

UNIVERSIDADE DE TAUBATÉ
Ciro Leandro Oliveira

**AUMENTO DA VIDA EM FADIGA POR MEIO DO PROCESSO
DE ROLETEAMENTO PROFUNDO PARA GERAÇÃO DE
TENSÃO RESIDUAL COMPRESSIVA**

TAUBATÉ – SP
2012

Ciro Leandro Oliveira

**AUMENTO DA VIDA EM FADIGA POR MEIO DO PROCESSO
DE ROLETEAMENTO PROFUNDO PARA GERAÇÃO DE
TENSÃO RESIDUAL COMPRESSIVA**

Dissertação apresentada para obtenção do Título
de Mestre pelo Curso de Mestrado Profissional
do Departamento de Engenharia Mecânica da
Universidade de Taubaté,
Área de Concentração: Projeto Mecânico
Orientador: Prof. Dr. Viktor Pastoukhov

**TAUBATÉ – SP
2012**

**Ficha Catalográfica elaborada pelo SIBi – Sistema Integrado
de Bibliotecas – UNITAU - Biblioteca de Engenharia Mecânica**

O482a Oliveira, Ciro Leandro
Aumento da vida em fadiga por meio do processo de
roleteamento profundo para geração de tensão residual
compressiva / Ciro Leandro Oliveira. - 2012.

125f. : il; 30 cm.

Monografia (Mestrado em Projeto Mecânico) –
Universidade de Taubaté. Departamento de Engenharia
Mecânica, 2012
Orientador: Prof. Dr. Viktor Pastoukhov, Departamento
de Engenharia Mecânica.

1. Roleteamento profundo. 2. Tensão residual
compressiva. 3. Vida em fadiga. 4. Concentrador de tensões.
I. Título.

Ciro Leandro Oliveira

**AUMENTO DA VIDA EM FADIGA POR MEIO DO PROCESSO
DE ROLETEAMENTO PROFUNDO PARA GERAÇÃO DE
TENSÃO RESIDUAL COMPRESSIVA**

Dissertação apresentada para obtenção do Título
de Mestre pelo Curso de Mestrado Profissional
do Departamento de Engenharia Mecânica da
Universidade de Taubaté,
Área de Concentração: Projeto Mecânico
Orientador: Prof. Dr. Viktor Pastoukhov

Data: 10 de abril de 2012

Resultado: _____

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Viktor Pastoukhov

Universidade de Taubaté

Assinatura _____

Prof. Dr. Carlos Antonio R. P. Baptista

Universidade de São Paulo
EEL-USP

Assinatura _____

Profa. Dra. Valesca Alves Corrêa

Universidade de Taubaté

Assinatura _____

Dedico este trabalho à minha esposa,

Fernanda.

Agradecimentos

Não conseguiria realizar este trabalho se não tivesse a ajuda das pessoas abaixo. Por isso, gostaria de deixar aqui meus sinceros agradecimentos para elas.

Meu orientador Viktor Pastoukhov, por ter me orientado nos momentos necessários e por ter me ajudado quando precisei.

Ao professor Carlos Antonio Reis Pereira Baptista, professor na USP/EEL - Escola de Engenharia de Lorena, pelos ensaios de fadiga realizados assim como as dicas valiosas fornecidas.

Ao professor Nelson Batista de Lima e ao Rene Ramos de Oliveira, ambos do IPEN, pelos ensaios de difração de raios-X realizados.

Ao amigo Walter Magenschab pelo apoio e conhecimento a mim oferecido.

Ao Michael Stark pela ideia inicial deste trabalho.

A todas demais pessoas que diretamente ou indiretamente contribuíram para concluir este trabalho.

Resumo

Este trabalho comprovou a eficácia do processo de roleteamento profundo no aumento da vida em fadiga em eixos submetidos ao ensaio de fadiga sob tensão axial. Uma pesquisa bibliográfica extensa foi realizada para o entendimento do comportamento físico do fenômeno encruamento, onde esta pesquisa abrangeu a metalurgia, plasticidade e elasticidade dos materiais, processos de geração de tensão residual e ensaios destrutivos e não destrutivos para obtenção de valores reais. O corpo de prova utilizado, em relação ao corpo de prova padronizado, foi modificado para simular o efeito do entalhe como concentrador de tensões. Corpos de prova sem o tratamento mecânico de roleteamento e corpos de prova com o tratamento foram submetidas ao ensaio de fadiga de tensão axial e de difração de raios-X, a fim de comparar o ganho do processo de roleteamento profundo. Com os resultados dos ensaios de fadiga foi possível obter as curvas Wöhler, "S-N", pertinentes aos dois diferentes grupos de amostras: com e sem o tratamento de roleteamento profundo. Simulações pelo Método dos Elementos Finitos foram usadas também para tentar reproduzir os efeitos da tensão residual compressiva sobre a vida em fadiga assim como os resultados obtidos nos ensaios de fadiga e difração de raios-X.

Palavras-chave: roleteamento profundo, tensão residual compressiva, concentrador de tensões e difração de raios-X

Abstract

This project has proved the effectiveness of the deep rolling process in the increasing of fatigue life on shafts submitted to axial stress fatigue test. A deep literature research has done for understanding of the physic behavior of the hardening phenomenon, where this research included metallurgy, plasticity and elasticity of materials, generation of residual stress processes and destructive and nondestructive tests to obtain the real values. The specimen used, comparing to the standard one, had been changed to simulate the notch effect as stress concentrator. Specimen with and without rolling mechanical treatment have submitted to axial stress fatigue test and X-rays diffraction test, to compare the gain of the deep rolling process. With the results of fatigue tests, became possible to obtain the Wöhler curves, "S-N", from each different groups of specimens: with and without the deep rolling treatment. Simulations by Finite Element Method have also used to try reproducing the compressive residual stress effects under the fatigue life, like the obtained results from fatigue and X-rays diffraction tests.

Key-words: deep rolling, compressive residual stress, notch and diffraction by X rays.

Lista de Figuras

Figura 1: As cinco fases do processo de fadiga	22
Figura 2: Curvas de Wöhler, "S-N": a) linear; b) semi-logarítmica	26
Figura 3: Curva de Wöhler, "S-N", dupla devido aos ultra-ciclos	27
Figura 4: Efeito da tensão média sobre a curva da vida em relação à deformação	28
Figura 5: a) Tensão completamente reversa; b) Tensão flutuante	29
Figura 6: Dados de simulação de fadiga de alto ciclo, mostrando a influência da tensão média	30
Figura 7: Comparação das diferentes relações empíricas usadas para estimar a influência das tensões médias diferentes de zero	32
Figura 8: Diagrama de Goodman modificado da faixa de tensão para falha por fadiga em N ciclos	33
Figura 9: Ilustração da aparência macroscópica da superfície fraturada por fadiga	34
Figura 10: Mecanismo de formação de bandas de escorregamento: a) deformação monotônica; b) deformação cíclica	36
Figura 11: Iniciação e propagação de trincas	37
Figura 12: Extensão de vida de um componente trincado	38
Figura 13: Três regiões da curva de crescimento de trinca	38
Figura 14: Estágios I e II de propagação de trinca por fadiga	40
Figura 15: Processo plástico de alargamento da ponta da trinca para o estágio II de crescimento de trinca por fadiga	41
Figura 16: Efeito do polimento da superfície na curva de Wöhler, "S-N", de tubos de cromo-molibdênio termicamente tratado	44
Figura 17: Descrição qualitativa do fator C_s	45

Figura 18: Resultados obtidos até o início das trincas e propagação das trincas, para os dois grupos de corpos de prova	46
Figura 19: Curvas que relacionam várias condições de superfície com dureza, resistência à fadiga e tensão de ruptura	47
Figura 20: Efeito dos entalhes no comportamento das curvas de Wöhler, “S-N”	48
Figura 21: Curvas de Peterson de sensibilidade à entalhes para aços	49
Figura 22: Sensibilidade à entalhes de Neuber para ligas de alumínio	50
Figura 23: Diagrama de ferro-carbono de aços	53
Figura 24: Micro-estrutura da ferrita e perlita	54
Figura 25: Micro-estrutura da perlita fina	54
Figura 26: Micro-estrutura da cementita e perlita	54
Figura 27: Micro-estrutura da bainita	55
Figura 28 Exemplo de discordâncias em aresta	57
Figura 29: Exemplo de discordâncias em hélice	57
Figura 30: Variação das propriedades mecânicas em função da deformação à frio	58
Figura 31: Curva tensão cisalhante X distorção para monocristais	59
Figura 32: Tensões atuantes num corpo de prova monocristalino	59
Figura 33: Esquema de contorno de grão: a) ângulo de desalinhamento; b) contorno de grão de alto ângulo; c) contorno de grão de baixo ângulo	62
Figura 34: Veios de grafita sobre uma matriz perlítica e cada grão possui lamelas de duas fases: ferrita e cementita	64
Figura 35: Relação tensão-deformação: a) na zona de elasticidade perfeita; b) na zona limite de comportamento de elastoplástico	64
Figura 36: a) Relação tensão-deformação com comportamento elástico; b) Comportamento elastoplástico	67

Figura 37: Modelo tridimensional do critério de von Mises	68
Figura 38: Modelo tridimensional do critério de Tresca	69
Figura 39: Superfícies de escoamento de Tresca e de von Mises	69
Figura 40: Encruamento isotrópico	71
Figura 41: Encruamento cinemático	72
Figura 42: A distribuição da tensão residual está equilibrada	73
Figura 43: A distribuição da tensão residual está equilibrada	74
Figura 44: Diferentes faixas de variação durante a têmpera causam tensão térmica, que conduzem à distribuição de tensão residual	76
Figura 45: Juntas pinadas com tensão residual induzida se $t_1 \neq t_2$	77
Figura 46: Detalhe da tensão residual superficial após ataque de uma esfera pelo processo de shot peening	77
Figura 47: Exemplo de aplicação de <i>shot peening</i> em dentes de engrenagem	77
Figura 48: Princípio de funcionamento de <i>laser peening</i>	78
Figura 49: Comparação dos processos de <i>shot peening</i> e <i>laser peening</i> em uma liga de cromo-níquel Inconel 718	78
Figura 50: O efeito do roleteamento no entalhe de um componente, considerando fadiga por flexão rotativa	79
Figura 51: Variações da aplicação do processo de roleteamento	80
Figura 52: Rolete de perfil variável	81
Figura 53: Eixo comando de válvulas sendo roleteado	82
Figura 54: Diagrama esquemático do rolete sobre o eixo virabrequim	82
Figura 55: Patente de Lonero (2004) com três roletes	83
Figura 56: Espalhamento descrito pela lei de Bragg	85

Figura 57: Comparação gráfica entre soluções exatas e mediante ao MEF	87
Figura 58: Ilustração do encruamento isotrópico	88
Figura 59: Ilustração do encruamento cinemático	90
Figura 60: Encruamento cinemático com von Mises	90
Figura 61: Ilustração do encruamento misto	91
Figura 62: Modo I de iniciação da trinca	92
Figura 63: Ensaio de diversos copos de prova	93
Figura 64: Histograma auxiliar	94
Figura 65: Família de curvas de Wöhler, “S-N”, para diversas probabilidades de ruptura	94
Figura 66: Desenho proposto pela norma ASTM (2007)	95
Figura 67: Desenho do corpo de prova alterado	95
Figura 68: Rugosímetro Formtracer SV-C 3000 S4	96
Figura 69: Processo de dois roletes atuando em um raio	97
Figura 70: Processo de um rolete atuando em um raio	97
Figura 71: a) Vista lateral do rolete na peça; b) Vista frontal do rolete na peça	98
Figura 72: Torno CNC sem adaptações para o roleteamento	98
Figura 73: a) Vista frontal do rolete; b) Vista lateral do rolete	99
Figura 74: a) Vista frontal do suporte EF45 com rolete; b) Outra posição do suporte EF45 com rolete	99
Figura 75: Máquina de ensaio de fadiga	100
Figura 76: Representação gráfica da escala R_z	102
Figura 77: Representação esquemática da fixação do corpo de prova	103

Figura 78: Representação das condições de contorno no corpo de prova	105
Figura 79: Representação da aplicação da pressão em função do tempo	105
Figura 80: Curva de Wöhler, “S-N”, para os corpos de prova não roleteados	108
Figura 81: Curva de Wöhler, “S-N”, para os corpos de prova roleteados	108
Figura 82: Curvas de Wöhler, “S-N”, sobrepostas dos corpos de prova	109
Figura 83: Corpos de prova que fadigaram no lugar que não estava previsto	110
Figura 84: Profundidade da tensão residual medida após o processo de <i>shot peening</i> em um aço SAE 4340	111
Figura 85: Tensão residual induzida pelo torneamento em uma peça de aço	113
Figura 86: Tensão residual induzida pelo torneamento do aço C45 à seco	114
Figura 87: Tensão residual induzida pelo torneamento do aço C45 com lubrificante	114
Figura 88: Resultado da simulação das tensões residuais internas com a malha grosseira	115
Figura 89: Resultado da simulação das tensões residuais externas com a malha grosseira	116
Figura 90: Resultado da simulação das tensões residuais externas com a malha refinada	116
Figura 91: Resultado da simulação das tensões residuais internas com a malha refinada	117

Lista de Tabelas

Tabela 1: Equações para previsão de falha para tensões cíclicas com média diferente de zero	33
Tabela 2: Tensão residual produzida por alguns processos de usinagem	45
Tabela 3: Aço não ligado e sem tratamento térmico	55
Tabela 4: Aço não ligado e normalizado (+N)	56
Tabela 5: Composição química dos aços	96
Tabela 6: Valor das rugosidades encontradas nos corpos de prova	106
Tabela 7: Dados dos ensaios de fadiga dos corpos de prova sem roleteamento	107
Tabela 8: Dados dos ensaios de fadiga dos corpos de prova com roleteamento	107
Tabela 9: Comparação de valores dos ciclos em função das tensões e com seus respectivos ganhos	110
Tabela 10: Resumo da tabela de lopes	111
Tabela 11: Valores de tensões residuais encontrados	113

Sumário

1 INTRODUÇÃO	18
1.1 Organização do Trabalho	19
1.2 Objetivo	20
1.2.1 Objetivos específicos	20
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1 Aspectos gerais da fadiga	21
2.1.1 Fadiga controlada por tensão	24
2.1.2.1 Curvas S–N	25
2.1.2.2 Curvas S–N Duplas	26
2.1.3 Influência da tensão média	27
2.1.4 Aspectos macroscópicos e microscópicos da fratura por fadiga	34
2.1.4.1 Aspectos macroscópicos	34
2.1.4.2 Aspectos microscópicos	35
2.1.4.2.1 Nucleação de trinca por fadiga	35
2.2 Propagação de trincas por fadiga	36
2.2.1 Propagação de trincas sob cargas cíclicas estacionárias	36
2.2.2 Propagação de trincas por fadiga com solicitações de amplitude variável	42
2.3 Influência do acabamento superficial e da geometria na resistência à fadiga	43
2.3.1 Efeito do acabamento superficial da usinagem na resistência à fadiga	44
2.3.2 Influência do acabamento superficial na iniciação e propagação da trinca	46
2.3.2.1 Efeito do entalhe na vida em fadiga	46
2.3.2.1.1 Fator de concentração de tensões K_t	47
2.3.2.1.1 Fator de redução de resistência à fadiga K_f	48
2.3.2.2 Efeito da corrosão na resistência à fadiga	50

2.4 Abordagem metalúrgica do aço e do fenômeno encruamento	51
2.4.1 Obtenção do aço	51
2.4.1.1 Aços	52
2.4.1.2 Normalização	52
2.4.2 Encruamento	56
2.4.2.1 Endurecimento por deformação plástica	56
2.4.2.2 Influência nos contornos de grão de alto ângulo	61
2.4.2.3 Influência nos contornos de grão de baixo ângulo	62
2.4.2.4 Influência de Soluções Sólidas	63
2.4.2.5 Influência de Partículas de Segunda Fase	63
2.4.3 Fenômenos que ocorrem na estrutura de metais solicitados ciclicamente	64
2.5 Elastoplasticidade	66
2.5.1 Critério de von Mises ou critério de distorção de energia	67
2.5.2 Critério de Tresca ou critério de tensão de cisalhamento máxima	68
2.5.3 Regra de Encruamento	70
2.5.3.1 Encruamento isotrópico	71
2.5.3.2 Encruamento cinemático	71
2.5.3.3 Encruamento misto	73
2.6 Tensão residual	73
2.6.1 Processos para tratamento de superfícies	75
2.6.1.1 Tensão residual durante o processo de usinagem	75
2.6.1.2 Tensão residual decorrente do tratamento térmico e montagens	76
2.6.1.3 Tensão residual pelos processos de <i>shot peening</i> , <i>laser peening</i> e <i>ultrasonic peening</i>	77
2.6.1.4 Tensão residual pelo processo de <i>deep rolling</i>	79
2.7 Métodos de medição de tensões residuais	83
2.7.1 Método do furo cego	84
2.7.2 Método de difração de raios-X	85

2.8 Abordagem computacional da fadiga e tensão residual	86
2.8.1 Procedimento geral para análise por elementos finitos	87
2.8.2 Encruamento por deformação isotrópica	88
2.8.3 Encruamento por trabalho isotrópico	89
2.8.4 Encruamento cinemático	89
2.8.5 Encruamento misto	91
2.8.6 Distribuição de tensão próximo a trinca por Elementos Finitos	92
2.9 Método estatístico para a resistência à fadiga	93
3 MATERIAIS E MÉTODOS	95
3.1 Materiais	95
3.1.1 Corpo de prova	95
3.1.2 Processo de roleteamento	97
3.1.2.1 Máquina para o processo de roleteamento	98
3.1.2.2 Ferramenta de roletear	99
3.1.2.3 Dispositivo para o roleteamento	99
3.1.3 Máquina de ensaio de fadiga	100
3.1.4 Máquina de difração por raios-X	100
3.1.5 <i>Softwares</i> de modelagem e análise por elementos finitos	101
3.2 Métodos	101
3.2.1 Preparação de amostras	101
3.2.2 Processo de roleteamento	102
3.2.3 Ensaio de fadiga	102
3.2.4 Ensaio por difração de raios-X	103
3.2.5 Análise por elementos finitos	104
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	106
4.1 Corpos de prova com e sem roleteamento	106
4.2 Vida em fadiga	107

4.3 Tensões residuais por difração de raios-X	112
4.4 Análise numérica de tensões	115
5 CONCLUSÕES	118
Sugestões de Trabalhos Futuros	120
Referências	121
APÊNDICE A – Desenho do corpo de prova	125

1 INTRODUÇÃO

Por conta do desenvolvimento de novos produtos, a fadiga tornou-se cada vez mais importante durante o projeto de componentes mecânicos sujeitos a carregamentos repetitivos. Estima-se que atualmente a fadiga é responsável por pelo menos noventa por cento das falhas em serviço, relativas a causas puramente mecânicas.

No eixo estudado neste trabalho existe um concentrador de tensões no qual acelera a falha por fadiga. A literatura sugere raios de alívio para suavizar este efeito de concentrador, porém, em condições reais de aplicação, muitas vezes este raio torna-se inviável devido à dimensão e outros fatores tais como montagem.

É sabido que quando submetidos a forças de compressão externas, os metais tendem a ser mais resistentes mecanicamente. Processos como laminação, forjamento e *shot peening* são exemplos de processos utilizados para este fim. O foco deste trabalho é utilizar outro processo de conformação mecânica, conhecido como *deep rolling* ou roleteamento profundo, que visa o aumento da resistência mecânica, possibilitando o aumento da vida em fadiga de eixos e/ou aumento do torque transmitido, quando aplicado a eixos. Este processo, por atuar no local mais propício a nuclear a trinca, comprime a superfície causando o encruamento do material. Este fenômeno retarda o aparecimento e/ou crescimento da trinca. Outro benefício visto é o acabamento superficial, no qual diminui a rugosidade e conseqüentemente os pequenos vales existentes na superfície se tornam concentradores de tensão de menor intensidade.

Ensaio de vida em fadiga pode ser de vários tipos e para cada tipo obtém-se uma curva de Wöhler, "S-N", diferente. Para a tensão residual, também há diversos métodos de medição, tais como difração de raios-X, método do furo cego, etc. A simulação pelo Método dos Elementos Finitos (MEF) também é de grande importância para este tipo de processo, pois o ensaio de fadiga normalmente é demorado e acaba inviabilizando o projeto. Uma vez validado o modelo, obtém-se um grau de confiança elevado tal que utilizando o MEF, consegue-se obter resultados satisfatórios.

1.1 ORGANIZAÇÃO DO TRABALHO

No primeiro capítulo é mostrada uma introdução ao trabalho, na qual descreve uma breve história da fadiga e tensões residuais. Também aborda os processos de geração de tensão assim como métodos utilizados para sua análise. E este capítulo é finalizado com os objetivos, tanto o principal quanto os específicos.

No segundo capítulo são abordados detalhadamente vários tópicos relacionados à fadiga, aço, tensão residual e sua geração assim como sua avaliação. A abordagem computacional e métodos estatísticos também estão presentes neste capítulo.

O terceiro capítulo trata dos materiais e métodos utilizados para a realização dos testes, começando com os corpos de prova, depois, processo de roleteamento, ensaio de fadiga, difração de raios-X e por último a análise por elementos finitos.

No capítulo quatro são mostrados os resultados dos testes do capítulo três e também discutidos em detalhes, baseado nas referências utilizadas neste trabalho.

No último capítulo são colocadas as conclusões do autor baseadas nos resultados dos testes e focando os objetivos do capítulo um.

1.2 OBJETIVO

Validar a eficiência do processo de roleteamento profundo em eixo com concentrador de tensões resultante da descontinuidade de diâmetro, mediante ao ensaio de fadiga.

1.2.1 Objetivos específicos

- comparar a resistência à fadiga de corpos com e sem roleteamento profundo, por meio de ensaio de fadiga axial;
- obter os valores das tensões residuais em corpos de prova com e sem roleteamento profundo por meio de difração de raios-X;
- simular, pelo método dos elementos finitos, as tensões residuais geradas pelo roleteamento profundo.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aspectos gerais da fadiga

O estudo da fadiga em componentes mecânicos teve início na revolução industrial devido à necessidade de utilização de inúmeros componentes mecânicos submetidos a carregamentos repetitivos. Até então, os equipamentos utilizados eram basicamente manuais onde predominavam as solicitações estáticas de carregamento.

As falhas mecânicas podem ser entendidas como processos nos quais um componente mecânico sofre variações em sua dimensão, forma ou propriedades estruturais, determinando assim uma incapacidade de desempenhar sua função (COLLINS, 1993).

Segundo Collins (1993), estas falhas podem ser classificadas de várias formas, tais como:

- deformação elástica ou plástica;
- fratura;
- alteração do material;
- etc.

As principais causas de falhas podem ser força, tempo, temperatura ou ambiente corrosivo. Além disto, a falha pode se localizar no corpo ou na superfície do componente.

De acordo com as características acima mencionadas, pode-se classificar as falhas mecânicas de maneiras distintas. Neste trabalho será detalhada apenas a falha por fadiga.

Tipicamente uma falha por fadiga é composta por um período de iniciação e por um período de propagação, antes da ocorrência da rotura final. Por sua vez o período de iniciação é composto pelas fases de deslizamento cíclico (formação de bandas de deslizamento), nucleação e crescimento microscópico da trinca. O período de propagação coincide com a fase de crescimento macroscópico das trincas. Geralmente, a iniciação das trincas ocorre na superfície, ou próxima a esta,

devido a solicitações cíclicas. Na Figura 1 são esquematizadas as cinco fases do processo de fadiga.

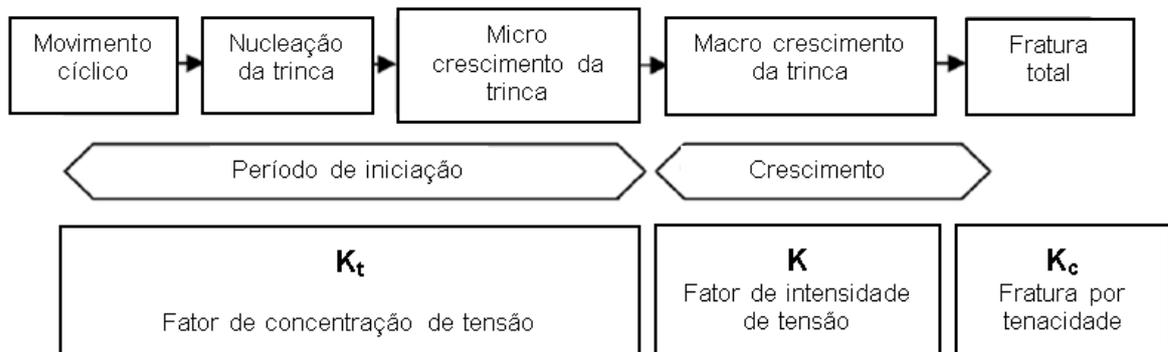


Figura 1: As cinco fases do processo de fadiga (adaptada de Schijve, 2009)

Segundo Suresh (1998), o estudo da fadiga nos metais tem como principais colaboradores Wöhler, que por volta de 1860, realizou pesquisas que conduziram a caracterização da curva “S-N”, e determinação do conceito de limite de resistência à fadiga. Em 1874, Gerber desenvolveu métodos de dimensionamento da fadiga para diferentes tensões. Um estudo similar foi desenvolvido por Goodman. A diferença entre o limite elástico de regime cíclico e regime monotônico foi popularizado por Bauschinger, confirmando a teoria de Wöhler.

Ainda conforme Suresh (1998), por volta de 1960, Irwin utilizando estudos anteriormente realizados por Ewing e Humfrey, Inglis e Griffith, mostrou que a amplitude de tensão singular na ponta da trinca podia ser expressa em termos de uma quantidade escalar, denominada fator de intensidade de tensão. Com isto, iniciou-se o estudo da teoria da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).

Estudiosos como Basquin, Palmgren, Miner, Neuber, Paris, Soderberg, entre outros, realizaram pesquisas de grande importância ao desenvolvimento do estudo de fadiga (COLLINS, 1993). Com o uso da automação dos cálculos, da simulação numérica, da análise de tensões e devido ao desenvolvimento de novos equipamentos suscetíveis a este tipo de falha, o avanço na área de fadiga tem se aprimorado bastante nos dias atuais.

A falha por fadiga é uma falha prematura que acontece apenas quando o componente mecânico está sob a influência de um carregamento cíclico. O conceito de fadiga controlada por deformação, ou fadiga de baixo ciclo, foi estabelecido por Coffin e Manson, por volta 1954 (SURESH, 1998). Neste conceito a análise de fadiga é desenvolvida pela combinação de deformação e número de ciclos. Este

processo caracteriza-se pela nucleação e propagação de uma trinca ao longo de uma determinada região.

Alguns fatores influem diretamente na resistência à fadiga do material. Dentre estes, pode-se ressaltar as tensões residuais, concentração de tensão, temperatura de trabalho do componente, ambiente no qual o material está inserido, forma geométrica do componente mecânico, acabamento superficial, tratamento térmico e presença de entalhe.

De acordo com Suresh (1998), existem três métodos básicos de dimensionamento de fadiga:

- fadiga controlada por tensão (método S-N);
- fadiga controlada por deformação (método ϵ -N);
- Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).

Devido a este presente trabalho utilizar o método da fadiga controlada por tensão, será dada uma ênfase a este, conforme descrito no item 2.1.1.

O método de fadiga controlada por deformação é baseado nas curvas ϵ -N e pode também ser definido como fadiga de baixo ciclo. Este método possui a característica de ter uma tensão local atuante maior que a tensão de escoamento. Ele não considera a propagação de trinca e pode ser aplicado a materiais no regime plástico. É indicado para estimar a vida inicial de componentes.

Em termos de valores, geralmente a fadiga de baixo ciclo e de alto ciclo para aços, segundo Collins (1993), podem ser:

- fadiga de baixo ciclo: $N < 10^3$;
- fadiga de alto ciclo: $N \geq 10^4$.

Porém, considerando cada material, tem-se outra definição, segundo Lee, et al. (2005):

- fadiga de baixo ciclo: tensões acima do limite de escoamento (deformações plásticas);
- fadiga de alto ciclo: tensões abaixo do limite de escoamento (deformações elásticas).

Essa transição do ponto de vida em fadiga é definida quando a magnitude da deformação plástica é igual à amplitude da deformação elástica (LEE et al., 2005).

A fadiga de ultra-ciclos ($N \geq 10^8$) é também citada por Kazymyrovych (2009), onde em sua pesquisa ele relata o comportamento e propriedades de vários tipos de aços.

Já a MFLE é utilizada para estimar o tempo de propagação da trinca e requer previamente o conhecimento de seu comprimento inicial. O princípio deste método está na relação entre tensão aplicada e a distribuição de tensões na ponta da trinca juntamente com o tamanho e forma da trinca e propriedades mecânicas do material.

A vida total em fadiga é determinada pelos períodos onde há a nucleação e propagação das trincas. A transição entre os períodos de iniciação e propagação de trincas não é facilmente identificável, sendo ela dependente de muitas variáveis como tamanho, material, forma do componente mecânico e método usado para determinação da trinca.

2.1.1 Fadiga controlada por tensão

O método de fadiga controlada por tensão, o primeiro a ser utilizado no entendimento e quantificação da fadiga, é baseado na utilização das curvas de Wöhler, “S-N”, (Amplitude de tensão X Número de ciclos associados à falha). Sua aplicação se dá quando o componente é submetido a tensões no regime elástico.

Com a evolução da indústria mecânica e o aumento da produtividade, o número casos de falhas por fadiga vem se ampliando, tornando-se necessário um maior aprofundamento no estudo deste tipo de falha.

Em caso de projetos de componentes com alta possibilidade de falha por fadiga é de grande interesse que sejam tomadas medidas que possam reduzir ao mínimo o risco de ocorrência desta falha. A redução do risco pode acontecer com medidas primárias como a escolha correta do material junto a um programa de análise da estrutura do sistema, a fim de que sejam identificados e monitorados casos de nucleações de trincas.

A aplicação do método de fadiga controlada por tensão acontece em mecanismos sob deformações cíclicas que permanecem em regime elástico, ou

seja, quando a tensão atuante é inferior ao limite de escoamento do material. Neste método a deformação plástica existente é nula ou quase nula. Os carregamentos atuantes nestes mecanismos são de baixo valor, logo, possibilitam longas vidas, ou seja, possibilitam altos números de ciclos até a falha.

2.1.2.1 Curvas S–N

A curva de Wöhler, “S-N”, é a base da teoria de fadiga controlada por tensão. Ela representa um método para a determinação da resistência à fadiga, sendo definida em função da tensão nominal aplicada. Estas curvas são determinadas a partir dos resultados de ensaios de fadiga em corpos-de-prova polidos, sendo que o menor valor das ordenadas por elas representadas corresponde ao limite de resistência à fadiga, quando considerado até o regime de alto ciclo. Considerando o regime posterior, de ultra-ciclos, pode ser considerado um novo comportamento do material, como pode ser observado na Figura 3.

Como os resultados apresentam dispersão, existe a necessidade de tratamento estatístico dos dados, para uma maior exatidão dos resultados. Com estes dados obtêm-se as curvas S-N-P (Amplitude de tensão X Número de ciclos associados à falha x Probabilidade da falha), as quais constituem famílias de curvas com probabilidades estatísticas definidas.

A grande desvantagem da aproximação tensão-vida está no fato desta curva ignorar o comportamento tensão-deformação e tratar todas as deformações como elásticas. Sua adoção é válida apenas para pequenas deformações plásticas (COLLINS, 1993).

A obtenção da curva S-N, inicialmente proposta por Wöhler, baseia-se na aplicação de uma série de carregamento cíclico sob uma amplitude de tensão pré-determinada, até que seja atingida a falha do material em um determinado número de ciclos. Estes valores de tensão e número de ciclo são os dados para o primeiro ponto da curva de Wöhler, “S-N”. Para se determinar a continuidade da curva, são reduzidos os níveis de tensões, esperando sempre que o número de ciclo até a falha aumente com esta redução. Os dados são agrupados em uma curva com o perfil mostrado na Figura 2a, onde a ordenada representará os valores de tensão e a

abscissa o número de ciclos até a falha. Pode-se observar que esta curva possui um comportamento assintótico quando os valores de tensão se aproximam de um valor mínimo, determinado como limite de resistência à fadiga. A curva de Wöhler, “S-N”, é mais comumente representada na forma semi-logarítmica (Figura 2b) onde é possível uma melhor visualização do limite de resistência à fadiga S_e , que representa o mínimo valor de tensão em que o corpo irá falhar. Abaixo deste patamar, o componente terá o que se determina vida infinita, ou seja, teoricamente este componente não falhará.

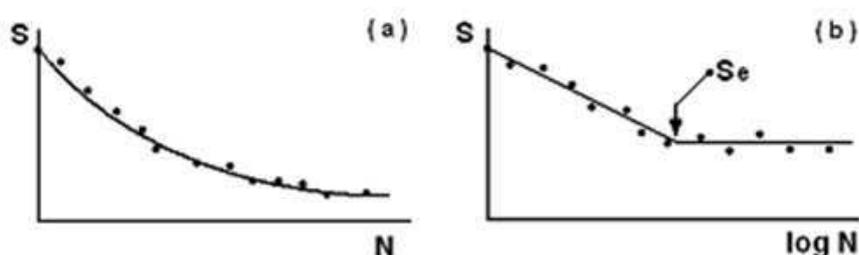


Figura 2: Curvas de Wöhler, “S-N”: a) linear; b) semi-logarítmica (COLLINS, 1993)

Nas curvas de Wöhler, “S-N”, referentes às ligas não ferrosas, como alumínio, não existe um patamar de tensão constante. Neste caso o que se obtém é a tensão de falha (S) do material para determinado numero de ciclos (N). Ao contrário disto, nas curvas S–N referentes às ligas ferrosas e de titânio, o patamar do limite de resistência à fadiga é claramente definido, como mostrado na Figura 2b.

O limite de resistência à fadiga varia de acordo com a razão da tensão aplicada ao componente, com o tipo de carregamento, com o acabamento superficial, com a concentração de tensão e com o ambiente corrosivo.

2.1.2.2 Curvas S–N Duplas

Em sua pesquisa, Kazymyrovych (2009) mostra a curva convencional de Wöhler, “S-N”, continuada (Figura 3), onde podem ser vistos os três estágios:

- I. baixo ciclo;
- II. alto ciclo;
- III. ultra-ciclos.

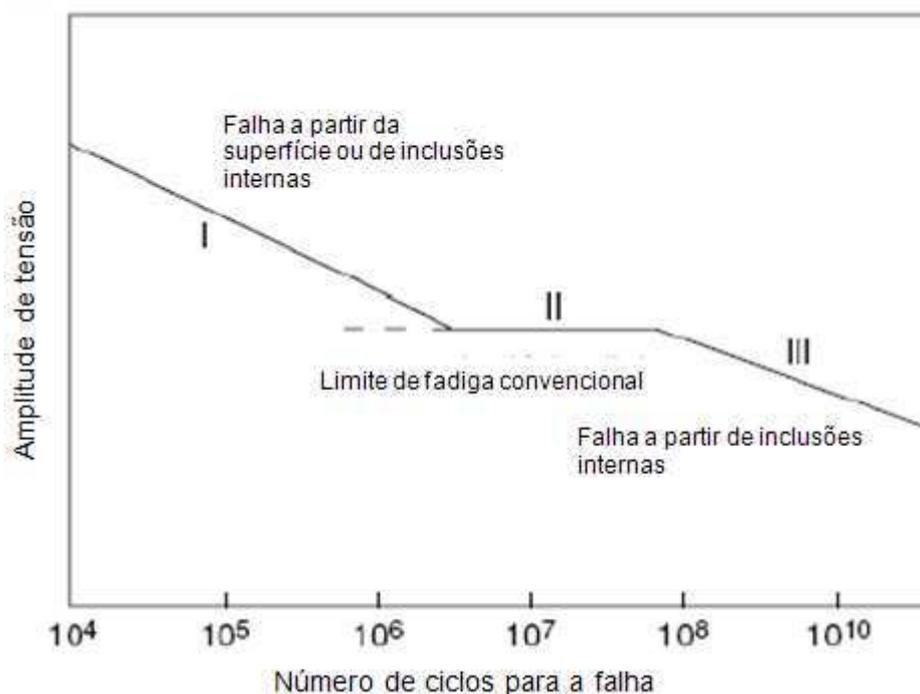


Figura 3: Curva de Wöhler, "S-N", dupla devido aos ultra-ciclos (adaptada de Kazymyrovych 2009)

2.1.3 Influência da tensão média

A maior parte dos dados de resistência à fadiga coletados em laboratório são para situações de tensões completamente alternadas, ou seja, com média igual a zero. Porém, há aplicações onde existem tensões cíclicas com média diferente de zero, que é o caso deste presente trabalho. Assim, torna-se muito importante se conhecer a influência da tensão média no comportamento da vida em fadiga, de modo que se consiga relacionar os dados de tensões completamente alternadas com as tensões com média diferente de zero que atuam no componente.

Segundo Gong e Norton (1996), ao contrário do efeito da deformação média que pode ser desprezada na vida de um componente, as tensões médias podem ter um efeito significativo sobre a vida do componente. Este efeito é predominante em longas vidas, onde pode aumentar a vida quando atua uma carga média compressiva ou diminuir a vida quando atua uma carga média de tração, como mostrado na Figura 4.

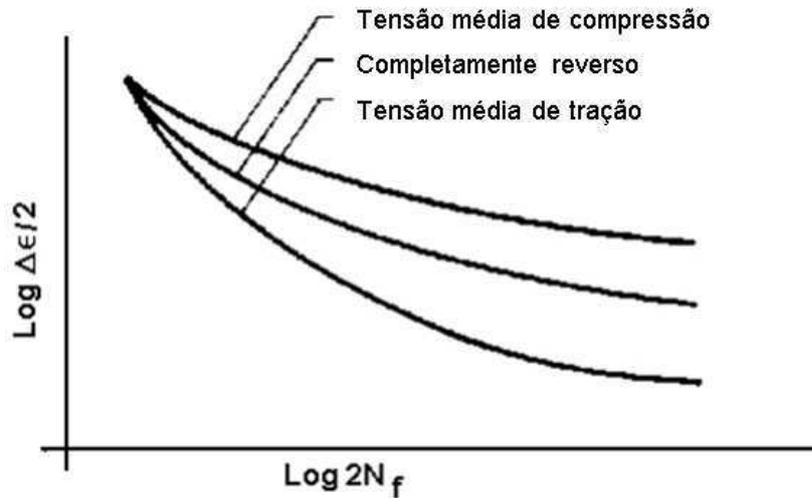


Figura 4: Efeito da tensão média sobre a curva da vida em relação à deformação (adaptada de Gong e Norton, 1996)

Geralmente os ensaios são realizados mantendo-se o ciclo de tensão constante. Esta tensão pode ser dividida em duas componentes que são mostradas a seguir.

A tensão média σ_m é a média algébrica da tensão máxima e mínima σ_{max} e σ_{min} , em um ciclo:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad \text{Eq. 1}$$

A tensão alternada ou amplitude de tensão σ_a é a metade do intervalo total de tensão:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad \text{Eq. 2}$$

A tensão média é geralmente quantificada pela razão de tensão R .

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad \text{Eq. 3}$$

A Figura 5 mostra o comportamento dos dois tipos de tensões σ em função do tempo.

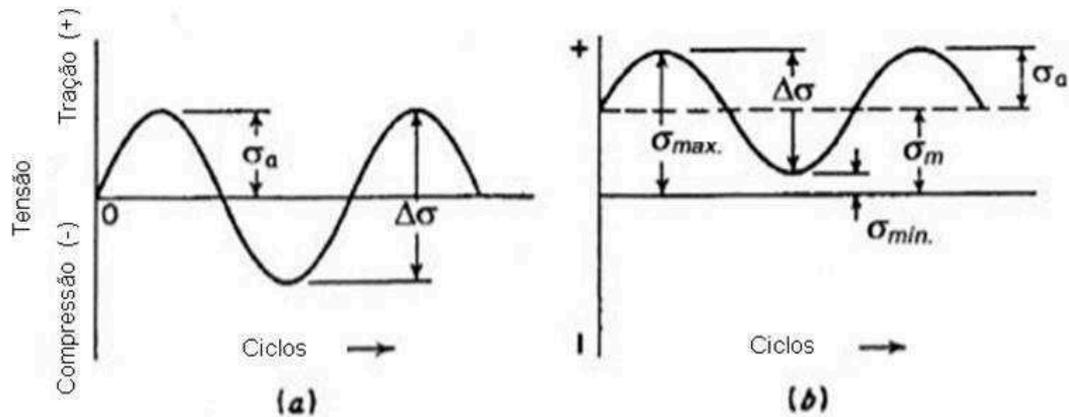


Figura 5: a) Tensão completamente reversa; b) Tensão flutuante
(adaptada de Collins, 1993)

Nestas figuras é possível verificar que:

(a) Pode representar um eixo em rotação constante sem nenhuma sobrecarga. Aparece uma tensão repetida ou flutuante, onde as tensões máximas (σ_{max}) e mínimas (σ_{min}) são iguais e de sinais opostos, de tração e de compressão, respectivamente.

(b) As tensões máximas e mínimas são diferentes. O carregamento onde a tensão mínima é igual à zero é denominado de pulsante. Chama-se flutuante o carregamento em que a tensão mínima é diferente de zero. Este tipo de tensão é a utilizada neste trabalho.

Segundo Stemmer (1974), o número de ciclos para romper uma peça sujeita à carga alternante é bem menor do que para uma carga flutuante.

Stemmer (1974) propõem, para aços comuns, a equação 4 que relaciona a tensão flutuante à tensão alternante, válida para tração-compressão.

$$\sigma_r = \frac{3\sigma_{rIII}}{2 - \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}} \quad \text{Eq. 4}$$

Onde:

σ_r = resistência à fadiga

σ_{rIII} = tensão de ruptura por carga alternante em ensaio de torção

σ_{min} , σ_{max} = tensões flutuantes mínimas e máximas previstas no projeto do componente

De acordo com Collins (1993), dados de fadiga de alto ciclo coletados de uma série de experimentos destinados a investigar combinações de amplitude de tensão alternada S_a e a tensão média S_m estão caracterizados na Figura 6 para um número de ciclos N constante. Um gráfico diferente de $S_a \times S_m$ pode ser obtido para cada número de ciclos para falha N . Por definição, a resistência a fadiga de Wöhler, “S-N”, para N ciclos é plotado no eixo S_a , onde S_m é zero. Como mostrado no gráfico, os pontos correspondentes aos dados de falha tendem a gerar uma curva que passa pelo valor de resistência à ruptura no eixo S_u .

A influência da tensão média na falha por fadiga é diferente para tensões médias de compressão do que para tensões médias de tração. Na região de tensões médias de tração a falha é muito sensível à magnitude da tensão média, enquanto que na região de tensões médias de compressão é praticamente insensível.

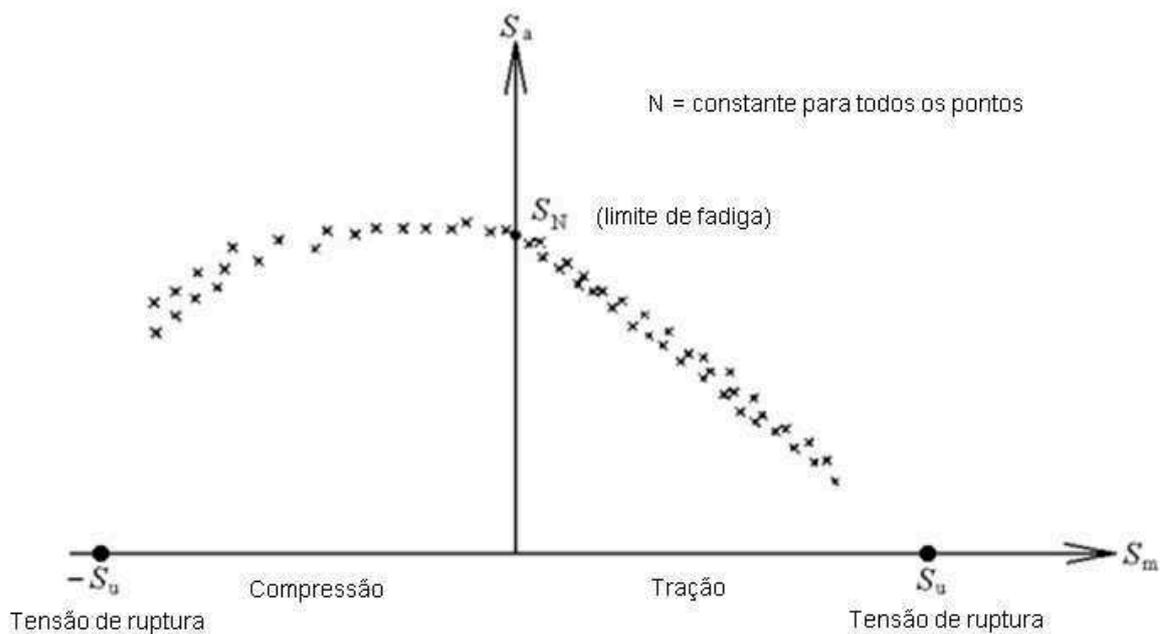


Figura 6: Dados de simulação de fadiga de alto ciclo, mostrando a influência da tensão média (adaptada de Collins, 1993)

Ao longo dos anos, o estudo da tensão alternada S_a versus a tensão média S_m tem sido objeto de numerosas aproximações empíricas. As mais bem sucedidas aproximações resultaram em quatro relações diferentes:

- Relação linear de Goodman;
- Relação parabólica de Gerber;
- Relação linear de Soderberg;
- Relação elíptica.

Estas quatro relações podem ser mais bem ilustradas em um gráfico normalizado S_a – S_m , conforme mostrado na Figura 7. As equações para estas quatro relações podem ser escritas como segue:

Relação linear de Goodman:

$$\frac{S_a}{S_N} + \frac{S_m}{S_u} = 1 \quad \text{Eq. 5}$$

Relação parabólica de Gerber:

$$\frac{S_a}{S_N} + \left(\frac{S_m}{S_u}\right)^2 = 1 \quad \text{Eq. 6}$$

Relação linear de Soderberg:

$$\frac{S_a}{S_N} + \frac{S_m}{S_{yp}} = 1 \quad \text{Eq. 7}$$

Relação elíptica:

$$\left(\frac{S_a}{S_N}\right)^2 + \left(\frac{S_m}{S_u}\right)^2 = 1 \quad \text{Eq. 8}$$

Onde:

S_{yp} = tensão de escoamento do material

S_N = limite de fadiga para número de ciclos N

S_u = tensão de ruptura

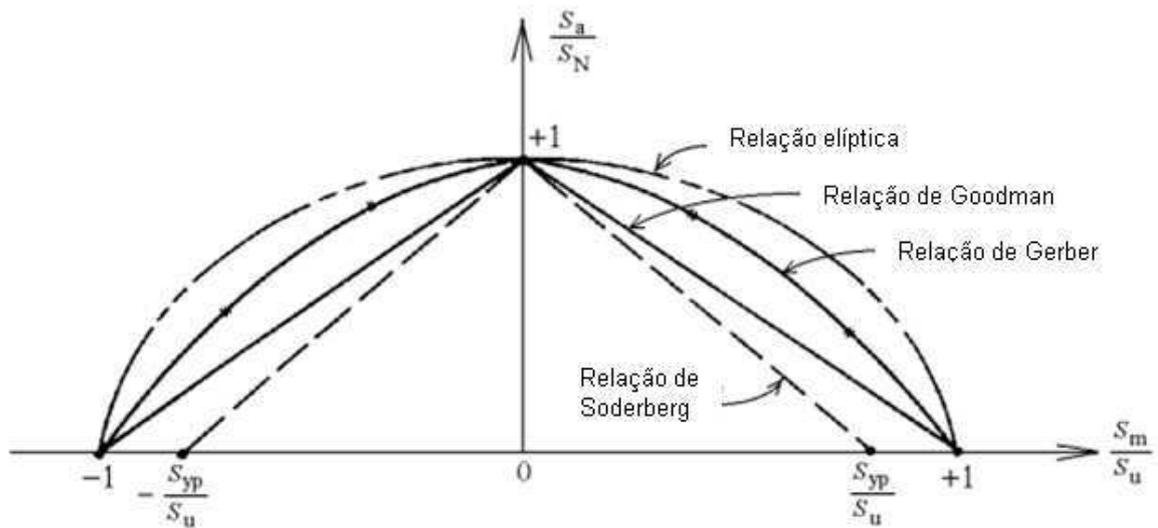


Figura 7: Comparação das diferentes relações empíricas usadas para estimar a influência das tensões médias diferentes de zero (adaptada de Collins, 1993)

Collins (1993) destaca a relação modificada de Goodman, na qual assume um decaimento linear da resistência à fadiga para um aumento de S_m . Esta relação é mais aplicada a materiais de alta resistência mecânica e baixa ductilidade.

A Tabela 1, juntamente com a Figura 8, mostra equações que permitem estimar a possibilidade de ocorrência de falha sob qualquer condição de tensão média diferente de zero na vida projetada do componente, baseando-se na tensão de ruptura do material, tensão de escoamento e da resistência à fadiga para tensões completamente reversas do material.

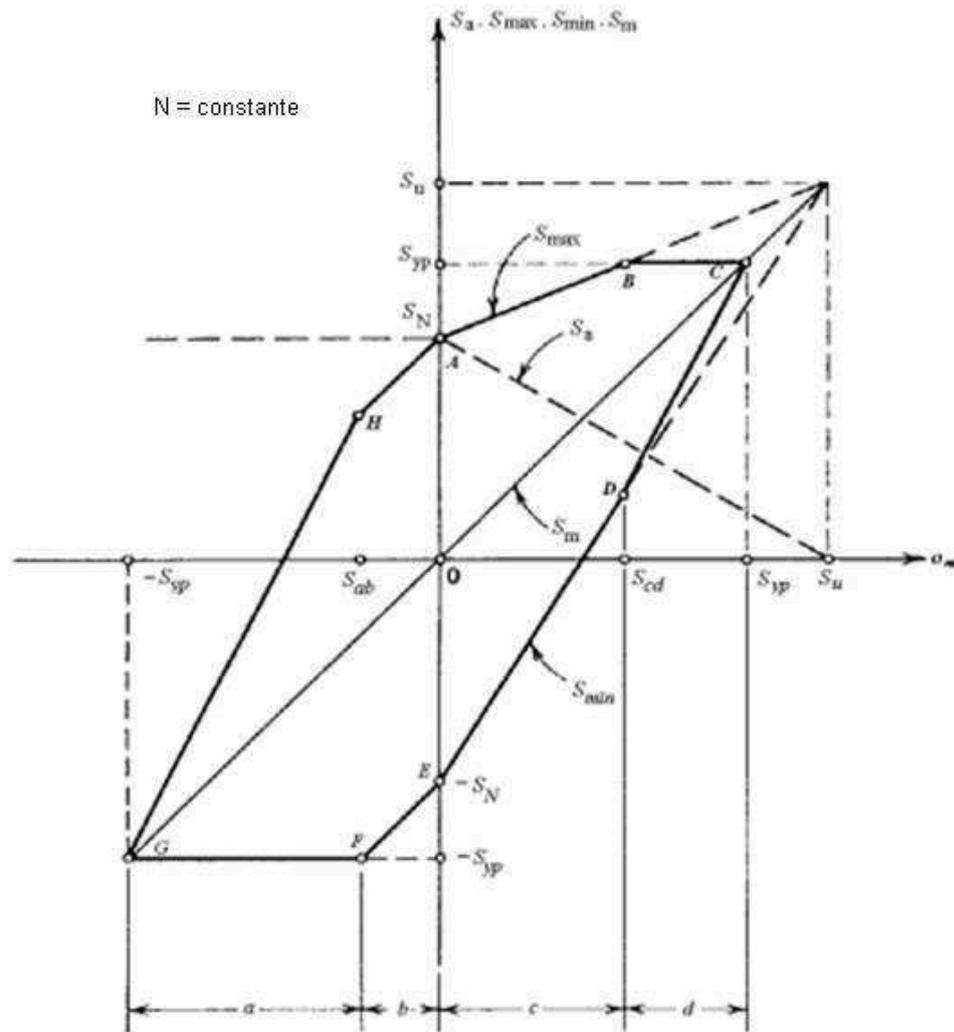


Figura 8: Diagrama de Goodman modificado da faixa de tensão para falha por fadiga em N ciclos (adaptada de Collins, 1993)

Tabela 1: Equações para previsão de falha para tensões cíclicas com média diferente de zero (adaptada de Collins, 1993)

Região	Equação de falha	Limite de validade da equação
a	$S_{max} - 2 \cdot S_m \geq S_{yp}$	$-S_{yp} \leq S_m \leq (S_N - S_{yp})$
b	$S_{max} - S_m \geq S_N$	$(S_N - S_{yp}) \leq S_m \leq 0$
c	$S_{max} - (1 - r) \cdot S_m \geq S_N$	$0 \leq S_m \leq ((S_{yp} - S_N) / (1 - r))$
d	$S_{max} \geq S_{yp}$	$((S_{yp} - S_N) / (1 - r)) \leq S_m \leq S_{yp}$

Onde:

$$r \equiv S_N / S_u$$

2.1.4 Aspectos macroscópicos e microscópicos da fratura por fadiga

2.1.4.1 Aspectos macroscópicos

No caso de solicitação alternada em flexão rotativa, com razão de carga $R < 0$, a superfície de fratura final de um material metálico, apresenta duas regiões distintas. A primeira onde ocorre a nucleação da trinca principal e o regime de propagação estável apresenta uma aparência lisa e opaca gerada pelo atrito entre as fases da trinca, sem sinais aparentes de deformação plástica. Na maioria dos casos, a falha por fadiga ocorre sob tensões inferiores ao limite de escoamento do material. As marcas de praia que podem ocorrer nesta região são devidas às variações na taxa de propagação ou paradas momentâneas da trinca e, portanto, variações na intensidade de oxidação na ponta da trinca.

A segunda região tem uma aparência irregular e brilhante e corresponde à região de fratura final da peça, que ocorre quando a secção transversal já não é mais capaz de suportar a tensão máxima de tração. A Figura 9 mostra estas duas regiões.

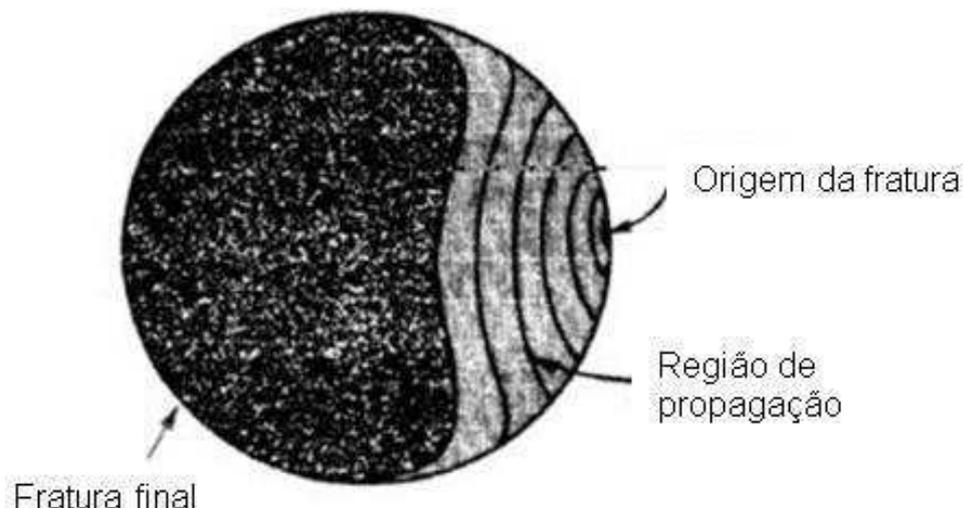


Figura 9: Ilustração da aparência macroscópica da superfície fraturada por fadiga
(adaptada de Reed-Hill, 1982)

2.1.4.2 Aspectos microscópicos

2.1.4.2.1 Nucleação de trinca por fadiga

A nucleação de uma trinca acontece na superfície do material, normalmente, pois os grãos superficiais estão menos vinculados que os grãos do interior do material.

De acordo com Fuchs e Stephen (1980), quando sob carregamento cíclico, a direção da deformação microscópica modifica-se várias vezes, o que produz linhas de escorregamento na superfície do material. Estas linhas de escorregamento submetidas a carregamento cíclico agrupam-se, formando bandas de deslizamento.

Cottrell, Hull e Wood (1957, apud DIETER, 1981, p. 354), propuseram um mecanismo para a formação das intrusões e extrusões, que são deformações microscópicas e localizadas, geradas pelos movimentos irreversíveis de ir e vir das discordâncias nos planos de escorregamento submetidos às altas tensões de cisalhamento, gerando entalhes e ressaltos. Estas movimentações acontecem tanto para carregamentos cíclicos, como monotônicos. A Figura 10 ilustra a nucleação de trincas, pois as intrusões da banda de deslizamento são excelentes concentradoras de tensões. A consequência é, à medida que o número de ciclos aumenta, os sulcos superficiais se aprofundam e as depressões ou intrusões tomam a forma de uma trinca.

Em fadiga de baixo ciclo, as tensões são suficientemente altas para poder iniciar a trinca em outros locais.

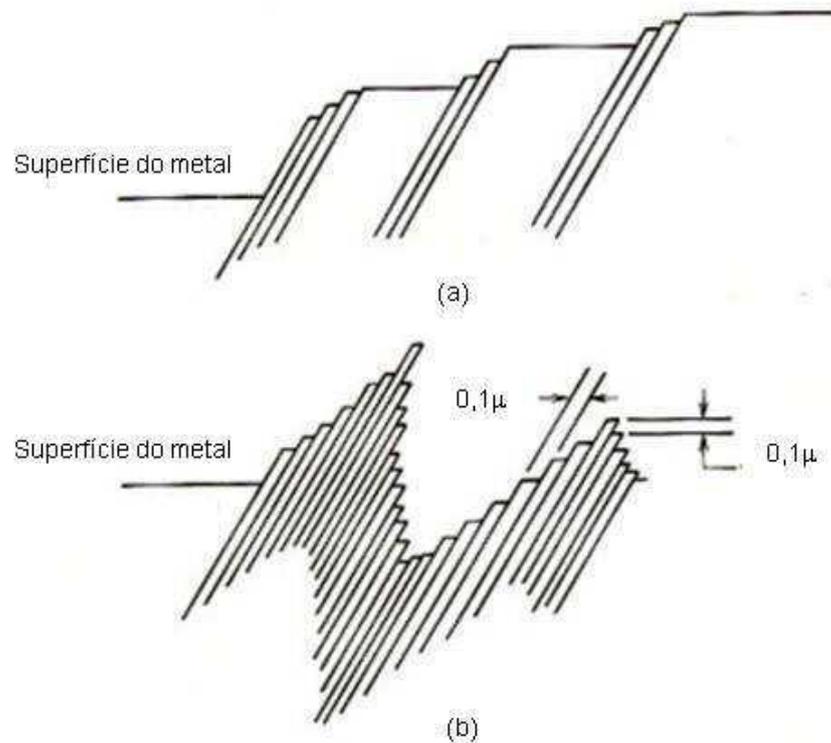


Figura 10: Mecanismo de formação de bandas de escorregamento: a) deformação monotônica; b) deformação cíclica (DIETER, 1981)

2.2 Propagação de trincas por fadiga

2.2.1 Propagação de trincas sob cargas cíclicas estacionárias

Um componente ou estrutura pode ter sua resistência significativamente reduzida pela presença de uma trinca. No entanto, na maioria das aplicações a presença de uma trinca não provoca imediatamente o rompimento da estrutura. Na prática, há um crescimento controlado, subcrítico da trinca inicial até esta atingir uma dimensão crítica responsável pela fratura final. O crescimento controlado da trinca é, geralmente, originado por mecanismos de fadiga.

A partir das estimativas de iniciação de trinca do método da fadiga controlada pela deformação, o método da mecânica da fratura tem a função de estimar o tempo de propagação da trinca até a ocorrência da falha. Assim, segundo Collins (1993), a vida total do componente pode ser calculada como:

$$N_f = N_i + N_p \quad \text{Eq. 9}$$

Onde:

N_f = vida total até a falha

N_i = número de ciclos até a iniciação da trinca

N_p = número de ciclos necessários da propagação até a falha

A distinção entre a vida de iniciação e a vida de propagação é importante. Em tensões baixas podem ser feitos exames de iniciação de trinca até noventa por cento da vida do componente, porém, em tensões altas, a maior parte da vida do componente é usada para propagar a trinca. A Figura 11 mostra esta distinção.

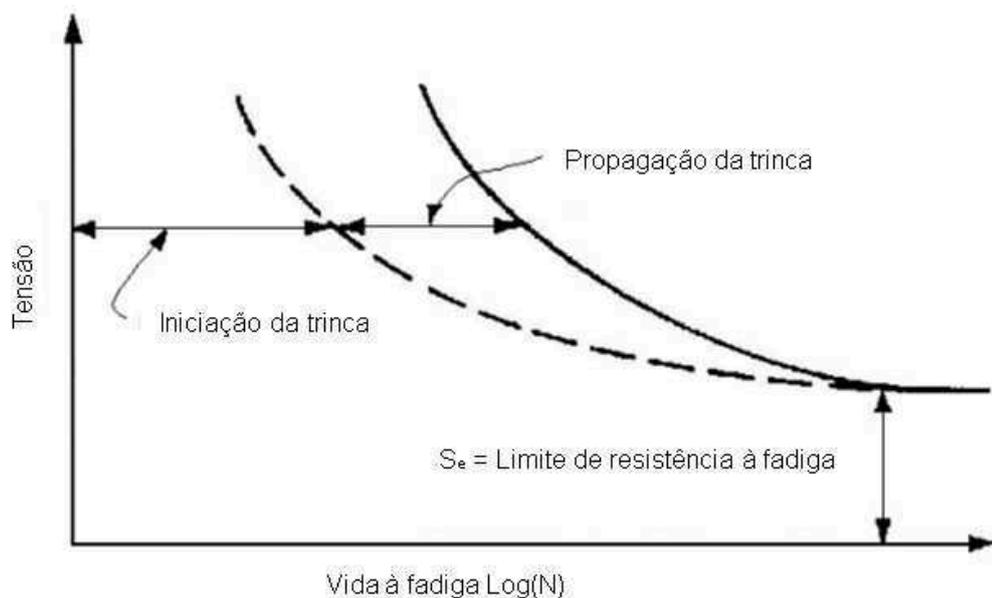


Figura 11: Iniciação e propagação de trincas (adaptada de Bannantine, 1990)

As aproximações da mecânica da fratura requerem que um tamanho inicial de trinca seja estimado. Para componentes com imperfeições ou defeitos (tais como, porosidades de solda, inclusões, etc.), o tamanho da imperfeição é tomado como trinca inicial. Quando não se tem tais defeitos ou imperfeições no material, as aproximações da mecânica da fratura podem ser usadas para determinar a propagação. Pode-se assim, garantir uma extensão devida ao componente como ilustrado na Figura 12

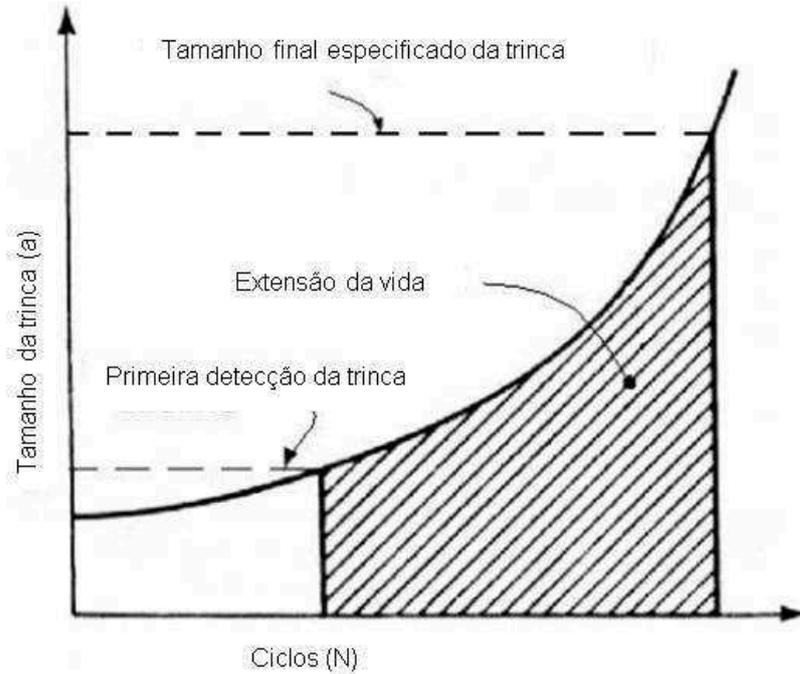


Figura 12: Extensão de vida de um componente trincado (adaptada de Bannantine, 1990)

Assim, um componente é projetado de modo que uma trinca não atinja o tamanho crítico entre intervalos especificados de inspeção, aumentando sua vida útil.

O processo de propagação das trincas por fadiga ocorre em três estágios. Estes estágios são mais detalhados na Figura 13:

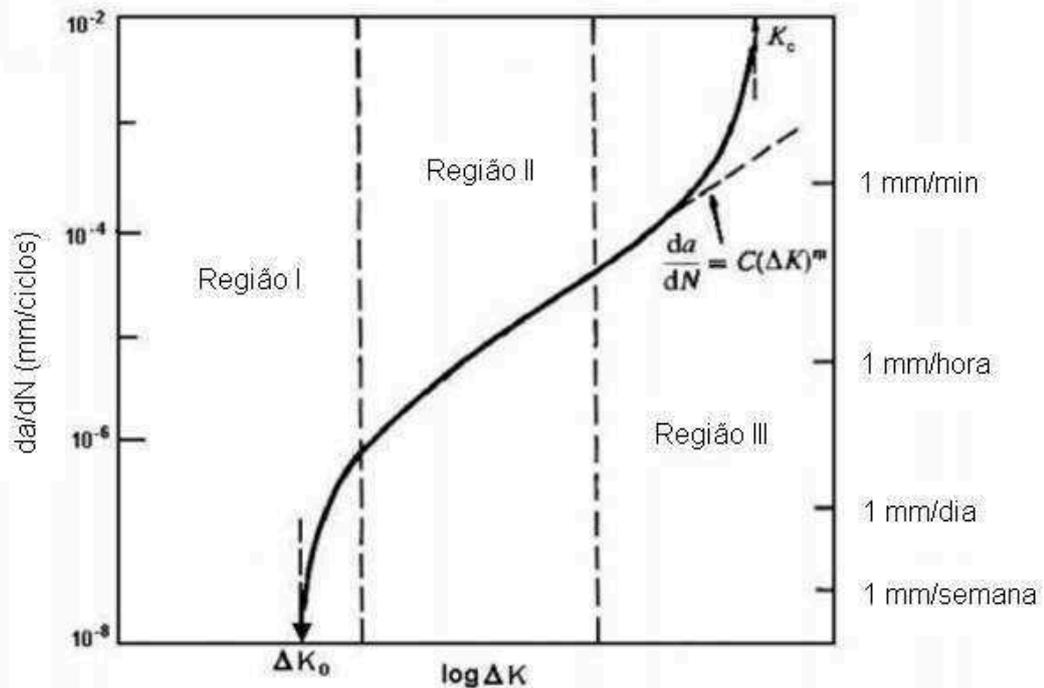


Figura 13: Três regiões da curva de crescimento de trinca (adaptada de Suresh, 1998)

Estágio I

Abaixo do valor do fator de intensidade da tensão no ponto inicial, ΔK_0 , o crescimento de trincas não ocorre ou ocorre com uma taxa de propagação muito pequena. O ponto inicial da propagação depende também da frequência do carregamento e do meio-ambiente.

Neste estágio o crescimento inicial da trinca é controlado pela tensão de cisalhamento nos planos cristalográficos, onde esta tensão é máxima. O crescimento ocorre ao longo dos planos dispostos a aproximadamente 45° em relação à tensão de carregamento. Este estágio de propagação é extremamente dependente da micro-estrutura e os mecanismos de crescimento de trincas presentes continuam sendo pouco conhecidos. A superfície de fratura deste estágio se apresenta com aparência plana, própria do processo de escorregamento em planos cristalográficos. O aprofundamento dos estudos de trincas pequenas tem mostrado que este estágio pode ser subdividido em nucleação e propagação de micro-trincas (COLLINS, 1993).

Estágio II

Neste estágio o crescimento da trinca é perpendicular à direção de carregamento com o crescimento da trinca no estado de deformação plana. A curva é praticamente linear e a maioria das aplicações atuais dos conceitos de crescimento de trinca está associada a esta região. A equação 10 de Paris, proposta em 1960, é a mais aceita (BANNANTINE, 1990):

$$\frac{da}{dN} = C * (\Delta K)^{m^*} \quad \text{Eq. 10}$$

Onde:

C^* e m^* = constantes do material

ΔK = faixa do fator de intensidade de tensão

Na transição do estágio I para o II, o ângulo da micro-trinca superficial aumenta para 90° em relação à direção de carregamento, devido à redução na relação da tensão de cisalhamento e aumento da tensão de tração na ponta da trinca. Desta maneira, o estágio I é governado pela máxima tensão de cisalhamento

e o estágio II pela máxima tensão de tração. A Figura 14 ilustra esquematicamente o aspecto microscópico dos estágios I e II de propagação de trinca por fadiga.

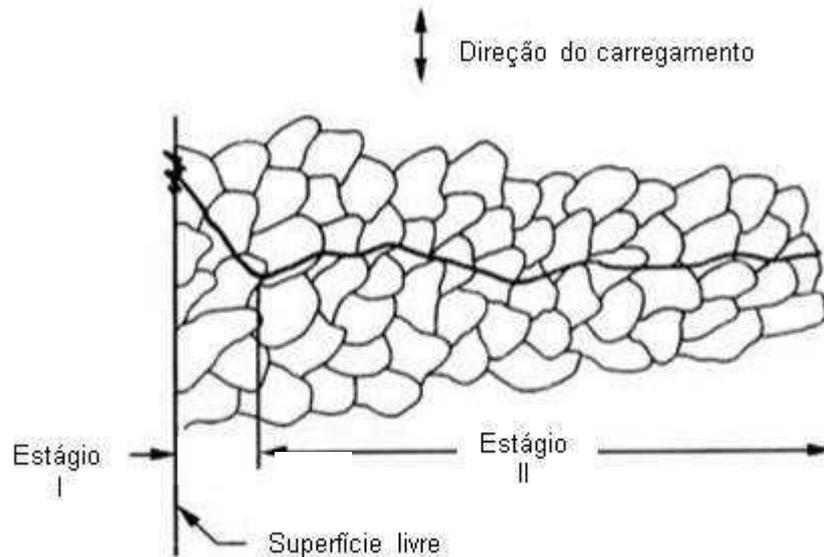


Figura 14: Estágios I e II de propagação de trinca por fadiga (adaptada de Fuchs e Stephens, 1980)

O estágio I exibe um perfil mais polido da superfície de fratura, enquanto que no estágio II ocorre a formação de estrias de fadiga ou ondulações nas superfícies fraturadas. Informações significativas a respeito do processo de fadiga podem ser obtidas a partir da análise da superfície de fratura. Segundo Dieter (1981), o mecanismo mais aceito para a formação das estrias de fadiga foi proposto por Laird & Smith (1967, apud DIETER, 1981, p. 356) e consiste em sucessivos arredondamentos e reaguçamentos da ponta da trinca. Esta proposta explica o mecanismo de formação de estrias na superfície da fratura, conforme ilustrado na Figura 15.

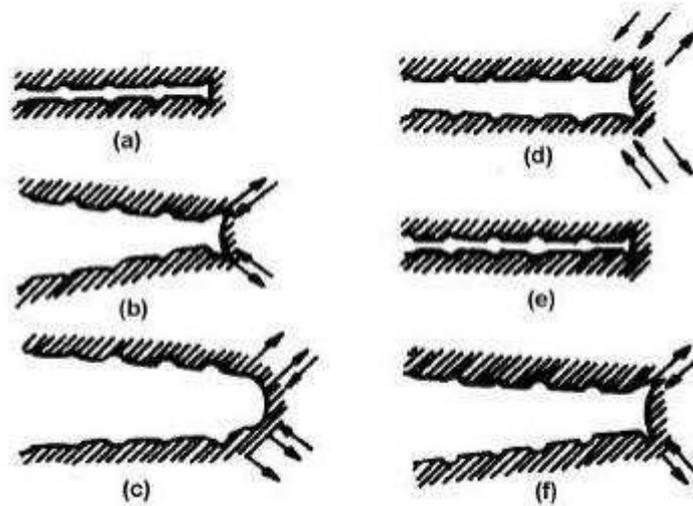


Figura 15: Processo plástico de alargamento da ponta da trinca para o estágio II de crescimento de trinca por fadiga (1967, apud DIETER, 1981, p. 357)

Os planos a, b, c, d, e, f mostrados na Figura 15, sob carregamento cíclico, estão descritos abaixo:

- a) Sob carga nula a trinca está fechada;
- b) Com o aumento da carga de tração, ocorre a formação de entalhes duplos na ponta da trinca, devido à indução da tensão de cisalhamento na direção de 45° ;
- c) Ao se atingir a carga máxima de tração no ciclo, ocorre o arredondamento completo da ponta da trinca;
- d) Com o decréscimo do carregamento ocorrerá à inversão do escorregamento e o fechamento da ponta da trinca, deixando-a novamente afiada e com dois entalhes remanescentes;
- e) Na carga mínima do ciclo ocorre o fechamento total da trinca com a formação de uma estria;
- f) O processo é repetido no ciclo subsequente, e em cada ciclo produzirá uma nova estria.

No modelo de Laird (1967, apud DIETER, 1981, p. 356), o crescimento da trinca é controlado pela deformação plástica localizada na frente da trinca, preenchendo assim as principais condições da mecânica da fratura elástica linear.

Permitindo assim o tratamento do comportamento de crescimento de trincas longas por fadiga, tomando por base a variação do fator de intensidade de tensão ΔK .

Estágio III

Neste estágio ocorre a fratura total do material, pois o tamanho da trinca é tal, que a secção transversal remanescente não suporta mais a carga aplicada. A trinca cresce de maneira rápida e envolve o rompimento das ligações entre as micro-cavidades ou micro-trincas formadas durante o processo de fratura.

O ponto de transição da região II para a região III depende da tensão de escoamento do material, do fator de intensidade de tensão e da taxa da tensão. A equação 11 modela o comportamento da região III:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C * (\Delta K)^m}{(1 - R)K_c - \Delta K} \quad \text{Eq. 11}$$

Onde:

$$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$$

A região III é de maior interesse quando a vida de propagação da trinca está na ordem de 10^3 ciclos ou menos. Em tensões elevadas os efeitos da plasticidade começam a influenciar a taxa de propagação de trinca porque o tamanho da zona plasticamente afetada se torna grande comparado às dimensões da trinca. Neste caso, o problema deve ser analisado pelas teorias da mecânica da fratura elastoplástica.

2.2.2 Propagação de trincas por fadiga com solicitações de amplitude variável

Os dados sobre propagação de trincas por fadiga dos materiais estão normalmente disponíveis considerando solicitações de amplitude constante. Porém, em casos reais as estruturas estão sujeitas a carregamentos de amplitude variável que na maioria dos casos têm características aleatórias.

Sob carregamentos de amplitude variável, o efeito de sequência da carga traduz-se em fenômenos de aceleração e retardamento do crescimento da trinca que interagem de forma complexa.

Em seu trabalho, Pereira (2006) estudou exaustivamente o comportamento de corpos de prova sujeitos à amplitude variável de solicitações. Uma das conclusões que pode ser destacada neste trabalho é que os tipos de solicitações – amplitude variável e constante - têm grande influência na acumulação de dano, ou seja, por meio dos ensaios executados para dois tipos de deformação distintos, revelou-se uma característica de acumulação de dano não linear e influenciada conforme a sequência do carregamento.

2.3 Influência do acabamento superficial e da geometria na resistência à fadiga

A influência do acabamento superficial na resistência à fadiga de componentes mecânicos é bem conhecida. Conforme salientou Reed–Hill (1982), concentrações macroscópicas de tensões são responsáveis pela maioria das falhas de fadiga. Concentradores de tensões como cantos vivos ou ângulos na superfície de objetos submetidos a tensões repetidas, aumento da distância entre pico e vale na rugosidade de uma superfície são pontos em que a falha se origina principalmente se estiverem em regiões do metal submetidas a tensões cíclicas. Na prática, isso acontece em rasgos de chaveta em eixos, entalhes em “V” como os das roscas de parafusos, furos, superfícies com rugosidade excessiva, etc. Enfim, provocam a diminuição da resistência à fadiga, pois se tornam um concentrador de tensões, gerando assim, uma nucleação da trinca. Processos corrosivos com pequenos pontos de corrosão localizada, denominados pites, são formados na superfície do material e atuam como locais de concentração de tensões que, segundo Dieter (1981), é outro fator que diminui a resistência à fadiga.

2.3.1 Efeito do acabamento superficial da usinagem na resistência à fadiga

Conforme escrito em *ASM Handbook - Fatigue and Fracture* (1996), a correlação entre os parâmetros de usinagem com o acabamento superficial também já está bastante estabelecida. Além do acabamento superficial, o processo de fabricação por usinagem introduz tensões residuais na superfície dos componentes. Assim, a resistência à fadiga do componente é determinada pela interação existente entre as rugosidades da superfície e os valores e tipos de tensões residuais.

O acabamento superficial de corpos de prova usinados afeta o desempenho em fadiga (SHI e MAHADEVAN, 2003). Desta maneira, peças polidas apresentam um desempenho melhor, pois praticamente não possuem pontos concentradores de tensão microscópicos.

Superfícies irregulares e ásperas normalmente apresentam propriedades de fadiga inferiores, comparadas com superfícies bem acabadas. A Figura 16 mostra esta observação.

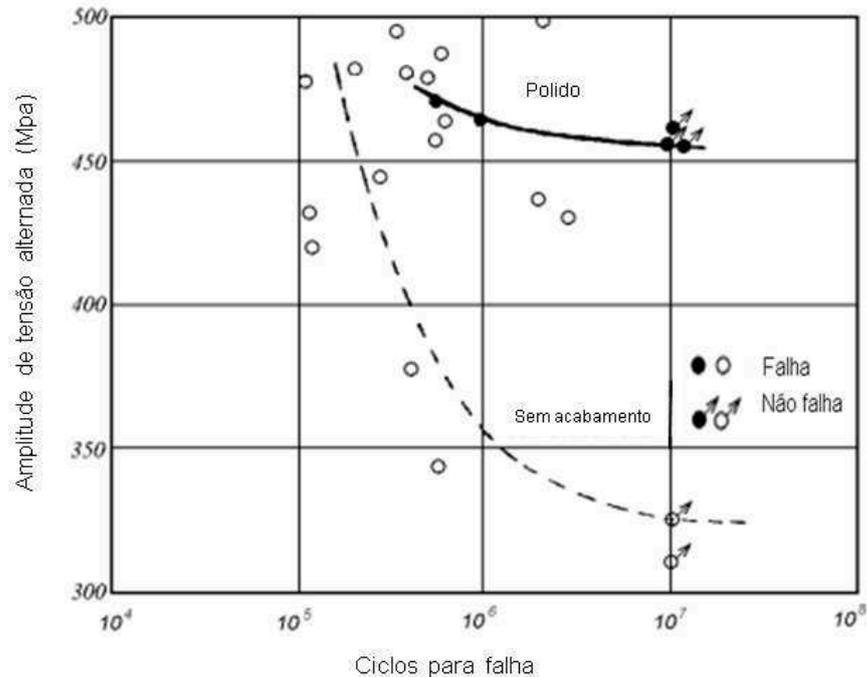


Figura 16: Efeito do polimento da superfície na curva de Wöhler, “S–N”, de tubos de cromo-molibdênio termicamente tratados. Dimensões do tubo: diâmetro externo 0.5”, com parede de 0.065”. Tratamento térmico: têmpera em óleo a 920 °C, revenimento à 380 °C (adaptada de Collins, 1993)

A Tabela 2 mostra o tipo de tensão residual produzida por vários processos de manufatura. Em geral, os processos que possuem predominância em eventos unitários mecânicos, tendem a produzir tensão de compressão e processos termicamente dominantes tendem a produzir tensão de tração.

Tabela 2: Tensão residual produzida por alguns processos de usinagem
(adaptada de Griffiths, 2001)

Tensão residual	Processo de manufatura
Tração	Torneamento, fresamento de topo e discordante, retificação grosseira com rebolo de óxido de zinco e emulsão, eletro-erosão
Zero	Usinagem química e usinagem eletroquímica
Compressão	Esferoidização, jateamento com areia, tamboreamento, brunimento, fresamento concordante, retificação leve com rebolo de óxido de alumínio e emulsão, retificação com CBN, cementação e nitretação

Um fator interessante citado em Lee, et al (2005), é o fator de acabamento superficial no limite de fadiga C_s , no qual relaciona a rugosidade da superfície e a tensão de ruptura do material S_u . A Figura 17 mostra os fatores, obtidos empiricamente, utilizados em aço, quando conhecidos os valores de rugosidade superficial.

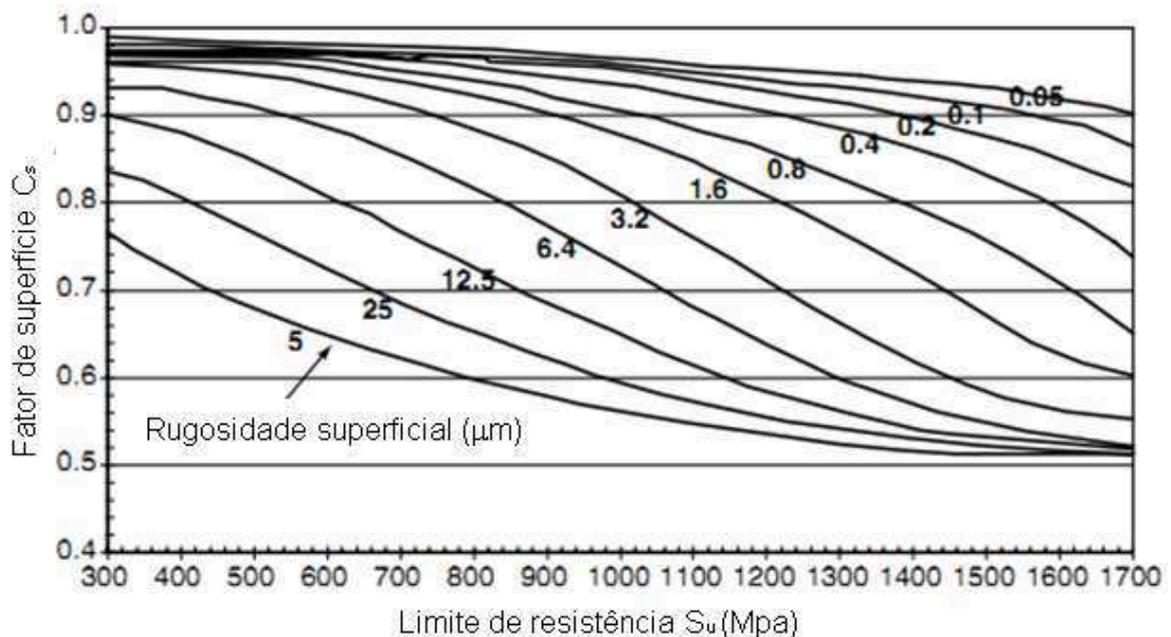


Figura 17: Descrição qualitativa do fator C_s (adaptada de Lee, 2005)

2.3.2 Influência do acabamento superficial na iniciação e propagação da trinca

Schijve (2009) cita em seu livro o trabalho de Forest (1936, apud SCHIJVE, 2009, p. 37), no qual ensaiou dois grupos de corpos de prova, sendo que um tinha um acabamento grosseiro e o outro um acabamento fino. Ambos foram colocados em teste de fadiga em flexão rotativa até o comprimento “l” da trinca alcançar 2,5 mm.

A Figura 18 mostra os resultados, comparando os dois grupos de corpos de prova.

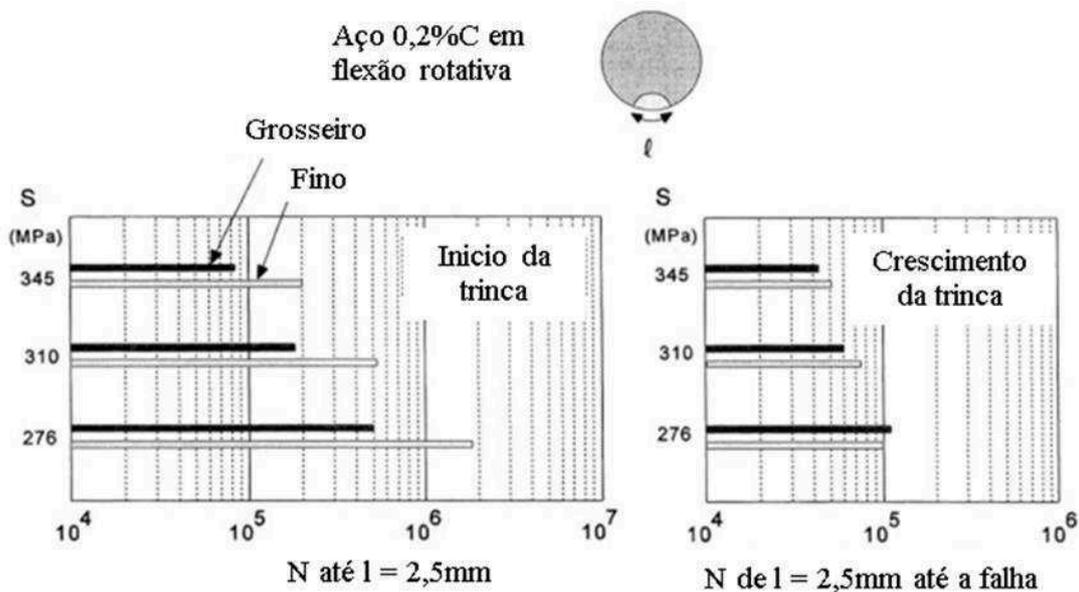


Figura 18: Resultados obtidos até o início das trincas e propagação das trincas, para os dois grupos de corpos de prova (adaptada de Schijve, 2009)

Fica clara a influência do acabamento superficial durante o início das trincas nos corpos de prova. Durante sua propagação, esta influência do acabamento superficial não é mais predominante, uma vez que a trinca já passou pela superfície externa do corpo de prova.

2.3.2.1 Efeito do entalhe na vida em fadiga

Segundo Lee, et al (2005), o termo entalhe (do termo em inglês *notch*), é definido como uma descontinuidade geométrica que pode ser introduzida ao

componente no projeto, processo de manufatura ou defeito de fabricação do material.

Fadiga de componentes ocorre tipicamente em entalhes na superfície, onde o efeito de concentração de tensões aumenta.

2.3.2.1.1 Fator de concentração de tensões K_t

O fator K_t é fator de concentração de tensão elástica, no qual relaciona o pico da tensão local e a tensão nominal na região de interesse.

A Figura 19 mostra uma estimativa da variação da resistência à fadiga do aço para várias condições de superfície. Ao lado direito também é possível ver o fator de concentração K_t aproximado (FAIRE, 1976).

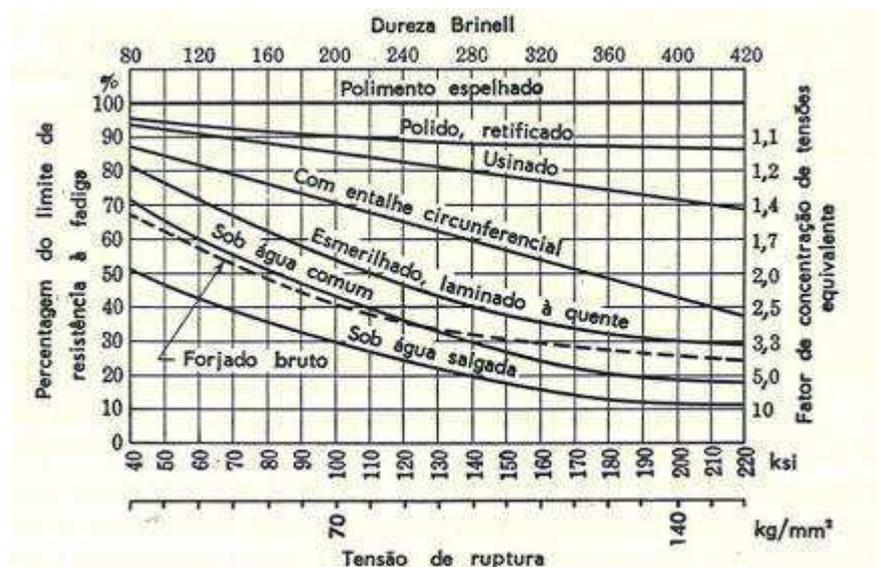


Figura 19: Curvas que relacionam várias condições de superfície com dureza, resistência à fadiga e tensão de ruptura (FAIRE, 1976)

Lee, et al (2005) cita em seu livro o estudo de Tryon e Dey (2003, apud LEE, 2005, p. 141), onde mostra o efeito da redução da resistência a fadiga na liga Ti-6-Al-4V em fadiga de alto ciclo em corpos de prova com entalhes (Figura 20).

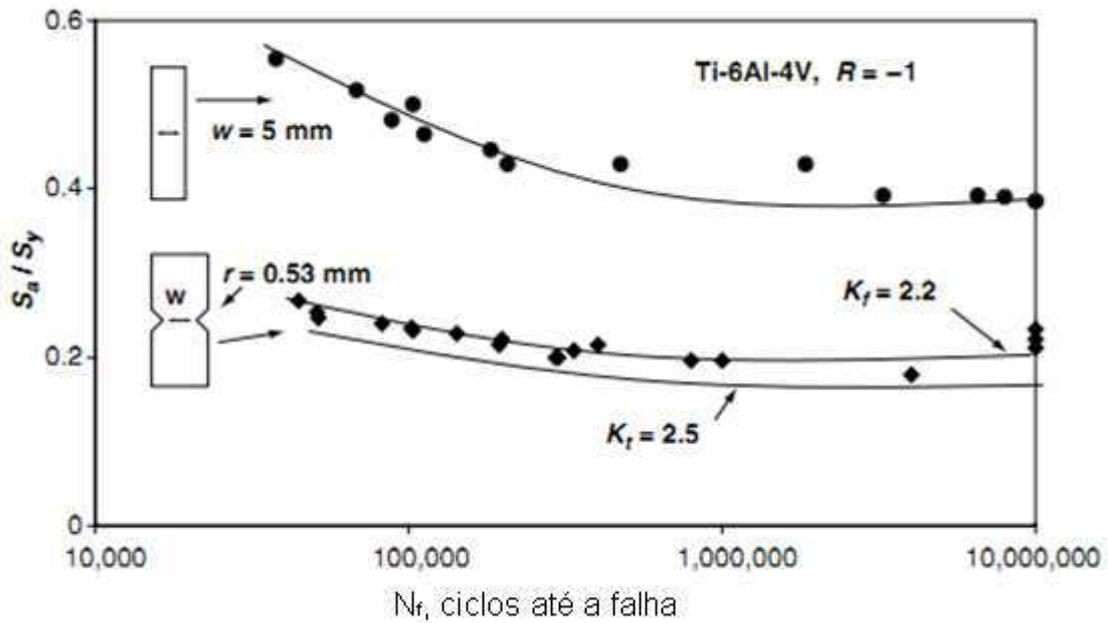


Figura 20: Efeito dos entalhes no comportamento das curvas de Wöhler, “S-N”
(adaptada de Lee, 2005)

2.3.2.1.1 Fator de redução de resistência à fadiga K_f

Em geral, adota-se o fator K_f (LEE, et al, 2005), que é conhecido por fator de redução de resistência à fadiga ou fator de redução ao entalhe, que é definido como a relação do limite nominal de fadiga sem entalhes e com entalhes de corpos de prova:

$$K_f = \frac{\text{limite de fadiga sem entalhe}}{\text{limite de fadiga com entalhe}} \quad \text{Eq. 12}$$

No geral, K_f é igual ou menor que K_t . A diferença entre K_t e K_f aumenta com a diminuição do tamanho do raio do entalhe e limite de resistência à tração.

Em termos de aplicações de engenharia, o fator K_f pode ser empiricamente relacionado ao fator K_t pelo fator q , mostrado na equação 13:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1}, 0 \leq q \leq 1 \quad \text{Eq. 13}$$

Se $q = 1$, $K_f = K_t$ e o material é considerado sensível à entalhes; se $q = 0$, o material não é considerado sensível à entalhes.

Peterson (1959, apud LEE, 2005, p. 143) assume que o dano à fadiga ocorre quando um ponto de tensão a uma crítica distância, a_p , afastada da raiz do entalhe é igual a resistência à fadiga de componentes com baixas rugosidades. Baseado nisso, Peterson obteve a equação 14 empiricamente para q :

$$q = \frac{1}{\left(1 + \frac{a_p}{r}\right)} \quad \text{Eq. 14}$$

O gráfico da Figura 21 é mostrado utilizando-se aços com alta e baixa resistência mecânica.

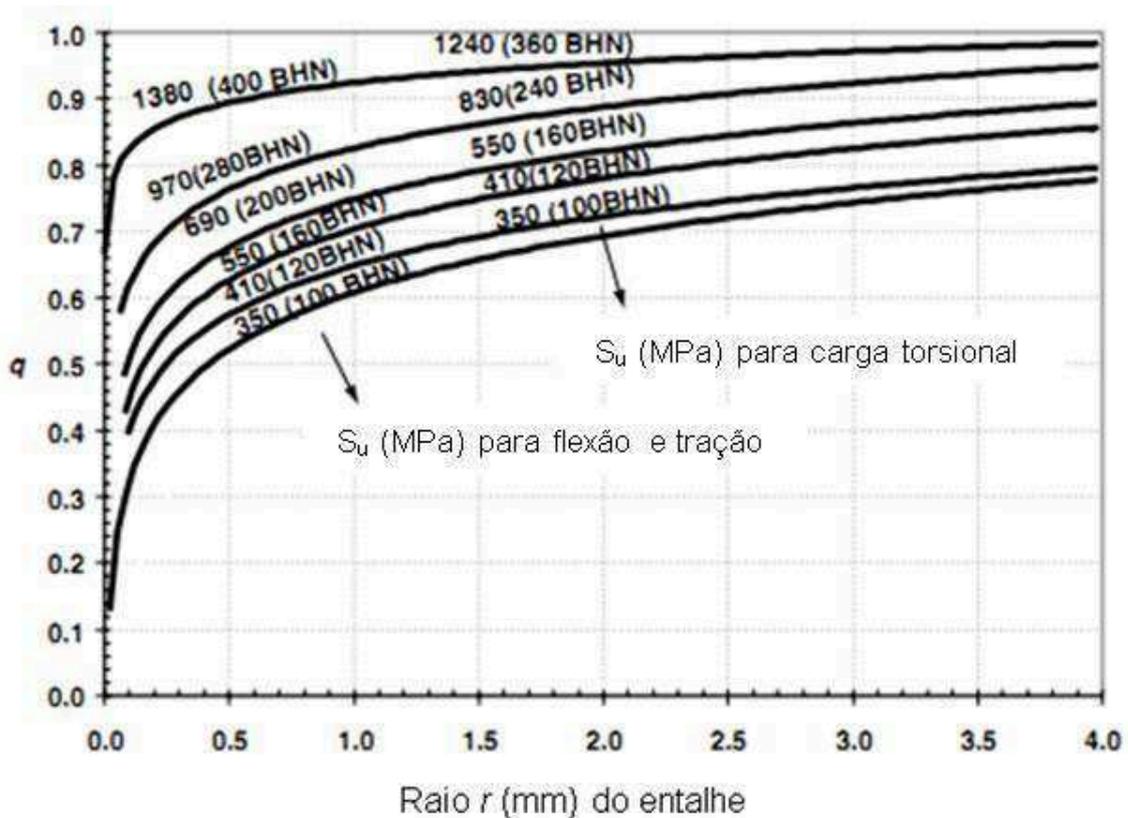


Figura 21: Curvas de Peterson de sensibilidade à entalhes para aços (adaptada de Lee, 2005)

Como citado em Lee (2005), Neuber propõe que falha por fadiga ocorre se a tensão média sobre o comprimento (a_N) da raiz do entalhe é igual ao limite de fadiga de componentes com baixas rugosidades. A equação 15 mostra a equação de Neuber para q :

$$q = \frac{1}{\left(1 + \sqrt{\frac{a_N}{r}}\right)} \quad \text{Eq. 15}$$

Onde a_N é a constante de material de Neuber, relacionada ao tamanho do grão. A Figura 22 mostra a constante de material de Neuber $\sqrt{a_N}$ (mm) pela tensão de resistência de uma liga de alumínio.

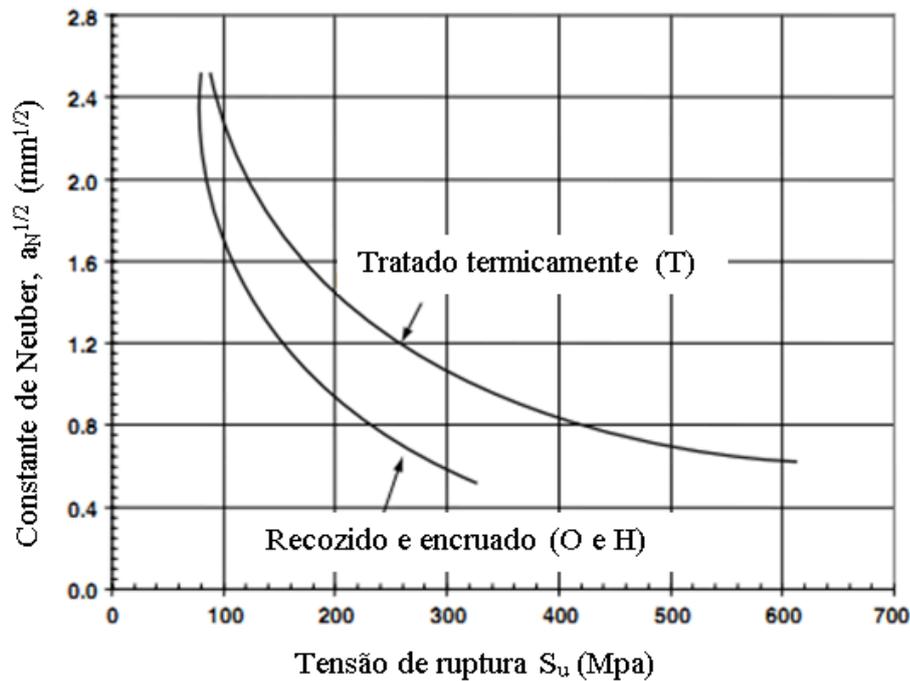


Figura 22: Sensibilidade à entalhes de Neuber para ligas de alumínio (adaptada de Lee, 2005)

2.3.2.2 Efeito da corrosão na resistência à fadiga

Segundo Jones (1992), a corrosão acelera o processo de fadiga provocando um efeito multiplicador na degradação das propriedades da peça. A nucleação da trinca por corrosão pode ser iniciada pelo rompimento da camada protetora do componente.

O ambiente corrosivo provoca a nucleação e o crescimento de trincas com tensões inferiores se comparadas com componentes submetidos em fadiga em ambiente neutro.

Além disso, o principal efeito da corrosão sob fadiga é a completa eliminação do limite de fadiga de aços (JONES, 1992). Assim, se um determinado componente

mecânico estiver submetido à fadiga em ambiente corrosivo, ele terá uma vida finita independente das tensões aplicadas.

Filatov e Evropin (2004) desenvolveram equações empíricas para aços estruturais usado na tubulação primária de reatores. Já Kim et al (2003) usaram técnicas numéricas para a avaliação do dano em materiais submetidos à fadiga sob corrosão. Shi e Mahadevan (2003) desenvolveram modelos de previsão de vida para estruturas marítimas, baseados em dados experimentais. A conclusão do estudo de Murthy (1994) sobre o crescimento de trincas nas regiões soldadas foi que ocorre uma aceleração do crescimento da trinca devido à sinergia entre os processos de fadiga e corrosão.

2.4 Abordagem metalúrgica do aço e do fenômeno encruamento

2.4.1 Obtenção do aço

Um número considerável de utensílios e equipamentos, utilizados pelo homem, são construídos a partir de ferro ligado ao carbono, que formam o aço.

Entretanto o ferro não se apresenta naturalmente na forma de metal. Ele é extraído de minérios encontrados nas jazidas naturais, tais como Hematita (óxido ferroso férrico), Magnetita (óxido férrico), Limonita (óxido hidratado de ferro) e Siderita (carbonato de ferro).

Estes minérios são processados nas usinas siderúrgicas, obtendo-se o chamado ferro gusa. A partir daí segue em processos até a laminação final, que disponibiliza o aço na forma comercialmente viável (barras redondas, quadradas, chatas, etc.).

Segundo Dieter (1981), a metalurgia do ferro consiste essencialmente na redução dos óxidos dos minérios de ferro, mediante o emprego de um redutor, que é um material a base de carbono – o carvão – o qual atua igualmente como combustível e, indiretamente, supridor do carbono para as ligas ferro carbono, que são os principais produtos do alto forno.

2.4.1.1 Aços

Os aços em geral apresentam as seguintes características e propriedades:

- Cor acinzentada;
- Densidade = 7,8 g/cm³;
- Temperatura de fusão entre 1250 a 1450° C;
- Ductibilidade, tenacidade, elasticidade, resistência mecânica, resiliência;
- Soldabilidade, temperabilidade, usinabilidade, forjabilidade.

O principal elemento de liga é o carbono, a variação no teor desse elemento altera as propriedades mecânicas. Por exemplo, com o aumento do teor de carbono a dureza e a resistência à tração aumentam, mas diminui a resiliência e a ductibilidade. Esses materiais também podem ser tratados termicamente para atingir propriedades diferentes das fornecidas pelas usinas.

O aço pode ser dividido em duas classes: os aços carbono e os aços ligas. Sendo que os aços ligas também se subdividem em aços baixa e alta liga, dependendo do teor de elementos de liga. Se for abaixo de cinco por cento é considerado de baixa liga, sendo superior a cinco por cento é denominado de alta liga.

Os aços ao carbono podem ser subdivididos também em aços baixo, médio e alto carbono, com teores que variam aproximadamente de: 0,008 a 0,3% para os de baixo carbono, de 0,3 a 0,5% para os aços de médio teor de carbono e aços alto carbono acima de 0,5%, conforme classificação da NBR 6215:11 (2011).

2.4.1.2 Normalização

Após todo o processo de obtenção, o aço passa por algumas transformações estruturais devido aos choques térmicos, como o aquecimento e resfriamento e mecânicos, como a laminação. Estas transformações podem causar problemas

durante um processo de fabricação, principalmente na usinagem, que utiliza este aço como matéria-prima.

A normalização visa principalmente refinar a granulação grosseira das peças de aço fundido. Com o mesmo objetivo, é também aplicada em peças depois de laminadas ou forjadas.

O tratamento térmico de normalização é realizado de forma semelhante ao tratamento térmico de recozimento. A normalização caracteriza-se por um resfriamento do aço feito ao ar a partir de uma temperatura onde exista cem por cento de austenita, onde a temperatura dependerá da composição do aço.

O diagrama ferro-carbono mostrado na Figura 23 mostra as fases dos aços, onde é possível observar cada fase em função da temperatura.

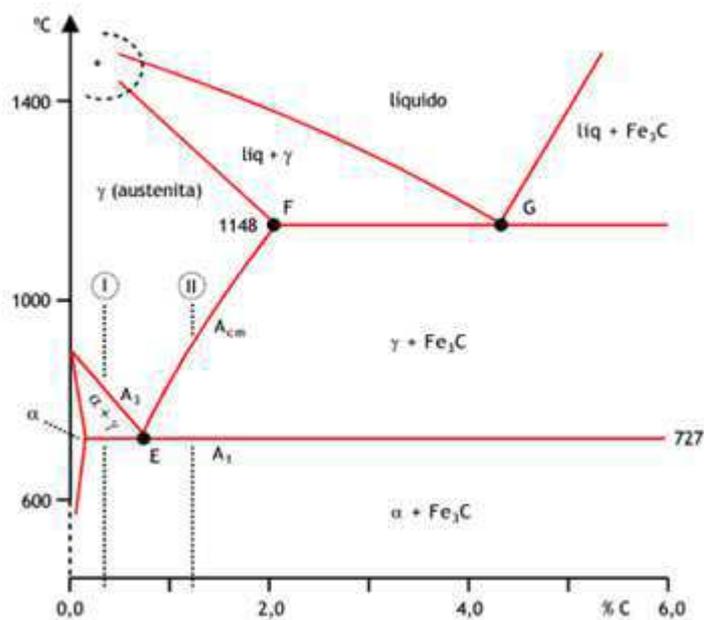


Figura 23: Diagrama de ferro-carbono de aços (www.mspc.eng.br)

Os constituintes que se obtém na normalização são ferrita e perlita fina (Figura 24 e Figura 25), ou cementita e perlita fina (Figura 26). Eventualmente, dependendo do tipo do aço, pode-se obter a bainita (Figura 27).



Figura 24: Micro-estrutura da ferrita e perlita (ferrita é clara e a perlita é escura)
(www.cimm.com.br)



Figura 25: Micro-estrutura da perlita fina
(www.cimm.com.br)



Figura 26: Micro-estrutura da cementita e perlita (estrutura interna da perlita)
(www.cimm.com.br)

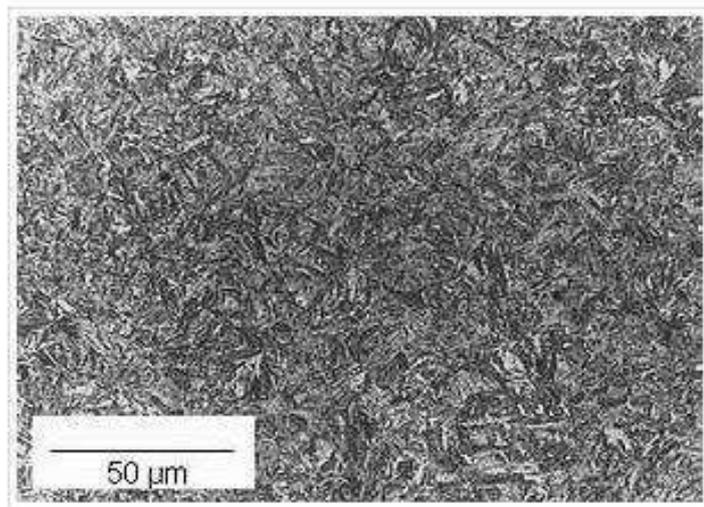


Figura 27: Micro-estrutura da bainita
(www.cimm.com.br)

No estado normalizado, a dureza, bem como os limites de escoamento e resistência são um pouco mais elevados do que no estado plenamente recozido, ao passo que o alongamento e a estrição sofrem ligeira diminuição.

A causa dessas alterações reside no fato de não se processar completamente a separação da ferrita, que deveria separar-se na zona crítica. A austenita transforma-se, então, em uma perlita lamelar muito fina, que contém mais ferrita que proporção normal.

As Tabelas 3 e 4 comparam as propriedades dos aços C45 e C45R sem tratamento e normalizados (tratados termicamente), conforme norma DIN EN 10083-1 (2006).

Tabela 3: Aço não ligado e sem tratamento térmico

Tipo de aço		Diâmetro (mm)		R_e (N/mm ²) (limite de escoamento)	R_m (N/mm ²) (resistência à tração)	Alongamento à ruptura (%)	Dureza do núcleo em HB 30
Sigla	Nº material	de	até				
C45 C45R	1.0503 1.1201	16		340	620	14	220/240
		16	100	305	580	16	240/280
		100	250	275	560	16	240/280

Tabela 4: Aço não ligado e normalizado (+N)

Tipo de aço		Diâmetro (mm)	R _e (N/mm ²) (limite de escoamento)	R _m (N/mm ²) (resistência à tração)	Alongamento à ruptura (%)	Dureza do núcleo em HB 30
Sigla	N ^o material	de até				
C45+N	1.0503+N	16	340	620	14	210
C45R+N	1.1201+N	16 100	305	580	16	
		100 250	275	560	16	

2.4.2 Encruamento

O encruamento é o aumento na dureza ou resistência mecânica, devido à deformação plástica realizada abaixo da temperatura de recristalização, onde esta deformação gera um aumento da tensão para produzir o desalinhamento da rede cristalina (DIETER, 1981). Este tópico será abordado com mais profundidade ao longo deste trabalho.

2.4.2.1 Endurecimento por deformação plástica

Grande parte dos mecanismos de deformação e encruamento relacionam-se ao movimento e interação de discordâncias ao longo da estrutura do material.

A discordância é o defeito responsável pelo deslizamento, através do qual se deforma plasticamente a maioria dos metais. Ou seja, é uma região de distúrbios na rede cristalina, na qual separa as regiões deslizadas das não deslizadas do cristal.

As discordâncias são importantes não só para explicar o deslizamento dos cristais, como também estão intimamente ligadas com a maioria dos fenômenos mecânicos tais como encruamento, escoamento descontínuo, fadiga, fluência e fratura frágil (DIETER, 1981).

Nas Figuras 28 e 29 podem ser vistas as discordâncias de aresta e em hélice.

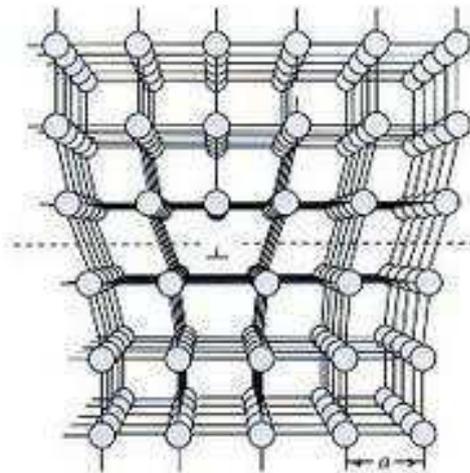


Figura 28 Exemplo de discordâncias em aresta (www.cimm.com.br)

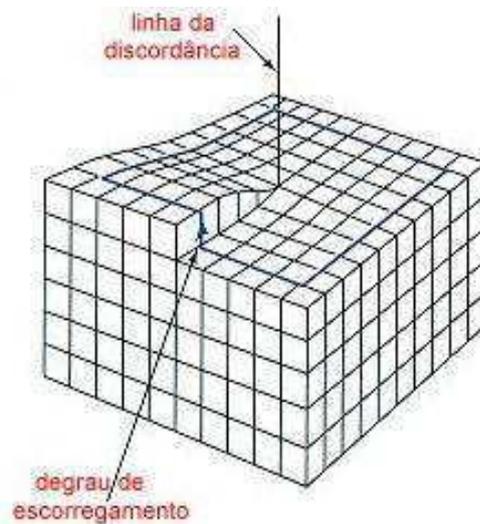


Figura 29: Exemplo de discordâncias em hélice (www.cimm.com.br)

Defeitos na rede cristalina produzem um aumento na energia livre, tanto maior quanto a intensidade e a extensão do defeito. Imperfeições, como vazios, apresentam um efeito menor sobre o deslizamento do que os defeitos de linha (aresta ou de Taylor-Orowan) ou discordâncias em hélice (espiral ou de Burgers) do que os defeitos de plano como os contornos de grão.

A Figura 30 apresenta a variação das propriedades mecânicas de um material metálico, quando trabalhado a frio. Observa-se um aumento constante das tensões limites de escoamento e resistência à tração e uma queda acentuada da ductilidade (estricção e alongamento).

Para deformações próximas da linha A, encontra-se o denominado limite de conformabilidade, ou seja, quando a tensão limite de escoamento é muito próxima da tensão limite de resistência, o que associado à baixa ductilidade, faz com que o material apresente-se num estado em que a continuidade da deformação leve-o à ruptura, inutilizando-o.

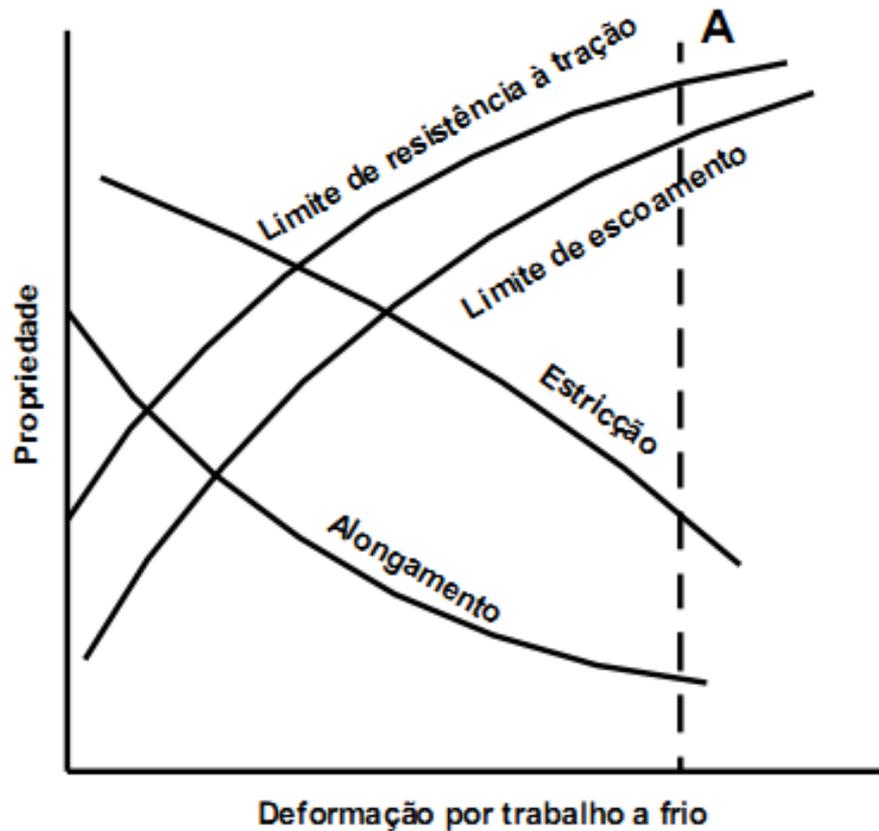


Figura 30: Variação das propriedades mecânicas em função da deformação à frio
(Dieter, 1981)

O comportamento sob tração de monocristais de metais é mostrado na Figura 31, na qual a tensão uniaxial é representada pela tensão de cisalhamento τ e a deformação linear, pela distorção g , presente no plano preferencial de deslizamento.

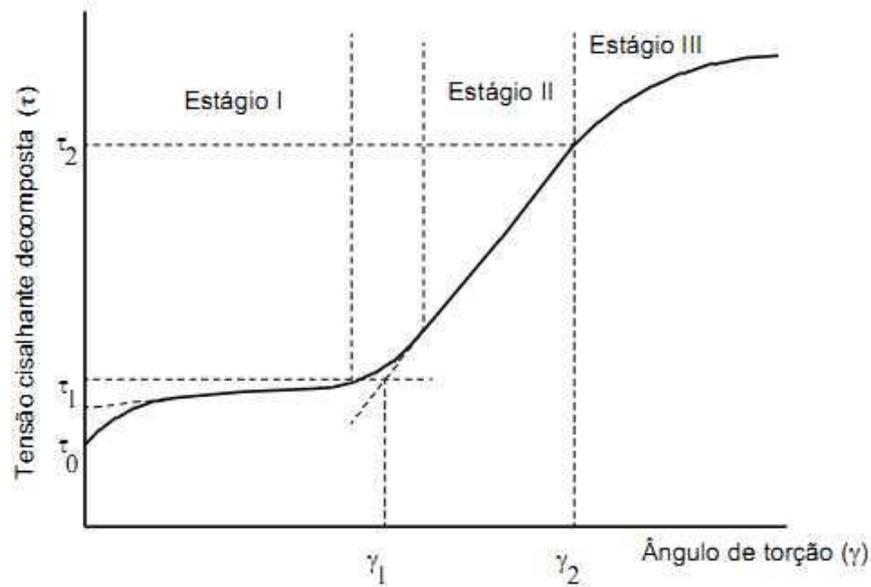


Figura 31: Curva tensão cisalhante X distorção para monocristais (Dieter, 1981)

Abaixo de uma dada tensão τ_0 não ocorre deformação plástica significativa. Essa tensão é denominada “tensão cisalhante crítica decomposta”. Observa-se na Figura 32, que pela decomposição da tensão axial P/A atuante num monocristal monocilíndrico pode-se obter a tensão cisalhante τ_R que atua sobre o plano preferencial de deslizamento, na direção preferencial de deslizamento (sistema preferencial de deslizamento).

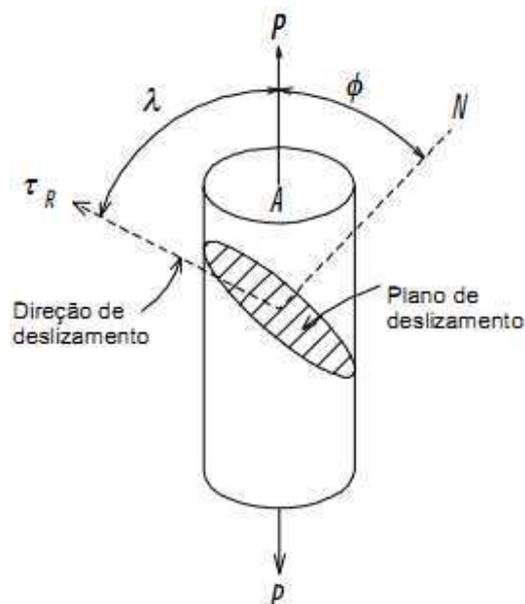


Figura 32: Tensões atuantes num corpo de prova monocristalino (Dieter, 1981)

Grande parte dos mecanismos de deformação e encruamento de metais relacionam-se com a movimentação de discordâncias e sua interação com vazios, átomos de solutos, outras discordâncias e contornos de grão.

Ultrapassado τ_0 , inicia-se o escoamento, a uma baixa taxa de encruamento, representando o estágio I, conhecido como região de escoamento fácil. Esse estágio pode não se apresentar em materiais com pequenas quantidades de impurezas, pela deformação a temperaturas elevadas ou pela orientação do cristal de forma que diversos sistemas de deslizamento fossem favorecidos sob tração. Os materiais policristalinos não apresentam o estágio I, pois possuem um número elevado de grãos aleatoriamente orientados, favorecendo o deslizamento múltiplo desde o início do escoamento.

No estágio II, ou região de encruamento linear, tem-se um aumento rápido da taxa de encruamento até atingir um valor constante, de tal forma que a tensão cisalhante é função linear da distorção. O coeficiente de encruamento nesse estágio é bastante estável e independente da taxa de deformação e da temperatura empregadas no ensaio.

No início do estágio III, ou região de encruamento parabólico, a taxa de encruamento decresce continuamente e a tensão cisalhante passa a ser uma função parabólica da distorção.

Fatores como a redução da temperatura, aumento da taxa de deformação, presença de impurezas que interagem com as discordâncias, diminuem a energia de defeito de empilhamento (EDE), e impedem a recuperação dinâmica da rede cristalina, causando um aumento da taxa de encruamento e das tensões residuais. Estes fatores também dificultam a ativação dos mecanismos de deslizamento cruzado e, conseqüentemente, a formação de uma estrutura celular ou sub-grãos.

No trabalho a frio em metais, para os quais não há formação de células, as discordâncias estão distribuídas mais uniformemente e conseqüentemente o caminho livre é menor e a probabilidade de interação das discordâncias é aumentada.

Para os materiais poli-cristalinos também são considerados os mesmos mecanismos de deformação, porém, devido às características desses materiais, outros mecanismos estão presentes durante a deformação pela interação com

contornos de grão, de sub-grão, átomos em solução sólida e partículas de segunda fase.

2.4.2.2 Influência nos contornos de grão de alto ângulo

Os contornos de grão, regiões cristalinas que delimitam os grãos, representam a mudança de orientação cristalina ao longo do material. A energia superficial dos contornos de alto ângulo apresenta-se elevada, o que faz com que essa região seja preferencial para a ocorrência de reações, como difusão, transformação de fase, precipitação e recristalização, bem como para a concentração de átomos de soluto e para o bloqueio de discordâncias.

Segundo Reed–Hill (1982), os materiais metálicos empregados comercialmente apresentam grãos pequenos, orientados aleatoriamente. Assim, os sistemas de deslizamento apresentam-se nas mais diversas direções, o que faz com que cada grão deforme-se de forma diferenciada de seus vizinhos. Devido à continuidade do material, os contornos de grão apresentam gradientes de deformação, tanto maiores quanto maior o tamanho de grão e o ângulo do contorno.

Os planos de deslizamento ativos em regiões próximas aos contornos são vários e diversificados, incluindo até planos de menor densidade atômica, resultando numa dureza maior nos contornos do que no centro dos grãos. Quanto menor o grão, maior é o número de contornos, aumentando assim o encruamento.

O aumento da resistência mecânica com a diminuição do tamanho de grão foi equacionado empiricamente por Hall (1951, apud DIETER, 1981, p. 170) e Petch (1953, apud DIETER, 1981, p. 170), como:

$$\sigma_0 = \sigma_i + k'D^{-1/2} \quad \text{Eq. 16}$$

Onde:

σ_0 - tensão de escoamento

σ_i - tensão de atrito oposta ao movimento das discordâncias

k' - constante relacionada ao empilhamento das discordâncias

D - tamanho de grão

2.4.2.3 Influência nos contornos de grão de baixo ângulo

No interior dos grãos podem ser encontradas regiões envolvidas por contornos de baixo ângulo, formados por um arranjo de discordâncias-arestas, que causa uma pequena distorção da rede cristalina (DIETER, 1981)

Sub-grãos podem ser obtidos através de pequenas deformações plásticas seguidas de recozimento de recuperação. Esse processo também é denominado “poligonização”.

O aumento da tensão limite de escoamento é explicado pelo alinhamento das discordâncias nos sub-contornos por poligonização, que impede a ocorrência do deslizamento num sistema primário.

Já o fato de que o interior dos sub-grãos é praticamente livre de discordâncias e que seus contornos apresentam baixa energia superficial, facilita a continuidade da deformação e conseqüentemente, não há queda apreciável da ductilidade do material.

Na Figura 33 é possível distinguir os contornos de alto e baixo ângulo.

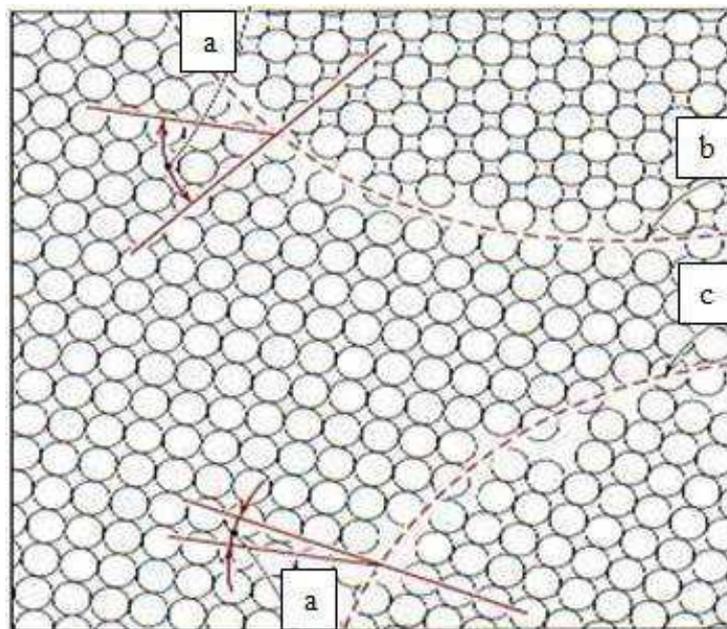


Figura 33: Esquema de contorno de grão: a) ângulo de desalinhamento; b) contorno de grão de alto ângulo; c) contorno de grão de baixo ângulo
(pt.wikipedia.org/)

2.4.2.4 Influência de Soluções Sólidas

O aumento de resistência mecânica devido à solução sólida depende da diferença do tamanho dos átomos de soluto e solvente, da distorção causada no reticulado e da valência relativa entre os elementos.

As soluções sólidas formam-se mais facilmente quando o elemento de liga (impureza) e matriz apresentam estrutura cristalina e dimensões eletrônicas semelhantes

2.4.2.5 Influência de Partículas de Segunda Fase

Um efeito mais pronunciado no aumento da resistência mecânica de um material metálico é conseguido através da obtenção de ligas com duas ou mais fases (REED–HILL, 1982).

Em termos de tamanho, a segunda fase pode apresentar dimensões próximas do tamanho de grão da matriz, configurando uma estrutura agregada ou apresentar-se distribuída no interior dos grãos da matriz, resultando numa estrutura dispersa.

O endurecimento causado pela presença da segunda fase ocorre em ligas onde há forte ligação entre a matriz e as partículas, como mostra a Figura 34.

A situação mais comum é a de matrizes moles contendo partículas duras. Nesse caso, a quantidade de partículas presentes define o grau de encruamento atingido.

Os mecanismos envolvidos no endurecimento de materiais metálicos devido à presença de partículas de segunda fase estão relacionados com a resistência mecânica e com o espaçamento das partículas.

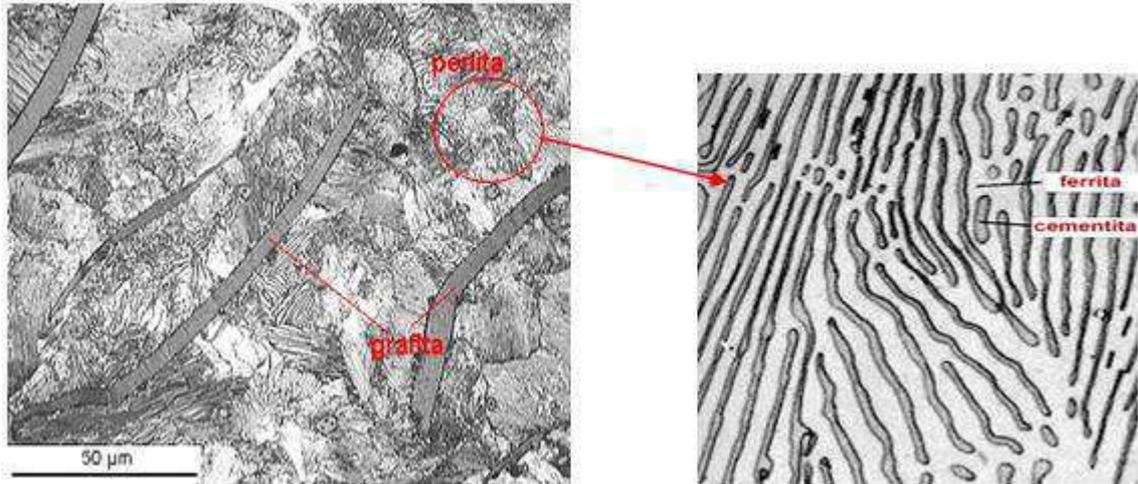


Figura 34: Veios de grafita sobre uma matriz perlítica e cada grão possui lamelas de duas fases: ferrita e cementita
(www.cimm.com.br)

2.4.3 Fenômenos que ocorrem na estrutura de metais solicitados ciclicamente

Aplicando uma carga cíclica de pequena intensidade, verifica-se que a relação tensão-deformação é linear e o ponto representativo sobe e desce alternadamente ao longo da linha, como mostra na Figura 35a. Quando a carga aumenta até provocar deformações plásticas, verifica-se que as linhas de carga e descarga não mais coincidem, produzindo-se um laço com a repetição dos ciclos de carga e descarga Figura 35b. A área do laço representa trabalho de deformação, que é transformado em calor (STEMMER, 1974).

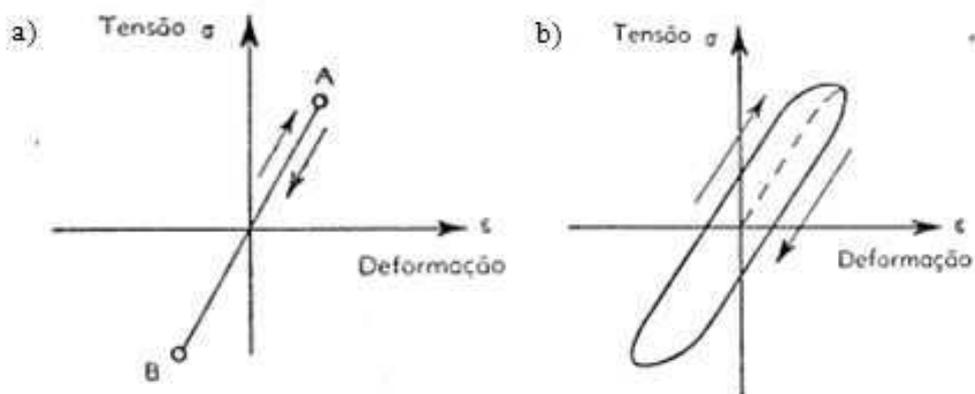


Figura 35: Relação tensão-deformação: a) na zona de elasticidade perfeita; b) na zona limite de comportamento de elastoplástico (Stemmer, 1974)

Por outro lado, quase todos os corpos reais, em virtude da orientação irregular dos cristais elasticamente anisotrópicos, apresentam propriedades elásticas totalmente distintas em diversas zonas microscopicamente pequenas, ainda que o conjunto apresente propriedades elásticas perfeitas. A elasticidade, que pode ser extremamente distinta em cristais orientados diferentemente ou nos limites dos grãos, explica por que a tensão num corpo não se distribui uniformemente em toda a seção transversal.

Heterogeneidade na estrutura, deslocamentos na estrutura reticular, falhas, inclusões, etc., complicam ainda mais a distribuição de tensões, provocando pontas de micro-tensões.

O aço, em virtude de sua estrutura heterogênea (ferrita e perlita) apresenta ainda um sistema de micro-tensões residuais, que se produzem no resfriamento da peça, em virtude de terem os componentes coeficientes de contração distintos. O componente que se contrai mais apresenta tensões residuais de tração e o que se contrai menos, tensões de compressão. Tem-se assim, já sem qualquer carga externa, um estado de micro-tensões, cujo valor médio é zero.

Desta forma, aplicando uma carga externa, podem-se produzir em certos pontos tensões bastante altas, que levam ao escoamento estes pontos isolados, mesmo que a macro-tensão seja muito pequena.

De acordo com Stemmer, (1974), uma partícula de material, incrustada entre outras de orientação diferente, é obrigada a acompanhar as deformações de suas vizinhas. A deformação plástica desta partícula aumenta a sua resistência, o que faz com que no carregamento seguinte as tensões nela sejam ainda maiores, o que produz novo encruamento do material. Como a amplitude destas deformações praticamente não se modificam nos diversos ciclos de carga, resulta que com o encruamento uma percentagem crescente da deformação se torna elástica, até que um estado permanente é obtido. Esse fenômeno, que se desenvolve através de um número grande de ciclos de carga, denomina-se encruamento cíclico. Ainda que a resistência da partícula aumente muito com este encruamento cíclico, pode a solicitação ultrapassar a resistência à ruptura do material, gerando-se uma trinca, que pode ter inicialmente um tamanho sub-microscópico. Esta trinca aumenta a elasticidade da estrutura neste ponto e em suas adjacências, reduzindo as tensões existentes. Por outro lado, uma trinca constitui um entalhe, provocando pontas de tensão, as quais levam a novos encruamentos ou ao crescimento da trinca. Se as

macro-tensões são menores que a resistência à fadiga do material, as trincas param de crescer ainda antes de atingirem tamanhos que permitam a sua observação. Se a macro-tensão é maior do que a resistência à fadiga, as trincas crescem até se tornarem visíveis e levarem, finalmente, a peça à ruptura.

No caso de solicitação igual à resistência à fadiga, as deformações plásticas reduzem as tensões em todos os pontos altamente solicitados, de modo que as trincas existentes não progridem e também não se formam novas, ao mesmo tempo em que as deformações elásticas dos pontos pouco solicitados aumentam até que se estabelece um equilíbrio em toda a seção.

2.5 Elastoplasticidade

Os comportamentos plástico e elástico são observados neste presente trabalho, porém, é abordado o comportamento elastopástico do material devido a ter uma maior semelhança com a realidade.

Enquanto o comportamento elástico é caracterizado por uma relação tensão-deformação linear, como mostra a Figura 36a, o comportamento elastopástico apresenta uma relação tensão-deformação não-linear que, para carregamentos cíclicos, origina ciclos de histerese, mostra a Figura 36b. A deformação total $\Delta_{\epsilon t}$ é a soma das deformações elásticas e plásticas, $\Delta_{\epsilon p} + \Delta_{\epsilon e}$. A área do laço de histerese representa a energia da deformação plástica em cada ciclo, sendo que a maior parte desta energia é transformada em calor e o restante é absorvida pelo material para a modificação em sua estrutura (COSTA, 1991).

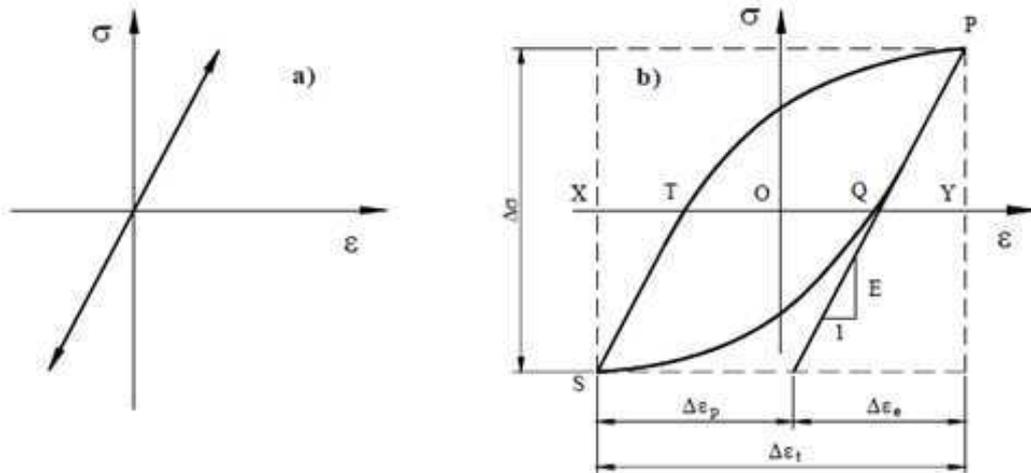


Figura 36: a) Relação tensão-deformação com comportamento elástico; b) Comportamento elastoplástico (Hearn, 1997)

Em um comportamento elastoplástico envolvendo pequenas deformações, decompõe-se o tensor das deformações numa componente elástica e em uma componente plástica. Assim, se torna conveniente estabelecer modelos matemáticos, que traduzam os fenômenos físicos da elasticidade e da plasticidade separadamente.

Segundo Hearn (1997), as duas teorias mais aceitas são de von Mises e Tresca, ambas, sendo que estão melhor detalhadas a seguir.

2.5.1 Critério de von Mises ou critério de distorção de energia

Postulada em 1913, esta teoria prediz que o escoamento ocorre quando a energia de deformação por distorção em uma unidade de volume alcança ou excede a energia de deformação por distorção por unidade de volume no escoamento sob tração ou compressão simples do mesmo material (NISBETT e BUDYNAS, 2011).

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2\sigma_y^2 = \text{constante} \quad \text{Eq. 17}$$

Em um espaço tridimensional, a equação acima define a superfície de um cilindro com eixo inclinado a 45°. No exemplo da Figura 37, um cilindro com seus eixos $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$ cruza o eixo da tensão hidrostática e está inclinado em ângulos

iguais em cada eixo. É observado que quando $\sigma_3 = 0$, a condição de falha se mostra na elipse, que é gerada pela intersecção dos planos em σ_1 e σ_2 com o cilindro inclinado. O local do escoamento segundo a teoria de von Mises em uma tensão tridimensional é portanto a superfície inclinada do cilindro.

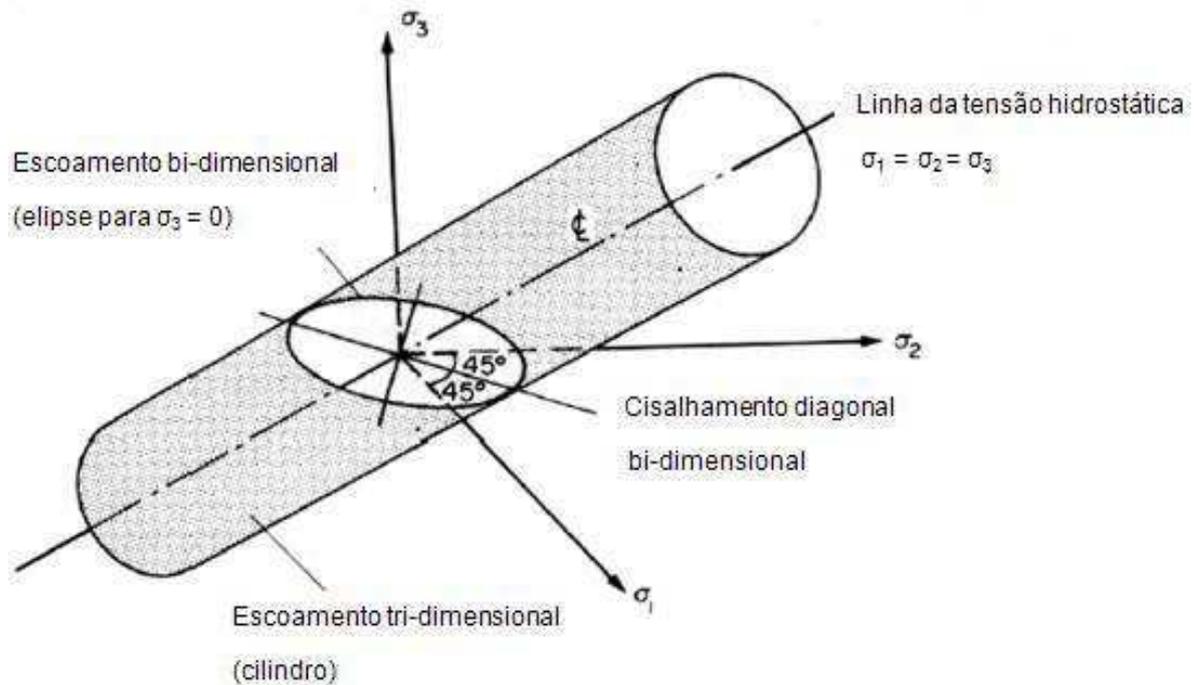


Figura 37: Modelo tridimensional do critério de von Mises (adaptada de Hearn, 1997)

2.5.2 Critério de Tresca ou critério de tensão de cisalhamento máxima

Postulada em 1864, esta teoria prediz que o escoamento começa sempre que a tensão de cisalhamento máxima em qualquer elemento se torna igual ou excede a tensão de cisalhamento máxima do corpo de prova de ensaio a tração do mesmo material quando este corpo de prova começa a escoar (NISBETT e BUDYNAS, 2011). Nesta teoria, o local do escoamento tridimensional pode ser mostrado em prisma de seção hexagonal, como mostrada na Figura 38. O eixo da tensão hidrostática do prisma está cruzando os eixos $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$.

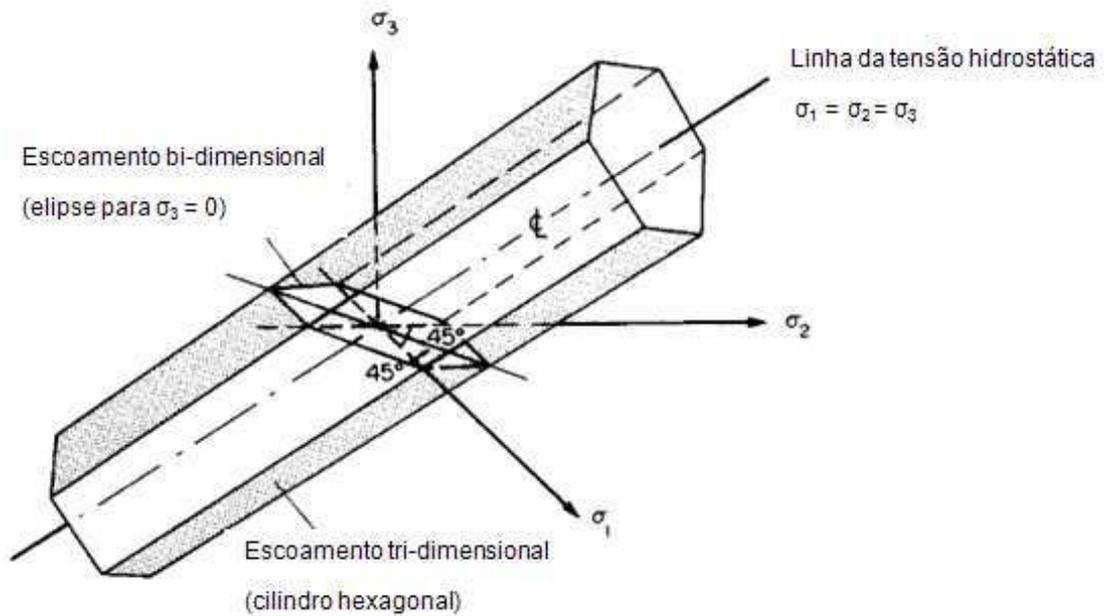


Figura 38: Modelo tridimensional do critério de Tresca (adaptada de Hearn, 1997)

Segundo Nisbett e Budynas (2011), a teoria de von Mises prediz a não ocorrência de falha sob tensão hidrostática e concorda bem com todos os dados para materiais dúcteis. Devido a isso, ela é a teoria mais utilizada para materiais dúcteis. Por este motivo, este presente trabalho adota este critério nas análises.

Uma comparação gráfica das duas teorias descritas acima é mostrada na Figura 39.

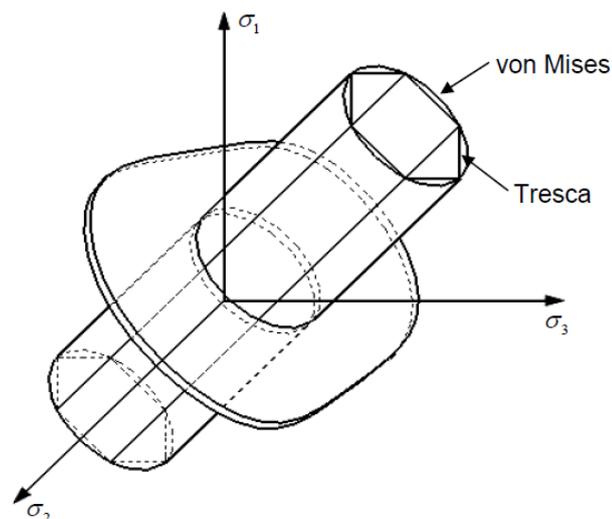


Figura 39: Superfícies de escoamento de Tresca e de von Mises (Hearn, 1997)

Outros critérios de escoamento, tanto para materiais frágeis quando dúcteis, podem também ser citados:

- Teoria da tensão principal máxima, ou de Rankine;
- Teoria da deformação máxima, ou de Saint-Venant;
- Teoria da energia de formação por unidade de volume, de Haigh.

2.5.3 Regra de Encruamento

Após o escoamento inicial, a superfície de escoamento sofre mudanças durante o processo incremental de carregamento. Este fenômeno é chamado de encruamento do material.

O desenvolvimento progressivo da superfície de escoamento é relacionado com a tensão de escoamento (σ_y) e o incremento da deformação plástica ($\Delta\varepsilon^p$). Sendo assim, a superfície de escoamento pode ser escrita forma:

$$F(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ijp}, \sigma_y) = 0 \quad \text{Eq. 18}$$

Segundo Chen e Han (1988), as regras mais utilizadas atualmente são: encruamento isotrópico, encruamento cinemático e a combinação destes que é o encruamento misto. De acordo com cada regra de encruamento, o material após o escoamento terá respostas diferentes.

De acordo com Chen e Han (1988), pode-se colocar a função de escoamento numa forma geral:

$$F(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ijp}, k) = F(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ijp}) - k2(\varepsilon_{ijp}) \quad \text{Eq. 19}$$

Onde as parcelas:

$$F(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ijp}) - k2(\varepsilon_{ijp}),$$

representam a forma e o tamanho, respectivamente, da superfície de escoamento descritos no espaço de tensões.

2.5.3.1 Encruamento isotrópico

Esta regra de encruamento é a mais simples, pois se baseia no fato de que a superfície se expande uniformemente, sem distorção ou translação (Figura 40). Assim, a superfície possui o tamanho controlado pelo parâmetro de encruamento k e pode ser descrita pela equação 20:

$$f(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ijp}, k) = F(\sigma_{ij}) - k^2(\varepsilon_{ijp}) = 0 \quad \text{Eq. 20}$$

Matsuda (2008) cita o trabalho de Lemaitre, (1990, apud MATSUDA, 2008, p. 36), no qual diz que neste tipo de encruamento não se consegue representar o efeito Bauschinger, comum em vários materiais, pois este efeito está relacionado a um tipo de anisotropia induzida pela deformação plástica.

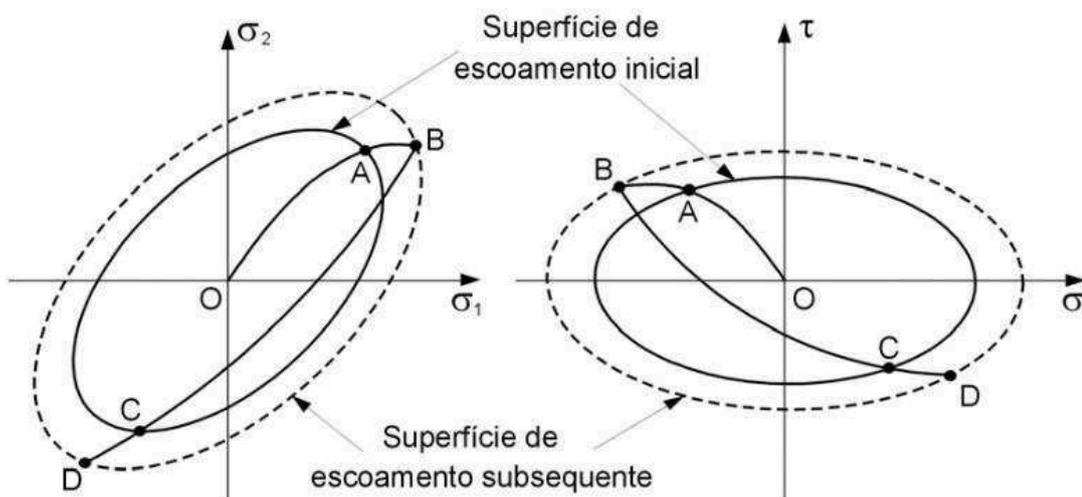


Figura 40: Encruamento isotrópico (Pereira, 1994)

2.5.3.2 Encruamento cinemático

A regra de encruamento cinemático é a maneira mais simples de considerar o efeito Bauschinger, que é muito importante quando se considera carregamentos de tração-compressão. Esta regra supõe que a superfície apenas translada como um corpo rígido no espaço de tensões.

Como mostra a Figura 41, o ponto de tensão durante a ocorrência de plastificação, move-se da posição P_0 para a posição P_1 . Assim, o centro da superfície também se move da posição inicial O_0 para a posição O'_1 . Esta nova posição, que é a principal característica do encruamento cinemático, é representada pelas coordenadas do centro da superfície, mostrada na equação 21 como X_{ij} . Pode-se notar que, no processo de descarregamento (trajetória $(P_1 P_2)$), o ponto material irá sofrer escoamento em um nível de tensão inferior ao inicial, caracterizando o efeito Bauschinger (MATSUDA, 2008).

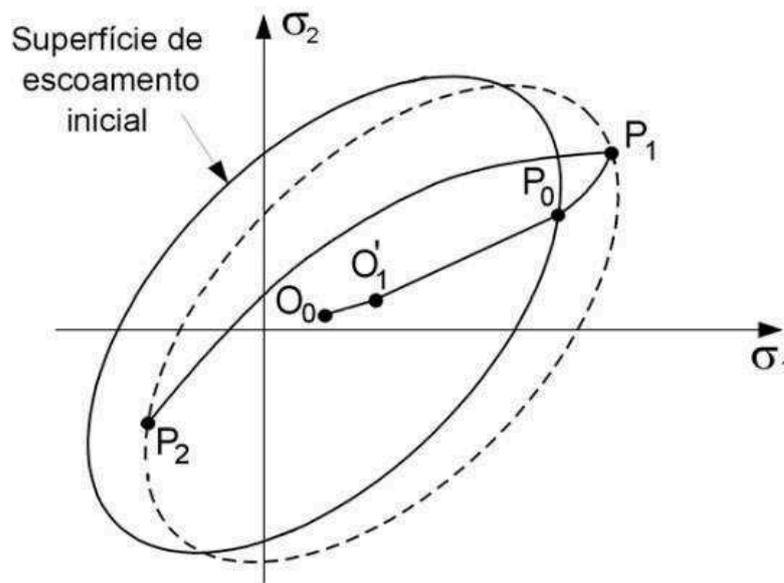


Figura 41: Encruamento cinemático (Pereira, 1994)

Para o encruamento cinemático, a equação da superfície de carga subsequente é dada pela equação 21:

$$f(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ijp}, k) = F(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ijp}) - k2(\varepsilon_{ijp}) = F(\sigma_{ij} - X_{ij}) - k2 = 0 \quad \text{Eq. 21}$$

Na equação acima, k é um parâmetro constante do material. Assim, neste ponto, definem-se as componentes do tensor de tensão reduzido $(\sigma_{ji} - X_{ji})$, que é utilizado para a análise de escoamento.

2.5.3.3 Encruamento misto

Chen e Han (1988) descreve o encruamento misto proposto por Hodge (1957, apud CHEN e HAN, 1988, p. 249), que é uma combinação dos encruamentos isotrópico e cinemático. Assim, a superfície subsequente está sujeita a uma translação, definida por X_{ij} , e uma expansão uniforme, definida por k . A forma geral da regra de encruamento misto é mostrada na equação 22:

$$f(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ijp}, k) = F(\sigma_{ij}, \varepsilon_{ijp}) - k^2(\varepsilon_{ijp}) = F(\sigma_{ij} - X_{ij}) - k^2(\varepsilon_{ijp}) = 0, \quad \text{Eq. 22}$$

ou seja, uma superfície sendo influenciada pelos dois encruamentos.

2.6 Tensão residual

Por definição, tensão residual refere-se à distribuição da tensão, na qual está presente em uma estrutura, componente, etc., enquanto não há carga externa aplicada. Quando não há carga externa aplicada, a tensão residual é, às vezes, designada como tensão interna (SCHIJVE, 2009).

Exemplos de tensão residual são mostrados nas Figuras 42 e 43. Se não há carga externa, a tensão residual deve ser balanceada pela tensão residual compressiva.

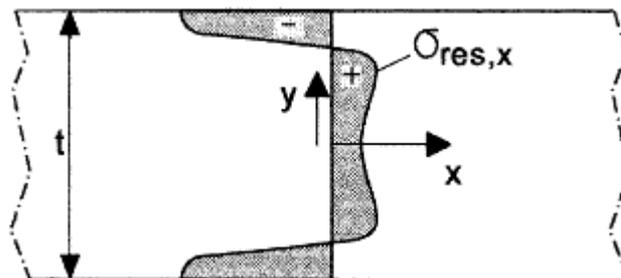


Figura 42: A distribuição da tensão residual está equilibrada (Schijve, 2009)

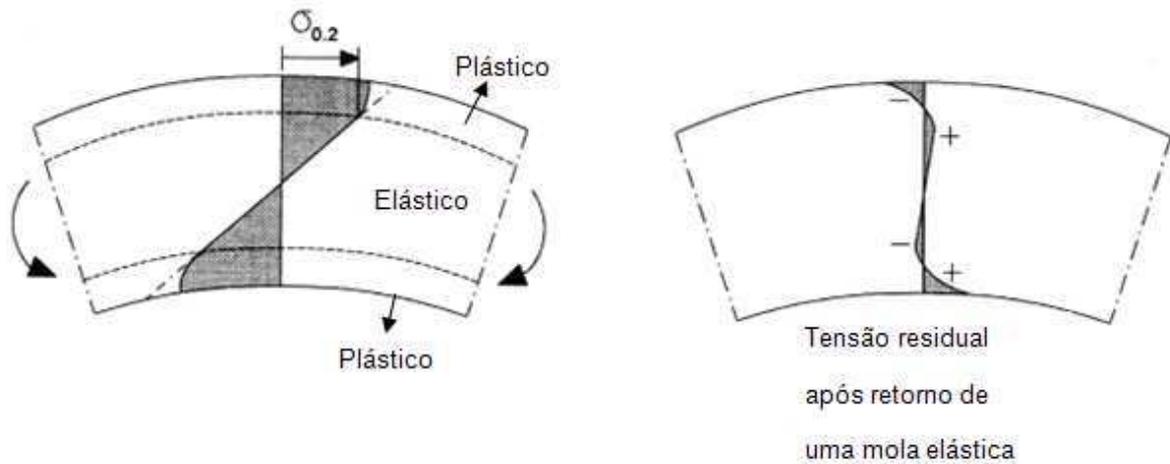


Figura 43: A distribuição da tensão residual está equilibrada (adaptada de Schijve, 2009)

Matematicamente, este comportamento pode ser descrito pela equação de equilíbrio equação 23:

$$\int_{-t/2}^{t/2} \sigma_x dy = 0 \quad \text{Eq. 23}$$

E na falta de um momento externo, a equação 24 deve ser satisfeita:

$$\int_{-t/2}^{t/2} y \cdot \sigma_x dy = 0 \quad \text{Eq. 24}$$

Quando uma carga externa é aplicada a um componente, introduzirá a distribuição de tensão de acordo com a carga e a geometria do componente. Se o comportamento for elástico, o material responderá assumindo a soma da distribuição das tensões da carga externa e da distribuição da tensão residual.

$$\sigma = \sigma_{carga\ externa} + \sigma_{residual} \quad \text{Eq. 25}$$

Durante a usinagem, ocorre uma distribuição de tensão residual, que pode conduzir a empenamentos do componente. Por exemplo, se uma canaleta superficial é removida de uma placa como a da Figura 43, somente o lado oposto terá uma distribuição de tensão residual, logo as equações são de equilíbrio 23 e 24 não são

satisfeitas se um empenamento não ocorrer. Como consequência, o empenamento desta placa mudará a distribuição da tensão residual até que as equações sejam satisfeitas.

Segundo Schijve (2009), quando aliada a um ambiente corrosivo, a tensão residual pode também ser prejudicial ao componente, pois ocorrerá a corrosão sob tensão, fenômeno que propicia a falha por fadiga.

2.6.1 Processos para tratamento de superfícies

Segundo Schijve (2009), a tensão residual pode estar presente nos materiais, como resultados de diferentes processos, tais como:

- deformação plástica não homogênea, em muitos casos, entalhes;
- processos produtivos, como usinagem;
- tratamento térmico;
- montagem de componentes;
- *shot peening, laser peening, deep rolling.*

O primeiro item é bem detalhado no tópico 2.3 e seguintes.

2.6.1.1 Tensão residual durante o processo de usinagem

Pode ser visto no trabalho de Lopes (2006) a citação de vários estudos que envolvem tensão residual oriunda de processos de usinagem. Um destes estudos, (GUO e BARKEY, 2004) descreve que o processo de torneamento duro gera uma camada de tensão residual maior que o processo de retificação. Outro estudo, (CAPELLO, 2005), mostrou uma relação analítica entre tensão residual, parâmetros de usinagem e o material a ser usinado, tendo como conclusão que a tensão residual é gerada nos estágios de acabamento superficial do processo de usinagem e não no desbaste. Também é mostrado que Sharman et al. (2001) determinaram a resistência à fadiga de corpos-de-prova usinados sob diferentes processos. Os

resultados mostraram que corpos-de-prova torneados possuem uma maior resistência à fadiga que os demais. Isto pode ser explicado pela presença de tensão residual compressiva na superfície do corpo-de-prova gerada pela operação de torneamento.

2.6.1.2 Tensão residual decorrente do tratamento térmico e montagens

O tratamento térmico, normalmente tem um processo de mudança abrupta de temperatura, onde a camada externa é resfriada mais rapidamente que as demais subcamadas. Este resfriamento não homogêneo introduz tensão térmica. A rápida contração térmica no lado exterior causa uma tensão interna local quando se encontra com a tensão compressiva interna. Assim é introduzida a tensão residual. A Figura 44 mostra graficamente a deformação com o processo de tratamento térmico em uma barra cilíndrica.

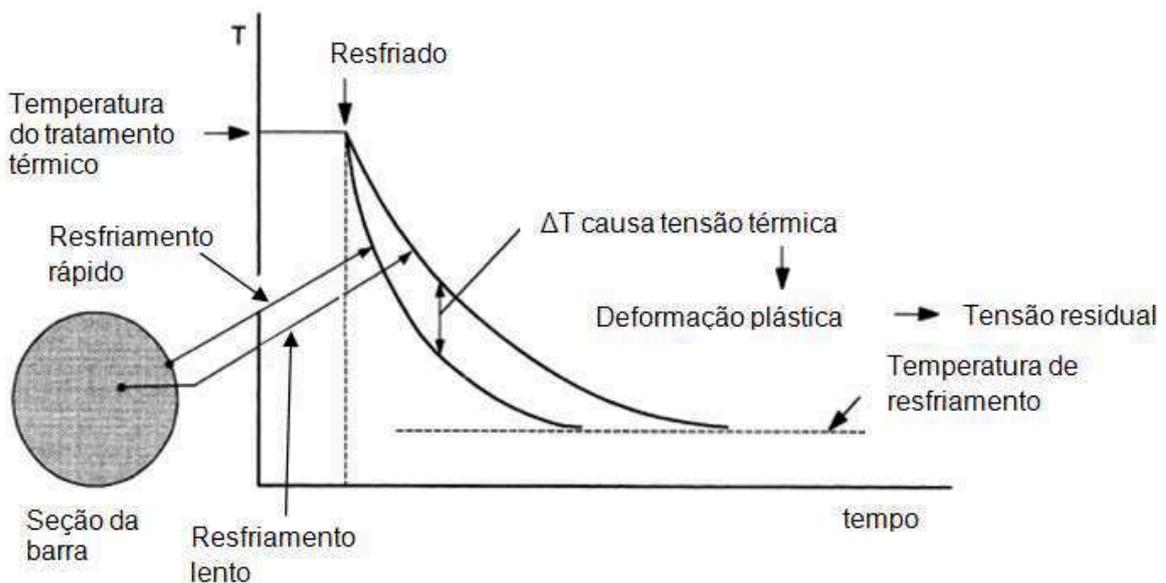


Figura 44: Diferentes faixas de variação durante a têmpera causam tensão térmica, que conduzem à distribuição de tensão residual (adaptada de Schijve, 2009)

Sobre a montagem, pode-se utilizar a Figura 45 como exemplo. Considerando a medida t_1 menor que t_2 , durante o aperto do parafuso direito haverá uma flexão no conjunto, onde a tensão interna máxima ocorrerá nos raios A.

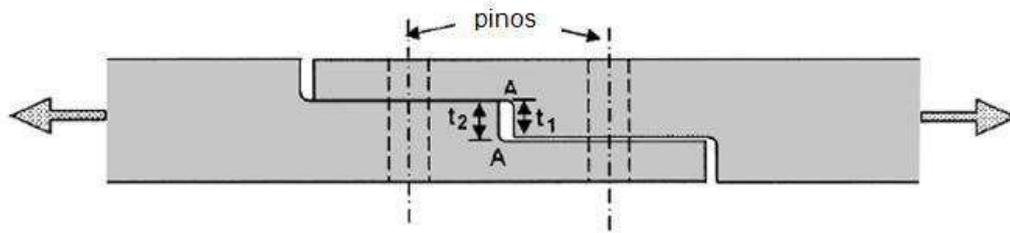


Figura 45: Juntas pinadas com tensão residual induzida se $t_1 \neq t_2$ (adaptada de Schijve, 2009)

2.6.1.3 Tensão residual pelos processos de *shot peening*, *laser peening* e *ultrasonic peening*

No processo de *shot peening*, pequenas esferas são atiradas contra a superfície na qual se deseja obter a tensão residual compressiva. A Figura 46 mostra um detalhe da superfície que usou o processo de *shot peening* e como se comporta a tensão em volta da área que sofreu o impacto da esfera e a Figura 47 mostra o processo real.



Figura 46: Detalhe da tensão residual superficial após ataque de uma esfera pelo processo de *shot peening* (adaptada de Meo, 2003)

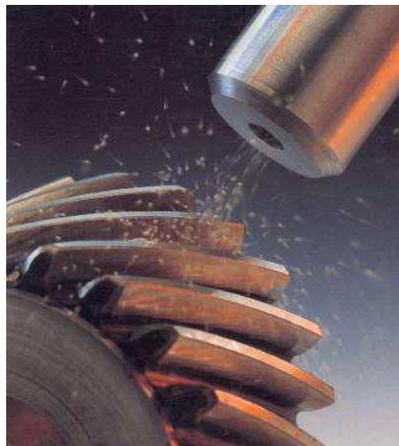


Figura 47: Exemplo de aplicação de *shot peening* em dentes de engrenagem (<http://icsp9.iitt.com>)

No *laser peening* milhares de pulsos de *laser* de alta intensidade são disparados, em frações de segundos, contra superfície, gerando ondas de choque contra esta. Este processo permite que tenha uma camada de tensão residual até quatro vezes maior que o processo de *shot peening* convencional (HAMMERSLEY, HACKEL e HARRIS, 2000). A Figura 48 mostra o funcionamento deste processo.

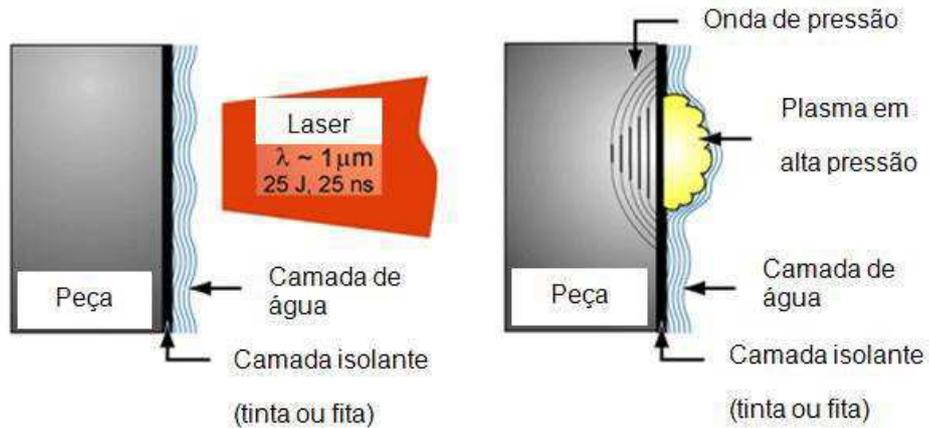


Figura 48: Princípio de funcionamento de *laser peening*
(www.metalimprovement.com/laserpeening.php)

Dane et al. (1998) estudaram a comparação entre os dois processos descritos acima, considerando a liga Inconel 718 como corpo de prova. É visto na Figura 49 que além de ter uma tensão compressiva maior é obtida também uma profundidade maior da camada tensionada. Ainda o inconveniente e o alto custo deste processo.

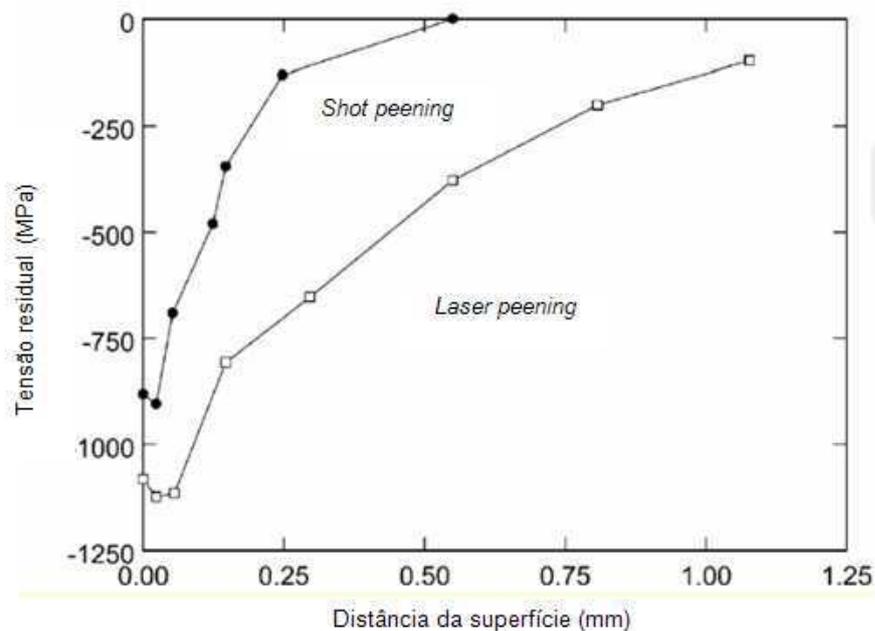


Figura 49: Comparação dos processos de *shot peening* e *laser peening* em uma liga de cromo-níquel Inconel 718 (adaptada de Dane et al, 1998)

No trabalho de Perini (2008), pode ser visto com mais detalhes estes dois processos, incluindo suas variações, patentes, etc. É abordado também neste trabalho o processo *ultrasonic peening*, no qual utiliza-se do processo de ultrassom para causar tensões residuais em superfícies.

2.6.1.4 Tensão residual pelo processo de *deep rolling*

No processo de *deep rolling*, é dada uma maior atenção devido a este processo ter sido usado neste presente trabalho.

Em sua pesquisa, Kloos (1987) cita cronologicamente os trabalhos desenvolvidos na área de tensão residual superficial. Em 1929 consta o primeiro trabalho apresentado por Föppl com o título “*Increase of numbers of cycles to failure due to surface rolling*”. Em 1938, consta a primeira patente de equipamento para roleteamento de Horger, O. Neifert, R. sob o número US2114978 (KLOOS, 1987).

O processo de roleteamento profundo introduz uma tensão residual por meio do contato forçado de um rolete (também podendo ser uma esfera) e da superfície a ser tensionada. Como mostra a Figura 50, o limite de fadiga em flexão rotativa é significativamente aumentado.

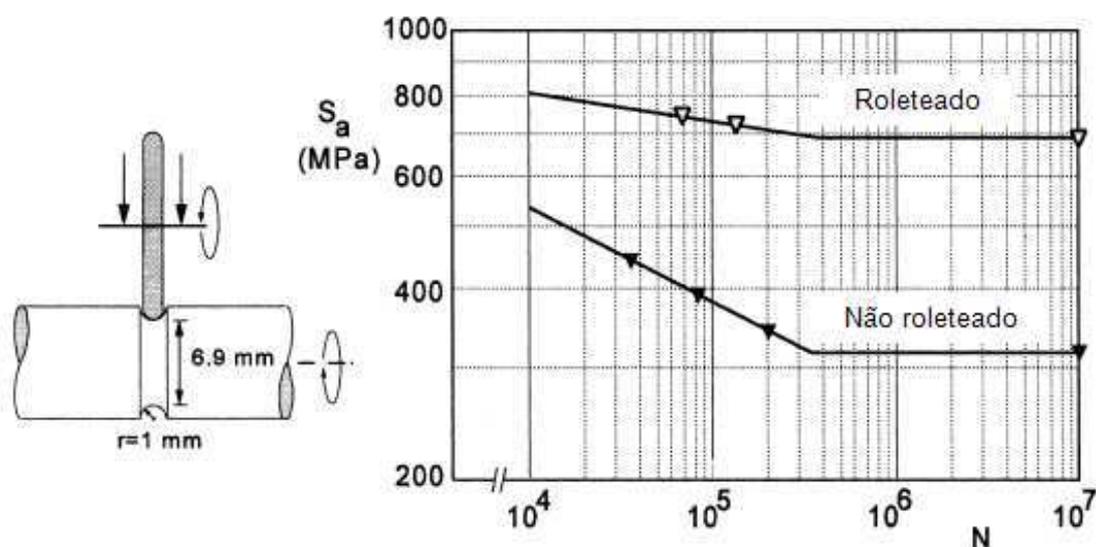


Figura 50: O efeito do roleteamento no entalhe de um componente, considerando fadiga por flexão rotativa. Material: aço 37CrS4, $S_U = 1150$ MPa (KLOOS, 1987, apud SCHIJVE, 2009, p.433)

Podem também ser encontradas pequenas trincas na raiz de entalhes que tem sua propagação cessada devido à tensão residual compressiva (Schijve, 2009).

Segundo Kloos, (1987, apud SCHIJVE, 2009, p. 433), a melhora se dá devido à alta tensão residual compressiva e não pelo endurecimento da superfície do material. Também o fabricante Ecoroll (acesso em 26 de novembro de 2011) afirma que o parâmetro mais importante deste processo a ser controlado é a força aplicada ao rolete/esfera, que é a origem da tensão residual compressiva, independente do tipo de processo de roleteamento a ser usado: por mergulho, por avanço ou em superfície complexa (Figura 51).

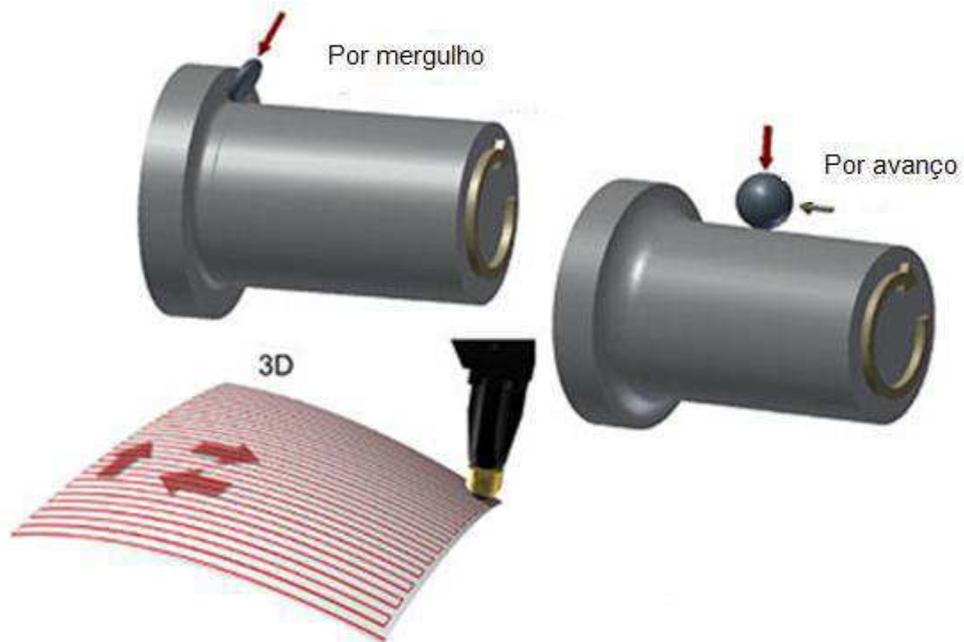


Figura 51: Variações da aplicação do processo de roleteamento
(adaptada de www.ecoroll.de)

O roleteamento é baseado em uma combinação de três efeitos físicos (ECOROLL, acesso em 26 de novembro de 2011):

- uma camada profunda de tensão residual compressiva;
- aumento da resistência mecânica por meio do trabalho a frio;
- melhora do acabamento superficial, eliminando assim micro-fissuras.

O processo de roleteamento pode ser usado para solução dos seguintes problemas (ECOROLL, acesso em 26 de novembro de 2011):

- fadiga do material causada por carregamentos cíclicos;
- concentrações de tensões ou efeito de entalhes devido alteração na seção transversal, ou marcas de usinagem;
- baixa resistência à fadiga causada por tensões residuais oriundas dos processos de usinagem ou soldagem;
- micro-trincas;
- deformações superficiais causadas por atrito.

Perini (2008) cita em seu trabalho a patente de Jackman que mostra um rolete de perfil variável, como o mostrado na Figura 52.

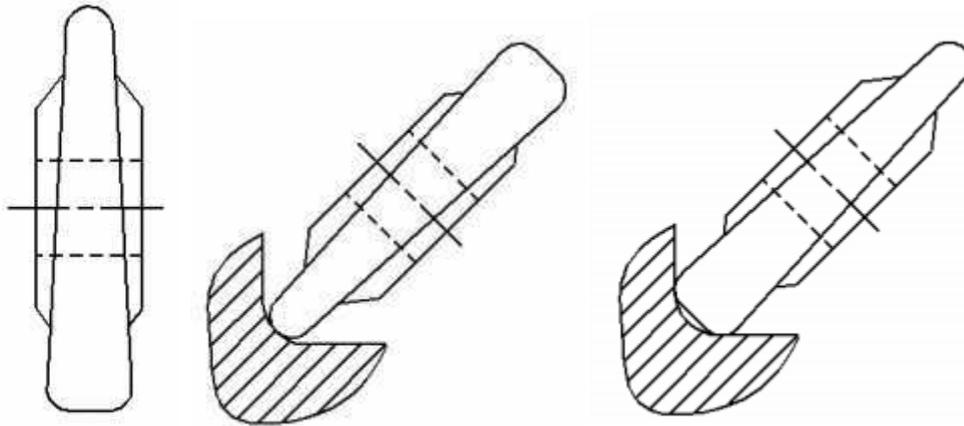


Figura 52: Rolete de perfil variável (PERINI, 2008)

Perini (2008) também descreve o funcionamento deste rolete:

“Nesse tipo de rolete, a porção mais larga trabalha as extremidades do raio da peça e a porção mais estreita trabalha no centro do raio e as demais áreas do rolete trabalham os pontos intermediários do raio. Devido aos inúmeros pontos de contato existentes entre o rolete e o raio da peça, ambos são virtualmente idênticos em área e a força aplicada é igualmente distribuída na periferia do rolete. Para que a tensão residual seja distribuída de forma homogênea no raio roleteado, é recomendado que o diâmetro do rolete seja assíncrono em relação ao diâmetro da peça, isso assegura que toda superfície do raio sofra a mesma deformação. Para que isso ocorra, é necessário que o diâmetro do rolete não seja um múltiplo do diâmetro da camisa. Caso eles fossem sincronizados, teríamos sempre os mesmos pontos da superfície do rolete e da superfície da camisa de cilindro se tocando, e a deformação superficial da camisa não seria homogênea”.

O fabricante Ecoroll (acesso em 26 de novembro de 2011) possui uma gama muito grande de ferramentas para este processo de roleteamento em diversas aplicações. Com a evolução tecnológica, abriu-se espaço também para aplicações não somente em componentes cilíndricos, mas também em superfícies complexas, como mostrada na Figura 53.



Figura 53: Eixo comando de válvulas sendo roleteado (www.ecoroll.de)

Uma outra variação esquemática do processo de roleteamento profundo é mostrado na Figura 54, onde a peça a ser roleteada é um virabrequim (MALUF, 2002).

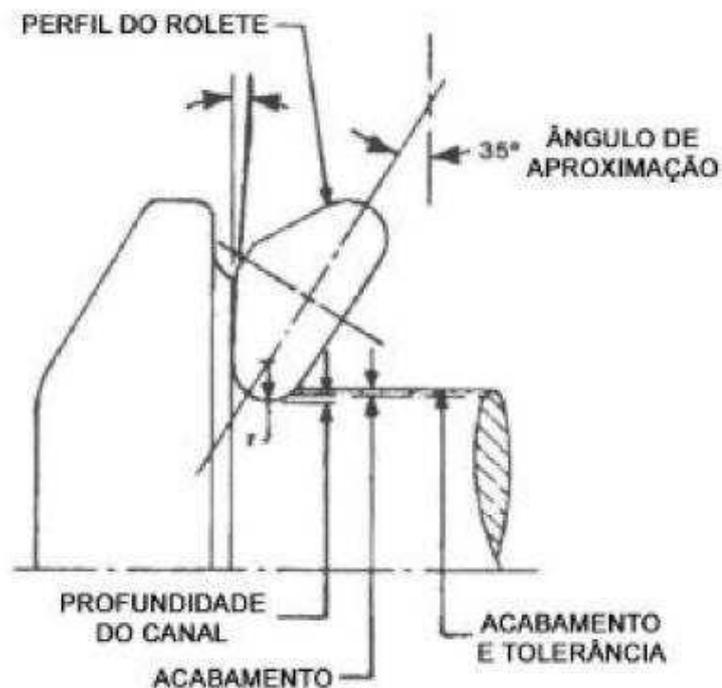


Figura 54: Diagrama esquemático do rolete sobre o eixo virabrequim (MALUF, 2002)

Há diversas patentes referentes aos dispositivos para fixação da peça e do rolete. Uma patente interessante sobre um tipo de dispositivo é a US7150173 (LONERO, 2004), onde é há três roletes posicionados, cada um com seu devido suporte, e a peça a ser roleteada entre eles, como mostra na Figura 55.

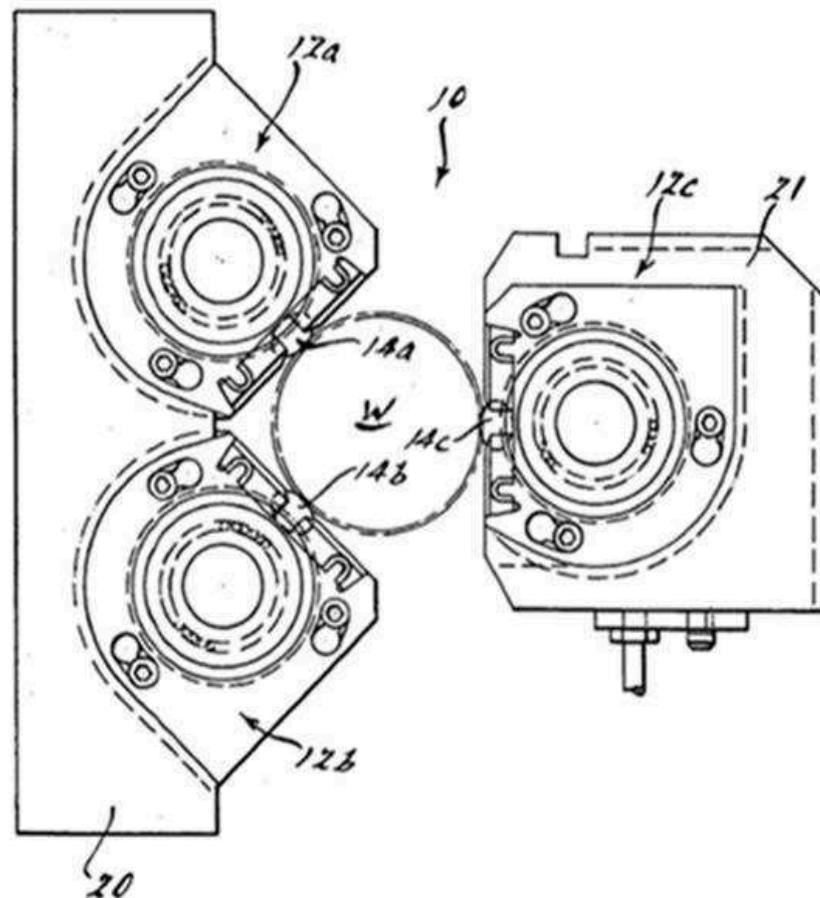


Figura 55: Patente de Lonero (2004) com três roletes (www.freepatentsonline.com)

2.7 Métodos de medição de tensões residuais

Como este trabalho tem-se como interesse avaliar a influência da tensão residual sobre o ensaio de fadiga, faz-se importante conhecer alguns métodos.

Soares (1998) e Perini (2009) mostram em seus trabalhos uma abordagem bastante ampla sobre medições de tensões residuais. Neste presente trabalho, é destacada a medição por difração de raios-X, porém, é mostrado também o método do furo cego.

Os métodos para medida de tensões residuais podem ser classificados em três tipos:

- destrutivos;
- semi-destrutivos;
- não destrutivos.

O principal método destrutivo é o método do seccionamento e o método de retirada das camadas. O principal método semi-destrutivo é o chamado método do furo cego (ASTM E837-94, 1994). Os métodos não destrutivos são capazes de medir tensões sem relaxação e os principais deles são: o método ultrassônico, método magnético, o método de difração de raios-X. Estes métodos medem sem distinção as tensões residuais existentes no componente (SOARES, 1998).

2.7.1 Método do furo cego

Um dos métodos mecânicos mais empregados é o método do furo cego. O princípio do método consiste em determinar as deformações com o uso de três extensômetros em forma de roseta, onde a tensão é liberada pela realização consecutiva, a diferentes profundidades, de um furo circular, utilizando uma broca com diâmetro apropriado.

O método do furo cego é conhecido como um método relativamente simples, semi-destrutivo, portátil, utilizável em campo e econômico, sendo bastante aplicado em materiais metálicos, principalmente nos aços ferríticos (SOARES, 1998). As tensões residuais podem ser determinadas a várias profundidades a partir da superfície do material, podendo chegar a passante conforme sua espessura. A norma ASTM E837-94 (1994) apresenta o procedimento para determinação pelo método do furo cego, das tensões residuais próximas à superfície de um material isotrópico em condições de tensão linear elástica. O método descrito aplica-se aos casos em que as tensões não variam significativamente com a espessura.

A partir das três medidas experimentais de deformação, obtidas pelos três extensômetros que compõem a roseta, é possível calcular as tensões residuais, utilizando as equações e os coeficientes de calibração da norma ASTM E837-94 (1994), válidos nos casos em que as tensões residuais não variem significativamente ao longo da espessura e que estas não ultrapassem a metade da tensão de escoamento.

Em casos de tensões residuais que variam abruptamente ao longo da espessura, o cálculo exige métodos numéricos baseados em calibrações experimentais e de elementos finitos (SCHAJER, 1988).

2.7.2 Método de difração de raios-X

O método da difração de raios-X é considerado como um método não destrutivo de medidas de tensões superficiais. Os princípios básicos para determinação de tensões residuais pelas técnicas de difração, tais como raios-X e difração de nêutrons, baseiam-se na natureza da estrutura cristalina dos materiais. Em ambos utiliza-se o espaçamento existente entre os planos da rede cristalográfica como parâmetro de medida de deformação (AZAROF, 1968, apud SOARES, 1998, p. 20).

O método da difração de raios-X utiliza a conhecida lei de Bragg, definida pela equação 26.

$$\lambda = 2d_{hkl} \text{sen}\theta_{hkl} \quad \text{Eq. 26}$$

Onde:

λ = comprimento de onda dos raios-X

d_{hkl} = espaçamento entre planos sucessivos (h_{kl}) da rede cristalina

θ = ângulo relativo à direção do feixe incidente sobre o plano no qual a difração ocorre

A Figura 56 apresenta o espalhamento de Bragg para interferências construtivas e espalhamento coerente como sendo:

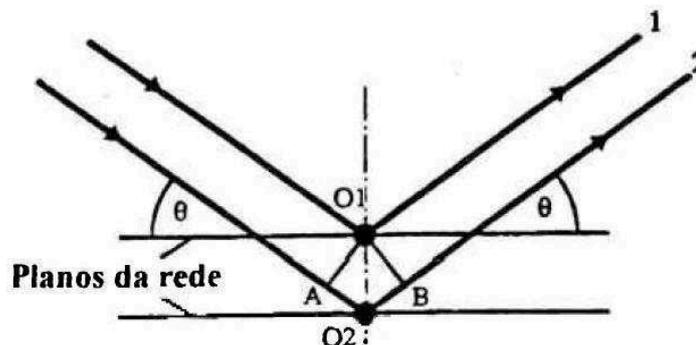


Figura 56: Espalhamento descrito pela lei de Bragg (SOARES, 1998)

O método de raios-X permite a determinação simultânea das tensões residuais macroscópicas e informações relacionadas ao grau de encruamento do material. Nas técnicas de difração de raios-X, utilizam-se os chamados picos de reflexão de fundo, ou seja, ângulo θ próximo a 90° , devido à baixa penetração dos raios-X, que costuma ser da ordem de dez a trinta micra. Nestas condições tem-se a melhor resolução para determinação das tensões residuais no material. (AZAROF, 1968, apud SOARES, 1998, p. 21).

Na norma BS EN 15305 - *Non-destructive Testing - Test Method for Residual Stress Analysis by X-ray Diffraction* (2008), podem ser visto todos os detalhes sobre corpos de prova, equipamentos, segurança, métodos de ensaios, etc.

2.8 Abordagem computacional da fadiga e tensão residual

Como o objetivo principal deste trabalho não é o estudo computacional do comportamento da fadiga e também pelo fato desta área ser muito vasta, este tópico é abordado de forma mais objetiva que os demais.

A teoria aqui descrita é baseada principalmente nas teorias da plasticidade e elasticidade. Alguns assuntos são também abordados de forma mais completa no tópico de elastoplasticidade.

O método dos elementos finitos, ou MEF ou FEM, é uma técnica computacional usada para obter soluções aproximadas de valores de contorno de problemas de engenharia (HUTTON, 2004). A Figura 57 mostra uma comparação gráfica entre a solução exata, com dois elementos e com quatro elementos de valores de tensão em um cilindro cônico.

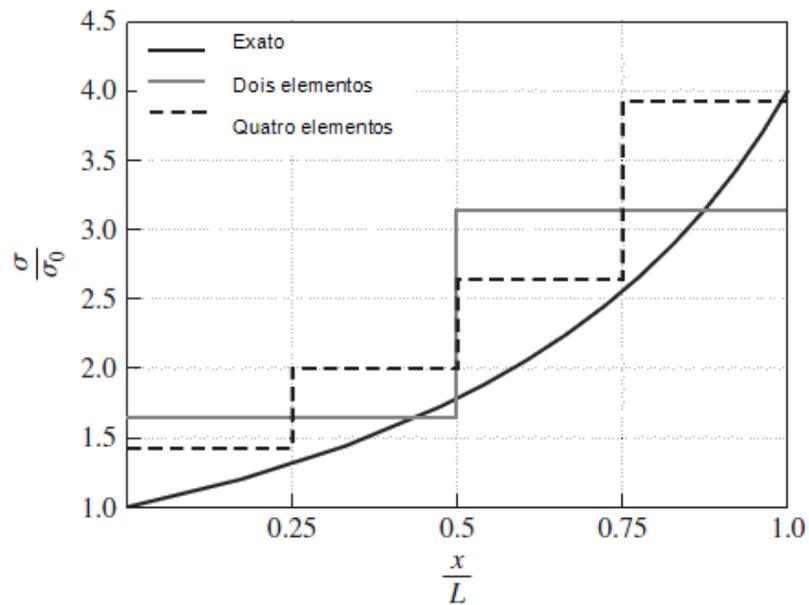


Figura 57: Comparação gráfica entre soluções exatas e mediante ao MEF (adaptada de Hutton, 2004)

2.8.1 Procedimento geral para análise por elementos finitos

A análise por elementos finitos é dividida em três etapas, nas quais já estão contidas nos *softwares* comercialmente disponíveis (HUTTON, 2004).

Pré-processamento: nesta etapa é definida a geometria a ser analisada, o tipo do elemento a ser usado, propriedades do material dos elementos, malha, condições de contorno e cargas atuantes na geometria.

Solução: durante esta fase, o *software* monta as equações em forma de matriz e computa os valores não conhecidos das primeiras variáveis. Estes valores são então utilizados, por substituição nas equações prévias, para computar novamente e extrair os resultados das variáveis, tais como reações, tensões, etc.

Pós-processamento: análise e avaliação dos resultados da solução computada. Nesta etapa são ordenados os valores de tal forma que seja possível interpretá-los em valores numéricos e gráficos.

Como este trabalho tem como objetivo principal estudar o comportamento à fadiga em entalhes com tensão residual compressiva será mostrada uma breve teoria dos modelos matemáticos de encruamento/dureza e fadiga pelo MEF. A formulação completa pode ser vista em (CRISFIELD, 1991).

2.8.2 Encruamento por deformação isotrópica

Graficamente, o encruamento isotrópico pode ser representado como a Figura 58.

O encruamento isotrópico pode ser introduzido pela mudança na tensão do escoamento σ_0 na equação de escoamento de von Mises, equação 27, por $\sigma_0(\epsilon_{ps})$.

$$f = (\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - \sigma_x\sigma_y + 3\tau_{xy}^2)^{1/2} - \sigma_0 = \sigma_e - \sigma_0 \quad \text{Eq. 27}$$

Onde:

σ_0 = tensão de escoamento

σ_e = tensão efetiva

τ_{xy} = tensão de cisalhamento

Que resulta em:

$$f = \sigma_e - \sigma_0(\epsilon_{ps}) \quad \text{Eq. 28}$$

Onde:

$\sigma_0(\epsilon_{ps})$ = deformação plástica equivalente

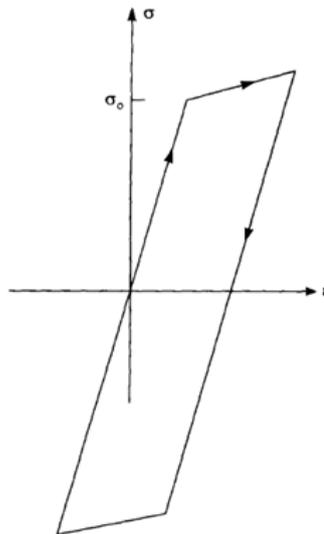


Figura 58: Ilustração do encruamento isotrópico (CRISFIELD, 1991)

Segundo Crisfield, (1991), o efeito Bauschinger não pode ser tratado considerando encruamento isotrópico e por isso são mostrados a seguir os modelos de encruamento cinemático e encruamento misto, que podem ser usados para resolução deste tipo de problema.

2.8.3 Encruamento por trabalho isotrópico

Segundo Hill, (1950, apud CRISFIELD, 1991), o trabalho isotrópico é mais aplicado que a deformação isotrópica. Com o encruamento por trabalho, a equação de escoamento de von Mises (equação 27) pode ser escrita da seguinte forma:

$$f = \sigma_e - \sigma_0(W_p) \quad \text{Eq. 29}$$

Onde W_p é o trabalho da plasticidade, que é dado por:

$$W_p = \int \sigma_0 \dot{\varepsilon}_{p0} = \int \sigma^T \dot{\varepsilon}_p = \int \dot{\lambda} \sigma^T \alpha \quad \text{Eq. 30}$$

Onde:

$\dot{\varepsilon}_{p0}$ = taxa de deformação plástica no escoamento

$\dot{\varepsilon}_p$ = taxa de deformação plástica

$\dot{\lambda}$ = multiplicador da taxa de deformação plástica

2.8.4 Encruamento cinemático

O processo de roleteamento causa pequenas deformações plásticas no material. Nestas circunstâncias, o efeito Bauschinger pode ser significativo. Assumindo um encruamento ou dureza linear, este efeito, tratado como pode ser ilustrado como mostrado na Figura 57, sendo que a tensão de escoamento é mais baixo que a resistência à compressão, dada pela equação 31:

$$(\sigma - \alpha) = \pm (\sigma_0) \quad \text{Eq. 31}$$

No qual, α é o deslocamento cinemático no centro da superfície de escoamento. Como consequência deste deslocamento, com σ_0 sendo fixado, como mostrado na Figura 59, a tensão uniaxial σ aumenta, ou seja, encrua (CRISFIELD, 1991).

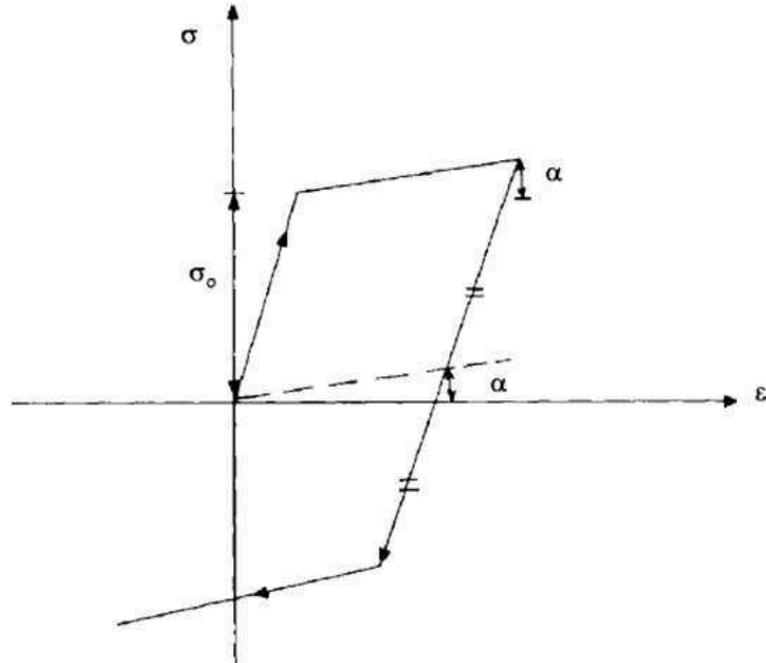


Figura 59: Ilustração do encruamento cinemático (CRISFIELD, 1991)

Prager (1955, apud CRISFIELD, 1991, p. 158) derivou o modelo cinemático, assumindo para o critério de escoamento de von Mises, a translação da superfície de escoamento de um cilindro, como mostrado na Figura 60.

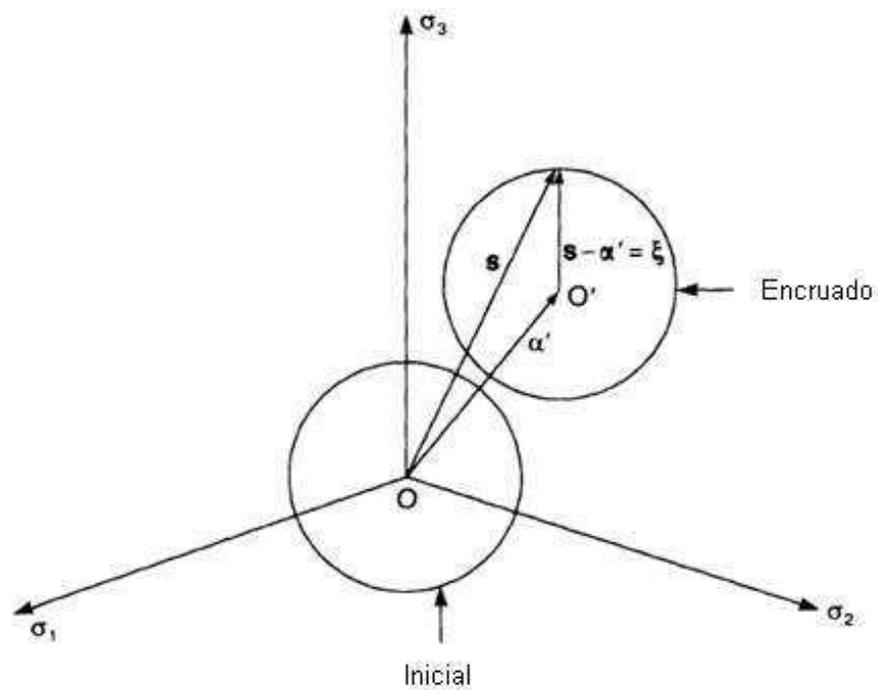


Figura 60: Encruamento cinemático com von Mises (adaptado de Crisfield, 1991)

O modelo de Prager pode conduzir a inconsistências quando empregado em tensões planas (CRISFIELD, 1991).

2.8.5 Encruamento misto

Hodge (1957, apud CRISFIELD, 1991, p. 163) sugeriu a técnica de encruamento misto, na qual envolve a combinação de encruamento cinemático, na qual move o centro da superfície de escoamento, e encruamento isotrópico na qual expande a superfície de escoamento. A forma gráfica deste encruamento pode ser vista na Figura 61.

Para tal encruamento, introduz-se um vetor escalar m , na qual representa a relação da deformação plástica associada com a resposta isotrópica enquanto a relação $(1-m)$ é deixada para a resposta cinemática.

$$\dot{\varepsilon}_p = \dot{\varepsilon}_{pl} + \dot{\varepsilon}_{pk} = m \dot{\varepsilon}_p + (1 - m) \dot{\varepsilon}_p \quad \text{Eq. 32}$$

Onde:

$\dot{\varepsilon}_p$ = taxa de deformação plástica

$\dot{\varepsilon}_{pk}$ = taxa de deformação cinemática

$\dot{\varepsilon}_{pl}$ = taxa de deformação isotrópica

m = relação da deformação plástica para resposta isotrópica

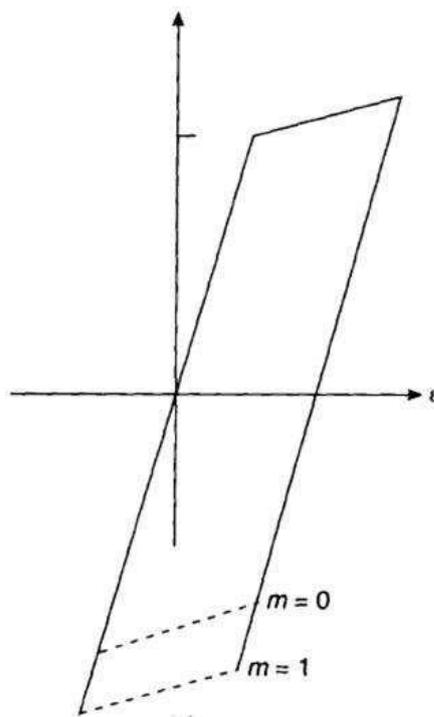


Figura 61: Ilustração do encruamento misto (CRISFIELD, 1991)

Outros modelos são mostrados em detalhes em Crisfield, (1991), tais como:

- Retorno radial com encruamento misto linear;
- Retorno radial com encruamento misto não-linear;
- *Overlay*.

2.8.6 Distribuição de tensão próximo a trinca por Elementos Finitos

Segundo Broek (1984), há dois métodos de empregar MEF para alcançar o fator de intensidade de tensão: método direto, no qual K calculado pela análise da tensão ou do deslocamento; e o método indireto, no qual K é calculado por outras relações com outras equações, tais como energia elástica ou a integral J .

Neste trabalho é abordado o método direto analisado pela tensão.

Este método resulta da solução analítica de problemas de trincas. Para o modo I de iniciação da trinca (BROEK, 1984), mostrado na Figura 62, a distribuição da tensão é dada pela equação 33:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad \text{Eq. 33}$$

Onde:

σ_{ij} = tensões nos eixos X e Y

K_I = fator de tensão uniaxial par ao modo I

r = raio da ponta da trinca

$f_{ij}(\theta)$ = funções seno e cosseno do raio da ponta da trinca



Figura 62: Modo I de iniciação da trinca (BROEK, 1984)

Usando a distribuição de tensão calculada para um elemento em particular, não tão distante da ponta da trinca, o valor de K_I pode ser determinado por substituição de r e θ . Este processo pode ser feito para vários elementos, porém, este método é válido somente na região perto da ponta da trinca, sendo que também requer elementos pequenos e grande capacidade de computacional (BROEK, 1984).

2.9 Método estatístico para a resistência à fadiga

É sabido que múltiplos ensaios realizados nas mesmas circunstâncias aparentes dão origem à obtenção de uma população de valores diferentes que, numa distribuição normal, possuem um valor médio e um desvio padrão. Considerando irregularidades no material, variações nos processos produtivos e outros fatores, os resultados provenientes de ensaios em fadiga apresentam variações. Sousa (1982) propõe uma quantidade mínima de cinco valores de tensões máximas e ensaiar vários corpos de prova com esses valores selecionados, obtendo-se assim para cada tensão, diversos pontos no gráfico, como mostrado na Figura 63.

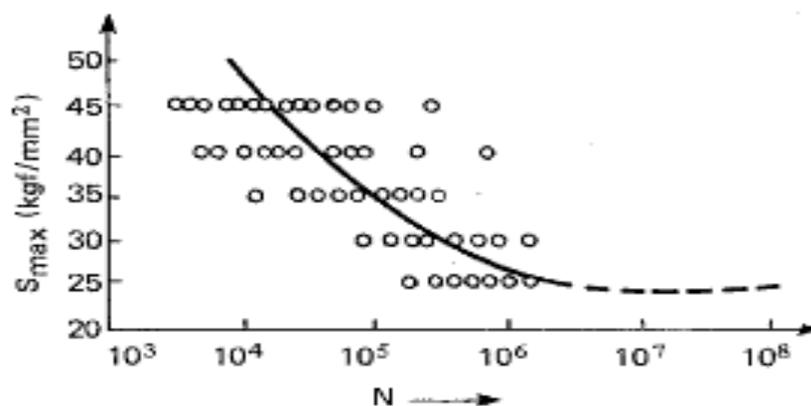


Figura 63: Ensaio de diversos corpos de prova (Sousa, 1982)

É construído também gráficos auxiliares de curvas de distribuição (histogramas), tendo $\log N$ em abscissas e número de corpos de prova rompidos em ordenadas (Figura 64) para se saber qual é a curva de distribuição normal ou gaussiana. Essa curva está tracejada na Figura 64. A partir dessa figura, podem-se construir famílias de curvas de Wöhler, “S-N”, para diversas probabilidades de ruptura, como mostrada na Figura 65. Assim, a curva correspondente à probabilidade, P , de 0,50 seria a curva de Wöhler, “S-N”, média da figura. Para uma

certa tensão máxima aplicada, S_1 , 1% dos corpos de prova romperiam com N_1 ciclos, cinquenta por cento dos corpos de prova romperiam com N_2 ciclos e assim por diante. A curva gaussiana tracejada da Figura 64 pode ser considerada, com ensaios em apenas duzentos corpos de prova, como uma distribuição válida, uma vez que no eixo das abscissas foi usado $\log N$ em lugar de N . Mesmo assim, a probabilidade, P , deve estar entre dez e noventa por cento, isto é, $0,10 \leq P \leq 0,90$ para projetos no campo da Engenharia (MARIN, 1962, apud SOUSA, 1982).

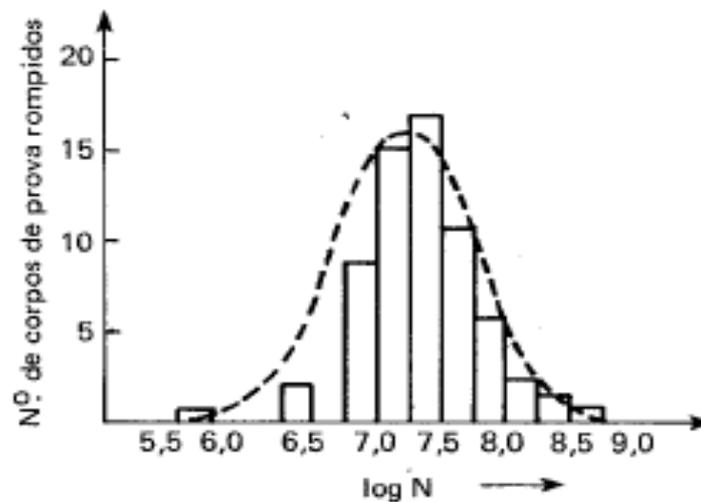


Figura 64: Histograma auxiliar (SOUSA, 1982)

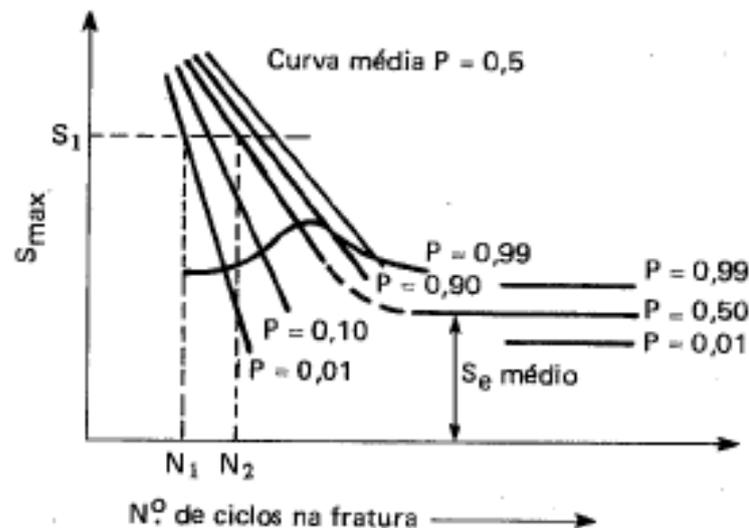


Figura 65: Família de curvas de Wöhler, "S-N", para diversas probabilidades de ruptura (SOUSA, 1982)

Em Sousa (1982), é mostrado também um método estatístico para o limite de fadiga, chamado método escada, desenvolvido por Dixon e Mood em 1948.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

3.1.1 Corpo de prova

O desenho do corpo de prova, que pode ser visto no apêndice A, foi modificado em relação ao modelo padronizado. Foi utilizado, como referência, o modelo mostrado na figura 1 da norma ASTM E466-07 (2007), representada aqui pela Figura 66 e substituído um dos raios de alívio de tensões por um raio de dois milímetros, como mostrado na Figura 67. Desta maneira, este raio menor se torna o concentrador de tensões principal do corpo de prova.

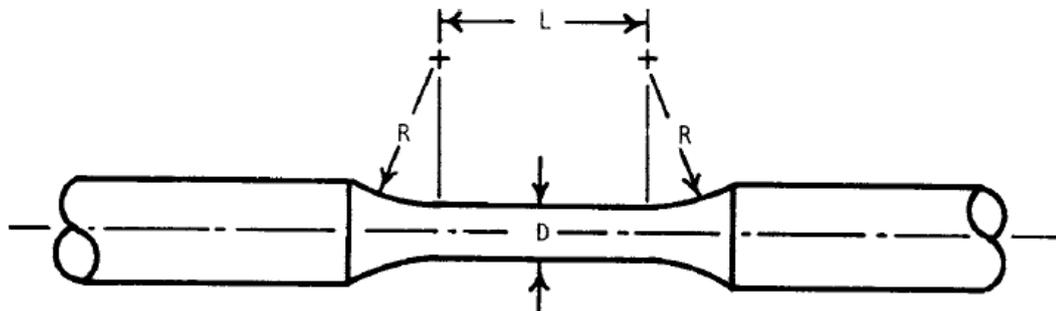


Figura 66: Desenho proposto pela norma ASTM (2007)

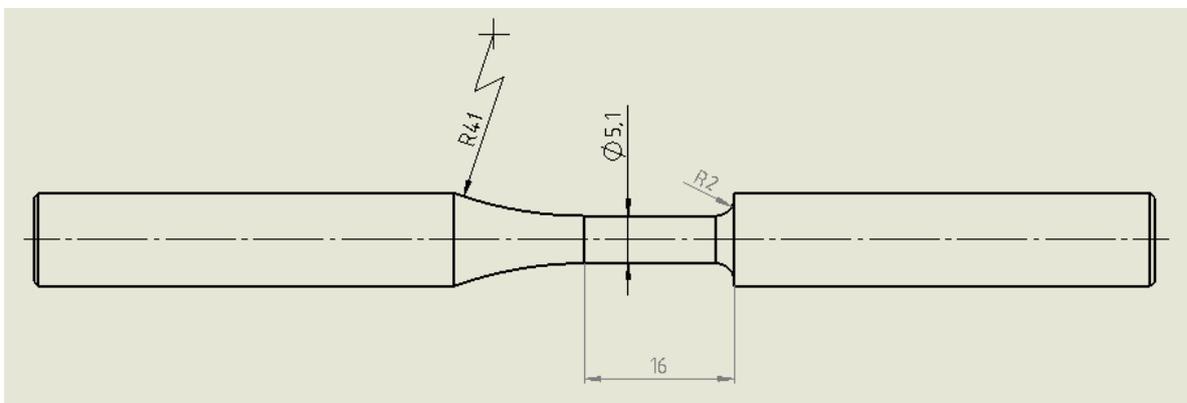


Figura 67: Desenho do corpo de prova alterado

Os corpos de prova utilizados para os ensaios são feitos em aço C45, conforme DIN EN 10083-1 (2006). Os dados da composição química deste aço são mostrados na Tabela 5 e as propriedades mecânicas são mostradas nas Tabelas 3 e 4.

Tabela 5: Composição química dos aços

Tipo do aço		Proporção de massa em %						
Sigla	Número do material	C	Si (máx.)	Mn	P (máx.)	S	Cr (máx.)	Mo (máx.)
C45	1.0503	0,42~0,50	0,4	0,50~0,80	0,045	max. 0,045	0,4	0,1
C45R	1.1201	0,42~0,50	0,4	0,50~0,80	0,035	0,02~0,04	0,4	0,1

Utilizou-se o rugosímetro modelo Formtracer SV-C 3000 S4, do fabricante Mitutoyo, para a medição da rugosidade superficial dos raios concentradores de tensão. A Figura 68 mostra este aparelho.



Figura 68: Rugosímetro Formtracer SV-C 3000 S4
(www.mitutoyo.com.br)

3.1.2 Processo de roleteamento

O processo de roleteamento pode ser dividido em máquina, ferramenta, dispositivos e parâmetros do processo. Este último será abordado no tópico 3.2.2.

As Figuras 69, 70, 71a e 71b mostram o processo de roleteamento no instante que o rolete pressiona o corpo de prova em diferentes peças e condições.



Figura 69: Processo de dois roletes atuando em um raio
(www.kovosvit.cz/en/)



Figura 70: Processo de um rolete atuando em um raio
(www.baublies.de/en/)



Figura 71: a) Vista lateral do rolete na peça; b) Vista frontal do rolete na peça
(www.baublies.de/en)

3.1.2.1 Máquina para o processo de roleteamento

Por motivos de proteção à propriedade intelectual da empresa Ecoroll, não é mostrado aqui a máquina utilizada neste processo. Porém, é possível fazer este processo em tornos convencionais ou CNC (Comando Numérico Computadorizado), como mostrado na Figura 72. Com pequenas adaptações na máquina, é possível a utilização destas máquinas para o processo de roleteamento profundo.



Figura 72: Torno CNC sem adaptações para o roleteamento

3.1.2.2 Ferramenta de roletear

A ferramenta, que é o rolete propriamente dito, utilizada foi a EF45-17-R2.0, onde o diâmetro externo é 17 mm e o raio de 2 mm na ponta. Este raio é o mesmo utilizado no corpo de prova na descontinuidade dos diâmetros. As Figuras 73a e 73b mostram o rolete utilizado.



Figura 73: a) Vista frontal do rolete; b) Vista lateral do rolete

3.1.2.3 Dispositivo para o roleteamento

A ferramenta descrita no tópico 3.1.2.2 é utilizada no suporte modelo EF45, conforme indicação do fabricante. As Figuras 74a e 74b mostram o suporte EF45 com o rolete embutido neste.

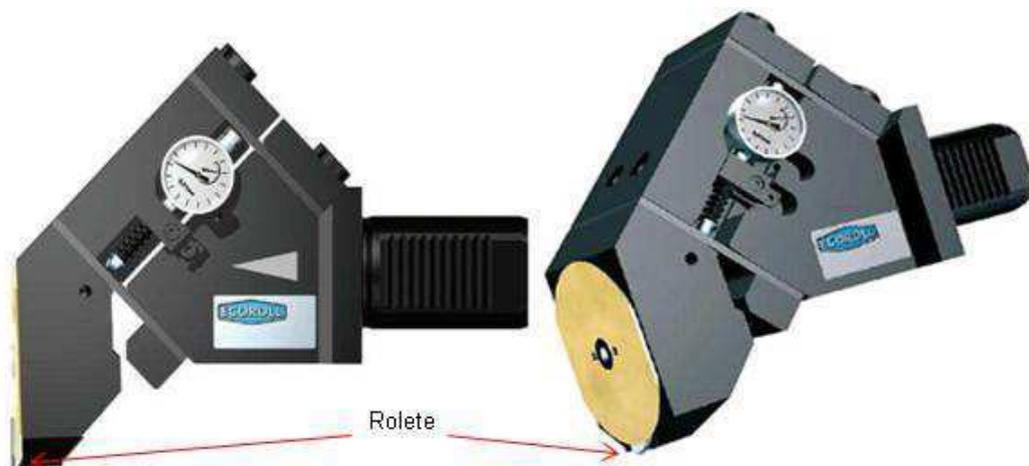


Figura 74: a) Vista frontal do suporte EF45 com rolete;
b) Outra posição do suporte EF45 com rolete

3.1.3 Máquina de ensaio de fadiga

A máquina utilizada para o ensaio de fadiga foi a MTS 810.23M, fabricante MTS, com o *software Teststar 2*. A Figura 75 mostra esta máquina com a parte de comando.



Figura 75: Máquina de ensaio de fadiga

3.1.4 Máquina de difração por raios-X

A máquina utilizada para medir a tensão residual superficial foi a Rigaku DMAX – RINT 2000, com tubo gerador de raios-X de cromo, utilizando 40 kV e corrente de 20 mA. Nesta máquina foi utilizado um dispositivo para fixação do corpo de prova, no qual posiciona este à 45° do eixo horizontal, a fim de garantir o melhor ponto de incidência dos raios-X.

3.1.5 Softwares de modelagem e análise por elementos finitos

O *software* utilizado para a modelagem do corpo de prova foi o SolidWorks versão 2011, pois este *software* interage muito bem com o *software* Ansys. Foi utilizada a biblioteca de materiais disponível no *software*, onde o modelo de material aplicado foi o aço SAE1045, equivalente ao C45.

Para a análise de tensão residual, foi utilizado o *software* Ansys, versão 12.1, onde neste foi feita a importação do modelo sólido a partir do SolidWorks. Utilizou-se os recursos didáticos do *Ansys Training Manual* para a simulação do processo de roleteamento profundo.

3.2 Métodos

3.2.1 Preparação de amostras

Foram torneados vinte corpos de prova conforme desenho mostrado no apêndice A, sendo que dez corpos de prova não estavam roleteados e dez corpos de prova sofreram o roleteamento.

Para a rugosidade utilizou-se a escala R_z , conforme DIN EN ISO 4287 (1997), que é a média aritmética dos “Z” dos valores absolutos das ordenadas dos pontos de maior afastamento, acima e abaixo da linha média, existentes no comprimento de amostragem. Graficamente este conceito pode ser representado pela Figura 76 e matematicamente, pela equação 34.

$$R_z = \frac{Z_1 + Z_2 + Z_3 + Z_4 + Z_5}{5} \quad \text{Eq. 34}$$

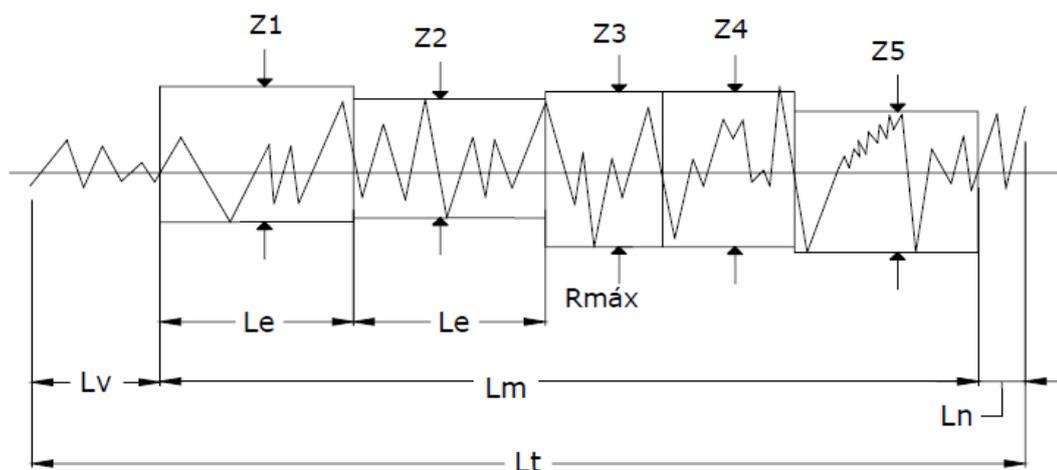


Figura 76: Representação gráfica da escala R_z

3.2.2 Processo de roleteamento

Para o melhor controle do processo, a rotação do corpo de prova foi de 90 rpm, com avanço da ferramenta de 25 μm até atingir uma força de compressão de 1000 N. Esta medição foi feita utilizando-se o relógio comparador existente no suporte EF45.

Caso ocorra do rolete passar mais de uma vez sobre o mesmo ponto, irá aumentar a tensão residual naquele ponto.

3.2.3 Ensaio de fadiga

Os ensaios foram realizados conforme a norma ASTM E466-07 (2007), tipo tração-tração, porém com o corpo de prova alterado conforme descrito no item 3.1.1. Foi utilizado o ciclo de tensão flutuante conforme Figura 4b, sendo que a razão utilizada entre as tensões foi $R=0,1$, a faixa de tensão aplicada foi de 400 à 650 MPa e a frequência de 20 Hz. Os valores das forças utilizadas para os corpos de prova estão descritos nas Tabelas 7 e 8 para o grupo de corpos de prova sem roletear e para o grupo roleteado, respectivamente.

Foi utilizado o *software* Minitab versão 14, para gerar as curvas de Wöhler, “S-N”, onde estas foram ajustadas pelo modelo de regressão quadrática, dis Eq. 35 no *software*. Este modelo pode é mostrado na equação 35:

$$Y = b_0 + b_1X + b_{11}X^2$$

Onde:

b_0 : é a resposta média de Y quando $X = 0$;

b_1 : coeficiente de efeito linear;

b_{11} : coeficiente de efeito quadrático.

3.2.4 Ensaio por difração de raios-X

Foram medidos quatro corpos de prova, sendo que dois estavam roleteados e dois não. O método utilizado foi o $\text{sen}^2 \psi$. A Figura 77 ilustra o suporte e o corpo de prova fixado a este e também os dois pontos medidos, onde estes estavam a noventa graus um do outro, a fim de verificar-se a distribuição da tensão em diferentes pontos.

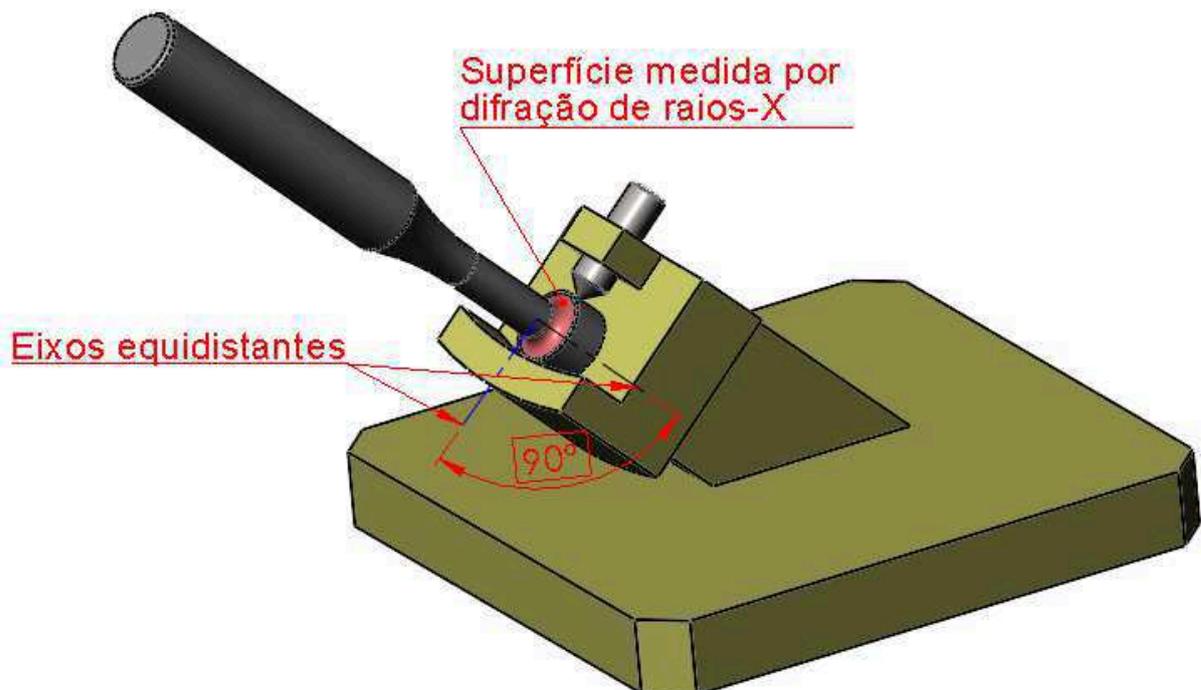


Figura 77: Representação esquemática da fixação do corpo de prova

3.2.5 Análise por elementos finitos

O método utilizado no *software* Ansys foi o de análise controlada por tensão, assim como o utilizado neste presente trabalho. Para a simulação da tensão residual, seguiu-se os passos descrito a seguir:

- a- **modelagem do corpo de prova:** foram omitidas as partes não funcionais do corpo de prova para não utilizar desnecessariamente recurso de processamento;
- b- **geração da malha:** foram geradas duas malhas para comparação dos resultados, onde na primeira os elementos tinham o tamanho de 2 mm e na segunda os elementos tinham o tamanho de 0,5 mm somente na superfície, pois é a região de maior interesse do estudo;
- c- **definição do local de suporte:** foi escolhido a face “A” indicada na Figura 78 com o tipo de suporte “*Frictionless support*”, onde a peça não sofre movimento ou deformação radialmente a esta face;
- d- **definição da pressão a ser usada:** a real força de 1000 N aplicada ao rolete se transforma em pressão exercida por este no corpo de prova através da área de contato do rolete com a superfície a ser roleteada. Com o auxílio do *software* SolidWorks e considerando a penetração de 0,01 mm do rolete na superfície do corpo de prova, a área de contato tem 0,77 mm². Sendo a força real aplicada ao rolete de 1000 N e dividindo-se pelo valor da área acima, obtém-se a pressão de 1298,7 MPa, que é o valor utilizado no *software* para a pressão. Para melhor representar o processo de roleteamento, foi utilizada a inserção da pressão com base no tempo, como pode ser visto na Figura 79, onde no primeiro segundo é aplicada a pressão de 1298,7 MPa e no segundo é retirada a pressão;
- e- **definição dos resultados a serem usados:** os resultados utilizados foram de Tensão Equivalente, Tensão Principal Máxima e Tensão Principal Mínima.
- f- **etapa de processamento:** após os passos acima estarem finalizados, utilizou-se a ferramenta “*Solve*”, que resolve as equações.

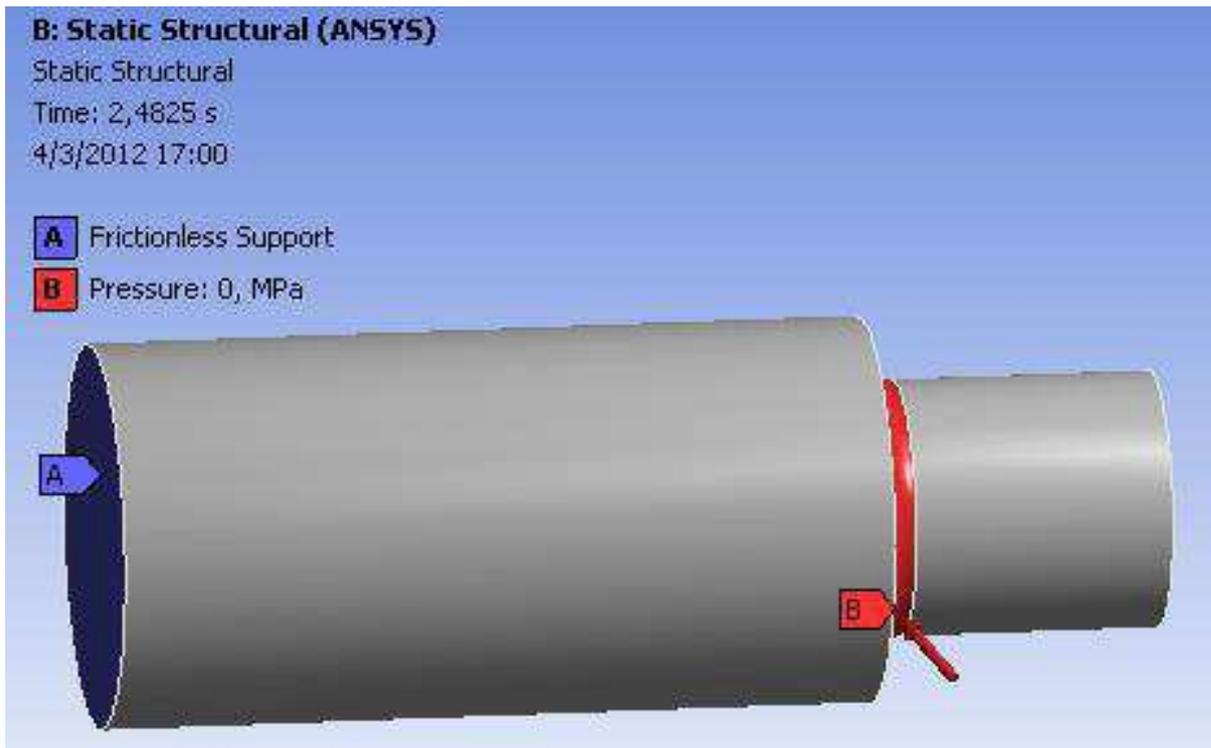


Figura 78: Representação das condições de contorno no corpo de prova

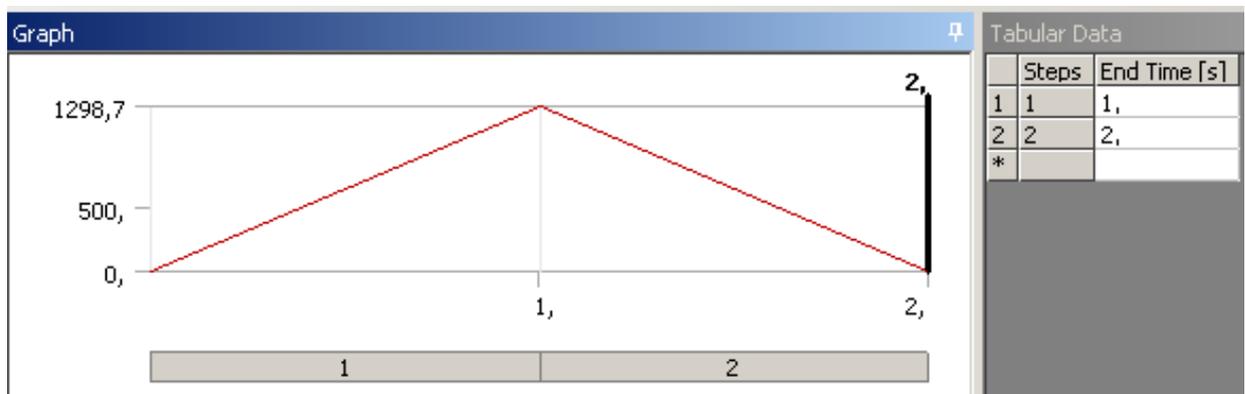


Figura 79: Representação da aplicação da pressão em função do tempo

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Corpos de prova sem e com roleteamento

Os corpos de prova sem e com roleteamento tiveram os seguintes valores de rugosidades no raio, mostrados na Tabela 6:

Tabela 6: Valor das rugosidades encontradas nos corpos de prova

Corpos de prova			
Sem roleteamento		Com roleteamento	
Corpo de prova	R_z (μm)	Corpo de prova	R_z (μm)
1	4	1	0,8
2	4,5	2	0,9
3	5	3	0,8
4	8	4	1
5	7,5	5	0,9
6	8	6	0,9
7	6,5	7	0,8
8	6	8	1
9	7,5	9	1
10	7,5	10	0,9
Média	6,45	Média	0,9

Utilizando-se o valor da rugosidade média e baseando-se na Figura 17, é possível estimar um fator de acabamento superficial C_s de 0,88 para as peças sem o roleteamento e para as peças com roleteamento estimou-se 0,95. Isto pode ser interpretado que quanto menor a rugosidade, maior é fator C_s . Assim sendo, um componente com uma rugosidade superficial baixa em uma região suscetível à fadiga, deverá falhar depois de um componente com as mesmas características, mas com maior rugosidade.

4.2 Vida em fadiga

Os resultados dos ensaios de fadiga dos corpos de prova sem e com roleteamento estão nas Tabelas 7 e 8:

Tabela 7: Dados dos ensaios de fadiga dos corpos de prova sem roleteamento

Corpo de prova	Tensão (MPa)	Área (mm ²)	F _{max} (N)	F _{min} (N)	Média F (N)	Ciclos
1	600	20,27	12,16	1,22	6,69	23.491
2	550	20,35	11,19	1,12	6,16	38.785
3	500	20,35	10,18	1,02	5,6	93.399
4	450	20,27	9,12	0,91	5,02	172.012
5	440	20,35	8,95	0,9	4,93	369.633
6 *	425	20,27	8,61	0,86	4,74	1.678.418
7 *	400	20,27	8,11	0,81	4,46	1.532.638

OBS.: Os corpos de prova indicados com “*” não fraturaram até o número de ciclos indicado (*runout*).

Tabela 8: Dados dos ensaios de fadiga dos corpos de prova com roleteamento

Corpo de prova	Tensão (MPa)	Área (mm ²)	F _{max} (N)	F _{min} (N)	Média F (N)	Ciclos
1	650	20,35	13,23	1,32	7,28	17.716
2	600	20,27	12,16	1,22	6,69	32.328
3	550	20,35	11,19	1,12	6,16	115.336
4	500	20,43	10,22	1,02	5,62	311.479
5	450	20,35	9,16	0,92	2,52	690.949
6 *	440	20,35	8,95	0,9	7,93	1.538.313

OBS.: O corpo de prova indicado com “*” não fraturou até o número de ciclos indicado (*runout*).

As Figuras 80 e 81 mostram as curvas de Wöhler, “S-N”, para os dois grupos de corpos de prova: o sem roleteamento e com roleteamento, respectivamente.

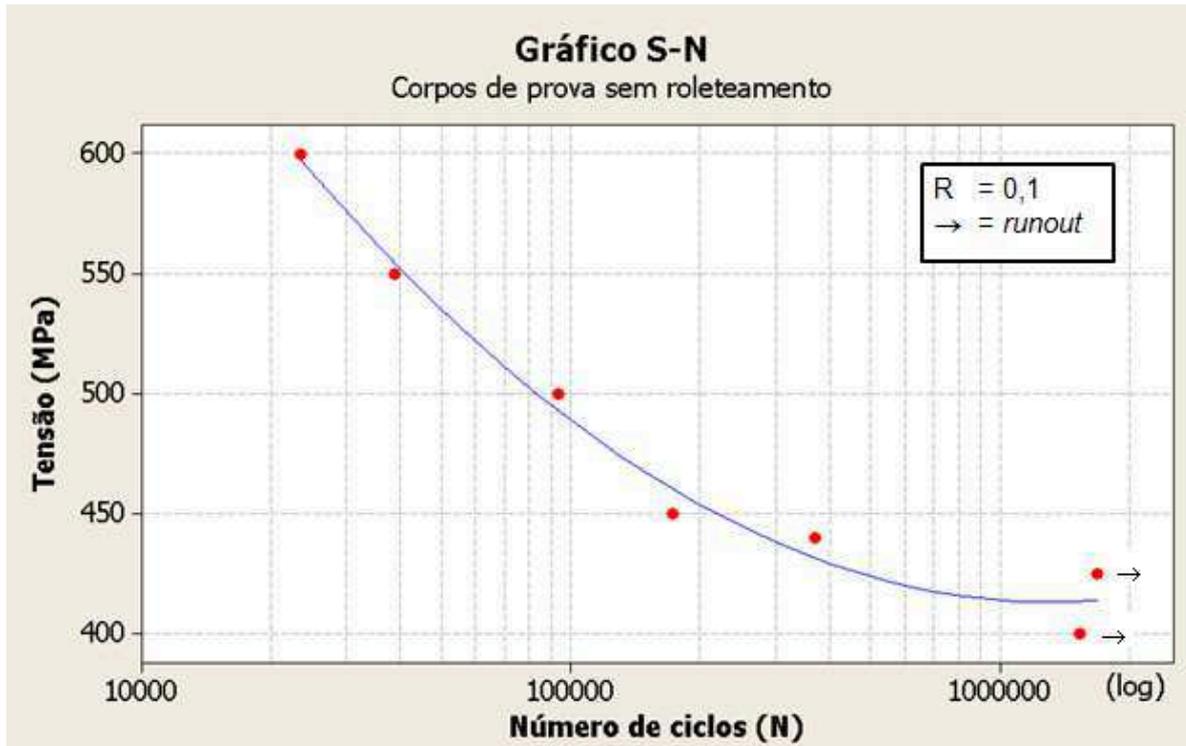


Figura 80: Curva de Wöhler, "S-N", para os corpos de prova não roleteados

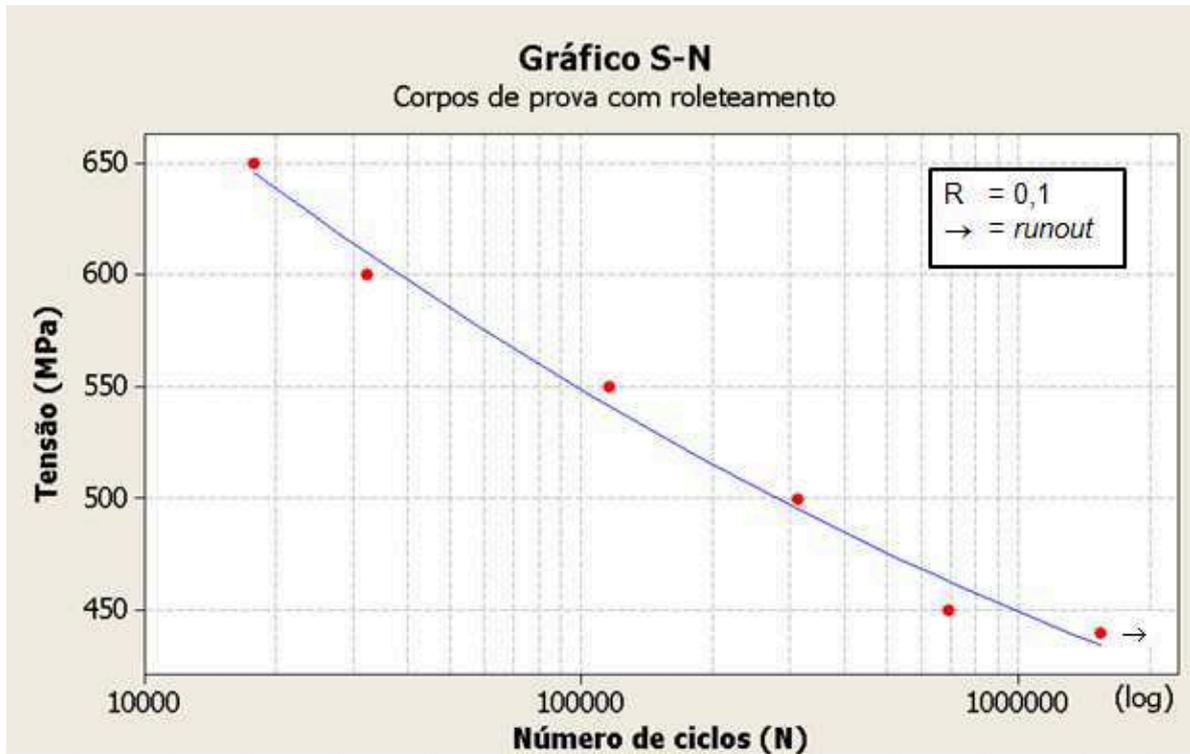


Figura 81: Curva de Wöhler, "S-N", para os corpos de prova roleteados

O gráfico da Figura 80, sem roleteamento, mostra que a vida infinita em fadiga está se estabilizando abaixo da tensão de 450 MPa e se aproxima bem do valor para a vida infinita em fadiga para os corpos de prova com o roleteamento da Figura 81, diferenciando apenas no número de ciclos antes da falha.

Para uma melhor visualização, é mostrada na Figura 82 a sobreposição das duas curvas de Wöhler, “S-N”, com $R=0,1$, da Figura 80 e 81, onde a curva dos corpos de prova roleteados está em preto, e a dos não roleteados, em vermelho.

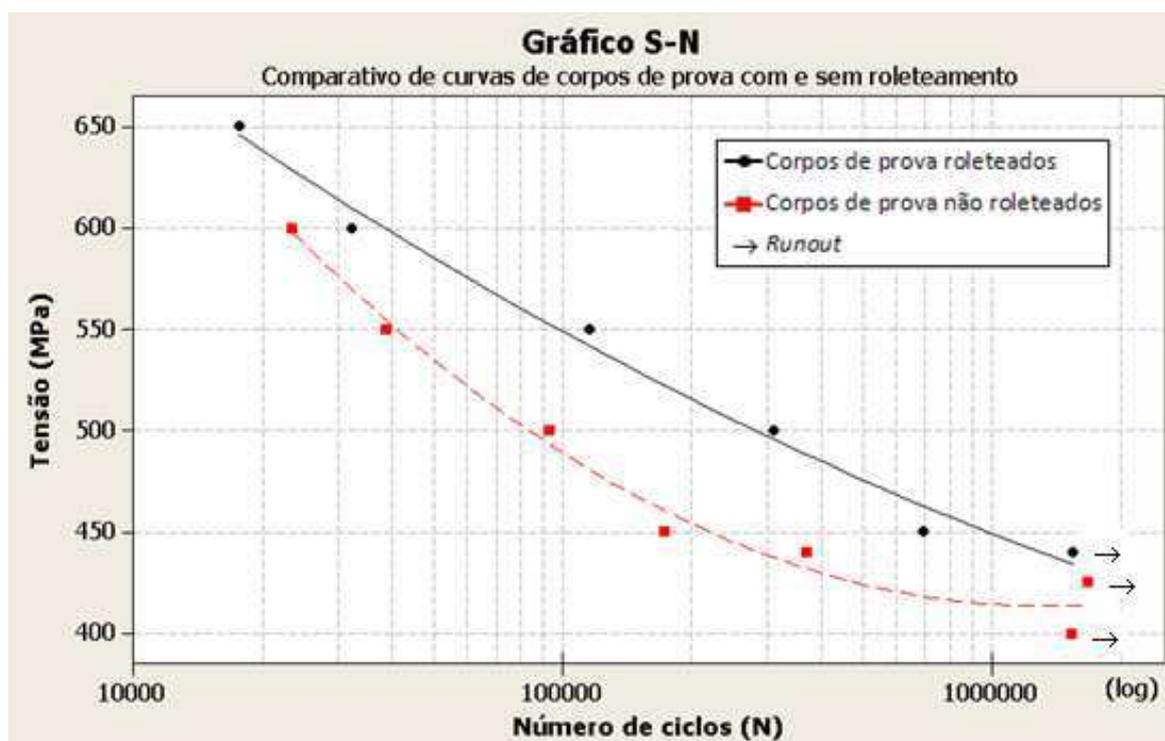


Figura 82: Curvas de Wöhler, “S-N”, sobrepostas dos corpos de prova

Para uma melhor comparação, os valores da Tabela 9 mostram, para as mesmas tensões dos corpos de prova sem e com roleteamento, a diferença em número de ciclos dos corpos de prova e também o ganho percentual desta diferença dos corpos de prova roleteados sobre os não roleteados.

Considerando a menor tensão utilizada, 440 MPa, obteve-se um ganho de aproximadamente 416%. E para a maior tensão, 600 MPa, o ganho foi de aproximadamente 138%.

Tabela 9: Comparação de valores dos ciclos em função das tensões e com seus respectivos ganhos

Tensão (MPa)	Ciclos sem roleteamento	Ciclos com roleteamento	Ganho (%)
440	369.633	1.538.313	416%
450	172.012	690.919	402%
500	93.399	311.479	333%
550	38.785	115.336	297%
600	23.491	32.328	138%

Alguns corpos de prova roleteados tiveram o rompimento fora do local previsto, como mostra a Figura 83.

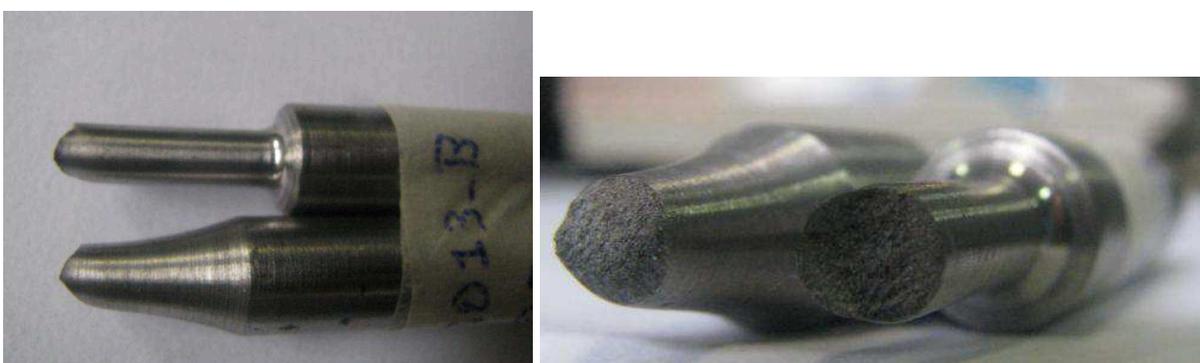


Figura 83: Corpos de prova que fadigaram no lugar que não estava previsto

Este fato pode ter se dado por alguns motivos, tais como:

- a tensão residual de tração, que facilita a falha prematura;
- a rugosidade poderia estar acima do permitido;
- defeito cristalino do material e/ou impurezas.

A somatória das tensões do material deve ser igual a zero. Para haver uma tensão de compressão em uma região, as regiões adjacentes devem ter uma tensão de tração para manter o equilíbrio, porém esta tensão de tração pode ter efeito prejudicial ao componente. A Figura 84 mostra o estado das tensões de tração e de compressão em um aço SAE 4340 após a aplicação de *shot peening*. À medida que vai se afastando da superfície, tende-se a normalizar as tensões do material.

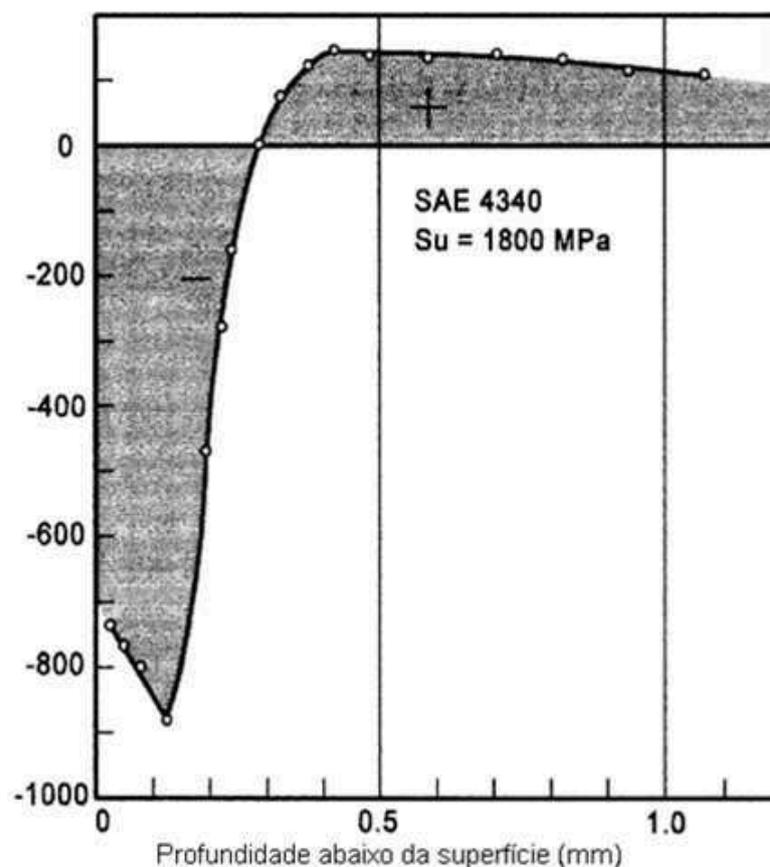


Figura 84: Profundidade da tensão residual medida após o processo de *shot peening* em um aço SAE 4340 (adaptada de Schijve, 2009)

Não houve medição da rugosidade na região onde ocorreram as fraturas, pois o principal objeto de estudo considerado é o raio concentrador de tensões.

No trabalho de Lopes (2006) são mostrados os resultados de corpos de prova torneados e polidos com suas respectivas rugosidades e limite de resistência à fadiga. Um resumo pode ser visto na Tabela 10 abaixo.

Tabela 10: Resumo da tabela de Lopes (2006)

Processo	Rugosidade R_a (mm)	Limite de resistência à fadiga (MPa)
Torneamento	1,68	368,17
Torneamento	2,59	341,10
Torneamento	4,79	228,22
Polimento	0,15	395,98

À medida que a rugosidade aumenta, o limite de resistência à fadiga diminui. Tal fato pode justificar a hipótese da rugosidade excessiva na região das fraturas ser a causa da falha.

Os defeitos oriundos do processo metalúrgico, tais como vazios, incrustações, etc., se tornam micro concentradores de tensão (LEE et al. 2005). De acordo com Dieter (1981), estes defeitos podem ser pontuais, que é quando o arranjo periódico da rede cristalina está na vizinhança de poucos átomos, ou quando estes defeitos se estendem pela rede cristalina do material, passando a ser chamado de imperfeição da rede. O efeito destes problemas metalúrgicos pode ser responsável pela fratura dos corpos de prova nos lugares não previstos.

4.3 Tensões residuais por difração de raios-X

Devido à dificuldade de posicionar em um ponto ótimo para a medição, foram feitas diversas medições até se obter dois valores que seriam utilizados como referência, conforme previsto neste trabalho. A representação esquemática de como o corpo de prova ficou fixado assim como o local de incidência do feixe de raios-X está representada na Figura 77.

Segundo Perini (2008), uma vez que tenha sido executado o ensaio de fadiga e criado uma relação da tensão residual compressiva com o número de ciclos até a falha, a eficácia do processo de difração por raios-X é suficiente para a verificação de alterações no processo de roleteamento. Isto significa que é possível monitorar variações no processo de roleteamento por meio da medição por difração por raios-X ao invés do ensaio de fadiga, economizando tempo.

Os valores encontrados para as tensões residuais compressivas estão na Tabela 11.

Tabela 11: Valores de tensões residuais encontrados

Posição	Tensão residual para $+\psi$ (MPa)	Tensão residual para $-\psi$ (MPa)	Média (MPa)
0 grau	-206	-164	-185
90 graus	-185	-211	-198
0 grau roleteada	-141	-295	-218
90 graus roleteada	-187	-307	-247

Os corpos de prova não tratados apresentaram uma tensão residual elevada, com valor médio de -191,5 MPa. Nas literaturas consultadas, foram encontradas tensões de tração durante o processo de torneamento, tendo a tensão compressiva após dois milímetros da superfície usinada, como mostrado na Figura 85. O trabalho de Peppert e Peng (2009) mostra que tanto para o torneamento axial quanto radial em condições de corte a seco e com lubrificante, a tensão residual de tração prevalece. As Figuras 86 e 87 mostram os resultados dos experimentos.

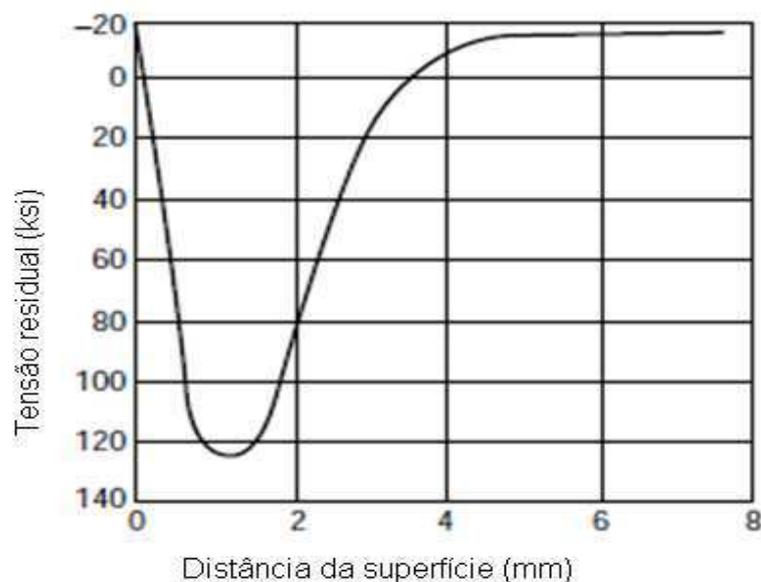


Figura 85: Tensão residual induzida pelo torneamento em uma peça de aço (adaptada de Totten et al., 2002)

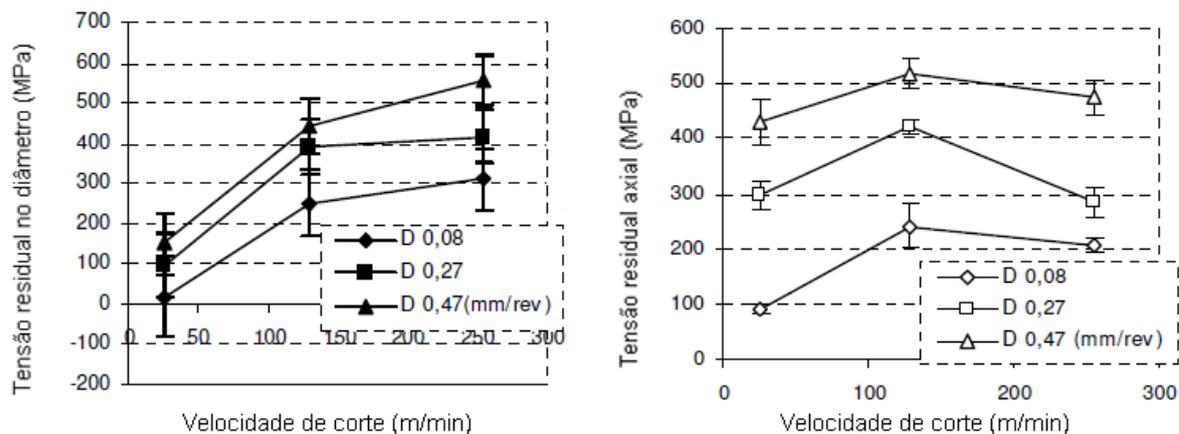


Figura 86: Tensão residual induzida pelo torneamento do aço C45 à seco
(adaptada de Peppert e Peng, 2009)

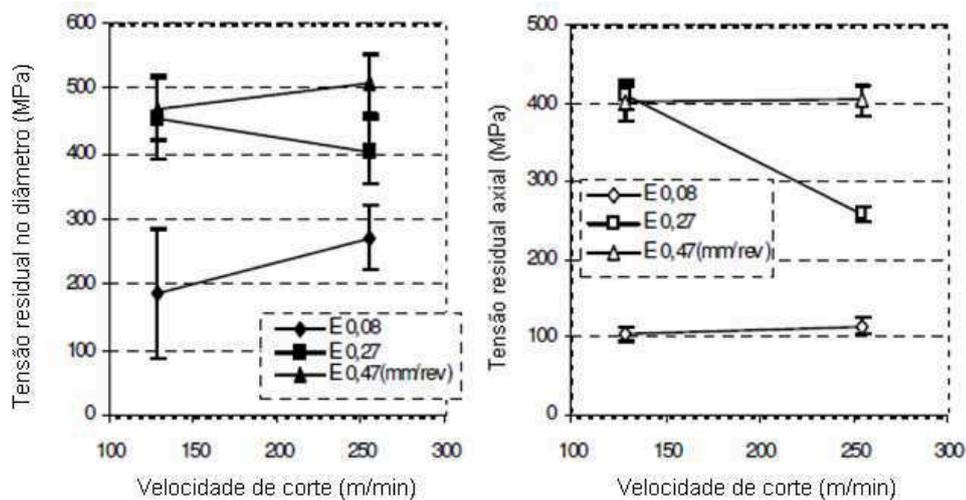


Figura 87: Tensão residual induzida pelo torneamento do aço C45 com lubrificante
(adaptada de Peppert e Peng, 2009)

Estas diferenças de tensões de tração e compressivas encontradas nos corpos de prova gerados, provavelmente pelo torneamento, precisam de uma investigação mais profunda para ter uma melhor explicação e entendimento do fenômeno.

4.4 Análise numérica de tensões

Devido aos vários parâmetros e recursos do *software*, não se conseguiu simular as condições reais dos testes e seus resultados, porém, é possível comparar os valores da tensão de tração e tensão de compressão com o comportamento real dos corpos de prova.

As Figuras 88, 89, 90 e 91 mostram o comportamento não linear do material por meio da simulação, onde as regiões adjacentes ao raio roleteado tem tensões de tração, similar ao que mostra a Figura 84.

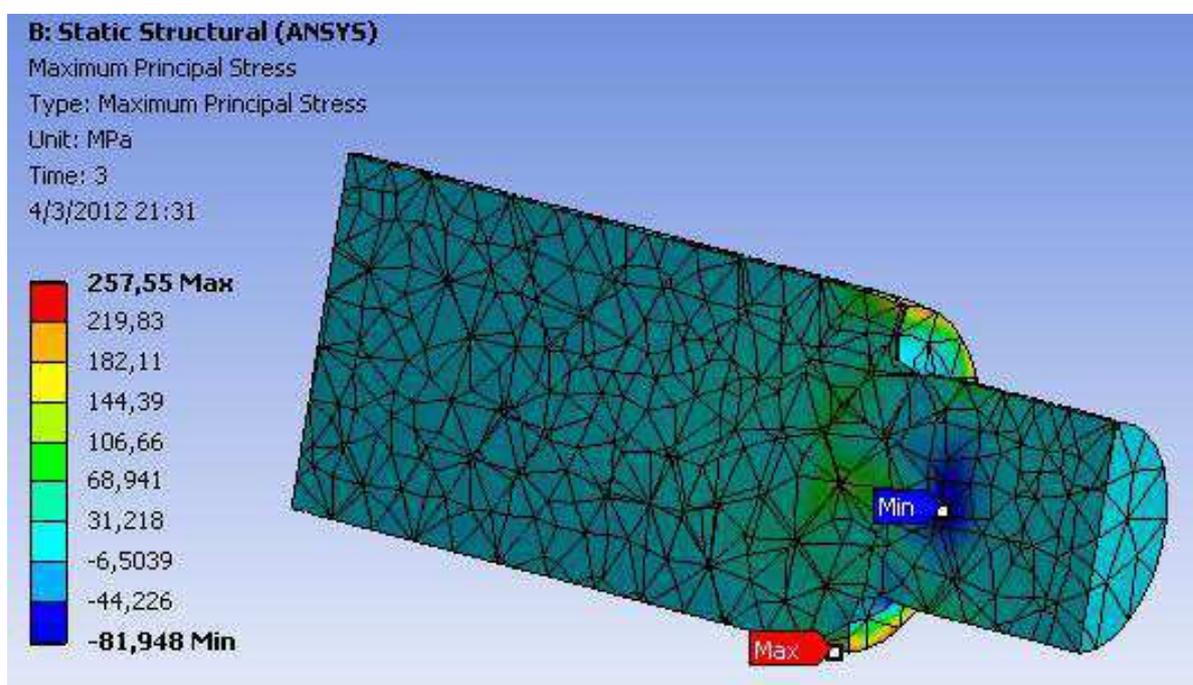


Figura 88: Resultado da simulação das tensões residuais internas com a malha grosseira

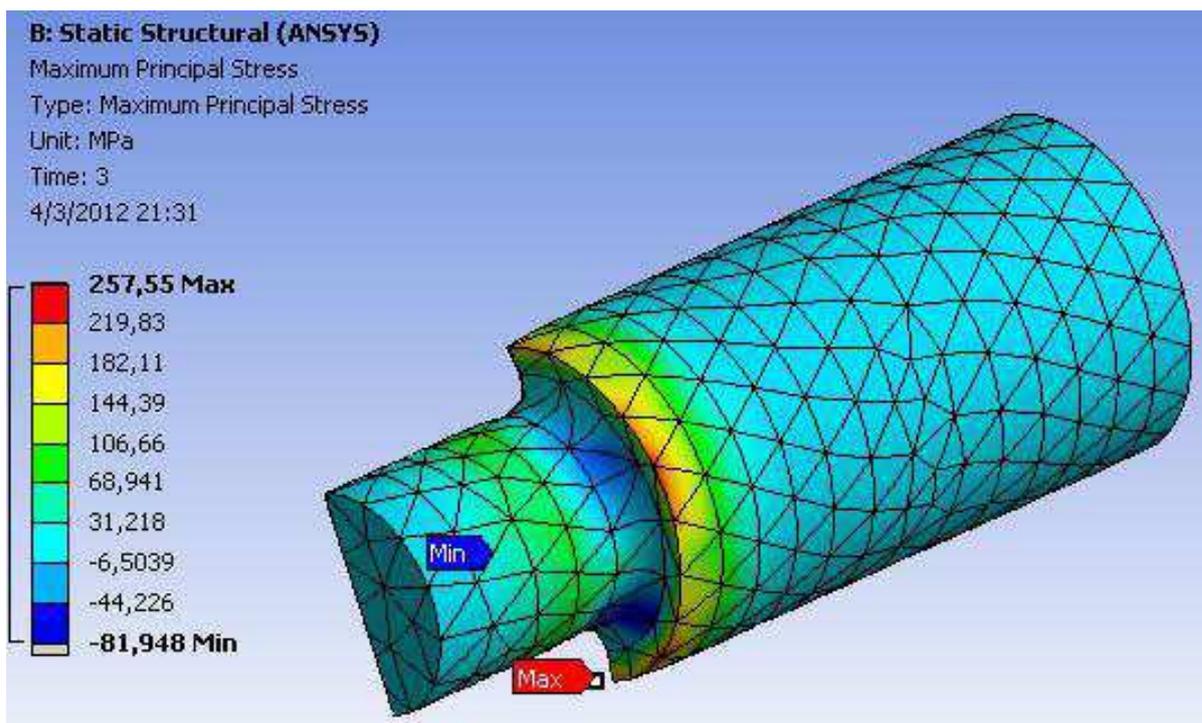


Figura 89: Resultado da simulação das tensões residuais externas com a malha grosseira

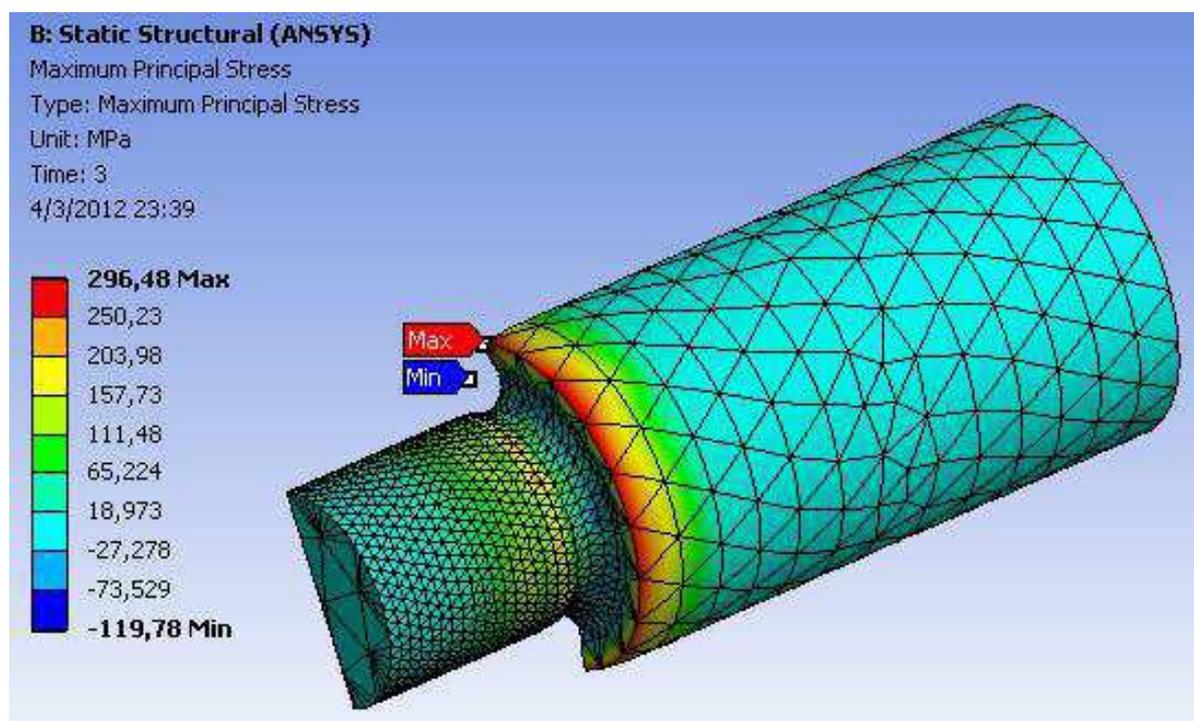


Figura 90: Resultado da simulação das tensões residuais externas com a malha refinada

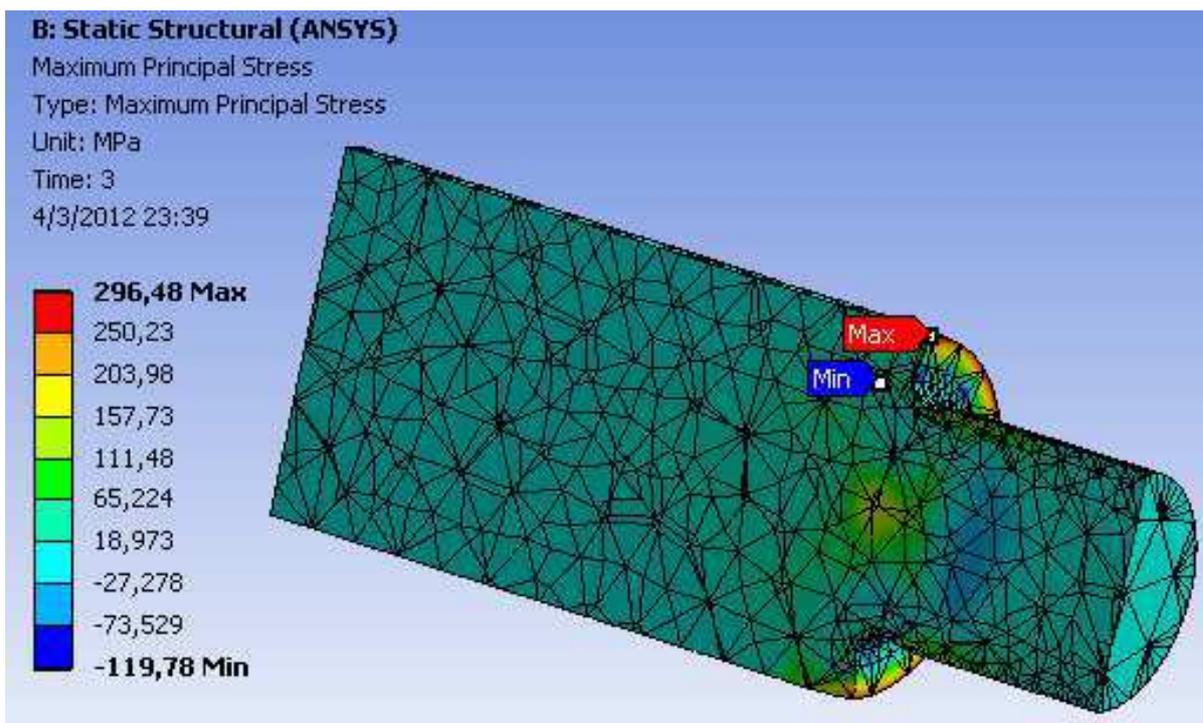


Figura 91: Resultado da simulação das tensões residuais internas com a malha refinada

Para ter resultados da simulação mais fidedignos aos resultados experimentais, se faz necessário entender melhor o processo e os resultados do item 4.3, aplicar a tensão residual correta nas condições do material utilizado pelo *software* e proceder como descrito no tópico 3.2.5.

Assim também será possível simular para quantificar o efeito da tensão residual compressiva sobre a vida em fadiga.

5 CONCLUSÕES

Baseado nos resultados dos testes de ensaio de fadiga foi possível concluir que o processo de roleteamento profundo é extremamente eficaz, se tratando de concentradores de tensões em eixos. É óbvio que isto pode ser estendido para outras formas geométricas, assim como mostra a literatura, porém, a diferença de valores será também alterada. A geração da tensão residual compressiva não se limita apenas ao processo de roleteamento profundo. Schijve (2009) contribui para esta afirmação, quando cita outros processos para o mesmo fim. A tensão residual compressiva pode ser um recurso de grande utilidade para engenheiros estruturais na otimização e/ou durabilidade de componentes.

O ensaio de fadiga foi o método que melhor representou a consequência do processo de roleteamento, ou seja, o ganho real esperado. Os limites de resistência à fadiga S_e , praticamente não se alteraram devido ao roleteamento, o material rompeu com ou sem tensão residual na superfície. Considerando o ensaio de tensão axial, o uso do processo de roleteamento profundo para a tensão S_e se torna válido quando visa o aumento de vida em fadiga, porém, quando visa o aumento da tensão de trabalho mantendo-se o mesmo número de ciclos, não tem ganho quando utiliza-se a tensão S_e .

A rugosidade nos raios roleteados pode ter influenciado no aumento da vida em fadiga, mas para poder medir-se esta influência, seriam necessários novos corpos de prova sem o raio roleteado (sem geração de tensão residual) e com a mesma rugosidade encontrada no grupo de corpos de prova roleteados. Assim, pode-se estudar o fator rugosidade isoladamente.

Com os resultados das medições por difração de raios-X, pode-se concluir que:

- deveriam ser medidos mais corpos de prova, a fim de aumentar a amostragem e validação dos resultados obtidos com os quatro corpos de prova ensaiados;

- o processo de torneamento pode ter influenciado positivamente na vida em fadiga dos corpos de prova não roleteados, já que a tensão residual encontrada após a usinagem foi, na média, de -191,5 MPa.

- a vida em fadiga para os corpos de prova não roleteados poderia ser menor, caso houvesse tensão residual compressiva próxima à zero. Como consequência, diminuiria a vida em fadiga destes e aumentaria a diferença entre os dois grupos de corpos de prova, ou seja, o ganho poderia ser maior que o mostrado na Tabela 9.

A análise pelo método de elementos finitos apresentou apenas a distribuição de tensões devido ao carregamento aplicado. O verdadeiro estado de tensões, que determina a vida em fadiga, é uma superposição deste e do campo de tensões residuais provenientes dos processos de torneamento e de roleteamento realizados.

Sugestões de Trabalhos Futuros

Durante o decorrer do trabalho houve assuntos que poderiam gerar novas pesquisas. Segue abaixo a relação que o autor sugere:

- estudar o comportamento do material, mantendo-se o mesmo número de ciclos e variando-se o diâmetro. Como resultado deste estudo, poderia ser justificada a diminuição da seção da peça, economizando matéria-prima;

- comparar a nova curva de Wöhler, “S-N”, de um corpo de prova roleteado com uma curva padrão e verificar o que leva as curvas a não serem paralelas e o que influencia esta inclinação;

- ensaiar corpos de prova padronizados, ou seja, sem concentrador de tensões e com a mesma matéria-prima utilizada neste trabalho, para comparar os resultados com os corpos de prova sem roleteamento, para assim poder ser avaliada também a influência do concentrador de tensões K_t e K_f ;

- criar um fator que poderia ser adicionados aos fatores de Marin (NISBETT e BUDYNAS, 2011), que seria o de encruamento superficial/tensão residual compressiva;

- aumentar a força de atuação do rolete e seu tempo de contato no corpo de prova para o um novo estudo de vida em fadiga;

- a partir de que ponto a relaxação da tensão residual começa a afetar o processo de encruamento.

Referências

9th International Conference and Exhibition on Shot Peening. Disponível em: <http://icsp9.iitt.com/>. Acesso em 26 de novembro de 2011.

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas. NBR 6215:2011: **Produtos siderúrgicos — Terminologia**. Rio de Janeiro, 2011.

ASM Handbook. **Fatigue and Fracture** - Volume 19. USA, 1996

ASTM - American Society for Testing and Materials E466-07 - **Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials**. USA, 2007.

ASTM - American Society for Testing and Materials. E837-94 - **Standard Test Methods for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gauge Method**. USA, 1994.

BANNANTINE, J. A, et al. **Fundamentals of Metal Fatigue Analysis**. New Jersey: Prentice Hall, 1990.

BROEK, D. **Elementary Engineering Fracture Mechanics**. 3 ed. Netherlands: Martinus Nijhoff Publishers, 1984.

BS EN 15305 - **Non-destructive Testing - Test Method for Residual Stress Analysis by X-ray Diffraction**. UK, 2008.

CAPELLO, E. **Residual stresses in turning – part I: influence of process parameters**. *Journal of Processing Technology*, v. 160, n. 2, p. 221-228, 2005.

CHEN, W. F., HAN, D. J. **Plasticity for Structural Engineers**. New York: Springer, 1988.

COLLINS, J. A. **Failure of Materials in Mechanical Design**. 2 ed. New York: Wiley-Interscience, 1993.

COSTA, J. D. M., **Análise da tolerância de defeitos em ligas de alumínio**. Coimbra, Portugal: Originalmente apresentada como tese de doutorado, Faculdade de Ciências e Tecnologia da Universidade de Coimbra, 1991.

CRISFIELD, M. A. **Non-Linear Finite Element Analysis of Solids and Structures, Vol.1 and 2**. Bafins, England: John Wiley & Sons Ltd, 1991.

DANE, C. B., et al. Shot peening with lasers. **Advanced Materials and Processes**. v. 153, n. 5, p. 37-39, 1998.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

DIN EN ISO 4287:1997 - **Geometrical Product Specifications (GPS) - Surface texture: Profile method - Terms, definitions and surface texture parameters.** Suíça, 1997.

DIN - Deutsches Institut für Normung. DIN EN 10083-1: **STEELS FOR QUENCHING AND TEMPERING - PART 1: GENERAL TECHNICAL DELIVERY CONDITIONS.** Berlin, 2006.

ECOROLL. **Basic principles of deep rolling.** Disponível em: <http://www.ecoroll.com/verfahren/40.0.html>. Acesso em 26 de novembro de 2011.

FAIRE, V. M. **Elementos orgânicos de máquinas – Vol. 1.** LTC. Rio de Janeiro, 1976.

FILATOV, V. M. and EVROPIN, S. V. **Strength Calculation of NPP Equipment and Pipelines during Operation. Low - and high-cycle corrosion Fatigue.** Journal of Pressure Vessels and Piping, v. 81, n. 8, p. 719-724, 2004.

FUCHS, H. O., STEPHENS, R.I. **Metal Fatigue in Engineering.** New York: John Wiley & Sons, 1980.

GONG, Y. and NORTON, M. P., **Fatigue Under Stress Cycling With Nonzero Means.** Journal of Testing and Evaluation. v. 24, n. 4, p. 263-267, 1996.

GRIFFITHS, B. **Manufacturing Surface Technology.** London: Penton Press, 2001.

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

HAMMERRSLEY, G., HACKEL, L. and HARRIS, F. **Surface prestressing to improve fatigue strength of components by laser shot peening.** Optics and Lasers in Engineering. v. 34, n. 4-6, p. 327-337, 2000.

HEARN., E. J. **Mechanics of Materials Volume 1: An Introduction to the Mechanics of Elastic and Plastic Deformation of Solids and Structural Materials.** 3 ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1997.

HUTTON, D. V. **Fundamentals of finite element analysis.** New York: Mc Graw Hill, 2004.

JONES, D. A. **Principles and prevention of corrosion.** New York: Macmillan Publishing Company, 1992.

KAZYMYROVYCH, V. **Very high cycle fatigue of engineering materials (A literature review).** Research Report - Karlstad University Studies, 2009.

KIM, Y. H., et al. **Assessment of Material Degradation due to Corrosion-Fatigue using a Backscattered Rayleigh surface Wave**. Proceedings of Ultrasonics International, v. 42, n. 1, p. 545-550, 2003.

KLOOS, K. H., MACHERAUCH, E. **Development of mechanical surface strengthening processes from the beginning until today**. Shotpeener.com, 1987. Disponível em: www.shotpeener.com/library/pdf/1987015.pdf. Acesso em 26 de novembro de 2011.

LEE, Y. et al. **Fatigue Testing and Analysis (Theory and Practice)**. Massachusetts: Elsevier, 2005.

LONERO, V.J. LONERO ENGINEERING COMPANY INC, **Upper and lower tools for deep rolling**, n. US715017306 maio, 2004.

LOPES, K. S. S. **Influência dos parâmetros de usinagem na resistência à fadiga de aços AISI 4140**. Belo Horizonte, MG: Originalmente apresentada como dissertação de mestrado, Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, 2006.

MALUF, O. **Influência do roleteamento no comportamento em fadiga de um ferro fundido nodular perlítico**. São Carlos, SP: 2002. Originalmente apresentada como dissertação de mestrado, Escola de Engenharia de São Carlos, 2002.

MATSUDA, J. R. **Análise de fadiga em materiais dúcteis através de uma formulação localmente acoplada da mecânica do dano contínuo**. Curitiba, PR: Originalmente apresentada como dissertação de mestrado, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2008.

MEO, M., VIGNJEVIC, R. **Finite element analysis of residual stress induced by shot peening process**. Advances in Engineering Software. v. 34, n. 9, p. 569-575, 2003.

Metal Improvement Company. **Laser Peening**. Disponível em: www.metalimprovement.com/laserpeening.php/. Acesso em 26 de novembro de 2011.

MURTHY, D. S. R. **Corrosion Fatigue of Stiffened Offshore Steel Tubular Joints**. Journal of Structural Engineering, v. 120, n. 7, p. 1991-2010, 1994.

NISBETT, J. K., BUDYNAS, R. G. **Elementos de Maquinas De Shigley - Projeto De Engenharia Mecânica**. 8 ed. São Paulo: Bookman, 2011.

PEPPERT, T., PENG, R. L. **SURFACE RESIDUAL STRESSES IN DRY TURNING OF 0.45% C STEEL**. International Centre for Diffraction Data, v. 52, p. 304-311, 2009.

PEREIRA, H. F. S. G. **Comportamento à fadiga de componentes estruturais sob a acção de solicitações de amplitude variável**. Porto, Portugal: Originalmente

apresentada como dissertação de mestrado, Faculdade de Engenharia. Universidade do Porto, 2006.

PEREIRA, J. T. **Método dos Elementos de Contorno Aplicado à Solução de Problemas Elastoplásticos Bidimensionais**. Originalmente apresentada como dissertação de mestrado em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, SC, 1994.

PERINI, R. **O uso da difração de raios-X para determinação da tensão residual induzida pelo processo de roleteamento em uma camisa de cilindro de motor diesel**. São Paulo, SP: Originalmente apresentada como dissertação de mestrado, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 2008.

REED-HILL, R.E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.

SCHAJER, G.S., **Measurement of Non-Uniform Residual Stress using the Hole Drilling Method - Part I**. Journal of Engineering Materials and Technology transactions of the ASME, v. 110, n. 10, p. 338-343, 1988.

SCHIJVE, J. **Fatigue of Structures and Materials**. 2 ed. New York: Springer, 2009.

SHARMAN, A. R. C., et al. **The effects of machined workpiece surface integrity on the fatigue life of titanium aluminide**. International Journal of Machine Tools & Manufacture, v. 41, n. 11, p. 1681-1685, 2001.

SHI, P. and MAHADEVAN, S. **Corrosion Fatigue and Multiple site Damage Reliability Analysis**. International Journal of Fatigue, v. 25, n. 6, p. 457-469, 2003.

SOARES, M. C. B. V., **Influência das tensões residuais no comportamento em fadiga e fratura de ligas metálicas**. São Paulo, SP: Originalmente apresentada como tese de doutorado, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 1998.

SOUSA, S. A. **Ensaio Mecânicos De Materiais Metálicos - Fundamentos Teóricos e Práticos**. 5 ed. São Paulo, SP: Edgard Blücher, 1982.

STEMMER, C. E. **Projeto e construção de máquinas**. Porto Alegre: Globo, 1974.

SURESH, S. **Fatigue of materials**. 2 ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1998.

TOTTEN, G., HOWES, M. et al. **Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel**. Ohio: ASM, 2002.

