

**UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA CIVIL**

LUCIENE DE SOUZA KICHEL

**PREVISÃO DA VIDA À FADIGA DAS BARRAS DE AÇO POR MEIO DO MODELO
DE TANAKA E MURA E DA TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA**

DISSERTAÇÃO

**PATO BRANCO
2019**

LUCIENE DE SOUZA KICHEL

**PREVISÃO DA VIDA À FADIGA DAS BARRAS DE AÇO POR MEIO DO MODELO
DE TANAKA E MURA E DA TEORIA DA DISTÂNCIA CRÍTICA**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Câmpus Pato Branco, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Civil - Área de Concentração: Análise de Estruturas.

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Marina Rocha Pinto Portela Nunes

PATO BRANCO

2019

K46p

Kichel, Luciene de Souza.

Previsão da vida à fadiga das barras de aço por meio do modelo Tanaka e Mura e da teoria da distância crítica / Luciene de Souza Kichel. -- 2019.

95 f. : il. ; 30 cm.

Orientadora: Profa. Dra. Marina Rocha Pinto Portela Nunes
Dissertação (Mestrado) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná.
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil. Pato Branco, PR, 2019.
Bibliografia: f. 87 - 95.

1. Metais - Fadiga. 2. Análise estrutural. 3. Barras de aço. I. Nunes, Marina Rocha Pinto Portela, orient. II. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil. III. Título.

CDD 22. ed. 624

Ficha Catalográfica elaborada por
Suélem Belmudes Cardoso CRB9/1630
Biblioteca da UTFPR Campus Pato Branco



TERMO DE APROVAÇÃO Nº 31

Título da Dissertação

"Previsão da vida à fadiga das barras de aço por meio do modelo de Tanaka e Mura e da Teoria da Distância Crítica"

Autora

Luciene de Souza Kichel

Esta dissertação foi apresentada às 14h do dia 16 de abril de 2019, como requisito parcial para a obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA CIVIL– Linha de pesquisa em Análise de Estruturas, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Civil. A autora foi arguida pela Banca Examinadora abaixo assinada, a qual, após deliberação, considerou o trabalho aprovado.

Profa. Dra. Marina Rocha Pinto Portela Nunes
UTFPR/PB
Presidente

Prof. Dr. Lucas Máximo Alves
UEPG/PG
Examinador

Prof. Dr. Paulo Rogério Novak
UTFPR/PB
Examinador

Prof. Dr. Francisco Augusto Aparecido Gomes
UTFPR/PB
Examinador

Visto da Coordenação

Prof. Dr. Murilo Cesar Lucas
Coordenador do Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Civil- PPGEC

O Termo de Aprovação assinado encontra-se na Coordenação do PPGEC

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer ao meu esposo, Jorge Gustavo Kichel, pelo amor, dedicação, incentivo, e cumplicidade durante as etapas desta pesquisa. Algumas destas talvez não teriam sido vencidas sem seu apoio. Agradeço também a minha família, meus pais Noemi e Antonio Carlos, meus irmãos Gustavo e Karolyne e meus amigos, especialmente a Cristina, que estiveram presentes nos momentos difíceis e de descontração, ouvindo as lamentações, me alegrando, motivando e dando ânimo para continuar buscando meus sonhos.

À minha orientadora Prof.^a Dr.^a Marina Rocha Pinto Portela Nunes, pelo conhecimento, suporte, dedicação, paciência e amizade em todos os momentos, incentivando-me a buscar sempre mais e o melhor para o desenvolvimento não apenas desta pesquisa, mas também para o meu desenvolvimento profissional.

A todos os professores do PPGECC, em especial ao Prof. Paulo Rogério Novak e Prof. Francisco Augusto Aparecido Gomes e agradeço também ao Prof. Lucas Máximo Alves pelo conhecimento e contribuições repassados.

Aos meus colegas do PPGECC, Thais, Fernando, Érick, Ana Claudia e Isabel pelos bons momentos que passamos juntos e pela experiência que compartilhamos.

À CAPES pelo suporte financeiro ao longo desta pesquisa, possibilitando por meio deste trabalho a construção do conhecimento.

*Os dias prósperos não vêm por acaso;
nascem de muita fadiga e persistência.
(Henry Ford)*

RESUMO

KICHEL, Luciene de Souza. Previsão da Vida à Fadiga das Barras de Aço por Meio do Modelo de Tanaka e Mura e da Teoria da Distância Crítica. 2019. 95 f. Dissertação (Pós-Graduação em Engenharia Civil), Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2019.

Barras de aço são determinantes na resistência à fadiga de pontes em concreto armado quando o concreto está em bom estado, e podem romper sem danos aparentes na estrutura. Com o crescente volume de tráfego em pontes somado à falta de manutenção, as condições das barras de aço nessas estruturas são incertas. Como não é possível inspecionar apenas as barras, modelos de previsão da vida à fadiga podem ser empregados para calcular quantos ciclos de carregamento as barras ainda suportam. Esta pesquisa buscou prever a vida à fadiga de barras de aço laminadas à quente, trabalhadas à frio e temperadas e revenidas por meio do modelo de Tanaka e Mura e da Teoria da Distância Crítica, ambos amplamente aplicados na previsão da vida à fadiga de componentes metálicos. Para isso, a rugosidade proveniente do processo de fabricação das barras e a variação dos tamanhos dos grãos do aço foram consideradas no modelo de Tanaka e Mura, que visa calcular o número de ciclos gastos na fase de iniciação. Por meio da combinação entre os conceitos da Teoria da Distância Crítica com a Lei de Paris, o cálculo do número de ciclos para propagação foi feito levando em consideração aspectos microestruturais e geométricos das barras. A vida à fadiga das barras foi então calculada somando os números de ciclos de iniciação e propagação. A abordagem proposta foi comparada com dados experimentais da literatura e previu satisfatoriamente a vida à fadiga das barras de aço.

Palavras-chave: Fadiga; Barras de aço; Modelo do Tanaka e Mura; Teoria da Distância Crítica.

ABSTRACT

KICHEL, Luciene de Souza. Fatigue Life Prediction of Steel Reinforcement Bars Through Tanaka and Mura Model and the Theory of Critical Distance. 2019. 95 f. Dissertação (Pós-Graduação em Engenharia Civil), Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2019.

Steel reinforcement bars (rebars) are determinant in the fatigue strength of reinforced concrete bridges when the concrete is in good condition and can rupture without apparent damage to the structure. The increasing volume of traffic in bridges added to the lack of maintenance, makes the conditions of the steel bars in these structures are unknown. Since it is not possible to inspect only the rebars, fatigue life prediction models can be used to calculate how many load cycles they still support. This research aim to predict the fatigue life of hot rolled, cold worked and quenched and self-tempered rebars by the Tanaka and Mura model and Theory of the Critical Distance. For this purpose, the roughness of the rebars manufacturing process and the grain size variation of the steel were considered in the Tanaka and Mura model, which aims to calculate the number of cycles spent in the initiation phase. By combining the concepts of the Theory of the Critical Distance with the Paris Law, the calculation of the number of cycles for propagation was made taking into account microstructural and geometric aspects of the rebars. The fatigue life of the rebars was then calculated by adding the numbers of initiation and propagation cycles. The proposed approach was compared to experimental data from the literature and it has satisfactorily predicted the fatigue life of rebars.

Keywords: Fatigue; Steel reinforcement bars; Tanaka-Mura model; Theory of the Critical Distance.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Chapa metálica com furo elíptico conforme estudado por Inglis	30
Figura 2 – Campo de tensões a frente da ponta da trinca	32
Figura 3 – Modos de carregamentos aplicados às trincas	32
Figura 4 – Microestrutura de uma barra de aço: grãos e bandas de deslizamento	33
Figura 5 – Relação entre a taxa de propagação da trinca e o fator de intensidade de tensão	35
Figura 6 – Detalhamento da variação de tensão	36
Figura 7 – Exemplo de curva S-N	36
Figura 8 – Região de processo de fadiga e campo de tensões elásticas	45
Figura 9 – Caminho de análise e tensão efetiva de fadiga para os métodos MP, ML e MA	48
Figura 10 – Ilustração do ML e dos parâmetros considerados	50
Figura 11 – MP e parâmetros considerados	51
Figura 12 – Consideração da área crítica no MA	52
Figura 13 – Consideração do volume crítico no MV	53
Figura 14 – Geometria considerada para o MTI	55
Figura 15 – Seção transversal de uma barra TR e microestrutura	62
Figura 16 – Representação do perfil da rugosidade de uma barra de aço	63
Figura 17 – Parâmetros da geometria que influenciam na concentração de tensão	64
Figura 18 – Exemplo de um diagrama Voronoi	68
Figura 19 – Elementos de um diagrama Voronoi	68
Figura 20 – Representação da microestrutura por meio do DV	70
Figura 21 – Estrutura cristalina de um grão de ferrita	71
Figura 22 – Bandas de deslizamento nos grãos de ferrita gerados a partir de um DV	72
Figura 23 – Grão favoravelmente orientado e banda de deslizamento à aproxima- damente 45°	72
Figura 24 – Conjunto de grãos que definem a região do processo de fadiga . . .	73
Figura 25 – Dados incluindo a previsão da vida à fadiga utilizando o modelo T-M e a TDC para barras de aço LQ e dados experimentais (HANSON; BURTON; HOGNESTAD, 1968; TILLY, 1984)	80
Figura 26 – Dados incluindo a previsão da vida à fadiga utilizando o modelo T-M e a TDC para barras de aço TF e dados experimentais (TILLY, 1979; TILLY, 1984)	80
Figura 27 – Dados incluindo a previsão da vida à fadiga utilizando o modelo T-M e a TDC para barras de aço TR e dados experimentais (ZHENG; ABEL, 1999; ROCHA et al., 2016; MAJUMDAR et al., 2017)	81

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades mecânicas das barras analisadas	60
Tabela 2 – Valores da resistência última à tração utilizados	66
Tabela 3 – Tamanhos médios dos grãos utilizados nos modelos T-M e TDC . .	70
Tabela 4 – Distância crítica relacionada ao tamanho do grão das barras LQ e TF	74
Tabela 5 – Distância crítica relacionada ao tamanho do grão das barras TR . .	74
Tabela 6 – Parâmetros C e m utilizados na TDC	76
Tabela 7 – Limite de fadiga calculado para barras nervuradas	77

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

DV	Diagrama Voronoi
LQ	Laminada à Quente
MA	Método da Área
MF	Mecânica da Fratura
MFEL	Mecânica da Fratura Elástica Linear
ML	Método da Linha
MMFF	Método da Mecânica da Fratura Finita
MP	Método do Ponto
MTI	Método da Trinca Imaginária
MV	Método do Volume
TDC	Teoria da Distância Crítica
TF	Trabalhada à Frio
T-M	Tanaka e Mura
TNP	Trinca Não Propagante
TR	Temperada e Revenida

LISTA DE SÍMBOLOS

(r, θ)	coordenadas polares
(r, θ, φ)	coordenadas esféricas
(x, y)	coordenadas cartesianas
$2a$	tamanho da trinca semicircular se propagando na superfície
$2\tau_f$	tensão de resistência à discordância (modelo T-M)
a	metade do tamanho da trinca semicircular se propagando na superfície
A	superfície de trinca
a_c	comprimento característico (MTI)
a_f	tamanho final da trinca
a_i	tamanho inicial da trinca
a_o	menor parte da largura da banda de deslizamento (modelo T-M)
C, m	constantes do material utilizadas na Lei de Paris
C_i	célula Voronoi
dA	incremento de superfície de trinca
da/dN	taxa de propagação da trinca
dE	variação de energia potencial total (Teoria de Griffith)
dW	variação de energia de superfície (Teoria de Griffith)
$d\Pi$	variação de energia elástica (Teoria de Griffith)
E	módulo de elasticidade
G	módulo de cisalhamento
G^*	taxa de energia liberada (MMFF)
G_C	energia de fratura por unidade de área (MTI)
G_{IC}	taxa de energia liberada (MTI)
h	altura da nervura

K^*	fator de intensidade de tensão (modo I de carregamento MMFF)
K_C	tenacidade à fratura (modo I de carregamento)
K_f	fator de redução da resistência à fadiga
K_s	fator de concentração de tensão devido a rugosidade
K_t	fator de concentração de tensão
L	distância crítica
l_c	largura total da banda de deslizamento
N_i	número de ciclos para iniciação de trincas
N_p	número de ciclos para propagação de trincas
N_t	número de ciclos para falha
p_i, p_j	pontos Voronoi
q	fator de sensibilidade ao entalhe
r	caminho de análise, distância a frente da ponta trinca
R	razão das tensões
r_b	metade do diâmetro da barra de aço
r_c	raio crítico utilizado no MA e MV
Y	fator de correção geométrico
α	ângulo entre a banda de deslizamento e a carga aplicada
ΔA	extensão de superfície de trinca (MMFF)
ΔE	extensão de energia potencial (MMFF)
ΔK	fator de intensidade de tensão (modo I de carregamento)
ΔK_{th}	fator de intensidade de tensão <i>threshold</i> (modo I de carregamento)
$\Delta\sigma$	variação de tensão aplicada
$\Delta\sigma(r)$	amplitude de tensão atuando no caminho de análise r
$\Delta\sigma_{com\ entalhe}$	tensão limite de resistência à fadiga de um componente com entalhes

$\Delta\sigma_{ef}$	tensão efetiva de fadiga
$\Delta\sigma_{ef_{MA}}$	tensão efetiva de fadiga calculada para o MA
$\Delta\sigma_{ef_{ML}}$	tensão efetiva de fadiga calculada para o ML
$\Delta\sigma_{ef_{MP}}$	tensão efetiva de fadiga calculada para o MP
$\Delta\sigma_n$	limite de fadiga de uma barra nervurada
$\Delta\sigma_{nLQ}$	limite de fadiga de uma barra LQ nervurada
$\Delta\sigma_{nTF}$	limite de fadiga de uma barra TF nervurada
$\Delta\sigma_{nTR}$	limite de fadiga de uma barra TR nervurada
$\Delta\sigma_o$	limite de fadiga de uma barra lisa
$\Delta\sigma_{sem\ entalhe}$	tensão limite de resistência à fadiga de um componente sem entalhes
$\Delta\tau$	variação de tensão de cisalhamento
θ	ângulo de inclinação da tensão na Teoria da Distância Crítica
ν	coeficiente de Poisson
ρ	raio da raiz da nervura transversal
ρ'	distância crítica pelo método de Neuber
ρ''	distância crítica pelo método de Peterson
ρ/h	razão entre o raio da raiz e a altura da nervura
$\rho_{entalhe}$	raio da raiz do entalhe
σ	tensão aplicada
σ_a	amplitude de tensão
σ_e	resistência ao escoamento
σ_f	tensão de fratura (Teoria de Griffith)
σ_m	tensão média
σ_{max}	tensão máxima
σ_{min}	tensão mínima

σ_o	limite de resistência à fratura (MTI)
σ_t	resistência à tração
σ_x	tensão tangencial
σ_y	tensão radial
τ_{xy}	tensão de cisalhamento
γ_s	energia específica de fratura (modelo T-M)

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	25
1.1	Motivação	26
1.2	Objetivos	27
1.2.1	Objetivo Geral	27
1.2.2	Objetivos Específicos	27
1.3	Estrutura da Dissertação	27
2	REVISÃO DOS CONCEITOS DE MECÂNICA DA FRATURA E FADIGA	29
2.1	Mecânica da fratura	29
2.2	Fadiga em materiais metálicos	33
2.3	Determinação da resistência à fadiga	35
3	MODELOS PARA PREVISÃO DA VIDA À FADIGA APLICADOS ÀS BARRAS DE AÇO	39
3.1	Modelo de Tanaka e Mura	42
3.2	Teoria da Distância Crítica	44
3.2.1	Relação com a Mecânica da Fratura Elástica Linear	47
3.2.1.1	Método da Linha	49
3.2.1.2	Método do Ponto	50
3.2.1.3	Método da Área	51
3.2.1.4	Método do Volume	53
3.2.1.5	Método da Trinca Imaginária	54
3.2.1.6	Método da Mecânica da Fratura Finita	56
4	METODOLOGIA	59
4.1	Características das barras de aço CA-50	59
4.1.1	Processo de fabricação e composição química	59
4.1.1.1	Propriedades mecânicas	60
4.1.2	Microestrutura	61
4.1.2.1	Tipos de microestrutura	61
4.1.2.2	Tamanho médio dos grãos	61
4.1.3	Rugosidade	62
4.1.4	Geometria das barras	63
4.1.5	Aspectos dos ensaios de fadiga	64
4.2	Procedimentos de cálculo	65
4.2.1	Aplicação do modelo de T-M	65
4.2.1.1	Cálculo do limite de fadiga	65
4.2.1.2	Simulação dos grãos	66
4.2.1.2.1	Diagrama Voronoi	67

4.2.1.2.2	Definição do parâmetro a_o	69
4.2.2	Aplicação da Teoria da Distância Crítica	73
4.2.2.1	Cálculo da distância Crítica	73
4.2.2.2	Cálculo da tensão efetiva de fadiga	74
4.2.2.3	Utilização da Lei de Paris	75
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	77
5.1	Limite de fadiga	77
5.2	Distância crítica e tensão efetiva de fadiga	78
5.3	Previsão da Vida à Fadiga das Barras de Aço	79
6	CONCLUSÕES	85
6.1	Trabalhos futuros	86
	REFERÊNCIAS	87

1 INTRODUÇÃO

A fadiga é um dano acumulativo e permanente que ocorre em estruturas que sofrem carregamentos cíclicos. Esse dano inicia-se em uma escala microestrutural, por meio da nucleação de trincas, e passa a um estágio macroscópico, onde a trinca propaga-se estavelmente até a eventual ruptura do elemento. Uma das estruturas civis sujeitas a danos por fadiga são as pontes, que sofrem carregamento dinâmico devido a cargas de tráfego.

Em pontes de concreto armado, os elementos determinantes na resistência à fadiga são as barras de aço, que eventualmente podem romper sem danos externos na estrutura, exceto por fissurações locais no concreto (TILLY, 1979; SCHLÄFLI; BRÜHWILER, 1998; JOHANSSON, 2004; HERWIG, 2008). Como a maioria das pontes no Brasil foram construídas entre 1960 e 70, essas estruturas não foram dimensionadas à fadiga, pois a norma de dimensionamento de estruturas de concreto armado só passou a considerar fadiga em 2001 (SANTOS, 2003; SANTOS, 2008). Esse fato, aliado ao crescente volume e carga de tráfego e a falta de manutenção, faz com que as condições estruturais dessas barras sejam desconhecidas.

Como uma inspeção visual das barras de aço não é possível, ensaios ou a previsão da vida à fadiga por meio de modelos podem ser feitos. Os ensaios de fadiga frequentemente realizados para barras de aço são a tração axial ou de flexão em vigas (TILLY, 1979; SCHLÄFLI; BRÜHWILER, 1998) e os resultados são expressos em curvas S-N relacionando a variação de tensão aplicada com o número de ciclos para falha. Ao realizar ensaios de fadiga e observar o comportamento dos componentes trincados, modelos de previsão da vida à fadiga foram desenvolvidos ao longo dos anos (MURAKAMI; ENDO, 1994; HÄRKEGÅRD; HALLERAKER, 2010; KAMAL; RAHMAN, 2018). Por meio desses modelos, é possível considerar informações que não são fornecidas por curvas S-N, como por exemplo, local de iniciação das trincas, efeito da geometria e quanto é gasto em cada fase da vida à fadiga.

Há muitos modelos de previsão da vida à fadiga disponíveis na literatura voltados a vários tipos de geometrias e de materiais metálicos (MURAKAMI; ENDO, 1994; KAMAL; RAHMAN, 2018), porém poucos modelos foram desenvolvidos para barras de aço. Dentre os pioneiros na utilização de modelos para prever a vida à fadiga de barras de aço estão Helgason et al. (1976) e Jhamb e MacGregor (1974b). Salah e Lovegrove (1982) aplicaram os conceitos de Mecânica da Fratura para analisar a fadiga de barras de aço. Zheng e Abel (1998) e Rocha, Brühwiler e Nussbaumer (2016) realizaram um estudo paramétrico de barras de aço em 2 e 3D, respectivamente, a fim de identificar a influência da geometria, marcas dos fabricantes e do diâmetro das barras de aço.

Outros pesquisadores buscaram adaptar modelos de previsão voltados à componentes metálicos para previsão da vida à fadiga das barras de aço. Rocha, Bruehwiler

e Nussbaumer (2015a) utilizaram o modelo de iniciação de Navarro e De Los Rios para prever a vida à fadiga de barras de aço considerando a variação microestrutural e utilizando uma lei de propagação. Majumdar et al. (2017) adaptaram os conceitos de Volume Altamente Tensionado e Gradiente de Tensões para prever a vida à fadiga de barras de aço por meio de elementos finitos. Chen et al. (2018) previram a vida à fadiga das barras por meio do modelo de iniciação de Tanaka e Mura e da Lei de Paris considerando nas análises a influência da corrosão nas barras. Esses pesquisadores previram com sucesso a vida à fadiga de barras de aço, comparando os resultados dos modelos com dados experimentais.

Nesse contexto, a presente pesquisa tem o objetivo de prever a vida à fadiga de barras de aço por meio do modelo de iniciação de Tanaka e Mura (1981) e da Teoria da Distância Crítica (TDC) (TAYLOR, 1999), ambos com ampla gama de aplicações a componentes estruturais metálicos sujeitos a um regime de altos ciclos de fadiga. A abordagem proposta baseia-se em conceitos analíticos aplicados em conjunto com software numérico, como o Matlab[®]. O modelo de Tanaka e Mura (1981) foi aplicado em conjunto com uma simulação de tamanho dos grãos do aço e levando em consideração a rugosidade superficial das barras, a fim de analisar a dispersão inerente à vida à fadiga. A TDC foi aplicada a fase de propagação de trincas e nesta pesquisa ela foi associada a uma porção de grãos sobre os quais a trinca se propaga. O número de ciclos para falha foi calculado utilizando a Lei de Paris com parâmetros definidos pela TDC, tais como a distância crítica L e a tensão efetiva de fadiga. Os resultados para a vida à fadiga total das barras foram comparados com dados experimentais da literatura.

1.1 Motivação

As pontes fazem parte do principal modal de transporte no Brasil, auxiliando no alcance do transporte em praticamente todos os lugares do território nacional, o que indica a sua importância na infraestrutura do país. Porém, um dos primeiros problemas que surgem com essas estruturas é a fadiga proveniente do aumento do volume de tráfego e sobrecargas nos veículos, fazendo com que as pontes sejam sujeitas a um carregamento superior ao originalmente projetado (PIPINATO, 2015).

A preocupação com a estabilidade estrutural de pontes e viadutos ganhou destaque no Brasil após o desabamento de trecho sul do Rodoanel em São Paulo (2009). Casos semelhantes ocorreram em Belo Horizonte (2014), Fortaleza (2016) e Brasília (2018), além das recentes interdições de viadutos em São Paulo (2019) (GOMES, 2018; ZAREMBA, 2019). Embora não tenha sido comprovado se essas estruturas entraram em colapso ou foram interditadas devido a danos por fadiga, o fato de não haver rupturas de pontes por fadiga no Brasil, não significa que esse acúmulo de dano não vem aumentando e, conseqüentemente, aumentando o risco de acidentes.

Estima-se que existem aproximadamente 120 mil pontes e viadutos no Brasil, algumas com mais de 50 anos de utilização e que não recebem a manutenção adequada, o que gera preocupações tanto no sentido estrutural e de segurança, quanto no sentido financeiro. (SANTOS, 2003; SANTOS, 2008; VASCONCELOS, 2008; SANTOS, 2017). Tomando como exemplo a cidade de São Paulo, um orçamento de aproximadamente R\$ 50 milhões foi previsto entre 2017 e 2018 para manutenção de pontes e viadutos. Porém, menos de 8% desse valor foi investido na recuperação das pontes. Nesta mesma cidade, estima-se que 33 pontes e viadutos devem ser vistoriados para manutenção em trechos de áreas de rodízio e prioritárias (ARCOVERDE, 2018; PAIVA, 2018). Expandir esse cenário financeiro municipal para o nacional, implica em grandes custos, planejamento e pesquisa na área estrutural.

Nesse cenário, este estudo busca destacar a importância do estudo da fadiga em barras de aço empregadas na construção de pontes, para que se possa prever de maneira segura e eficaz quantos ciclos de carregamento essas estruturas são capazes de suportar sem que acidentes ocorram.

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo Geral

Prever a vida à fadiga de barras de aço CA-50 sujeitas a altos ciclos de fadiga por meio de modelos de previsão voltados à componentes metálicos.

1.2.2 Objetivos Específicos

- Fazer uma revisão dos modelos de previsão da vida à fadiga voltados à componentes metálicos presentes na literatura;
- Aplicar dois desses modelos às barras de aço, um relativo à iniciação e outro à propagação;
- Comparar os resultados desta pesquisa com dados experimentais da literatura.

1.3 Estrutura da Dissertação

Nesta pesquisa, seis capítulos foram redigidos incluindo a introdução ao tema, bem como justificativa e objetivos, uma revisão bibliográfica dos conceitos de fratura e fadiga, revisão dos modelos existentes e dos aplicados na presente pesquisa, materiais e métodos descrevendo as características macro e microestruturais das barras de aço que são relevantes no estudo da fadiga, a forma como os modelos foram aplicados às barras e quais hipóteses de cálculo foram adotadas e finalmente a discussão dos resultados e conclusões.

No capítulo 2 os principais conceitos da Mecânica da Fratura Elástica Linear foram expostos, com destaque para pesquisadores como Inglis (1913), Griffith (1921), Irwin (1957) e Paris (1961). O capítulo segue definindo o que é a fadiga em componentes metálicos e quais são os mecanismos de iniciação e propagação de trincas juntamente com os parâmetros que influenciam em cada fase.

O capítulo 3 apresenta uma breve revisão dos modelos de previsão da vida à fadiga desenvolvidos desde 1920 até as mais recentes adaptações, com aplicações voltados a componentes estruturais de aço. Em seguida, o modelo de iniciação de trincas desenvolvido por Tanaka e Mura (1981) e o modelo de propagação da Teoria da Distância Crítica (TAYLOR, 1999) foram descritos. As origens e aspectos principais de cada modelo são discutidos, bem como suas aplicações até o momento.

No capítulo 4, inicialmente os principais aspectos relevantes à fadiga das barras de aço foram descritos. Esses aspectos englobam o processo de fabricação, microestrutura, propriedades mecânicas e ainda aspectos de ensaios pertinentes para comparação com dados experimentais. Em seguida, a metodologia de aplicação dos modelos é apresentada, incluindo as hipóteses de adotadas e os procedimentos de cálculo utilizados, assim como os estudos que serviram de referência para este estudo.

Os resultados das aplicações propostas são apresentados no capítulo 5, onde foram comparados com dados experimentais da literatura. As discussões feitas envolvem as hipóteses de cálculo adotadas e como estas influenciaram nas fases da vida à fadiga das barras, se o comportamento verificado nos resultados está ou não de acordo com a literatura e quais são os possíveis motivos.

Finalmente, o capítulo 6 apresenta a aplicabilidade e eficácia de cada modelo, identificando suas limitações e possíveis estudos futuros.

2 REVISÃO DOS CONCEITOS DE MECÂNICA DA FRATURA E FADIGA

Neste capítulo uma breve revisão dos conceitos da Mecânica da Fratura e da Mecânica da Fratura Elástica Linear foi feita, onde as principais teorias desenvolvidas foram abordadas. Em seguida, uma compreensão geral do que é fadiga é apresentada, mostrando quais são os mecanismos de iniciação e propagação de trincas e também aspectos gerais de ensaios de determinação da resistência à fadiga de barras de aço.

2.1 Mecânica da fratura

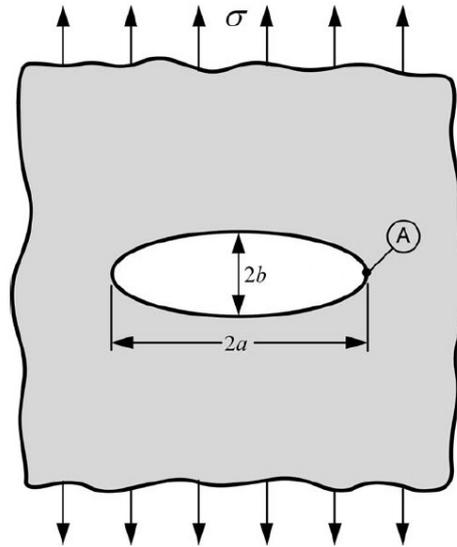
A Mecânica da Fratura (MF) é uma ferramenta utilizada para determinar as condições necessárias para propagação de trincas e a vida restante de um componente sujeito à carregamentos cíclicos. Esta leva em consideração parâmetros como tamanho da trinca, fator de intensidade de tensão e tenacidade à fratura. Por meio desses fatores, a MF busca descrever a influência de trincas em componentes estruturais metálicos.

Os estudos voltados à componentes trincados iniciaram com Inglis (1913) com o objetivo de determinar a tensão ao redor de um furo elíptico em uma placa que é submetida a uma tensão de tração, como mostra a Figura 1. Neste estudo, Inglis (1913) notou que conforme a relação $\frac{a}{b}$ diminuía, o furo elíptico assemelhava-se a uma trinca fina e reta de comprimento $2a$ e um aumento na magnitude da tensão ocorria no ponto A. Inglis (1913) relacionou tensão no ponto A à tensão aplicada e as dimensões do furo e concluiu que a tensão nesse ponto tendia a aumentar conforme o raio de curvatura ρ fosse reduzido. Além de furos elípticos, Inglis (1913) também analisou a influência de cantos arredondados em imperfeições quadradas e retangulares e entalhes de borda, e a mesma conclusão foi obtida, quanto menor tende a ser ρ maior tende a ser a concentração de tensão.

Assim como Inglis (1913), Griffith (1921) também analisou os efeitos de imperfeições superficiais em componentes metálicos sujeitos a carregamentos alternados e utilizou conceitos de energia para abordar o problema de ruptura de sólidos. Segundo Griffith (1921), quando uma superfície de trinca é formada há um aumento da energia de superfície devido a quebra das ligações atômicas da superfície do componente, o que causa um desequilíbrio na energia potencial total. Essa energia potencial total é então reduzida para que o componente volte a condição de equilíbrio. Dessa forma, se a energia total atuante no componente permanecer constante ou for reduzida, a resistência à fratura também é reduzida. Essa condição é expressa pela equação 2.1, onde a energia total é igual a soma da energia elástica e da energia de superfície necessária para criar uma nova superfície de trinca.

$$\frac{dE}{dA} = \frac{d\Pi}{dA} + \frac{dW_s}{dA} \quad (2.1)$$

Figura 1 – Chapa metálica com furo elíptico conforme estudado por Inglis



Fonte: adaptado Anderson (2005).

Onde dE é a energia potencial total, $d\Pi$ é a energia elástica, dW_s é energia de superfície para criar novas superfícies e dA é o incremento de trinca. Griffith (1921) aplicou essa teoria à uma chapa homogênea e isotrópica de espessura constante com uma trinca reta central e sujeita a uma tensão de tração. Para determinar a energia potencial atuante nessa chapa trincada, Griffith (1921) utilizou a solução obtida por Inglis (1913), e obteve a equação 2.2.

$$-\frac{d\Pi}{dA} = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (2.2)$$

Onde σ é a tensão aplicada, a é metade do tamanho da trinca e E é o módulo de elasticidade. Para verificar essa teoria experimentalmente, Griffith (1921) utilizou chapas e fibras de vidro e observou que quando uma trinca é formada sob tensão, duas novas superfícies de trinca são formadas também. Dessa forma, o incremento de trabalho necessário para criar duas novas superfícies dobra de valor. A partir dessas conclusões, Griffith (1921) obteve a tensão de fratura do material, que é a tensão aplicada ao componente para que a trinca se propague, e é expressa pela equação 2.3.

$$\sigma_f = \left(\frac{2EW_s}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (2.3)$$

Onde σ_f é a tensão de fratura do material e W_s é o trabalho para criar uma nova superfície de trinca. Mas o estudo de Griffith (1921) era válido para materiais idealmente frágeis, onde a fratura ocorre devido a quebra das ligações atômicas, como no caso do vidro e cerâmica. Griffith (1921) não foi capaz de explicar o comportamento à fratura de metais.

Tal explicação foi necessária devido aos acidentes causados por fratura frágil de componentes metálicos em navios, aviões e tanques de armazenamento de óleo durante e após a Segunda Guerra Mundial. Nesse período, a teoria de Griffith (1921) foi alvo de estudos que buscavam explicar por que o metal rompia de forma frágil, como Irwin e Orowan, que estenderam a teoria de Griffith (1921) independentemente, considerando o escoamento na ponta da trinca (IRWIN, 1957).

A fim de entender o comportamento à fadiga de componentes metálicos, Irwin (1957) analisou a região de deformação plástica logo a frente da ponta da trinca, pois segundo Irwin (1957) essa região tornava o metal "ligeiramente frágil". Utilizando as considerações de Westergaard (1939), Irwin (1957) concluiu que o campo de tensões atuando a frente da ponta da trinca poderia explicar a fratura "ligeiramente frágil" do metal, e este campo de tensões poderia ser aproximado pelo fator de intensidade de tensão, que é expresso pela equação 2.4.

$$\Delta K = \Delta \sigma Y \sqrt{\pi a} \quad (2.4)$$

Onde ΔK é o fator de intensidade de tensão, Y é o fator de forma referente à geometria e a é a metade do tamanho da trinca. Por meio de ΔK é possível obter o campo de tensões a frente da ponta da trinca, que pode ser visto na Figura 2 (PARIS, 1961). ΔK é um dos parâmetros principais para descrever o campo de tensões a frente da ponta da trinca e amplamente utilizado na aplicação da Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL), onde a estrutura obedece à Lei de Hooke, o comportamento global é linear e a plasticidade na ponta da trinca é em pequena escala.

Segundo os princípios da MFEL, assumindo que o componente trincado comporta-se de forma elástica e linear, o campo de tensões a frente da ponta da trinca pode ser calculado utilizando as equações 2.5, 2.6 e 2.7 (ANDERSON, 2005).

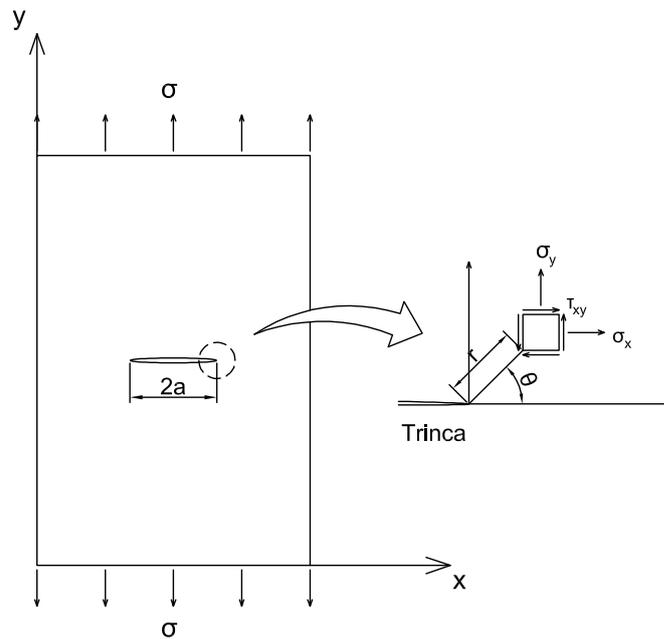
$$\Delta \sigma_x(r, \theta) = \frac{\Delta K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.5)$$

$$\Delta \sigma_y(r, \theta) = \frac{\Delta K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.6)$$

$$\Delta \tau_{xy}(r, \theta) = \frac{\Delta K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \quad (2.7)$$

Onde $\Delta \sigma_x$ é a tensão tangencial, $\Delta \sigma_y$ é a tensão radial, $\Delta \tau_{xy}$ é a tensão de cisalhamento, r é a distância medida da ponta da trinca ou entalhe até o ponto de análise e θ é o ângulo de inclinação da tensão. Essa expressão, assim como ΔK , varia de acordo com o modo de carregamento sob o qual uma trinca pode estar sujeita, como mostra a Figura 3. O modo I, onde a tensão principal é aplicada normal ao plano da trinca, tende a abrir a trinca. Já o modo II corresponde ao plano de cisalhamento

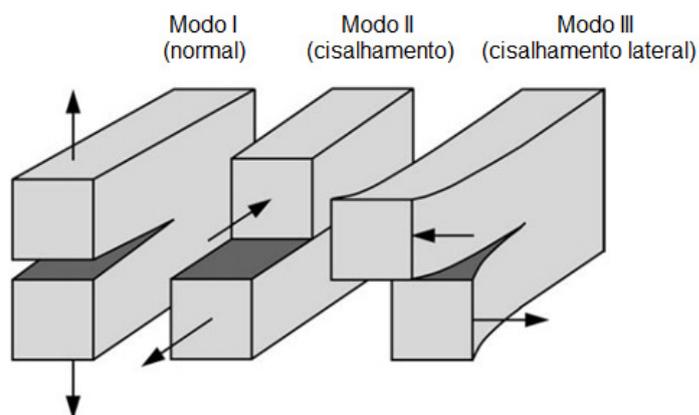
Figura 2 – Campo de tensões a frente da ponta da trinca



Fonte: autoria própria.

e tende a deslizar uma face da trinca na outra. E finalmente o modo III refere-se ao cisalhamento lateral, ou rasgamento (ANDERSON, 2005).

Figura 3 – Modos de carregamentos aplicados às trincas



Fonte: adaptado de Anderson (2005).

Os estudos desenvolvidos por Inglis (1913), Griffith (1921) e Irwin (1957) formaram as bases da MFEL e os conceitos desenvolvidos por meio desses estudos são utilizados na previsão da vida à fadiga de componentes metálicos.

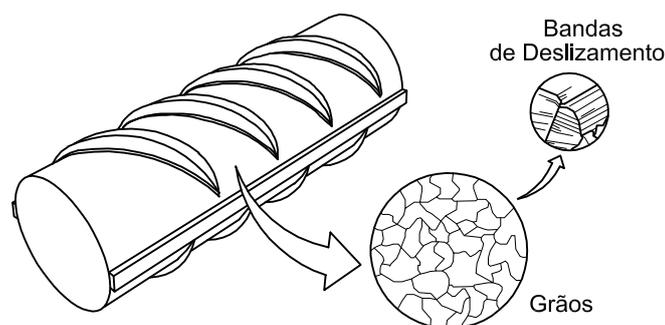
2.2 Fadiga em materiais metálicos

Fadiga é um dano estrutural gradual que ocorre em componentes sujeitos a tensões cíclicas. Estas consistem em ações de tensões máxima e mínima, normalmente com magnitude inferior à resistência estática do material. Após um número suficiente de ciclos surgem trincas na superfície do componente que podem resultar em fratura brusca (BOYER, 1985).

A vida à fadiga de um componente contendo trincas pode ser entendida como a quantidade de ciclos de carregamento que o componente suporta até a eventual ruptura. Na previsão da vida à fadiga, as fases de iniciação e propagação podem ser consideradas separadamente, obtendo o número de ciclos gastos em cada fase.

Na fase de iniciação, há uma maior complexidade de análise devido ao comportamento não linear que causa a nucleação e propagação de microtrincas. A nucleação é um processo de deslizamento cíclico que ocorre nas bandas de deslizamento de um grão e causa uma deformação irreversível. Tal deformação gera uma microtrinca, que é da ordem do tamanho do grão. No momento que uma microtrinca é formada, esta tende a propagar-se ao longo da banda de deslizamento até que tenha energia suficiente para ultrapassar a fronteira do grão (TAIRA; TANAKA; HOSHINA, 1979; TOKAJI; OGAWA; HARADA, 1986). A Figura 4 demonstra um exemplo de bandas de deslizamento formadas nos grãos.

Figura 4 – Microestrutura de uma barra de aço: grãos e bandas de deslizamento



Fonte: adaptado de Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015a).

A fronteira do grão age como uma barreira microestrutural na propagação da microtrinca, pois bloqueia a banda de deslizamento. Esse fato faz com que a taxa de propagação da microtrinca reduza conforme esta se aproxima da fronteira do grão. Ao ultrapassá-lo e iniciar a propagação na banda de deslizamento do próximo do grão, a taxa de propagação volta a acelerar. Esse processo de aceleração e desaceleração torna a propagação de microtrincas um processo instável. Devido a esse comportamento, a fase de iniciação pode consumir mais da metade da vida à fadiga total de componentes estruturais metálicos (TAIRA; TANAKA; HOSHINA, 1979; TOKAJI et al.,

1986; TOKAJI; OGAWA; OSAKO, 1988).

O efeito da fronteira do grão depende do tamanho da trinca e este efeito tende a reduzir conforme a trinca cresce (TOKAJI et al., 1986). A partir do momento que a trinca atinge o tamanho de alguns grãos e passa a se propagar perpendicularmente à carga aplicada, a microestrutura já não influencia mais na propagação (TOKAJI et al., 1986; NAKAI; TANAKA; NAKANISHI, 1981). Nesse estágio, a trinca é considerada longa e seu comportamento é dito estável.

A propagação estável de trincas pode ou não levar o componente estrutural à ruptura frágil, pois as estruturas ainda podem suportar uma carga significativa na presença de trincas (SCHLÄFLI; BRÜHWILER, 1998; HERWIG, 2008). Para entender como a trinca propaga-se ao longo de um componente estrutural uma lei de crescimento pode ser utilizada, como a Lei de Paris (PARIS, 1961; PARIS; ERDOGAN, 1963).

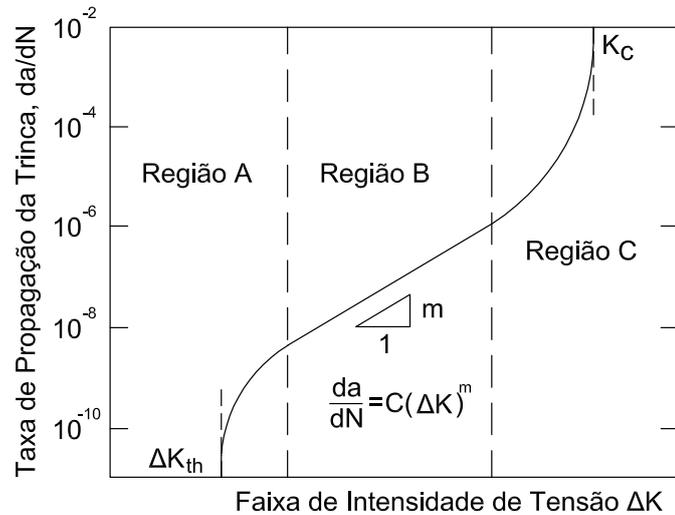
Paris (1961) sugeriu que a taxa de crescimento da trinca da/dN poderia ser relacionada com ΔK conhecendo a curva de taxa de crescimento da trinca *versus* o fator de intensidade de tensão (Figura 5). A partir de observações experimentais e análises teóricas, Paris (1961) obteve a equação 2.8, que é válida para a região de crescimento estável da trinca.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.8)$$

Onde, da/dN é a taxa de crescimento da trinca e C e m são constantes do material determinadas experimentalmente que dependem de aspectos, como por exemplo, temperatura e tipo de carregamento. A taxa de propagação da trinca em função de ΔK pode ser vista na Figura 5 dividida em três regiões denominadas A, B e C. Na Região A, há um fator de intensidade de tensão *threshold* ΔK_{th} , que é o valor mínimo de ΔK necessário para que a trinca se inicie. Abaixo desse valor a taxa de propagação é mínima e a trinca se propaga por apenas alguns poucos grãos. Nessa região, a microestrutura é um dos parâmetros de maior influencia (TAIRA; TANAKA; HOSHINA, 1979; NAKAI; TANAKA; NAKANISHI, 1981; TOKAJI; OGAWA; HARADA, 1986). Ao superar as barreiras microestruturais e atingir a condição de longa, a trinca passa a propagar-se na Região B, onde é regida pela equação 2.8. Os parâmetros relativos à fase de iniciação já não exercem mais influência nesse estágio e a trinca propaga-se estavelmente até ultrapassar o limite da Região B (PARIS, 1961). Na transição entre as Regiões B e C a trinca chega a um tamanho crítico e quando atinge o fator de intensidade de tensão crítico K_c , ou tenacidade à fratura, leva o material ao colapso de forma brusca.

A Lei de Paris tem sido frequentemente aplicada na literatura para previsão da vida à fadiga de materiais metálicos devido a sua simplicidade e por abranger uma ampla gama de materiais metálicos e geometrias. Esta pode ser aplicada em conjunto com modelos de iniciação ou apenas à propagação e fornece resultados semelhantes aos

Figura 5 – Relação entre a taxa de propagação da trinca e o fator de intensidade de tensão



Fonte: autoria própria.

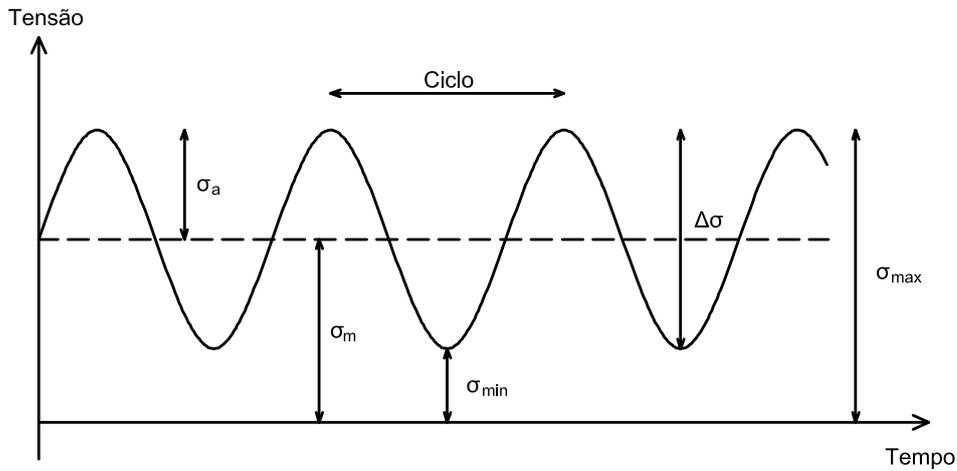
experimentais (WANG et al., 2016; LI et al., 2017). Estudos como o de Sobieck, Atadero e Mahmoud (2014) e Chen et al. (2018) aplicaram a Lei de Paris para previsão da vida à fadiga de barras de aço e obtiveram resultados satisfatórios e em conformidade com dados experimentais.

2.3 Determinação da resistência à fadiga

A presente pesquisa busca prever a vida à fadiga de barras de aço sujeitas a altos ciclos de fadiga por meio de modelos, os resultados serão comparados com dados experimentais da literatura. Como alguns parâmetros de ensaio podem influenciar nos resultados, estes devem ser conhecidos. A previsão da vida à fadiga de barras de aço pode ser feita por meio de ensaios à flexão (vigas) ou à tração aplicando uma tensão máxima σ_{max} e em seguida uma tensão mínima σ_{min} . Nestes casos, a razão das tensões R , que é a razão entre σ_{min} e σ_{max} , e o modo de carregamento podem influenciar diretamente na resistência à fadiga das barras. Outro fator de influência direta na resistência à fadiga é o diâmetro da barra, pois conforme o diâmetro aumenta, a resistência à fadiga tende a diminuir (HELGASON et al., 1976; ZHENG; ABEL, 1998). Isso ocorre porque barras com seção maior consequentemente têm maior probabilidade de ter imperfeições superficiais ou inclusões.

Em testes de fadiga, as barras são submetidas a uma grande quantidade de variação de tensões cíclicas $\Delta\sigma$ (denominado regime de alto ciclo) com frequência controlada (TILLY, 1979). A Figura 6 mostra um gráfico de variação de tensão constante ao longo do tempo.

Figura 6 – Detalhamento da variação de tensão

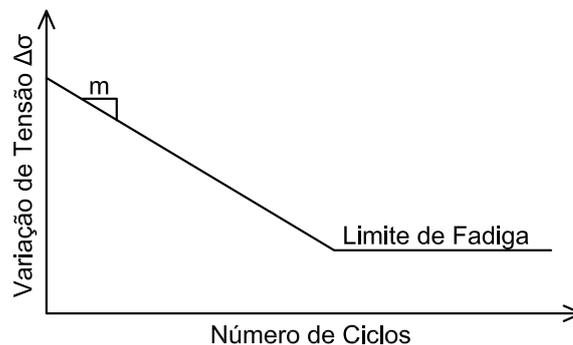


Fonte: autoria própria.

Na Figura 6, observa-se uma onda senoidal utilizada para ensaios de fadiga de forma geral. Ela mostra um ciclo de carregamento, que inicia com σ_{max} reduz até σ_{min} e volta ao valor máximo. A Figura 6 também mostra a amplitude de tensão σ_a , que é metade da variação de tensão e a tensão média σ_m , que pode ser expressa em termos de R .

Os resultados desses testes são apresentados por uma curva de resistência, ou curva S-N, representada na Figura 7, que fornece o limite de resistência à fadiga $\Delta\sigma_n$ das barras de aço. O limite de fadiga pode ser definido como a maior variação de tensão sem a capacidade de nuclear microtrincas (SCHIJVE, 2001).

Figura 7 – Exemplo de curva S-N



Fonte: autoria própria.

Como nesta pesquisa considerou-se que as barras estão em um regime de alto ciclo, um número de ciclos máximo para falha deve ser estabelecido. Nesse regime, as variações de tensões aplicadas às barras podem variar de aproximadamente 200 até 380 MPa (HANSON; BURTON; HOGNESTAD, 1968; TILLY, 1979; TILLY, 1984; ZHENG;

ABEL, 1999; ROCHA et al., 2016), e não há um número de ciclos pré estabelecido na literatura. Com base nessas informações, o número de ciclos para falha foi arbitrado em 10^6 ciclos.

3 MODELOS PARA PREVISÃO DA VIDA À FADIGA APLICADOS ÀS BARRAS DE AÇO

Modelos de previsão da vida à fadiga para componentes metálicos são amplamente encontrados na literatura. Estes consideram uma vida finita de N ciclos na qual a variação de tensão $\Delta\sigma$ é repetida para cada ciclo de carregamento sem que ocorra a ruptura. Nos modelos de previsão pode-se considerar apenas a fase de iniciação, propagação ou ambas e informações adicionais que não são possíveis de obter por meio das curvas S-N podem ser incorporadas ao cálculo, como por exemplo, local de iniciação das microtrincas, efeito da tensão média, rugosidade e quanto é gasto em cada fase da vida à fadiga.

Tais modelos foram desenvolvidos a partir de observações experimentais de aspectos inerentes à fadiga, como por exemplo, descontinuidades geométricas, picos de tensão e microestrutura. Inicialmente, componentes metálicos contendo trincas ou entalhes foram analisados com diferentes tipos de geometrias e de carregamento a fim de entender o comportamento da trinca, por que algumas propagavam-se até a ruptura do componente e outras não. A partir disso, modelos de previsão da vida à fadiga foram desenvolvidos com o intuito de explicar os mecanismos de iniciação e propagação de trincas e quais eram os fatores de influência em cada fase.

Alguns modelos, como por exemplo o Gradiente de Tensões, têm suas origens nos anos 1950 e continuam sendo utilizados, adaptados e unidos à outros modelos. O modelo do Gradiente de Tensões tem como base o cálculo da tensão atuante em entalhes nos componentes metálicos. Esse modelo analisa o pico de tensão a frente do entalhe ou trinca levando em consideração a variação de tensão aplicada e um fator de suporte, que é baseado na geometria do entalhe. Os parâmetros utilizados nesse modelo são o fator de concentração de tensão K_t , que mede a severidade da concentração de tensão na raiz do entalhe ou trinca, e o fator de sensibilidade ao entalhe q , que indica a sensibilidade do componente à descontinuidades geométricas (SPAGGIARI et al., 2011).

Frost (1959) realizou ensaios de flexão rotacional em componentes metálicos com o objetivo de analisar como a propagação de trincas por fadiga afetava o comportamento de amostras com entalhes e qual era a tensão crítica que causava essa propagação. A partir dessas observações e comparando seus resultados com dados da literatura, Frost (1959) desenvolveu um modelo empírico que relacionava a variação de tensão aplicada e o tamanho total da trinca.

Kuguel no início de 1960 propôs um estudo baseado no Volume Altamente Tensionado logo a frente de entalhes (LIN; LEE, 1998; HÄRKEGÅRD; HALLERAKER, 2010). Neste estudo, a tensão atuando logo a frente da ponta da trinca poderia ser calculada em função de uma porção de volume do componente sujeito a, pelo menos,

90% da tensão máxima. Para isso, Kuguel utilizou parâmetros como tamanho e forma do entalhe/trinca, diferentes tipos de carregamentos e um volume inicial arbitrado a frente do entalhe. A conclusão foi que a resistência à fadiga, e conseqüentemente a vida à fadiga do componente, diminuem conforme o volume altamente tensionado a frente do entalhe aumenta (LIN; LEE, 1998).

Bilby, Cottrell e Swinden (1963) desenvolveram um modelo para determinar o tamanho da zona plástica à frente da ponta da trinca utilizando a Teoria das Discordâncias, considerando que a tensão na zona plástica igualava-se a tensão de escoamento do material. Porém o modelo de Bilby, Cottrell e Swinden (1963) foi desenvolvido para carregamento monotônico e este foi estendido para componentes sujeitos à carregamentos cíclicos por Taira, Tanaka e Nakai (1978).

O modelo de Taira, Tanaka e Nakai (1978) considera que a banda de deslizamento inicia na ponta da trinca e avança contra a tensão de cisalhamento resistente até que atinja a fronteira do grão, onde é bloqueada. A partir disso, a análise do campo de tensões a frente da ponta da banda de deslizamento foi feita, com o intuito de calcular o fator de intensidade de tensão *threshold* em função da banda de deslizamento a frente da ponta da trinca.

Taira, Tanaka e Hoshina (1979) fizeram observações microscópicas a fim de identificar a influência do tamanho do grão na nucleação, propagação de microtrincas e na vida à fadiga total de aços de baixo carbono. Para isso, componentes com três tamanhos médios de grãos foram utilizados. Testes de fadiga rotacional também foram realizados a fim de identificar as diferentes fases da vida à fadiga. Com base nesses dados, os autores desenvolveram um modelo para calcular o limite de fadiga em função do tamanho médio do grão.

Tanaka e Mura (1981) desenvolveram um modelo de iniciação de microtrincas baseado na Teoria das Discordâncias. O modelo leva em consideração propriedades dos material, como módulos de cisalhamento e elasticidade, o tamanho médio dos grãos de superfície e a energia específica de fratura do material de análise. Esse modelo foi desenvolvido inicialmente para microtrincas surgindo nos grãos de superfície e foi estendido para prever a iniciação de microtrincas surgindo em inclusões metálicas e não metálicas na subsuperfície do material (TANAKA; MURA, 1981; TANAKA; MURA, 1982).

Navarro e Rios (1988) desenvolveram um modelo para caracterização do comportamento à fadiga de microtrincas que crescem ao longo das bandas de deslizamento. Nesse modelo, a trinca, a banda de deslizamento associada e uma região que simula a discordância bloqueada no grão são representados por meio da distribuição contínua de discordâncias infinitesimais (NAVARRO; RIOS, 1992). Vallellano, Navarro e Dominguez (2002) estenderam o modelo de Navarro e Rios (1988) para representação de uma trinca na qual a zona plástica estende-se sobre uma região além da fronteira do

grão, levando em consideração tensões de atritos diferentes para zonas plásticas em diferentes regiões.

Taylor (1999) baseou-se nos conceitos da MFEL e na Teoria da Distância Crítica para calcular a tensão efetiva de fadiga que atua logo a frente da ponta de uma trinca. Para isso, Taylor (1999) utilizou uma constante do material denominada distância crítica, que é um comprimento característico do material da ordem do tamanho de grãos. Taylor (1999) previu a vida à fadiga de componentes estruturais metálicos através de análises pontuais, ao longo de um caminho de análise e em uma área crítica a frente da ponta da trinca.

Wormsen et al. (2007) analisaram a quantidade de imperfeições em componentes metálicos a fim de obter a resistência à fadiga destes. Para isso, Wormsen et al. (2007) subdividiram o componente em pequenas porções com o intuito de calcular a densidade crítica das imperfeições. Ao fazer isso, Wormsen et al. (2007) observaram que essa densidade crítica depende da razão das tensões e do número de ciclos determinado. Somando as densidades críticas de defeitos obtém-se a resistência à fadiga do componente. Em seguida, a probabilidade de falha por fadiga em cada porção de volume é calculada e uma análise de sobrevivência do componente sob uma variação de tensão é feita (WORMSEN et al., 2007). O modelo recebeu o nome de Elo Mais Fraco pela analogia à uma corrente. Como a soma dos elos da corrente a torna resistente, esta tende a romper no elo mais fraco, assim como o componente tende a romper na porção de volume com maior quantidade de imperfeições.

Embora muito material relacionado à modelos de previsão da vida à fadiga de componentes metálicos esteja disponível na literatura, poucos modelos foram aplicados para previsão da vida à fadiga de barras de aço nervuradas. Alguns dos pioneiros nessa área são, por exemplo, Jhamb e MacGregor (1974a) que realizaram estudos paramétricos para identificar a influência dos parâmetros geométricos, tais como raio da base e altura da nervura, no fator de concentração de tensão K_t em barras LQ. Eles identificaram que o valor de K_t diminui com o crescimento da relação ρ/h , que representa o raio da raiz da nervura (ρ) e a altura da nervura (h).

Helgason et al. (1976) analisaram experimentalmente o efeito de parâmetros como variação de tensão, tensão mínima, tensão de escoamento, geometria e diâmetro da barra na vida à fadiga destas. Através de análises estatísticas dos resultados, Helgason et al. (1976) foram capazes de prever o limite de fadiga e calcular o número de ciclos para falha de barras de aço, além de identificar o efeito de cada um dos parâmetros testados na vida à fadiga das barras.

Salah e Lovegrove (1982) previram a vida à fadiga de barras TF com base nos conceitos da MFEL e comparam os resultados com dados de testes de flexão. Salah e Lovegrove (1982) propuseram que, para superfícies nervuradas, o número de ciclos para iniciação de uma microtrinca da ordem do tamanho do grão pode ser calculada

em função do ΔK e de constantes do material obtidas experimentalmente. A equação utilizada para o cálculo do número de ciclos para iniciação é semelhante à equação vista na Lei de Paris, que foi utilizada para o cálculo do número de ciclos para propagação. No cálculo da propagação, Salah e Lovegrove (1982) consideraram a soma entre a propagação da microtrinca e a propagação de trinca longa até um tamanho crítico.

Zheng e Abel (1998) investigaram a influência dos aspectos geométricos da nervura transversal e das marcas dos fabricantes na concentração de tensão de barras TR. Eles observaram que a concentração de tensão é limitada a uma pequena área nas redondezas da nervura transversal e o pico de tensão é na junção entre o raio da raiz da nervura e a superfície livre da barra. Com relação às marcas do fabricante, Zheng e Abel (1998) afirmam que estas reduzem a vida à fadiga das barras devido a concentração de tensão na base da barra. Esta mostrou-se mais acentuada do que a junção entre a base da barra e nervura transversal.

Outras pesquisas buscaram adaptar modelos desenvolvidos para outros tipos de materiais metálicos. Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015a) adaptaram o modelo de Navarro e Rios (1988) para prever a vida à fadiga de barras de aço LQ, TF e TR. Majumdar et al. (2017) adaptaram os conceitos de Volume Altamente Tensionado e Gradiente de Tensões para prever a vida à fadiga de barras TR por meio de elementos finitos. Chen et al. (2018) previram a vida à fadiga de barras LQ por meio do modelo de iniciação de Tanaka e Mura e da Lei de Paris considerando nas análises a influência da corrosão nas barras. Esses modelos conseguiram prever com sucesso a vida à fadiga de barras de aço.

Assim, com base na revisão dos modelos de previsão obtidos da literatura, o objetivo desta pesquisa é prever a vida à fadiga das barras de aço por meio de modelos de previsão. Nesta pesquisa, foi dada ênfase ao Modelo de Tanaka e Mura e a Teoria da Distância Crítica, que tratam de iniciação e propagação de trincas respectivamente. Ambos os modelos são revisados nos itens 3.1 e 3.2 e a metodologia de aplicação de cada um é vista no Capítulo 4.

3.1 Modelo de Tanaka e Mura

Com o intuito de explicar o mecanismo de iniciação de microtrincas Tanaka e Mura (1981) desenvolveram um modelo de iniciação baseado na Teoria das Discordâncias considerando que estas ocorrem em duas camadas adjacentes. O modelo permite calcular o número de ciclos de carregamentos gastos para que a trinca se inicie em função da metade do tamanho do grão l , da energia específica de fratura γ_s , da tensão de cisalhamento efetiva de fadiga na banda deslizante $(\Delta\tau - 2\tau_f)$ e do módulo de cisalhamento G (TANAKA; MURA, 1981).

O modelo de Tanaka e Mura (1981), referido nesta pesquisa como modelo T-M,

considera que o acúmulo de dano ocorre no grão de superfície favoravelmente orientado em termos de tamanho e orientação cristalográfica. O grão é dito favoravelmente orientado, quando em relação à carga aplicada, os planos de deslizamento no grão estão orientados a 45° , onde a tensão de cisalhamento (modo II de carregamento) é máxima (NAVARRO; RIOS, 1992; BRÜCKNER-FOIT; HUANG, 2006). A equação empregada para o cálculo de número de ciclos de carregamento considerando o duplo acúmulo de dano por fadiga conforme o modelo T-M é a equação 3.1. O acúmulo é dito duplo por que considera o dano em duas camadas adjacentes, sendo o dano devido a carregamento direto e ao fluxo reverso.

$$N_i = \frac{8G\gamma_s}{\pi l(1 - \nu)(\Delta\tau - 2\tau_f)^2} \quad (3.1)$$

Onde N_i é o número de ciclos gastos na fase de iniciação, ν é o coeficiente de Poisson, l é a metade do tamanho do grão, $\Delta\tau$ é a variação de tensão cisalhante e $2\tau_f$ é a tensão de resistência à discordância. O termo $(\Delta\tau - 2\tau_f)^2$ é a tensão de cisalhamento efetiva de fadiga e é elevada ao quadrado para representar o efeito do acúmulo de dano duplo.

Desde seu desenvolvimento, o modelo T-M tem sido amplamente utilizado para previsão da vida à fadiga de componentes metálicos. Tanaka e Mura (1982) estenderam o modelo T-M para prever a vida à fadiga de iniciação de aços de alta resistência e ligas de alumínio com inclusões baseado na resistência da matriz do material metálico à inclusão.

Zhou, Cheng e Mura (1989) em sua investigação da iniciação de trincas por fadiga em inclusões utilizaram o modelo T-M para prever a vida à iniciação de componentes metálicos sujeitos a fadiga por atrito. Eles incluíram ao modelo T-M um fator de acúmulo de dano, que representa a fração de energia plástica acumulada em cada ciclo de carregamento e para corrigir possíveis discrepâncias entre o modelo e os resultados experimentais.

Venkataraman et al. (1990) modificaram o modelo T-M para que as bandas de deslizamento fossem representadas como um conjunto de dipolos vagos. O modelo baseia-se em um número de ciclos crítico acima do qual o acúmulo de discordâncias ao longo das bandas de deslizamento tornam-se instáveis levando ao surgimento da microtrinca no interior da banda de deslizamento. Essa análise foi feita a fim de obter a curva S-N para a iniciação de microtrincas e a profundidade da microtrinca formada.

Wang et al. (2002) adaptaram o modelo T-M para prever o efeito de inclusões na vida à fadiga de giga ciclo em aços de alta resistência, substituindo os parâmetros de cisalhamento por tração axial, tensão de atrito pelo limite de fadiga e ainda a energia específica de fratura por um termo em função de ΔK_{th} e E . Além disso, Wang et al. (2002) uniram o modelo de iniciação T-M com a Lei de Paris para propagação de trincas longas.

Chan (2003) aplicou o modelo T-M para outros materiais metálicos além do aço, como ligas de alumínio, titânio e níquel, incluindo o tamanho inicial da microtrinca e outros parâmetros microestruturais relevantes, tais como tamanho do grão, largura da banda deslizante considerada no grão, tamanho da trinca inicial, um fator de orientação do grão, denominado Fator de Taylor e ainda um expoente α dependente do grau de irreversibilidade da discordância e da energia de falha.

Brückner-Foit e Huang (2006), a fim de identificar a influência da microestrutura na iniciação (tamanho e orientação dos grãos), uniram ao modelo T-M uma simulação da estrutura dos grãos de aços martensíticos para componentes sujeitos a testes de fadiga rotacional. Para este propósito, Brückner-Foit e Huang (2006) utilizaram-se da Tesselção Voronoi, ou Diagrama Voronoi.

Wang et al. (2016) aplicaram o modelo T-M em conjunto com a Lei de Paris para previsão da vida à fadiga de giga ciclo do aço inoxidável. O modelo T-M foi aplicado para o cálculo do número de ciclos para iniciação até que a trinca passasse a comportar-se como longa, considerando uma imperfeição superficial como local de iniciação.

Li et al. (2017) seguiram uma abordagem análoga à Wang et al. (2016), considerando o modelo T-M para o cálculo do número de ciclos para iniciação de microtrincas a partir de três grupos de amostras com rugosidades diferentes, para identificar a influência da rugosidade na iniciação de trincas por fadiga em aços de médio carbono.

Chen et al. (2018) aplicaram o modelo T-M juntamente com a Lei de Paris para previsão da vida à fadiga de barras de aço de baixo carbono deterioradas por corrosão. Chen et al. (2018) consideraram que as microtrincas iniciam no local da corrosão, e utilizaram um modelo de defeito superficial equivalente para calcular o local com maior concentração de tensão na área corroída.

Com base nessas aplicações, o modelo T-M foi utilizado para previsão da iniciação de trincas por fadiga das barras de aço. A metodologia de aplicação do modelo T-M e hipóteses de cálculo consideradas são apresentadas no Capítulo 4.

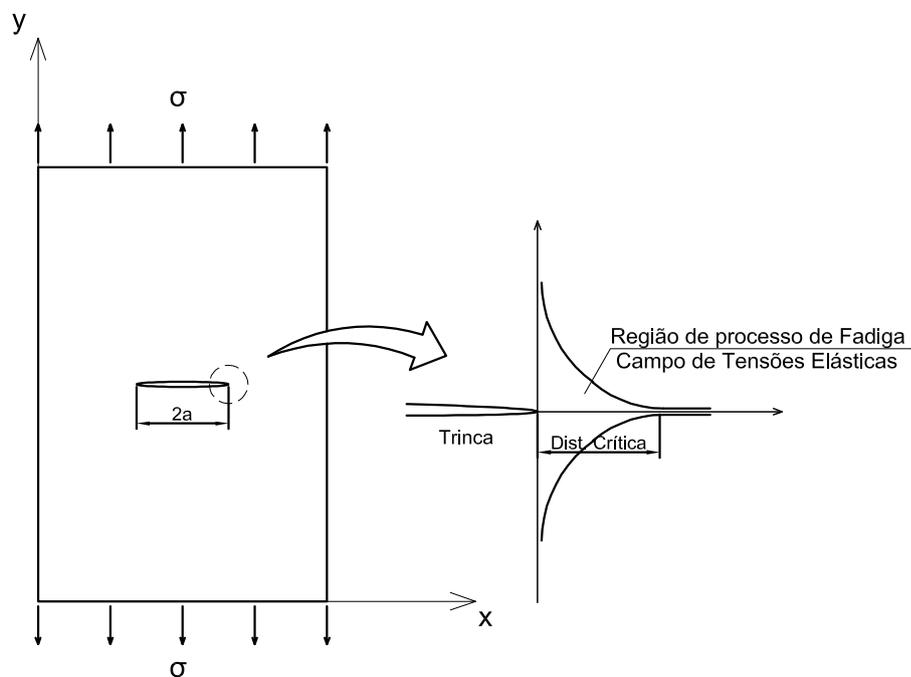
3.2 Teoria da Distância Crítica

A Teoria da Distância Crítica (TDC) é um conjunto de métodos que utilizam um comprimento característico do material, denominado distância crítica, para analisar o campo de tensões elásticas ao redor de um entalhe ou trinca em materiais metálicos. Essa distância crítica, expressa em milímetros, corresponde a uma porção de grãos e varia conforme o tipo de material.

O conjunto de métodos que formam a TDC são os Métodos do Ponto, da Linha, da Área e do Volume. Atribui-se ainda ao conjunto os Métodos da Trinca Imaginária (MTI) e da Mecânica da Fratura Finita (MMFF). Todos são aplicados a fim de prever a resistência à fadiga de materiais metálicos.

A TDC originou-se nos anos 1950 a partir dos estudos de pesquisadores como Siebel e Stieler, Neuber e Peterson, que aplicaram soluções elásticas para previsão do limite de fadiga analisando um volume de material denominado região de processo de fadiga (TAYLOR, 2010; SILVA, 2014). Neuber propôs o cálculo da tensão de fadiga próximo da ponta da trinca sobre as unidades de partículas estruturais do material (cristais ou grãos). Dessa forma, a tensão de fadiga era calculada em um volume finito de grãos quantificado pela distância crítica L , como pode ser visto na Figura 8. Essa metodologia desviou-se da linha de pesquisa normalmente utilizada, a Mecânica do Contínuo, que utilizava derivações matemáticas para relacionar tensão e deformação de materiais por meio de volumes infinitesimais.

Figura 8 – Região de processo de fadiga e campo de tensões elásticas



Fonte: autoria própria.

A partir da análise da região de processo de fadiga de componentes metálicos com e sem entalhes, Neuber concluiu que um corpo com entalhe ou trinca atinge sua condição limite de fadiga quando a tensão efetiva, atuando ao longo da distância $2L$ a partir da raiz do entalhe ou trinca, se igualava a tensão limite de resistência à fadiga de um corpo sem entalhe, considerando a mesma geometria (SUSMEL, 2008). A teoria desenvolvida por Neuber foi denominada Método da Linha (ML). Peterson sugeriu uma simplificação do ML, calculando a tensão efetiva em um único ponto a uma distância $L/2$ da raiz do entalhe ou trinca. Logo, se a tensão efetiva atuando no ponto situado a uma distância $L/2$ da raiz do entalhe fosse igual à tensão limite de resistência à fadiga de um corpo sem entalhe, considerando a mesma geometria, o material de

análise atingiu sua condição limite de fadiga. O método simplificado de Peterson foi denominado Método do Ponto (MP).

Segundo Susmel (2008), inicialmente a aplicação do MP e ML eram limitados devido a dificuldade em descrever corretamente o campo de tensões elásticas nas proximidades de entalhes ou trincas. A partir disso, Neuber e Peterson utilizaram uma abordagem de tensão local, determinando a o campo de tensões a frente da ponta do entalhe por meio do raio da raiz do entalhe. Dessa forma, uma análise de tensões aproximada foi alcançada conhecendo o fator de concentração de tensão e o raio da raiz do entalhe. Sabendo que esses parâmetros causam uma redução na resistência à fadiga, Neuber e Peterson desenvolveram as equações 3.2 e 3.3, respectivamente (TAYLOR, 2010).

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{\rho'}{\rho_{entalhe}}}} \quad (3.2)$$

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{\rho''}{\rho_{entalhe}}} \quad (3.3)$$

Em ambas as equações, K_f é o fator de redução de resistência à fadiga, K_t é o fator de concentração de tensão, $\rho_{entalhe}$ é o raio da raiz do entalhe, ρ' e ρ'' são as distâncias críticas representadas por Neuber e Peterson respectivamente e uma relação de equivalência entre os termos ρ' e ρ'' é mostrada na equação 3.4. O fator de redução da resistência à fadiga K_f é definido como a razão entre o limite de fadiga de uma amostra sem entalhe e o limite de fadiga de uma amostra entalhada a um determinado número de ciclos. Sabe-se que componentes sem entalhe têm maior resistência à fadiga do que componentes com entalhes, o que indica a relação direta de K_f com a geometria do componente (BANNANTINE; COMER; HANDROCK, 1990).

$$\rho' = \frac{\rho''^2}{\rho_{entalhe}} \quad (3.4)$$

A diferença entre o fator de redução de resistência à fadiga K_f e o fator de concentração de tensão K_t é a dependência do tipo de material representada pelos parâmetros ρ' (equação 3.2) e ρ'' (equação 3.3) por Neuber e Peterson respectivamente. Para quantificar esse parâmetro, Peterson, que estava trabalhando com um método pontual, relacionou ρ'' com a ductilidade e a resistência última à tração do material de análise. Neuber, que trabalhava com a média de tensão atuando ao longo de um comprimento conhecido, relacionou ρ' com o tamanho dos grãos. Ambos os pesquisadores consideraram esse parâmetro constante, como uma característica do material (BANNANTINE; COMER; HANDROCK, 1990). Por meio da relação dos parâmetros K_t , K_f , $\rho_{entalhe}$, ρ' e ρ'' , e das equações 3.2 e 3.3, ocorreram as primeiras aplicações do ML e do MP (SUSMEL, 2008).

A TDC tem sido amplamente aplicada à previsão da resistência à fadiga de materiais metálicos desde os anos 60 e, conseqüentemente, redescoberta por alguns pesquisadores, como por exemplo, Whitney e Nuismer (1974), Haddad, Smith e Topper (1979) e Tanaka (1983) que chegaram a conclusões muito parecidas com as de Neuber e Peterson por outros meios (TAYLOR, 2010).

Taylor e Wang (2000) aplicaram a TDC em conjunto com análise de elementos finitos em componentes estruturais metálicos com o objetivo de prever o limite de fadiga destes. Susmel e Taylor (2003) com o intuito de estudar diferentes métodos de previsão da resistência à fadiga, aplicaram a TDC em conjunto com outros métodos de previsão em componentes metálicos para aços de baixo e médio carbono, ligas de alumínio e ferro fundido. Livieri e Tovo (2004) estenderam a TDC acrescentando o efeito da tensão nominal na distribuição da tensão local. Bellett et al. (2005) aplicaram a TDC para prever a falha por fadiga em componentes metálicos 2D e 3D, ambos em aço de baixo carbono, incluindo componentes soldados. Härkegård e Halleraker (2010), constataram boa concordância entre dados experimentais e dados obtidos por meio TDC em conjunto com análise de elementos finitos para aço de baixo carbono em amostras cilíndricas. Spaggiari et al. (2011) uniram a TDC com a abordagem do Fator de Suporte e em seguida aplicou essa adaptação para estimar a vida à fadiga de um distribuidor hidráulico. Wang et al. (2017) combinaram a TDC com a abordagem do Volume Altamente Tensionado para descrever a dependência do efeito estatístico do tamanho da amostra na vida à fadiga de baixo ciclo em corpos de prova cilíndricos de liga de titânio. Santus, Taylor e Benedetti (2018) utilizaram a TDC para prever analiticamente a resistência à fadiga de amostras cilíndricas com entalhes tipo V.

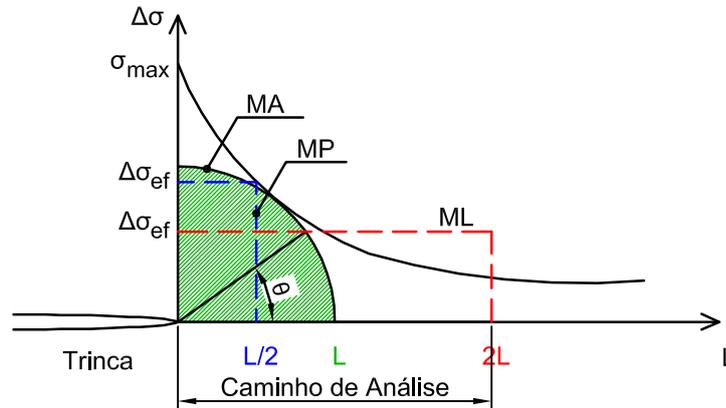
A forma descrita por Taylor (1999) tem grande quantidade de aplicações a variados materiais e geometrias com destaque a componentes estruturais metálicos. Esta apoia-se sobre a MFEL para o cálculo da distância crítica L , como é descrito no item 3.2.1.

3.2.1 Relação com a Mecânica da Fratura Elástica Linear

A TDC baseia-se na MFEL para analisar o campo de tensões elásticas ao redor de um entalhe ou trinca pré-existente ao longo da distância crítica L e prever a resistência à fadiga de um componente estrutural metálico. A Figura 9 mostra a aplicação da TDC por meio dos Métodos do Ponto, da Linha e da Área. Para isso a TDC utiliza parâmetros como ΔK_{th} e o limite de fadiga de uma peça sem trincas ou entalhes $\Delta\sigma_o$ para calcular a distância crítica do material de análise. Pode-se dizer que a TDC é uma ferramenta para previsão da resistência à fadiga de componentes metálicos trincados ou entalhados.

Para explicar a relação da TDC com a MFEL, toma-se uma placa qualquer com um entalhe central submetida a uma força de tração onde o raio da raiz do entalhe

Figura 9 – Caminho de análise e tensão efetiva de fadiga para os métodos MP, ML e MA



Fonte: autoria própria.

é zero, representando uma trinca longa de tamanho $2a$. Sabe-se que, a fratura frágil ocorrerá quando K for igual à tenacidade à fratura K_c (TAYLOR, 1999). A tensão elástica $\sigma(r)$ atuando na direção da abertura da trinca pode ser calculada em função da distância a frente da ponta trinca (r) e do fator de intensidade de tensão K conforme a equação 3.5 (SILVA, 2014).

$$\sigma(r) = \frac{K}{\sqrt{\pi r}} \quad (3.5)$$

Sabe-se, portanto, que a fratura frágil ocorre quando K atinge o valor crítico K_c . Para obter o tamanho crítico de r , substitui-se K por K_c e isola-se r na equação 3.5. Dessa forma, o valor crítico de r representa a distância crítica e é representado por L , como pode ser visto na equação 3.6 (SILVA, 2014).

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{\sigma} \right)^2 \quad (3.6)$$

Para previsões de fadiga em componentes estruturais metálicos, a mesma abordagem é válida, porém utilizando ΔK_{th} e a tensão limite de fadiga $\Delta\sigma_o$, como mostra a equação 3.7.

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_o} \right)^2 \quad (3.7)$$

Uma abordagem alternativa à analítica é aplicada por Taylor, Bologna e Knani (2000), onde a obtenção do campo de tensões ao redor do entalhe é feita por meio de análise de elementos finitos. Utilizando um software, obtém-se o ponto de tensão máxima na raiz do entalhe, denominado *hot spot*. A frente deste, seguindo a direção perpendicular à carga aplicada, ou o caminho de análise, observa-se uma variação de tensão. A tensão na direção do caminho de análise varia com a distância da raiz de

entalhe e tende à tensão nominal conforme se afasta do *hot spot*. Essa variação de tensão a frente da raiz do entalhe é representada por uma curva, denominada Tensão-Distância. Essa curva mostra os valores das tensões principais máximas ao longo do caminho de análise. Para a análise da tensão em função da distância r , assume-se que L coincide com o caminho de análise. L é calculado conforme a equação 3.7 e na curva Tensão-Distância, obtém-se o valor da tensão atuando na distância L .

Observa-se que, no caso de análise por fadiga, a TDC utiliza o fator de intensidade de tensão *threshold* para prever a falha do componente metálico e não a tenacidade à fratura. Isso ocorre por que quando ΔK é igual ao ΔK_{th} a tensão média ao longo do comprimento $2L$ é igual ao limite de fadiga de uma amostra lisa (SUSMEL; TAYLOR, 2003; TAYLOR, 1999). Dessa forma, a TDC assume que a partir do momento que a trinca iniciar a propagação estável, ela vai se propagar até o colapso do componente. O número de ciclos para o qual o componente rompe é pré-definido. Assim, a TDC pode ser interpretada como uma ferramenta para previsão de falha de componentes metálicos.

A metodologia descrita e os parâmetros utilizados são aplicados aos métodos MP, ML, Método da Área (MA) e Método do Volume (MV). A aplicação da TDC para previsão da vida à fadiga das barras de aço com base nesses parâmetros e contribuições da literatura é apresentada na seção 4.2.2.

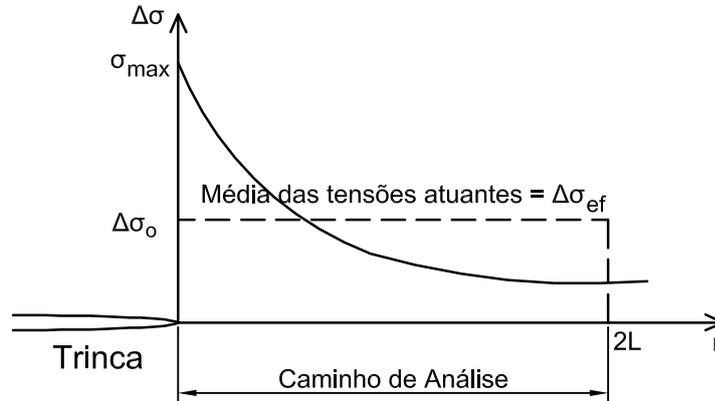
3.2.1.1 Método da Linha

Neuber sugeriu que um componente metálico com entalhe ou trinca atinge sua condição limite de fadiga quando a tensão efetiva, ao longo da distância $2L$ a partir da raiz do entalhe ou trinca, se iguala a tensão limite de resistência à fadiga de um corpo sem entalhe. A metodologia de análise de Neuber foi denominada Método da Linha (ML), e é esquematizada na Figura 10.

Na Figura 10, observa-se uma trinca e a distribuição de tensão a frente desta no caminho de análise, iniciando da ponta da trinca até a distância $2L$. Na raiz do entalhe, a tensão é máxima e vai diminuindo conforme percorre o caminho de análise até o ponto $2L$, tendendo para a tensão nominal. A tensão efetiva de fadiga $\Delta\sigma_{ef}$ representa a média das tensões atuantes ao longo do caminho de análise (equação 3.8). Ou seja, a tensão efetiva de fadiga representa a distribuição de tensões, ou campo de tensões, médias atuando a frente da ponta da trinca. Se a tensão efetiva de fadiga for igual ou superior à tensão limite de fadiga do material, o componente rompe. Ela é o critério que determina se a trinca se propaga até a falha final ou torna-se uma trinca não propagante (TNP). Esse critério é expresso pela equação 3.9.

$$\Delta\sigma_{ef} = \frac{1}{2L} \int_0^{2L} \Delta\sigma(r) dr \quad (3.8)$$

Figura 10 – Ilustração do ML e dos parâmetros considerados



Fonte: adaptado de Susmel (2008).

$$\Delta\sigma_{ef}(2L) \geq \Delta\sigma_o \quad (3.9)$$

Onde L é a distância crítica, calculada conforme a equação 3.7. Ainda com relação à Figura 10, r representa a distância medida no plano da trinca e, em conjunto com θ , pode ser entendido como as coordenadas polares da tensão máxima principal. As tensões atuantes nessa região são calculadas conforme as equações 2.5, 2.6 e 2.7 (BELLETT et al., 2005). Como para o ML a tensão analisada é perpendicular à direção da carga aplicada, θ é considerado zero (SUSMEL; TAYLOR; TOVO, 2007; SUSMEL, 2008; TAYLOR, 2010).

Calculando a média das tensões atuando ao longo de $2L$ (a tensão efetiva de fadiga) e comparando com o valor do limite de fadiga de um componente metálico com a mesma geometria, porém sem entalhe ou trinca, conclui-se que:

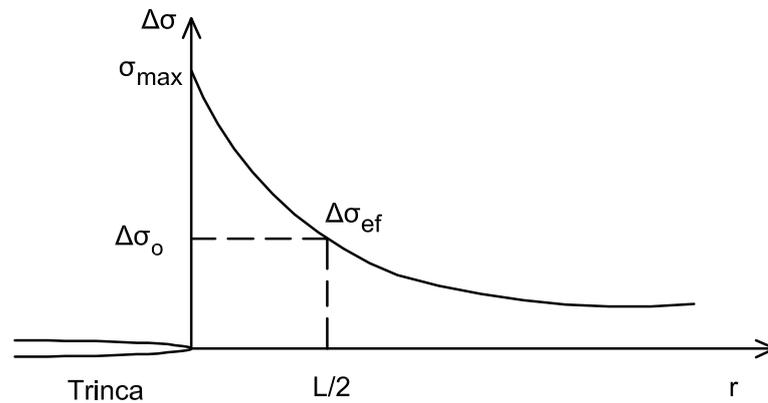
$$\text{Se} = \begin{cases} \Delta\sigma_{ef} < \Delta\sigma_o & \text{Não ocorre falha por fadiga;} \\ \Delta\sigma_{ef} \geq \Delta\sigma_o & \text{Ocorre falha por fadiga.} \end{cases} \quad (3.10)$$

Esse critério expresso na relação 3.10 ocorre na condição *threshold* quando ΔK for igual ao ΔK_{th} , ou seja, quando o crescimento da trinca é observado (TAYLOR, 1999).

3.2.1.2 Método do Ponto

O Método do Ponto (MP) é uma simplificação do ML sugerida por Peterson. De acordo com Susmel (2008), Peterson observou que um componente metálico atingia sua condição limite de fadiga quando a tensão efetiva de fadiga $\Delta\sigma_{ef}$ atuando no ponto situado a uma distância $L/2$ da raiz do entalhe fosse igual à tensão limite de resistência à fadiga de um corpo sem entalhe, considerando a mesma geometria, como mostra a Figura 11.

Figura 11 – MP e parâmetros considerados



Fonte: adaptado de Susmel (2008).

Na Figura 11, observa-se a mesma representação de trinca que a Figura 9 com o caminho de análise iniciando na ponta da trinca estendendo-se até $L/2$. A tensão máxima ocorre na ponta da trinca e tende à tensão nominal conforme se afasta desta. A tensão efetiva de fadiga $\Delta\sigma_{ef}$ representa a tensão atuando no ponto $L/2$, como visto na equação 3.11. Assim como no ML, a tensão efetiva de fadiga determina se a trinca se propaga até o colapso ou torna-se uma TNP. Se a tensão efetiva de fadiga no ponto $L/2$ for igual ou superior à tensão limite de fadiga do material nesse ponto, o componente rompe. A equação 3.12 mostra o critério de falha considerado (TAYLOR, 1999).

$$\Delta\sigma_{ef} = \frac{\Delta K}{\sqrt{2\pi r}} \quad (3.11)$$

$$\Delta\sigma_{ef} \left(\frac{L}{2} \right) \geq \Delta\sigma_o \quad (3.12)$$

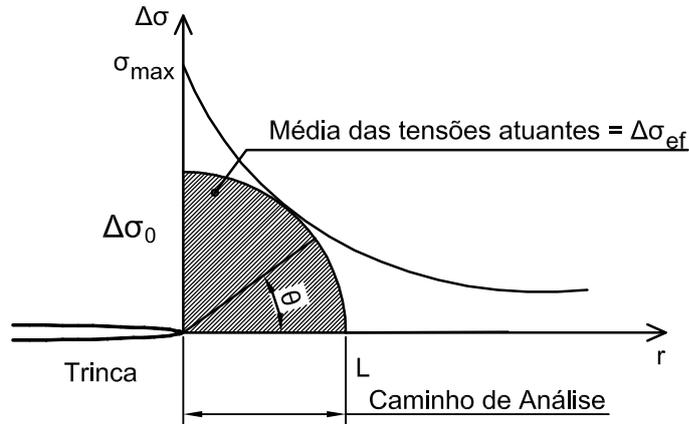
Onde ΔK é o fator de intensidade de tensão no modo I de carregamento, r é a distância medida da ponta da trinca ou entalhe até o ponto de análise. De forma análoga ao ML, o mesmo critério expresso na relação 3.10 é empregado.

3.2.1.3 Método da Área

Taylor (1999) sugeriu uma extensão dos Métodos do Ponto e da Linha avaliando as tensões em uma área ao redor da ponta da trinca. Essa metodologia, denominada Método da Área (MA) considera que o centro da área analisada coincide com a ponta da trinca, como mostra a Figura 12.

A partir da Figura 12, é possível fazer duas considerações diferentes para a distribuição de tensão à frente da ponta da trinca. No caso do MA, considerando os parâmetros r e θ como coordenadas polares (r, θ) , r continua seguindo o mesmo caminho de análise perpendicular à carga aplicada, porém θ antes considerado nulo,

Figura 12 – Consideração da área crítica no MA



Fonte: autoria própria.

agora passa a ter um intervalo de variação. A distribuição de tensões a frente da ponta da trinca é denominada área crítica e é calculada em função de (r, θ) . A área crítica pode ser considerada como a metade da área de um círculo ou um quarto da área de um círculo. O intervalo de integração de r é fixo de 0 à L , pois este ainda representa o caminho de análise das tensões principais máximas. Para θ , os intervalos podem ser de 0 à $\pi/2$ considerando um quarto da área do círculo, ou de $-\pi/2$ à $\pi/2$ considerando um semicírculo.

A tensão efetiva de fadiga ($\Delta\sigma_{ef}$) para o MA, representa a média das tensões atuantes dentro área crítica, conforme a equação 3.13 (BELLETT et al., 2005). Assim como nos métodos ML e MP, a tensão efetiva de fadiga é o critério que determina se uma trinca se propaga até a falha final ou torna-se uma TNP. Se a tensão efetiva de fadiga atuando na área crítica for igual ou superior à tensão limite de fadiga do material, o componente rompe. Esse critério é expresso pela equação 3.14.

$$\Delta\sigma_{ef} = \frac{1}{A} \int_0^\theta \int_0^L \frac{\Delta K}{\sqrt{2\pi r}} \left(\cos \frac{\theta}{2} + \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \right) \quad (3.13)$$

$$\Delta\sigma_{ef}(r, \theta) \geq \Delta\sigma_o \quad (3.14)$$

Onde θ é o ângulo de inclinação da tensão e A é a área crítica considerada. Ao calcular a tensão efetiva de fadiga na área crítica e comparar o resultado com o valor do limite de fadiga de um componente metálico com a mesma geometria sem trincas, o mesmo critério de comparação aplicado ao ML e MP (relação 3.10) é empregado para o MA.

Segundo Bellett et al. (2005), no MA é possível ainda uma consideração alternativa para a distância crítica L , calculando o raio crítico. A média das tensões principais, ou a tensão efetiva de fadiga é calculada conforme a equação 3.13, considerando a área

crítica de um semicírculo. Porém, na mesma equação 3.13, utilizam-se os intervalos de integração relativos a um quarto da área do círculo, pois as áreas acima e abaixo da coordenada r são consideradas simétricas. Dessa forma, obtém-se o raio crítico da área considerada. Na condição limite, substitui-se ΔK por ΔK_{th} e $\Delta\sigma_{ef}$ por $\Delta\sigma_o$ (BELLETT et al., 2005). A equação 3.15 mostra o resultado do raio crítico calculado.

$$r_c = 0,4202 \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_o} \right)^2 \quad (3.15)$$

Onde r_c é o raio crítico da área considerada. Multiplicando e dividindo a equação 3.15 por π , esta não é alterada e pode ser escrita em termos da distância crítica L , como mostra a equação 3.16.

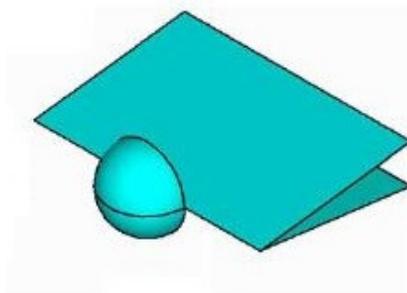
$$r_c = 1,32L \quad (3.16)$$

A relação expressa na equação 3.16 é aceita, porém pouco utilizada. Isso ocorre por que a escolha da área crítica é arbitrada conforme o tipo de material de análise e pode ser adaptada conforme o tipo de material e geometria.

3.2.1.4 Método do Volume

Taylor (1999) e Bellett et al. (2005) avaliaram as tensões atuantes em um volume hemisférico ao redor da ponta de uma trinca em componentes metálicos. No Método do Volume (MV), assim como no MA, o centro do volume coincide com a ponta da trinca, como pode ser visto na Figura 13.

Figura 13 – Consideração do volume crítico no MV



Fonte: (BELLETT et al., 2005).

A partir da Figura 13, nota-se que a avaliação da distribuição das tensões no volume a frente da ponta da trinca se dá por meio do raio crítico, a fim de determinar o volume crítico. Segundo Bellett et al. (2005), a melhor opção de volume é o hemisférico, pois neste o campo de tensões em análise é melhor representado em todas as direções. Diferentemente do MA, no MV as coordenadas utilizadas passam a ser esféricas. O caminho de análise permanece sendo perpendicular à carga aplicada. A tensão, antes

variando apenas no ângulo θ , agora passa a variar também na direção φ . Os intervalos de integração seguem as considerações do MA, onde o intervalo de r é sempre de zero à L e θ e φ variam de $-\pi/2$ à $\pi/2$.

A tensão efetiva de fadiga $\Delta\sigma_{ef}$, assim como nos demais métodos, representa a média da distribuição das tensões à frente da ponta da trinca e é o critério que determina se a trinca se propaga até a falha final. A forma de cálculo da tensão efetiva de fadiga para o MV pode ser feita pela equação 3.13, desde que esta seja transformada para coordenadas esféricas a área crítica seja substituída pelo volume crítico (BELLETT et al., 2005). Se a tensão efetiva de fadiga atuando no volume crítico for igual ou superior à tensão limite de fadiga do material, o componente rompe. Esse critério é expresso pela equação 3.17.

$$\Delta\sigma_{ef}(r, \theta, \varphi) \geq \Delta\sigma_o \quad (3.17)$$

O mesmo critério de comparação entre a tensão efetiva de fadiga e o limite de resistência à fadiga de um componente metálico com a mesma geometria sem trincas, descrito no ML, MP e MA (relação 3.10) é feito.

Assim como mostrado para o MA, Bellett et al. (2005) sugerem o cálculo do raio crítico em termos de L . Calcula-se a média das tensões principais atuando dentro do volume crítico com os intervalos de integração pertinentes ao volume hemisférico. Dessa forma, obtém-se a seguinte relação (equação 3.18):

$$r_c = 0,699 \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_o} \right)^2 \quad (3.18)$$

Onde r_c é o raio crítico do volume crítico. Novamente, multiplicando e dividindo a equação 3.18 por π , esta não se alterada e é escrita em termos de L , como mostra a equação 3.19.

$$r_c = 1,54L \quad (3.19)$$

Assim como a equação 3.16, a equação 3.19 é aceita, mas pouco utilizada pela mesma consideração em relação ao volume arbitrado e tipos de material de análise, e pode também ser adaptada conforme a necessidade.

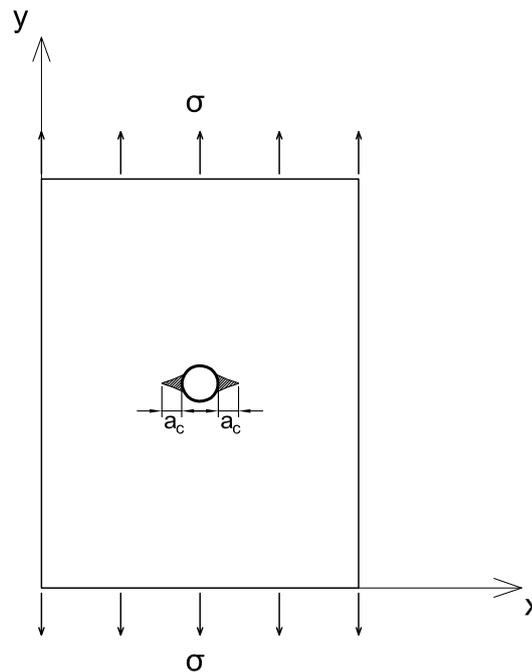
3.2.1.5 Método da Trinca Imaginária

O Método da Trinca Imaginária (MTI) foi proposto a fim de esclarecer o comportamento à fratura de compostos laminados pela introdução de uma trinca imaginária na raiz do entalhe. Segundo Waddoups, Eisenmann e Kaminski (1971), materiais laminados, como por exemplo, o epóxi-grafite, apresentam comportamento frágil, mas não se mostram propensos a nucleação e crescimento de trincas por fadiga como os demais componentes metálicos. Para solucionar o que Waddoups, Eisenmann e

Kaminski (1971) chamaram de paradoxo, um método analítico foi desenvolvido para prever a resistência à fratura de compostos laminados.

Waddoups, Eisenmann e Kaminski (1971) desenvolveram o modelo a partir de uma chapa de metálica com um furo central sob carregamento de tração. Perpendicularmente à carga aplicada, observou-se uma região de energia intensa próxima ao furo central, como mostra a Figura 14.

Figura 14 – Geometria considerada para o MTI



Fonte: (BELLETT et al., 2005).

A partir da Figura 14, Waddoups, Eisenmann e Kaminski (1971) sugeriram que a região de energia intensa poderia ser representada por uma trinca imaginária na raiz do entalhe (nesse caso, do furo). A trinca imaginária foi assumida como o comprimento característico do material a_c e considerada como um parâmetro constante. Dessa forma, as dificuldades de um problema físico foram evitadas, pois a trinca não era real (TAYLOR, 2010).

Waddoups, Eisenmann e Kaminski (1971) utilizaram a MFEL para prever a resistência à fratura a partir da relação entre o fator de intensidade de tensão e a energia para propagação da trinca. A análise foi baseada na abordagem desenvolvida por Irwin, da equivalência da taxa de energia e intensidade de tensão, e da solução proposta por Bowie para trincas emanando de um furo central em uma chapa metálica (WADDOUPS; EISENMANN; KAMINSKI, 1971). Assim, o MTI propõem calcular a energia necessária para propagação de uma trinca a partir da tensão aplicada, oriunda do fator de intensidade de tensão (WADDOUPS; EISENMANN; KAMINSKI, 1971; TAYLOR, 2010).

O fator de intensidade de tensão para o MTI foi calculado para o modo I de carregamento considerando no cálculo o valor de a_c , como mostra a equação 3.20.

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi(a + a_c)} \quad (3.20)$$

Onde Y é um fator de forma referente à geometria e a_c é o comprimento característico do material. Analisando uma chapa metálica sem furos, trincas ou entalhes, no momento da falha K é igual à K_c e a tensão passa a ser o limite de resistência à fratura σ_o . Nessas mesmas condições, o fator Y é unitário e a é nulo. A equação 3.20 passa a considerar apenas o comprimento característico a_c e a tensão limite de resistência à fratura. Dessa forma, o valor de a_c pode ser calculado a partir da equação 3.21.

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{Y\sigma_o} \right)^2 \quad (3.21)$$

Como Y é unitário, a equação 3.21 é igual à distância crítica L , representada para os demais métodos pela equação 3.6. A partir dessa condição, a consideração de fratura do MTI é análoga ao ML (TAYLOR, 2010). No ML, a distância crítica representava a distribuição de tensão a frente da ponta da trinca, no MTI a distribuição de tensões inclui a_c (ou L) representando a própria trinca. Porém, no MTI calcula-se a energia necessária para propagação da trinca ao longo do comprimento característico a_c e a frente deste. Logo, no MTI as tensões são calculadas sobre a trinca imaginária e a frente desta (TAYLOR, 2010).

As abordagens do ML e do MTI são conceitualmente diferentes, porém com resultados de previsão de resistência à fratura semelhantes (TAYLOR, 2010). O ML é baseado na equivalência de tensões, onde a tensão efetiva de fadiga é comparada à tensão limite de resistência à fadiga, enquanto o MTI depende da taxa de energia liberada para propagação de trincas (TAYLOR, 2010).

3.2.1.6 Método da Mecânica da Fratura Finita

A Método da Mecânica da Fratura Finita (MMFF) definida por Pugno e Ruoff (2004) ou também chamada de Mecânica da Fratura Quantizada (MFQ) segundo Cornetti, Taylor e Pugno (2005), é uma modificação do critério de energia de Griffith, onde o cálculo da taxa de energia é feito por meio de uma extensão finita de trinca ao invés de uma extensão infinitesimal. Segundo Pugno e Ruoff (2004), o MMFF é relevante para estruturas com aplicações em nano tecnologias, tais como nanotubos, nanocabos e nanoplacas.

Considerando o modo I de carregamento, o critério de energia de Griffith implica na propagação de uma trinca quando a variação da energia total (dE) se iguala à energia gasta para criar uma nova superfície de trinca. A energia potencial corresponde

ao incremento de superfície de trinca (dA). A equação 3.22 representa o critério de energia de Griffith (PUGNO; RUOFF, 2004).

$$dE = G_c dA = 0 \quad (3.22)$$

Onde dE é a variação de energia potencial, dA é o incremento de superfície de trinca e G_c é a energia de fratura por unidade de área do material. Segundo o critério de energia de Griffith, se a taxa de energia liberada (G_I) for igual a energia de fratura do material (G_c), o componente rompe.

De acordo com Pugno e Ruoff (2004), o critério de energia de Griffith é equivalente ao critério baseado no fator de intensidade de tensão para materiais metálicos. No critério baseado no fator de intensidade de tensão, a fratura do componente estrutural ocorre se o fator de intensidade de tensão K for igual à tenacidade à fratura do material K_c (considerando o modo I de carregamento). Ambos os critérios são ditos equivalentes porque é possível calcular a taxa de energia liberada em termos do fator de intensidade de tensão (equação 3.23), ou o contrário.

$$G_I = \frac{K^2}{E} \quad (3.23)$$

Onde, G_I é a taxa de energia liberada. Sabendo que a taxa de energia liberada pode ser calculada por meio do fator de intensidade de tensão, como mostra a equação 3.23, pode-se afirmar que:

$$G_I = G_c \equiv K = K_c \quad (3.24)$$

O MMFF utiliza-se dos conceitos apresentados conforme as equações 3.22, 3.23 e 3.24, porém considerando uma extensão finita dos parâmetros citados, ou seja, as quantidades infinitesimais passam a ser quantidades finitas. Dessa forma, a taxa de energia liberada (equação 3.23) passa a ser expressa conforme a equação 3.25 (PUGNO; RUOFF, 2004).

$$G^* = -\frac{\Delta E}{\Delta A} = G_c \quad (3.25)$$

Onde G^* é a taxa de energia liberada conforme o MMFF, ΔE é a extensão de energia potencial e ΔA é a extensão da superfície da trinca. Do mesmo modo, o fator de intensidade de tensão K^* é calculado conforme a equação 3.26 (PUGNO; RUOFF, 2004).

$$K^* = \sqrt{(K^2)_A^{\Delta A}} = K_c \quad (3.26)$$

Onde K^* é o fator de intensidade de tensão calculado conforme o MMFF. O termo dentro da raiz pode ser calculado a partir da equação 3.27 (PUGNO; RUOFF, 2004).

$$(K^2)_A^{A+\Delta A} \equiv \frac{1}{\Delta A} \int_A^{A+\Delta A} K dA \quad (3.27)$$

Segundo Pugno e Ruoff (2004), a extensão da superfície da trinca ΔA é uma quantidade virtual, porém finita. As equações 3.25, 3.26 e 3.27 são válidas para componentes metálicos de qualquer geometria.

4 METODOLOGIA

Neste capítulo, inicialmente são apresentadas as características das barras de aço relevantes na previsão da vida à fadiga. Em seguida, os procedimentos de cálculo e hipóteses adotadas para os modelos T-M e a TDC são discutidos.

4.1 Características das barras de aço CA-50

4.1.1 Processo de fabricação e composição química

De maneira geral, o processo de fabricação do aço pode ser feito em usinas integradas ou semi-integradas. Em usinas integradas, o aço é produzido a partir da queima do minério de ferro gerando o ferro gusa, que em seguida passa por um processo de retirada de impurezas resultando em tarugos de aço. Em usinas semi-integradas, o tarugo é obtido por meio de sucata de aço seguido de refinamento (BASU; SHYIAMONI; ROSHAN, 2004; SILVA, 2016).

Em seguida, o tarugo passa pelo processo de laminação à quente, onde o material passa entre dois cilindros dispostos paralelamente girando em sentidos opostos. O processo de laminação é dividido nas etapas de desbaste, preparação e acabamento. O resultado é a deformação plástica do metal reduzindo a seção transversal deste e alongando-o, formando as barras retas (BASU; SHYIAMONI; ROSHAN, 2004; FILHO, 2017).

Finalmente são introduzidas as nervuras por meio de cilindros de marcação, onde também é inserida a marca do fabricante, e as barras são deixadas resfriando à temperatura ambiente (BASU; SHYIAMONI; ROSHAN, 2004). As barras de aço resultantes desse processo são denominadas laminadas à quente (LQ).

Em algumas usinas, após o processo de laminação e resfriamento, as barras passam por um processo de alongamento ou torção a frio a fim de aumentar a resistência ao escoamento (ZHENG, 1998; BASU; SHYIAMONI; ROSHAN, 2004). Devido à este processo mecânico, estas barras são denominadas trabalhadas à frio (TF).

Em alguns países europeus, as barras LQ e TF foram gradualmente substituídas pelas barras temperadas e revenidas (TR) (REHM; RUSSWURM, 1977; VIRMANI; WRIGHT; NELSON, 1991). Estas barras passam por um tratamento térmico de resfriamento brusco ao final do processo de laminação, para então resfriar à temperatura ambiente. Neste processo, conhecido por Tempcore ou Thermex, o aço é atingido em toda sua superfície por jatos de água imediatamente após a laminação à quente (ZHENG; ABEL, 1999; KABIR; ISLAM; BEPARI, 2014).

Durante o processo de fabricação, é feita a redução do teor de carbono que é um dos principais elementos da composição química das barras. O teor de carbono

é controlado a fim de obter uma combinação de resistência mecânica e ductibilidade, pois conforme a quantidade de carbono aumenta, a resistência mecânica das barras tende a aumentar e a ductibilidade tende a reduzir (ZHENG, 1998; BASU; SHYIAMONI; ROSHAN, 2004). No caso das barras LQ e TF, geralmente estas possuem um teor de carbono entre 0,2 e 0,4% com adição de 1,4% de manganês, utilizado para obtenção de alta resistência e ductibilidade. Já as barras TR tendem a apresentar teores reduzidos de carbono e manganês porque resultados semelhantes de resistência mecânica e ductibilidade podem ser obtidos por meio do processo de têmpera (REHM; RUSSWURM, 1977; ZHENG, 1998; KABIR; ISLAM; BEPARI, 2014).

4.1.1.1 Propriedades mecânicas

Nesta pesquisa, as propriedades consideradas foram resistência à tração σ_t , resistência à fadiga das barras nervuradas $\Delta\sigma_n$ e lisas $\Delta\sigma_o$, módulo de elasticidade E , módulo de cisalhamento G e coeficiente de Poisson ν .

Para definir os valores de E , G e ν , estudos como os de Rehm e Russwurm (1977), Taira, Tanaka e Hoshina (1979), Zheng (1998), Rocha et al. (2016) e Chen et al. (2018) foram analisados. Observou-se nesses estudos que diferentes tipos de barras com teores de carbono semelhantes tendem a ter valores de E , G e ν semelhantes e por esse motivo, essas propriedades foram mantidas constantes para os três tipos de barras. Os valores utilizados para E , G e ν são apresentados na Tabela 1.

Tabela 1 – Propriedades mecânicas das barras analisadas

Referências	Propriedades Mecânicas	Valores Adotados
Rocha et al. (2016)	E	205,0 GPa
Taira, Tanaka e Hoshina (1979)	G	77,6 GPa
	ν	0,3

Fonte: autoria própria.

A resistência à tração das barras foi considerada separada para cada tipo de barra, pois mesmo barras fabricadas em um mesmo lote podem apresentar valores de resistência à tração diferentes. Isso pode ocorrer em função de aspectos como teor de carbono, impurezas e poros presentes nas barras e em função de imperfeições superficiais decorrentes do processo de fabricação.

Com relação à resistência à fadiga, considerações diferentes foram feitas para barras lisas e nervuradas. O limite de fadiga de barras lisas $\Delta\sigma_o$ foi utilizado para o modelo da TDC e foi definido com base em dados da literatura. Para barras LQ e TF, $\Delta\sigma_o$ foi definido com base nos estudos de Tilly (1979) e dos resultados experimentais de Nakai, Tanaka e Nakanishi (1981) e Tanaka e Nakai (1983). No caso das barras TR, $\Delta\sigma_o$ foi estimado com base nos estudos de Majumdar et al. (2017), que utilizaram o fator de resistência à fadiga K_f juntamente com análise de elementos finitos para

obter a curva S-N de uma barra lisa. Majumdar et al. (2017) estimaram que $\Delta\sigma_o$ da barra lisa tende a ser em torno de 40% superior a barras nervurada. Com base nessa abordagem $\Delta\sigma_o$ da barras TR foi estimado em 454 MPa.

O limite de fadiga das barras nervuradas $\Delta\sigma_n$ pode ser calculado com base nas propriedades mecânicas e em aspectos geométricos da barras, como pode ser visto nos estudos de Jhamb e MacGregor (1974a), Chen et al. (2018) e também é indicado em Boyer (1985). O mesmo procedimento foi utilizado nesta pesquisa, como é descrito no item 4.2.1.1.

4.1.2 Microestrutura

O aço é um material policristalino formado basicamente por grãos com diferentes propriedades, tamanhos e orientações (TAIRA; TANAKA; HOSHINA, 1979; TOKAJI; OGAWA; HARADA, 1986). O tipo de microestrutura e o tamanho médio dos grãos são dependentes da composição química, temperatura de laminação e do resfriamento (REHM; RUSSWURM, 1977; BASU; SHYIAMONI; ROSHAN, 2004). Como estes são parâmetros relevantes nos modelos aplicados, foi feita uma descrição dos tipos de microestruturas estudadas e dos tamanho médios dos grãos utilizados.

4.1.2.1 Tipos de microestrutura

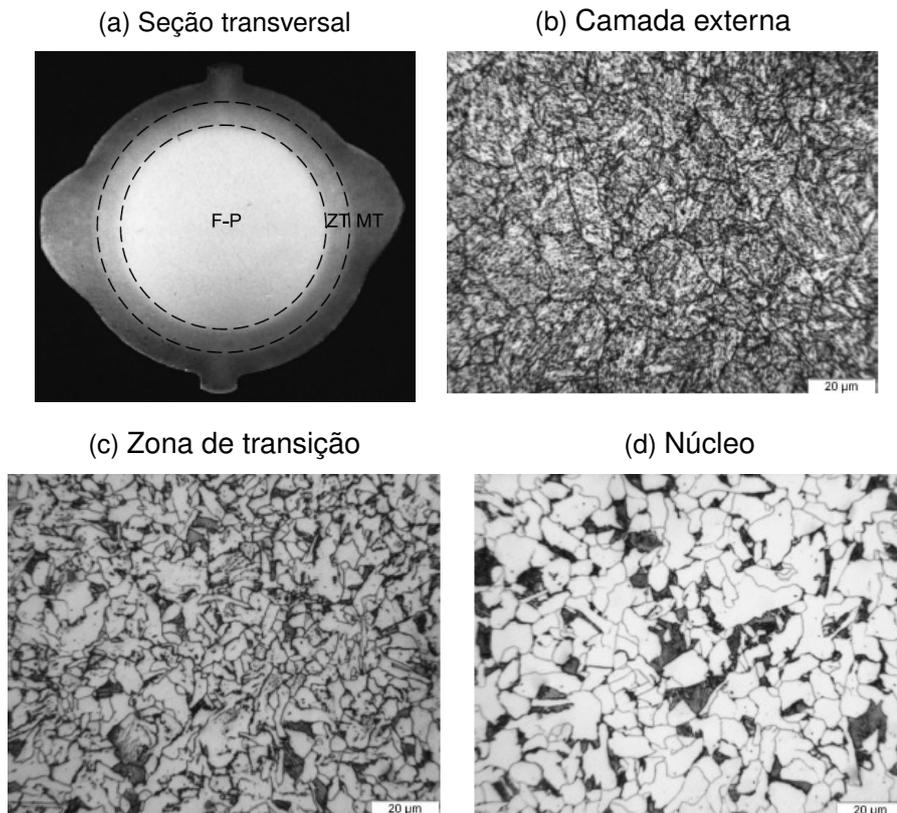
A austenita, resultado do processo de laminação, é a microestrutura primária das barras. Esta transforma-se em ferrita e perlita quando resfriada à temperatura ambiente, componentes da microestrutura de barras LQ e TF. Durante o resfriamento brusco pelo qual a barra TR passa gera a martensita. Em um terceiro estágio, enquanto a barra resfria a temperatura ambiente, o calor do núcleo dissipa-se através da camada de martensita, revenindo-a. Ao mesmo tempo, uma camada adjacente com dureza intermediária pode ser formada devido a eventual transformação da austenita em bainita (ZHENG, 1998).

A microestrutura formada ao longo da seção transversal de uma barra TR pode ser vista na Figura 15. Nesta, pode ser observada a camada externa de martensita (Figura 15b), seguida de uma zona de transição (Figura 15c), e o núcleo composto de ferrita e perlita (Figura 15d). Já as barras LQ e TF apresentam ferrita e perlita ao longo de toda a seção transversal.

4.1.2.2 Tamanho médio dos grãos

A variação no tamanho dos grãos pode influenciar na nucleação das microtrincas e na taxa de propagação destas. Para identificar a influência do tamanho médios dos grãos na vida à fadiga de materiais metálicos, Tokaji, Ogawa e Harada (1986) analisaram a taxa de propagação de microtrincas em grãos de ferrita de aços de

Figura 15 – Seção transversal de uma barra TR e microestrutura



Fonte: adaptado de Zheng e Abel (1998) e Rocha, Brühwiler e Nussbaumer (2016).

baixo carbono laminados à quente com dois tamanhos médios, sendo 24 e 84 μm , e verificaram que a amostra com tamanho médio de grão menor apresentou maior número de ciclos para iniciação. Isso indica que a resistência à fadiga dos aços de baixo carbono tende a ser inversamente proporcional ao tamanho do grão.

Uma tendência semelhante foi observada por Tokaji et al. (1986) ao analisar as características de propagação de microtrincas em grãos de austenita com tamanhos médios de grãos entre 15 e 91 μm .

Como o tamanho médio do grão é um parâmetro necessário para aplicação dos modelos, estes foram definidos com base em estudos como o de Taira, Tanaka e Hoshina (1979), Nakai, Tanaka e Nakanishi (1981), Tanaka e Nakai (1983) e Lukáš et al. (1986). Por meio desses estudos, observou-se que os grãos de ferrita podem variar de 7 até 80 μm . Já os grãos de austenita apresentaram valores entre 10 e 200 μm nas pesquisas consultadas (TOKAJI et al., 1986; MORITO et al., 2005; BRÜCKNER-FOIT; HUANG, 2006; ROCHA; BRUEHWILER; NUSSBAUMER, 2015b).

4.1.3 Rugosidade

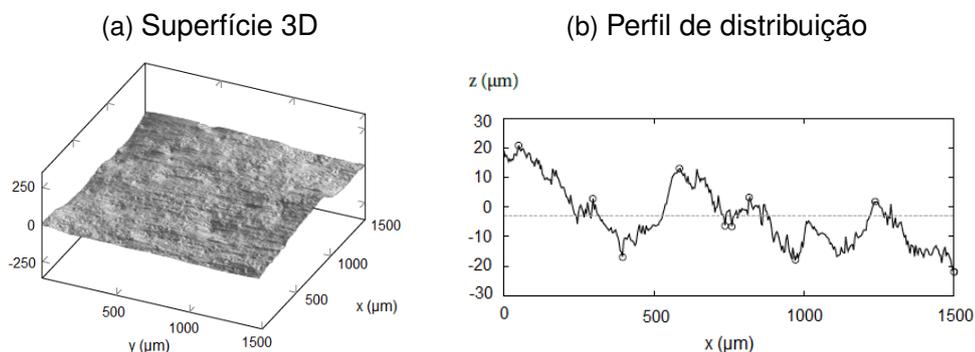
A superfície rugosa das barras é o resultado de micro entalhes que ocorrem devido ao processo de fabricação. Esses micro entalhes agem como possíveis iniciadores

de trincas devido a concentração de tensão, pois levam a uma magnitude de tensões locais maiores do que a tensão aplicada (ALANG; RAZAK; MISKAM, 2011; ROCHA; BRÜHWILER; NUSSBAUMER, 2016).

Segundo Arola e Williams (2002), a rugosidade referente ao processo de fabricação pode ser representada por um fator de concentração de tensão K_s . Esse fator pode ser obtido com base em um perfil de distribuição de picos e vales observados ao longo de uma distância conhecida da superfície, como mostra a Figura 16. Nesta, uma representação em 3D da superfície da barra próximos da nervura transversal (Figura 16a) mostra os micro entalhes e um exemplo de perfil de distribuição obtido ao longo de uma distância dessa superfície (Figura 16b).

Como a rugosidade também pode ser implicitamente considerada em propriedades como a resistência à tração, esta pesquisa considerou o valor de K_s variável, assumindo uma distribuição normal com valor médio de 1 e desvio padrão 0,1, conforme o estudo de Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015a). Outros autores como Thomas e Thomas (1999) e Zhao, Wang e Lu (2000) sugerem que a rugosidade tende a uma distribuição normal devido a sua natureza estatística.

Figura 16 – Representação do perfil da rugosidade de uma barra de aço



Fonte: adaptado de Rocha, Brühwiler e Nussbaumer (2016).

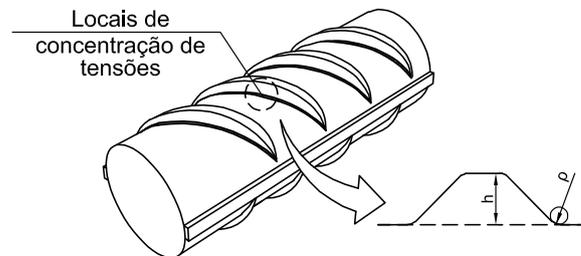
4.1.4 Geometria das barras

Embora as nervuras sejam essenciais para a aderência com o concreto, estas são descontinuidades geométricas que causam concentração de tensão na superfície da barra e tendem a reduzir a resistência à fadiga. Por meio de ensaios de fadiga, Jhamb e MacGregor (1974a) e Helgason et al. (1976) notaram que barras nervuradas apresentam resistência à fadiga menor que barras lisas com mesmo diâmetro, e essa redução foi atribuída às nervuras transversais.

A concentração de tensão causada pelas nervuras transversais é limitada à região de transição entre a nervura transversal e a superfície livre da barra de aço, onde as trincas por fadiga tendem a iniciar (JHAMB; MACGREGOR, 1974b; ZHENG; ABEL, 1998). A severidade da concentração de tensão causada por essa descontinuidade

pode ser quantificada por meio do K_t , que depende de parâmetros geométricos da nervura, mostrados na Figura 17 (JHAMB; MACGREGOR, 1974a; ZHENG; ABEL, 1998; ROCHA; BRÜHWILER; NUSSBAUMER, 2016).

Figura 17 – Parâmetros da geometria que influenciam na concentração de tensão



Fonte: adaptado de Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015a).

A fim de identificar quais são os principais parâmetros que influenciam no valor de K_t , Jhamb e MacGregor (1974b) e Zheng e Abel (1998) realizaram um estudo paramétrico da nervura e concluíram que a relação entre o raio da raiz e altura da nervura ρ/h tem maior influência na concentração de tensão; e quanto menor é o valor de ρ , maior é o valor de K_t , que tende a 1,6. Rocha, Brühwiler e Nussbaumer (2016) chegaram a conclusões semelhantes às de Jhamb e MacGregor (1974b) e Zheng e Abel (1998) por meio de um estudo paramétrico da geometria da barra em 3D e também verificaram que conforme o diâmetro da barra aumenta o valor de K_t tende a aumentar. Segundo Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015a), um K_t médio de 1,6 pode ser considerado ao longo da nervura.

Com base nas pesquisas de Jhamb e MacGregor (1974b), Zheng e Abel (1998) e Rocha, Brühwiler e Nussbaumer (2016), foi adotado um valor de K_t de 1,6 constante ao longo da nervura para barras de 16 mm, considerando que apresentam melhor resistência à fadiga e menor concentração de tensão quando comparadas com barras nervuradas de diâmetros diferentes. Já o valor de ρ foi de 0,1 mm, definido com base nos estudos de Zheng e Abel (1998).

4.1.5 Aspectos dos ensaios de fadiga

A previsão da vida à fadiga das barras pode ser feita por meio ensaios de tração axial ou de flexão, onde define-se inicialmente R , σ_{max} e σ_{min} . Como nesta pesquisa não foram realizados ensaios, estabeleceu-se valores de R e $\Delta\sigma$ baseados em ensaios realizados por Hanson, Burton e Hognestad (1968), Tilly (1984), Zheng e Abel (1999) e Rocha et al. (2016). Posteriormente, os resultados experimentais desses autores foram utilizados para comparação com os resultados desta pesquisa.

De maneira geral, os valores de R utilizados Hanson, Burton e Hognestad (1968),

Tilly (1984), Zheng e Abel (1999) e Rocha et al. (2016) variaram entre 0 e 0,2 e um valor médio de 0,1 foi assumido nesta pesquisa. Com relação aos valores de $\Delta\sigma$, estes foram arbitrados conforme os tipos de barras analisadas, levando em consideração a dispersão observada nos resultados para cada $\Delta\sigma$ aplicado.

4.2 Procedimentos de cálculo

A previsão da vida à fadiga das barras de aço foi feita utilizando o modelo do T-M e a TDC para as fases de iniciação e propagação, respectivamente. Este item descreve o procedimento de cálculo utilizado para cada modelo.

4.2.1 Aplicação do modelo de T-M

O modelo T-M analisa a iniciação de trincas por fadiga em componentes metálicos por meio da Teoria das Discordâncias (TANAKA; MURA, 1981). Os parâmetros necessários para essa análise são ΔK_{th} , G , E , ν limite de fadiga da barra nervurada $\Delta\sigma_n$ e a largura da banda de deslizamento a_o . Com base nesses dados é possível prever quantos ciclos de carregamento são gastos na fase de iniciação por meio da equação 4.1.

$$N_i = \frac{9\Delta K_{th}^2 G}{E a_o \pi (1 - \nu) (\Delta\sigma - \Delta\sigma_n)^2} \quad (4.1)$$

Sabe-se que ΔK_{th} pode variar dependendo de fatores como geometria da barra e da trinca, modo de carregamento e R . Como estes são aspectos considerados constantes nesta pesquisa, por conveniência, ΔK_{th} também foi assumido constante e igual para todas as barras. O valor utilizado para a previsão da vida à fadiga das barras foi de $6,04 \text{ MPa} \cdot m^{\frac{1}{2}}$, conforme o estudo realizado por Rocha e Brühwiler (2012).

Neste estudo, $\Delta\sigma_n$ foi calculado em função das propriedades mecânicas, aspectos geométricos e da rugosidade. No caso de a_o , uma simulação de grãos de diferentes tamanhos foi feita por meio de um Diagrama Voronoi.

4.2.1.1 Cálculo do limite de fadiga

O cálculo de $\Delta\sigma_n$ foi feito conforme o equacionamento utilizado por Jhamb e MacGregor (1974b) e Chen et al. (2018), levando em consideração a resistência à tração σ_t , K_t e a rugosidade. Essa relação pode ser vista na equação 4.2.

$$\Delta\sigma_n = \frac{0,60\sigma_t}{K_t K_s} \quad (4.2)$$

A consideração de $0,6\sigma_t$ na equação 4.2 foi feita de acordo com Boyer (1985), onde para aços contendo martensita temperada ou ferrita e perlita na superfície, a

razão entre o limite de fadiga e a resistência à tração é de aproximadamente 0,6. Zheng e Abel (1999) demonstraram que essa relação pode variar de acordo com o tipo de barra e com o tipo de carregamento, e obtiveram uma relação de $0,58\sigma_t$ para barras TR. Jhamb e MacGregor (1974a) observaram que a relação entre o limite de fadiga e a resistência à tração poderia chegar a 0,65 para barras LQ, e utilizaram a expressão $0,65\sigma_t$ para calcular o limite de fadiga dessas barras. Com base nesses estudos, optou-se por considerar uma relação de $0,6\sigma_t$ no cálculo do limite de fadiga para todas as barras, como uma simplificação de cálculo.

Os valores de σ_t considerados na equação 4.2 estão dispostos na Tabela 2. Para as barras LQ e TR, valores atuais foram escolhidos a fim de evitar efeitos de descarburização, que pode ser entendido como a redução do teor de carbono da camada superficial da barras e é observado em barras mais antigas (MACGREGOR; JHAMB; NUTTALL, 1971; JHAMB; MACGREGOR, 1974a). Como barras TF já não são mais produzidas, valores atuais não estão disponíveis na literatura. Assim, optou-se por calcular a resistência à tração das barras TF em função da resistência ao escoamento.

Tabela 2 – Valores da resistência última à tração utilizados

Referências	Tipos de Barras	Resistência à Tração (MPa)
Chen et al. (2018)	LQ	668,5
Tilly (1984)	TF	496,8
Majumdar et al. (2017)	TR	673,0

Fonte: autoria própria.

A relação entre resistência à tração e escoamento, que pode ser vista na equação 4.3, é proposta pela norma britânica BS 4449 (4449, 2005) e foi adotada nesta pesquisa para estimar a resistência à tração das barras TF. Segundo Tilly (1984), as barras utilizadas nos ensaios de fadiga possuem resistência ao escoamento de 460 MPa, e então a resistência à tração foi estimada em 497 MPa.

$$\frac{\sigma_t}{\sigma_e} = 1,08 \quad (4.3)$$

Onde σ_e é a resistência ao escoamento da barra.

4.2.1.2 Simulação dos grãos

O modelo T-M considera que a trinca se inicia no centro da banda de deslizamento favoravelmente orientada, que coincide com o centro do grão (TANAKA; MURA, 1981). Quando a trinca se inicia, a banda de deslizamento é bloqueada pela fronteira do grão dificultando a propagação da trinca no grão adjacente (TAIRA; TANAKA; NAKAI, 1978). No modelo originalmente desenvolvido por Tanaka e Mura (1981) todos os grãos analisados têm o mesmo tamanho, e por esse motivo, apenas a metade da banda de

deslizamento pode ser utilizada para o cálculo. Porém, utilizar um tamanho médio de grão constante pode ser interpretado como uma limitação do modelo, pois os tamanhos dos grãos mudam, bem como a orientação de cada grão.

A fim de avaliar a variabilidade do tamanho das bandas de deslizamento na vida à fadiga das barras LQ, TF e TR, uma simulação dos tamanhos de grãos foi feita utilizando um Diagrama Voronoi (DV). A definição do DV, bem como suas propriedades e aplicações são apresentados no item 4.2.1.2.1. Em seguida, a simulação das bandas de deslizamento empregadas no cálculo de N_i pode ser visto no item 4.2.1.2.2.

4.2.1.2.1 Diagrama Voronoi

Com o surgimento da geometria computacional e métodos numéricos aplicados à engenharia, estudos voltados a influência microestrutural na vida à fadiga, bem como à propagação de trincas, podem ser feitos por meio de simulações do crescimento dos grãos e da trinca em materiais metálicos. A Tesselação Voronoi ou DV é um conceito conhecido e amplamente utilizado para este propósito (ANDERSSON, 2005; BRÜCKNER-FOIT; HUANG, 2006; ROCHA; BRUEHWILER; NUSSBAUMER, 2015b; SUN et al., 2018).

O conceito de DV foi introduzido por Peter Dirichlet e Georgy Voronoi em seus estudos sobre formas quadrículas entre os anos 1850 e 1900. Eles consideraram que um conjunto de pontos distribuídos em um dado espaço poderiam ser particionados em polígonos por meio de combinações de vetores linearmente independentes. A Figura 18 apresenta um exemplo de DV, onde cada ponto representa o centro de um polígono, que também pode ser chamado de célula ou região influência (OKABE et al., 2009; FERENC; NÉDA, 2007).

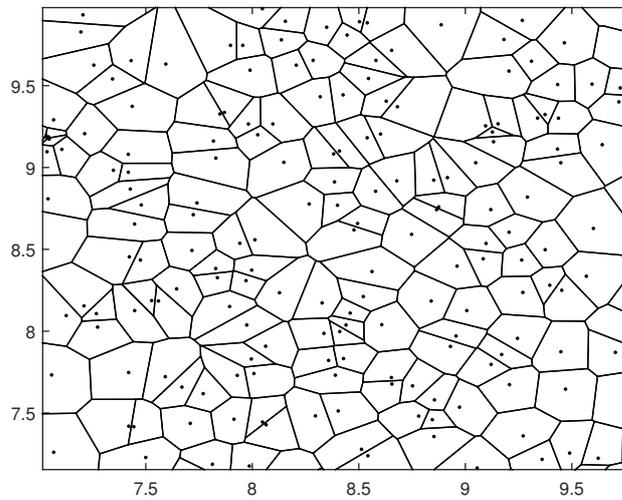
Matematicamente, um espaço Euclidiano bidimensional pode ser particionado, onde para cada ponto (ou núcleo) $\{p_i\}$ uma célula C_i correspondente é gerada. Uma célula consiste em uma porção de pontos que se encontram mais próximos do núcleo, tal que:

$$C_i = \{x \in R^n : \|p_i - x\| \leq \|p_j - x\|, \forall p_j\} \quad (4.4)$$

Onde $\|\cdot\|$ é a distância Euclidiana. Se o conjunto de pontos é dito finito, então o conjunto de células é chamado de DV e conseqüentemente, cada uma das células conectadas corresponde a uma célula Voronoi (ANDERSSON, 2005; DOBRIN, 2005).

De maneira geral, o DV é composto por três elementos: geradores, arestas e vértices, onde cada ponto p_i é um gerador, uma aresta é uma linha que delimita duas células Voronoi adjacentes e o um vértice é um local equidistante de outros três (ou mais) pontos geradores e também é interpretado como o final de cada aresta. Na Figura 19, é possível identificar cada um dos elementos de um DV. Segundo Dobrin

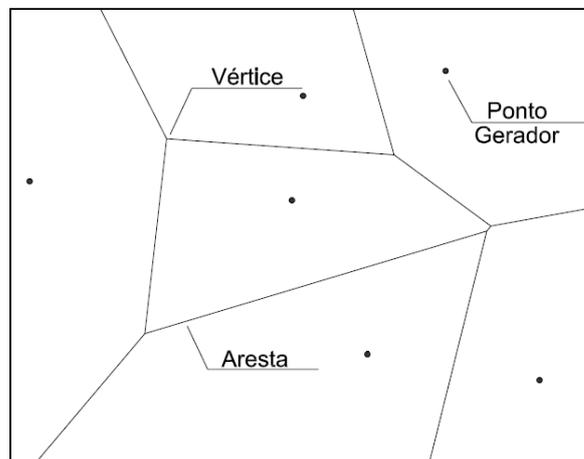
Figura 18 – Exemplo de um diagrama Voronoi



Fonte: autoria própria.

(2005), sempre que uma aresta é formada, os pontos p_i e p_j são equidistantes, o que implica que células diferentes podem ter quantidades de arestas diferentes.

Figura 19 – Elementos de um diagrama Voronoi



Fonte: autoria própria.

O DV apresenta algumas características que permitem a sua associação aos grãos do aço, considerando que no processo de cristalização, todos os grãos iniciam seu crescimento simultaneamente e uniformemente, assim como o DV. Dessa forma, conforme os grãos vão crescendo estes chocam-se e formam as fronteiras, que são os limites onde os grãos encontram-se e param de crescer. Geometricamente, pode-se dizer que as células Voronoi iniciam seu crescimento de pontos geradores e ao chocarem-se, formam as arestas e vértices, resultando em uma estrutura semelhante

à microestrutura do aço (ANDERSON, 2005; ROCHA; BRUEHWILER; NUSSBAUMER, 2015b). Nesta analogia, cada célula Voronoi corresponde a um grão.

Essa consideração também foi feita por Andersson (2005), Brückner-Foit e Huang (2006), Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015b) e Sun et al. (2018), que utilizaram o DV em estudos de fadiga e concluíram que a aleatoriedade e distribuição dos tamanhos dos grãos foram satisfatórias para analisar como esse aspecto influencia na dispersão dos resultados. Com base nesses estudos, a simulação dos grãos do aço realizada nesta pesquisa foi feita a partir de um DV com o intuito de verificar a influência do tamanho das bandas de deslizamento na iniciação de microtrincas.

4.2.1.2.2 Definição do parâmetro a_o

No modelo T-M, admite-se que a microtrinca é formada a partir de deformações plásticas no interior das bandas de deslizamento favoravelmente orientadas. Para verificar a influência de diferentes tamanhos de a_o na iniciação de trincas, os DVs foram gerados para as barras LQ, TF e TR por meio da seguinte ordem:

1. Definir qual tipo de microestrutura é mais propensa à iniciação para cada barra;
2. Estabelecer o tamanho médio dos grãos utilizados para cada tipo de microestrutura;
3. Gerar a estrutura dos grãos;
4. Gerar as bandas de deslizamento para cada grão;
5. Identificar o grão e a banda de deslizamento favoravelmente orientados;
6. Calcular a largura da banda de deslizamento identificada.

Para as barras LQ e TF, que apresentam ferrita-perlita ao longo de toda a seção transversal, os grãos de ferrita foram modelados, pois estes são menos resistentes à fadiga em comparação à perlita e portanto mais propensos à iniciação de microtrincas (TOKAJI; OGAWA; HARADA, 1986). No caso das barras TR, a austenita é frequentemente utilizada para simulação de microestrutura em aços martensíticos (BRÜCKNER-FOIT; HUANG, 2006; ROCHA; BRUEHWILER; NUSSBAUMER, 2015b; SUN et al., 2018). Observações experimentais indicam que em aços martensíticos as agulhas de martensita tendem a seguir a mesma orientação dentro dos grãos de austenita, formando pacotes de agulhas e as trincas tendem a se propagar ao longo das agulhas (BRÜCKNER-FOIT; HUANG, 2006; SUN et al., 2018).

Assim como o tipo de microestrutura, o tamanho médios dos grãos também foi considerado o mesmo para barras LQ e TF e diferente das barras TR. Para barras LQ e TF, que possuem o mesmo tipo de microestrutura na superfície, considerou-se

o mesmo tamanho médio de grão de ferrita, assim como o estudo feito por Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015b). Para barras TR, o tamanho médio da austenita foi utilizado, tendo como base as considerações feitas por Brückner-Foit e Huang (2006). Um resumo dos tamanhos médios de grãos de ferrita e austenita e das pesquisas consultadas, pode ser visto na Tabela 3.

Tabela 3 – Tamanhos médios dos grãos utilizados nos modelos T-M e TDC

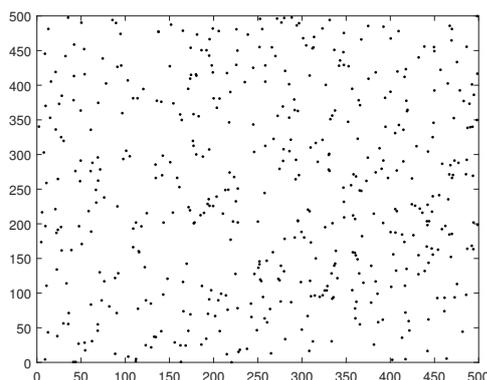
Referências	Tipos de Barras	Tamanho dos Grãos (μm)	Tamanho Médio dos Grãos (μm)
Jhamb e MacGregor (1974a)		20,3	
Usami e Shida (1979)		25,0	
Nakai, Tanaka e Nakanishi (1981)	LQ e TF	20,5	22,5
Suh, Yuuki e Kitagawa (1985)		23,0	
Tokaji, Ogawa e Harada (1986)		24,0	
Tokaji et al. (1986)		15,0	
Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015b)	TR	20,0	21
Morito et al. (2005)		28,0	

Fonte: autoria própria.

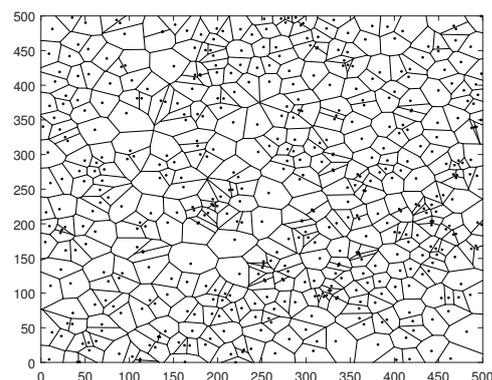
Para gerar o DV, o Matlab[®] (MATLAB V8.2, 2014) foi utilizado, gerando inicialmente os pontos aleatórios (Figura 20a) e então as arestas e vértices formando as células Voronoi (Figura 20b).

Figura 20 – Representação da microestrutura por meio do DV

(a) Pontos gerados aleatoriamente



(b) Células Voronoi

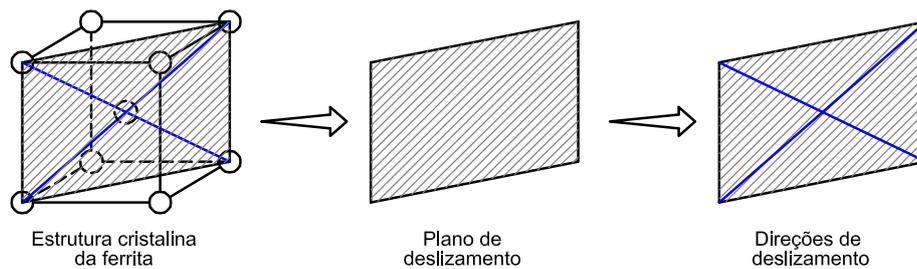


Fonte: autoria própria.

Para definir as bandas de deslizamento dos grãos de ferrita, esta pesquisa teve como base o estudo de Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015b), que analisaram a estrutura cristalina da ferrita. Esta apresenta uma estrutura cúbica de corpo centrado que possui um plano de deslizamento principal e duas direções de deslizamento, com

um ângulo de aproximadamente 110° entre as direções, como mostra a Figura (CALLISTER, 2007; BIELER et al., 2009; SHETTY, 2013). Assim, as bandas de deslizamento de cada grão de ferrita foram representadas pelas direções de deslizamento da sua estrutura cristalina.

Figura 21 – Estrutura cristalina de um grão de ferrita



Fonte: adaptado de Bieler et al. (2009).

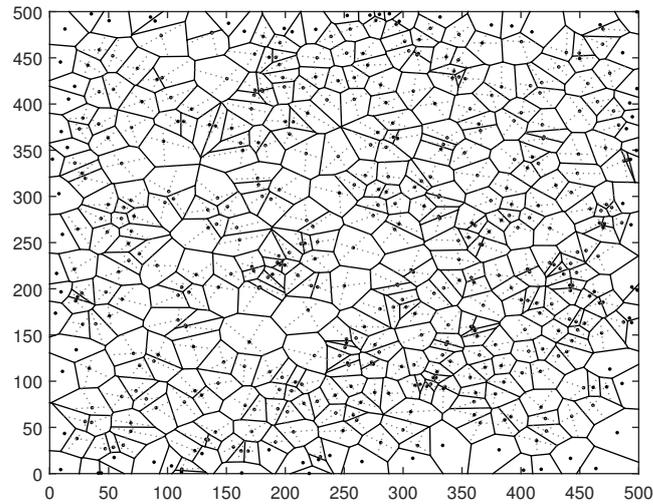
Para grãos de austenita, as bandas de deslizamento foram definidas com base no estudo de Brückner-Foit e Huang (2006), que observaram que microtrincas iniciadas em aços martensíticos propagam-se paralelamente às agulhas de martensita e que a orientação das agulhas dentro de um grão de austenita praticamente não muda, ou seja, em um grão pode-se assumir que as agulhas são paralelas. Com base nessas informações, optou-se por gerar uma banda de deslizamento considerando a orientação das agulhas de martensitas presentes em um grãos de austenita (BRÜCKNER-FOIT; HUANG, 2006).

A Figura 22 apresenta um exemplo das bandas de deslizamento geradas para os grãos de ferrita, onde cada banda passa pelo ponto gerado na célula Voronoi, considerada como o centro do grão.

Em seguida, foi necessário identificar o grão e a banda de deslizamento favoravelmente orientados e portanto propensos à iniciação da trinca. A banda de deslizamento favoravelmente orientada no modelo T-M é aquela que possui orientação próxima de 45° , onde a tensão de cisalhamento é máxima Tanaka e Mura (1981), Brückner-Foit e Huang (2006). Essa consideração foi feita para o maior grão favoravelmente orientado, pois grãos maiores têm maior probabilidade de fraturar (TAIRA; TANAKA; HOSHINA, 1979; TOKAJI; OGAWA; HARADA, 1986; BRÜCKNER-FOIT; HUANG, 2006). No DV gerado (Figura 23), é possível identificar o maior grão favoravelmente orientado na cor azul e a banda de deslizamento à 45° na cor magenta.

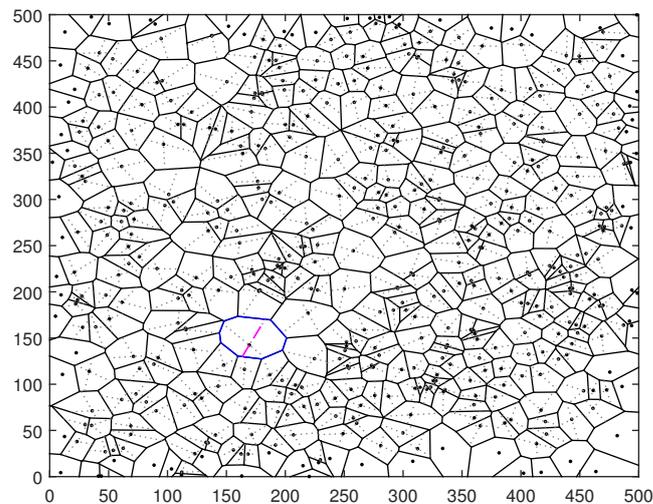
Finalmente, o cálculo do tamanho da banda de deslizamento destacada na Figura 23, que foi feito utilizando a equação 4.5 (ROCHA; BRUEHWILER; NUSSBAUMER,

Figura 22 – Bandas de deslizamento nos grãos de ferrita gerados a partir de um DV



Fonte: autoria própria.

Figura 23 – Grão favoravelmente orientado e banda de deslizamento à aproximadamente 45°



Fonte: autoria própria.

2015b).

$$a_o = l_c \cos 2\alpha \quad (4.5)$$

Onde l_c é a largura total da banda de deslizamento favoravelmente orientada e α é o ângulo da banda de deslizamento em relação à carga considerada. Esse cálculo foi proposto por Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015b), que assume uma espécie de compromisso entre a largura e a orientação da banda de deslizamento. Nesta pesquisa foi utilizada a menor parte de a_o no cálculo de N_i , pois o DV apresenta maior

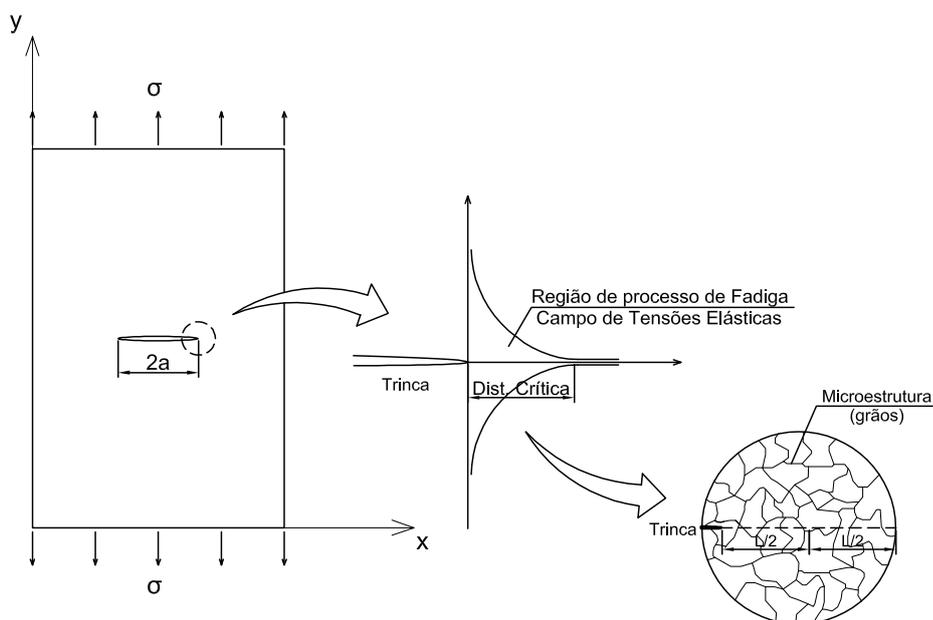
quantidade de células com a razão de aspecto pequena do que a estrutura real do grão (BRÜCKNER-FOIT; HUANG, 2006). Assim, considerar a maior parte de a_o poderia coincidir com o vértice do grão, levando a resultados equivocados.

4.2.2 Aplicação da Teoria da Distância Crítica

4.2.2.1 Cálculo da distância Crítica

A TDC considera a análise do campo de tensões a frente de trincas por meio do comprimento característico do material de estudo, que representa uma porção de grãos. Nesta pesquisa, L foi calculado a partir da equação 3.7 e relacionado ao tamanho médio dos grãos. Essa relação foi proposta com base no conceito do Volume Estrutural, onde L representa um conjunto de grãos que definem a região do processo de fadiga, como mostra Figura 24. O conceito do Volume Estrutural assume que essa região pode ser sobreposta ao caminho de análise aonde atua $\Delta\sigma_{ef}$ (SUSMEL, 2008). Assim, L corresponde aos grãos que fazem parte do caminho de análise. O tamanho médio do grão foi utilizado como simplificação, já que não é possível identificar o tamanho de cada grão.

Figura 24 – Conjunto de grãos que definem a região do processo de fadiga



Fonte: autoria própria.

Essa abordagem foi aplicada para os três tipos de barras considerando microestruturas diferentes levando as mesmas considerações adotadas no item 4.2.1.2.2. A relação de L ao tamanho médio dos grãos foi feita da seguinte forma:

1. Calculou-se a distância crítica L conforme a equação 3.7;
2. Obteve-se um intervalo de tamanho de grãos mínimo e máximo conforme a Tabela 3;
3. O valor de L foi dividido pelos limites dos tamanhos de grãos, obtendo-se um intervalo de quantidade de grãos.

Assim, para cada tipo de barra, L apresentou um intervalo de valores, como mostram as Tabelas 4 e 5. Os intervalos de valores de L indicam a quantidade de grãos sobre os quais a trinca tende a se propagar e foram utilizados para calcular $\Delta\sigma_{ef}$.

Tabela 4 – Distância crítica relacionada ao tamanho do grão das barras LQ e TF

Referências	Tamanho Médio dos Grãos (μm)	Distância Crítica
Jhamb e MacGregor (1974a)	22,5	Inicial
Usami e Shida (1979)		$L_i = 5,9$ grãos
Nakai, Tanaka e Nakanishi (1981)		$L_i = 132,8 \mu m$
Suh, Yuuki e Kitagawa (1985)		Final
Tokaji, Ogawa e Harada (1986)		$L_f = 7,4$ grãos
		$L_f = 166,5 \mu m$

Fonte: autoria própria.

Tabela 5 – Distância crítica relacionada ao tamanho do grão das barras TR

Referências	Tamanho Médio dos Grãos (μm)	Distância Crítica
	21,0	Inicial
Tokaji et al. (1986)		$L_i = 2,0$ grãos
Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015b)		$L_i = 42,0 \mu m$
Morito et al. (2005)		Final
		$L_f = 3,8$ grãos
		$L_f = 79,8 \mu m$

Fonte: autoria própria.

4.2.2.2 Cálculo da tensão efetiva de fadiga

Para calcular as tensões efetivas de fadiga, a TDC faz uso das equações 3.8, 3.11 e 3.13. Porém, há uma dificuldade em aplicar essas equações sem o uso de um software de elementos finitos. Assim, meios alternativos de cálculo foram aplicados com base na literatura. Taylor (1999), Susmel e Taylor (2003) e Livieri e Tovo (2004), por exemplo, utilizam apenas fatores geométricos como o raio da raiz do entalhe e metade do tamanho da trinca para o cálculo da tensão efetiva de fadiga. É possível ainda trabalhar com dois métodos diferentes para calcular a tensão efetiva, como por

exemplo Spaggiari et al. (2011), que uniram a TDC com o Método do Fator de Suporte correlacionando o comprimento crítico descrito em cada método.

No cálculo das tensões efetivas de fadiga considerou-se que o raio de transição entre a nervura transversal e a superfície livre da barra de aço ρ pode ser considerado um entalhe. Nessa abordagem, conceitos de fadiga em entalhes foram utilizados com base nos estudos de Majumdar et al. (2017) e Boukharouba, Pluinage e Azouaoui (2017). Utilizando o fator de resistência à fadiga K_f , a tensão efetiva de fadiga pode ser aproximada ao campo de tensões atuando em um entalhe, por meio das equações 4.6 e 4.7.

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{\rho'}{\rho}} \quad (4.6)$$

$$(K_f)_N = \left(\frac{\Delta\sigma_{sem\ entalhe}}{\Delta\sigma_{com\ entalhe}} \right)_N = \left(\frac{\Delta\sigma_{ef}}{\Delta\sigma} \right)_N \quad (4.7)$$

Onde $\Delta\sigma_{sem\ entalhe}$ é o limite de resistência à fadiga de um componente sem entalhe, $\Delta\sigma_{com\ entalhe}$ é o limite de resistência à fadiga de um componente com entalhe e ρ' a distância crítica de Neuber, que é relacionado ao tamanho do grão onde $\Delta\sigma_{ef}$ atua (BANNANTINE; COMER; HANDROCK, 1990). Como a TDC também considera que $\Delta\sigma_{ef}$ atua ao longo de uma distância relacionada aos grãos (L), pode-se supor que $\rho' = L$. Ao igualar as equações 4.6 e 4.7 a tensão efetiva de fadiga pode ser calculada em função de L , ρ e K_t , como mostram as equações 4.8 e 4.9.

$$\frac{\Delta\sigma_{ef}}{\Delta\sigma} = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{\rho'}{\rho}} \quad (4.8)$$

$$\Delta\sigma_{ef} = \Delta\sigma \left(1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{L}{\rho}} \right) \quad (4.9)$$

Utilizando as equações 4.9, 3.8, 3.11 e 3.13 os valores de $\Delta\sigma_{ef}$ foram calculados para MP, ML e MA.

4.2.2.3 Utilização da Lei de Paris

Como a TDC calcula $\Delta\sigma_{ef}$ atuando ao longo de L e não leva em consideração o cálculo do número de ciclos para falha, este foi feito por meio da Lei de Paris (equação 2.8) levando em consideração L e $\Delta\sigma_{ef}$. Ao isolar ΔK_{th} na equação 3.7 e substituí-lo na equação 2.8 foi possível calcular o número de ciclos em função de L . A substituição de ΔK por ΔK_{th} é válida por que a TDC considera que quando a trinca inicia a propagação estável esta se propaga até a falha da barra e, nesse caso, a tensão que causa a propagação é $\Delta\sigma_{ef}$ atuando ao longo de L , por isso considera-se $\Delta\sigma = \Delta\sigma_{ef}$.

Ao integrar a Lei de Paris (equação 2.8) com as substituições descritas, obtém-se a equação 4.10 (HERWIG, 2008):

$$N_p = \frac{1}{C \left(\frac{m}{2} - 1\right) Y^m \pi^{\frac{m}{2}} \Delta \sigma_{ef}^m} \frac{1}{a_i^{\left(\frac{m}{2}-1\right)}} \left[1 - \left(\frac{a_i}{a_f}\right)^{\left(\frac{m}{2}-1\right)} \right] \quad (4.10)$$

Onde N_p é número de ciclos para propagação, a_i é o tamanho inicial da trinca e a_f é o tamanho final da trinca. Essa foi a equação utilizada para o cálculo do número de ciclos de propagação da trinca utilizando o MP, ML e MA. Os parâmetros C e m devem ser obtidos a partir de experimentos, porém nesta pesquisa os valores dessas constantes foram obtidos da literatura, conforme mostra a Tabela 6.

Tabela 6 – Parâmetros C e m utilizados na TDC

Referência	Tipos de Barra	C ($mm/ciclo$)($N.mm^{-\frac{3}{2}}$)	m
Herwig (2008)	LQ, TF e TR	$2,0 \cdot 10^{-13}$	4,0

Fonte: autoria própria.

Conforme o cálculo de ΔK (equação 2.4), um fator de correção geométrico Y deve ser empregado. No caso de barras de aço, Y foi calculado para trincas de superfície semicirculares em barras redondas sob condições de tensão de membrana pura conforme a equação 4.11 (HERWIG, 2008). Para simplificação dos cálculos, Y foi mantido constante.

$$Y = \frac{1,84}{\pi} \left\{ \frac{\tan\left(\frac{\pi a_i}{4r_b}\right)}{\left(\frac{\pi a_i}{4r_b}\right)} \right\}^{0,5} \left[0,752 + 2,02 \left(\frac{a_i}{2r_b}\right) + 0,37 \left\{ 1 - \sin\left(\frac{\pi a_i}{4r_b}\right) \right\}^3 \right] \quad (4.11)$$

Onde r_b é a metade do diâmetro da barra analisada. Os tamanhos inicial e final da trinca de 0,2 mm e 6,0 mm, respectivamente, foram obtidos de Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015a) e Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015b). O tamanho inicial da trinca foi definido a partir da quantidade de grãos nos quais a trinca se propaga até passar a comportar-se como longa. Essa quantidade é de aproximadamente 10 vezes o tamanho médio do grão, totalizando 0,2 mm. Como o tamanho médio dos grãos de austenita e ferrita são semelhantes, optou-se por utilizar 0,2 mm para todas as barras. O tamanho final da trinca foi definido com base nas observações experimentais de Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015a); esses autores realizaram testes de fadiga com barras de aço de 16 mm de diâmetro e observaram que essas barras rompiam quando uma trinca superficial de aproximadamente 6,0 mm era identificada.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados os resultados da previsão da vida à fadiga das barras de aço utilizando o modelo T-M juntamente com a TDC. Estes foram gerados utilizando o Matlab[®] (MATLAB V8.2, 2014) calculando 15 valores de número de ciclos para cada valor de $\Delta\sigma$. Estes resultados foram comparados com dados experimentais da literatura e discutidos.

5.1 Limite de fadiga

O cálculo do limite de fadiga das barras nervuradas $\Delta\sigma_n$ admitiu a influência de σ_t , K_t e K_s conforme a equação 4.2. Na Tabela 7 são apresentados os valores de σ_t adotados e os valores médios de $\Delta\sigma_n$ calculados para cada tipo de barra.

Tabela 7 – Limite de fadiga calculado para barras nervuradas

Tipos de Barras	σ_t adotado (MPa)	$\Delta\sigma_n$ calculado (MPa)
LQ	668,5	253,3
TF	496,8	187,7
TR	673,0	254,3

Fonte: autoria própria.

Comparando os valores da Tabela 7 com valores de limites de fadiga da literatura, verifica-se que as barras LQ apresentaram valor médio de $\Delta\sigma_n$ superior aos da literatura e semelhante ao das barras TR. Esse fato não era esperado, pois a literatura indica que as propriedades à fadiga das barras TR são superiores às barras LQ, devido principalmente ao processo de têmpera, que gera a martensita na barra TR (REHM; RUSSWURM, 1977; ZHENG; ABEL, 1999). O valor elevado de $\Delta\sigma_n$ para a barra LQ pode ser explicado pela consideração de $0,6\sigma_t$, pois nessa relação quanto maior o valor de σ_t maior tende a ser $\Delta\sigma_n$. Essa mesma relação pode explicar a tendência obtida nesta pesquisa:

$$\Delta\sigma_{nTR} \geq \Delta\sigma_{nLQ} > \Delta\sigma_{nTF}$$

Verificou-se por meio de dados da literatura que a relação $\Delta\sigma_n = 0,6\sigma_t$ nem sempre é obtida. Porém, como essa relação é frequentemente utilizada no cálculo da resistência à fadiga de componentes metálicos (JHAMB; MACGREGOR, 1974a; BOYER, 1985; CHEN et al., 2018), a divergência entre os valores de $\Delta\sigma_n$ calculados e obtidos da literatura pode ser explicado pela microestrutura implícita à σ_t , que é discutido como segue.

No caso das barras LQ, o teor de perlita que compõem a microestrutura pode variar entre 15 e 55% e conseqüentemente uma variação nas propriedades da barra

pode ocorrer (ROCHA; BRUEHWILER; NUSSBAUMER, 2015a). Se um teor de perlita maior é observado, as propriedades mecânicas da barra tendem a ser maiores (JHAMB; MACGREGOR, 1974a). Porém, quando aços contendo apenas ferrita e perlita são submetidos à fadiga, a trinca tende a iniciar em grãos de ferrita, que são menos resistentes que a perlita (TOKAJI; OGAWA; HARADA, 1986). Devido a isso, pode-se concluir que a resistência à fadiga de barras LQ não aumenta proporcionalmente com a resistência à tração porque as trincas tendem a iniciar em grãos de ferrita, e a resistência à tração elevada é devido à perlita (TOKAJI; OGAWA; HARADA, 1986; ZHENG; ABEL, 1999). O mesmo critério pode ser aplicado às barras TF, pois possuem microestruturas semelhantes às barras LQ.

Para as barras TR, a microestrutura presente na camada externa da barra é a martensita, que atribui maior resistência à fadiga à essas barras (ZHENG; ABEL, 1999). Além disso, barras TR podem apresentar uma tensão residual de compressão na superfície, o que pode reduzir a propagação de trincas e consequentemente elevar às propriedades à fadiga (OKAMOTO; NAKAMURA, 1990; ZHENG; ABEL, 1999; ROCHA et al., 2016).

Como a influência desses fatores (microestrutura e tensão residual) não foi diretamente considerada no cálculo de $\Delta\sigma_n$, o parâmetro de maior impacto na equação 4.2 foi σ_t , que pode ser interpretado como uma limitação do modelo. O motivo pelo qual $\Delta\sigma_n$ tende a um valor médio para cada barra é a variação de K_s . Este também pode ser implicitamente considerado na resistência à tração das barras, e a sua variação foi feita de acordo com o estudo de Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015a), onde sugerem que um valor fixo de K_s pode levar a resultados conservativos.

5.2 Distância crítica e tensão efetiva de fadiga

Tendo em vista que aplicações da TDC não foram encontradas para barras de aço na literatura, valores específicos de L para os tipos de barra não estão disponíveis. Então, estes foram calculado utilizando a equação 3.7 e os resultados foram comparados com valores de L para aços de baixo teor de carbono obtidos da literatura. Essa comparação foi feita com base nos estudos de Taylor e Wang (2000) e Susmel e Taylor (2003), que seguiram o mesmo critério de comparação.

Como L foi associado aos grãos das barras, os valores de L das barras LQ e TF foram comparadas com aços contendo ferrita e perlita, e no caso das barras TR L foi comparado a aços martensíticos. Para componentes metálicos formados de ferrita-perlita L variou de 138 a 152 μm (USAMI; SHIDA, 1979; SUH; YUUKI; KITAGAWA, 1985; CHAPETTI et al., 2005). O valor de L calculado para essas barras foi de 148 μm . No caso das barras TR, o valor de L calculado foi de 56 μm , inferior ao intervalo obtido experimentalmente para aços martensíticos entre 61 e 85 μm (TOKAJI et al., 1986).

Esses valores indicam que o comprimento característico das barras de aço está de acordo com valores de L de aços de baixo teor de carbono (TAYLOR; WANG, 2000; SUSMEL; TAYLOR, 2003).

Os valores de L de 148 e 56 μm foram relacionados com o tamanho médio dos grãos de ferrita e austenita respectivamente. Dessa forma, cada tipo de barra apresentou um intervalo de valores para L , como mostrado nas Tabelas 4 e 5. Os intervalos de valores de L indicam a quantidade de grãos sobre os quais a trinca tende a se propagar e foram utilizados para calcular $\Delta\sigma_{ef}$.

A influência de L no cálculo de $\Delta\sigma_{ef}$ foi observada durante a análise dos resultados, onde, conforme os valores de L cresciam, os valores de $\Delta\sigma_{ef}$ reduziam. O comportamento de $\Delta\sigma_{ef}$ de acordo com os métodos aplicados pode ser representado pela relação 5.1:

$$\Delta\sigma_{ef_{MP}} > \Delta\sigma_{ef_{MA}} > \Delta\sigma_{ef_{ML}} \quad (5.1)$$

Esse comportamento também foi observado por Taylor e Wang (2000) e Susmel e Taylor (2003), que sugerem que essa tendência ocorre devido à distância L à frente da ponta da trinca. No caso de ML e MA, $\Delta\sigma_{ef}$ pode ser considerada como a média das tensões atuando ao longo de $2L$ e sobre a área crítica respectivamente, o que explica os resultados de $\Delta\sigma_{ef}$ para ML e MA apresentaram valores menores. Já para o MP, $\Delta\sigma_{ef}$ é calculada no ponto $\frac{L}{2}$, que tende a ter valores maiores por estar mais próximo da ponta da trinca.

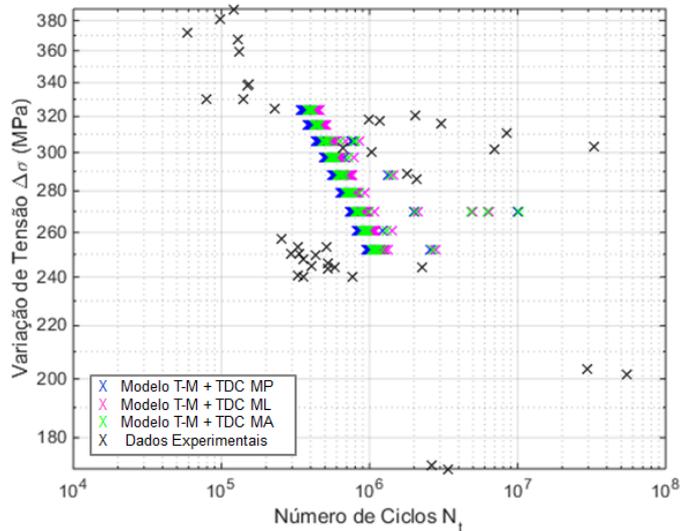
5.3 Previsão da Vida à Fadiga das Barras de Aço

A previsão da vida à fadiga das barras de aço LQ, TF e TR utilizando o modelo T-M e a TDC foi feita utilizando a equação 5.2 e é apresentada nas Figuras 25, 26 e 27, respectivamente comparada a resultados experimentais da literatura (HANSON; BURTON; HOGNESTAD, 1968; TILLY, 1979; TILLY, 1984; ZHENG; ABEL, 1999; ROCHA et al., 2016; MAJUMDAR et al., 2017).

$$N_t = N_i + N_p = \frac{9\Delta K_{th}^2 G}{E a_0 \pi (1 - \nu) (\Delta\sigma - \Delta\sigma_n)^2} + \frac{1}{C \left(\frac{m}{2} - 1\right) Y^m \pi^{\frac{m}{2}}} \frac{1}{\Delta\sigma_{ef}^m} \frac{1}{a_i^{\left(\frac{m}{2} - 1\right)}} \left[1 - \left(\frac{a_i}{a_f}\right)^{\left(\frac{m}{2} - 1\right)} \right] \quad (5.2)$$

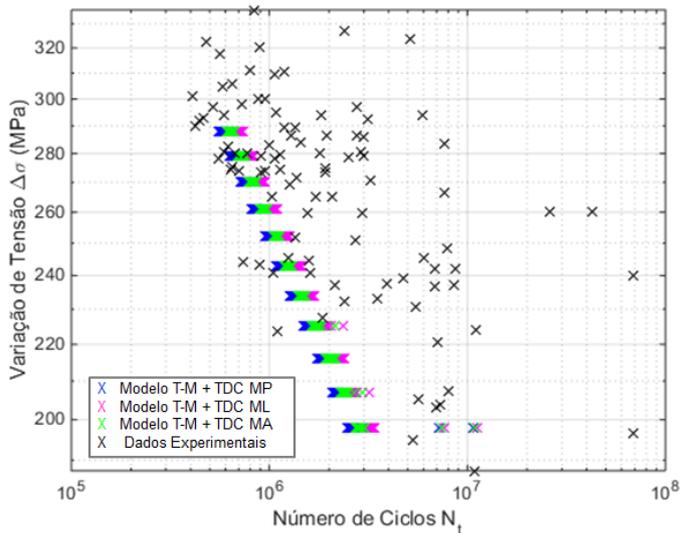
A partir das Figuras 25 e 27, observa-se de forma geral que os resultados das barras LQ e TR apresentaram comportamento ligeiramente conservativo em um mesmo do nível de tensão. Isso foi observado para a barras LQ a um nível de tensão de aproximadamente 300 MPa, onde os resultados mostraram-se conservativos e não conservativos. A mesma tendência pode ser verificada em 270 MPa, onde os valores oscilaram entre 10^5 e 10^8 ciclos. No caso das barras TR, esse comportamento também

Figura 25 – Dados incluindo a previsão da vida à fadiga utilizando o modelo T-M e a TDC para barras de aço LQ e dados experimentais (HANSON; BURTON; HOGNESTAD, 1968; TILLY, 1984)



Fonte: autoria própria.

Figura 26 – Dados incluindo a previsão da vida à fadiga utilizando o modelo T-M e a TDC para barras de aço TF e dados experimentais (TILLY, 1979; TILLY, 1984)

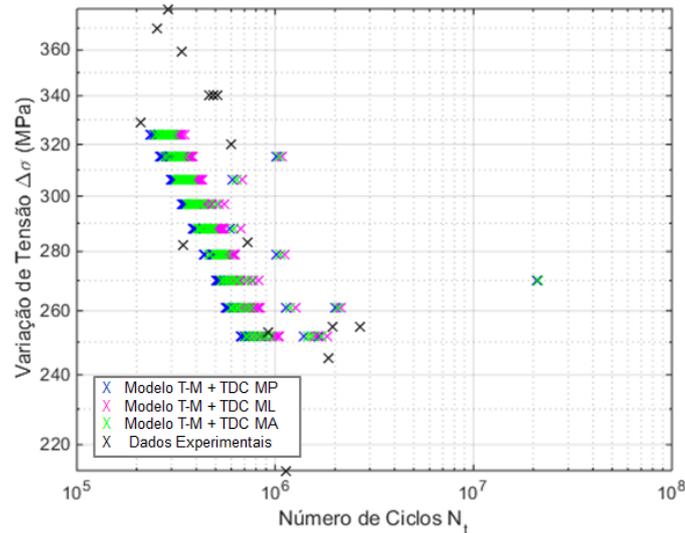


Fonte: autoria própria.

foi verificado em níveis de tensões como, por exemplo, 250, 260 e aproximadamente 280 MPa.

Para as barras TF, verifica-se na Figura 26 que, de maneira geral, os resultados mostraram-se conservativos. Isso pode ser atribuído ao valor do limite de fadiga das barras TF ser mais baixo que o das demais barras. Verifica-se ainda nesta pesquisa que a maioria dos resultados ficou abaixo de 10^6 ciclos para todas as barras, fato que pode ter sido causado pelo uso de $\Delta\sigma_{ef}$ no cálculo da propagação.

Figura 27 – Dados incluindo a previsão da vida à fadiga utilizando o modelo T-M e a TDC para barras de aço TR e dados experimentais (ZHENG; ABEL, 1999; ROCHA et al., 2016; MAJUMDAR et al., 2017)



Fonte: autoria própria.

Com relação ao número de ciclos calculado para cada tipo de barra, nota-se que estes variaram desde aproximadamente $3 \cdot 10^5$ até 10^6 para barras LQ, $5 \cdot 10^5$ à $2 \cdot 10^6$ para barras TF e $2 \cdot 10^5$ à 10^6 para barras TR. Nesses intervalos de números de ciclos, a combinação do modelo T-M com a TDC foi eficiente, visto que foi capaz de prever a vida à fadiga das barras de aço e teve concordância com os dados experimentais da literatura, como pode ser visto nas Figuras 25, 26 e 27. Porém, a dispersão nesses intervalos é menor do que aquela observada nos dados experimentais da literatura, sugerindo que fora desse intervalo de número de ciclos o modelo não é satisfatório.

O fato da dispersão observada nos resultados desta pesquisa ser menor do que aquela vista nos dados experimentais da literatura pode ter ocorrido devido à maioria dos parâmetros de cálculo ser considerados constantes, com exceção de K_s , a_o e L . No caso de L , este causou um intervalo de variação levemente maior nas barras TR quando comparadas às demais barras. Isso ocorreu porque o intervalo de tamanho de grãos de austenita foi maior do que o intervalo dos grãos de ferrita, como pode ser visto nas Tabelas 4 e 5. Como L foi associado de forma linear com o tamanho médio dos grãos de ferrita e austenita, isso pode ter imposto a condição homogênea observada nos resultados, sendo uma limitação do modelo.

A consideração de ρ igual a 0,1 mm também pode ter influenciado nos resultados, o que pode ter reduzido os valores de números de ciclos para falha, sendo também uma limitação no modelo, pois uma geometria levemente acentuada tende a aumentar o valor de K_t e reduzir a vida à fadiga das barras (JHAMB; MACGREGOR, 1974b; ZHENG; ABEL, 1998). Um estudo realizado por Majumdar et al. (2017), indica que

conforme a relação ρ/h aproxima-se de 1,25 a concentração de tensão na raiz da nervura transversal tende a diminuir. Tendo em vista que o fator geométrico é um dos fatores determinantes na iniciação de trincas nas barras de aço, a consideração da relação ρ/h variável em conjunto com uma variação dos tamanhos médios dos grãos associados à L podem melhorar os resultados.

Com relação ao parâmetro a_o , este representou a menor parte das bandas de deslizamento no interior dos grãos de ferrita e austenita, e uma orientação constante de 45° foi assumida para a iniciação, assumindo que neste caso atua a tensão de cisalhamento máxima. A definição do parâmetro a_o foi detalhada no capítulo 4, item 4.2.1.2.2. Para analisar a influência de a_o na previsão da vida à fadiga das barras, o parâmetro K_s foi mantido constante e igual a 1. Verificou-se que a_o teve maior influência quando os valores de $\Delta\sigma$ aproximavam-se de $\Delta\sigma_n$, o que era esperado. Nessa condição, a microtrinca pode sofrer maior influência da microestrutura do que dos demais parâmetros, pois a fronteira do grão age como uma barreira para a propagação da microtrinca (TAIRA; TANAKA; HOSHINA, 1979; NAKAI; TANAKA, 1980; BRÜCKNER-FOIT; HUANG, 2006). Como nesse caso a variação do tamanho dos grãos foi determinante, simulações considerando grãos de ferrita e perlita para barras LQ e TF e vários pacotes de martensita nos grãos de austenita podem melhorar os resultados.

Para análise da influência da rugosidade, a variação de a_o foi mantida constante, assim como na análise anterior, e o valor atribuído à a_o foi o tamanho médio do grão considerado em cada barra. Este estudo considerou a rugosidade próxima do raio da raiz da nervura transversal, onde há maior probabilidade de iniciação de trincas. Os valores de K_s variaram aleatoriamente seguindo uma distribuição normal, assim como foi proposto no estudo de Rocha, Bruehwiler e Nussbaumer (2015a). A dispersão atribuída à K_s foi observada no parâmetro $\Delta\sigma_n$, pois valores de K_s inferiores a 1 tendiam a aproximar $\Delta\sigma_n$ de $\Delta\sigma$, aumentando a dispersão dos resultados. Em estudos como, por exemplo, o de Helgason et al. (1976), micro entalhes provenientes do processo de laminação foram observados e considerados como um efeito implícito na dispersão dos resultados. A variação de K_s foi mais representativa em valores de $\Delta\sigma$ superiores a 300 MPa.

Verifica-se ainda que conforme o valor de $\Delta\sigma$ aumenta a dispersão nos resultados diminui, o que é esperado em fadiga de altos ciclos e foi observado para todas as barras. Estudos como o de Helgason et al. (1976), Tilly (1984) e Zheng e Abel (1999) também apresentaram dispersão menor nos resultados conforme $\Delta\sigma$ aumentava. Segundo Helgason et al. (1976), a vida à fadiga das barras de aço tende a ser dominada pela magnitude da variação de tensão aplicada e uma relação linear é esperada entre 10^4 e 10^6 ciclos com a dispersão aumentando após 10^6 ciclos. Majumdar et al. (2017) também observou que para valores de $\Delta\sigma$ maiores o número de ciclos diminuiu continuamente. Uma tendência semelhante foi observada nesta pesquisa.

Segundo Tilly (1984), as barras LQ e TF tendem a apresentar comportamentos semelhantes à fadiga, o que não foi observado nesta pesquisa. É provável que os resultados da previsão da vida à fadiga das barras LQ foram menos conservativos devido ao valor de $\Delta\sigma_n$ calculado, que foi superior aos dados obtidos da literatura, como foi discutido no item 5.1.

Um estudo realizado por Zheng e Abel (1999) indica que as barras TR possuem propriedades à fadiga superiores às barras LQ e TF e devido a isso apresentam resistência à fadiga maior. Nesta pesquisa, embora os resultados das barras TR tenham se mostrado pouco conservativos em comparação aos dados experimentais, poucos dados da literatura foram obtidos para comparação. Portanto, não é possível afirmar que as barras TR apresentaram propriedades à fadiga superiores às barras LQ e TF.

Helgason et al. (1976), Tilly (1984) e Zheng e Abel (1999) também sugerem que outros efeitos podem influenciar na dispersão dos resultados tais como diâmetro, tensão residual, composição química, inclusões metálicas e não metálicas e ainda a descarburização. Mais estudos devem ser realizados a fim de identificar as influências desses parâmetros na vida à fadiga das barras e também aprimorar o modelo proposto nos pontos indicados como limitações, tais como a associação de L e o tamanho médio dos grãos, possíveis variações de ρ ou de ρ/h e também o cálculo do limite de fadiga das barras nervuradas. A rugosidade das barras também deve ser mais explorada em trabalhos futuros, pois verificou-se a influência desse parâmetro em todas as variações de tensões aplicadas.

6 CONCLUSÕES

A presente pesquisa teve como objetivo fazer um estudo dos modelos utilizados para previsão da vida à fadiga para componentes metálicos e aplica-los às barras de aço para então compara-los aos resultados experimentais da literatura e analisar se estes são ou não satisfatórios. Dentre os modelos presentes na literatura, esta pesquisa foi direcionada para a previsão da vida à fadiga total, incluindo a fase de iniciação por meio do modelo de Tanaka e Mura (1981), com uma ampla aplicação dentro dos campos de fratura e fadiga, e para a propagação optou-se pela TDC (TAYLOR, 1999), um modelo com muitas aplicações à componentes metálicos.

Na análise da iniciação, o modelo T-M foi empregado em conjunto com um cálculo do limite de fadiga de cada tipo de barra. O cálculo de $\Delta\sigma_n$ incorporou um fator de concentração de tensão devido a rugosidade que pôde tanto subestimar como superestimar o limite de fadiga das barras, o que pode ser visto como um ponto positivo já que contribui para entender a dispersão dos resultados. Porém, os resultados obtidos para o limite de fadiga das barras não tiveram concordância com os dados da literatura, e formas alternativas para o cálculo do limite de fadiga devem ser analisados.

Como a microestrutura tem um papel representativo na fase de iniciação, uma simulação dos tamanhos dos grãos de ferrita e austenita foi feita por meio de um DV a fim de analisar a influência do tamanho das bandas de deslizamento na iniciação. Tal simulação contribuiu para analisar a dispersão inerente aos dados de números de ciclos para falha, o que também pode ser interpretado como um ponto positivo do modelo.

Para a fase de propagação, a TDC foi aplicada à barras por meio do MP, ML e MA para o cálculo de L e de $\Delta\sigma_{ef}$ e o número de ciclos foi calculado por meio da Lei de Paris. Valores obtidos para a distância crítica foram associados aos tamanhos médios dos grãos de cada tipo de barra e então a tensão efetiva de fadiga foi calculada sobre uma porção de grãos. Tal consideração pode ser vista como um ponto positivo do modelo, uma vez que a intensidade da tensão atuando a frente da ponta da trinca pôde ser utilizada em conjunto com a Lei de Paris, o que permitiu estudar como a tensão efetiva de fadiga influencia na propagação estável de trincas.

Assim, pode-se concluir que a combinação do modelo T-M com a TDC foi capaz de prever a vida à fadiga das barras de aço e essa combinação pode ser considerada eficiente dentro de um intervalo de número de ciclos que muda para cada tipo de barra, como apresentado no item 5.3. O modelo T-M incorporou elementos variáveis ao cálculo, o que contribuiu para compreender a dispersão e a complexidade inerentes a esta fase. A TDC, embora apresente parâmetros constantes, mostrou-se satisfatória no cálculo do número de ciclos gastos na propagação bem como na tensão efetiva de fadiga, mostrando a intensidade da tensão atuando logo a frente da ponta da trinca.

6.1 Trabalhos futuros

Para trabalhos futuros as seguintes sugestões são apresentadas:

- Calcular o limite de fadiga das barras nervuradas a partir da resistência à fadiga da microestrutura presente na superfície das barras;
- Simular tipos de grãos diferentes para barras LQ e TF e diferentes orientações da martensita nos grãos de austenita das barras TR;
- Considerar uma lei de propagação de microtrincas no modelo T-M;
- Incluir a rugosidade proveniente da formação da superfície da trinca ao modelo da TDC utilizando a Teoria Fractal;
- Obter a tensão efetiva de fadiga por meio de uma análise de elementos finitos, como explicado no item 3.2.1.

REFERÊNCIAS

- 4449, B. British standard institution-carbon steel bars for the reinforcement of concrete—weldable reinforcing steel—bar, coil and decoiled product—specification. 2005. Citado na página 66.
- ALANG, N.; RAZAK, N.; MISKAM, A. Effect of surface roughness on fatigue life of notched carbon steel. **International Journal of Engineering Technology IJET-IJENS**, v. 11, n. 1, p. 160–163, 2011. Citado na página 63.
- ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics: fundamentals and applications**. 3. ed. New York: CRC press, 2005. Citado 4 vezes nas páginas 30, 31, 32 e 69.
- ANDERSSON, J. The influence of grain size variation on metal fatigue. **International Journal of Fatigue**, Elsevier, v. 27, n. 8, p. 847–852, 2005. Citado 2 vezes nas páginas 67 e 69.
- ARCOVERDE, L. Prefeitura de São Paulo gastou 5,37% do orçamento previsto para manutenção de viadutos em 2018. **G1**, 2018. Disponível em: <<https://g1.globo.com/sp/sao-paulo/noticia/2018/11/16/prefeitura-de-sp-gastou-537-do-orcamento-previsto-para-manutencao-de-viadutos-em-2018.ghml>>. Citado na página 27.
- AROLA, D.; WILLIAMS, C. Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces. **International Journal of fatigue**, Elsevier, v. 24, n. 9, p. 923–930, 2002. Citado na página 63.
- BANNANTINE, J. A.; COMER, J. J.; HANDROCK, J. L. **Fundamental of metal fatigue analysis**. s.l.: Prentice hall Englewood Cliffs, NJ, 1990. v. 90. Citado 2 vezes nas páginas 46 e 75.
- BASU, P. C.; SHYIAMONI, P.; ROSHAN, A. Characterisation of steel reinforcement for rc structures: An overview and related issues. **Indian concrete journal**, Associated Cement Companies, v. 78, n. 1, p. 19–30, 2004. Citado 3 vezes nas páginas 59, 60 e 61.
- BELLETT, D. et al. The fatigue behaviour of three-dimensional stress concentrations. **International journal of Fatigue**, Elsevier, v. 27, n. 3, p. 207–221, 2005. Citado 6 vezes nas páginas 47, 50, 52, 53, 54 e 55.
- BIELER, T. R. et al. Advances in material studies for srf. **SRF2009, Berlin, TUOAAU03, p102**, 2009. Citado na página 71.
- BILBY, B. A.; COTTRELL, A. H.; SWINDEN, K. The spread of plastic yield from a notch. **Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences**, The Royal Society London, v. 272, n. 1350, p. 304–314, 1963. Citado na página 40.
- BOUKHAROUBA, T.; PLUVINAGE, G.; AZOUAOUI, K. **Applied Mechanics, Behavior of Materials, and Engineering Systems**. [S.l.]: Springer, 2017. 9-23 p. Citado na página 75.

BOYER, H. E. **Atlas of fatigue curves**. Ohio: ASM International, 1985. Citado 4 vezes nas páginas 33, 61, 65 e 77.

BRÜCKNER-FOIT, A.; HUANG, X. Numerical simulation of micro-crack initiation of martensitic steel under fatigue loading. **International journal of fatigue**, Elsevier, v. 28, n. 9, p. 963–971, 2006. Citado 9 vezes nas páginas 43, 44, 62, 67, 69, 70, 71, 73 e 82.

CALLISTER, W. D. **Materials science and engineering-an introduction**. [S.l.]: John wiley & sons, 2007. Citado na página 71.

CHAN, K. S. A microstructure-based fatigue-crack-initiation model. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 34, n. 1, p. 43–58, 2003. Citado na página 44.

CHAPETTI, M. et al. Fatigue crack propagation behaviour in ultra-fine grained low carbon steel. **International Journal of Fatigue**, Elsevier, v. 27, n. 3, p. 235–243, 2005. Citado na página 78.

CHEN, J. et al. Equivalent surface defect model for fatigue life prediction of steel reinforcing bars with pitting corrosion. **International Journal of Fatigue**, Elsevier, v. 110, p. 153–161, 2018. Citado 9 vezes nas páginas 26, 35, 42, 44, 60, 61, 65, 66 e 77.

CORNETTI, P.; TAYLOR, D.; PUGNO, N. Strength predictions via finite fracture mechanics. In: INTERNATIONAL CONGRESS ON FRACTURE, 11., 2005, Turin, Italy. **11th International Conference on Fracture 2005**. [S.l.]: Curran Associates, Inc., 2005. p. 6318. Citado na página 56.

DOBRIN, A. A review of properties and variations of voronoi diagrams. **Whitman College**, Citeseer, 2005. Citado 2 vezes nas páginas 67 e 68.

FERENC, J.-S.; NÉDA, Z. On the size distribution of poisson voronoi cells. **Physica A: Statistical Mechanics and its Applications**, Elsevier, v. 385, n. 2, p. 518–526, 2007. Citado na página 67.

FILHO, F. A. M. d. R. **Estudo da perda de ductibilidade a quente e resistência a corrosão de vergalhões laminados com e sem utilização da etapa de reaquecimento**. 130 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) — Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2017. Citado na página 59.

FROST, N. A relation between the critical alternating propagation stress and crack length for mild steel. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 173, n. 1, p. 811–836, 1959. Citado na página 39.

GOMES, P. 1 em 5 pontes ou vidutos precisa de reforma; veja regras para manutenção. **Folha de São Paulo**, 2018. Disponível em: <<https://www1.folha.uol.com.br/cotidiano/2018/08/1-em-5-pontes-ou-viadutos-precisa-de-reforma-veja-regras-para-manutencao.shtml>>. Citado na página 26.

GRIFFITH, A. A. Vi. the phenomena of rupture and flow in solids. **Phil. Trans. R. Soc. Lond. A**, The Royal Society, v. 221, n. 582-593, p. 163–198, 1921. Citado 5 vezes nas páginas 28, 29, 30, 31 e 32.

HADDAD, M. E.; SMITH, K.; TOPPER, T. Fatigue crack propagation of short cracks. **Journal of Engineering Materials and Technology**, American Society of Mechanical Engineers, v. 101, n. 1, p. 42–46, 1979. Citado na página 47.

HANSON, J. M.; BURTON, K. T.; HOGNESTAD, E. Fatigue tests of reinforcing bars—effect of deformation pattern. 1968. Citado 6 vezes nas páginas 13, 36, 37, 64, 79 e 80.

HÄRKEGÅRD, G.; HALLERAKER, G. Assessment of methods for prediction of notch and size effects at the fatigue limit based on test data by böhm and magin. **International Journal of Fatigue**, v. 32, n. 10, p. 1701–1709, 2010. Citado 3 vezes nas páginas 25, 39 e 47.

HELGASON, T. et al. Fatigue strength of high-yield reinforcing bars. **Nchrp Report**, n. 164, 1976. Citado 6 vezes nas páginas 25, 35, 41, 63, 82 e 83.

HERWIG, A. **Reinforced concrete bridges under increased railway traffic loads - Fatigue behavior and safety measures**. 142 f. Tese (Doutorado em Estruturas) — École Polytechnique Fédéral de Lausanne, Lausanne, 2008. Citado 3 vezes nas páginas 25, 34 e 76.

INGLIS, C. E. Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners. **Trans Inst Naval Archit**, v. 55, p. 219–241, 1913. Citado 4 vezes nas páginas 28, 29, 30 e 32.

IRWIN, G. R. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. **J. appl. Mech.**, 1957. Citado 3 vezes nas páginas 28, 31 e 32.

JHAMB, I. C.; MACGREGOR, J. G. Effect of surface characteristics on fatigue strength of reinforcing steel. **Special Publication**, v. 41, p. 139–168, 1974. Disponível em: <<https://www.concrete.org/publications/internationalconcreteabstractsportal/m/details/id/17680>>. Citado 9 vezes nas páginas 41, 61, 63, 64, 66, 70, 74, 77 e 78.

JHAMB, I. C.; MACGREGOR, J. G. Stress concentrations caused by reinforcing bar deformations. **Special Publication**, v. 41, p. 169–182, 1974. Citado 5 vezes nas páginas 25, 63, 64, 65 e 81.

JOHANSSON, U. **Fatigue tests and analysis of reinforced concrete bridge deck models**. 226 f. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) — Royal Institute of Technology, Stockholm, 2004. Citado na página 25.

KABIR, M. S.; ISLAM, M. M.; BEPARI, M. M. A. Impact toughness of concrete reinforcement bars produced by the thermex process and ordinary rolling process. **Int. J. Innov. Tech. Explor. Eng**, v. 4, p. 53–59, 2014. Citado 2 vezes nas páginas 59 e 60.

KAMAL, M.; RAHMAN, M. M. Advances in fatigue life modeling: A review. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 82, p. 940–949, 2018. Citado na página 25.

LI, C. et al. Fatigue life estimation of medium-carbon steel with different surface roughness. **Applied Sciences**, v. 7, n. 4, p. 338, 2017. Citado 2 vezes nas páginas 35 e 44.

LIN, C.-K.; LEE, W.-J. Effects of highly stressed volume on fatigue strength of austempered ductile irons. **International journal of fatigue**, Elsevier, v. 20, n. 4, p. 301–307, 1998. Citado 2 vezes nas páginas 39 e 40.

LIVIERI, P.; TOVO, R. Fatigue limit evaluation of notches, small cracks and defects: an engineering approach. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 27, n. 11, p. 1037–1049, 2004. Citado 2 vezes nas páginas 47 e 74.

LUKÁŠ, P. et al. Non-damaging notches in fatigue. **Fatigue & fracture of engineering materials & structures**, v. 9, n. 3, p. 195–204, 1986. Citado na página 62.

MACGREGOR, J. G.; JHAMB, I. C.; NUTTALL, N. Fatigue strength of hot rolled deformed reinforcing bars. In: **Journal Proceedings**. [S.l.: s.n.], 1971. v. 68, n. 3, p. 169–179. Citado na página 66.

MAJUMDAR, S. et al. Optimum rib design in tmt rebars to enhance fatigue life while retaining bond strength. **Journal of Materials in Civil Engineering**, American Society of Civil Engineers, v. 30, n. 3, p. 04017313, 2017. Citado 10 vezes nas páginas 13, 26, 42, 60, 61, 66, 75, 79, 81 e 82.

MATLAB V8.2. **The Language of Technical Computing**. Mathworks Inc, 2014. Citado 2 vezes nas páginas 70 e 77.

MORITO, S. et al. Effect of austenite grain size on the morphology and crystallography of lath martensite in low carbon steels. **ISIJ international**, The Iron and Steel Institute of Japan, v. 45, n. 1, p. 91–94, 2005. Citado 3 vezes nas páginas 62, 70 e 74.

MURAKAMI, Y.; ENDO, M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. **International journal of fatigue**, Elsevier, v. 16, n. 3, p. 163–182, 1994. Citado na página 25.

NAKAI, Y.; TANAKA, K. Grain size effect on growth threshold for small surface-cracks and long through-cracks under cyclic loading. In: **Proceedings of 23rd Japan Congress on Materials Research**. [S.l.: s.n.], 1980. p. 106–112. Citado na página 82.

NAKAI, Y.; TANAKA, K.; NAKANISHI, T. The effects of stress ratio and grain size on near-threshold fatigue crack propagation in low-carbon steel. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 15, n. 3-4, p. 291–302, 1981. Citado 5 vezes nas páginas 34, 60, 62, 70 e 74.

NAVARRO, A.; RIOS, E. R. D. L. Short and long fatigue crack growth: a unified model. **Philosophical Magazine A**, v. 57, n. 1, p. 15–36, 1988. Citado 2 vezes nas páginas 40 e 42.

NAVARRO, A.; RIOS, E. R. D. L. Fatigue crack growth modelling by successive blocking of dislocations. **Proc. R. Soc. Lond. A**, v. 437, n. 1900, p. 375–390, 1992. Citado 2 vezes nas páginas 40 e 43.

OKABE, A. et al. **Spatial tessellations: concepts and applications of Voronoi diagrams**. [S.l.]: John Wiley & Sons, 2009. v. 501. Citado na página 67.

OKAMOTO, A.; NAKAMURA, H. The influence of residual stress on fatigue cracking. **Journal of Pressure Vessel Technology**, American Society of Mechanical Engineers, v. 112, n. 3, p. 199–203, 1990. Citado na página 78.

PAIVA, R. Prefeitura de sp define 33 pontes e viadutos que serão vistoriados; veja lista. **G1**, 2018. Disponível em: <<https://g1.globo.com/sp/sao-paulo/noticia/2018/12/07/prefeitura-de-sp-define-33-pontes-e-viadutos-que-serao-vistoriados-veja-lista.ghml>>. Citado na página 27.

PARIS, P.; ERDOGAN, F. A critical analysis of crack propagation laws. **Journal of basic engineering**, American Society of Mechanical Engineers, v. 85, n. 4, p. 528–533, 1963. Citado na página 34.

PARIS, P. C. A rational analytic theory of fatigue. **The trend in engineering**, v. 13, p. 9, 1961. Citado 3 vezes nas páginas 28, 31 e 34.

PIPINATO, A. **Innovative bridge design handbook: construction, rehabilitation and maintenance**. Waltham: Butterworth-Heinemann, 2015. Citado na página 26.

PUGNO, N. M.; RUOFF, R. S. Quantized fracture mechanics. **Philosophical Magazine**, v. 84, n. 27, p. 2829–2845, 2004. Citado 3 vezes nas páginas 56, 57 e 58.

REHM, G.; RUSSWURM, D. Assessment of concrete reinforcing bars made by the tempcore process. **C. R. M. Metall. Rep.**, n. 51, p. 3–16, 1977. Citado 4 vezes nas páginas 59, 60, 61 e 77.

ROCHA, M.; BRUEHWILER, E.; NUSSBAUMER, A. Fatigue behaviour prediction of steel reinforcement bars using an adapted navarro and de los rios model. **International Journal of Fatigue**, Elsevier, v. 75, p. 198–204, 2015a. Citado 8 vezes nas páginas 26, 33, 42, 63, 64, 76, 78 e 82.

ROCHA, M.; BRUEHWILER, E.; NUSSBAUMER, A. Microstructural influence on the scatter in the fatigue life of steel reinforcement bars. **International Journal of Fatigue**, Elsevier, v. 75, p. 205–212, 2015b. Citado 7 vezes nas páginas 62, 67, 69, 70, 72, 74 e 76.

ROCHA, M.; BRÜHWILER, E. Prediction of fatigue life of reinforced concrete bridges using fracture mechanics. In: CRC PRESS/BALKEMA. **Proceedings bridge maintenance, safety, management, resilience and sustainability**. [S.l.], 2012. v. 1, n. EPFL-CONF-180270, p. 3755–3761. Citado na página 65.

ROCHA, M.; BRÜHWILER, E.; NUSSBAUMER, A. Geometrical and material characterization of quenched and self-tempered steel reinforcement bars. **Journal of Materials in Civil Engineering**, American Society of Civil Engineers, v. 28, n. 6, p. 04016012, 2016. Citado 4 vezes nas páginas 25, 62, 63 e 64.

ROCHA, M. et al. Very high cycle fatigue tests of quenched and self-tempered steel reinforcement bars. **Materials and Structures**, Springer, v. 49, n. 5, p. 1723–1732, 2016. Citado 9 vezes nas páginas 13, 36, 37, 60, 64, 65, 78, 79 e 81.

SALAH, A. S.; LOVEGROVE, J. M. Fatigue of cold worked ribbed reinforcing bar—a fracture mechanics approach. **International Journal of Fatigue**, Elsevier, v. 4, n. 1, p. 15–26, 1982. Citado 3 vezes nas páginas 25, 41 e 42.

SANTOS, A. Alguém sabe quantas pontes existem nas rodovias do brasil? **Massa Cinzenta**, 2017. Disponível em: <<https://www.cimentoitambe.com.br/pontes-rodovias-brasil/>>. Citado na página 27.

SANTOS, M. F. **Contribuição ao estudo do efeito de combinação de veículos de carga sobre pontes rodoviárias de concreto**. 170 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Estruturas) — Escola de Engenharia de São Carlos, São Paulo, 2003. Citado 2 vezes nas páginas 25 e 27.

SANTOS, R. E. **A armação do concreto no Brasil**. 338 f. Tese (Doutorado em Educação) — Faculdade de Educação da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2008. Citado 2 vezes nas páginas 25 e 27.

SANTUS, C.; TAYLOR, D.; BENEDETTI, M. Determination of the fatigue critical distance according to the line and the point methods with rounded v-notched specimen. **International Journal of Fatigue**, v. 106, p. 208–218, 2018. Citado na página 47.

SCHIJVE, J. **Fatigue of structures and materials**. Norwell: Kluwer Academic Publishers, 2001. Citado na página 36.

SCHLÄFLI, M.; BRÜHWILER, E. Fatigue of existing reinforced concrete bridge deck slabs. **Engineering structures**, v. 20, n. 11, p. 991–998, 1998. Citado 2 vezes nas páginas 25 e 34.

SHETTY, M. **Dislocations and mechanical behaviour of materials**. [S.l.]: PHI Learning Pvt. Ltd., 2013. Citado na página 71.

SILVA, B. L. **Uma metodologia de análise de confiabilidade a fadiga utilizando a teoria da distância crítica**. 155 f. Tese (Doutorado em Ciências Mecânicas) — Universidade de Brasília, Brasília, 2014. Citado 2 vezes nas páginas 45 e 48.

SILVA, F. D. A. d. **Otimização da qualidade no lingotamento contínuo de Tarugos através da utilização de modelos matemáticos**. 130 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) — Universidade Federal de Pernambuco, Recife, 2016. Citado na página 59.

SOBIECK, T.; ATADERO, R. A.; MAHMOUD, H. N. Fatigue crack propagation of notched steel rebar in rc beams repaired with externally bonded cfrp. **Journal of Composites for Construction**, American Society of Civil Engineers, v. 19, n. 5, p. 04014076, 2014. Citado na página 35.

SPAGGIARI, A. et al. Fatigue life prediction of notched components: a comparison between the theory of critical distance and the classical stress-gradient approach. **Procedia Engineering**, v. 10, p. 2755–2767, 2011. Citado 3 vezes nas páginas 39, 47 e 75.

SUH, C. M.; YUUKI, R.; KITAGAWA, H. Fatigue microcracks in a low carbon steel. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 8, n. 2, p. 193–203, 1985. Citado 3 vezes nas páginas 70, 74 e 78.

SUN, F. et al. Microscale modelling of the deformation of a martensitic steel using the voronoi tessellation method. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Elsevier, v. 113, p. 35–55, 2018. Citado 2 vezes nas páginas 67 e 69.

SUSMEL, L. The theory of critical distances: a review of its applications in fatigue. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 75, n. 7, p. 1706–1724, 2008. Citado 5 vezes nas páginas 45, 46, 50, 51 e 73.

SUSMEL, L.; TAYLOR, D. Fatigue design in the presence of stress concentrations. **The Journal of Strain Analysis for Engineering Design**, v. 38, n. 5, p. 443–452, 2003. Citado 5 vezes nas páginas 47, 49, 74, 78 e 79.

SUSMEL, L.; TAYLOR, D.; TOVO, R. The theory of critical distances and the estimation of notch fatigue limits: L, a_0 and open notches. **International Conference on Computational Experimental Engineering and Sciences**, v. 1, n. 2, p. 81–86, 2007. Citado na página 50.

TAIRA, S.; TANAKA, K.; HOSHINA, M. Grain size effect on crack nucleation and growth in long-life fatigue of low-carbon steel. In: **Fatigue Mechanisms**. [S.l.]: ASTM International, 1979. Citado 8 vezes nas páginas 33, 34, 40, 60, 61, 62, 71 e 82.

TAIRA, S.; TANAKA, K.; NAKAI, Y. A model of crack-tip slip band blocked by grain boundary. **Mechanics Research Communications**, Elsevier, v. 5, n. 6, p. 375–381, 1978. Citado 2 vezes nas páginas 40 e 66.

TANAKA, K. Engineering formulae for fatigue strength reduction due to crack-like notches. **International Journal of Fracture**, Springer, v. 22, n. 2, p. R39–R46, 1983. Citado na página 47.

TANAKA, K.; MURA, T. A dislocation model for fatigue crack initiation. **Journal of Applied Mechanics**, v. 48, n. 1, p. 97–103, 1981. Citado 8 vezes nas páginas 26, 28, 40, 42, 65, 66, 71 e 85.

TANAKA, K.; MURA, T. A theory of fatigue crack initiation at inclusions. **Metallurgical Transactions A**, Springer, v. 13, n. 1, p. 117–123, 1982. Citado 2 vezes nas páginas 40 e 43.

TANAKA, K.; NAKAI, Y. Propagation and non-propagation of short fatigue cracks at a sharp notch. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 6, n. 4, p. 315–327, 1983. Citado 2 vezes nas páginas 60 e 62.

TAYLOR, D. Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model. **International Journal of Fatigue**, v. 21, n. 5, p. 413–420, 1999. Citado 11 vezes nas páginas 26, 28, 41, 47, 48, 49, 50, 51, 53, 74 e 85.

TAYLOR, D. **The theory of critical distances: a new perspective in fracture mechanics**. London: Elsevier, 2010. Citado 6 vezes nas páginas 45, 46, 47, 50, 55 e 56.

TAYLOR, D.; BOLOGNA, P.; KNANI, K. B. Prediction of fatigue failure location on a component using a critical distance method. **International Journal of Fatigue**, v. 22, n. 9, p. 735–742, 2000. Citado na página 48.

TAYLOR, D.; WANG, G. The validation of some methods of notch fatigue analysis. **Fatigue & fracture of engineering materials & structures**, v. 23, n. 5, p. 387–394, 2000. Citado 3 vezes nas páginas 47, 78 e 79.

THOMAS, T. R.; THOMAS, T. R. **Rough surfaces**. [S.l.]: Imperial College Press London, 1999. v. 2. Citado na página 63.

TILLY, G. P. Fatigue of steel reinforcement bars in concrete: a review. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 2, n. 3, p. 251–268, 1979. Citado 8 vezes nas páginas 13, 25, 35, 36, 37, 60, 79 e 80.

TILLY, G. P. Fatigue testing and performance of steel reinforcement bars. **Matériaux et Construction**, v. 17, n. 1, p. 43–49, 1984. Citado 10 vezes nas páginas 13, 36, 37, 64, 65, 66, 79, 80, 82 e 83.

TOKAJI, K.; OGAWA, T.; HARADA, Y. The growth of small fatigue cracks in a low carbon steel; the effect of microstructure and limitations of linear elastic fracture mechanics. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 9, n. 3, p. 205–217, 1986. Citado 8 vezes nas páginas 33, 34, 61, 69, 70, 71, 74 e 78.

TOKAJI, K. et al. Limitations of linear elastic fracture mechanics in respect of small fatigue cracks and microstructure. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, Wiley Online Library, v. 9, n. 1, p. 1–14, 1986. Citado 6 vezes nas páginas 33, 34, 62, 70, 74 e 78.

TOKAJI, K.; OGAWA, T.; OSAKO, S. The growth of microstructurally small fatigue cracks in a ferritic-pearlitic steel. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, Wiley Online Library, v. 11, n. 5, p. 331–342, 1988. Citado 2 vezes nas páginas 33 e 34.

USAMI, S.; SHIDA, S. Elastic–plastic analysis of the fatigue limit for a material with small flaws. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 1, n. 4, p. 471–481, 1979. Citado 3 vezes nas páginas 70, 74 e 78.

VALLELLANO, C.; NAVARRO, A.; DOMINGUEZ, J. Compact formulation for modelling cracks in infinite solids using distributed dislocations. **Philosophical Magazine A**, Taylor & Francis, v. 82, n. 1, p. 81–92, 2002. Citado na página 40.

VASCONCELOS, A. C. **O concreto no Brasil**. [S.l.]: Studio Nobel, 2008. v. 3. Citado na página 27.

VENKATARAMAN, G. et al. Free energy formulation of fatigue crack initiation along persistent slip bands: calculation of s_n curves and crack depths. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 38, n. 1, p. 31–40, 1990. Citado na página 43.

VIRMANI, Y.; WRIGHT, W.; NELSON, R. Fatigue testing for thermex reinforcing bars. **Public Roads**, v. 55, n. 3, 1991. Citado na página 59.

WADDOUPS, M. E.; EISENMANN, J. R.; KAMINSKI, B. E. Macroscopic fracture mechanics of advanced composite materials. **Journal of composite materials**, v. 5, n. 4, p. 446–454, 1971. Citado 2 vezes nas páginas 54 e 55.

WANG, J. et al. Giga-fatigue life prediction of fv520b-i with surface roughness. **Materials & Design**, v. 89, p. 1028–1034, 2016. Citado 2 vezes nas páginas 35 e 44.

WANG, Q. et al. Effect of inclusion on subsurface crack initiation and gigacycle fatigue strength. **International Journal of Fatigue**, v. 24, n. 12, p. 1269–1274, 2002. Citado na página 43.

WANG, R. et al. A combined critical distance and highly-stressed-volume model to evaluate the statistical size effect of the stress concentrator on low cycle fatigue of ta19 plate. **International Journal of Fatigue**, v. 95, p. 8–17, 2017. Citado na página 47.

WESTERGAARD, H. Bearing pressures and cracks. **Journal of applied mechanics**, p. A49–A53, 1939. Citado na página 31.

WHITNEY, J. M.; NUISMER, R. Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations. **Journal of composite materials**, Sage Publications Sage CA: Thousand Oaks, CA, v. 8, n. 3, p. 253–265, 1974. Citado na página 47.

WORMSEN, A. et al. Non-local stress approach for fatigue assessment based on weakest-link theory and statistics of extremes. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, Wiley Online Library, v. 30, n. 12, p. 1214–1227, 2007. Citado na página 41.

ZAREMBA, J. Ponte na marginal Tietê que dá acesso a Dutra é fechada sob risco de ceder. **Folha de São Paulo**, 2019. Disponível em: <<https://www1.folha.uol.com.br/cotidiano/2019/01/viaduto-na-marginal-tiete-que-da-acesso-a-dutra-e-fechado-sob-risco-de-ceder.shtml>>. Citado na página 26.

ZHAO, Y.; WANG, G.-C.; LU, T.-M. **Characterization of Amorphous and Crystalline Rough Surface—Principles and Applications**. [S.l.]: Elsevier, 2000. v. 37. Citado na página 63.

ZHENG, H. **Tempcore reinforcing steel: Microstructural and mechanical properties**. 206 f. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) — Department of Civil Engineering of the University of Sydney, Belo Horizonte, 1998. Citado 3 vezes nas páginas 59, 60 e 61.

ZHENG, H.; ABEL, A. Stress concentration and fatigue of profiled reinforcing steels. **International journal of fatigue**, v. 20, n. 10, p. 767–773, 1998. Citado 7 vezes nas páginas 25, 35, 42, 62, 63, 64 e 81.

ZHENG, H.; ABEL, A. Fatigue properties of reinforcing steel produced by tempcore process. **Journal of Materials in Civil Engineering**, v. 11, n. 2, p. 158–165, 1999. Citado 13 vezes nas páginas 13, 36, 37, 59, 64, 65, 66, 77, 78, 79, 81, 82 e 83.

ZHOU, R.; CHENG, H.; MURA, T. Micropitting in rolling and sliding contact under mixed lubrication. **Journal of Tribology**, v. 111, n. 4, p. 605–613, 1989. Citado na página 43.