualmente.

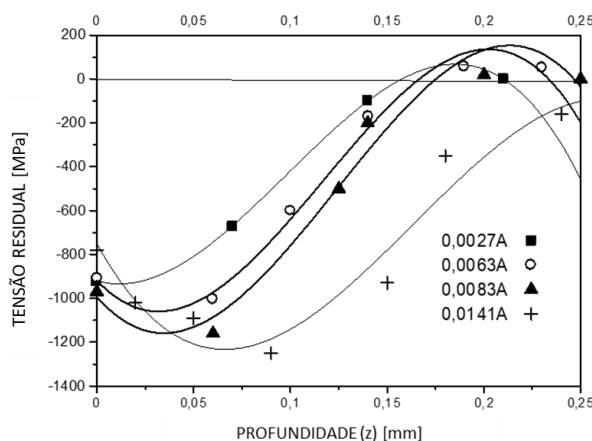
Figura 12 – Materiais mais utilizados: a) Bloco padrão para fixação das plaquetas padronizadas; b) Almen Gauge, dispositivo para medir a deflexão das plaquetas



Fonte: Zirtec (2015).

O uso da intensidade apropriada é muito importante, uma vez que uma intensidade superior à recomendada pode aumentar a rugosidade superficial do material, além de gerar tensões trativas excessivas abaixo da superfície. Por outro lado, uma intensidade inferior à ideal não é eficaz para o aumento da resistência à fadiga (STEPHENS, 2001). Na Figura 13 pode ser observada a formação do CTRC medida em um aço ABNT 4340 com dureza de 53 HRC para diferentes intensidades de *shot peening*. (TORRES, 2002)

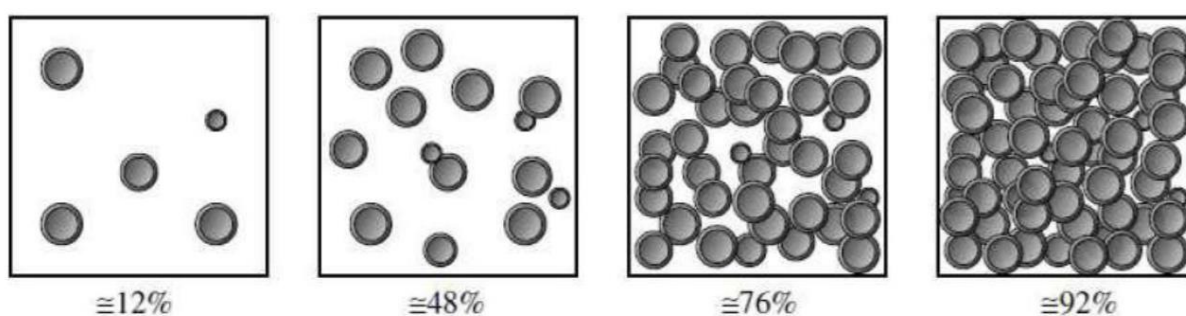
Figura 13 – CTRC para diferentes intensidades de *shot peening*



Fonte: Torres (2002)

Além do tamanho das granalhas e sua intensidade de jateamento, outro fator importante é a cobertura, ou seja, a área da superfície que será atingida pelas esferas. A cobertura é diretamente influenciada pela distância e ângulo de impacto. A Figura 14 apresenta diferentes percentuais de cobertura (KOUKETSU, 2017). Para este trabalho, o percentual utilizado foi de 200%.

Figura 14 – Diferentes percentuais de cobertura de jateamento



Fonte: Rocha (2010).

O tempo de exposição também é determinante para atingir a cobertura desejada, ele é controlado de maneira que o ponto de saturação possa ser determinado, ou seja, o ponto no qual a intensidade Almen aumenta menos do que 10% com o dobro do tempo (ZIRTEC, 2015).

2.4 TENSÕES RESIDUAIS

São tensões internas equilibradas, em condições uniformes de temperatura e sem qualquer carregamento externo (CARVALHO, 2004). Surgem devido aos processos de fabricação e tratamentos e são produzidas a partir da deformação elástica ou plástica em algumas regiões do material, de forma que as incompatibilidades passem a ser permanentes. A existência de tensões pode alterar significativamente o comportamento mecânico e físico do material. Por essa razão, o estudo da integridade estrutural é muito importante para a análise das tensões residuais (TORRES; VOORWALD, 2002).

Muitos dos efeitos das tensões residuais podem ser prejudiciais, por exemplo, a presença de tensões residuais trativas na superfície de um elemento sujeito a cargas cíclicas pode ocasionar a nucleação e propagação da trinca, resultando em falhas precoces. Porém, existem também aplicações benéficas, como a indução de tensões residuais compressivas na superfície do material, que reduzem o carregamento aplicado, dificultando também a nucleação e

propagação da trinca e, conseqüentemente, aumentam a vida em fadiga (JUIJERM; ALTENBERGER; SCHOLTES, 2007; TOTTEN; MACKENZIE, 2003).

O sistema de tensões residuais pode ser descrito em três etapas de magnitude (BORGES, 2017; TORRES.; VOORWALD, 2002; FONSECA, 2000):

1) Macroscópica – contempla toda a seção de uma peça, é praticamente constante em grandes extensões de área e é caracterizada pelo equilíbrio presente dentro do corpo. O balanceamento ocorre se as áreas mais superficiais apresentarem compressão residual e as áreas centrais, tração residual;

2) Macroestrutural – considera apenas um grão individualmente, ou um grupo de grãos, que são afetados pelos campos de macrotensões, por meio das interfaces entre as partículas e a matriz. A heterogeneidade e anisotropia de cada grão de material policristalino geram as tensões residuais.

3) Microlocalizada – considera cada grão como uma estrutura cristalina tridimensional de átomos. As tensões são distribuídas em distâncias interatômicas por volumes submicroscópicos dentro dos grãos e se equilibram em pequenas partes deles. Essas tensões ocorrem a partir de defeitos cristalinos, tais como discordâncias e contorno de grãos.

Existe uma série de métodos para a medição da tensão residual. O Quadro 2 apresenta algumas das técnicas mais comuns:

Quadro 2 – Métodos mais comuns para medição de tensão superficial

Métodos	Comentário
Remoção de camadas	Camadas retiradas por ataque químico, polimento eletrolítico (pode ser aliada ao método de difração de raios-X).
Seccionamento	Cortes parciais transversais ou longitudinais ao eixo de peças assimétricas.
Método do furo cego	Normatizado pela ASTM-E837 (execução de furo de 0,8 a 3,2 mm de diâmetro).
Difração de raios-X	Normatizado pela SAE J784a (variação da distância entre planos atômicos).
Difração de nêutrons	Semelhante ao processo de difração de raios-X, mas com inspeção em todo o volume.
Ultrassônico	Variação de velocidade de ondas ultrassônicas no interior do material.

Fonte: Adaptado de Rocha (2010).

Atualmente o método mais utilizado é o de difração por raios-X. (SCURACCHIO, 2012). Através desse método, a tensão residual é calculada a partir de mudanças na distância interplanar geradas por conta da deformação no cristal do agregado policristalino, comparado aos parâmetros de rede do cristal do mesmo material antes de sofrer deformação (SOUSA, 2012).

Inicialmente o método de difração por raios-X foi proposto por Lester e Aborn em 1925. Desde então, a metodologia utilizada passou por um grande avanço (KOUKETSU, 2017). A medição não ocorre de maneira direta, conhecendo o comprimento de onda do raio incidente (λ) e o ângulo de difração (2θ), pode-se calcular a variação na distância interplanar antes e depois do carregamento através da Lei de Bragg (SCURACCHIO, 2012).

Os planos cristalográficos podem ser lidos por meio de difração de raios-X e a tensão é calculada através da medição da deformação em várias direções diferentes e das constantes elásticas do material. Durante as medições alguns raios-X penetram no material, mas outros são difratados pela estrutura cristalina. Com o auxílio de um detector que se movimenta em torno da peça é possível saber a intensidade desses raios para cada localização angular α . A tensão residual é calculada por meio da determinação de suas componentes de deformação, nas direções determinadas pelos ângulos ϕ e ψ , que correspondem, respectivamente, à inclinação do plano da difração e o plano da amostra, em coordenadas esféricas (BORGES, 2017).

2.4.1 Relaxação do campo de tensões residuais compressivas

A relaxação das tensões residuais pode ocorrer pela interação complexa de uma série de fatores. Ela depende das características das condições de carregamento, da geometria da peça, do meio em que o material se encontra, além do estado em que as tensões residuais se encontram (VÖHRINGER, 1987).

A relaxação das tensões por carregamento térmico, carregamento uniaxial ou cíclico se deve à movimentação das discordâncias, ou seja, aniquilações e rearranjos. O início da relaxação depende da resistência do material (R_m) pois depende da deformação plástica. Em princípio, quando a superposição linear da tensão aplicada e da tensão residual aproxima-se da resistência R_m , esta superposição assume o estado uniaxial de tensão resultando na relaxação da tensão residual presente. Outros estudos mostram a existência do relaxamento das tensões residuais, presentes após o tratamento de *shot peening*, ocorridas em altas temperaturas (TORRES; VOORWALD, 2002).

Muitos dos casos de relaxamentos de tensões ocorrem nos primeiros ciclos. Existem três tipos diferentes de mecanismos de relaxação das tensões residuais relativos à carregamentos cíclicos aplicados (JAMES, 1982).

- Acima do campo de concentração de tensões, mecanismo que envolve a redistribuição das tensões residuais em áreas onde a tensão total ultrapassa o limite de concentração de tensões;

- Abaixo do limite de resistência. Este mecanismo ocorre tardiamente durante o ciclo de fadiga, normalmente após $10^5 - 10^7$ ciclos e se deve ao acúmulo dos defeitos gerados;

- Entre o campo de tensões.

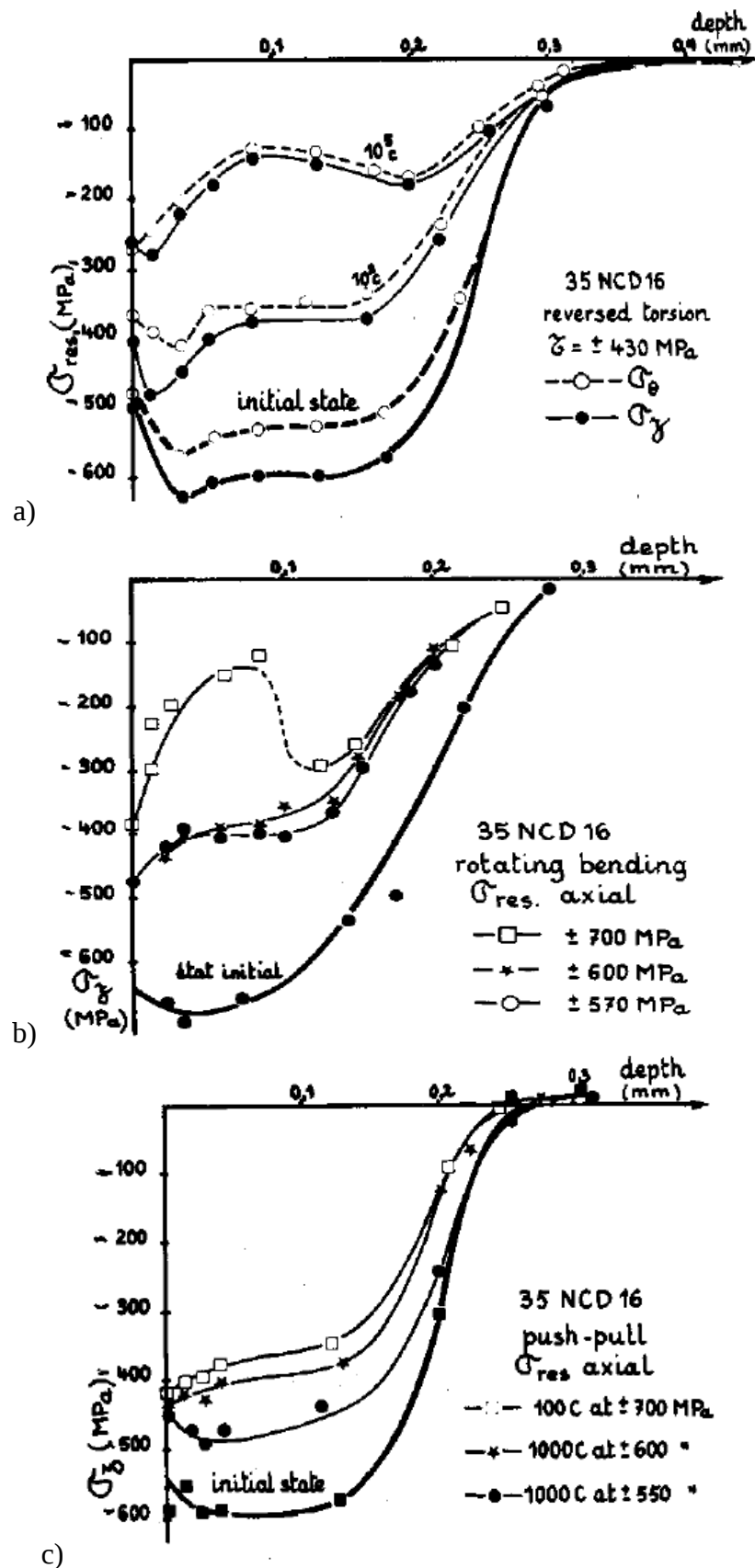
O dano por fadiga ocorre em determinados pontos do material, por esse motivo, o limite de elasticidade e a microestrutura do material são fatores determinantes para o relaxamento e posterior formação de trinca. Como normalmente a trinca inicia-se na superfície, sendo influenciada por um possível relaxamento da camada de tensões residuais induzida pelo tratamento de *shot peening*, a tendência para que isso ocorra depende do endurecimento ou amolecimento do material durante o carregamento cíclico, desta forma a combinação de alta resistência elástica e amolecimento cíclico limitado fazem do material adequado para condições de fadiga (DALAEI; KARLSSON; SVENSSON, 2011).

Feng, Jiang e Xu (2014) estudaram a relaxação do CTRC no aço S32205 sujeito a carregamento cíclico e estático e concluiu que para o carregamento estático, a relaxação ocorre de acordo somente com a tensão aplicada, já para o carregamento cíclico, as tensões residuais relaxam nos primeiros ciclos e depois estabilizam gradualmente, podendo variar de acordo com o tipo de carregamento aplicado, o número de ciclos, a quantidade de defeitos internos no material e a soma das tensões presentes.

Kim, Cheong e Noguchi (2013) mostraram que a relaxação ocorre para todas as amplitudes de tensão aplicada, desde que a tensão aplicada seja maior do que a tensão residual inicial, e que esta tende a ocorrer mais nos primeiros 10^4 ciclos do que nos próximos ciclos durante o regime de fadiga de baixo ciclo.

Em seus estudos, Bignonnet (1987) mostrou que o CTRC induzido pelo processo de *shot peening* no aço 35NCD16 sofre relaxação durante o processo de fadiga em diferentes condições de carregamento cíclico (Figura 15): torção reversiva (a), flexão rotativa (b) e tração-compressão (c). No entanto, nada foi estudado a respeito do ensaio de tração-tração.

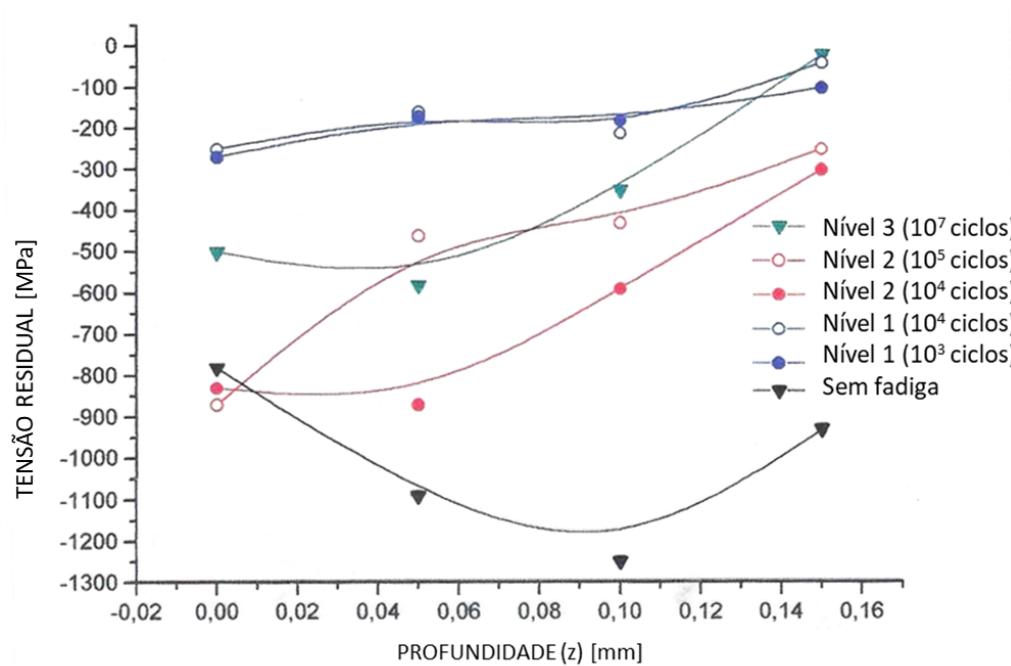
Figura 15 – Relaxação do CTRC no aço 35NCD16 para diferentes tipos de carregamento cíclico. a) Ensaio torção reversiva. b) Ensaio flexão rotativa. c) Ensaio tração-compressão



Fonte: Bignonnet (1987).

Torres (2002) demonstrou a relaxação do CTRC no aço ABNT 4340 com dureza de 53 HRC durante o ensaio de flexão rotativa para diferentes níveis de tensão e números de ciclo. Na Figura 16, observa-se que quanto maior o nível de tensão, maior a relaxação sofrida, assim como para um maior número de ciclos. Porém, essa relaxação tende a estabilizar conforme se aproxima da tensão de escoamento do material.

Figura 16 – Relaxação do CTRC no aço ABNT 4340 para diferentes níveis de tensão e número de ciclos.



Fonte: Torres (2002)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado para esse trabalho foi o aço de baixa liga, o ABNT 4340. Esse aço é bastante utilizado em aplicações críticas nas indústrias aeronáutica, aeroespacial e também de energia nuclear pelo fato de combinar bom endurecimento com alta ductibilidade, grande resistência e razoável tenacidade (ABDALLA *et al.*, 2006). Além disso, possui alta resistência à fadiga e fluência, sendo frequentemente utilizado na confecção de peças sujeitas às cargas altas e periódicas (PHILIP, 2009). A composição química do aço ABNT 4340 pode ser observada na Tabela 2.

Tabela 2 – Composição química do aço ABNT 4340

Composição Química (% em peso)	
C (%)	0,38-0,43
Mn (%)	0,65-0,90
P (%)	≤0,010
S (%)	≤0,010
Si (%)	0,15-0,35
Cr (%)	0,70-0,90
Ni (%)	1,65-2,00
Mo (%)	0,20-0,30
Cu (%)	≤ 0,35

Fonte: Própria autora.

Neste trabalho a liga aço-carbono ABNT 4340 foi utilizada na dureza aproximada de 43 HRC; seus resultados foram comparados com àqueles obtidos em outras pesquisas realizadas com o mesmo material, porém apresentando durezas de 39 HRC (TORRES; NASCIMENTO; VORWALD, 2002) e 53 HRC (TORRES; VOORWALD, 2002).

O aço ABNT 4340 com dureza de 43 HRC, após os tratamentos térmicos realizados (item 3.1.1) apresentou $\sigma_e = 1300$ MPa.

3.1 MÉTODOS

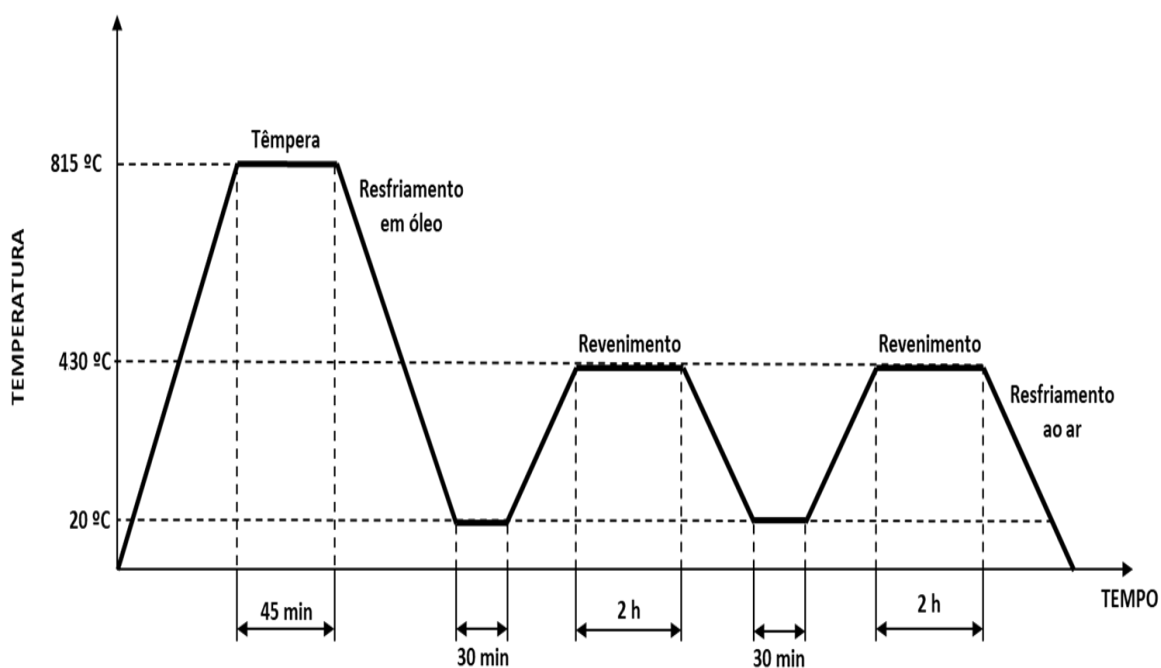
3.1.1 Tratamentos térmicos realizados

O material conforme fornecido apresentava-se com dureza entre 18 e 20 HRc. Com a intenção de obter a resistência mecânica desejada para o estudo, foram feitos os tratamentos de têmpera e revenimento, conforme a Figura 17.

O tratamento térmico de têmpera foi realizado em forno de atmosfera controlada a uma temperatura aproximada de 815 °C durante 45 minutos. Em seguida, o aço ABNT 4340 foi resfriado em óleo a uma temperatura em torno de 20 °C.

Após a têmpera, realizou-se um duplo revenimento a 430 °C durante 2 horas cada com posterior resfriamento em ar a fim de se obter a dureza desejada de 43 HRc.

Figura 17 – Representação esquemática dos tratamentos térmicos realizados para a obtenção da dureza de 43 HRc



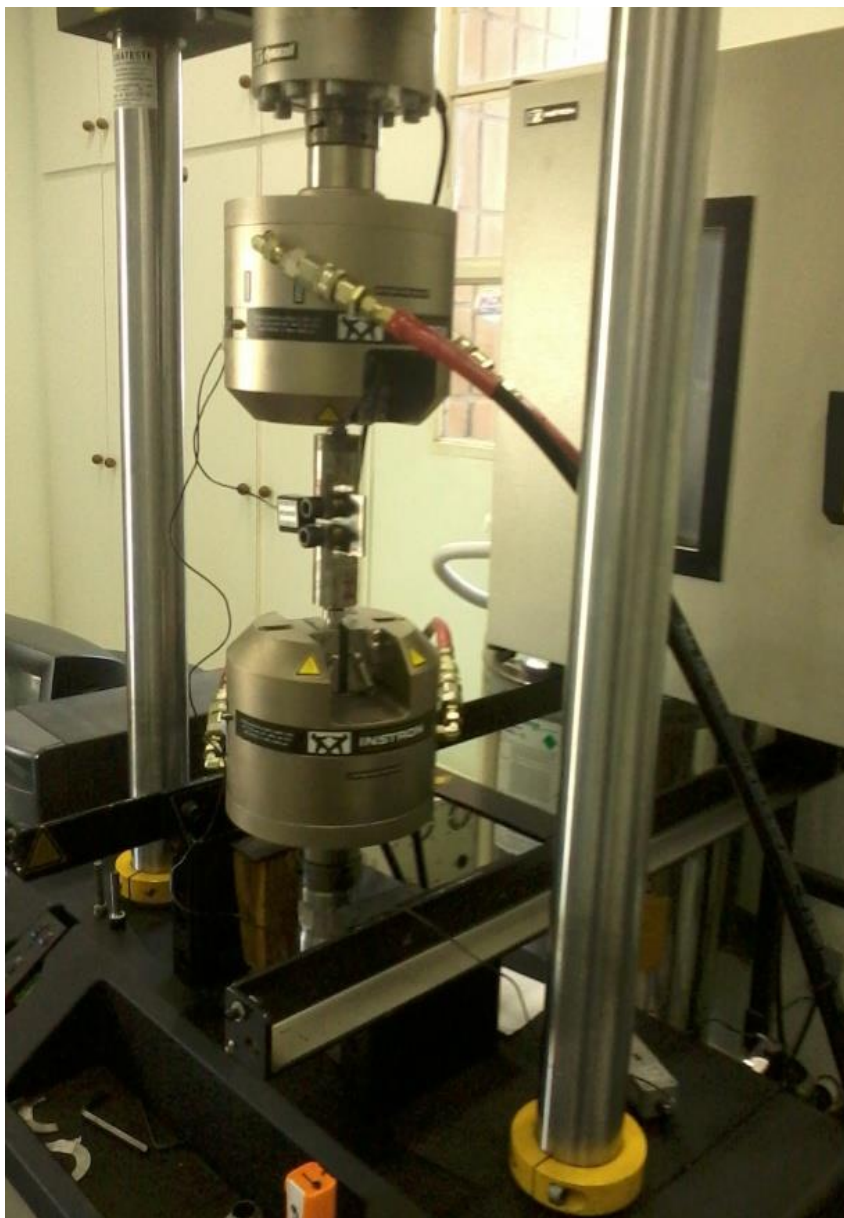
Fonte: Própria autora.

3.1.2 Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados no laboratório de fadiga do Departamento de Materiais da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – FEG/UNESP, em uma máquina

Instron 8801 – Servohydraulic Fatigue Testing System, conforme a Figura 18, em condições de tração-tração ($R=0,1$) e frequência ajustada em 20 Hz.

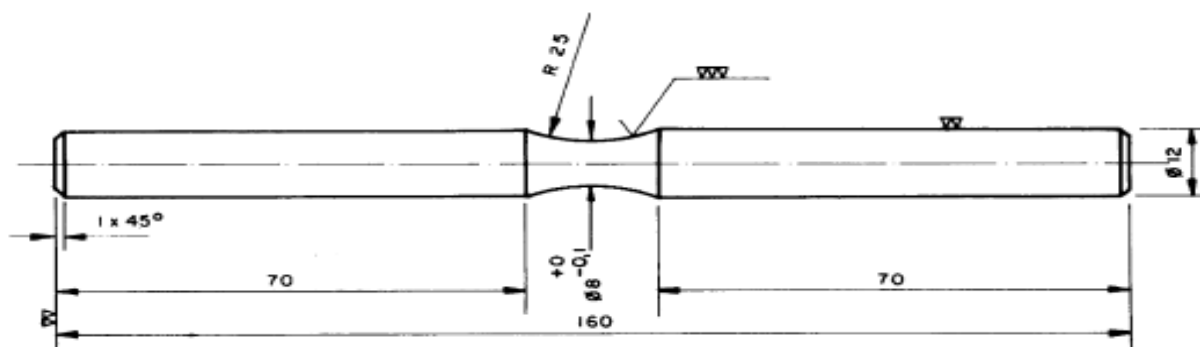
Figura 18 – Máquina Instron 8801 - Servohydraulic Fatigue Testing System



Fonte: Própria autora.

Os 24 corpos de prova utilizados foram confeccionados a partir de um torno CNC no laboratório de usinagem do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de Lorena – DEMAR/EEL – USP. As dimensões estão na Figura 19.

Figura 19 – Dimensões dos corpos de prova



Fonte: Própria autora.

Todos os corpos de prova passaram por tratamento superficial adicional, dos quais:

- 8 corpos de prova tiveram um acabamento final com papel de granulometria 600;
- 8 corpos de prova tiveram um acabamento final com papel de granulometria 1500 e polidos;
- 8 corpos de prova foram submetidos ao processo de *shot peening*.

Para todas as condições, inicialmente os corpos de prova foram ensaiados utilizando-se um alto nível de tensão máxima ($S_{m\acute{a}x}$) até sua ruptura. Em seguida, outros corpos de prova foram ensaiados com níveis de tensões menores. Quando os corpos de prova atingiram ou ultrapassaram 10^7 ciclos (N), o ensaio foi interrompido.

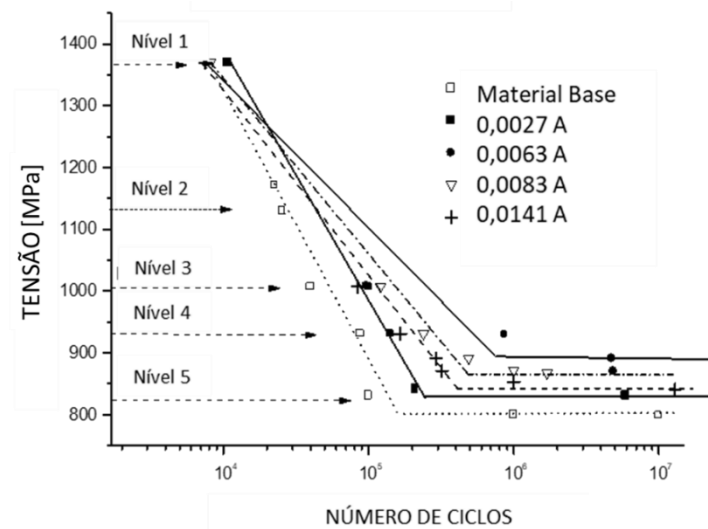
As análises dos resultados obtidos através dos ensaios de fadiga por tração foram realizadas através das curvas S-N obtidas a partir do software Origin 7.

3.1.3 Shot peening

O processo de *shot peening* foi realizado pela empresa ZIRTEC com o equipamento GS-9075. As esferas utilizadas foram de aço, do tipo S230 (0,7 mm) com cobertura de 200% e intensidade de 0,008 A.

A intensidade de 0,008 A foi escolhida, pois foi a mesma intensidade que Torres, Nascimento e Voorwald (2002) e Torres e Voorwald (2002) utilizaram em seus trabalhos, permitindo assim, uma comparação entre os resultados obtidos. Além disso, o estudo de Torres (2002) para o aço ABNT 4340 de dureza 53 HRC demonstrou que as intensidades de 0,0063 A e 0,0083 A foram as que apresentaram os melhores resultados no ganho da vida em fadiga (Figura 20).

Figura 20 – Curva S/N do aço ABNT 4340 com dureza de 53 HRC para diferentes intensidades de *shot peening*.



Fonte: Torres (2002)

A fim de evitar que uma possível fratura fora do pescoço ocorresse durante os ensaios, o tratamento foi feito ao longo de todo o corpo de prova.

3.1.4 Medições das tensões residuais

As medições das tensões residuais foram realizadas pela Universidade Federal Fluminense (UFF/RJ), com a utilização de um medidor portátil de tensões mecânicas através do método de difração de raios-X. O medidor portátil utilizado foi o X-STRESS3000 (Figura 21). As camadas do material foram removidas por tratamento eletrolítico com solução não ácida e a precisão da medição foi de $\Delta\sigma = \pm 30$ MPa.

Figura 21 – Medidor de tensões X-stress3000



Fonte: Pedrosa (2011).

Os parâmetros utilizados para a medição das tensões estão apresentados na Tabela 3.

Tabela 3 – Parâmetros utilizados no sistema de análise das tensões residuais.

Parâmetros de tensões residuais	Valores
Diâmetro do colimador	1 mm
2θ	156,8°
Plano de difração	(211) – Ferrita
Radiação	Cr K α
Corrente	6,7 mA
Tensão	30 kV
Inclinação (ψ)	0°, 20°, 30° 40° e 45°
Tempo de exposição	10 s

Fonte: Própria autora.

3.1.5 Análise da rugosidade dos corpos de prova

Os 24 corpos de prova do aço ABNT 4340 de dureza 43 HRC tiveram suas rugosidades medidas através de um rugosímetro portátil, do fabricante Mitutoyo, modelo Surftest 301 (Figura 22) no laboratório de metrologia do Departamento de Materiais da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – FEG/UNESP.

Além desses, corpos de prova de durezas 39 HRC e 53 HRC também tiveram suas rugosidades medidas após o processo de *shot peening* utilizando o mesmo equipamento.

Figura 22 – Rugosímetro portátil Surftest 301.



Fonte: Própria autora.

3.1.6 Análise da fractográfica dos corpos de prova

As imagens da superfície de fratura de nove corpos de prova (três conforme fornecido e seis com tratamento de *shot peening*) foram obtidas através do Microscópio de Eletrônico de Varredura (MEV) do Departamento de Materiais da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – FEG/UNESP.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O capítulo foi dividido em três partes.

A primeira parte (item 4.2) tem como objetivo o estudo da influência da rugosidade superficial do aço ABNT 4340 de dureza 43 HRC na vida em fadiga submetido ao carregamento cíclico de tração-tração.

Na segunda parte (item 4.3) é feito um estudo comparativo do tratamento de *shot peening* na vida em fadiga do material para o aço ABNT 4340 de durezas 39 HRC, 43 HRC e 53 HRC.

Na terceira parte (item 4.4) é feita uma análise do Campo de Tensão Residuais Compressivas (CTRC) induzidos pelo processo de *shot peening* no aço ABNT 4340 em todas as durezas estudadas. Além disso, os CTRC são também analisados após o processo de fadiga para analisar a possibilidade ou não de sua relaxação considerando as solicitações de flexão rotativa e tração-tração.

As medições do CTRC e as curvas S-N para o aço ABNT 4340 nas durezas de 39 HRC (TORRES; NASCIMENTO; VOORWALD, 2002) e 53 HRC (TORRES; VOORWALD, 2002) foram retiradas de trabalhos anteriores para servirem de referenciais às discussões apresentadas.

Ao longo deste capítulo, imagens da superfície de fratura do aço ABNT 4340 de dureza 43 HRC da superfície de fratura são apresentadas para dar suporte às análises realizadas.

4.2 INFLUÊNCIA DA RUGOSIDADE NA RESISTÊNCIA À FADIGA

O número de ciclos consumidos pela iniciação da trinca, que geralmente ocorre a partir da superfície, é o mais significativo na vida em fadiga do material. Consequentemente, as condições da superfície, como a rugosidade, defeitos, dureza, estado de tensões induzidas por tratamentos, podem ser de grande importância na vida em fadiga (SCHIJVE, 2001). O efeito da rugosidade superficial para a vida em fadiga do aço ABNT 4340 com dureza de 43 HRC e solicitação tração-tração será estudado neste item.

Uma consequência da rugosidade superficial no material é a presença de pontos de concentração de tensão ao longo da superfície, a partir dos quais é provável que ocorra a iniciação da trinca por fadiga. O período de nucleação da trinca é significativamente maior para menores níveis de tensão aplicado. Portanto, quanto mais próxima a tensão aplicada é do limite de fadiga, maior é o período de iniciação da trinca. Para uma superfície menos rugosa, ou seja, com menos concentradores

de tensão, o limite de fadiga é maior. Isto pode ser importante para componentes estruturais projetados para operar com tensões menores do que o limite de fadiga (SCHIJVE, 2001).

Na Tabela 4 estão representadas as médias das rugosidades do material com dois diferentes acabamentos superficiais: finamente polidos e conforme fornecidos (material base). Nota-se que a rugosidade média do material base é significativamente maior do que àquela apresentada após o polimento.

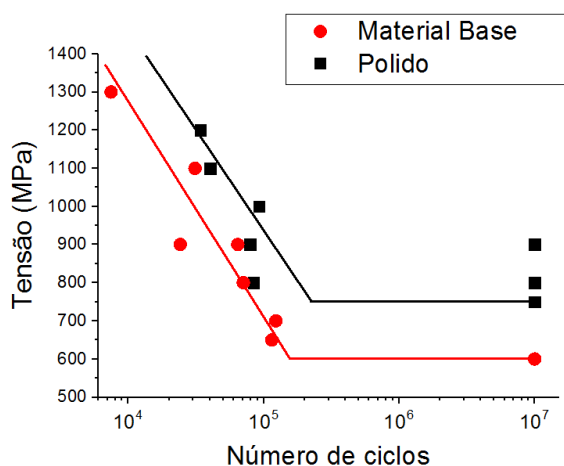
Tabela 4 – Rugosidade do aço ABNT 4340 conforme fornecido e polido.

Acabamento	Rugosidade Média (μm)
Material base	$1,28 \pm 0,087$
Material polido	$0,06 \pm 0,012$

Fonte: Própria autora.

Para estudar o efeito da rugosidade no aço ABNT 4340 de dureza 43 HRC, corpos de prova foram submetidos ao carregamento cíclico de tração-tração nas duas condições mostradas na Tabela 4. Os resultados de fadiga encontrados durante os ensaios são apresentados na Figura 23.

Figura 23 – Curva S/N do aço ABNT 4340 conforme fornecido e polido.



Fonte: Própria autora.

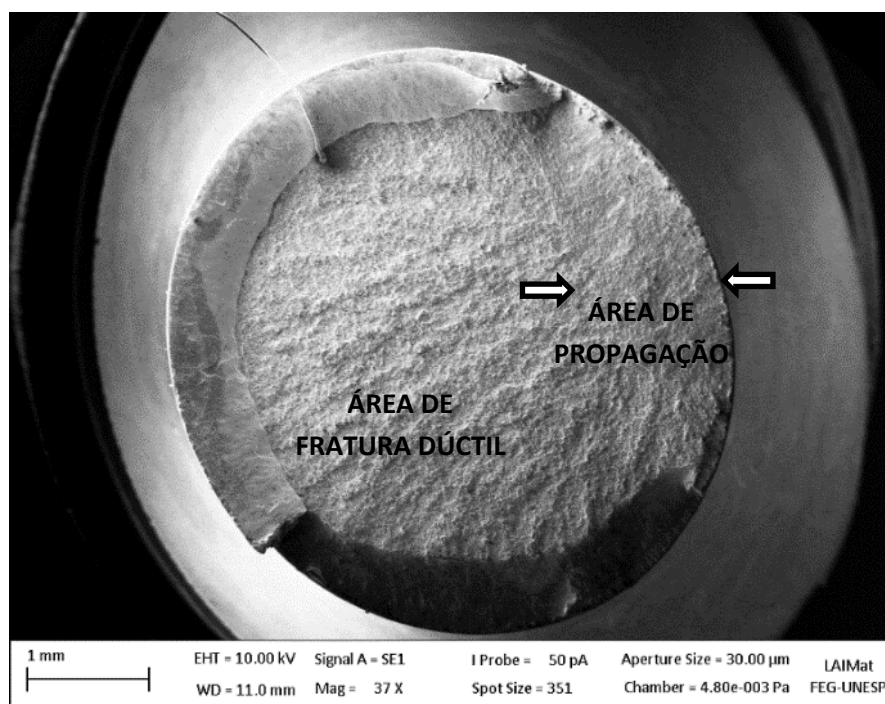
Para médias e baixas tensões, conforme esperado, o ganho na vida em fadiga é significativo, uma vez que o limite de fadiga do material passa de aproximadamente 600 MPa para em cerca de 750 MPa. Observa-se também que esse ganho de fadiga para o material polido foi menor em altas tensões. Isso pode ser explicado pela influência do acabamento superficial do material ser menos relevante em altas tensões onde a maior parte da vida em fadiga é consumida na propagação da trinca. (SCHIJVE, 2001).

A partir dos dados apresentados (Tabela 4), observa-se que o material polido apresentava rugosidade média cerca de 20 vezes inferior àquela encontrada para o material base. Desta forma, a partir da análise do gráfico de fadiga presente na Figura 23, pode-se constatar que, conforme esperado, houve ganho na vida em fadiga ao diminuir a rugosidade. Os resultados obtidos aqui estão de acordo com o estudo de Voorwald e Peres¹ (1996 apud TORRES; VOORWALD, 2002) sobre a influência da rugosidade na vida em fadiga para diferentes durezas nos aços 4140 e 4340. Para variação de rugosidade de 0,1 a 1,5 μm , houve uma diminuição da resistência à fadiga do material em 60% para altas tensões e 95% para baixas tensões.

Nas Figuras 24 a 26 são mostradas as fractografias dos corpos de prova do aço ABNT 4340 de dureza 43 HRC conforme fornecidos após o ensaio de tração-tração em alta, média e baixa tensão, respectivamente.

A Figura 24 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova ensaiado em alta tensão (1300 MPa) e que teve sua falha em 7.480 ciclos. Observa-se que, devido ao fato da tensão aplicada ser alta, a área de propagação da trinca é pequena. Assim, a superfície de fratura apresenta uma grande área característica de fratura dúctil.

Figura 24 – Fractografia da superfície de fratura do CDP ensaiado em tração-tração submetido à tensão de 1300 MPa.

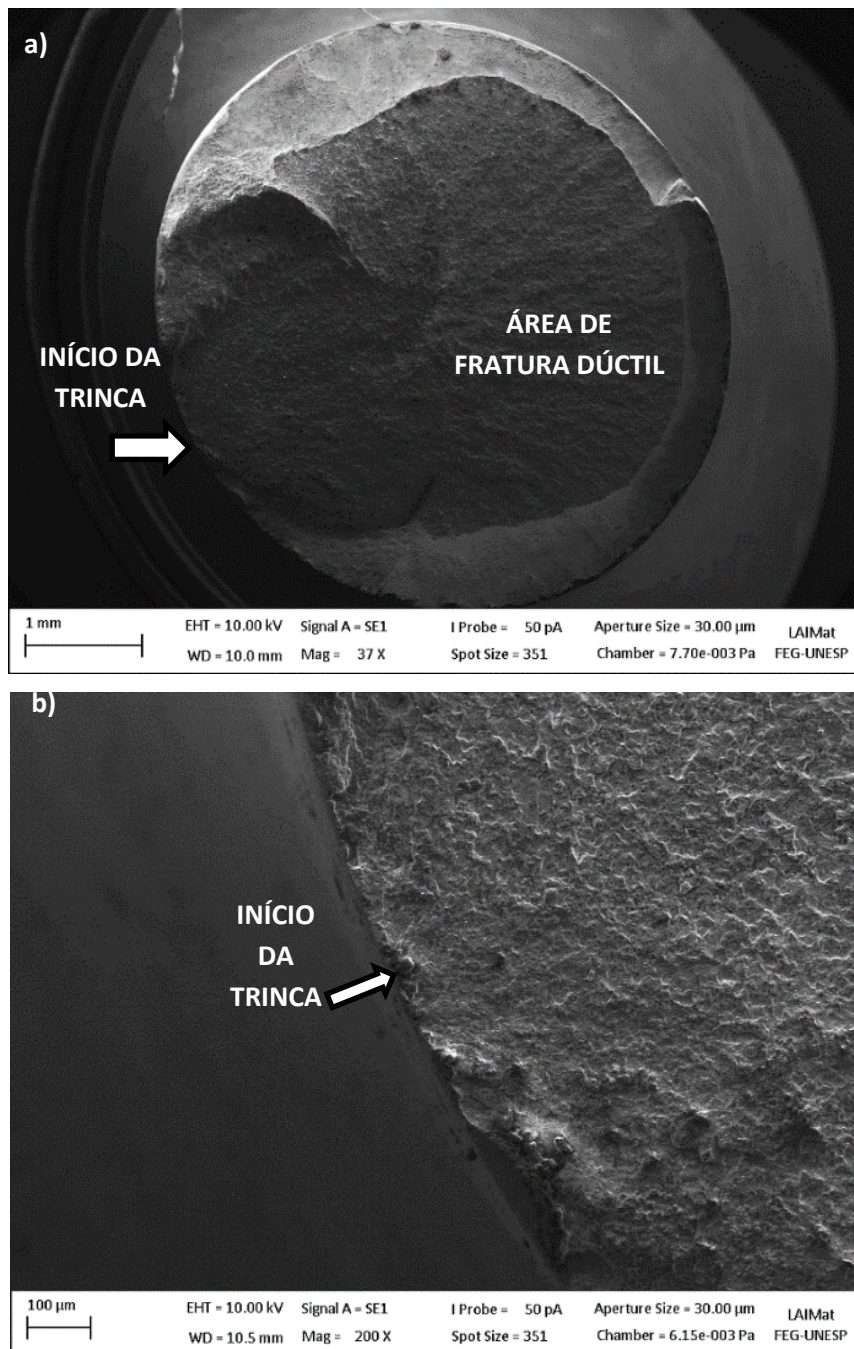


Fonte: Própria autora.

¹ VOORWALD, H.; PERES, M. P. Effect of cadmium deposition on fatigue strength of 4340 steel. In: PROCEEDINGS OF FATIGUE 96, 1996, Berlin. **Proceedings...** Berlin: 1996. 1421-1426.

As Figuras 25 a) e b) mostram um caso em que o corpo de prova foi ensaiado em média tensão (900 MPa), rompendo em 64.341 ciclos. Nota-se pela Figura 25 (a) que, para um nível intermediário de tensão, a área de propagação da trinca é maior quando comparado à Figura 24. Além disso, na Figura 25 (b) pode ser observado o início da trinca a partir da superfície.

Figura 25 – Fractografia da superfície de fratura do CDP ensaiado em tração-tração submetido à tensão de 900 MPa a) superfície de fratura do CDP; b) detalhe da região de início da trinca.

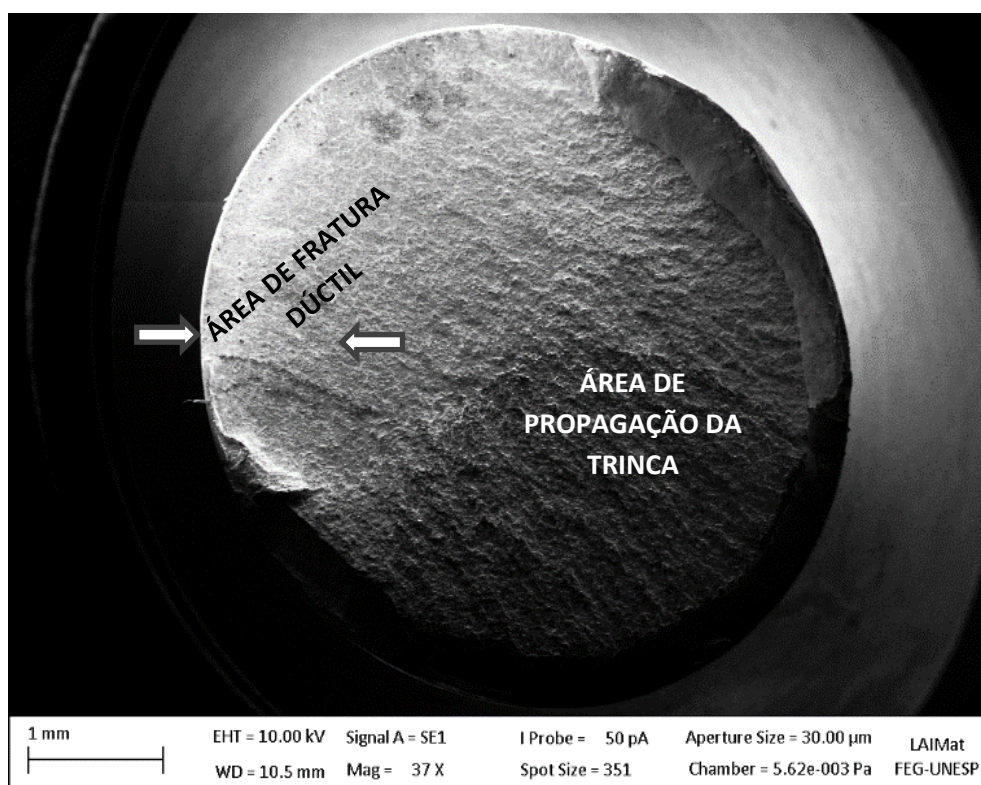


Fonte: Própria autora.

No caso do ensaio de tração-tração, as tensões trativas são distribuídas ao longo de toda a área, o que poderia fazer com que a iniciação da trinca ocorresse em qualquer ponto do material. No entanto, mesmo para altas e médias tensões as trincas iniciam-se a partir da superfície devido à presença de concentradores de tensões.

A Figura 26 apresenta a superfície de falha de uma amostra solicitada em baixa tensão (650 MPa) que teve sua ruptura em 114.985 ciclos. Observa-se que, para um nível menor de tensão, apesar da trinca surgir a partir da superfície, o período de propagação da trinca é maior, aumentando consideravelmente a vida em fadiga do material.

Figura 26 – Fractografia da superfície de fratura do CDP ensaiado em tração-tração submetido à baixa tensão (650 MPa).

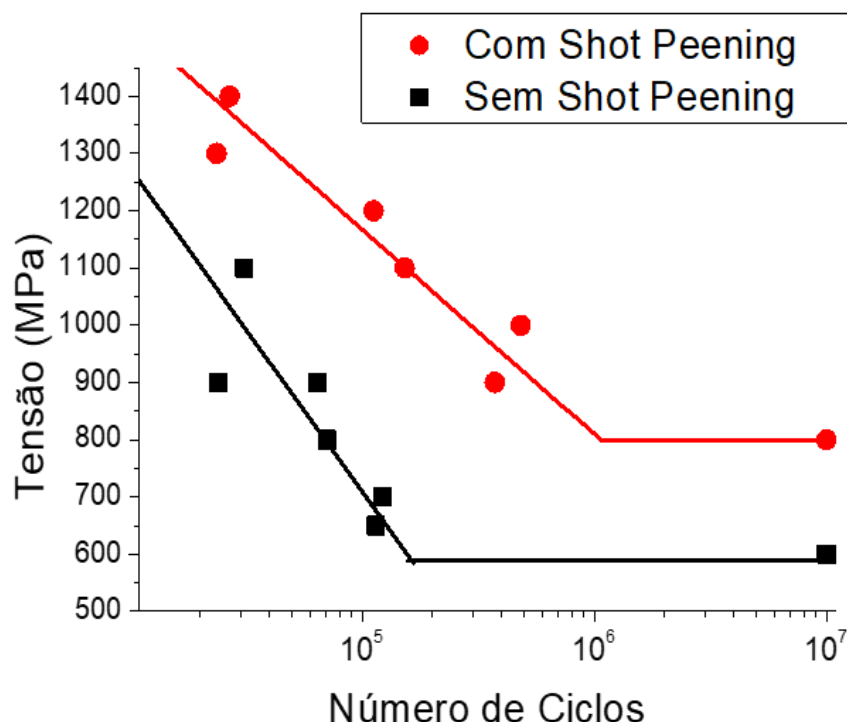


Fonte: Própria autora.

4.3 INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO DE *SHOT PEENING* NO COMPORTAMENTO EM FADIGA DO AÇO ABNT 4340 COM DIFERENTES DUREZAS

A Figura 27 mostra as curvas S/N para o aço ABNT 4340 de dureza 43 HRc antes e após o tratamento de *shot peening* de intensidade 0,008 A.

Figura 27 – Curva S/N do aço ABNT 4340 de dureza 43 HRC com e sem *shot peening*.



Fonte: Própria autora.

A partir do gráfico de fadiga (Figura 27) nota-se que houve um ganho significativo na vida em fadiga do material submetido ao tratamento de *shot peening*. Porém, conforme já discutido, para altas tensões a nucleação da trinca é menos relevante e por essa razão, quanto maior a tensão aplicada, menor o ganho na vida em fadiga. Contudo, fica claro que o tratamento de *shot peening* possui influência significativa na vida em fadiga no aço ABNT 4340 de dureza 43 HRC quando este é solicitado em tração-tração.

Torres (2002) e Turnbull (1998) mostraram em seus trabalhos que, além do nível de tensão aplicado e a temperatura, alguns fatores induzidos pelo processo de *shot peening* podem afetar consideravelmente sua efetividade no ganho na vida em fadiga, esses fatores são: rugosidade superficial, endurecimento do material e o nível de tensão residual na superfície e abaixo dela.

Ao fazer um estudo comparativo entre as rugosidades superficiais do aço ABNT 4340 de 43 HRC com os aços de durezas 39 HRC e 53 HRC (TORRES, NASCIMENTO, VOORWALD, 2002; TORRES; VOORWALD, 2002), todos submetidos ao tratamento de *shot peening* com intensidade de 0,008 A, obteve-se os resultados apresentados na Tabela 5.

Tabela 5 – Rugosidade do aço ABNT 4340 de diferentes durezas submetidos ao tratamento de *shot peening*.

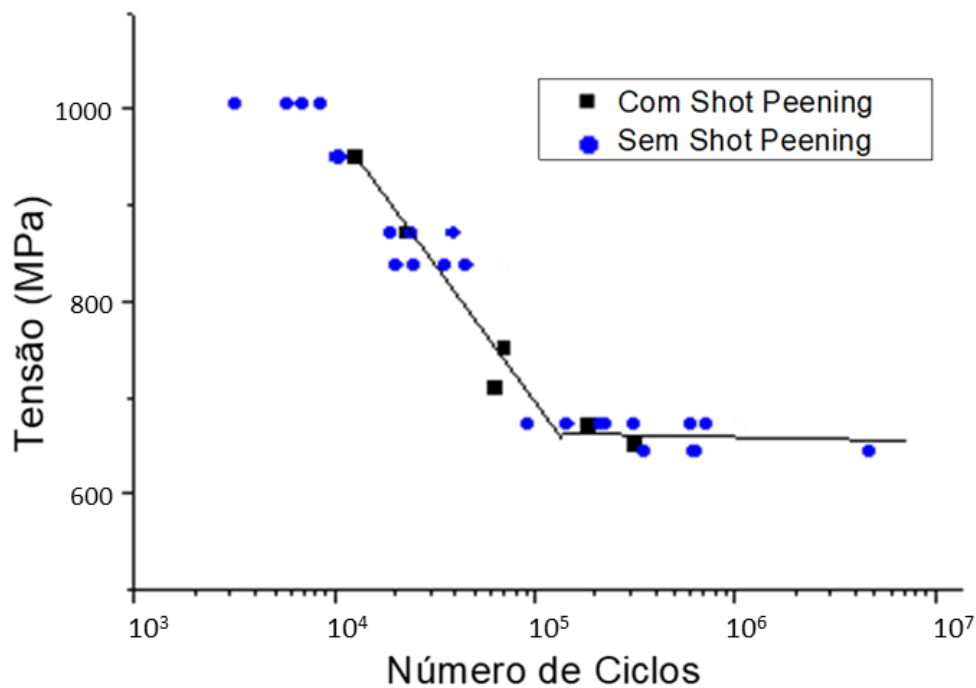
Dureza	Rugosidade Média (μm)
39 HRc	$1,34 \pm 0,095$
43 HRc	$1,17 \pm 0,075$
53 HRc	$0,92 \pm 0,063$

Fonte: Própria autora.

Através da análise da Tabela 5, observa-se que, conforme a dureza aumenta, menor é a rugosidade média do material após o tratamento de *shot peening*. Isso porque, o material com menor dureza fica mais sujeito à deformações superficiais, o que aumenta sua rugosidade.

Torres, Nascimento e Voorwald (2002) estudaram o comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 de dureza 39 HRc após o processo de *shot peening* com intensidade de 0,008 A. As curvas S/N encontradas são mostradas na Figura 28. Pode-se observar que o material com *shot peening* não apresentou nenhum ganho em fadiga em relação àquele sem *shot peening*, tanto para baixas, quanto para altas tensões.

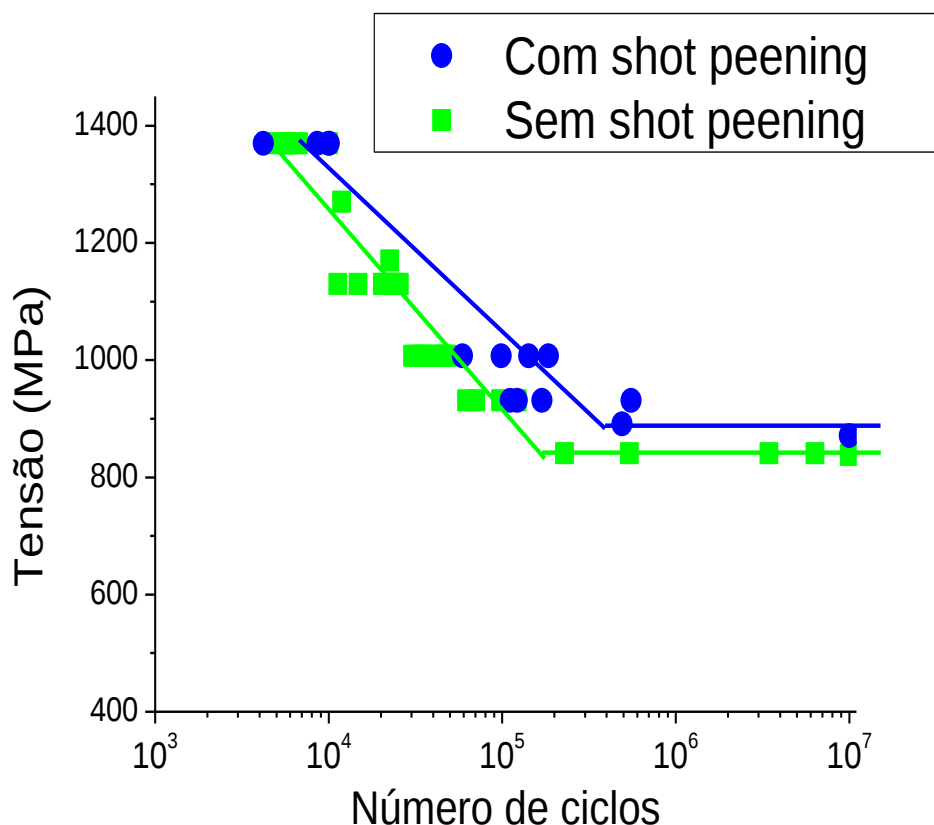
Figura 28 – Curva S/N do aço ABNT 4340 de dureza 39 HRc.



Fonte: Torres, Nascimento e Voorwald (2002).

A Figura 29 mostra os resultados de fadiga, antes e após o processo de *shot peening* (0,008A), encontrados por Torres e Voorwald (2002) para o aço ABNT 4340 de 53 HRC com as mesmas condições de acabamento superficial dos aços de 39 HRC e 43 HRC.

Figura 29 – Curva S/N do aço ABNT 4340 de dureza 53 HRC.



Fonte: Torres e Voorwald (2002).

A partir da Figura 29 é possível observar que tanto para baixo quanto para alto ciclo, houve melhora na vida em fadiga após o processo de *shot peening*, porém, para baixo ciclo, ou alta tensão, a influência do *shot peening* na vida em fadiga também foi reduzida em relação ao material sem tratamento. Já em condições de média e baixa tensão, houve um aumento na vida em fadiga. No entanto, apesar do aço ABNT 4340 de 53 HRC ter apresentado a menor rugosidade superficial após o tratamento de *shot peening*, esse ganho não foi muito significativo quando comparado à dureza de 43HRC.

A menor dureza do aço faz com que a rugosidade induzida pelo processo de *shot peening* seja maior (TORRES; VOORWALD, 2002). Ao comparar os resultados demonstrados nas Figuras 28 e 29, que foram submetidos ao mesmo tipo de carregamento cíclico e com a mesma intensidade de *shot peening*, fica nítida a influência na rugosidade induzida pelo processo. Para

uma dureza menor, o material torna-se mais propenso à deformações, fazendo a rugosidade aumentar com o processo de *shot peening*. Desta forma, qualquer eventual ganho originado pelo tratamento de *shot peening* na dureza de 39 HRC acaba sendo anulado pelo aumento da rugosidade superficial também induzida pelo processo.

Para a dureza intermediária de 43 HRC, esperava-se que o ganho em fadiga fosse intermediário entre os resultados obtidos para os aços de durezas inferior e superior, visto que sua rugosidade média induzida pelo processo de *shot peening* apresentou um valor também intermediário. Porém, houve um ganho significativo da vida em fadiga (Figura 27), maior do que àquele encontrado para a dureza de 53 HRC.

É importante frisar, no entanto, que o carregamento cíclico para o ensaio com durezas 39 HRC e 53HRC foi de flexão rotativa, enquanto que para a dureza de 43 HRC foi de tração-tração. Nos próximos itens, um estudo do comportamento das tensões residuais compressivas induzidas pelo processo de *shot peening* será feito a fim de tentar justificar os resultados de fadiga encontrados, para os diferentes tipos de durezas e ensaios.

4.4 CAMPOS DE TENSÕES RESIDUAIS INDUZIDO PELO PROCESSO DE *SHOT PEENING* NO AÇO ABNT 4340

Na Tabela 6 são mostradas duas medições de valores de tensões residuais induzidos pelo processo de *shot peening* na superfície e abaixo dela, para o aço ABNT 4340 com dureza de 43 HRC. Os resultados são apresentados para os corpos de prova antes do carregamento cíclico de tração-tração.

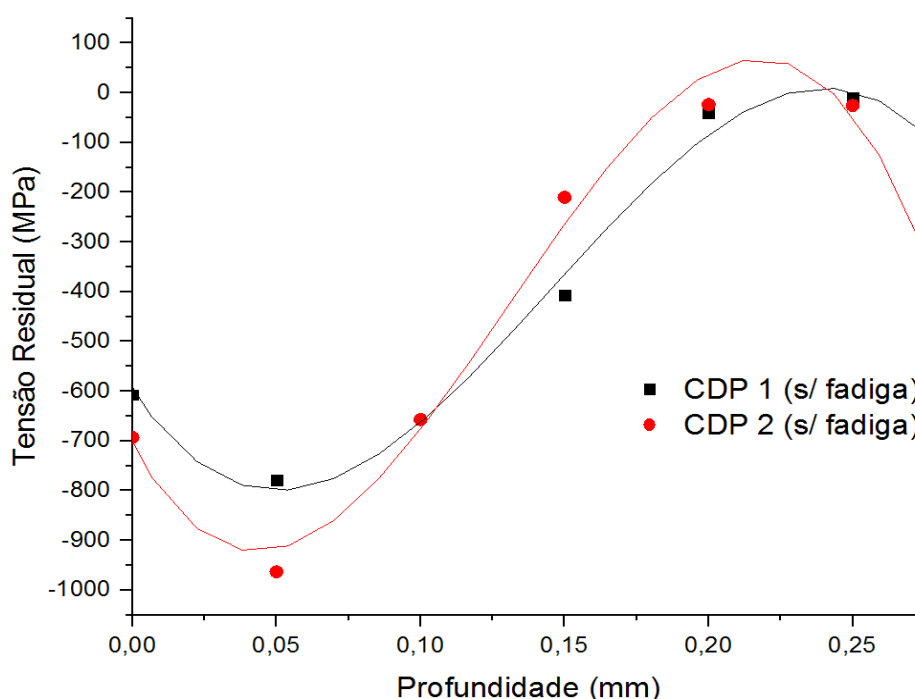
Tabela 6 – Tensões residuais do aço ABNT 4340 de 43 HRC após o tratamento de *shot peening*.

Tensão Residual (MPa)							
CDP	Superfície		0,05 mm	0,10 mm	0,15 mm	0,20 mm	0,25 mm
	L	T					
S/ Fadiga 1	-607 ± 6	-714 ± 29	-778 ± 23	-679 ± 1	-407 ± 6	-40,8 ± 5,1	-9,5 ± 0,9
S/ Fadiga 2	-693 ± 25	-658 ± 18	-963 ± 14	-657 ± 1	-210 ± 3	-23,3 ± 8,7	-25,4 ± 6,9

Fonte: Própria autora.

A partir da análise da Tabela 6, pode-se observar que não houve diferenças significativas entre as medidas das tensões superficiais na direção longitudinal (L) e transversal (T). A Figura 30 mostra o gráfico do campo de tensões residuais na superfície e abaixo dela a partir das medições longitudinais (L) da Tabela 6 para os dois ensaios realizados.

Figura 30 – Estudo do CTRC para o aço ABNT 4340 de 43 HRC após o processo de *shot peening*.



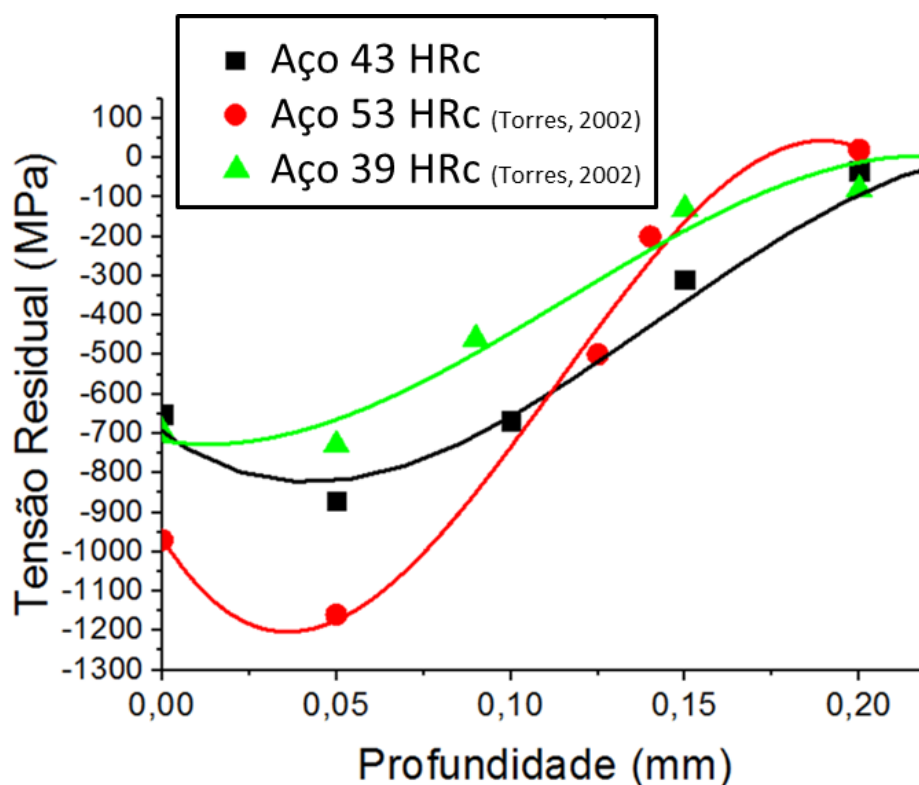
Fonte: Própria autora.

A partir da curva de tensões residuais, observa-se que a média da máxima tensão residual encontrada é de aproximadamente 870 MPa e encontra-se a cerca de 0,05 mm abaixo da superfície do material. A tensão residual média longitudinal na superfície é de 650 MPa e o CTRC possui profundidade aproximada de 0,20 mm.

A Figura 31 representa um comparativo entre os campos de tensões residuais, induzidas pelo processo de *shot peening* com intensidade 0,008A, para os aços de durezas 39 HRC (TORRES, NASCIMENTO, VOORWALD, 2002), 43 HRC (realizada neste trabalho) e 53 HRC (TORRES; VOORWALD, 2002).

Pode-se observar que, diferente da rugosidade, conforme a dureza do material aumenta, aumentam também os valores de tensões residuais induzidas pelo *shot peening*. A largura dos campos de tensões compressivas permanece praticamente inalterado.

Figura 31 – CTRC induzido pelo *shot peening* para diversas durezas.



Fonte: Própria autora.

Aparentemente, para o aço ABNT 4340 de dureza 39 HRC o menor CTRC induzido pelo processo de *shot peening* não foi suficientemente grande para suplantarmos os efeitos maléficos da maior rugosidade induzida pelo processo justificando o ganho nulo em fadiga encontrado nesta condição (Figura 28).

Para o aço ABNT 4340 de dureza 53 HRC, o CTRC induzido pelo tratamento de *shot peening* foi o maior encontrado enquanto sua rugosidade foi a menor. No entanto, seu ganho em fadiga foi inferior ao encontrado para o aço de 43 HRC em condições intermediárias de tensões induzidas e rugosidade.

Contudo, para a dureza de 43 HRC, o ensaio de fadiga realizado foi o de tração-tração, diferentemente do ensaio de flexão rotativa realizado para as outras duas durezas.

Conforme visto anteriormente (item 2.4.1), Bignonnet (1987) e Torres (2002) mostraram a possibilidade de relaxação do CTRC induzido pelo processo de *shot peening* durante o processo de fadiga para diferentes materiais e condições de carregamento. O nível do carregamento aplicado, bem como o número de ciclos de fadiga, segundo estes estudos, influenciam no nível de relaxação das tensões. Esta possibilidade ainda não foi estudada para o ensaio de tração-tração.

4.4.1 Estudo do comportamento do Campos de Tensões Residuais Compressivas (CTRC) induzido pelo processo de *shot peening* no aço ABNT 4340 durante carregamento cíclico

O efeito do CTRC induzido pelo *shot peening* atua na vida em fadiga de duas formas: a) aumenta o número de ciclos para a nucleação da trinca e b) diminui a taxa de propagação da trinca pela menor tensão efetiva na estrutura. Esta tensão efetiva passa pela sobreposição da tensão aplicada pelo carregamento existente e a tensão residual compressiva induzida pelo *shot peening*. Apesar dos benefícios trazidos pela indução de um campo de tensões residuais compressivas através do tratamento de *shot peening* na vida em fadiga, qualquer possível relaxação das tensões residuais ocorridas durante o carregamento cíclico pode aumentar significativamente a tensão efetiva existente e consequentemente diminuir o efeito benéfico do tratamento (FENG; JIANG; XU, 2014).

A Tabela 7 mostra os resultados da medição das tensões residuais para o aço ABNT 4340 de dureza 43 HRC após o carregamento cíclico de tração-tração nas tensões de 1200 MPa e 1200 MPa. Os corpos de prova foram retirados da máquina de fadiga antes de sua ruptura com 10^4 e 10^5 ciclos, e as tensões compressivas foram novamente medidas.

Tabela 7 – Medidas das tensões residuais do aço ABNT 4340 de 43 HRC após o carregamento cíclico de tração-tração de 1200 MPa e 1350 MPa.

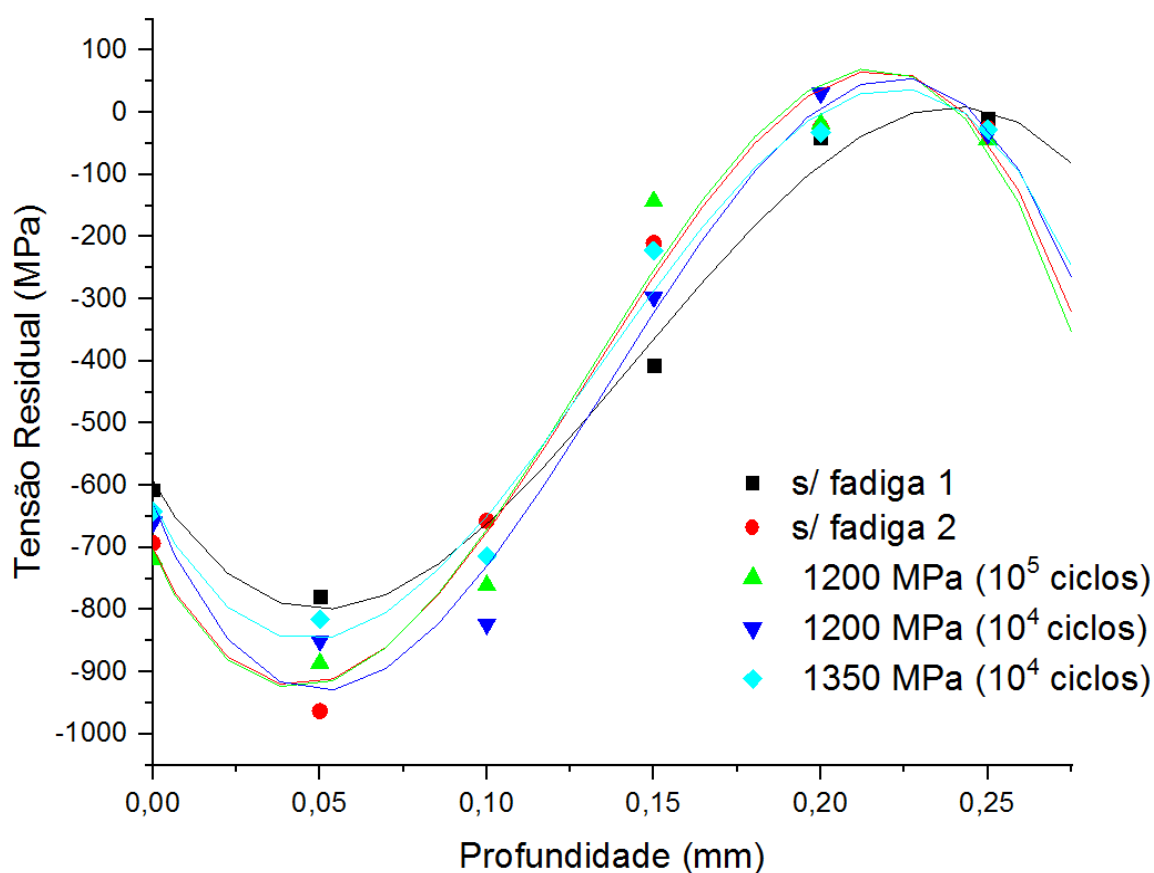
CDP	Tensão Residual (MPa)						
	Superfície		0,05 mm	0,10 mm	0,15 mm	0,20 mm	0,25 mm
	L	T					
1200 MPa (10^4 ciclos)	-659 ± 2	-677 ± 9	-850 ± 8	-823 ± 17	-297 ± 10	30,9 ± 4,4	-34,4 ± 7,4
1200 MPa (10^5 ciclos)	-718 ± 13	-715 ± 30	-886 ± 6	-761 ± 5	-143 ± 10	-18,0 ± 3,8	-43,3 ± 2,1
1350 MPa (10^4 ciclos)	-641 ± 4	-623 ± 18	-815 ± 15	-714 ± 14	-222 ± 9	-31,9 ± 5,2	-27,0 ± 0,8

Fonte: Própria autora.

Os experimentos foram montados de forma a poder analisar, tanto a influência do número de ciclos para uma mesma tensão (1200 MPa com 10^4 e 10^5 ciclos) como duas tensões diferentes para um mesmo número de ciclos (1200 MPa e 1350 MPa com 10^4 ciclos). A Figura 32 mostra

o gráfico do campo de tensões residuais na superfície e abaixo dela a partir das medições antes e após o ensaio de fadiga de tração-tração (Tabela 6 e Tabela 7).

Figura 32 – Comportamento do CTRC induzido pelo *shot peening* antes e após o carregamento cíclico.

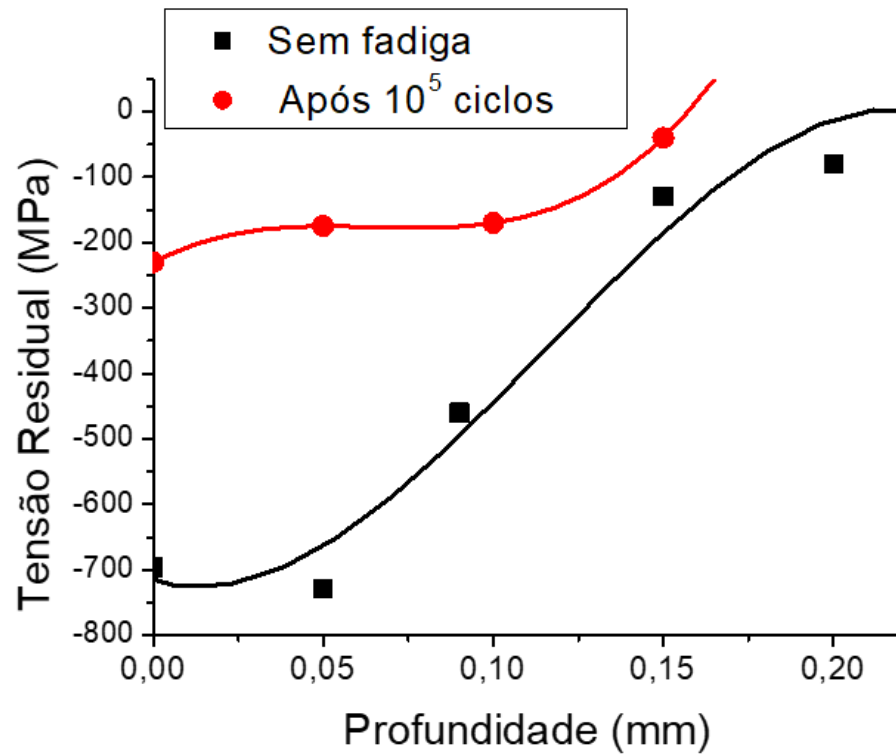


Fonte: Própria autora.

A partir do diagrama da Figura 32, pode-se observar que o material de dureza 43 HRC não apresentou variação significativa do CTRC após o processo de fadiga tanto para um maior número de ciclos, quanto para maiores tensões aplicadas. Comportamentos diferentes do CTRC, após carregamento cíclico, foram encontrados por Torres (2002a; 2002b) para o aço ABNT 4340 nas durezas 53HRC e 39HRC em flexão rotativa.

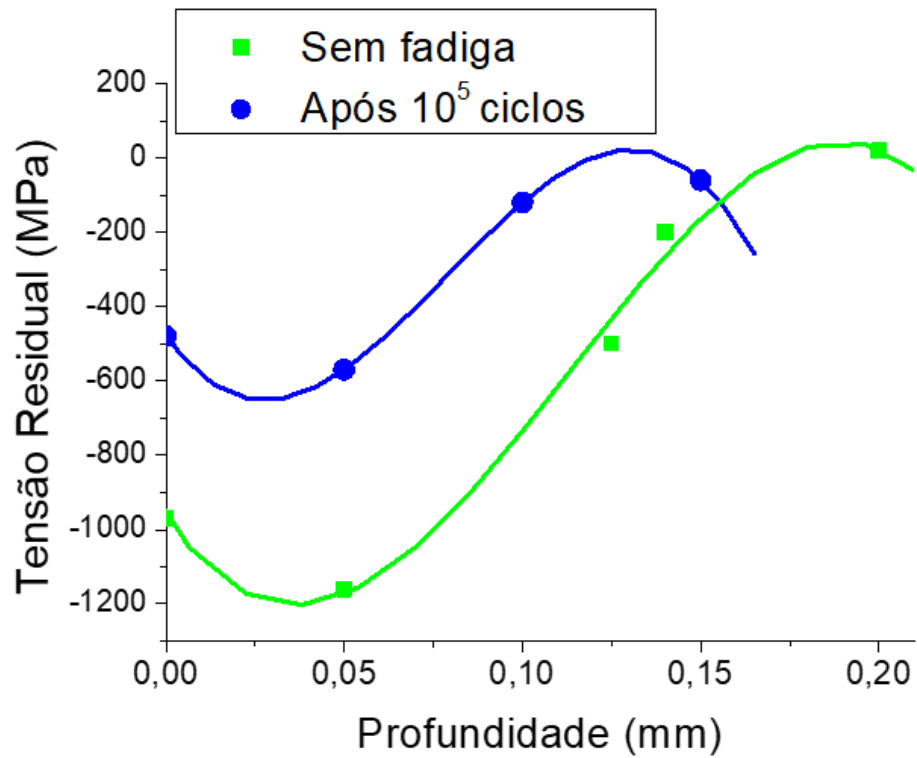
As Figuras 33 e 34 mostram o comportamento dos campos de tensões residuais induzidas pelo processo de *shot peening* após o carregamento cíclico de 10^5 ciclos nos aços com dureza de 39 HRC e 53 HRC, respectivamente. Em ambos os casos os campos de tensões residuais compressivas relaxaram (diminuíram) com o processo de fadiga. Este fato pode ser explicado devido ao ensaio de fadiga utilizado nos dois casos.

Figura 33 – Relaxação do CTRC do aço de dureza 39 HRC.



Fonte: Torres (2002b).

Figura 34 – Relaxação do CTRC para a dureza 53 HRC.



Fonte: Torres (2002a).

Para o carregamento de flexão rotativa, as tensões de compressão aplicadas nos corpos de prova somam-se às tensões compressivas induzidas pelo tratamento de *shot peening*. Se o resultado dessa superposição for suficientemente grande, ocorre então uma deformação plástica e, conseqüentemente, uma redistribuição das tensões, causando o relaxamento do CTRC. Conforme apresentado anteriormente, para o carregamento de tração-tração, por não haver tensões compressivas, este fenômeno não ocorre, desta forma as características do CTRC, induzidas pelo processo de *shot peening*, permanecem inalteradas durante o carregamento de fadiga.

A partir dos resultados apresentados na Figura 33, pode-se especular que outro fator que pode ter contribuído para a não efetividade na resistência à fadiga do processo de *shot peening* no aço ABNT 4340 de 39 HRC, além da alta rugosidade e a as menores tensões residuais medidas, foi a relaxação do campo de tensões residuais compressivas (CTRC) ocorrida durante o carregamento cíclico.

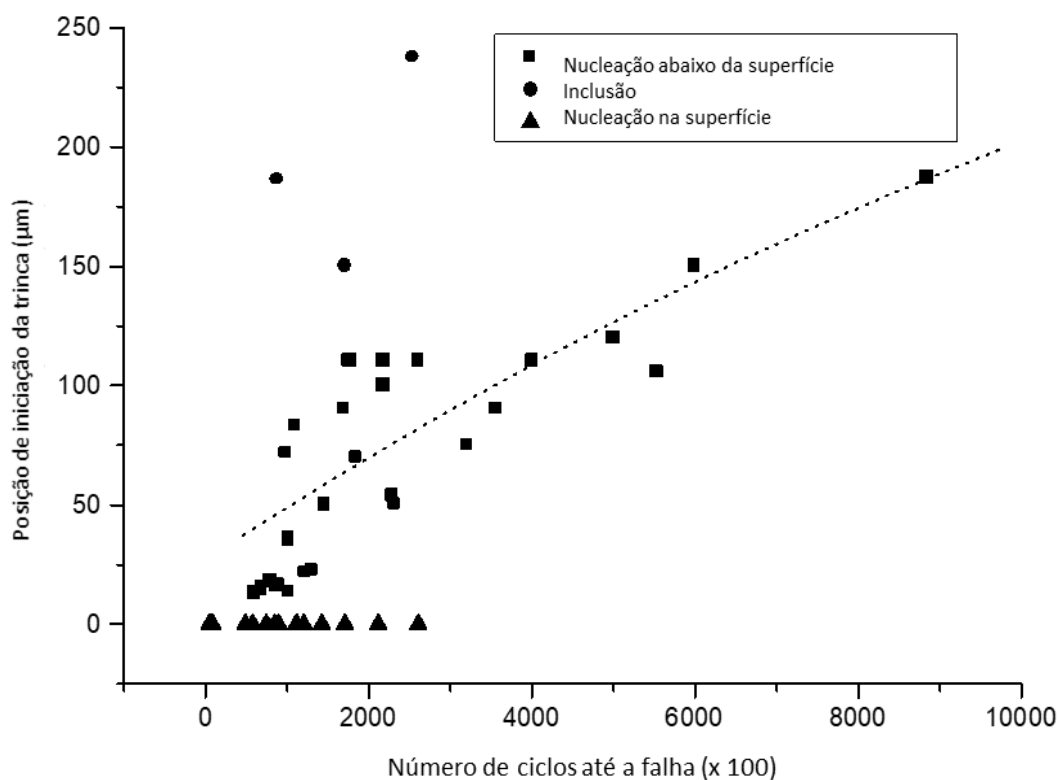
O CTRC criado pelo processo de *shot peening*, dependendo do carregamento cíclico aplicado, pode ajudar no aumento da vida em fadiga do material, apesar do aumento da rugosidade induzida pelo processo. Para a dureza de 53 HRC, embora o CTRC tenha diminuído durante o carregamento cíclico, seus valores se mantiveram suficientemente altos para compensar o aumento da rugosidade induzida. Para a dureza de 43 HRC, o material foi solicitado em tração-tração. Desta forma, não existiram forças de compressão no carregamento aplicado, fazendo com que não houvesse diminuição do CTRC. Com isso, o processo de *shot peening* mostrou-se mais eficiente do que os resultados obtidos para o ensaio de flexão rotativa, tanto para a dureza menor quanto para a dureza maior. Esse fato deixa claro que a eficiência do processo de *shot peening* depende da adequação de pelo menos três variáveis: dimensões do CTRC induzido, rugosidade superficial e a natureza do carregamento aplicado.

As tensões residuais compressivas induzidas durante o processo de *shot peening* podem fazer com que as trincas se iniciem abaixo da superfície, isso porque as tensões trativas provenientes do ensaio de fadiga precisam superar as tensões superficiais compressivas, induzidas pelo *shot peening*, em um valor capaz de proporcionar a nucleação da trinca. Para o caso sem *shot peening*, espera-se que as trincas se iniciem a partir da superfície, uma vez que, conforme já visto, é a região onde existem mais concentradores de tensões facilitando a iniciação da trinca.

Todos os espécimes com o tratamento de *shot peening* de 0,008 A e sujeitos a diferentes níveis de tensão tiveram suas fractografias analisadas para a dureza de 43HRC, conforme será apresentado nas Figuras 36 a 41. Tal análise permite avaliar a eficácia do tratamento de *shot peening*. Na Figura 35 temos um gráfico associando o número de ciclos até a falha com a

posição de iniciação da trinca, nota-se que trincas iniciadas a partir da superfície apresentam menor número de ciclos até a falha, enquanto que, quanto mais profundo for o início da trinca, maior a quantidade de ciclos. Além disso, observa-se também a presença de inclusões, as quais, independente da posição, influenciam negativamente para a vida em fadiga.

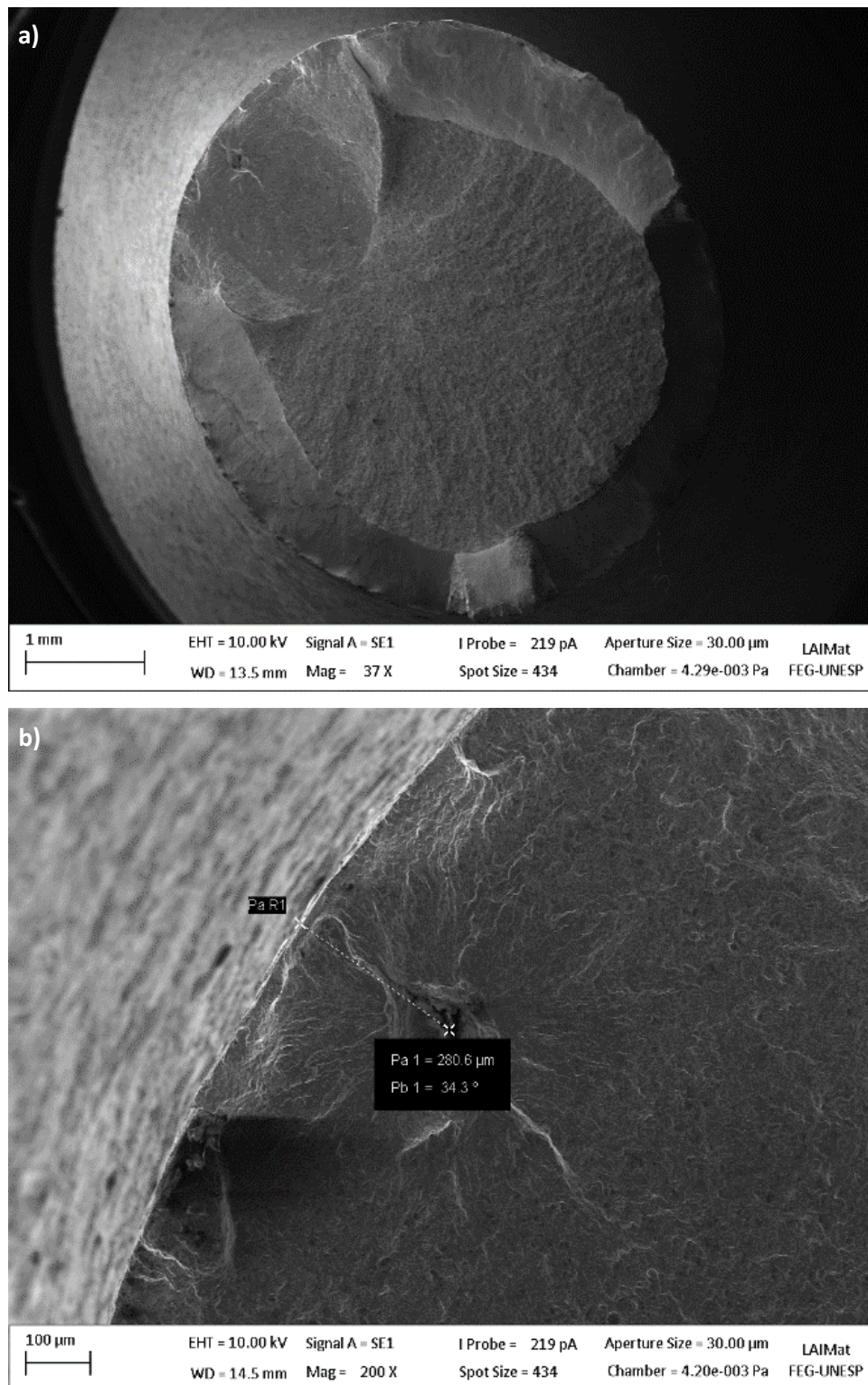
Figura 35 – Número de ciclos até a falha x posição de iniciação da trinca.



Fonte: Torres (2002).

As Figuras 36 a) e 36 b) apresentam a superfície de falha do corpo de prova submetido à alta tensão (1400 MPa), cuja fratura ocorreu com 26.975 ciclos. A partir da análise da fractografia é possível observar que a trinca pode ter se iniciado a partir de uma possível inclusão à 280,6 μm abaixo da superfície do material, o que pode significar que, apesar da alta tensão aplicada, o CTRC induzido pelo processo de *shot peening* foi benéfico para a vida em fadiga do material.

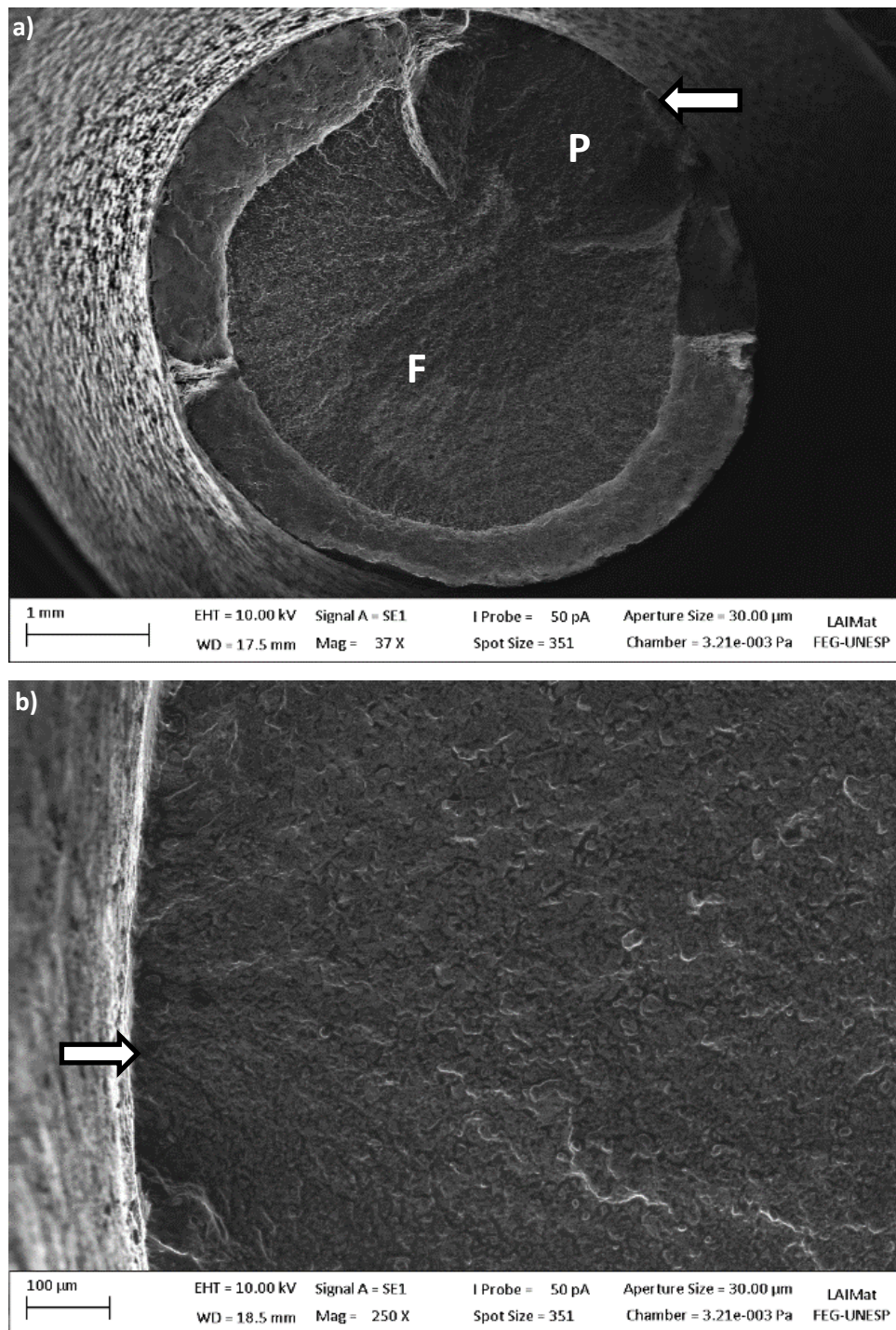
Figura 36 – Fractografia do CDP com *shot peening* submetido à alta tensão (1400 MPa)
a) superfície de fratura do Cdp; b) detalhe de possível inclusão.



Fonte: Própria autora.

As Figuras 37 a) e 37 b) mostram a área de ruptura do corpo de prova solicitado à 1300 MPa e rompendo em 23.651 ciclos.

Figura 37 – Fractografia da superfície de fratura do CDP com *shot peening* submetido à alta tensão (1300 MPa) a) superfície de fratura do CPD; b) detalhe do ponto de iniciação da trinca.



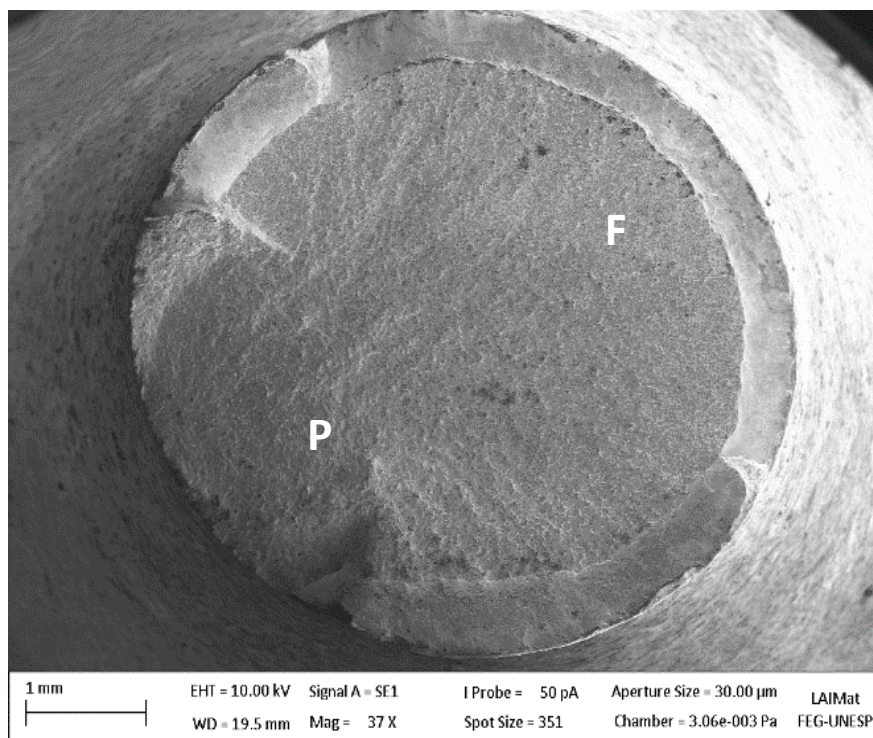
Fonte: Própria autora.

É possível observar que a alta tensão gera, como já foi dito, uma pequena área de propagação, marcada com a letra “P” e uma grande área de fratura dúctil, marcada com a letra “F”. Aqui podemos observar que a trinca surgiu a partir da superfície. Considerando o ganho em fadiga ocorrido nesta tensão, podemos concluir que o CTRC induzido pelo processo de

shot peening pode ter retardado a nucleação da trinca e/ou reduzido a sua taxa de propagação pela menor tensão efetiva atuante.

A Figura 38 apresenta a superfície de fratura do corpo de prova solicitado à 1200 MPa, cuja falha se deu em 112.403 ciclos.

Figura 38 – Fractografia da superfície de fratura do CDP com *shot peening* submetido à tensão de 1200 MPa.

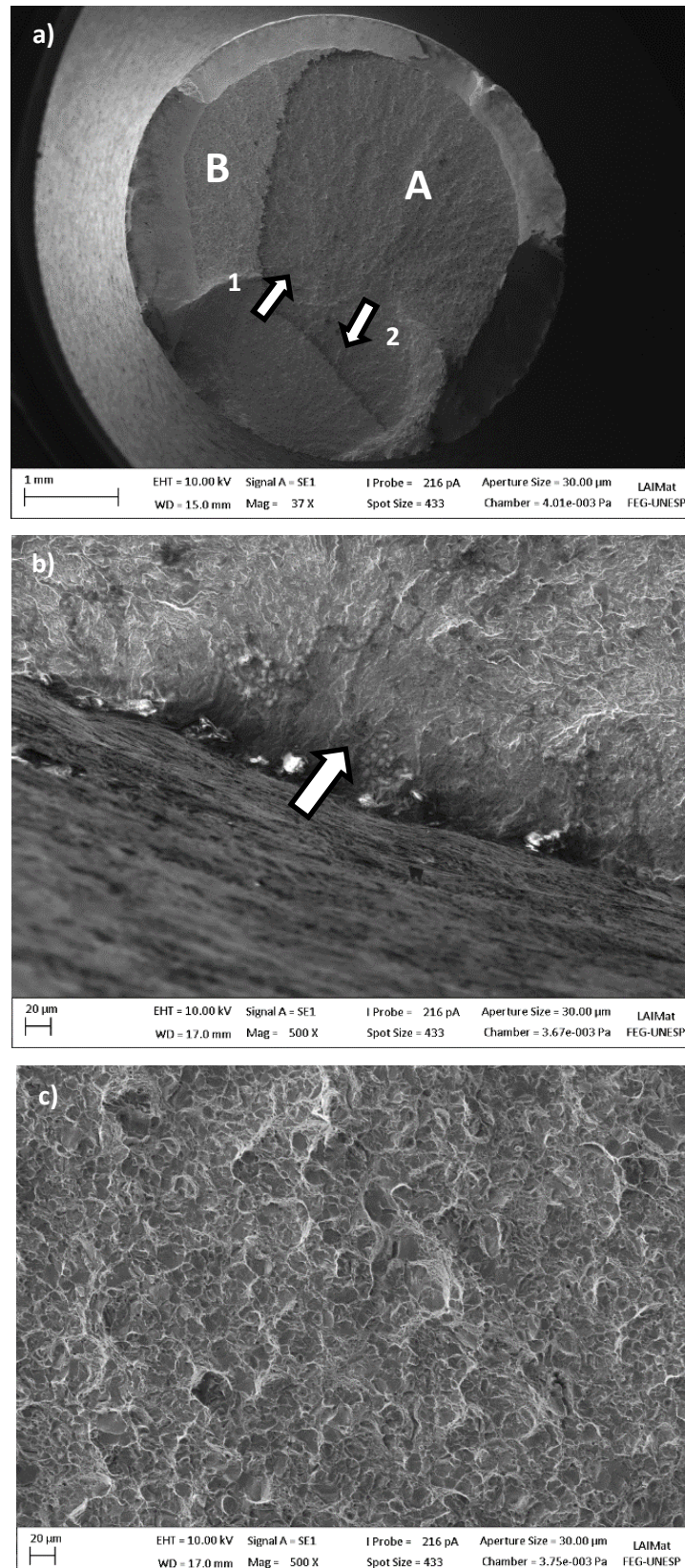


Fonte: Própria autora.

Na fractografia apresentada na Figura 38, observa-se também que a trinca também surgiu a partir da superfície. Com isto as considerações feitas para a Figura 37, também se aplicam aqui.

As Figuras 39 a) a 39 c) mostram a superfície de fratura do corpo de prova solicitado em 1100 MPa e que teve a sua ruptura após 152.861 ciclos. É possível observar na Figura 39 a) duas regiões de propagação. Uma maior marcada pela letra “A” cuja trinca surgiu provavelmente no centro da peça (seta 1) e uma segunda região menor onde a trinca surgiu também abaixo da superfície (seta 2). Na Figura 39 b) é possível observar um detalhe da região de propagação marcada pela seta 2, indicando o início da trinca subsuperficial. Em ambos os casos fica claro a atuação do CTIRC na proteção da superfície da peça. A Figura 39 c) mostra a ampliação da região marcada com a letra “B” na Figura 39 a). Aqui pode-se observar claramente a formação de *dimple* demonstrando a ocorrência da fratura dúctil após o período de propagação da trinca.

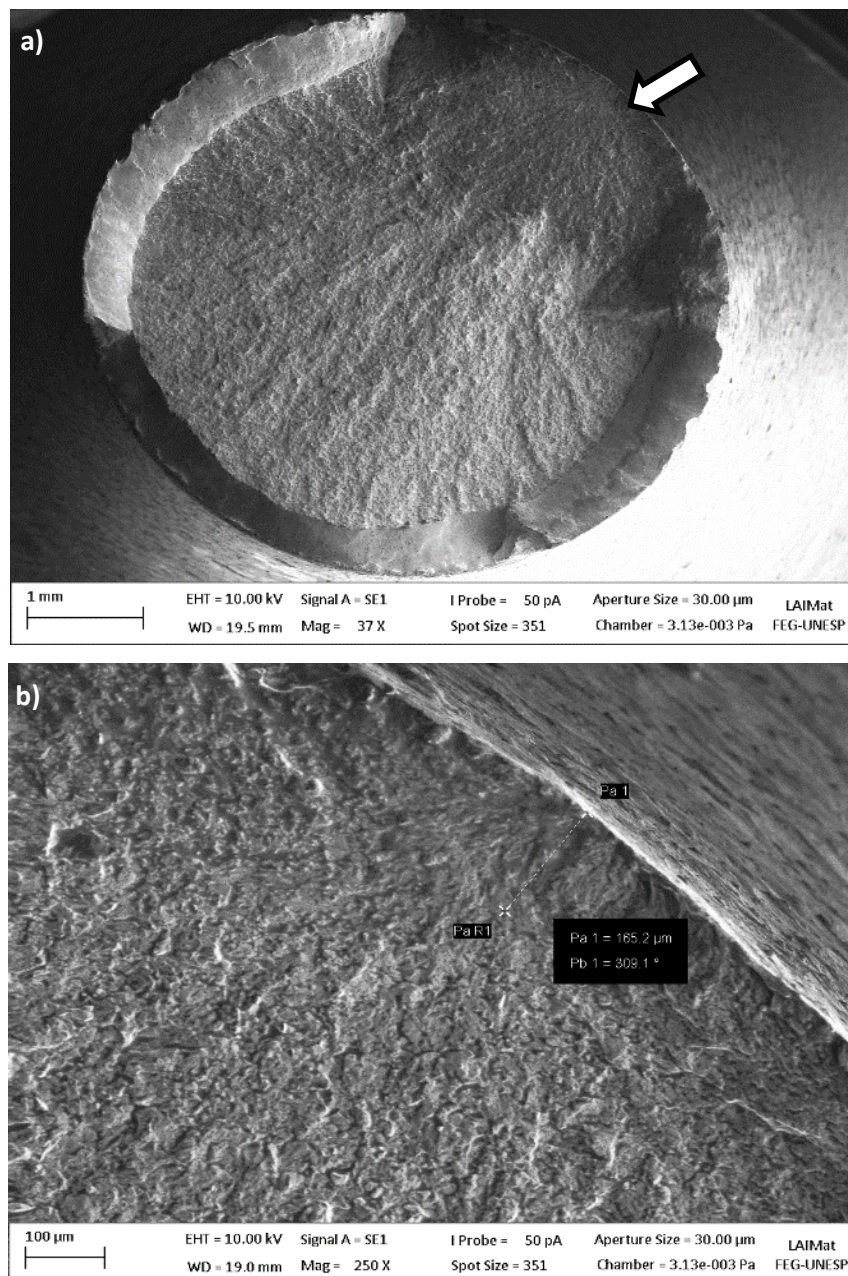
Figura 39 – Fractografia da superfície de fratura do CDP com *shot peening* submetido à tensão de 1100 MPa a) superfície de fratura do CPD; b) detalhe do início de trinca subsuperficial c) detalhe de formação de dipple da região B.



Fonte: Própria autora.

As Figuras 40 a) e 40 b) apresentam a superfície de fratura do corpo de prova com *shot peening* solicitado em 1000 MPa e cuja ruptura ocorreu à 482.605 ciclos. A Figura 40 a) mostra a totalidade da superfície de fratura onde a seta mostra o início da trinca. A Figura 40 b) mostra a ampliação da região do início da trinca. Pode ser observado que o início da trinca se deu a uma distância aproximada de 165,2 μm da superfície. Observado as tensões compressivas induzidas pelo processo de *shot peening* (Figura 29), pode-se observar que a partir desta profundidade, o CTRC torna-se bem menor.

Figura 40 – Fractografia do CDP com *shot peening* submetido à tensão de 1000 MPa
a) superfície de fratura do CPD; b) detalhe do início de trinca subsuperficial.

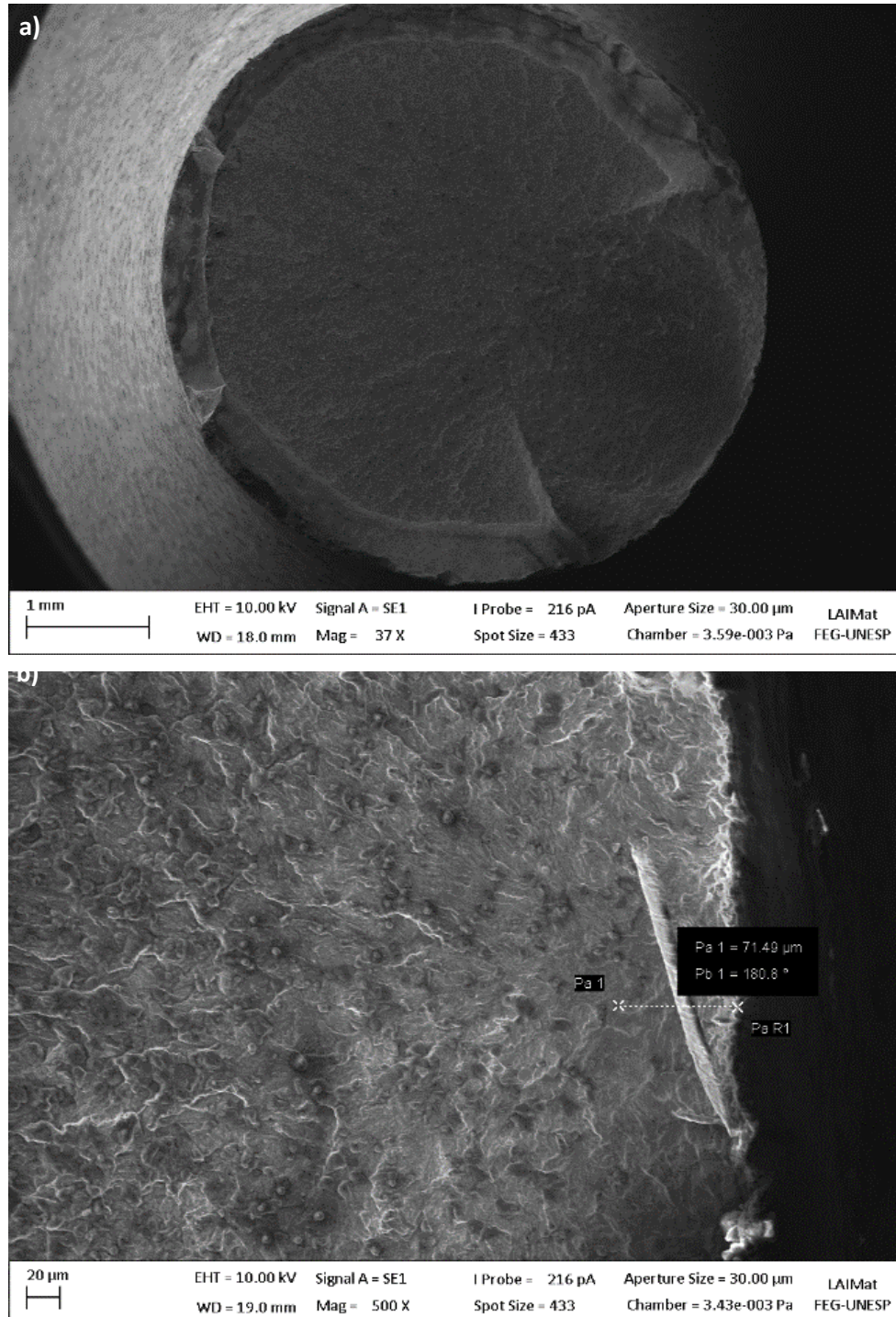


Fonte: Própria autora.

As Figuras 41 a) e 41 b) apresentam a superfície de fratura do corpo de prova com *shot peening* solicitado em 900 MPa e cuja ruptura ocorreu à 372.827 ciclos.

Figura 41 – Fractografia do CDP com *shot peening* submetido à alta tensão (900 MPa)

a) superfície de fratura do CDP; b) detalhe do ponto de iniciação da trinca.



Fonte: Própria autora.

Na Figura 41 a) mostra a totalidade da superfície de fratura onde a seta mostra o início da trinca. A Figura 41 b) mostra a ampliação da região do início da trinca. Pode ser observado que o início da trinca se deu a uma distância aproximada de 71,49 μm abaixo da superfície.

5 CONCLUSÃO

A partir do que foi discutido no capítulo anterior, as principais conclusões deste trabalho estão sumarizadas abaixo:

- Quanto menor a rugosidade superficial do aço ABNT 4340 de dureza 43 HRc, maior será sua vida em fadiga. Isso porque para uma superfície melhor acabada há menos pontos concentradores de tensão o que faz com que o número de ciclos para a iniciação da trinca seja maior.
- Com a ausência de tensões compressivas oriundas do carregamento de tração-tração, o CTRC permanece praticamente inalterado e, como resultado, há um ganho maior na resistência em fadiga do material quando comparado com resultados obtidos com durezas maiores ou menores, mas em carregamento de flexão rotativa. Neste carregamento, as forças compressivas aplicadas durante o ensaio somam-se às forças presentes no CTRC induzido pelo *shot peening*. O resultado desta superposição de tensões, pode gerar deformações plásticas localizadas causando uma redistribuição das tensões e, conseqüentemente, o relaxamento, ou diminuição, do CTRC.
- A partir da análise do início da trinca nos CDPs fraturados que foram tratados com o processo de *shot peening*, pode-se observar que para tensões mais altas o CTRC não consegue evitar que a trinca surja a partir da superfície. Contudo, como a tensão efetiva é menor, é esperado um período de iniciação da trinca mais longo, resultando em uma vida em fadiga maior. Para tensões aplicadas menores, os níveis de tensões compressivas induzidas pelo processo de *shot peening* conseguem proteger completamente a superfície da peça do início da fratura. Com isto, a trinca deve surgir na parte interna do material, fazendo com que o ganho de fadiga seja ainda mais expressivo pela inexistência dos concentradores de tensão causados pela rugosidade superficial.

REFERÊNCIAS

- ABDALLA, A. J.; ANAZAWA, R. M.; PEREIRA, M. S.; HASHIMOTO, T. M. Efeitos dos tratamentos intercríticos e isotérmicos sobre as propriedades mecânicas e a microestrutura do aço 300M. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, v. 25, n. 2, p. 93-97, 2006.
- ABNT. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 4287 – Termos, definições e parâmetros da rugosidade**. 3. ed. São Paulo: ABNT, 2002. 18 p.
- ALMEN, J. O.; BLACK, P. **Residual stresses and fatigue in metals**. New York: McGraw-Hill, 1963.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1823 – 13: standard terminology relating to fatigue and fracture testing**. West Conshohocken: ASTM International, 2013. 25 p.
- BERTUOL, K. **Análise da influência de parâmetros de shot peening na dureza superficial, rugosidade e tensão residual em aço ASTM A743-CA6NM**. 2014. 77 f. Trabalho de conclusão de curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Ponta Grossa, 2014.
- BIGNONNET, A. Fatigue Strength of shot-peened grade 35 NCD 16 steel. Variation of residual stresses introduced by shot peening according to type of loading. In: INTERNATIONAL CONFERENCES ON SHOT PEENING, 3., 1987, Germany. **Proceedings [...]** Montreal: International Scientific Committee for Shot Peening (ISCSP), 1987. p. 659-666.
- BONORA, R. G. **Influência do tratamento superficial 3IP na vida em fadiga dos aços ABNT 4340 e 15-5 PH para aplicação aeronáutica**. 2015. 126 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.
- BORGES, A. A. C. **Efeito do jateamento com granalhas de aço na tensão residual e no comportamento mecânico da liga de alumínio 6082**. 2017. 158 f. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas Nucleares, São Paulo, 2017.
- CALLISTER Jr., W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7. ed. São Paulo: Editora LTC, 2008. 724 p.
- CAMPBELL, F. **Elements of metallurgy and engineering alloys**. Materials Park: ASM International, 2008. 672 p.
- CARVALHO, A. L. M. **Efeito das tensões residuais na fratura e resistência à fadiga da liga de alumínio 7050 T7451**. 2004. 230 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia Química de Lorena, Lorena, 2004.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005. 561 p.

CUI, W.; HUANG, X.; WANG, F. **Towards a unified fatigue life prediction method for marine structures**. Hangzhou: Zhejiang University Press, 2014. 281 p.

DALAEI, K.; KARLSSON, B.; SVENSSON, L. E. Stability of shot peening induced residual stresses and their influence on fatigue lifetime. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 1008-1015, 2011.

DIEPART, C. P. Modelling of shot peening residual stresses – practical applications. **Materials Science Forum**, v. 163-165, p.457-464, 1994.

DOWLING, N. E. **Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation fracture and fatigue**. 4th ed. Upper Saddle River: Pearson Prentice Hall, 2007. 915 p.

FENG, Q.; JIANG, C.; XU, Z. Residual stress relaxation of shot-peened deformation surface layer on duplex stainless steel under applied loading. **Journal of Materials Engineering Performance**, v. 23, p. 408-412, 2014.

FONSECA, M. P. C. **Evolução do estado de tensões residuais em juntas soldadas de tabulação durante ciclos de fadiga**. 2000. 114 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2000.

HERTZBERG, R. W. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. 4th ed. New York: John Wiley & Sons, 1995. 786 p.

JAMES, M. R. The relaxation of residual stresses during fatigue. residual stress and stress relaxation. In: KULA, E.; WEISS, V. **Proceedings of the 28th Army Materials Research Conference**. New York: Plenum Press, 1982. p. 297–314.

JUIJERM, P.; ALTENBERGER, I. SCHOLTES, B. Influence of ageing on cyclic deformation behavior and residual stress relaxation of deep rolled as-quenched aluminium alloy AA6110. **International Journal of Fatigue**, v. 29, n. 7, p. 1374-1382, 2007.

KIM, J. C.; CHEONG, S. K.; NOGUCHI, H. Residual stress relaxation and low- and high-cycle fatigue behavior of shot-peened medium-carbon steel. **International Journal of Fatigue**, v. 56, p. 114-122, 2013.

KOUKETSU, F. **Efeito dos parâmetros de shot peening no perfil de tensões residuais de um ferro fundido nodular temperado**. 2017. 75 f. Monografia (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curso Superior de Engenharia Mecânica, Curitiba, 2017.

LAMPMAN, S. R. **ASM Handbook Volume 19: fatigue and fracture**. Materials Park: ASM International, 1996. 2591 p.

LI, J. K.; ZHANG, R.; YAO, M. Experimental study on the compressive residual stress field introduced by shot peening. **International Journal of Fatigue**, v. 20, n. 5, p. 351-357, 1998.

MCKELVEY, S. A.; FATEMI, A. Surface finish effect on fatigue behavior of forged steel. **International Journal of Fatigue**, v. 36, n. 1, p. 130-145, 2012.

MEGUID, S. A.; SHAGAL, G.; STRANART, J. C.; LIEW, K. M.; ONG, L. S. Relaxation of peening residual stresses due to cyclic thermo-mechanical overload. **Transactions of ASME**, v.127, n. 2, p. 170-178, 2005.

MELO, G. L.; NUNES, G. S. **Efeito do shot peening na resistencia à fadiga de contato em ferros fundidos nodulares**. 2013. 81 f. Monografia (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curso Superior de Engenharia Mecânica, Curitiba, 2013.

NASCIMENTO, M. P. **Determinação da vida em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com cromo duro sobre níquel químico**. 1999. 152 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá.

NEWELL, J. **Fundamentos da moderna engenharia e ciencia dos materiais**. Rio de Janeiro: LTC, 2010. 316 p.

NORTON, R. L. **Projetos de máquinas: uma abordagem integrada**. 4. ed. Porto Alegre: Bookman, 2013. 1030 p.

OLIVEIRA, R. R. **Avaliação da tensão residual em Alumínio 7050 conformado pelo processo peen forming**. 2011. 128 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

PEDROSA, P. D.; REBELLO, J. M. A.; FONSECA, M. P. C. Residual stress state behaviour under fatigue loading in duplex stainless steel. **Journal of Strain Analysis for Engineering Design**, v. 46, n. 4, p. 298-303, 2011.

PEREIRA, C. P. M. **Fadiga na liga Al 7475-761**. 1996. 209 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia Química de Lorena, Lorena, 1996.

PHILIP, T. V. Ultrahigh-strength steels. In: ASM HANDBOOK COMMITTEE. **Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys**. Materials Park: ASM International, 2009. p. 421-443.

POOK, L. **Metal fatigue: what is it, why it matters**. Dordrecht: Springer, 2007. 271 p.

REIDENBACH, F. **ASM handbook volume 5: surface engineering**. 10th ed. Materials Park: ASM International, 2007. 1056 p.

ROCHA, C. L. F. **Desempenho em fadiga de arames submetidos ao processo de shot peening**. 2010. 87 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

ROSA, E. **Análise de resistência mecânica de peças e componentes estruturais: mecânica da fratura e fadiga**. Florianópolis: GRANTE-UFSC, 2002. 399 p.

SADANANKA K.; RAMASWANY, D. N. V. Role of crack tip plasticity in fatigue crack growth. **Philosophical Magazine A**, v. 81, n. 5, p. 1283-1303, 2001.

SCHIJVE, J. **Fatigue of structures and materials**. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2001. 513 p.

SCHÜTZ, W. A History of fatigue. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 54, n. 2, p. 263-300, 1996.

SCURACCHIO, B. G. **Tensões residuais induzidas por shot-peening e durabilidade de molas em lâmina**. 2012. 113 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2012.

SORRIJA, B. A. **Análise da resistência à fadiga de tubos de aço API 5CT N80 tipo Q soldados via processo de indução magnética de alta frequência (HFIW)**. 2016. 166 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2016.

SOUSA, D. A. **Determinação de tensões residuais em materiais metálicos por meio de ensaio de dureza**. 2012. 116 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de São João del Rei, São João del Rei, 2012.

SOUZA, S. A. **Ensaaios mecânicos de materiais metálicos**. 5. ed. São Paulo: Edgard Bluncher, 1982. 286 p.

SPIRITO, M. A. S. **Comportamento da integridade superficial na retificação plana de aço AISI 4340**. 2018. 75 f. Monografia (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal Fluminense, Niterói, 2018.

STEPHENS, R. I. *et al.* **Metal fatigue in engineering**. 2nd ed. New York: John Wiley & Sons, 2001. 318 p.

SUCHARSKI, G. B. **Estudo da erosão por cavitação sobre diferentes morfologias de revestimentos de FeMnCrSiB aplicados por asperção térmica chama FS e HVOF com tratamento de Shot Peening**. 2016. 146 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2016.

SURESH, S. **Fatigue of materials**. 2nd ed. New York: Cambridge University Press, 2004. 679 p.

TORRES, M. A. S.; VOORWALD, H. J. C. An evaluation of shot peening, residual stresses and relaxation on the fatigue life. **International Journal of Fatigue**, v. 24, n. 8, p. 866-877, 2002.

TORRES, M.A.S., NASCIMENTO, M.P., VOORWALD, H. J. C. Consideration on shot peening treatment applied on high strength aeronautical steel from different hardnesses. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON SHOT PEENING, 8., 2002, Garmisch-Partenkirchen, Germany. **Proceedings [...]** Montreal: International Scientific Committee for Shot Peening (ISCSP), 2002. p. 37-43.

TORRES, M.A.S. **Uma avaliação do efeito do shot peening na vida em fadiga do aço ABNT 4340 com e sem revestimento de cromo duro**. 2002. 223 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, 2002.

TOTTEN, G. Fatigue crack propagation. **Advanced Materials & Processes**, v. 166, n. 5, p. 39-41, 2008.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of aluminum: physical metallurgy and processes**. New York: CRC, 2003. 1296 p.

TURNBULL, A. *et al.* Improving the fatigue crack resistance of waspaloy by shot peening. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**. v. 21, n. 12, p. 1513-1524, 1998.

VÖHRINGER, O. Relaxation of residual stresses by annealing or mechanical treatment. In: NIKU-LARI, A. **Residual stresses – technology, applications, effects**. New York: Pergamon, 1987. p. 367-396.

VOORWALD, H. J. C.; SOUZA, R. C.; PIGATIN, W. L.; CIOFFI, M. O. H. Evaluation of WC-17Co and WC-10Co-4Cr thermal spray coatings by HVOF on the fatigue and corrosion strength of AISI 4340 steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 190, n. 2-3, p.155-164, 2005.

ZIRTEC. **Shot peening**. C2015. Disponível em: <http://www.zirtec.com.br/pecas/shotpeening/>. Acesso em: 25 out. 2016.

ZHANG, X.; LI, S.; LIANG, R.; AKID, R. Effect of corrosion pits on fatigue life and crack initiation. *In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON FRACTURE*, 13., 2013, Beijing. **Proceedings [...]** Beijing: ICF, 2013.