CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DO LIMITE DE FADIGA DE UM AÇO CARBONO TREFILADO A FRIO UTILIZANDO O MÉTODO TERMOGRÁFICO

Carlos Filipe Cardoso Bandeira

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientador: Paulo Pedro Kenedi, D. Sc.
Coorientador: Jaime Tupiassú Pinho de Castro, Ph. D.

Rio de Janeiro
Agosto de 2017

DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DO LIMITE DE FADIGA DE UM AÇO CARBONO TREFILADO A FRIO UTILIZANDO O MÉTODO TERMOGRÁFICO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Carlos Filipe Cardoso Bandeira

Banca Examinadora:

_____

Presidente, Professor Dr. Paulo Pedro Kenedi – CEFET/RJ (Orientador)

_____

Professor Ph. D. Jaime Tupiassú Pinho de Castro – PUC-Rio (Coorientador)

_____

Professor Dr. Luis Felipe Guimarães de Souza – CEFET/RJ

_____

Professor Ph. D. Marco Antonio Meggiolaro – PUC-Rio

Rio de Janeiro
Agosto de 2017

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

B214 Bandeira, Carlos Filipe Cardoso
Determinação experimental do limite de fadiga de um aço carbono trefilado a frio utilizando o método termográfico / Carlos Filipe Cardoso Bandeira.—2017.
75f. + apêndices : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2017.
Bibliografia : f. 73-75
Orientador : Paulo Pedro Kenedi
Coorientador : Jaime Tupiassú Pinho de Castro

1. Engenharia mecânica e de materiais. 2. Aço-carbono. 3. Aço – Fadiga. 4. Termografia. I. Kenedi, Paulo Pedro (Orient.). II. Castro, Jaime Tupiassú Pinho de (Coorient.). III. Título.

CDD 620.17

DEDICATÓRIA

“Gostaria de dedicar esse trabalho especialmente à minha avó Clara, que com muito amor, carinho e dedicação contribuiu na minha formação pessoal e profissional. Dedico também aos meus pais Antonio Carlos e Herminia, aos meus irmãos Dudu e Juninho, e à minha grande tia Emília, pelo suporte, apoio e confiança em todas as minhas decisões. Dedico ainda à minha querida esposa Rayra, pelo amor e companheirismo de todos os dias”.

AGRADECIMENTOS

A Deus, pela oportunidade da vida.

Ao meu orientador Paulo Pedro Kenedi, por todos os ensinamentos transmitidos durante esse trabalho.

Ao meu coorientador Jaime Tupiassú Pinho de Castro, por todos os ensinamentos transmitidos e pela oportunidade de trabalharmos juntos pela primeira vez.

Ao professor Luis Felipe Guimarães de Sousa, pelo suporte fundamental nos procedimentos experimentais.

Ao CEFET/RJ, pelos recursos laboratoriais utilizados neste trabalho.

Aos técnicos de laboratório do CEFET/RJ, Brenno Tavares Duarte e Hiron Akira Yamada Magalhães, pelo apoio nos procedimentos experimentais.

A PUC-Rio, pelo apoio financeiro na aquisição dos corpos de prova.

A TechnipFMC, em especial ao Fernando Toste e ao Hugo Almeida, pela oportunidade e confiança que me foram concedidas para a realização deste trabalho.

EPÍGRAFE

“Continue tentando. Continue tentando. Eu cometi todo erro que podia cometer. Mas continuei tentando”.

René Descartes

RESUMO

DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DO LIMITE DE FADIGA DE UM AÇO CARBONO TREFILADO A FRIO UTILIZANDO O MÉTODO TERMOGRÁFICO

O presente trabalho tem como objetivo determinar o limite de fadiga de um aço carbono trefilado a frio, de acordo com o método termográfico proposto por Risitano, utilizando a relação entre amplitude de tensão e taxa de aumento de temperatura durante a aplicação de carregamentos cíclicos. Para isso, ensaios de fadiga sob flexão rotativa são realizados em corpos de prova padronizados, sob diferentes amplitudes de tensão e monitorados continuamente por uma câmera infravermelha para se medir a variação da temperatura na superfície dos mesmos, durante a aplicação dos carregamentos. Com o objetivo de confirmar o resultado obtido com a termografia, o método tradicional de Nixon (comumente conhecido como *staircase*) também é utilizado. Os resultados mostram que o método proposto por Risitano apresenta bom desempenho quando comparado ao de referência, além de ter sido implementado em menos tempo e com menor número de corpos de prova, provando ser rápido e eficiente na determinação do limite de fadiga do material utilizado.

Palavras-chave: Fadiga, Limite de Fadiga, Termografia.

ABSTRACT

FATIGUE LIMIT EXPERIMENTAL DETERMINATION OF A COLD-DRAWN CARBON STEEL USING THE THERMOGRAPHIC METHOD

The objective of this work is to determine the fatigue limit of a cold-drawn carbon steel, according to the thermographic method proposed by Risitano, using the relation between stress amplitude and temperature increasing rate during the cyclic loading application. For this, rotating bending fatigue tests are performed on standardized specimens, under different stress amplitudes and continuously monitored by an infrared camera to measure the temperature variation on the specimen's surface during loading application. In order to confirm the thermography result, the traditional method from Nixon (commonly known as staircase) is also used. The results show that Risitano's thermographic method has a good performance when compared to the reference one, in addition to the ability to be implemented in a shorter time and with fewer specimens, proving to be fast and efficient in determining the fatigue limit of the material used.

Keywords: Fatigue, Fatigue Limit, Thermography.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1. 1 – Processo de trincamento por fadiga..... 22
Figura 1. 2 – Tipos de superfície de fratura por fadiga..... 23
Figura 1. 3 – Carregamento: (a) periódico e harmônico; (b) aleatório.....24
Figura 1. 4 – Típico diagrama σ_a x σ_m 25
Figura 1. 5 – Curva σ x N para fadiga giga ciclo.....26
Figura 1. 6 – Limite de fadiga em uma curva σ x N 27
Figura 1. 7 – Carregamento de amplitude: (a) constante; (b) variável.....29
Figura 1. 8 – Dedução do método de Prot.....30
Figura 1. 9 – Curva σ_f x α.....32
Figura 1. 10 – Gráfico obtido com o método *staircase*.....33
Figura 1. 11 – Fluxograma do método *staircase*.....34
Figura 1. 12 – Fluxograma da estatística de Dixon e Mood.....37
Figura 1. 13 – Parâmetros energéticos Φ e φ.....40
Figura 1. 14 – Perfil T x N..... 40
Figura 1. 15 – Perfil T x N para diferentes níveis de tensão.....41
Figura 1. 16 – Fluxograma do método de Risitano 42
Figura 2. 1 – MO da seção transversal: (a) 200X; (b) 500X 45
Figura 2. 2 – MO da seção longitudinal: (a) 200X; (b) 500X 45
Figura 2. 3 – Geometria dos corpos de prova (dimensões em mm) 46
Figura 2. 4 – Corpo de prova utilizado..... 47
Figura 2. 5 – Máquina RBF-200: (a) vista geral; (b) posição da massa 49
Figura 2. 6 – Sistema de aquisição: (a) sem pano; (b) com pano. 51
Figura 2. 7 – Região central do CP pintada de preto..... 51
Figura 3. 1 – Resultados com o método de Nixon 53
Figura 3. 2 – Sensibilidade de $\mu_{S_{LN}}$ em função de n_T 56
Figura 3. 3 – Macrografia por lupa do CP_7 (0,63X)..... 57
Figura 3. 4 – Microscopia por MEV do CP_7: (a) 14X; (b) 300X; (c) 300X 57
Figura 3. 5 – Comportamento térmico do material para $\sigma_a/S_{ut} = 60\%$..... 58
Figura 3. 6 – Distribuição de temperatura para $\sigma_a/S_{ut} = 60\%$ 59

Figura 3. 7 – Comportamento térmico do material para $\sigma_a/S_{ut} = 52, 54, 56$ e 60%... 60
Figura 3. 8 – Destaque da Fase I do comportamento térmico do material 60
Figura 3. 9 – Comportamento de T_{max} na superfície do CP_2 61
Figura 3. 10 – Distribuição de temperatura do CP_2 62
Figura 3. 11 – Relação T_{max} x N do CP_2 na Fase I 63
Figura 3. 12 – $\partial T/\partial N_I$ x σ_a/S_{ut} para o CP_1 64
Figura 3. 13 – $\partial T/\partial N_I$ x σ_a/S_{ut} para o CP_2 64
Figura 3. 14 – $\partial T/\partial N_I$ x σ_a/S_{ut} para o CP_3 65
Figura 3. 15 – $\partial T/\partial N_I$ x σ_a/S_{ut} para o CP_4 65
Figura 3. 16 – $\partial T/\partial N_I$ x σ_a/S_{ut} para o CP_5 66
Figura 3. 17 – Comparação entre os métodos 67
Figura A. 1 – Posicionamento do SG na seção crítica do CP 76
Figura A. 2 – Sistema de aquisição de dados com SPIDER 76
Figura A. 3 – Diferença percentual de deformação 77

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. 1 – Valores típicos de emissividade para alguns materiais..... 39
Tabela 2. 1 – Propriedades mecânicas à tração..... 44
Tabela 2. 2 – Rugosidade média.....47
Tabela 3. 1 – Situação final de cada corpo de prova..... 54
Tabela 3. 2 – Limite de fadiga pelo método de Nixon..... 55
Tabela 3. 3 – Cálculo do limite de fadiga.....66
Tabela 3. 4 – Limite de fadiga pelo método de Risitano.....67

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AL	Alongamento percentual
CNC	*Computer numeric control*
CP	Corpo de prova
EMF	Evento menos frequente
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MO	Microscopia óptica
RA	Redução percentual de área
SG	*Strain gage*
SI	Sistema internacional de unidades

LISTA DE SÍMBOLOS

ALFABETO LATINO

A_1 e A_2	Áreas equivalentes ao dano acumulado
C_1 e C_2	Curvas de fadiga com perfil hiperbólico
c_p	Calor específico à pressão constante
c_v	Calor específico a volume constante
d	Diâmetro da seção crítica do corpo de prova
E	Módulo de *Young*
E_l	Energia limite
f	Frequência de rotação
F	Falso
F_1	Parâmetro multiplicador de S_{ut} $(0 < F_1 < 1)$
F_2	Parâmetro divisor de F_1 $(F_2 > 1)$
h	Parâmetro de ajuste de curva no método de Prot
i	Contador para amplitude de tensão em ordem crescente no método de Nixon
k	Contador sequencial dos corpos de prova no método de Nixon
K	Constante real no método de Prot
K_t	Fator de concentração de tensão
M	Momento fletor
N	Número de ciclos
N_f	Número de ciclos até a falha
NQ	Não quebrou
n_T	Número total de corpos de prova utilizados no método de Nixon
N_∞	Número de ciclos para vida infinita
P_1, P_2, P_3 e P_4	Parâmetros estatísticos de Dixon e Mood
Q	Quebrou
R	Razão de carregamento
R_a	Rugosidade média

s	Incremento de amplitude de tensão no método de Nixon
S_L	Limite de fadiga
S_{L-est}	Limite de fadiga estimado
S_{LN}	Limite de fadiga obtido pelo método de Nixon
S_{LR}	Limite de fadiga obtido pelo método de Risitano
$S(N)$	Resistência à fadiga para um dado número de ciclos
S_{ut}	Limite de resistência à tração
S_y	Limite de escoamento
T	Temperatura
T_{max}	Temperatura máxima
T_0	Temperatura inicial
T_I, T_{II} e T_{III}	Temperatura ao final das Fases I, II e III
V	Verdadeiro

ALFABETO GREGO

α	Taxa de aumento de amplitude de tensão no método de Prot
α_l	Coeficiente linear de expansão térmica
γ	Emissividade
ΔE_i	Variação da energia interna
$\Delta\sigma$	Gama de tensões
$\Delta\sigma_a$	Incremento de amplitude de tensão no método de Risitano
$\Delta\sigma_n$	Gama de tensões nominais
ΔT	Variação de temperatura
ΔT_I, ΔT_{II} e ΔT_{III}	Variação de temperatura no final das Fases I, II e III
$\Delta\varepsilon$	Diferença percentual de deformação
ε_{ana}	Deformação calculada analiticamente
ε_{SG}	Deformação medida pelo *strain gage*
λ	Comprimento de onda
μ_{S_L}	Valor médio do limite de fadiga
ρ	Massa específica
σ	Tensão normal

σ_a	Amplitude de tensão
σ_f	Tensão de fratura do corpo de prova no método de Prot
σ_{max}	Tensão normal máxima
σ_{med}	Tensão normal média
σ_{min}	Tensão normal mínima
σ_1, σ_2 e σ_3	Tensões principais
τ_{max}	Tensão de cisalhamento máxima
φ	Parcela do parâmetro energético
Φ	Parâmetro energético
ω_{S_L}	Desvio padrão do limite de fadiga
$\partial T/\partial N$	Taxa de variação de temperatura
$\partial T/\partial N_I$	Taxa de variação de temperatura associada à Fase I
$\partial T/\partial N_{II}$	Taxa de variação de temperatura associada à Fase II
$\partial T/\partial N_{III}$	Taxa de variação de temperatura associada à Fase III

SUMÁRIO

Introdução **18**

1. Referencial Teórico **21**

1.1. Fadiga 21

1.1.1. Trincas de fadiga 22

1.1.2. Carregamentos dinâmicos 24

1.1.3. Fadiga de baixo ciclo, alto ciclo e giga ciclo 26

1.2. Limite de fadiga 27

1.3. Métodos experimentais para determinação do S_L 28

1.3.1. Método de Prot 29

1.3.2. Método de Nixon 32

1.3.3. Método de Risitano 37

2. Materiais e Métodos **44**

2.1. Caracterização do material 44

2.2. Projeto do corpo de prova 46

2.3. Verificação do funcionamento da máquina de ensaio 47

2.4. Parâmetros de Nixon (*Staircase*) 49

2.5. Parâmetros de Risitano 50

3. Resultados e Discussão **53**

3.1 Método de Nixon (*Staircase*) 53

3.2 Método de Risitano 58

3.3 Comparação dos resultados 67

Conclusão **69**

Discussão para Trabalhos Futuros **72**

Referências Bibliográficas **73**

APÊNDICE A 76

APÊNDICE B..... 79

Introdução

Segundo ROSA (2002), a fadiga é um modo de falha muito comum em componentes mecânicos industriais, responsável por cerca de 90% das falhas sob carregamentos dinâmicos. Ela pode ser dividida em duas fases, sendo a primeira caracterizada pela iniciação de trincas, principalmente por tensões de cisalhamento, e a segunda pelo crescimento e propagação paulatina dessas trincas até a falha, em uma direção perpendicular à máxima tensão normal. A falha causada por fadiga assemelha-se a uma ruptura frágil devido à superfície plana de fratura, caracterizada pela presença de estrias direcionais comumente chamadas de marcas de praia ou de rio, dependendo do seu perfil.

O limite de fadiga (S_L) é uma importante propriedade de alguns materiais utilizada nos projetos contra a falha estrutural por fadiga. É o parâmetro que define o nível de tensão abaixo do qual o material não falha por fadiga, independente do número de ciclos de carregamento acumulado. Apesar de existir estimativas empíricas, a determinação experimental dessa propriedade é primordial em projetos reais de dimensionamento mecânico à fadiga.

O limite de fadiga obtido experimentalmente a partir de corpos de prova polidos pode ser modificado para ser utilizado em projetos de peças sob condições reais de serviço. BUDYNAS *et al.* (2008) define alguns fatores de redução do S_L como, por exemplo, os de acabamento superficial e do tipo de carregamento. Fatores amplificadores do S_L também podem existir como o associado ao efeito *coaxing*, fenômeno caracterizado pelo aumento da resistência mecânica e de fadiga dos materiais quando esses são submetidos a carregamentos cíclicos menores, porém próximos, ao limite de fadiga do material, NICHOLAS (2006).

Os métodos tradicionais para obtenção experimental do limite de fadiga não só demandam um grande número de corpos de prova (CP) como também consomem muito tempo até serem concluídos, como o proposto por Wöhler no final do século XIX. Esses dois fatores foram primordiais para estimular o desenvolvimento de novos

procedimentos experimentais capazes de obter o S_L de maneira mais rápida, econômica e confiável.

Um desses métodos foi desenvolvido por Prot no final da década de 40, e que consiste basicamente na aplicação de carregamentos com amplitude variável e sob taxa constante de aumento de amplitude de tensão (α). A ideia é ensaiar corpos de prova sob várias taxas α, desde muito pequenas até muito grandes, sem que as tensões atinjam o limite de escoamento do material (S_y), verificando a tensão no instante da falha do corpo de prova (σ_f). Com os ensaios realizados plota-se uma curva σ_f x α^h, onde h é um parâmetro de ajuste de curva, e determina-se o limite de fadiga como sendo igual à tensão onde $\alpha^h = 0$, SWINDLEHURST (1959). Embora esse método tenha vantagens quando comparado ao de Wöhler, ele ainda assim requer um grande número de corpos de prova, além de durar muito tempo para ser concluído devido às taxas muito baixas que precisam ser ensaiadas.

Outro método foi desenvolvido por Nixon em meados da década de 60, tradicionalmente conhecido como *staircase* (ou *up-and-down*). Sua ideia é bastante simples e caracteriza-se por carregar um CP com amplitude de tensão (σ_a) próxima de um valor estimado para o limite de fadiga (S_{L-est}) e, dependendo do resultado do ensaio (falha ou sobrevivência do CP), um próximo corpo de prova é então carregado sob σ_a menor ou maior do que o anterior de um dado incremento de amplitude de tensão (s), NICHOLAS (2006). Após alguns corpos de prova serem ensaiados, um método estatístico desenvolvido por Dixon e Mood é então implementado sobre os resultados obtidos para estimar-se o valor médio (μ_{S_L}) e o desvio padrão (ω_{S_L}) do limite de fadiga, POLLAK *et al*. (2006).

Embora este método seja mais rápido do que os propostos por Wöhler e Prot, ele também requer um grande número de corpos de prova para aumentar a precisão do resultado (desvio padrão baixo), além de durar um tempo elevado para ser concluído, pois um ensaio só termina quando um CP quebra ou quando atinge um número de ciclos (N) suficientemente grande que, dependendo da frequência de carregamento, pode durar vários dias para ser atingido.

O uso da termografia para a determinação do limite de fadiga dos materiais começou mais recentemente, no final da década de 90, sendo desenvolvida por RISITANO *et al*. (2000). Esta técnica é vantajosa quando comparada às demais, uma

vez que precisa de poucos corpos de prova e de um curto período de tempo para ser implementada.

O método consiste basicamente em correlacionar a evolução da temperatura na superfície de um CP para diferentes amplitudes de tensão (σ_a), através da variação de temperatura (ΔT) ou da taxa de variação de temperatura ($\partial T/\partial N$) durante a aplicação de um carregamento cíclico. Em seguida, determina-se o valor de S_L como sendo igual a amplitude de tensão a partir da qual há uma variação brusca de temperatura ou de taxa de variação de temperatura, RISITANO *et al*. (2000).

O presente trabalho visa utilizar o método termográfico proposto por RISITANO *et al*. (2000) para se determinar o limite de fadiga de um aço carbono trefilado a frio. Para isso, ensaios de fadiga por flexão rotativa foram realizados em corpos de prova cilíndricos e padronizados conforme norma ASTM E466 (2015), monitorados continuamente por uma câmera infravermelha modelo FLIR® A320. A fim de confirmar o resultado obtido com a termografia, o tradicional método *staircase* também foi implementado em conjunto com a estatística desenvolvida por Dixon e Mood.

1. Referencial Teórico

Esse capítulo faz uma breve revisão conceitual sobre fadiga e limite de fadiga, além de apresentar alguns métodos experimentais para obtenção dessa importante propriedade mecânica de alguns materiais.

1.1. Fadiga

Fadiga é um modo de falha de peças e componentes mecânicos causada primariamente pela aplicação de carregamentos variáveis ao longo do tempo, cuja principal característica é gerar e/ou propagar paulatinamente uma trinca até a fratura. A maioria das falhas estruturais que ocorrem na prática envolve problemas de fadiga e, embora não haja dados brasileiros, estima-se que o custo associado a elas seja maior do que 4% do produto interno bruto (PIB) na Europa e nos Estados Unidos, CASTRO *et al*. (2009).

As primeiras observações do fenômeno de fadiga datam de 1829, quando Wilhelm August Julius Albert relatou em um estudo feito com correntes de ferro, que o valor das cargas repetidas que causava a falha das mesmas era muito menor do que sua resistência estática, de acordo com os resultados dos testes realizados por ele. Contudo, foi no período de 1850-1870 que August Wöhler estudou a falha prematura e repentina de eixos de vagões ferroviários que haviam sido projetados estaticamente, mas que não resistiam à poucas centenas de quilômetros de serviço, CASTRO *et al*. (2009).

Wöhler, considerado por muitos o pesquisador mais influente nessa área, introduziu diversos conceitos e procedimentos que são utilizados até hoje no dimensionamento à fadiga como, por exemplo, o ensaio para obter-se uma curva SN, o conceito de que fadiga deve ser medida em número de ciclos, o efeito de entalhes e da tensão média, o conceito de limite de fadiga e de vida infita, CASTRO *et al*. (2009).

O dimensionamento à fadiga deve ser preciso e confiável, já que todo o processo de iniciação e propagação de trincas ocorre sem provocar mudanças aparentes no comportamento global das estruturas mecânicas, como o empenamento de regiões plastificadas, por exemplo. Isso ocorre, pois o dano gerado pelo trincamento fica

praticamente restrito à região crítica da estrutura e não tende a gerar avisos prévios de falha iminente facilmente perceptível, provocando rupturas bruscas, inesperadas e na maioria das vezes catastróficas.

1.1.1. Trincas de fadiga

Alguns autores dividem a fadiga em dois estágios regidos por mecanismos distintos. O primeiro é definido pelo processo de iniciação de trincas e o segundo pelo crescimento e propagação paulatina da trinca crítica dominante até a fratura final da peça.

O processo de iniciação nas ligas metálicas envolve a movimentação de discordâncias que se agrupam paulatinamente, formando bandas de deslizamento na superfície das peças. À medida que vão crescendo, elas formam extrusões e intrusões superficiais que dão origem a várias microtrincas, até que uma delas domina o processo e passa a concentrar as deformações subsequentes. A microtrinca dominante crítica então se propaga por alguns grãos do material numa direção próxima a da tensão de cisalhamento máxima (τ_{max}) quando se torna efetivamente uma trinca, muda de direção e começa a se propagar num plano perpendicular à máxima tensão normal (σ_{max}) trativa, para minimizar a dissipação de energia por atrito entre suas faces, como mostrado na Figura 1. 1, adaptada de CASTRO *et al*. (2009).

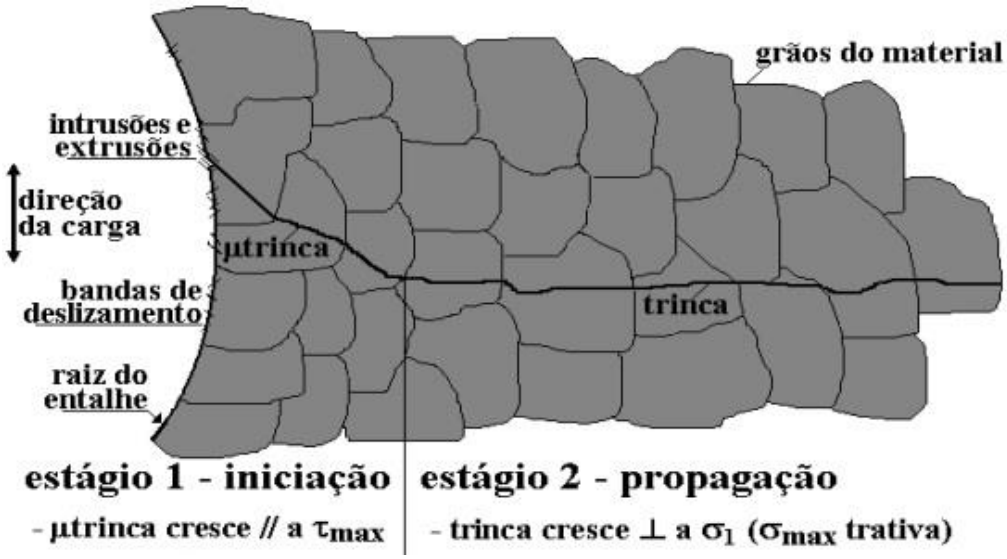


Figura 1. 1 – Processo de trincamento por fadiga

O trincamento por fadiga é sempre causado por deformações plásticas cíclicas, mesmo quando a gama de tensões ($\Delta\sigma$) no ponto crítico da peça é baixa e está no regime elástico. Nesse caso, as microdeformações plásticas são localizadas e, portanto, muito influenciáveis por pequenos detalhes que afetem as tensões e a resistência do material na vizinhança do ponto crítico como, por exemplo, o acabamento superficial e o gradiente de tensões.

A superfície de falha por fadiga tem aparência similar à de uma fratura frágil, uma vez que suas superfícies são praticamente planas e perpendiculares ao eixo de σ_{max}, além de não apresentarem sinais de estricção naturalmente encontrados em fraturas dúcteis. As características macroscópicas desse tipo de fratura podem ser identificáveis a olho nú, quando apresentam ondulações superficiais concêntricas ao ponto de iniciação da trinca, as marcas de praia, ou quando apresentam estrias radiais que apontam para o mesmo ponto, chamadas de marcas de rio. Elas são relacionáveis diretamente com o tipo de carregamento, com a intensidade da gama de tensão nominal ($\Delta\sigma_n$) e com o efeito da presença de entalhes concentradores de tensão, como mostrado na Figura 1. 2, adaptada de CASTRO *et al*. (2009).

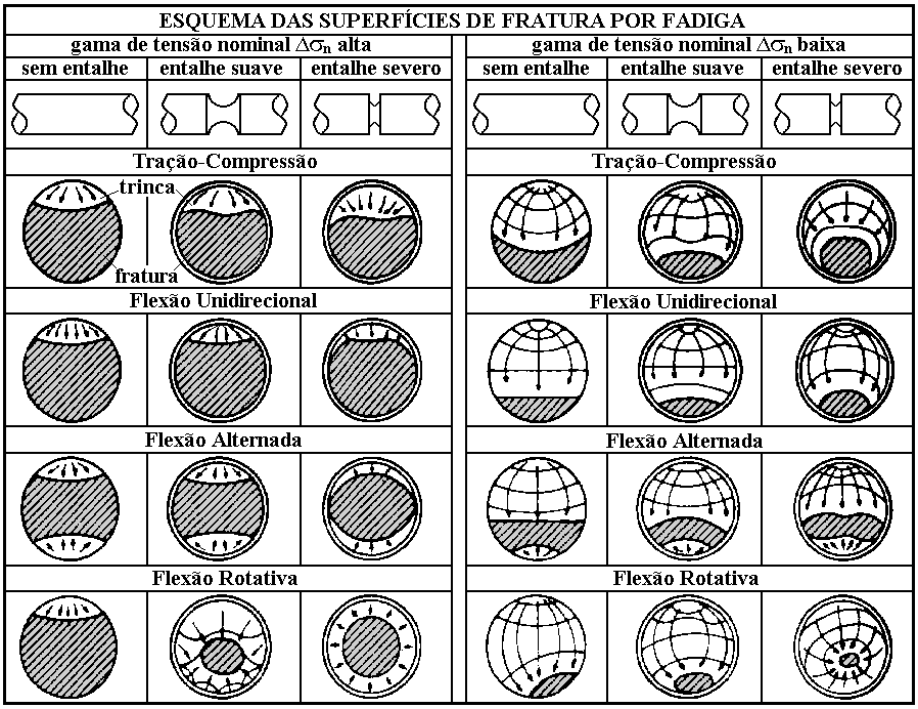
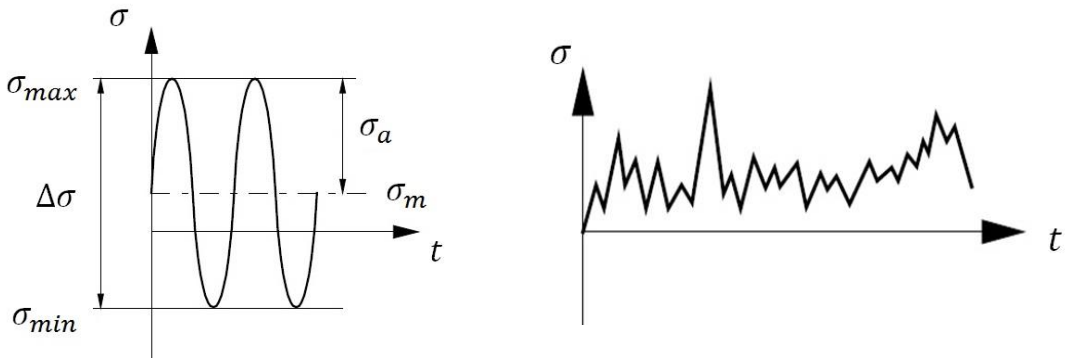


Figura 1. 2 – Tipos de superfície de fratura por fadiga

1.1.2. Carregamentos dinâmicos

Como definido anteriormente, a fadiga é um modo de falha causado pela aplicação de carregamentos variáveis ao longo do tempo, que podem ser periódicos ou aleatórios. Os carregamentos periódicos podem ser harmônicos ou não, sendo os harmônicos bem definidos através das tensões máxima (σ_{max}) e mínima (σ_{min}), como mostra a Figura 1. 3, adaptada de ROSA (2002).



(a) (b)

Figura 1. 3 – Carregamento: (a) periódico e harmônico; (b) aleatório

A partir das tensões máxima (σ_{max}) e mínima (σ_{min}) de um dado carregamento periódico harmônico, determina-se alguns parâmetros importantes para uma análise de fadiga, que são: amplitude de tensão (σ_a), tensão média (σ_m), gama de tensão ($\Delta\sigma$) e razão de carregamento (R), definidos pelas Equações a seguir.

$$\sigma_a = (\sigma_{max} - \sigma_{min})/2 \quad (1.\ 1)$$

$$\sigma_m = (\sigma_{max} + \sigma_{min})/2 \quad (1.\ 2)$$

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (1.\ 3)$$

$$R = \sigma_{min}/\sigma_{max} \quad (1.\ 4)$$

A tensão média influencia diretamente a vida em fadiga de um componente mecânico, sendo deletéria quando trativa e benéfica quando compressiva. Seu efeito é quantificado através dos diagramas σ_a x σ_m que apresentam pontos experimentais com a mesma vida, finita ou infinita, complementando as tradicionais curvas SN obtidas para $\sigma_m = 0$. A Figura 1. 4 apresenta, esquematicamente, um típico diagrama σ_a x σ_m para diferentes vidas em fadiga, ROSA (2002).

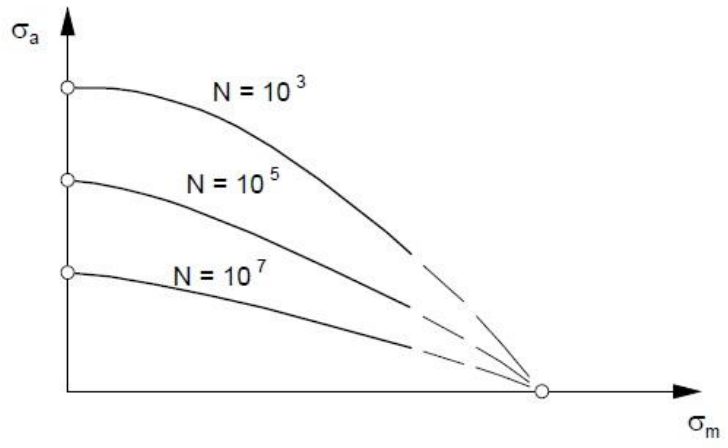


Figura 1. 4 – Típico diagrama σ_a x σ_m

Alguns critérios foram desenvolvidos para ajustar os pontos experimentais do diagrama σ_a x σ_m com o objetivo de incluí-los no dimensionamento à fadiga de peças e estruturas. Os critérios de Goodman e Gerber são os mais usados na prática, já que o proposto por Sorderberg é muito conservador. As Equações a seguir apresentam os critérios de Goodman, Gerber e Soderberg nessa ordem, onde $S(N)$ é a resistência à fadiga S para um determinado número de ciclos N, com $S(N) = S_L$ para $10^6 \leq N \leq 10^7$ para os materiais ferrosos por exemplo.

$$\sigma_a/S(N) + \sigma_m/S_{ut} = 1 \qquad (1.\ 5)$$

$$\sigma_a/S(N) + (\sigma_m/S_{ut})^2 = 1 \qquad (1.\ 6)$$

$$\sigma_a/S(N) + \sigma_m/S_y = 1 \qquad (1.\ 7)$$

1.1.3. Fadiga de baixo ciclo, alto ciclo e giga ciclo

A fadiga estrutural pode ser caracterizada pelo número de ciclos até a falha (N_f), sendo de baixo ciclo se $N_f \leq 10^3$ e de alto ciclo se $N_f > 10^3$, BUDYNAS *et al*. (2008). No entanto, se o tempo de vida esperado for maior do que 10^7, então a fadiga já é considerada de altíssimo ciclo (ou giga ciclo), podendo haver uma mudança no tipo de falha por fadiga do material, NICHOLAS (2006).

A fadiga de baixo ciclo está associada às vidas curtas, caracterizada pela presença de deformação plástica no ponto crítico da peça, o que reduz o número de ciclos necessários até a falha. Já a fadiga de alto ciclo está associada às vidas longas, caracterizada pelas deformações elásticas no ponto crítico da peça, mesmo majoradas por fatores de concentração de tensão (K_t), que levam a um grande número de ciclos até a falha.

A fadiga de altíssimo ciclo (ou giga ciclo) é caracterizada por um fenômeno descoberto recentemente. Observou-se que alguns materiais quando submetidos a um elevado número de ciclos, falhavam sob um nível de tensão abaixo do limite de fadiga previamente determinado, KAZYMYROVYCH (2010). Esse fenômeno é explicado pelo surgimento de trincas internas no material, após um número de ciclos suficientemente grande, devido à presença de inclusões e/ou defeitos internos que se propagam até a falha, NICHOLAS (2006). A Figura 1. 5, adaptada de NICHOLAS (2006), mostra o comportamento típico da resistência de materiais sujeitos à fadiga giga ciclo.

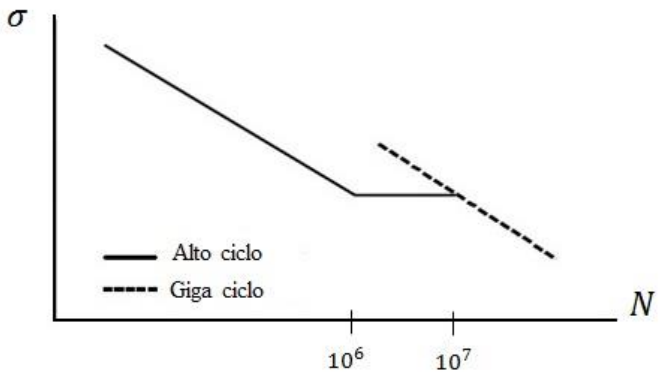


Figura 1. 5 – Curva σ x N para fadiga giga ciclo

1.2. Limite de fadiga

O limite de fadiga (S_L) é uma propriedade de alguns materiais muito importante para projetos de peças com requisitos de vida infinita, pois ele define uma tensão abaixo da qual o material não falha por fadiga, independente do número de ciclos de carregamento acumulado. Essa propriedade é obtida experimentalmente por meio de ensaios de fadiga, onde se determina o nível de tensão que não gera a falha dos corpos de prova após um número de ciclos consideravelmente grande, entre 10^6 e 10^7 para os materiais ferrosos, BUDYNAS *et al*. (2008). A Figura 1. 6, adaptada de ROSA (2002), apresenta o limite de fadiga em uma curva típica σ x N para fadiga de alto ciclo.

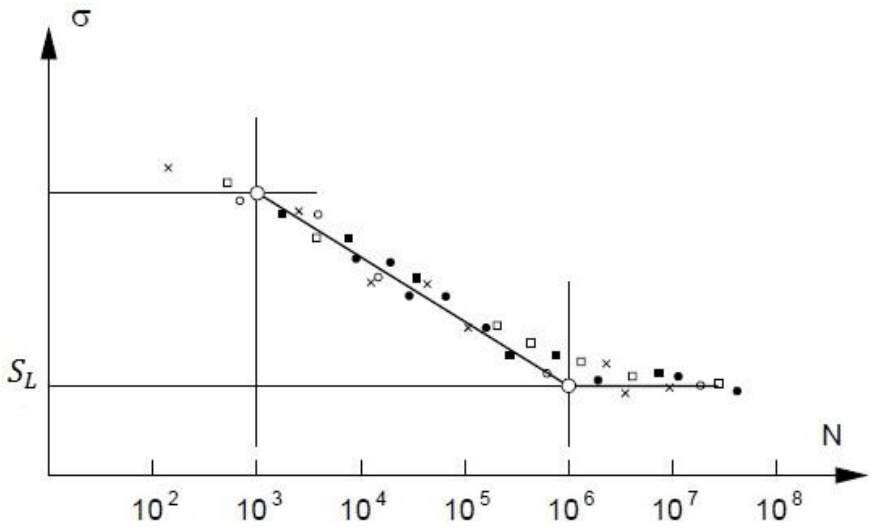


Figura 1. 6 – Limite de fadiga em uma curva σ x N

Embora o limite de fadiga seja determinado experimentalmente, ele pode ser estimado (S_{L-est}) por relações empíricas disponíveis na literatura. BUDYNAS *et al*. (2008) estima o S_L para um CP de aço padronizado sob flexão rotativa, em função do limite de resistência à tração do material S_{ut}, de acordo com as equações a seguir.

$$S_{L-est} = 0{,}5 \cdot S_{ut} \quad \text{se} \quad S_{ut} \leq 1400\text{MPa} \tag{1. 8}$$

$$S_{L-est} = 700\text{MPa} \quad \text{se} \quad S_{ut} > 1400\text{MPa} \tag{1. 9}$$

O limite de fadiga tradicionalmente determinado para vidas de alto ciclo pode não ser representativo para vidas de altíssimo ciclo, pois dependendo das condições microestruturais do material uma trinca pode nuclear e se propagar do interior para a superfície de uma peça, ao contrário do esperado (da superfície para o interior), mesmo sob tensões abaixo do S_L, NICHOLAS (2006). Dessa maneira, a determinação do limite de fadiga para vida de alto ciclo deve desconsiderar qualquer possibilidade de haver regime de carregamento em altíssimo ciclo.

O S_L determinado para um CP padronizado, polido, sem entalhes ou tensões residuais precisa ser adaptado para a sua utilização em projetos de peças reais. Nesses casos torna-se indispensável quantificar os efeitos dos detalhes da peça que possam influenciar localmente a vida em fadiga do seu ponto mais crítico, CASTRO *et al*. (2009). Esses efeitos são calibrados empiricamente sendo quantificados por diversos fatores que modificam o S_L, tanto para reduzi-lo quanto para aumentá-lo.

Os principais fatores de redução são o acabamento superficial, o gradiente de tensão no ponto crítico (composto por três fatores diferentes: tamanho, tipo de carregamento e sensibilidade ao entalhe), temperatura de trabalho e a dispersão dos dados, CASTRO *et al*. (2009). Fatores de ampliação também podem existir como, por exemplo, os associados às deformações residuais compressivas e ao efeito *coaxing*, fenômeno caracterizado pelo aumento da resistência mecânica e de fadiga dos materiais quando esses são submetidos a carregamentos cíclicos menores, porém próximos, do seu limite de fadiga, NICHOLAS (2006).

1.3. Métodos experimentais para determinação do S_L

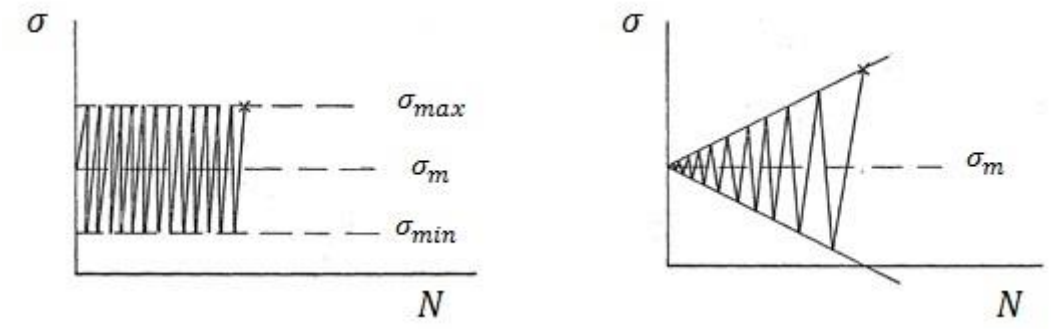
A determinação experimental do limite de fadiga nunca foi uma tarefa fácil, rápida e nem de baixo custo. Quando August Wöhler propôs os primeiros ensaios de fadiga em meados do século XIX demorava-se muito tempo para determinar o S_L, já que os ensaios eram feitos até a ruptura do corpo de prova, iniciando-se em uma elevada amplitude de tensão até se atingir um nível incapaz de promover a falha do corpo de prova.

Foi então que durante o século XX alguns pesquisadores desenvolveram técnicas experimentais para obter-se o limite de fadiga de maneira mais rápida, chamados de

métodos acelerados, como os desenvolvidos por Prot, Nixon e Risitano, que serão apresentados a seguir.

1.3.1. Método de Prot

Em meados da década de 40 Prot desenvolveu um método acelerado para se obter o limite de fadiga dos materiais, caracterizado principalmente pela aplicação de carregamentos alternados com amplitude crescente, ao invés de amplitude constante como proposto originalmente por August Wöhler. A Figura 1. 7, adaptada de D'HUY (1964), apresenta esses tipos de carregamento.



(a) (b)

Figura 1. 7 – Carregamento de amplitude: (a) constante; (b) variável

Sua premissa fundamental está baseada na condição de que o mecanismo de falha por fadiga é provocado pelo crescimento de trincas microscópicas e que pode ser expresso pelo número de ligações moleculares rompidas por ciclo de carregamento, além de ser proporcional ao acúmulo de tensões acima do limite de fadiga do material, D'HUY (1964).

A dedução do método de Prot pode ser feita com base na Figura 1. 8, adaptada de D'HUY (1964), que apresenta duas curvas de fadiga C_1 e C_2, com perfil hipoteticamente hiperbólico, que relacionam a tensão de fratura (σ_f) com o número de ciclos até a falha (N_f). A_1 é a área que representa o dano acumulado necessário para haver falha sob amplitude de tensão constante σ_{f1}, e A_2 representa o mesmo dano só que para amplitude de tensão crescente sob taxa de aumento (α), calculadas pelas equações a seguir, D'HUY (1964).

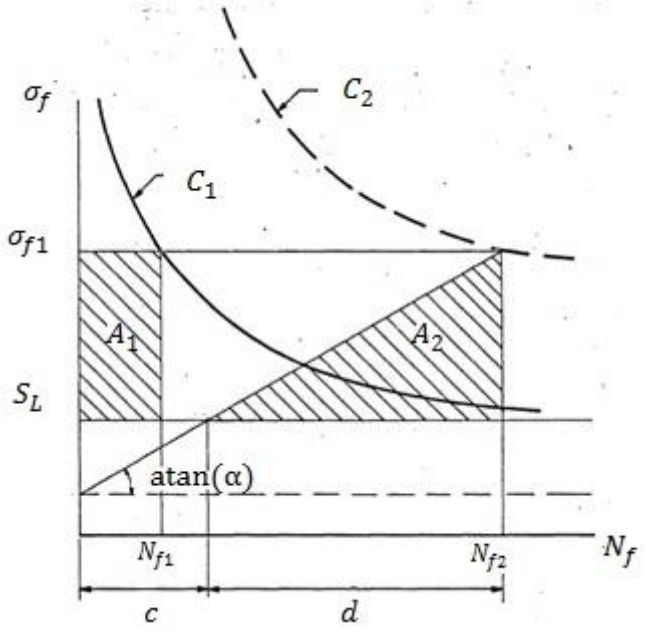


Figura 1. 8 – Dedução do método de Prot

$$A_1 = (\sigma_{f1} - S_L)N_{f1} \quad (1.\ 10)$$

$$\mathrm{A}_2 = {(\sigma_{f1} - S_L)d}/{2} \quad (1.\ 11)$$

Pela regra de Miner, o dano acumulado até a falha é o mesmo independente do tipo de carregamento, tornando $A_1 = A_2$. Desta forma:

$$(\sigma_{f1} - S_L)N_{f1} = {(\sigma_{f1} - S_L)d}/{2} \quad (1.\ 12)$$

$$d = 2N_{f1} \quad (1.\ 13)$$

Contudo, pela Figura 1. 8 determina-se a taxa de aumento de amplitude de tensão, correlacionando-a com o limite de fadiga S_L:

$$\alpha = {(\sigma_{f1} - S_L)}/{d} \quad (1.\ 14)$$

$$N_{f1} = {(\sigma_{f1} - S_L)}/{2\alpha} \quad (1.\ 15)$$

Com a hipótese adotada de que as curvas C_1 e C_2 possuem perfil hiperbólico, então o produto genérico σ_f x N é igual a uma constante K, representada pela Equação 1. 16.

$$K = (\sigma_f - S_L)N \quad (1.\ 16)$$

$$N = {K}/{(\sigma_f - S_L)} \quad (1.\ 17)$$

Igualando a Equação 1. 17 à 1. 15 e generalizando $\sigma_{f1} = \sigma_f$ e $N_{f1} = N$, então obtem-se que:

$${(\sigma_f - S_L)}/{2\alpha} = {K}/{(\sigma_f - S_L)} \quad (1.\ 18)$$

$$(\sigma_f - S_L)^2 = 2\alpha K \quad (1.\ 19)$$

$$\sigma_f = S_L + \overline{K}\sqrt{\alpha} \quad (1.\ 20)$$

Onde $\overline{K} = \sqrt{2K}$. A Equação 1. 20 mostra que a tensão de fratura σ_f varia linearmente com a raiz quadrada da taxa α. Além disso, ela mostra que o limite de fadiga é obtido quando $\sqrt{\alpha} = 0$, ou seja, com a interseção entre a reta e o eixo das ordenadas σ_f. A Figura 1. 9, adaptada de D'HUY (1964), mostra um exemplo de curva experimental obtida com o método de Prot.

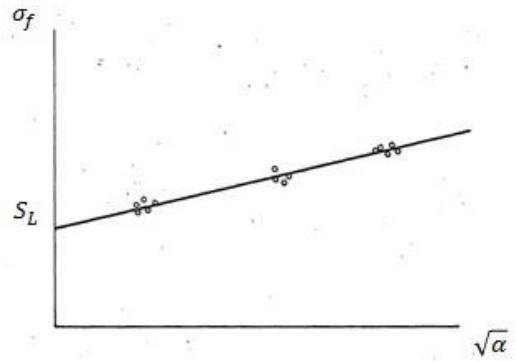


Figura 1. 9 – Curva σ_f x $\sqrt{\alpha}$

Para alguns materiais a relação σ_f x $\sqrt{\alpha}$ pode não se ajustar bem aos resultados experimentais, sendo necessário obter-se um novo expoente para a taxa α. Sendo assim, a Equação 1. 20 pode ser reescrita de forma generalizada pela Equação 1. 21, onde h é o parâmetro de ajuste dos resultados experimentais.

$$\sigma_f = S_L + \overline{K}\alpha^h \qquad (1.\ 21)$$

O carregamento aplicado nesse método inicia-se em uma amplitude de tensão de 60% a 70% do limite de fadiga estimado para o material (S_{L-est}), aumentando sob taxa constante α até a fratura do corpo de prova, sem haver plastificação (envelope de carregamento dentro do regime elástico $\sigma_a < S_y$). O procedimento deve considerar, no mínimo, três taxas diferentes α_1, α_2 e α_3 com $\alpha_1 < \alpha_2 < \alpha_3$, além de ensaiar de 10 a 20 corpos de prova por taxa, WEIBULL (1961).

Uma preocupação com esse método é o efeito *coaxing* que uma parte do carregamento pode causar, já que para taxas α muito pequenas o CP pode ficar sob σ_a menor, porém próximo do S_L por um tempo consideravelmente grande, gerarando um limite de fadiga para o material maior do que o real, POLLAK (2005).

1.3.2. Método de Nixon

O método desenvolvido por Nixon para se determinar o limite de fadiga é comumente chamado de *staircase* ou *up-and-down* e caracteriza-se basicamente por ser um método iterativo, no qual se aplica carregamentos com amplitude constante e

próximos do S_{L-est} para o material. Ele é muito utilizado para comparar o limite de fadiga obtido com outras técnicas, como feito em LIPSKI (2016), HOU *et al*. (2014), CURÀ *et al*. (2005), LA ROSA *et al*. (2000) e LUONG (1998).

O primeiro CP é ensaiado sob uma dada amplitude de tensão σ_{a1} e, caso quebre independente do número de ciclos acumulados, o próximo é ensaiado sob uma amplitude de tensão σ_{a2} menor do que a anterior e diferindo por um incremento de amplitude de tensão s. No entanto, se ele não quebrar após atingir um número de ciclos consideravelmente grande, $10^6 < N < 10^7$ por exemplo, o próximo é então ensaiado sob σ_{a2} maior e diferindo do mesmo incremento s, e assim sucessivamente, NICHOLAS (2006). As Equações 1. 22 e 1. 23 resumem o método proposto por Nixon, nas quais k é um contador real e inteiro com $k > 1$ e que representa a posição sequencial de cada CP após todos os ensaios.

$$\sigma_{ak} = \sigma_{ak-1} + \text{s} \qquad \text{se} \qquad CP_{k-1} \text{ não quebrar} \tag{1. 22}$$

$$\sigma_{ak} = \sigma_{ak-1} - s \qquad \text{se} \qquad CP_{k-1} \text{ quebrar} \tag{1. 23}$$

A Figura 1. 10, adaptada de ZHAO *et al*. (2008), apresenta um típico gráfico traçado com os resultados obtidos pelo método de Nixon, com o eixo das ordenadas representando a amplitude de tensão σ_a e o eixo das abcissas o número sequencial de cada corpo de prova ensaiado CP_{k-1}, do primeiro (CP_1) ao último (CP_{15}).

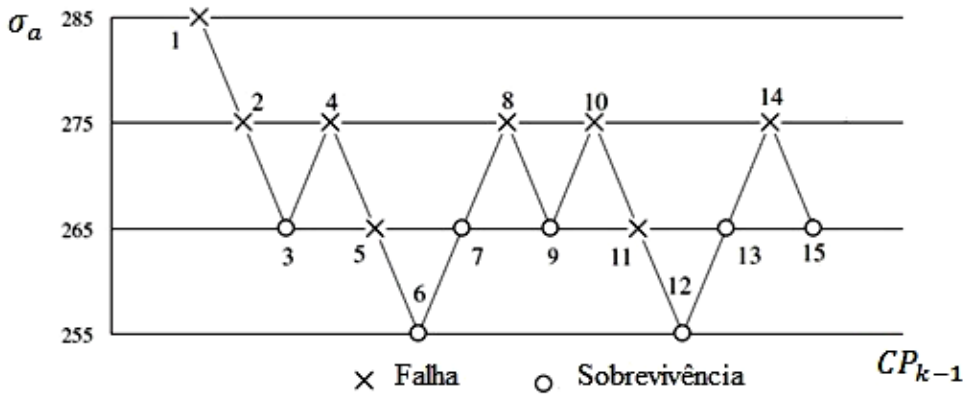


Figura 1. 10 – Gráfico obtido com o método *staircase*

A Figura 1. 11 apresenta um fluxograma resumido do método *staircase*, onde F_1 e F_2 são constantes reais com $0 < F_1 < 1$ e $F_2 > 1$; F representa uma sentença falsa e V uma verdadeira; Q um corpo de prova que quebrou e NQ um que não quebrou; n_T o número total de corpos de prova ensaiados.

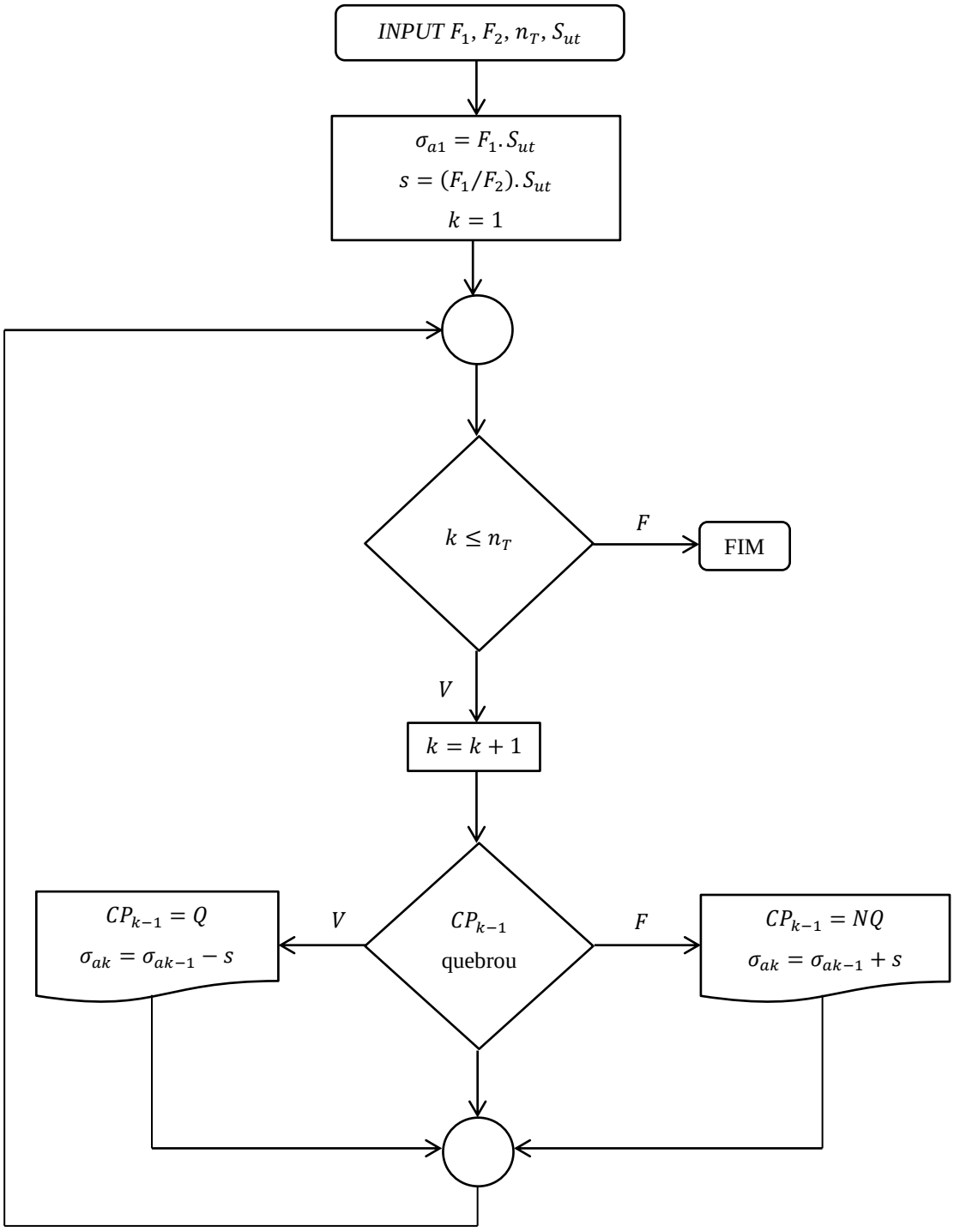


Figura 1. 11 – Fluxograma do método *staircase*

LEE *et al*. (2001) faz uma recomendação de que deve ser ensaiado, no mínimo, 15 corpos de prova com o método *staircase*. Isso é fundamental para uma boa precisão do método, pois após os ensaios serem realizados um procedimento estatístico desenvolvido por Dixon e Mood é implementado sobre os resultados para se calcular o valor médio do limite de fadiga e seu desvio padrão associado.

O método estatístico assume que o limite de fadiga segue uma distribuição normal e considera para efeito de cálculo somente os resultados dos ensaios que falharam ou os que não falharam (sobreviveram), escolhendo pelo evento menos frequente (EMF), POLLAK (2006). Se o evento menos frequente for a falha dos corpos de prova, $EMF = 0$, então os carregamentos aplicados estão bem próximos do limite de fadiga do material e a estatística é menos conservadora. Mas se o evento menos frequente for a sobrevivência, $EMF = 1$, então os carregamentos podem estar um pouco distantes do S_L (talvez por causa do incremento s escolhido) e então a estatítica é mais conservadora.

As amplitudes de tensão σ_a espaçadas igualmente pelo incremento s escolhido, são numeradas como σ_{ai} onde i é um contador real e inteiro com $i \geq 0$, que representa as amplitudes de tensão em ordem crescente, ou seja, σ_{a0} representa a menor amplitude utilizada nos ensaios. Chamando de n_i o número de eventos menos frequentes ocorridos sob amplitude de tensão σ_{ai}, quatro parâmetros são calculados de acordo com as equações a seguir.

$$P_1 = \sum n_i \tag{1. 24}$$

$$P_2 = \sum i n_i \tag{1. 25}$$

$$P_3 = \sum i^2 n_i \tag{1. 26}$$

$$P_4 = {(P_1 P_3 - P_2^2)}\Big/{P_1^2} \tag{1. 27}$$

A equação que estima o valor médio do limite de fadiga (μ_{S_L}) pelo método estatístico de Dixon e Mood depende do evento menos frequente e está representada pelas Equações 1. 28 e 1.29.

$$\mu_{S_L} = \sigma_{a0} + s\left({}^{P_2}/_{P_1} + {}^{1}/_{2}\right) \qquad \text{se} \qquad EMF = 0 \qquad (1.\ 28)$$

$$\mu_{S_L} = \sigma_{a0} + s\left({}^{P_2}/_{P_1} - {}^{1}/_{2}\right) \qquad \text{se} \qquad EMF = 1 \qquad (1.\ 29)$$

A Equação que estima o desvio padrão (ω_{S_L}) associado à média calculada para o limite de fadiga depende do resultado do parâmetro P_4 e está representada pelas Equações 1. 30 e 1. 31.

$$\omega_{S_L} = 1{,}62s(P_4 + 0{,}029) \qquad \text{se} \qquad P_4 \geq 0{,}3 \qquad (1.\ 30)$$

$$\omega_{S_L} = 0{,}53s \qquad \text{se} \qquad P_4 < 0{,}3 \qquad (1.\ 31)$$

Dessa maneira, o limite de fadiga determinado segundo o método desenvolvido por Nixon (S_{LN}) utilizando a estatística proposta por Dixon e Mood, é representado pela Equação 1. 32.

$$S_{LN} = \mu_{S_L} \pm \omega_{S_L} \qquad (1.\ 32)$$

A Figura 1. 12 apresenta um fluxograma com a estatística desenvolvida por Dixon e Mood para ser aplicada aos resultados experimentais do método *staircase*.

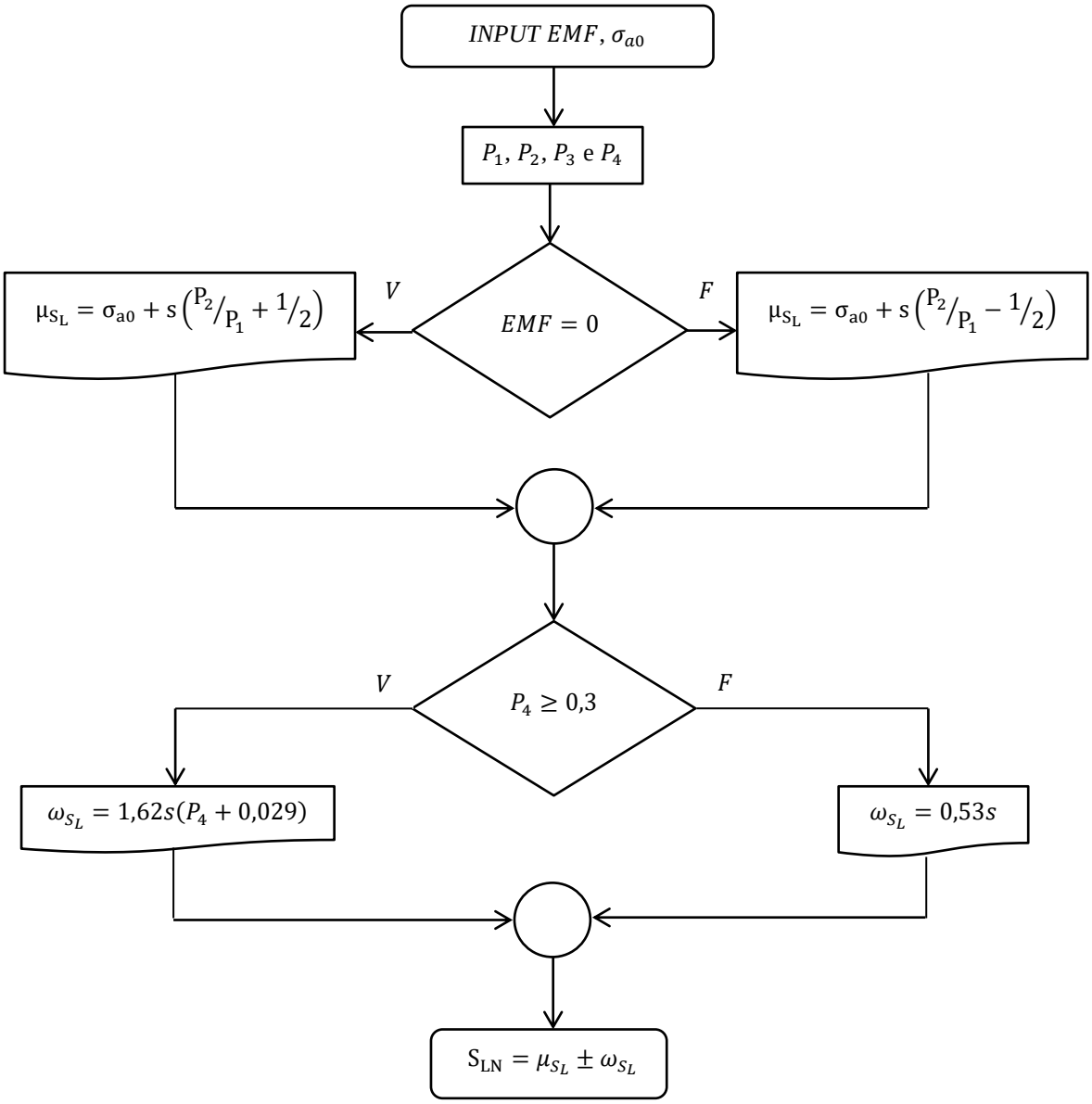


Figura 1. 12 – Fluxograma da estatística de Dixon e Mood

1.3.3. Método de Risitano

No final do século XX Risitano propôs uma nova metodologia para se determinar o limite de fadiga dos materiais, analisando a variação da temperatura gerada na superfície de corpos de prova submetidos a carregamentos cíclicos, RISITANO *et al*. (2000). A principal característica desse método é fornecer resultados confiáveis, utilizando poucos corpos de prova e sendo implementado em um tempo muito curto quando comparado aos demais.

Sabe-se que pelas leis da termodinâmica, todo material quando submetido a um carregamento tem sua temperatura modificada devido à movimentação das redes critalinas, seja elasticamente ou plasticamente. No caso de materiais isotrópicos, homogêneos e sob condição adiabática, essa variação de temperatura (ΔT) é diretamente proporcional à soma das tensões principais atuantes (σ_1, σ_2 e σ_3), representada pela Equação 1. 33. Essa variação é tão maior quanto maior for a soma das tensões principais em relação ao limite de fadiga do material, CRUPI (2015).

$$\Delta T = \frac{\alpha_l \cdot T_0}{\rho \cdot c_p}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \qquad (1.\ 33)$$

Na Equação 1. 33 α_l é o coeficiente linear de expansão térmica, T_0 é a temperatura inicial do corpo de prova, ρ é a massa específica do material e c_p é o calor específico do material à pressão constante.

A termografia é uma técnica experimental utilizada para a medição de temperatura através da captação de radiação infravermelha com câmeras termográficas, já que todo corpo com temperatura acima do zero absoluto emite radiação. A emissividade (γ) de um corpo varia de 0 a 1, onde 1 é a emissividade associada ao corpo negro, caracterizado pela sua capacidade de absorver e emitir a máxima radiação num dado comprimento de onda e a uma dada temperatura, GAUSSORGUES (2009).

A emissividade dos materiais depende basicamente de duas variáveis: o comprimento de onda (λ) e a temperatura (T). A variação da emissividade com λ é pequena em materiais sólidos, ao contrário do que acontece em líquidos e gases. Em geral, os materiais metálicos têm emissividade alta e que cresce rapidamente com o aumento da temperatura. A Tabela 1. 1 apresenta valores típicos de emissividade para alguns materiais, obtidos em GAUSSORGUES (2009).

Tabela 1. 1 – Valores típicos de emissividade para alguns materiais

Material	$\boldsymbol{T}$ (°$\boldsymbol{C}$)	$\boldsymbol{\gamma}$
Ouro polido	100	0,03
Alumínio polido		0,05
Ferro oxidado		0,64
Aço polido		0,07
Lâmpada negra	20	0,95
Papel branco		0,93
Madeira		0,88 – 0,93
Vidro polido		0,98

Durante um carregamento cíclico, certa quantidade de energia é gasta para promover microdeformações plásticas no material, principalmente na ponta de trincas, provocando uma variação de energia interna por unidade de volume (ΔE_i). Parte dessa energia é armazenada pelo material e outra é dissipada em forma de calor, que se manifesta através da variação de temperatura. Essa variação de energia interna pode ser estimada através da Equação 1. 34, onde c_v é o calor específico do material a volume constante.

$$\Delta E_i = c_v \cdot \rho \int_0^{N_f} T(N) dN \qquad (1.\ 34)$$

Se c_v e ρ forem constantes, então a variação da energia interna por unidade de volume para um mesmo material é definida pelo parâmetro energético Φ, que representa a soma da variação de temperatura no ponto crítico do material ao longo dos ciclos de carregamento, calculado pela Equação 1. 35.

$$\Phi = \int_0^{N_f} T(N) dN \qquad (1.\ 35)$$

A Figura 1. 13, adaptada de LIPSKI (2016), mostra uma curva T x N para uma dada amplitude de tensão, com o parâmetro energético Φ sendo representado pela área sob toda curva. Esse parâmetro define a quantidade de energia por unidade de volume

necessária para levar o material à falha por fadiga. A figura também define o parâmetro φ que representa parte do parâmetro Φ, associado a um número de ciclos menor do que N_f.

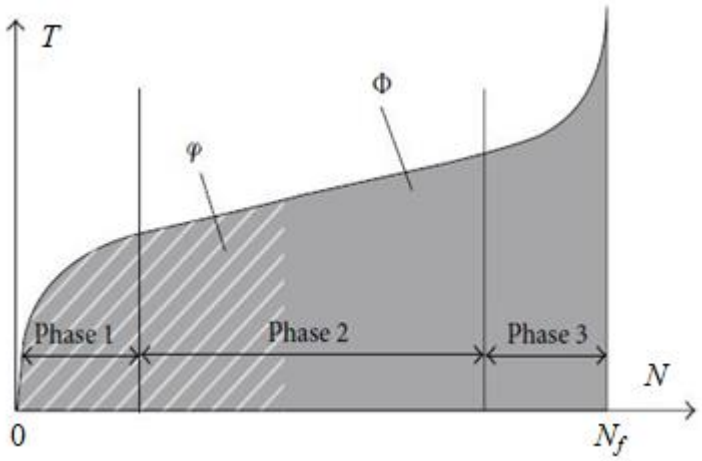


Figura 1. 13 – Parâmetros energéticos Φ e φ

O método proposto por Risitano se baseia na hipótese de que a falha por fadiga ocorre quando a energia dissipada atinge um valor limite ($\Delta E_i = E_l$), caracterísitco de cada material, FARGIONE *et al.* (2004). Essa hipótese permite correlacionar um fenômeno interno do material, associado à geração e propagação de trincas, com um consequente efeito externo, associado à variação de temperatura, já que o dano por fadiga é um processo de dissipação de energia, HOU (2014). A Figura 1. 14, adaptada de LIPSKI (2016), mostra perfis de variação da temperatura na superfície de um corpo de prova durante um carregamento cíclico T x N.

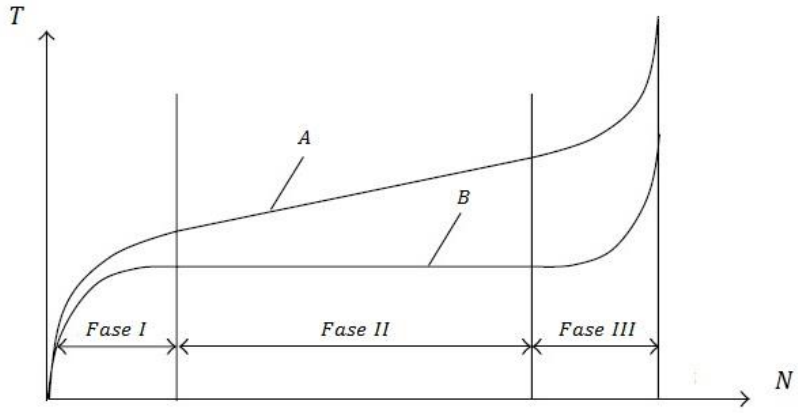


Figura 1. 14 – Perfil T x N

A Figura 1. 14 apresenta as três fases que definem o comportamento térmico da superfície de um corpo de prova sujeito à fadiga. A Fase I caracteriza-se pelo aumento da temperatura, do início do ensaio até a redução da sua taxa $\partial T/\partial N_I$, FARGIONE *et al.* (2002). A Fase II é definida pela estabilização da temperatura como mostra a curva *B*, ou pela constante taxa de aumento de temperatura $\partial T/\partial N_{II}$ como mostra a curva *A*. Por fim, a Fase III é caracterizada pelo aumento abrupto da taxa de variação de temperatura $\partial T/\partial N_{III}$ até a fratura final.

Dependendo da amplitude de tensão, a curva T x N translada tanto no eixo N quanto no T, reduzindo a variação de temperatura e aumentando o número de ciclos até a falha para tensões cada vez mais próximas do limite de fadiga. Em casos onde $\sigma_a < S_L$ a temperatura não varia ou varia muito pouco, gerando $\partial T/\partial N_I = \partial T/\partial N_{II} = \partial T/\partial N_{III} \approx 0$ que representa a não geração de dano por fadiga, como é o caso da tensão σ_4 apresentada na Figura 1. 15, adaptada de FARGIONE *et al*. (2002).

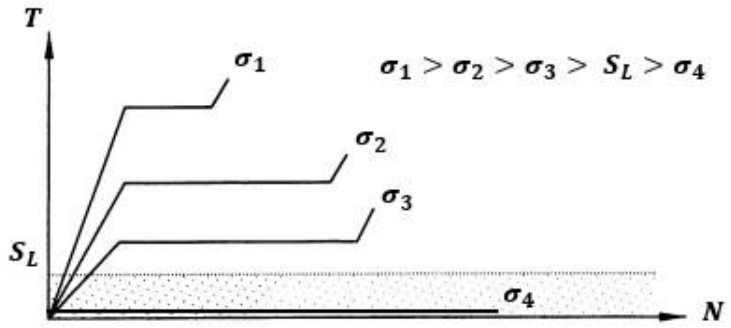


Figura 1. 15 – Perfil T x N para diferentes níveis de tensão

A partir do perfil de temperatura que varia em função do carregamento e do número de ciclos $T = f(\sigma_a, N)$, Risitano propôs avaliar somente a Fase I para diferentes amplitudes de tensão σ_a com um mesmo corpo de prova. Com o objetivo de determinar a região de transição não dano → dano ($\sigma_a < S_L \rightarrow \sigma_a \geq S_L$), ele correlacionou ΔT_I x σ_a e $\partial T/\partial N_I$ x σ_a, onde ΔT_I é a variação de temperatura no final da Fase I, calculada pela Equação 1. 36, onde T_I é a temperatura no final da Fase I e T_0 é a temperatura do corpo de prova no início do ensaio.

$$\Delta T_I = T_I - T_0 \qquad (1.\ 36)$$

Risitano observou que as relações ΔT_I x σ_a e $\partial T/\partial N_I$ x σ_a possuem um perfil aproximadamente bilinear, com inclinações $\partial(\Delta T_I)/\partial\sigma_a$ e $\partial(\partial T/\partial N_I)/\partial\sigma_a$ bastante diferentes, caracterizando uma região de transição não dano → dano, uma vez que ao ser carregado sob $\sigma_a \geq S_L$ a temperatura do material aumenta significativamente devido ao processo de plasticidade cíclica causado por fadiga (LA ROSA, 2000). Dessa forma, o limite de fadiga deve ser calculado pela interseção da reta de maior inclinação com o eixo das abcissas onde $\Delta T_I = 0$ e $\partial T/\partial N_I = 0$. A Figura 1. 16 apresenta um fluxograma com o método de Risitano, onde F_1, F_2 e k são os mesmos parâmetros utilizados no método *staircase*.

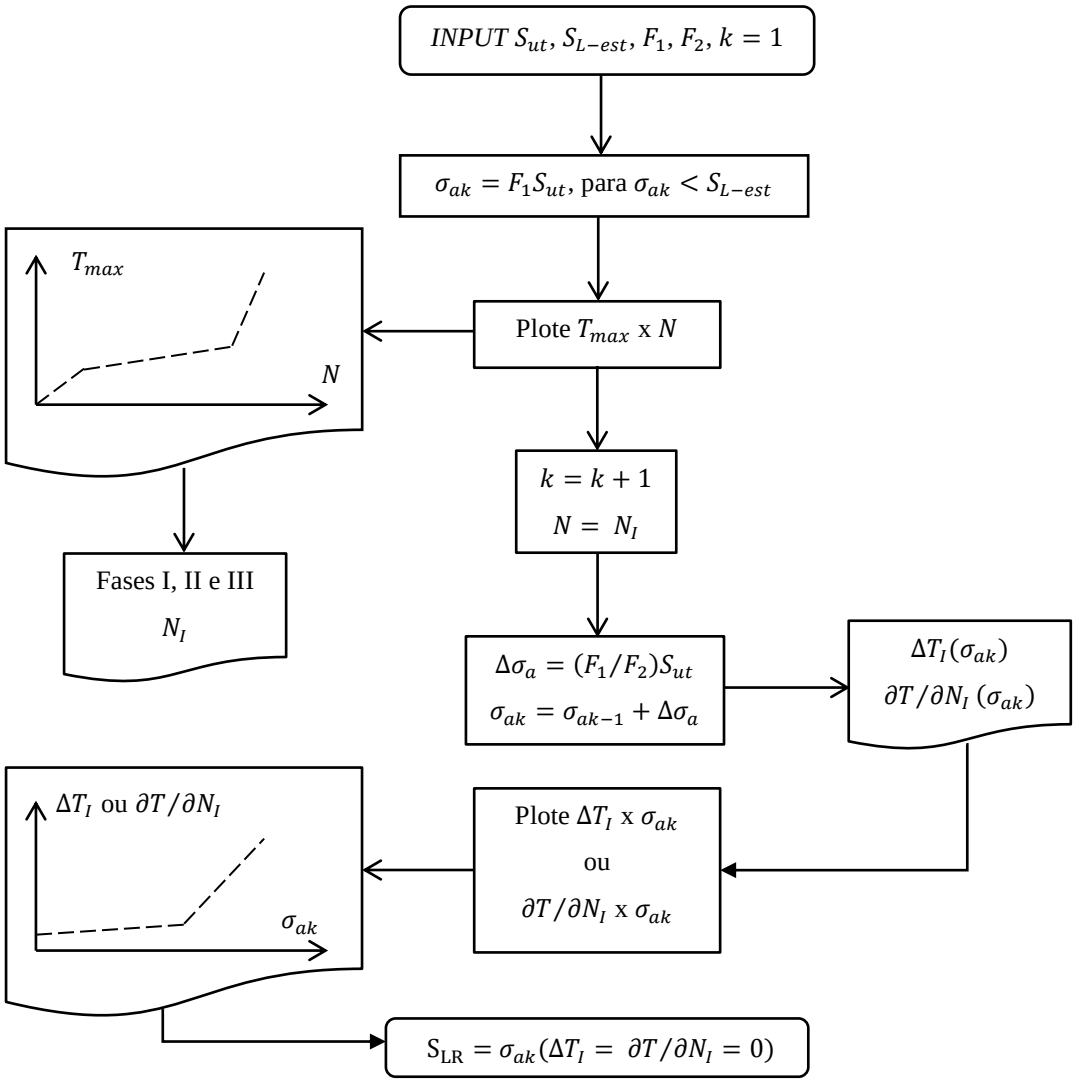


Figura 1. 16 – Fluxograma do método de Risitano

Embora a taxa de variação de temperatura seja diretamente proporcional à frequência de carregamento (f), a determinação experimental do limite de fadiga através do método termográfico aparentemente não é afetada por essa variável, como mostrou FARGIONE *et al*. (2017) que, mesmo variando a frequência de carregamento, o limite de fadiga obtido se manteve constante.

Após o início do uso da termografia na predição do limite de fadiga dos materiais, ela vem sendo implementada na determinação de outros parâmetros importantes. FARGIONE *et al*. (2004) e LIPSKI (2016) utilizaram a termografia para determinar curvas SN; MENEGHETTI *et al*. (2016) determinou a resistência à fadiga de corpos de prova entalhados; RISITANO *et al*. (2010) determinou o dano acumulado por fadiga utilizando o parâmetro energético Φ e CHHITH *et al*. (2017) determinou a iniciação de trincas pelo mecanismo de fadiga-fricção.

Além de materiais metálicos, atualmente a termografia também vem sendo utilizada em ensaios de compósitos e materiais não metálicos. KORDATOS *et al*. (2013) utilizou essa técnica para determinar o limite de fadiga de um compósito de alumínio em matriz cerâmica; ADAM *et al*. (2017) e PALUMBO *et al*. (2016) determinaram o limite de fadiga de um compósito em matriz polimérica reforçada com fibra de vidro e GORNET *et al*. (2013) utilizou a termografia para determinar o limite de fadiga de um compósito em matriz epóxi com reforço em fibra de carbono.

O próximo capítulo apresenta as propriedades mecânicas do aço carbono utilizado, define a geometria dos corpos de prova e os devidos cuidados que foram tomados para garantir boa repetibilidade dos resultados; trata da máquina de flexão rotativa utilizada nos ensaios de fadiga e apresenta todos os parâmetros considerados nos métodos termográfico e *staircase*, tais como: número de corpos de prova, frequência de carregamento, critérios de análise, amplitudes de tensão, entre outros.

2. Materiais e Métodos

Esse capítulo apresenta os recursos e métodos experimentais utilizados na obtenção do limite de fadiga de um aço carbono.

2.1. Caracterização do material

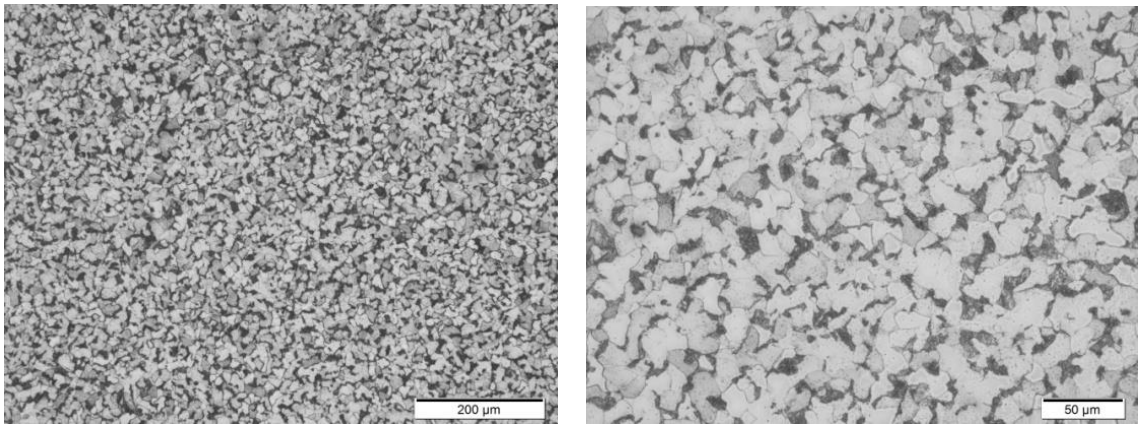
O material utilizado nesse trabalho foi um aço carbono obtido em barras cilíndricas trefiladas a frio, todas do mesmo lote de fabricação para minimizar a dispersão dos resultados. As propriedades mecânicas à tração foram informadas pelo fornecedor da matéria-prima e estão apresentadas na Tabela 2. 1.

Tabela 2. 1 – Propriedades mecânicas à tração

Corpo de Prova	S_y **(MPa)**	S_{ut} **(MPa)**	AL **(%)**	RA **(%)**
1	590	680	14,5	48,5
2	535	635	-	51,5
3	605	685	-	50,5

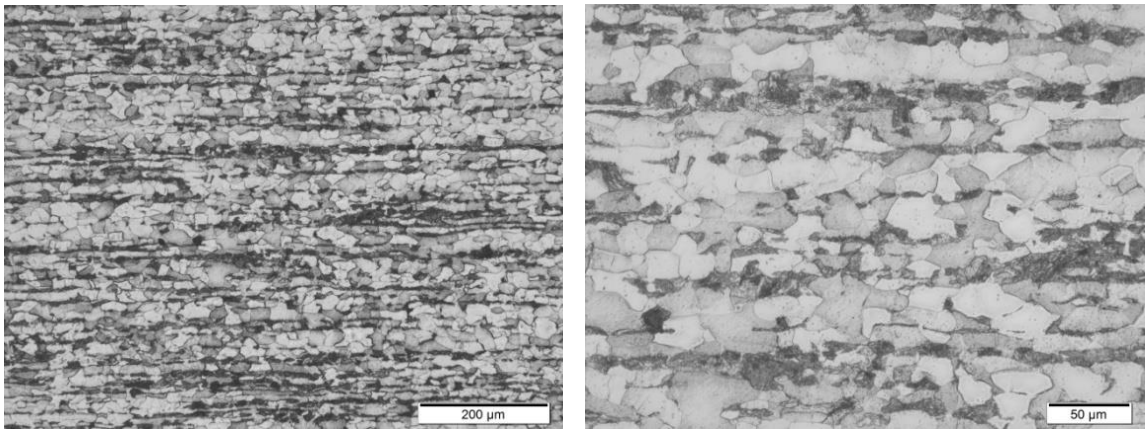
A Tabela 2. 1 mostra que foram utilizados três corpos de prova para se determinar as propriedades mecânicas à tração do material e que os resultados obtidos variaram ligeiramente entre si. Dessa maneira, adotou-se a premissa de se utilizar o valor médio de cada propriedade, quando necessário. Além disso, os valores apresentados correspondem aos de barras de aço do tipo AISI 1045 trefiladas com acabamento a frio, ASM HANDBOOK (1990).

Esse elevado nível de resistência pode ser explicado pelo encruamento da microestrutura gerado pelo processo de trefilação a frio, que diminui o espaço interlamelar e acumula discordâncias. Para confirmar essa hipótese, microscopias ópticas (MO) foram realizadas em amostras das seções transversal e longitudinal da barra trefilada, como mostram as Figuras 2. 1 e 2. 2.



(a) (b)

Figura 2. 1 – MO da seção transversal: (a) 200X; (b) 500X



(a) (b)

Figura 2. 2 – MO da seção longitudinal: (a) 200X; (b) 500X

A micrografia óptica da seção transversal mostra uma microestrutura composta de ferrita e perlita com grãos não equiaxiais, típica de aços C-Mn comuns, como mostra a Figura 2. 1. Na seção longitudinal observa-se a ocorrência de um bandeamento microestrutural típico de peças trefiladas ou laminadas com uma orientação preferencial dos grãos na direção de trefilação ou laminação, como mostra a Figura 2. 2.

Em função do elevado nível de resistência mecânica que o material apresenta, espera-se um limite de fadiga também elevado, já que são propriedades que se relacionam fortemente.

2.2. Projeto do corpo de prova

Todos os ensaios de fadiga foram realizados em flexão rotativa numa máquina tipo *cantilever*, modelo RBF-200, que requer corpos de prova cilíndricos com algumas dimensões pré-definidas. Com o objetivo de padronizar os ensaios utilizou-se a norma ASTM E466 (2015) para definir a geometria do CP com raio constante entre as extremidades (R') para reduzir o efeito de concentração de tensão e garantir a seção média como sendo a mais crítica. A Figura 2. 3 apresenta a geometria do corpo de prova e suas dimensões.

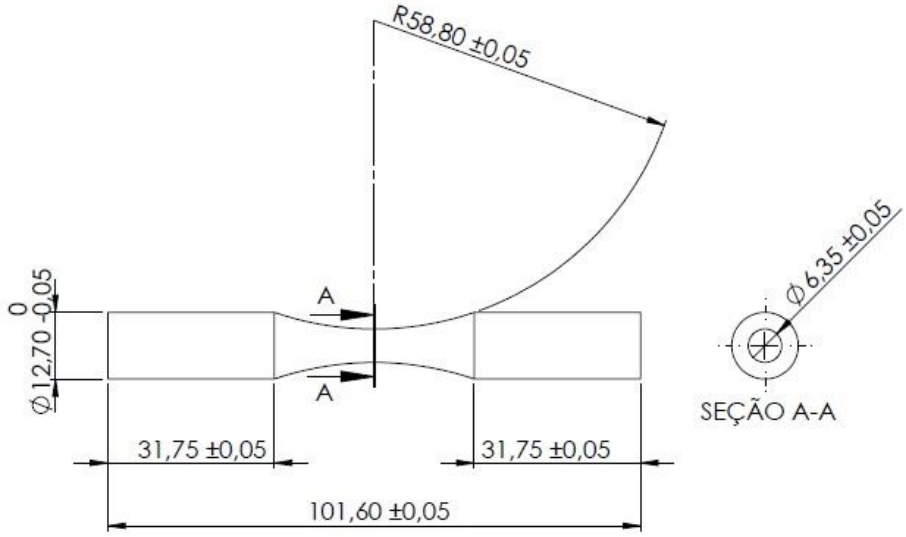


Figura 2. 3 – Geometria dos corpos de prova (dimensões em mm)

Alguns cuidados foram tomados durante o processo de fabricação dos corpos de prova de modo a garantir resultados com repetibilidade e confiabilidade, como recomendado pela ASTM E466 (2015). Eles foram usinados em torno CNC para aumentar a repetibilidade dimensional, controlando cuidadosamente os avanços de corte principalmente nos passes finais, a fim de evitar marcas indesejáveis na superfície do CP além de tensões residuais que poderiam afetar o resultado do S_L.

O passe final de usinagem foi definido de modo a garantir boa rugosidade na região central do CP, com repetibilidade. Três alternativas foram testadas: usinagem rápida, lenta e rápida com lixamento manual posterior. A Tabela 2. 2 apresenta a rugosidade média R_a medida na região de interesse (central) para cada uma das alternativas avaliadas.

Tabela 2. 2 – Rugosidade média

Alternativa	$\boldsymbol{R_a}$ **(**$\boldsymbol{\mu m}$**)**
Usinagem rápida	1,889
Usinagem lenta	0,782
Usinagem rápida com lixamento posterior	0,842

Nota-se que a usinagem rápida apresentou uma rugosidade média maior do que duas vezes as obtidas com as demais alternativas, sendo descartada. Embora a usinagem lenta tenha sido ligeiramente melhor, a rugosidade obtida por ela foi praticamente a mesma obtida na usinagem rápida com lixamento posterior. Contudo, por uma questão de repetibilidade, decidiu-se realizar o último passe com uma usinagem lenta, já que o processo de lixamento manual dependeria muito do operador, o que poderia causar variação de acabamento entre os corpos de prova fabricados. A Figura 2. 4 mostra o corpo de prova após todo processo de usinagem e acabamento.



Figura 2. 4 – Corpo de prova utilizado

Por fim, nenhum tipo de tratamento térmico ou superficial foi realizado nos corpos de prova, antes ou após usinagem, mantendo-os na condição de fabricação das barras. Depois de fabricados, todos os CP_s foram embalados a vácuo e mantidos em um ambiente com temperatura e umidade controladas para evitar qualquer tipo de dano capaz de alterar os resultados experimentais, como pontos de corrosão por exemplo.

2.3. Verificação do funcionamento da máquina de ensaio

Em qualquer procedimento experimental é fundamental que se tenha controle das variáveis que influenciam os resultados. Em um ensaio de fadiga uma dessas variáveis é o carregamento imposto pela máquina sobre o corpo de prova, uma vez que

o cálculo das tensões depende desse dado e está diretamente associado à previsão de vida/dano.

Como já definido anteriormente, todos os ensaios de fadiga foram realizados numa máquina de flexão rotativa, modelo RBF-200. Seu funcionamento se dá pela aplicação de um momento fletor (M) sobre o CP através do posicionamento de uma massa móvel sobre uma régua graduada em unidade $lbf.in$ ($N.m$ no SI). Essa posição indica o valor de M atuante na seção crítica do CP (seção média) de tal forma que, para se ajustar a amplitude de tensão, bastar posicionar a massa na posição do momento fletor associado.

A Equação 2. 1 correlaciona a amplitude de tensão σ_a com o momento fletor M, onde d é o diâmetro da seção crítica do corpo de prova que, nesse trabalho, é igual a $6{,}35mm$. Ela desconsidera o concentrador de tensão por ser extremamente pequeno e desprezível para as dimensões do corpo de prova.

$$\sigma_a = {}^{32M}/_{\pi d^3} \qquad (2.\ 1)$$

A Figura 2. 5 apresenta a máquina RBF-200 utilizada nos ensaios, além de mostrar um exemplo de posicionamento da massa sobre a régua graduada no momento fletor $M = 40lbf.in$ ($4{,}52N.m$ no SI, utilizando a relação $1lbf.in = 0{,}113N.m$).



(a)



(b)

Figura 2. 5 – Máquina RBF-200: (a) vista geral; (b) posição da massa

Por ter sido fabricada há algumas décadas, decidiu-se fazer uma simples verificação comparando o carregamento efetivamente aplicado sobre o CP com o previsto pelo posicionamento da massa sobre a régua. Além disso, verificou-se também o contador de ciclos (modelo analógico), já que esse é outro dado importantíssimo na previsão de vida/dano à fadiga. O APÊNDICE A apresenta como essas verificações foram feitas e os resultados obtidos.

2.4. Parâmetros de Nixon (*Staircase*)

Tanto o ensaio de Nixon quanto o de Risitano foram realizados com base na razão entre a amplitude de tensão e o limite de resistência à tração do material σ_a/S_{ut}, para que os níveis de carregamento impostos fossem facilmente correlacionados com essa propriedade mecânica do material, e com uma frequência $f = 8500rpm$ ($\approx 140Hz$), um pouco menor do que a máxima admissível pelo frabricante do motor ($10000rpm$).

No total, 25 corpos de prova foram ensaiados com método de Nixon. O primeiro carregamento foi de $\sigma_a/S_{ut} = 40\%$, uma estimativa razoável justificada pelo bom

acabamento superficial dos corpos de prova. O incremento de amplitude de tensão utilizado foi $s = \Delta\sigma_a/S_{ut} = 2\%$, ou seja, 5% da estimativa inicial.

Considerou-se o critério mínimo de $N_\infty = 5{,}0{\cdot}10^6$ ciclos, um valor entre 10^6 e 10^7, para caracterizar a vida infinita de um corpo de prova durante o ensaio. Esse valor foi definido em função da frequência de rotação da máquina e da disponibilidade de funcionamento do laboratório de aproximadamente $10h$ por dia. Além disso, todo corpo de prova com vida $N \geq N_\infty$ foi inspecionado visualmente e, caso apresentasse trincas superficiais, seria considerado como falha ao invés de sobrevivência.

Os principais parâmetros que demandam tempo para o método de Nixon ser implementado são a quantidade total de corpos de prova utilizados (n_T) e o número de ciclos escolhido para caracterizar vida infinita (N_∞). Por conta disso, estudos de sensibilidade desses parâmetros no cálculo do limite de fadiga foram realizados, a fim de se ter mais precisão nos resultados obtidos e uma possível redução de tempo em ensaios futuros.

2.5. Parâmetros de Risitano

A variação de temperatura gerada na superfície dos corpos de prova durante os ensaios de fadiga foi monitorada e gravada continuamente por uma câmera infravermelha, modelo FLIR® A320, com resolução de 320 x 240 pixels, frequência de aquisição de dados de $30Hz$ e sensibilidade de temperatura de $30mK$. As gravações feitas pela câmera foram analisadas posteriormente através do software $ResearchIR^®$ também da FLIR.

Com o objetivo de melhorar o desempenho de leitura da câmera um pano preto foi utilizado para cobrir tanto a máquina de flexão rotativa quanto o sistema de aquisição de dados para minimizar a troca térmica com o meio, além de manter o ar condicionado e as luzes desligados durante todo o tempo de ensaio, como mostra a Figura 2. 6. Além disso, a superfície da região central do CP foi pintada de preto para aumentar sua emissividade, como mostra a Figura 2. 7.



(a) (b)

Figura 2. 6 – Sistema de aquisição: (a) sem pano; (b) com pano.



Figura 2. 7 – Região central do CP pintada de preto

No total, 9 corpos de prova foram ensaiados. Inicialmente foi caracterizado o perfil de temperatura na superfície de 4 corpos de prova sob amplitudes de tensão diferentes até a falha ($\sigma_a/S_{ut} = 52\%, 54\%, 56\%$ e 60%), com o objetivo de determinar as três fases térmicas e o número de ciclos associado à primeira (N_I).

Em seguida, outros 5 corpos de prova foram ensaiados sob um mesmo envelope de carregamento composto por diferentes amplitudes de tensão, cada uma sendo implementada durante um número de ciclos suficiente para atingir o final da Fase I ($N \approx N_I$) ao invés de levar os CPs até a falha. Com os resultados, plotou-se a curva $\partial T/\partial N_I$ x σ_a/S_{ut} para cada um dos cinco corpos de prova ensaiados, determinando assim a média e o desvio padrão para o limite de fadiga do material.

O próximo capítulo apresenta os resultados obtidos com os dois métodos experimentais, discute os dados separadamente e faz uma comparação entre eles com o objetivo de verificar o quão próximo está a termografia em relação ao *staircase* na determinação do limite de fadiga.

3. Resultados e Discussão

Esse capítulo apresenta e discute os resultados obtidos com os métodos experimentais propostos por Nixon e Risitano para a determinação do limite de fadiga de um aço carbono trefilado a frio.

3.1 Método de Nixon (*Staircase*)

Ao todo, 25 corpos de prova foram ensaiados com o método de Nixon em um período de 22 dias. A Figura 3. 1 apresenta os resultados obtidos com os corpos de prova na ordem ensaiada, classificados como falha ou sobrevivência dependendo da condição final de cada um.

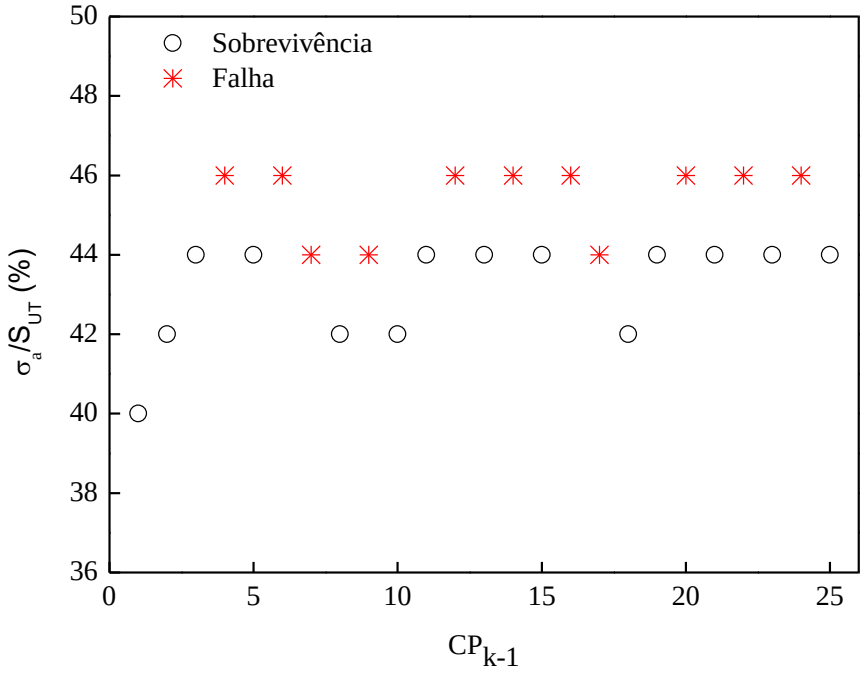


Figura 3. 1 – Resultados com o método de Nixon

A Figura 3.1 mostra que a amplitude de tensão σ_a/S_{ut} variou entre 40% e 46%, embora tenha ocorrido apenas uma vez em $\sigma_a/S_{ut} = 40\%$ e tenha falhado todas as vezes em $\sigma_a/S_{ut} = 46\%$. Além disso, houve mais sobrevivência do que falha dos corpos de prova (14 contra 11, respectivamente), indicando que o limite de fadiga está

dentro do intervalo ensaiado. A Tabela 3. 1 mostra o resultado obtido para cada corpo de prova.

Tabela 3. 1 – Situação final de cada corpo de prova

CP_{k-1}	σ_a/S_{ut} (%)	N (ciclos)	Situação final
1	40	$6{,}0 \cdot 10^6$	Sobrevivência
2	42	$5{,}5 \cdot 10^6$	Sobrevivência
3	44	$5{,}3 \cdot 10^6$	Sobrevivência
4	46	$2{,}0 \cdot 10^6$	Falha
5	44	$1{,}0 \cdot 10^7$	Sobrevivência
6	46	$8{,}1 \cdot 10^5$	Falha
7	44	$3{,}8 \cdot 10^6$	Falha
8	42	$5{,}0 \cdot 10^6$	Sobrevivência
9	44	$2{,}7 \cdot 10^6$	Falha
10	42	$5{,}7 \cdot 10^6$	Sobrevivência
11	44	$5{,}9 \cdot 10^6$	Sobrevivência
12	46	$9{,}7 \cdot 10^5$	Falha
13	44	$6{,}1 \cdot 10^6$	Sobrevivência
14	46	$3{,}1 \cdot 10^6$	Falha
15	44	$5{,}4 \cdot 10^6$	Sobrevivência
16	46	$3{,}7 \cdot 10^6$	Falha
17	44	$3{,}2 \cdot 10^6$	Falha
18	42	$5{,}0 \cdot 10^6$	Sobrevivência
19	44	$5{,}2 \cdot 10^6$	Sobrevivência
20	46	$2{,}9 \cdot 10^5$	Falha
21	44	$5{,}4 \cdot 10^6$	Sobrevivência
22	46	$1{,}2 \cdot 10^6$	Falha
23	44	$5{,}3 \cdot 10^6$	Sobrevivência
24	46	$1{,}5 \cdot 10^6$	Falha
25	44	$5{,}1 \cdot 10^6$	Sobrevivência

A Tabela 3. 1 mostra que todos os corpos de prova que falharam (destacados em vermelho) não suportaram mais do que $4{,}0 \cdot 10^6$ ciclos, menor do que o critério mínimo utilizado para a definição do número de ciclos para vida infinita ($N_\infty = 5{,}0 \cdot 10^6$). Note que a maioria dos corpos de prova que falhou suportou um número de ciclos $N_f > 1{,}0 \cdot 10^6$, o que significa que se o critério escolhido para vida infinita fosse de 1 milhão de ciclos, estes CPs teriam sido considerados com vida infinita (sobrevivência) ao invés de falha. Além disso, o máximo σ_a/S_{ut} teria sido maior do que 46%, já que o 4º CP suportou $N > 1{,}0 \cdot 10^6$, o que alteraria o resultado para o limite de fadiga desse material.

Os resultados obtidos foram implementados na metodologia estatística proposta por Dixon e Mood para se determinar a média e o desvio padrão do limite de fadiga. Como o evento menos frequente foi a falha dos corpos de prova, considerou-se as equações menos conservadoras da metodologia e os resultados referentes aos corpos de prova que falharam. A Tabela 3. 2 apresenta os resultados obtidos, tanto percentualmente quanto em termos de tensão.

Tabela 3. 2 – Limite de fadiga pelo método de Nixon

$\mu_{S_{LN}}$ (%)	$\sigma_{S_{LN}}$ (%)	S_{LN} (MPa)
46,3	1,1	$308{,}9 \pm 7{,}1$

A Tabela 3. 2 mostra que o valor obtido para o limite de fadiga através do método de Nixon para o aço utilizado é alto e próximo do valor estimado para um corpo de prova padronizado e com acabamento polido ($S_{L-est} = 333MPa$). Além disso, o desvio padrão associado ao valor médio é pequeno (1,1%), menor inclusive do que o incremento de amplitude de tensão utilizado nos testes $s = \Delta\sigma_a/S_{ut} = 2\%$, mostrando bom desempenho.

A fim de verificar a sensibilidade do número total de corpos de prova (n_T) no valor obtido para o limite de fadiga, um pós-processamento foi realizado considerando $n_T = 5, 10, 15, 20$ e 25. A Figura 3. 2 apresenta o valor médio de S_{LN} calculado pela estatística de Dixon e Mood em função do número de corpos de prova utilizados no ensaio.

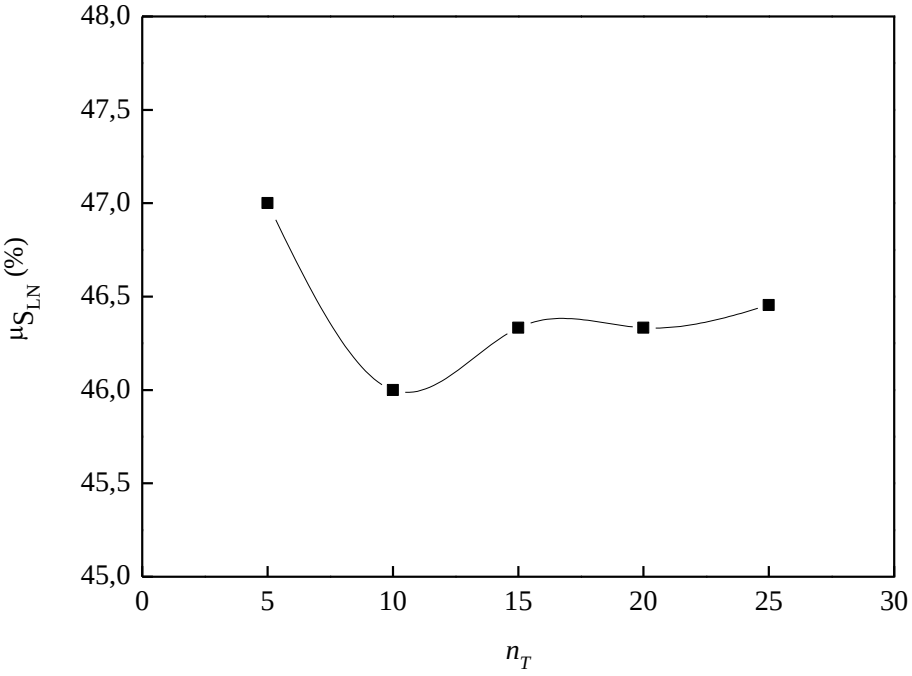


Figura 3. 2 – Sensibilidade de $\boldsymbol{\mu_{S_{LN}}}$ em função de $\boldsymbol{n_T}$

A Figura 3.2 mostra que a variação encontrada para o valor médio do limite de fadiga tem um perfil de convergência à medida que n_T aumenta. No entanto essa variação é pequena, em torno de 1% para $5 \leq n_T \leq 25$, sendo justificada pela boa escolha feita inicialmente para o primeiro nível de carregamento ($\sigma_a/S_{ut} = 40\%$) e também pelo controle refinado tanto do material quanto do processo de fabricação dos corpos de prova, contribuindo para a redução da dispersão dos resultados.

A iminência da falha durante os testes de Nixon era claramente perceptível pouco antes de ocorrer, através de uma vibração excessiva da máquina causada pela mudança significativa da rigidez do corpo de prova devido à diminuição da sua seção transversal pela propagação estável da trinca. Para verificar o perfil da fratura por fadiga em flexão rotativa, analisou-se o corpo de prova CP_7, que falhou em N_f =3,8·10^6 ciclos sob $\sigma_a/S_{ut} = 44\%$, através de macrografia com lupa e microscopia eletrônica de varredura (MEV). As Figuras 3. 3 e 3. 4 apresentam as superfícies de fratura do corpo de prova em macrografia e microscopia, respectivamente.

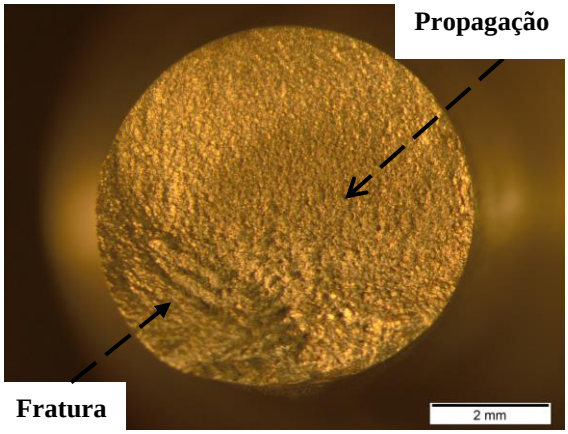
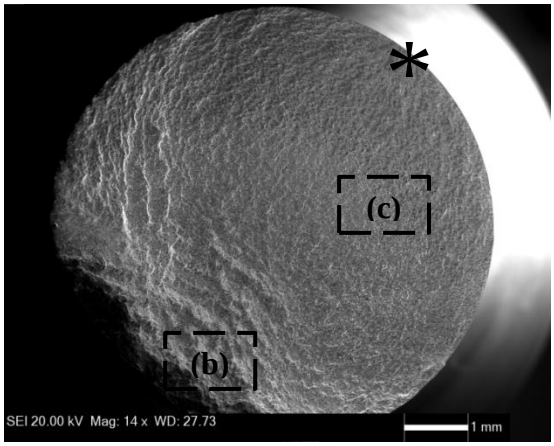
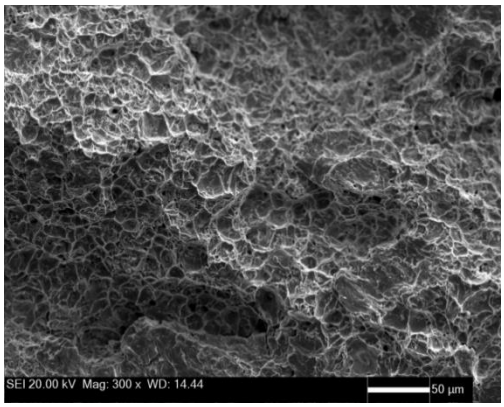


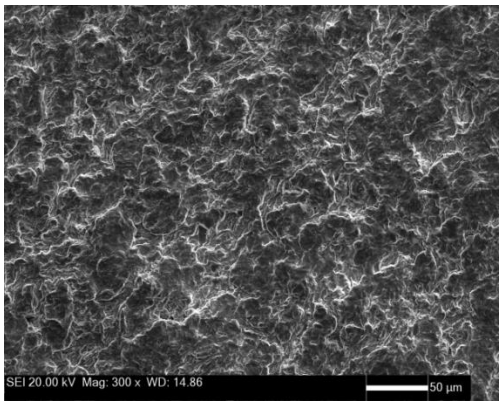
Figura 3. 3 – Macrografia por lupa do CP_7 (0,63X)



(a)



(b)



(c)

Figura 3. 4 – Microscopia por MEV do CP_7: (a) 14X; (b) 300X; (c) 300X

A Figura 3. 3 mostra uma macrografia feita com lupa, na qual a superfície de falha é caracterizada por uma maior parcela de propagação da trinca do que de fratura final.

A Figura 3. 4 (a) apresenta uma microscopia feita por MEV que mostra estrias radiais apontando para o provável ponto de iniciação da trinca crítica, identificado na Figura 3. 4 pelo símbolo " * ". A Figura 3. 4 (b) apresenta uma ampliação da região de fratura, na qual aparece o mecanismo de falha típico de fraturas dúcteis, representado pela presença de *dimples* caracterizados pelas microcavidades superficiais. A Figura 3. 4 (c) mostra uma ampliação da região de propagação da trinca, na qual aparece o mecanismo de falha por quasi-clivagem, característico de fraturas frágeis, como é o caso da propagação de trincas.

3.2 Método de Risitano

Ao todo, 9 corpos de prova foram ensaiados com o método de Risitano em um período de 4 dias. Inicialmente um deles foi carregado sob $\sigma_a/S_{ut} = 60\%$ (valor maior do que o limite de fadiga determinado pelo método *staircase*) até a fratura, com o objetivo de obter-se o perfil térmico do material (Fases I, II e III), além de avaliar o gradiente de temperatura ao longo do eixo longitudinal do CP, definindo assim a região crítica para o monitoramento da máxima temperatura (T_{max}). A Figura 3. 5 apresenta a variação da máxima temperatura na superfície desse corpo de prova.

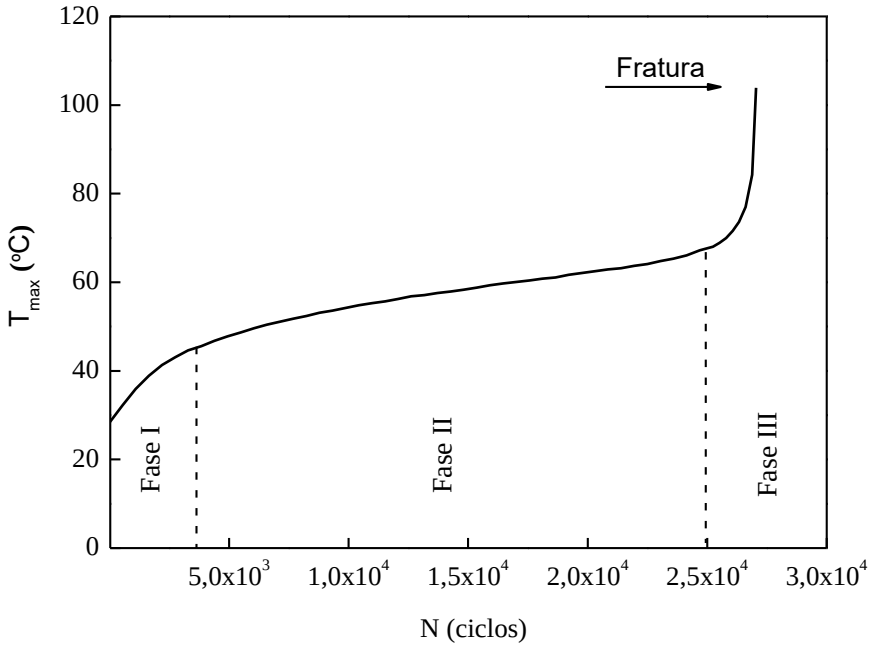


Figura 3. 5 – Comportamento térmico do material para $\sigma_a/S_{ut} = 60\%$

A Figura 3. 5 apresenta as três fases térmicas do material sob $\sigma_a/S_{ut} = 60\%$. A Fase I é caracterizada por um número de ciclos pequeno ($N_I < 5{,}0{\cdot}10^3$ ciclos) e um perfil praticamente linear; a Fase II é responsável pela maior parte da vida do corpo de prova ($N_{II} \approx 2{,}0{\cdot}10^4$ ciclos) com perfil crescente e aproximadamente linear ($\partial T/\partial N_{II} \neq 0$); por fim a Fase III se destaca pelo aumento abrupto de temperatura e consequente fratura do corpo de prova em um número de ciclos pequeno.

A Figura 3. 6 apresenta algumas fotografias extraídas do software ResearchIR® em diferentes fases de vida do corpo de prova.

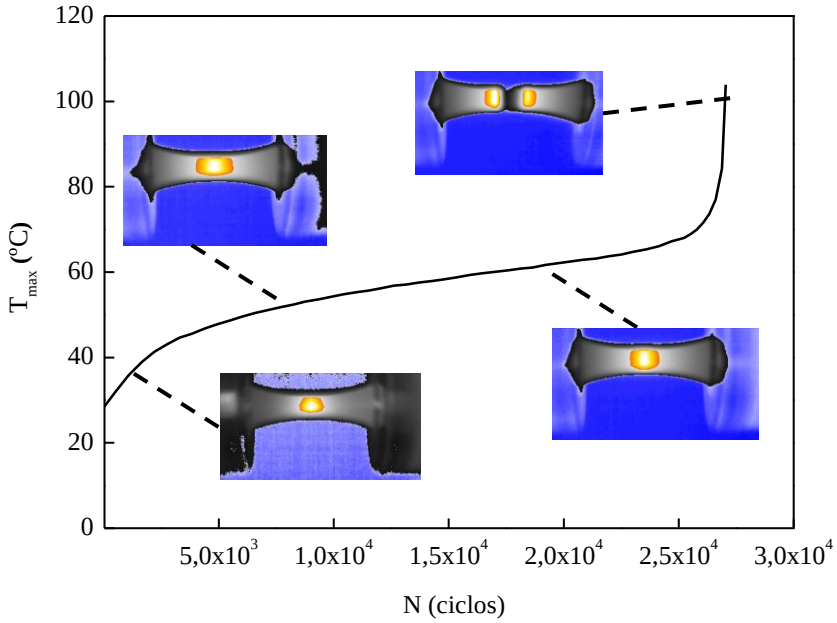


Figura 3. 6 – Distribuição de temperatura para $\sigma_a/S_{ut} = 60\%$

Na Fase I o campo de temperatura está concentrado na região crítica com um elevado gradiente de temperatura ao longo do eixo longitudinal do corpo de prova, pelo fato do calor gerado no período de iniciação de trinca ser maior do que o processo de condução térmica. Já na Fase II, o campo de temperatura aumenta enquanto o mesmo gradiente térmico reduz, em comparação com os resultados da primeira fase. Por fim, no início da terceira fase esse campo torna a reduzir e há um aumento abrupto da temperatura máxima, devido ao calor gerado pela plastificação excessiva do material devido à propagação instável da trinca até a fratura.

Para avaliar melhor o comportamento térmico do material, outras amplitudes de tensão foram ensaiadas até a fratura. A Figura 3. 7 apresenta os resultados obtidos para $\sigma_a/S_{ut} = 52, 54, 56$ e 60% e a Figura 3. 8 apresenta a Fase I em destaque.

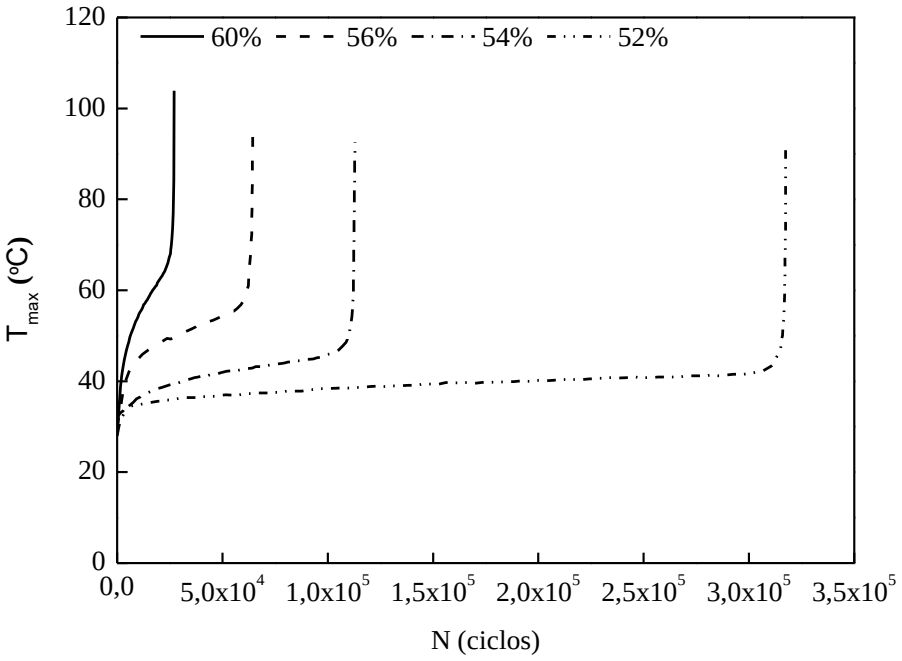


Figura 3. 7 – Comportamento térmico do material para $\sigma_a/S_{ut} = 52, 54, 56$ e 60%

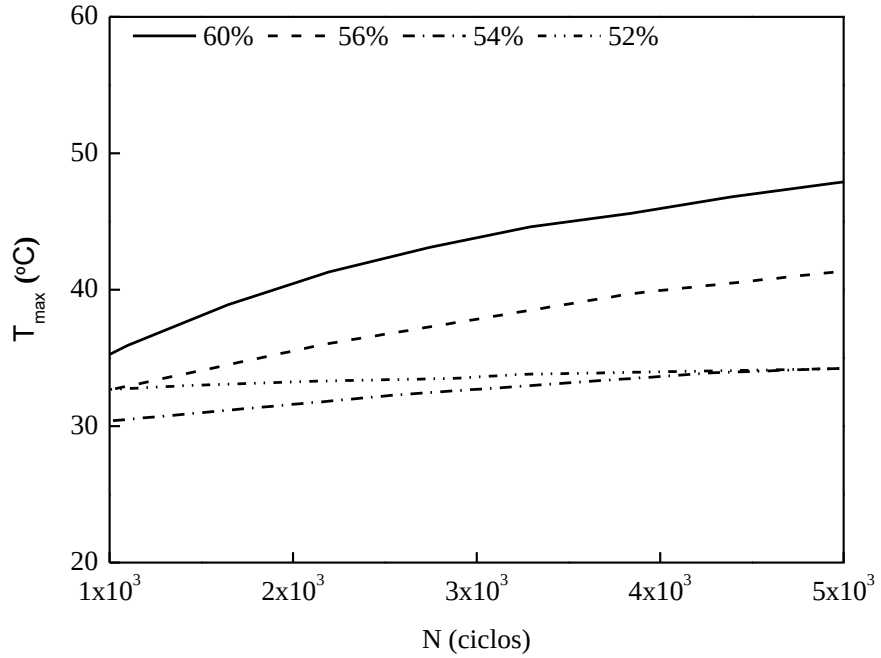


Figura 3. 8 – Destaque da Fase I do comportamento térmico do material

A Figura 3. 7 mostra que quanto menor for a amplitude de tensão σ_a/S_{ut} menores são as taxas de aumento de temperatura $\partial T/\partial N$ e maior é o número total de

ciclos até a falha. Além disso, é possível notar que, independente da intensidade do carregamento, a Fase II possui taxa $\partial T/\partial N_{II}$ constante ao invés de nula, como acontece com alguns materiais.

Para se calcular o limite de fadiga pelo método de Risitano (S_{LR}), cinco corpos de prova foram ensaiados separadamente por um número de ciclos suficiente para se alcançar o início da segunda fase ($N_I = 5{,}0{\cdot}10^3$ ciclos), cada um sob as amplitudes de tensão $\sigma_a/S_{ut} = 35, 40, 44, 48, 50, 52, 54, 56$ e 60%. A Figura 3. 9 apresenta a variação da máxima temperatura (T_{max}) na superfície do corpo de prova CP_2 ao longo do número de ciclos (N), da menor para a maior amplitude de tensão ($\sigma_a/S_{ut} = 35\% \rightarrow 60\%$).

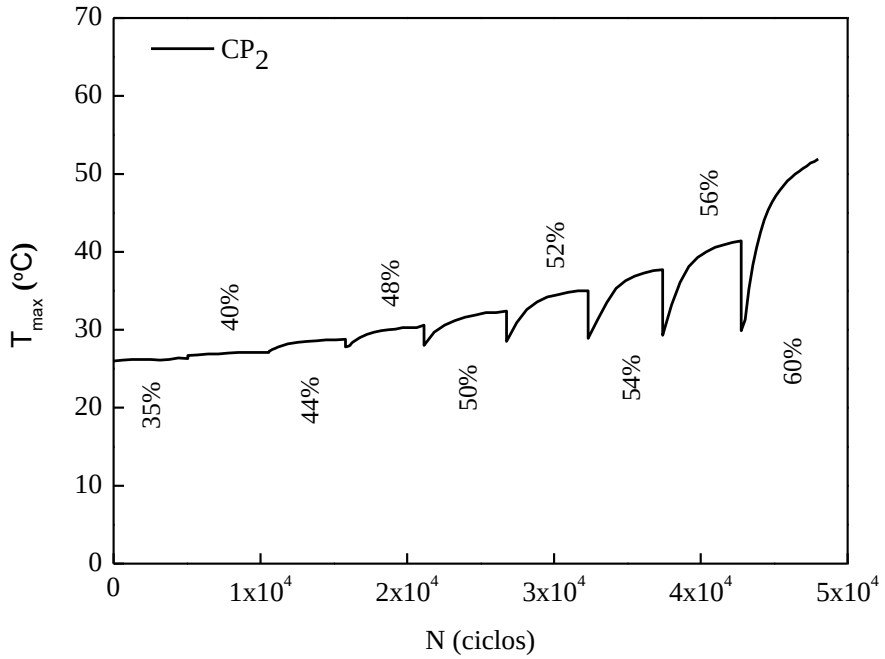


Figura 3. 9 – Comportamento de T_{max} na superfície do CP_2

A Figura 3. 9 mostra que conforme a amplitude de tensão σ_a/S_{ut} aumenta, tanto a temperatura no final da Fase I (T_I) quanto sua taxa ($\partial T/\partial N_I$) aumentam. Note que para as amplitudes de tensão $\sigma_a/S_{ut} = 35\%$ e 40%, nenhum desses parâmetros tiveram aumento significativo quando comparados com as demais. A Figura 3. 10 apresenta a distribuição de temperatura na superfície do CP_2 no final da Fase I (início da Fase II), para as amplitudes de tensão $\sigma_a/S_{ut} = 40, 44, 48{,}50, 52, 54, 56$ e 60%.

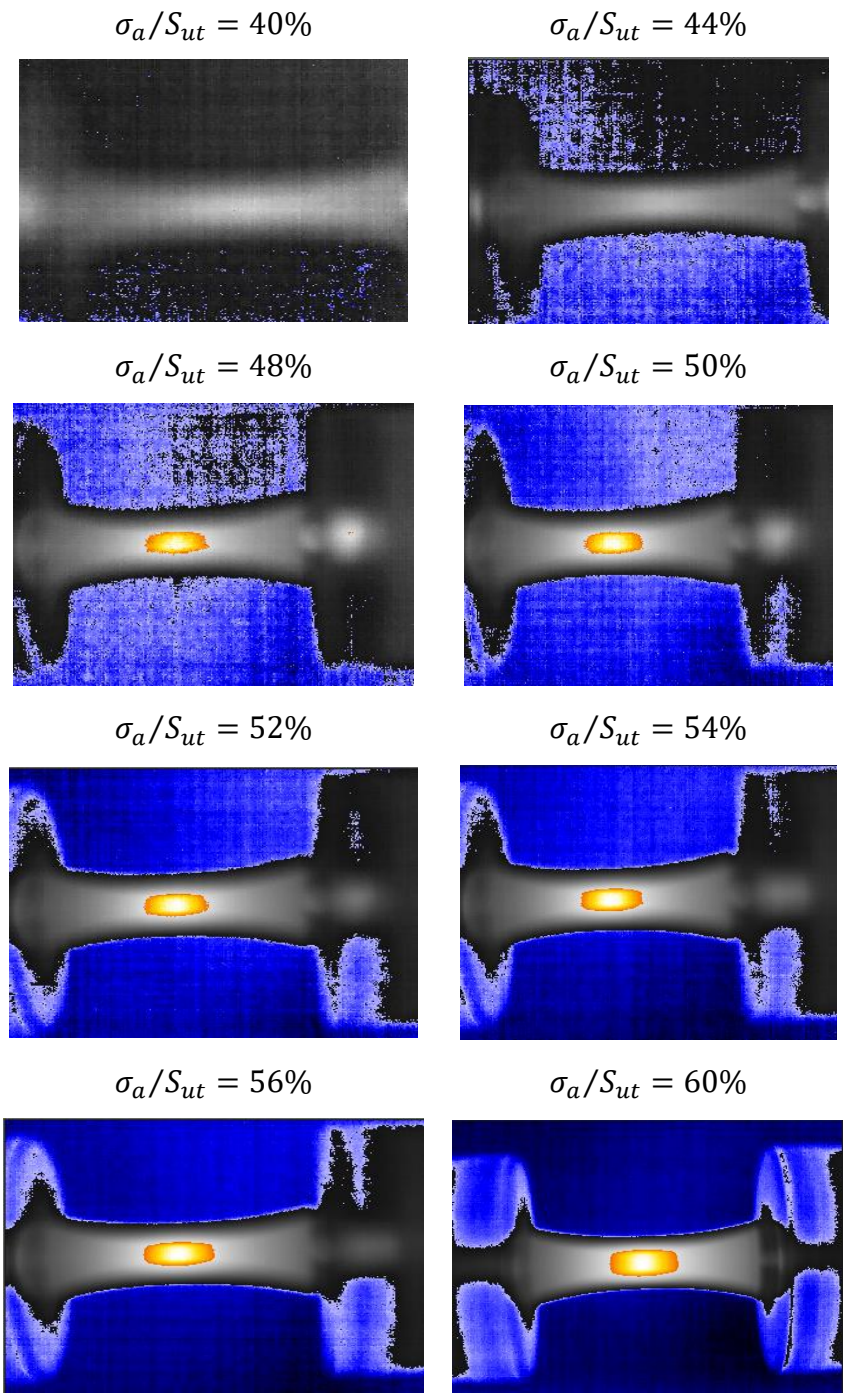


Figura 3. 10 – Distribuição de temperatura do CP_2

As taxas de aumento de temperatura associadas à Fase I ($\partial T/\partial N_I$) foram calculadas para um número de ciclos $N = 5{,}0{\cdot}10^3$, considerando um perfil aproximadamente linear para essa fase. A Figura 3. 11 mostra a relação T_{max} x N na

Fase I durante o ensaio do corpo de prova CP_2, para todas as amplitudes de tensão ensaiadas.

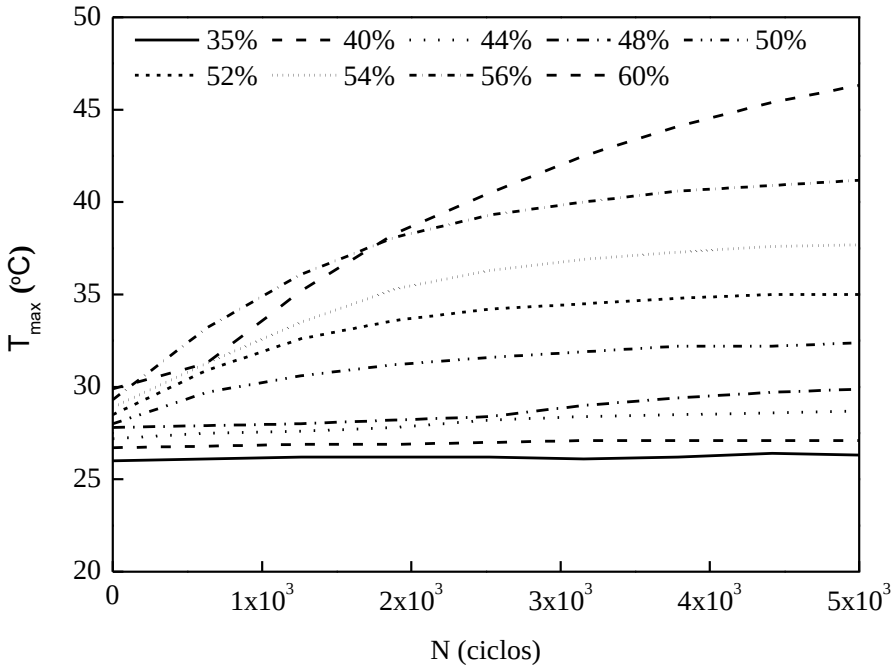


Figura 3. 11 – Relação T_{max} x N do CP_2 na Fase I

A Figura 3. 11 mostra que conforme σ_a/S_{ut} aumenta a taxa de aumento de temperatura associada à Fase I também aumenta, além de ser muito pequena (aproximadamente zero) para valores baixos de σ_a/S_{ut}, valores esses que provavelmente são menores do que o limite de fadiga do material. Além disso, a figura também mostra que a primeira fase tem um perfil aproximadamente linear, validando a premissa utilizada no cálculo da taxa de aumento de temperatura desta fase $\partial T/\partial N_I$.

Com a determinação das taxas, plotou-se então cinco curvas $\partial T/\partial N_I$ x σ_a/S_{ut} e calculou-se o limite de fadiga para cada uma delas, através da interseção entre o prolongamento do trecho da curva com maior inclinação e o eixo σ_a/S_{ut}, conforme proposto por Risitano *et al*. (2000). As figuras a seguir apresentam as curvas $\partial \mathrm{T}/\partial \mathrm{N_I}$ x σ_a/S_{ut} obtidas para cada um dos cinco corpos de prova, além das retas de maior inclinação ajustadas pelo método dos mínimos quadrados.

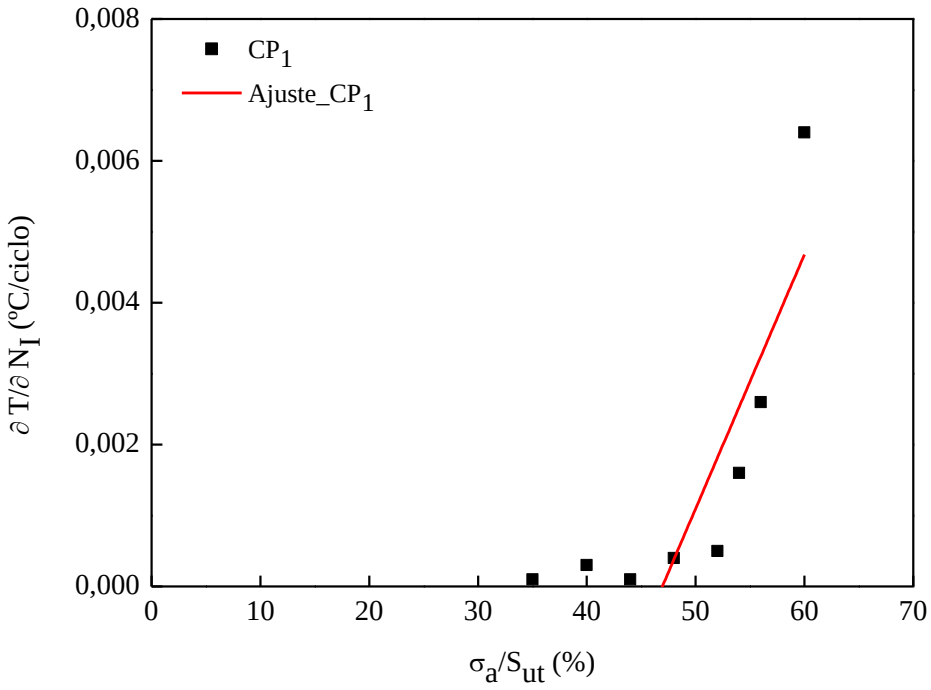


Figura 3. 12 – $\partial T/\partial N_I$ x σ_a/S_{ut} para o CP_1

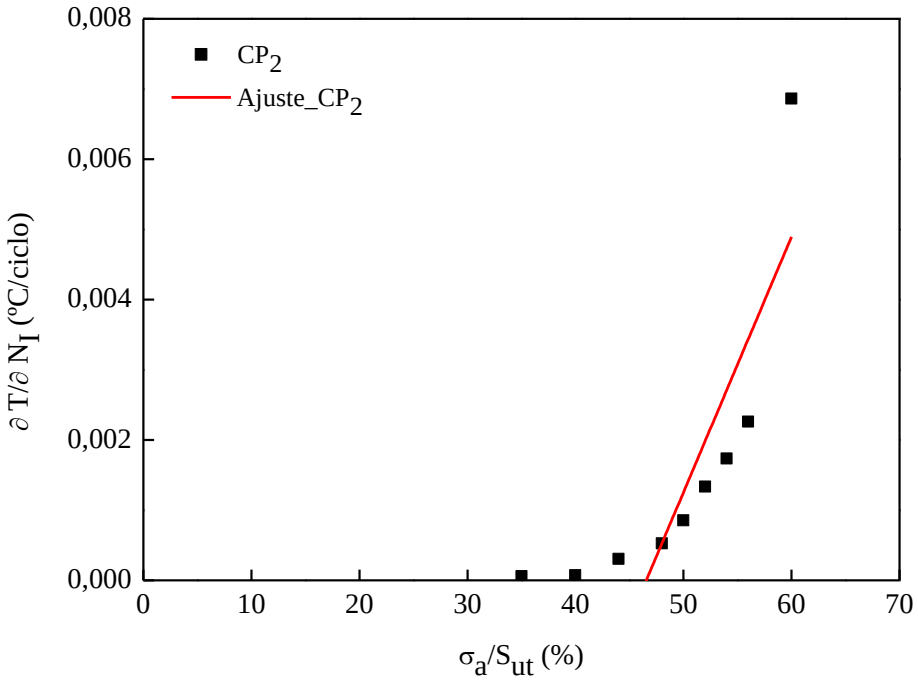


Figura 3. 13 – $\partial T/\partial N_I$ x σ_a/S_{ut} para o CP_2

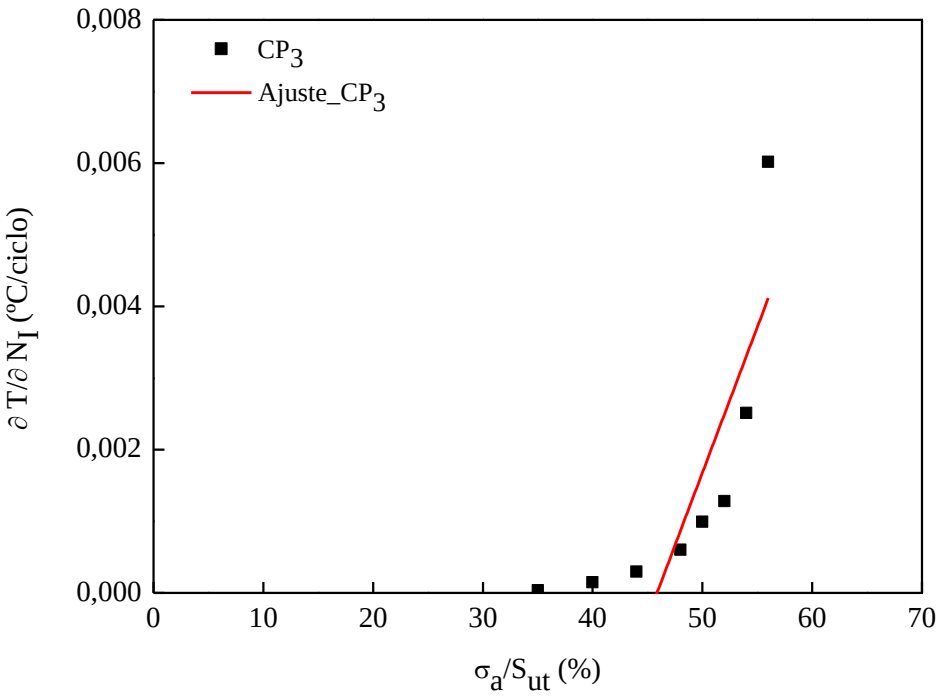


Figura 3. 14 – $\partial T/\partial N_I$ x σ_a/S_{ut} para o CP_3

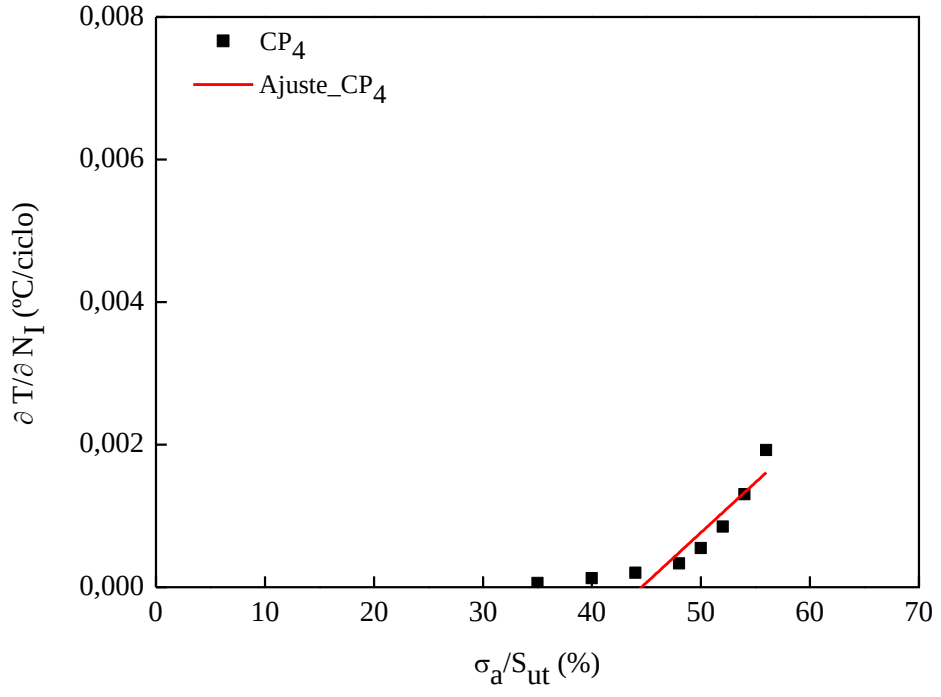


Figura 3. 15 – $\partial T/\partial N_I$ x σ_a/S_{ut} para o CP_4

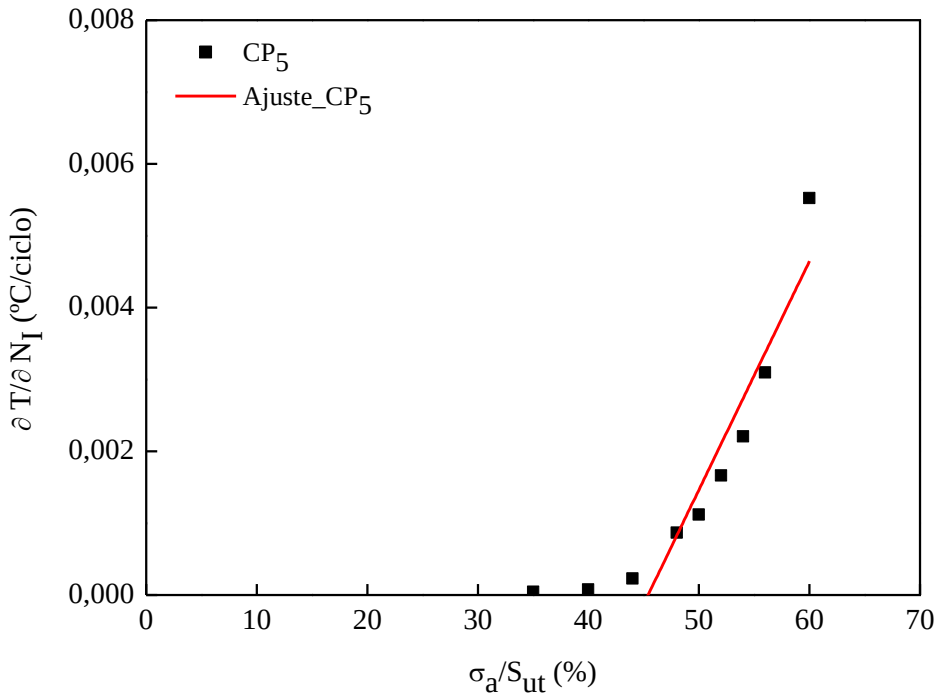


Figura 3. 16 – $\partial T/\partial N_I$ x σ_a/S_{ut} para o CP_5

A Tabela 3. 3 apresenta as equações das retas ajustadas e os resultados obtidos para o limite de fadiga através delas, para os cinco corpos de prova ensaiados.

Tabela 3. 3 – Cálculo do limite de fadiga

$\boldsymbol{CP}$	**Equação de Ajuste**	$\boldsymbol{S_{LR}}$ **(%)**
1	$\frac{\partial T}{\partial N_I} = 3{,}6.\frac{\sigma_a}{S_{ut}} - 168{,}2$	46,9
2	$\frac{\partial T}{\partial N_I} = 3{,}6.\frac{\sigma_a}{S_{ut}} - 169{,}5$	46,6
3	$\frac{\partial T}{\partial N_I} = 4{,}1.\frac{\sigma_a}{S_{ut}} - 186{,}4$	45,9
4	$\frac{\partial T}{\partial N_I} = 1{,}4.\frac{\sigma_a}{S_{ut}} - 62{,}6$	44,7
5	$\frac{\partial T}{\partial N_I} = 3{,}2.\frac{\sigma_a}{S_{ut}} - 144{,}5$	45,4

A Tabela 3. 3 mostra que o limite de fadiga obtido para cada um dos cinco corpos de prova está no pequeno intervalo $44{,}7\% \leq S_{LR} \leq 46{,}9\%$. A Tabela 3. 4

apresenta o valor médio e o desvio padrão associado ao limite de fadiga obtido pelo método de Risitano (S_{LR}).

Tabela 3. 4 – Limite de fadiga pelo método de Risitano

$\mu_{S_{LR}}$ (%)	$\omega_{S_{LR}}$ (%)	S_{LR} (MPa)
45,9	0,8	305,8 ± 5,3

A Tabela 3. 4 mostra que valor médio obtido para o limite de fadiga através do método de Risitano apresenta um valor médio de aproximadamente 46% e um desvio padrão baixo de 0,8%.

3.3 Comparação dos resultados

O limite de fadiga obtido pelo método de Risitano ($S_{LR} = 305{,}8 \pm 5{,}3\ MPa$) é muito próximo do obtido com o proposta por Nixon ($S_{LN} = 308{,}9 \pm 7{,}1\ MPa$), tendo uma diferença nominal de 1% e máxima de 4,9%. Isso mostra que a termografia é realmente uma técnica com bom desempenho na medição do limite de fadiga do material utilizado, já que apresentou um resultado muito próximo do obtido com o tradicional *staircase*. A Figura 3. 17 apresenta uma comparação entre os métodos.

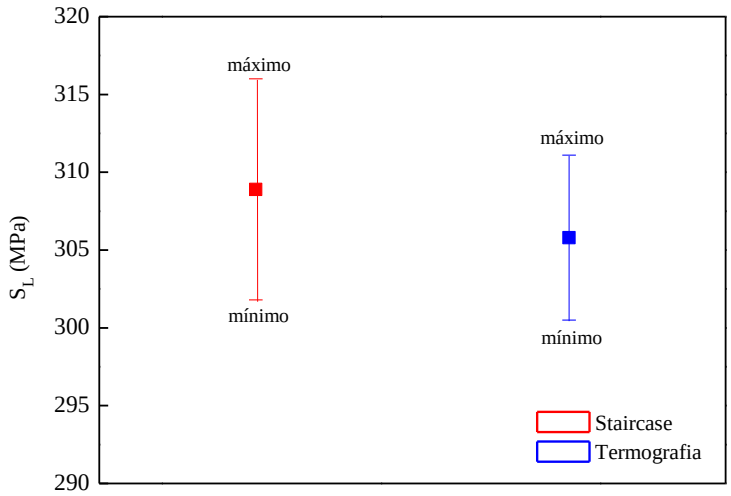


Figura 3. 17 – Comparação entre os métodos

O desvio padrão obtido com os dois métodos são pequenos e próximos, o que representa uma baixa dispersão dos resultados. Uma observação importante é que embora sejam muito parecidos, o desvio padrão associado à termografia é menor do que o associado ao *staircase*, mesmo com menos corpos de prova ensaiados.

Considerando os recursos e procedimentos utilizados nos ensaios, o tempo total gasto com a implementação da técnica termográfica e posterior análise dos resultados (cerca de 4 dias) foi muito menor do que as mais de três semanas consumidas pelo método *staircase*. Além do tempo, os custos associados ao consumo de energia elétrica e à quantidade de corpos de prova também foram menores, embora não tenham sido contabilizados neste trabalho.

O próximo capítulo faz um resumo do presente trabalho e apresenta as principais conclusões obtidas com a implementação das duas metodologias experimentais para a determinação do limite de fadiga do aço carbono utilizado.

Conclusão

O presente trabalho propôs determinar o limite de fadiga de um aço carbono trefilado a frio, utilizando o método termográfico desenvolvido por Risitano *et. al* (2000). Para isso, corpos de prova de flexão rotativa foram cuidadosamente projetados, usinados e armazenados a fim de garantir repetibilidade dos resultados. A termografia foi implementada utilizando uma câmera infravermelha modelo FLIR A320 e os resultados foram pós processados com o software ResearchIR® do mesmo fabricante. A fim de checar o desempenho da técnica implementa, utilizou-se o método *staircase* desenvolvido por Nixon, combinado-o com a estatística de Dixon e Mood. Os resultados obtidos para o material e métodos utilizados mostram que:

- No total o método de Nixon (*staircase*) utilizou 25 corpos de prova e durou 22 dias para ser concluído;
- O método de Nixon foi facilmente implementado já que é iterativo e depende exclusivamente do resultado de cada teste (falha ou sobrevivência do CP);
- A estatítica de Dixon e Mood foi utilizada após ter sido determinado o evento menos frequente, que nesse caso foi a falha dos corpos de prova;
- A maioria das falhas ocorreu em uma vida $N > 10^6$ ciclos, mostrando que se o critério tivesse assumido esse valor muitos corpos de prova teriam sido classificados com vida infinita e o resultado do limite de fadiga seria diferente, já que a sequência de ensaio mudaria;
- Nenhuma das falhas ocorreu com $N > 4 \cdot 10^6$ ciclos, mostrando que o critério inicialmente estabelecido em $N_\infty = 5 \cdot 10^6$ ciclos foi suficiente para caracterizar o resultado dos 25 corpos de prova ensaiados;

- O limite de fadiga determinado por Nixon foi igual a $S_{LN} = (308{,}9 \pm 7{,}1)MPa$, 46,3% do S_{ut} do material;
- O método de Nixon mostrou ser sensível tanto ao parâmetro característico de vida infinita (N_∞) quanto à quantidade de corpos de prova utilizada (n_T), sendo fundamental avaliar o impacto de n_T no resultado final;
- No total o método de Risitano (termografia) utilizou 9 corpos de prova e durou 4 dias para ser concluído;
- A implementação do método termográfico foi desafiadora já que é necessário o uso de uma câmera infravermelha além de toda uma intervenção para otimizar sua leitura;
- O perfil térmico na superfície dos corpos de prova ficou bem caracterizado pelas três fases, sob as diferentes amplitudes de tensão ensaiadas;
- Verificou-se que o número de ciclos associado à fase de iniciação de trincas foi de $N_I = 5 \cdot 10^3$ ciclos;
- Cinco corpos de prova foram ensaiados sob amplitude de tensão crescente para obtenção das curvas $\partial T/\partial N_I$ x σ_a/S_{ut}. O perfil das curvas com tendência bilinear ficou bem definido ajustando retas aos pontos experimentais com o método dos mínimos quadrados;
- O limite de fadiga obtido com o método de Risitano foi igual a $(S_{LR} = 305{,}8 \pm 5{,}3)MPa$, 45,9% do S_{ut} do material;
- A diferença nominal entre S_{LR} e S_{LN} foi de 1% e máxima de 4,9%, mostrando que o método termográfico teve bom desempenho e foi mais conservador quando comparado com o *staircase*;

- O desvio padrão associado à termografia é cerca de 27% menor do que o associado ao *staircase*, indicando ser um método potencialmente mais preciso e confiável, mesmo com um número menor de corpos de prova ensaiados.

Com os resultados e conclusões obtidos neste trabalho, alguns artigos foram publicados em congressos e/ou submetidos à revistas de pesquisas científicas, como descrito a seguir. Os artigos publicados encontram-se no APÊNDICE B.

- *On the Use of Thermographic Technique to Determine the Fatigue Limit of a Cold Drawn Carbon Steel; 7th International Conference on Very High Cycle Fatigue, Dresden, 2017* (PUBLICADO)
- *On the Thermographic Method to Measure Fatigue Limits; Latin American Journal of Solid and Structures, 2017* (SUBMETIDO)
- *On the Use of Thermographic Technique to Assess the Fatigue Performance of Bonded Joints; International Journal of Adhesion and Adhesives, 2017* (SUBMETIDO)
- *Thermography – A Faster Method to Obtain the Fatigue or Endurance Limit of Materials; 6th International Symposium on Solid Mechanics, Joinville, 2017* (PUBLICADO)

O próximo capítulo apresenta uma discussão para trabalhos futuros envolvendo o uso do método termográfico.

Discussão para Trabalhos Futuros

A termografia foi utilizada nesse trabalho para determinar o limite de fadiga de um aço carbono comum. Contudo ela tem potencial para ser implementada em outros materiais e em outras linhas de pesquisa, como mostrado no final do Capítulo 1, principalmente pelo fato de correlacionar um mecanismo de dano interno com a geração de calor associada e consequente variação de temperatura na superfície de peças e componentes mecânicos.

Com relação à utilização da técnica termográfica em outros campos de aplicação, diferentes da determinação do limite de fadiga dos materiais:

- Conhecendo o comportamento térmico de um material sob fadiga, seria possível determinar o dano acumulado ou a vida residual de uma componente mecânico em operação, feito com esse material? Ou pelo menos afirmar em qual fase térmica ele se encontra (I, II ou III)?
- Essa técnica poderia ser implementada no estudo de fadiga multiaxial ou por fretagem (*freeting fatigue*)?
- Essa técnica poderia ser utilizada para estudar o comportamento em fadiga de peças revestidas, por exemplo, com níquel? E de materiais pouco condutores de calor como, por exemplo, os polímeros?
- Seria possível prever dano por fadiga em trincas subsuperficiais ou até mesmo internas?

Em suma, o uso da termografia tende a evoluir cada vez mais, não só no meio acadêmico como também no industrial, sendo necessária a continuação das pesquisas nessa área.

Referências Bibliográficas

ADAM, T., HORST, P., **Fatigue damage and fatigue limit of a GRFP angle-ply laminate tested under very high cycle fatigue loading**, International Journal of Fatigue, vol. 99, 202 – 214, 2017

ASM HANDBOOK, **Properties and selection: irons steels and high performance alloys**, ASM International, vol. 1, 1990

ASTM INTERNATIONAL, **E466 – Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials**, Estados Unidos, 2015

BUDYNAS, R. G., NISBETT, J. K., **Elementos de máquina de Shigley – Projeto de engenharia mecânica**, Nova York, McGraw-Hill, 8ª edição, 2008

CASTRO, J. T. P., MEGGIOLARO, M. A., **Fadiga – Técnicas e práticas de dimensionamento estruturl sob cargas reais de serviço**, Estados Unidos, Lexington, vol. I, 2009

CHHITH, S., WAELE, W., BAETS, P., HECKE, T., **On-line detection of fretting fatigue crack initiation by lock-in thermography**, Tribology International, vol. 108, 150 – 155, 2017

CRUPI, V., GUGLIELMINO, E., RISITANO, G., TAVILLA, F., **Experimental analyses of SFRP material under static and fatigue loading by means of thermographic and DIC techniques**, Composites Part B, vol. 77, 268 – 277, 2015

CURÀ, F.; CURTI, G.; SESANA, R., **A new iteration method for the thermographic determination of fatigue limit of steels**, International Journal of Fatigue, vol. 27, 453-459, 2005

D'HUY, G. J., **Fatigue tests of fillet welded tees in bending**, Estados Unidos, Universidade de Lehigh, 1964

FAN, J, GUO, X., WU, C., **A new application of the infrared thermography for fatigue evaluation and damage assessment**, International Journal of Fatigue, vol. 44, 1 – 7, 2012

FARGIONE, G., GERACI, A., LA ROSA, G., RISITANO, A., **Rapid determination of the fatigue curve by the thermographic method**, International Journal of Fatigue, vol. 24, 11-19, 2004

FARGIONE, G., GERACI, A., LA ROSA, G., RISITANO, A., **Rapid determination of the fatigue curve by the thermographic method**, International Journal of Fatigue, vol. 24, 11-19, 2002

FARGIONE, G., GIUDICE, F., RISITANO, A., **The influence of the load frequency on the high cycle fatigue behavior**, Theoretical Applied and Fracture Mechanics, vol. 88, 97 – 106, 2017

GAUSSORGUES, G., **Infrared thermography**, França, Springer Scince, 1994

GORNET, L., WESPHAL, O., BURTIN, C., BAILLEUL, J., ROZYCKI, P., STAINIER, L., **Rapid determination of the high cycle fatigue limit curve of carbon fiber epoxy matrix composite laminates by thermography methodology: tests and finite element simulations**, Procedia Engineering, vol. 66, 697 – 704, 2013

HOU, P.; FAN, J.; GUO, Q.; GUO, X., **The application of the infrared thermography on titanium alloy for studying fatigue behavior**, Frattura ed Integrità Strutturale, vol. 27, 21-27, 2014

KAZYMYROVYCH, V., **Very high cycle fatigue of tool steels**, Suécia, Universidade de Karlstad, 2010

KORDATOS, E., DASSIOS, K., AGGELIS, D., MATIKAS, T., **Rapid evaluation of the fatigue limit in composites using infrared lock-in thermography and acoustic emission**, Mechanics Research Communications, vol. 54, 14 – 20, 2013

LEE, Y., LIN, S., LU, M., **Evaluation of the staircase and the accelerated test methods for fatigue limit distributions**, International Journal of Fatigue, vol. 23, 75-83, 2001

LIPSKI, A., **Accelerated determination of the fatigue limit and the S-N curve by means of the thermographic method for X5CrNi18-10 steel**, Acta Mechanica et Automatica, vol. 10, 22-27, 2016

LIPSKI, A., **Rapid determination of the S-N curve for steel by means of the thermographic method**, Advances in Material Science and Engineering, vol. 2016, ID 4134021, 2016

LIPSKI, A., **Thermographic method based accelerated fatigue limit calculation for steel X5CRNI18-10 subjected to rotating bending**, Polish Maritime Research, vol. 22, 64 – 69, 2015

LUONG, M. P., **Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique**, Mechanics of Materials, vol. 28, 155-163, 1998

MENEGHETTI, G., RICOTTA, M., ATZORI, B., **The heat energy dissipated in a control volume to correlate the fatigue strength of bluntly and severely notched stainless steel specimens**, Structural Integrity Procedia, vol. 2, 2076 – 2083, 2016

MISCHKE, C. R., **Prediction of stochastic endurance strength**, Journal of Vibration, Acoustics, Stress and Reliability in Design, vol. 109, 113-122, 1987

NICHOLAS, T., **High cycle fatigue – A mechanics of materials perspective**, Grã-Bretanha, Elsevier, 2006

NICHOLAS, T., MORRISSEY, R., **Staircase testing of a titanium alloy in the gigacycle regime**, International Journal of Fatigue, vol. 28, 1577-1582, 2006

PALUMBO, D., FINIS, R., GIUSEPPE, P., GALIETTI, U., **A new rapid thermographic method to assess the fatigue limit in GRFP composites**, Composites Part B, vol. 103, 60 – 67, 2016

POLLAK, R., D., **Analysis of methods for determining high cycle fatigue strength of a material with investigation Ti-6Al-4V gigacycle fatigue behavior**, Estados Unidos, Air Force Institute Technology, 2005

POLLAK, R., PALAZOTTO, A., NICHOLAS, T., **A simulation-based investigation of the staircase method for fatigue strength testing**, Mechanics of Material, 38, 1170-1181, 2006

PYTTEL, B., SCHWERDT, D., BERGER, C., **Very high cycle fatigue – is there a fatigue limit?** , International Journal of Fatigue, vol. 33, 49-58, 2011

RISITANO, A., LA ROSA, G., **Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components**, International Journal of Fatigue, vol. 22, 65-73, 2000

RISITANO, A., RISITANO, G., **Cumulative damage evaluation of steel using infrared thermography**, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, vol. 54, 82 – 90, 2010

ROSA, E., **Análise de resistência mecânica – Mecânica da fratura e fadiga**, Santa Catarina, Universidade Federal de Santa Catarina, 2002

SWINDLEHURST, J., **Accelerated fatigue tests of butt-welded joints**, Pennsylvania, Civil Engineering Department, Lehigh University, 1959

WEIBULL, W., **Fatigue Testing and Analysis of Results**, 1961

XI, L., SONGLIN, Z., **Strengthening and damaging under low-amplitude loads below the fatigue limit**, International Journal of Fatigue, vol. 31, 341-345, 2009

ZHAO, Y. X., YANG, B., **Probabilistic measurements of the fatigue limit data from a small sampling up-and-down test method**, International Journal of Fatigue, vol. 30, 2094-2103, 2008

APÊNDICE A

Na verificação do carregamento, um *strain gage* (SG) foi colado na região central do corpo de prova (região crítica). A deformação foi lida através do *software* SPIDER para diferentes posicionamentos da massa móvel sobre a régua graduada, traduzidos em momentos fletores como já definido na seção 2.3. A Figura A. 1 mostra o posicionamento do *strain gage* na seção crítica do corpo de prova e a Figura A. 2 apresenta o sistema de leitura de dados e a máquina de flexão rotativa com o corpo de prova posicionado.

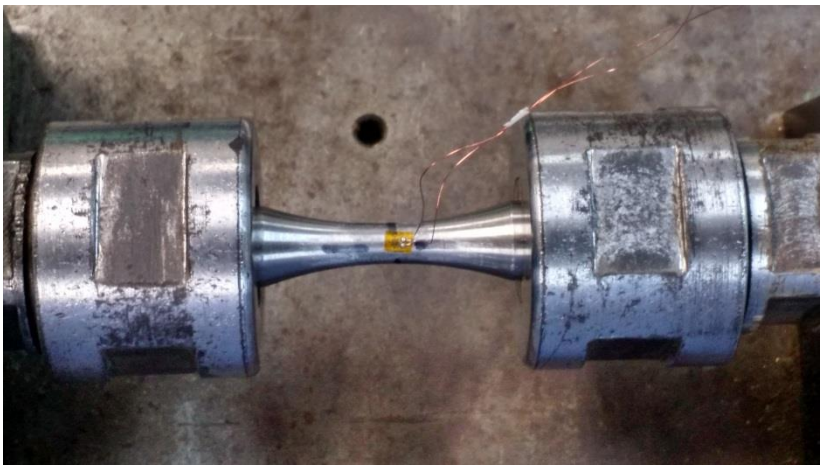


Figura A. 1 – Posicionamento do SG na seção crítica do CP



Figura A. 2 – Sistema de aquisição de dados com SPIDER

A Figura A. 1 mostra que o *strain gage* utilizado possui um comprimento de grade muito pequeno (≈ 1,5mm) já que a seção crítica do corpo de prova é única e qualquer leitura de deformação fora dela poderia mascarar o resultado final. A verificação da máquina de ensaio foi feita através da diferença percentual ($\Delta\varepsilon$) entre a deformação medida pelo *strain gage* (ε_{SG}) e a deformação calculada analiticamente (ε_{ana}) conforme as Equações A. 1 e A. 2, onde E é o módulo de Young do material e σ_a é a amplitude de tensão definida pela Equação 2. 1

$$\varepsilon_{ana} = {\sigma_a}/{E} \qquad \text{Equação A. 1}$$

$$\Delta\varepsilon = \left[{(\varepsilon_{SG} - \varepsilon_{ana})}/{\varepsilon_{ana}}\right]100\% \qquad \text{Equação A. 2}$$

A Figura A. 3 apresenta os resultados obtidos de Δε para diferentes valores de momento fletor (M) definidos de modo a garantir deformações elásticas no corpo de prova.

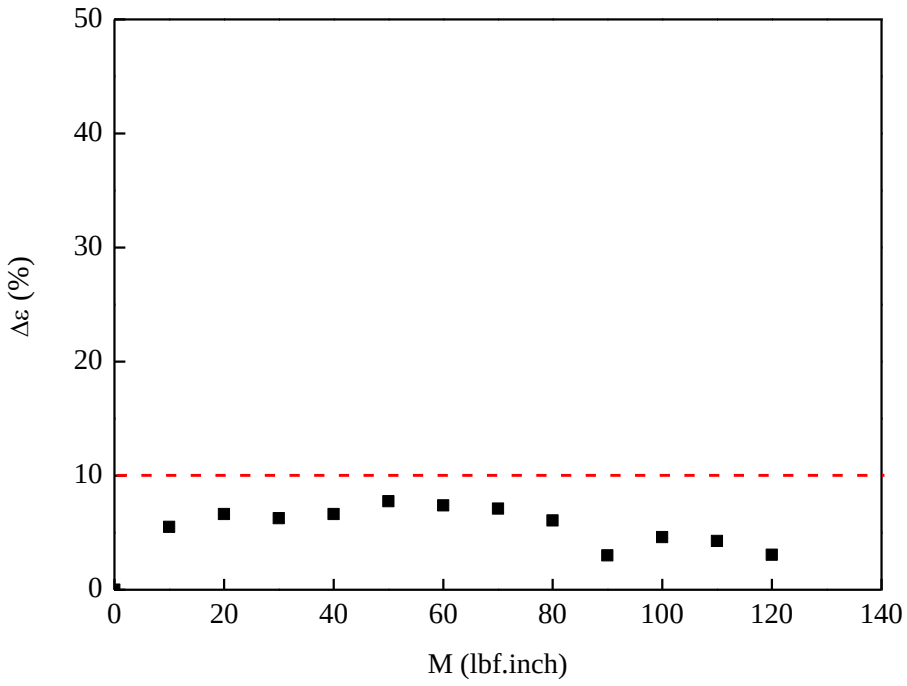


Figura A. 3 – Diferença percentual de deformação

A Figura A. 3 mostra que a diferença percentual entre a deformação lida pelo *strain gage* e a calculada analiticamente é menor do que 10%. Essa diferença pode ser explicada pelo tamanho e posicionamento do *strain gage* com relação à seção crítica (que é somente uma). Além disso, sua posição com relação à linha neutra do corpo de prova pode estar desalinhada devido a um pequeno giro do CP com relação ao seu eixo longitudinal, estando fora do ponto crítico da seção transversal.

De qualquer maneira o momento fletor efetivamente aplicado pela máquina está próximo do valor analítico calculado, mesmo com as incertezas descritas acima e, além disso, ainda que o erro fosse significativo ele não afetaria a validação da termografia já que sua comparação com o método de Nixon é percentual e o erro se repetiria em ambos os métodos. Nesse sentido, o erro encontrado não será considerado nos resultados obtidos.

A verificação do contador de ciclos foi feita com sensor *hall*, um transdutor que altera a tensão elétrica com a variação do campo magnético próximo a ele. Um imã foi fixado ao eixo do contador próximo ao sensor e, com auxílio de um programa desenvolvido em linguagem C e utilizando um Arduino, determinou-se o número de rotações por minuto. Os resultados mostram que o contador analógico está funcionando perfeitamente e não apresenta erros de contagem de ciclos.

APÊNDICE B

ON THE USE OF THERMOGRAPHIC TECHNIQUE TO DETERMINE THE FATIGUE LIMIT OF A COLD DRAWN CARBON STEEL

Bandeira C.F.C.[(1)], Kenedi P.P.[(2)], Castro J.T.P.[(3)], Meggiolaro M.A.[(4)]

[(1,2)] Programa de Pós Graduação em Eng. Mecânica e Tecnologia de Materiais CEFET - Rio de Janeiro - Brazil, [(1)] fillypebandeira@hotmail.com, [(2)] paulo.kenedi@cefet-rj.br

[(3,4)] Departamento de Engenharia Mecânica PUC - Rio de Janeiro - Brazil

[(3)] jtcatro@puc-rj.br, [(4)] meggi@puc-rj.br

ABSTRACT

An accelerated thermographic technique and classic procedures are used to measure the fatigue limit of a cold drawn SAE 1020 carbon steel, using a rotating bending machine. Material temperature variations for different stress amplitude levels are accessed using an infrared camera. To validate the fatigue limit obtained by thermography, it is compared to the limit obtained by the traditional Nixon's up-and-down technique. Experimental results confirm that the fast thermographic approach yields fatigue limits quite close to the much slower staircase thechnique, indicating that it can be really a major asset for practical applications.

KEYWORDS

Fatigue, Fatigue limit, Thermography, Staircase.

INTRODUCTION

The fatigue or endurance limit S_L is an important parameter for design purposes, since it establishes a material strength that supposedly can be used to avoid fatigue failures in practice. The fatigue limit obtained by testing small polished specimens can be modified to be used in the design or analysis of real structural components, considering modifying factors to account for the effects of surface finish and similar parameters that typically reduce it [1]. However other factors like compressive residual stresses or even coaxing (fatigue strengthening due cycling loading close to S_L) can increase the fatigue limit [2-5].

Classic methods to obtain the fatigue limit require a large number of specimens, are laborious, time consuming, and quite expensive. Fortunately, new thermographic techniques have been recently developed to obtain fatigue limits in a much cheaper and fast way [6-13]. This method can be much more efficient than the standard up-and-down (or staircase) method, which has been traditionally used as a so-called accelerated method to determine the fatigue limit of materials, albeit it does not deserves this name. Thermography, on the other hand, is a really fast method to determine fatigue limits. The idea is to correlate the stress amplitude σ_a with the heat it generates on the specimen surface, since it can be used to determine the fatigue limit of materials through the location abrupt temperature variations induced by the transition between elastic and cyclic plastic strains, the cause for fatigue damage.

THE THERMOGRAPHIC TECHNIQUE

The thermographic technique is characterized by the use of thermo-elasticity principles to determine the fatigue limit. It assumes that fatigue failures in materials occur when the plastic deformation energy reaches a constant value, characteristic of each material [7, 8]. This physically reasonable hypothesis allowed a rapid correlation between temperature increments and the number of loading cycles, since fatigue damage clearly is an energy dissipation process [9]. Figure 1 schematizes a typical temperature versus number of cycles curve obtained by thermographic techniques during a fatigue test.

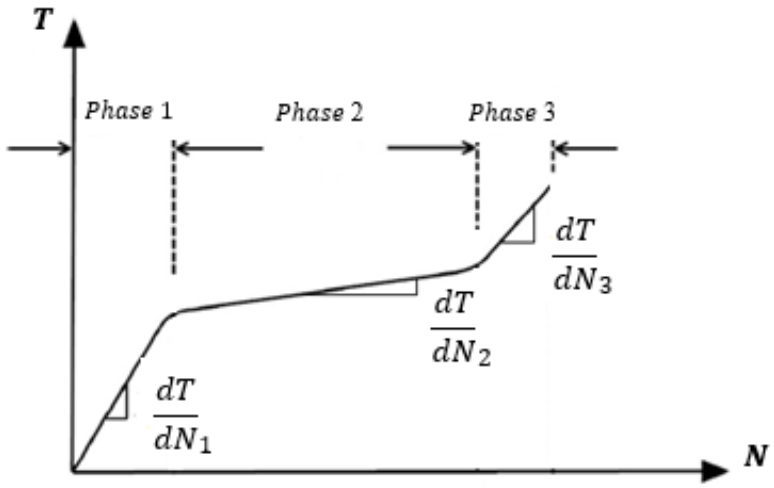


Figure 1: Typical ***N*** vs ***T*** relation observed at a critical point during a fatigue test.

Phases 1, 2, and 3 in Figure 1 represent the three thermal stages observed on the surface of a fatigue specimen during a typical thermographic fatigue test. These stages can be associated to the fatigue process, with phase 1 representing the crack nucleation, phase 2 the crack propagation, and phase 3 the iminent sudden failure. Depending on the stress level, the curve *N*×*T* translates on both *T* and *N* axes, reducing the temperature variations and increasing the number of cycles to failure as σ_a approaches S_L. If $\sigma_a < S_L$, the temperature does not change or changes very little, generating $dT/dN_1 = dT/dN_2 = dT/dN_3 \sim 0$, indicating no fatigue damage generation.

From the behavior *N*×*T*, Risitano et al. [7-8, 10] proposed to determine the fatigue limit in a very fast way by evaluating only its phase 1 for several stress amplitudes, using a single specimen to plot $\sigma_a \times \Delta T_1$ or $\sigma_a \times dT/dN_1$, where ΔT_1 is the temperature variation at the end of phase 1. The behavior of $\sigma_a \times \Delta T_1$ or $\sigma_a \times dT/dN_1$ curves typically has a bilinear trend with different slopes, and the fatigue limit is determined by the intersection between the curve with highest slope with the σ_a-axis, when $\Delta T_1 = 0$ or $dT/dN_1 = 0$.

EXPERIMENTAL RESULTS

The material characterization was done by its chemical composition and by tensile tests. The specimen geometry was defined according to ASTM E466-15 [14]. The fatigue tests were performed in a rotating bending machine RBF 200 with a test frequency around 8500rpm (≈141Hz). The traditional up-and-down sequential tests considered 5.10^6 cycles as a suitable

life to characterize the classic fatigue limit of steels, and the thermography tests were performed using the temperature increasing rate of phase 1 to determine the fatigue limit.

Material Characterization and Specimen Definition

The material used in this research is a carbon steel SAE 1020, obtained by a cold drawn manufacturing process. Table 1 shows this material chemical composition and Table 2 its tensile mechanical properties.

Table 1: Chemical Composition

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Ti	Nb	V
0,226	0,114	0,510	0,020	0,0028	0,024	0,011	0,003	0,017	0,026	<0,001	<0,003	0,001

Table 2: Tensile Mechanical Properties

Specimen number	S_Y (MPa)	S_{UT} (MPa)	EL (%)	AR (%)
1	590	680	14,5	48,50
2	535	635	-	51,50
3	605	685	-	50,50

S_y is the yield strength, S_{ut} is the ultimate strength, EL(%) is the elongation and AR (%) is the area reduction. The flow stress, or the mean value of S_y (575 MPa) and S_{ut} (665 MPa), was used in initial fatigue tests to ajust and calibrate the test machine. Manufacturing precautions were taken in order to guarantee the data repeatability and reliability, as recommended by ASTM E466-15. The test specimens have a mean roughness $R_a = 0.78\,\mu m$. Figure 2 shows the fatigue test specimens dimensions.

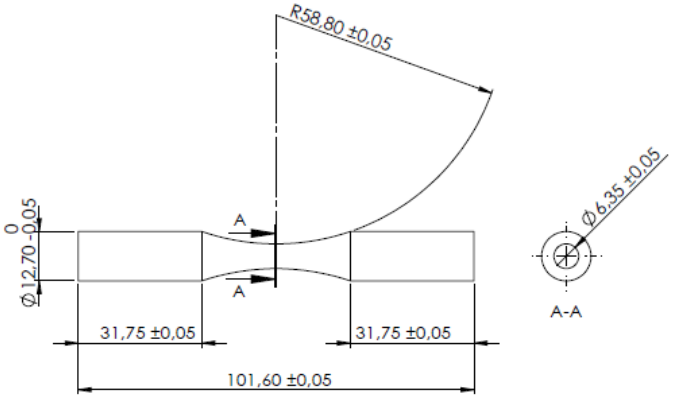


Figure 2: Specimen geometry

The stress amplitude steps for Nixon‘s up-and-down tests (either to increase or to decrease the load in subsequent tests after a failure or a no-failure) was $s = \sigma_a/S_{ut} = 2\%$. The first value of σ_a/S_{ut} was an educated guess of 40%, based on the relatively high material tensile strength and on its good surface finish. Figure 3 shows results obtained with the staircase method.

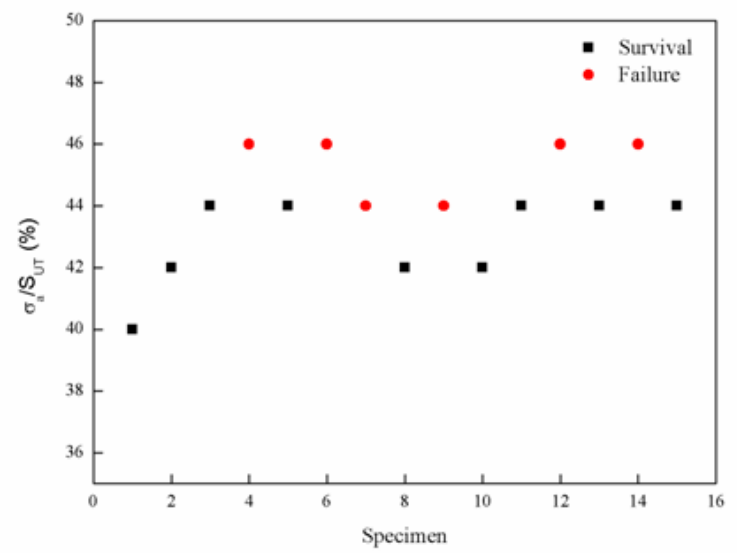


Figure 3: Staircase Results

These 15 test results have been statistically analyzed by Dixon's method [15], to determine their mean value (μ) and standard deviation (φ) of the fatigue limit measured by staircase approach ($S_{L_{sc}}$), see Equation 1.

$$S_{L_{SC}} = \mu \pm \varphi \quad \rightarrow \quad S_{L_{SC}} = (44{,}3 \pm 2{,}4)\% \quad \rightarrow \quad S_{L_{SC}} = (295{,}2 \pm 7{,}1)MPa \tag{1}$$

Thermographic Results

The specimen surface temperature variation was recorded in real time by a FLIR A320 infrared camera, with resolution of 320 x 240 pixels, data acquiring frequency of 30Hz and temperature sensibility of 50mK. In order to improve the camera performance, the middle surface of all specimens was black painted to increase their emissivity, as shown in Figure 4. In additon, a black cloth was used to cover the test machine and infrared camera in order to minimize the effect of noise souces induced by the laboratory environment.



Figure 4: Black Painted Specimen

First it was characterized the material temperature variation until failure for σ_a/S_{ut} □ 60%, 56%, 54% and 52%, in order to define the behavior of the three temperature changing phases and their associated increasing rates dT/dN. In the sequence, other stress amplitude levels were runned only until the start of phase 2, using always the same specimen. Finally, the curve σ_a vs dT/dN_1 was plotted to define the fatigue limit according to Risitano et al. method.

Figure 5 shows the curves N vs T_{max} for each stress amplitude and Figure 6 shows some images extracted from ResearchIR software during the fatigue test for σ_a/S_{ut} = 60%.

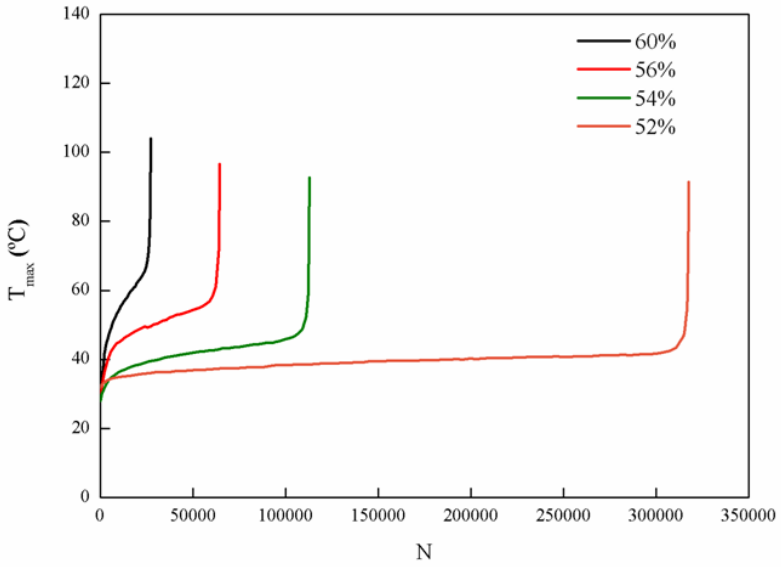


Figure 5: Relation $\boldsymbol{N}$ vs $\boldsymbol{T_{max}}$.

Figure 5 shows phase 1 is responsible for a small part of the total number of cycles reached for each stress amplitude until failure, as observed by *Fargione, et al* [8]. In addition, Figure 5 shows that the material behavior in phase 2 isn't characterized by a temperature stabilization, but by a constant temperature increasing rate. Figure 6 shows the temperature evolution for σ_a/S_{ut} □ 60% during all fatigue test with pictures extracted from the ResearchIR software used by the FLIR camera to show the temperature field on the specimen surface. To determine the fatigue limit the curves σ_a vs dT/dN_1 are plotted for all stress amplitude tested. Two curves are fitted to determine the fatigue transition region, with the abrupt slope changing. Figure 7 shows σ_a vs dT/dN_1 and the fitting curves.

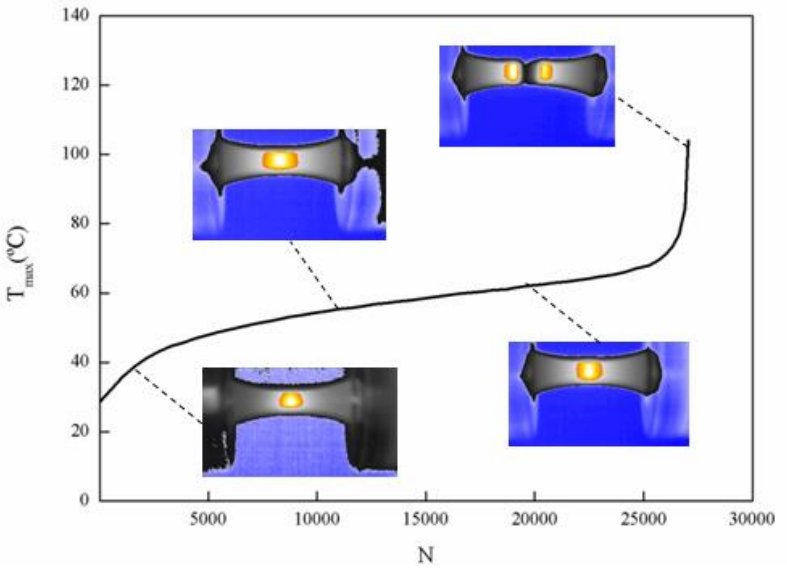


Figure 6: Relation $\boldsymbol{N}$ vs $\boldsymbol{T_{max}}$ - Temperature Evolution for $\boldsymbol{\sigma_a/S_{UT}}$ = 60%.

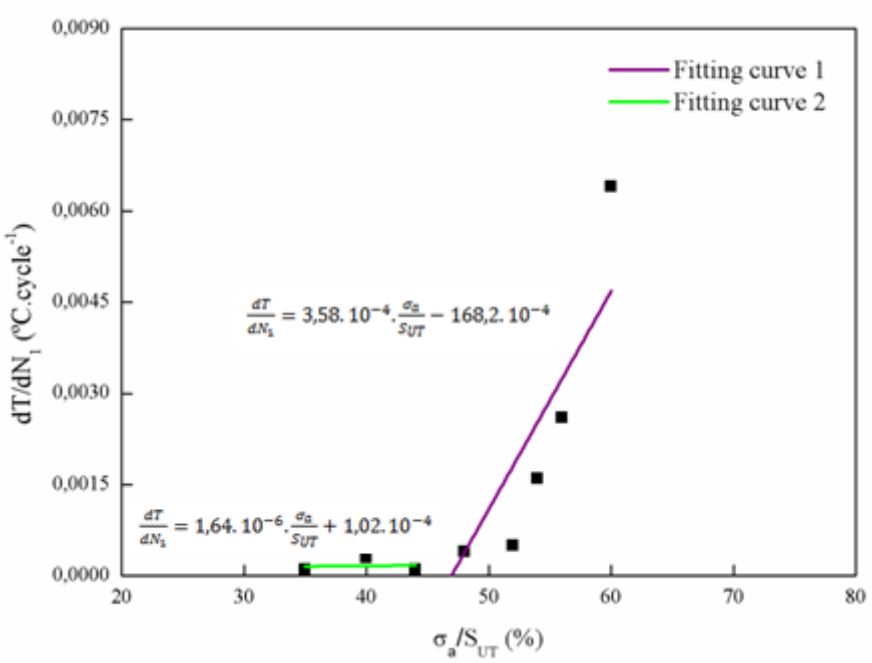


Figure 7: Fitting Curves

To determine the fatigue limit using the thermographic method ($S_{L_{TH}}$), the fitting curve 1 has to be prolonged until it crosses the σ_a-axis, where $dT/dN_1 = 0$.

$$0 = 3{,}58.10^{-4}.\frac{\sigma_a}{S_{UT}} - 168{,}2.10^{-4} \quad (2)$$

$$\frac{\sigma_a}{S_{UT}} = S_{L_{TH}} = 46{,}9\% \quad (3)$$

DISCUSSION OF RESULTS

The fatigue limit determined by the classic up-and-down or staircase method based on fifteen specimens tested in a sequential way, following a pass or no-pass methodology, yielded an small standard deviation calculated by Dixon's statistical methodology as compared to to its mean value, indicating a relatively small dispersion $(288{,}1MPa \leq S_{L_{SC}} \leq 302{,}3MPa)$.

The fatigue limit determined by the thermographic method S_{LTH} □ 311,9Mpa was slight higher, but still close to value obtained by the much slower staircase method. The 8.3% difference between them is within the values observed by *La Rosa et al* [7].

CONCLUSION

The thermographic approach was used to determine the fatigue limit of a cold drawn steel SAE 1020, yielding a fatigue limit slight higher than the value obtained by the much slower classic up-and-down methodology, indicating it can indeed be used as a practical tool to measure such an important property in practical applications.

REFERENCES

[1] Shigley, J.E.; Mishke, C.R.; Budynas, R.G. Mechanical Engineering Design, McGraw-Hill 2004.

[2] Bathias, C.; Paris, P. C. Gigacycle fatigue in mechanical practice, Marcel Dekker, 2005.

[3] Nicholas, T. High cycle fatigue – A mechanics of materials perspective, Elsevier 2006.

[4] Pollak, R.; Palazotto, A.; Nicholas, T. A simulation-based investigation of the staircase method for fatigue strength testing. Mech Mater 38:1170-1181, 2006.

[5] Castro, J.T.P.; Meggiolaro, M.A. Fatigue Design Techniques, v. 1: High-Cycle Fatigue. CreateSpace, 2016.

[6] Luong, M. P. Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique. Mech Mater 28:155-163, 1998.

[7] La Rosa, G.; Risitano, A. Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components. Int J Fatigue 22:65-73, 2000.

[8] Fargione, G.; Geraci, A.; La Rosa, G.; Risitano, A. Rapid determination of the fatigue curve by the thermographic method. Int J Fatigue 24:11-19, 2002.

[9] Curà, F.; Curti, G.; Sesana, R. A new iteration method for the thermographic determination of fatigue limit of steels. Int J Fatigue 27:453-459, 2005.

[10] Risitano, A.; Risitano, G. Cumulative damage evaluation of steel using infrared thermography. Theor Appl Fract Mech. 54:82-90, 2010.

[11] Hou, P.; Fan, J.; Guo, Q.; Guo, X. The application of the infrared thermography on Ti alloy for studying fatigue behavior. Frattura ed Integrità Strutturale 27:21-27, 2014.

[12] Lipski, A. Thermographic method based accelerated fatigue limit calculation for steel X5CRNI18-10 subjected to rotating bending. Polish Maritime Res 22:64-69, 2015.

[13] Lipski, A. Accelerated determination of the fatigue limit and the S-N curve by means of the thermographic method for X5CrNi18-10 steel. Acta Mech Autom 10:22-27, 2016.

[14] ASTM E466: Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials, ASTM 2015.

[15] Dixon,WJ. The up-and-down method for small samples. Am Stat Assoc J 60(312):967-978, 1965

MECSOL
Joinville 2017

Thermography – A Faster Method to Obtain the Fatigue or Endurance Limit of Materials

Carlos F. C. Bandeira
Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais - PPEMM
CEFET - RJ
fillypebandeira@hotmail.com

Paulo P. Kenedi
Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais - PPEMM
CEFET - RJ
paulo.kenedi@cefet-rj.br

Jaime T. P. de Castro
Departamento de Engenharia Mecânica
PUC - Rio
jtcastro@puc-rj.br

ABSTRACT

The endurance limit is a key material property for mechanical design against fatigue failures, but the traditional method to obtain this important property is expensive and time consuming, requiring a considerable number of specimens and a long time to be completed.

In this work, a thermography approach is used to obtain the endurance limit of a cold drawn steel, according to Risitano's method, using a rotating bending machine. Material temperature variations for different loading levels are accessed to determine the endurance limit. In order to confirm the thermography results and its gains in relation to other techniques, the traditional Nixon's staircase method is also used to obtain the fatigue limit.

Preliminary results show that thermography approach is really a faster and much cheaper method to obtain the endurance limit, because it requires a limited number of specimens and just a few hours to be implemented, generating endurance limits results quite close to the staircase method.

Keywords: Fatigue, Endurance limit, Thermography.

1 INTRODUCTION

The fatigue phenomenon can be divided into two phases. The first is characterized by crack initiation, a process that usually starts by cyclic dislocation movements that coalesce to form intrusions and extrusions at or near the critical point of the structural component. This phase is often primarily driven by the range of shear stresses, and it ends when a small dominant crack is formed at the critical point. The second phase involves the crack growth or propagation until the eventual final failure, in most cases following a path perpendicular to the maximum normal stresses. The final failure involves a fracture process, which leads the piece to break often in a brusque or sudden way, usually without previous evident warnings [1]. That is why fatigue failures must be avoided in most structural designs.

The fatigue or endurance limit S_L is an important parameter for design purposes, since it establishes a material strength that supposedly can be used to avoid fatigue failures in practice. Although many empirical estimations for the endurance limit are available, its experimental determination is primordial for its reliable use in engineering applications.

The endurance limit obtained by testing small polished specimens can be modified to be used in the design or analysis of real structural components, considering modifying factors to account for the effects of surface finish and similar parameters that typically reduce it [2]. However other factors like compressive residual stresses or even coaxing (fatigue strengthening due cycling loading close to S_L [3]) can increase the endurance limit.

Traditional methods to obtain the endurance limit require a large number of specimens are laborious time consuming and expensive. Fortunately, new experimental techniques have been recently developed to obtain endurance limits in a much cheaper and fast way. These new methods can be much more efficient than the staircase (or up-and-down) method, which has been traditionally used as an accelerated method to determine the endurance limit of materials. This classic method starts by cyclic loading a specimen under a stress amplitude close to the expected endurance limit. Then, depending on the test result, either failure or survival for a long enough number of cycles, a next specimen is loaded under a stress amplitude, respectively, greater or lower than previous one by a fixed load increment or decrement [3]. After many specimens are tested, a statistical approach developed by Dixon and Mood [4] is used to calculate the mean value and the associated standard deviation of the endurance limit estimative.

Although this method is known as “accelerated” when compared with other Wöhler-like procedures [5], it still requires many specimens and a long time to be completed. Indeed, the specimens “survive” only after reaching a number of cycles higher than the expected life used for defining the fatigue limit, say 10^6 or even 10^7 for steels (or much more for other materials like Al alloys). So, depending on the test frequency each specimen can take several days to be tested. Hence, since up-and-down method requires the specimens to be tested sequentially, a fatigue limit measurement can be quite time-consuming and expensive.

Thermography, on the other hand, is a recently proposed method to determine the endurance limit in a really accelerated way. Its main advantage is to require only a few specimens, which don’t need to be tested until failure, so the tests can be completed in a much shorter time. The idea is to correlate the stress amplitude σ_a applied on specimens with the heat generated in their surface due to the non-conservative crack initiation process [6]. In other words, the thermographic method uses the relationship between number of cycles N and the temperature T for different stress amplitudes to evaluate fatigue damage in the specimens. This relation can be used to determine the endurance

limit of materials, through the observation of when an abrupt temperature variation occurs on the specimen's surface as the stress amplitude increases [6].

2 EXPERIMENTAL METHODS

This section describes how the staircase and the thermographic methods can be used to determine the endurance limit of materials.

2.1 The Staircase Method

The staircase method uses a simple idea, based on an iterative analysis. A specimen is submitted to a stress amplitude σ_a and if it breaks the next specimen is tested under a smaller stress amplitude decreased by a pre-defined stress increment s. However, if the specimen doesn't break after a long enough number of cycles, e.g. between 10^6 and 10^7 for steels, the next specimen is tested under a larger stress amplitude increased by the same stress increment s [3]. This process is continued until testing a number of specimens n that is statistically representative, according to Dixon-Mood's proposal [4]. The staircase method flowchart is presented in Figure 1.

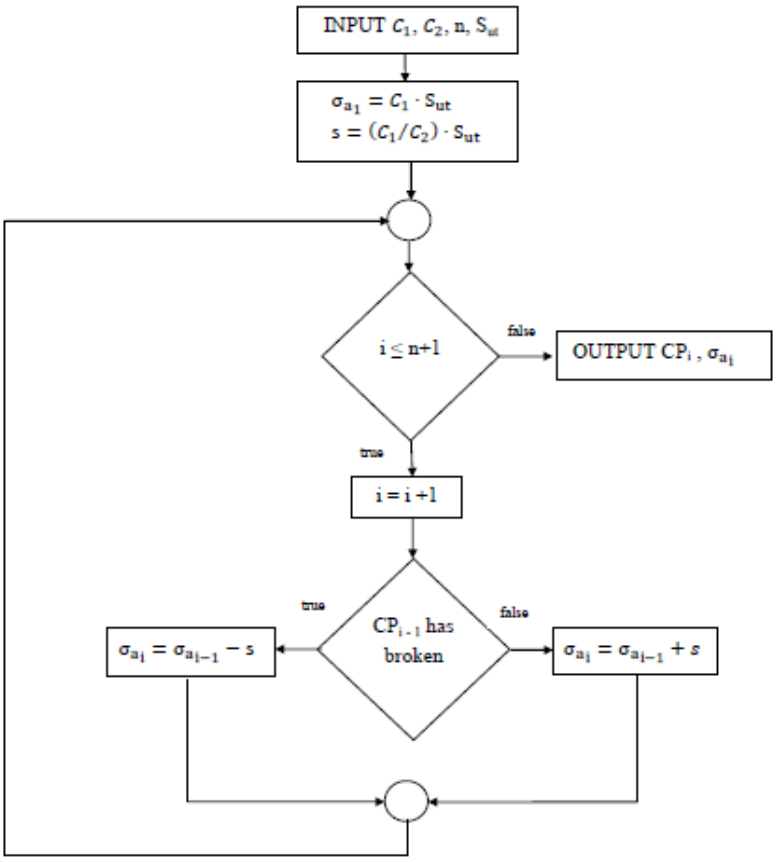


Figure 1: Staircase Method Flowchart.

In Figure 1, C_1 is a positive constant smaller than one, that multiplies the tensile strength of material S_{ut} to estimate the first stress amplitude σ_{a1}; C_2 is a positive constant larger than one that divides constant C_1 to generate the stress increment s; $1 < i < n + 1$ is a counter; σ_{ai} is the ith stress amplitude; and CP_i is an output variable that has two values: F or S, if the ith specimen has failed or survived, respectively.

After all specimens are used, a statistical analysis is done according to Dixon-Mood's methodology [4]. Figure 2 shows a flowchart describing Dixon-Mood's statistical analysis to calculate the mean and standard deviation of the endurance limit obtained through staircase method.

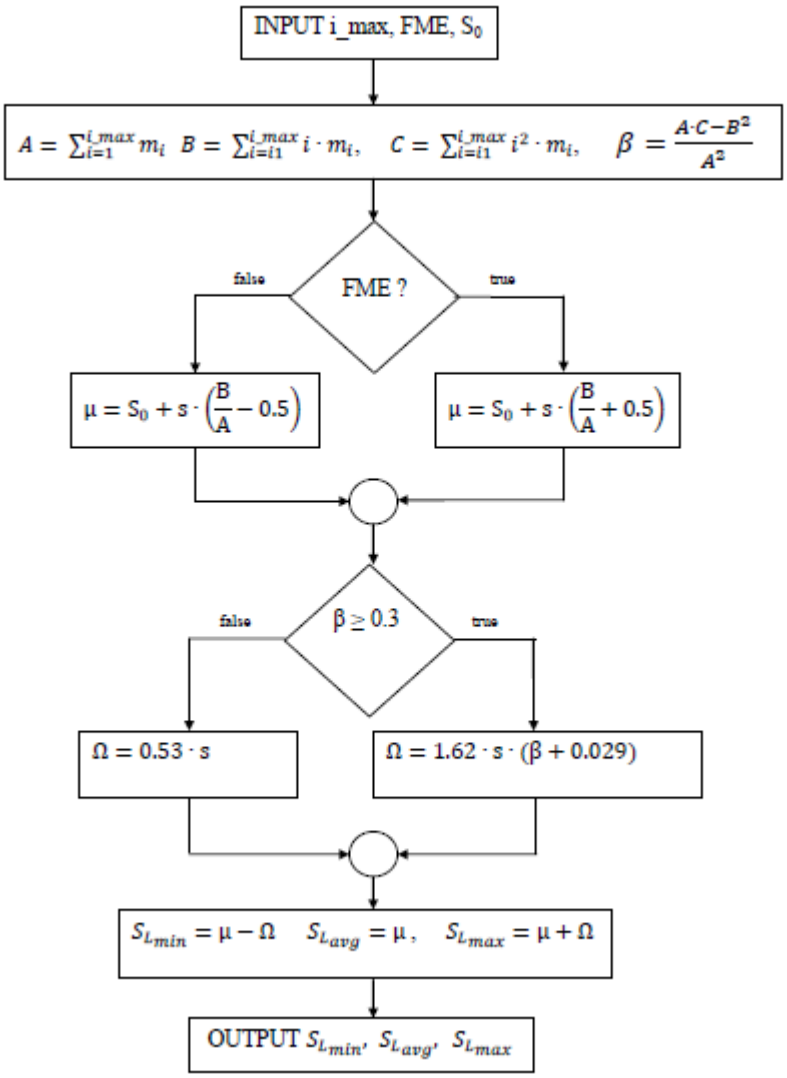


Figure 2: Dixon-Mood's Statistical Analysis Flowchart.

In Figure 2, A, B and C are constants defined in the flowchart; i_max is the number of specimens that have survived if most events are failures (FME); S_0 is the lowest stress amplitude associated with a survival; and m_i corresponds to the number of specimens that have survived at each stress amplitude level. If most events are survivals, i_max is the number of specimens that

have failed; S_0 is the lowest stress amplitude associated with a failure; and m_i corresponds to the number of specimens which have failed at each stress amplitude level.

All such parameters and calculations are used to determine the mean μ and the standard deviation Ω of the endurance limit. The staircase is a common method used to compare the endurance limit of materials [6-9-11-12-13], due to its sound statistical approach.

2.2 The Thermographic Method

The thermographic method is characterized by the use of thermo-elasticity principles to determine the endurance limit, through the temperature variation on the external surface of the specimens during loading application. It is known that a body subjected to loading experiences a changing on its temperature. In cases where this loading is above the endurance limit, this temperature variation is even more pronounced [6]. Equation 1 shows the correlation between temperature variation ΔT and the principal stresses summing.

$$\Delta T = -\frac{\alpha}{\rho . C_p} . T . \Delta\sigma \quad (1)$$

$$\sigma = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 \quad (2)$$

In Equation 1, α is the coefficient of linear expansion, ρ is the material density, C_p is the specific heat capacity, T is the absolute temperature and $\Delta\sigma$ is the range of principal stresses summing.

Risitano is the pioneer in the development of this technique, proposing the hypothesis that fatigue failure in materials occurs when the plastic deformation energy reaches a constant value, characteristic of each material [7, 8]. This hypothesis allowed a rapid correlation between the temperature increasing and the number of loading cycles, since fatigue damage is known as energy dissipation process [9]. Figure 3 shows, schematically, the behavior of the temperature variation in function of the number of cycles N during a fatigue loading.

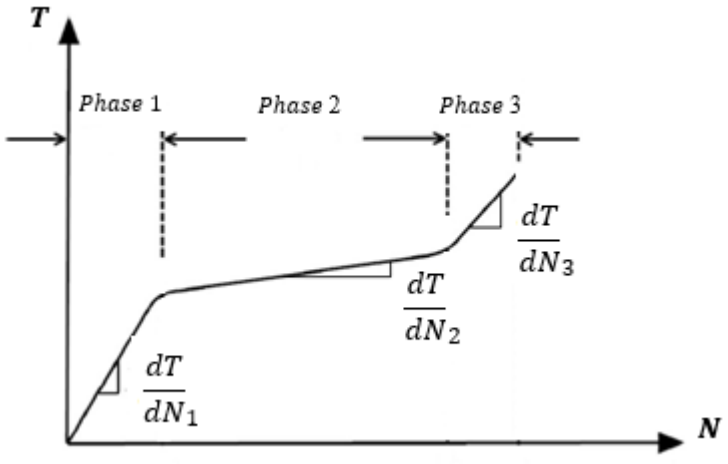


Figure 3: Relationship N vs T during a fatigue loading ([9] – modified).

In Figure 3, phases 1, 2 and 3 represent the three thermal stages behavior of a specimen during a fatigue test. These thermal stages can be associated to the fatigue process, with phase 1 representing the crack nucleation, phase 2 the crack propagation and phase 3 the sudden failure.

The phase 1 is characterized by its linear temperature increasing, from the start of the test up to the change of its rate (dT/dN_1) to a lower value. Phase 1 corresponds to about 10% of the number of cycles to failure expected for a specific load level [7]. Phase 2 is characterized by its temperature stabilization ($dT/dN_2 = 0$) or by its constant temperature increasing rate $dT/dN_2 = constant$, depending on the material [12]. Phase 2 corresponds to the majority number of cycles until failure. Finally, phase 3 is characterized by its abrupt temperature increasing rate (dT/dN_3) and consequent final fracture.

Depending on the stress level, the curve N vs T translates both on T-axis and on N-axis, reducing the temperature variation and increasing the number of cycles to failure for σ_a increasingly close to S_L. In cases of $\sigma_a < S_L$, the temperature doesn't change or changes very little, generating $dT/dN_1 = dT/dN_2 = dT/dN_3 \sim 0$ [6], that represents no fatigue damage generation, as shown by the stress σ_4 in Figure 4.

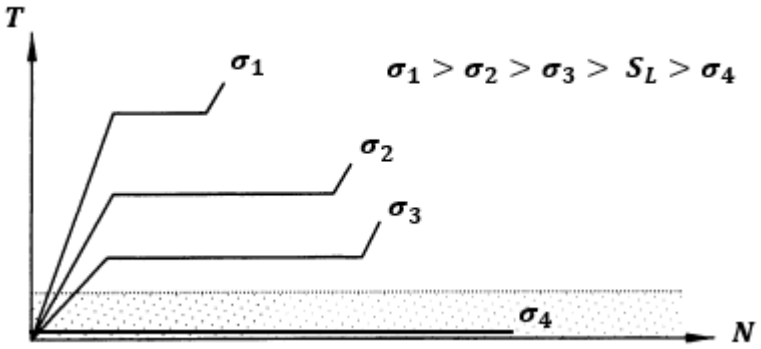


Figure 4: Relationship N vs T for Different Stresses ([7] – modified).

From behavior N vs T, Risitano proposed to determine the endurance limit with the evaluation of only phase 1 for several stress amplitude, using the same specimen, in order to plot σ_a vs ΔT_1 or σ_a vs dT/dN_1, where ΔT_1 is the temperature variation at the end of phase 1 [6], calculated according to Equation 3.

$$\Delta T_1 = T_1 - T_0 \tag{3}$$

In Equation 3, T_1 is the maximum temperature at the end of phase 1 and T_0 is the environmental temperature.

Risitano showed that the behavior of σ_a vs ΔT_1 or σ_a vs dT/dN_1 has a bilinear trend, with slopes $d(\Delta T_1)/d\sigma_a$ or $d(dT/dN_1)/d\sigma_a$ presenting huge differences [6]. This slope difference defines a transition region from no damage to damage, because when a material is subjected to a loading greater than the endurance limit, its temperature increases much more due to the damaging process [6]. The endurance limit is then determined by the intersection between the curve with highest slope with the σ_a-axis, when $\Delta T = 0$ or $dT/dN_1 = 0$.

Figure 5 shows an example of the behavior σ_a vs ΔT_1 for a titanium alloy, obtained by Hou, *et al.* in order to determine the endurance limit of this material using thermography [9]. In this same figure is represented the highest curve slope and its intersection with σ_a-axis as proposed by Risitano. In this case, the endurance limit is about 425MPa [9].

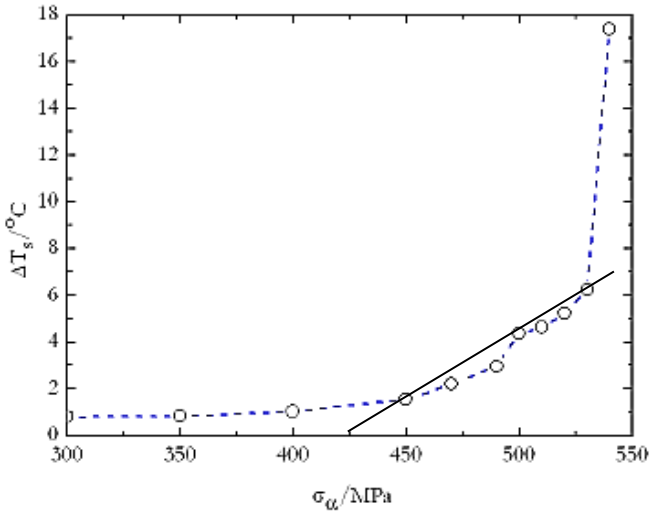


Figure 5: S_L determination according to Risitano ([9] – modified).

Curà, *et al*. [13] proposed other way to determine the endurance limit with σ_a vs ΔT_1 or σ_a vs dT/dN_1 curves. Instead of considering the intersection between the highest curve slopes with σ_a-axis, it would be determined through the intersection of slopes from phases 1 and 2, as represented by Figure 6. In this case, the endurance limit is about 450MPa, 5,9% higher than Risitano's proposal.

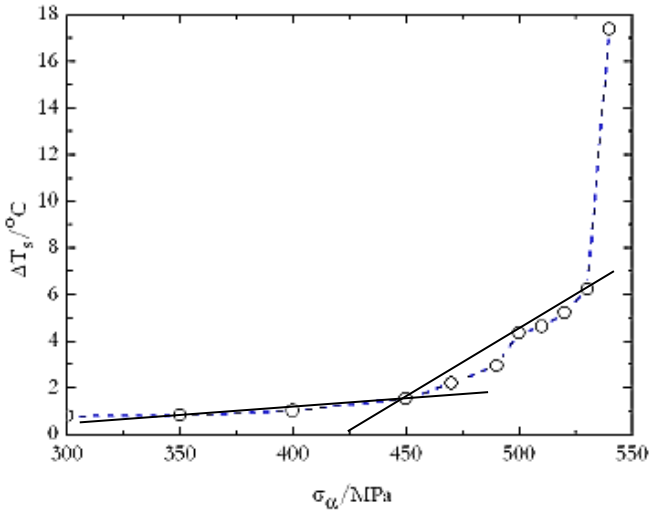


Figure 6: S_L determination according to Curà et al ([9] – modified).

Finally, the thermographic method shows that its main advantages are the cost reduction and time saving to perform it, besides having a good accuracy when compared to other traditional methods or literature data.

3 EXPERIMENTAL RESULTS

The experimental results are divided in: material characterization, specimen definition, staircase and thermographic results.

The material characterization was done by chemical composition, tensile tests and metallographic analysis in order to determine monotonic mechanical properties and microstructure configuration. The specimen geometry definition was done by an investigation of the most used specimen's geometry in a rotating bending machine for thermographic and staircase tests, besides fatigue standards specifications.

The staircase results are processed by Dixon-Mood statistical proposal, considering a number of cycles between 10^6 and 10^7, suggested by Shigley and Mischke [2], to be the border of infinite life for steels. For practical reasons, 5.10^6 cycles was adopted as the border of infinite life, due to the test frequency of 8500rpm and the maximum daily working time of the laboratory of up to 12 hours. The thermographic results are obtained by material temperature characterization for different stress amplitude levels, using first phase temperature increasing rate and post processing results according to Risitano and Curà proposals in order to compare them.

3.1 Material Characterization

The material used in this work is the carbon steel SAE 1020 in a non constant circular cross section bar. Table 1 shows material chemical composition and Table 2 its tensile mechanical properties.

Table 1 Chemical Composition (%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Ti	Nb	V
0,226	0,114	0,510	0,020	0,0028	0,024	0,011	0,003	0,017	0,026	<0,001	<0,003	0,001

Table 2 Tensile Mechanical Properties

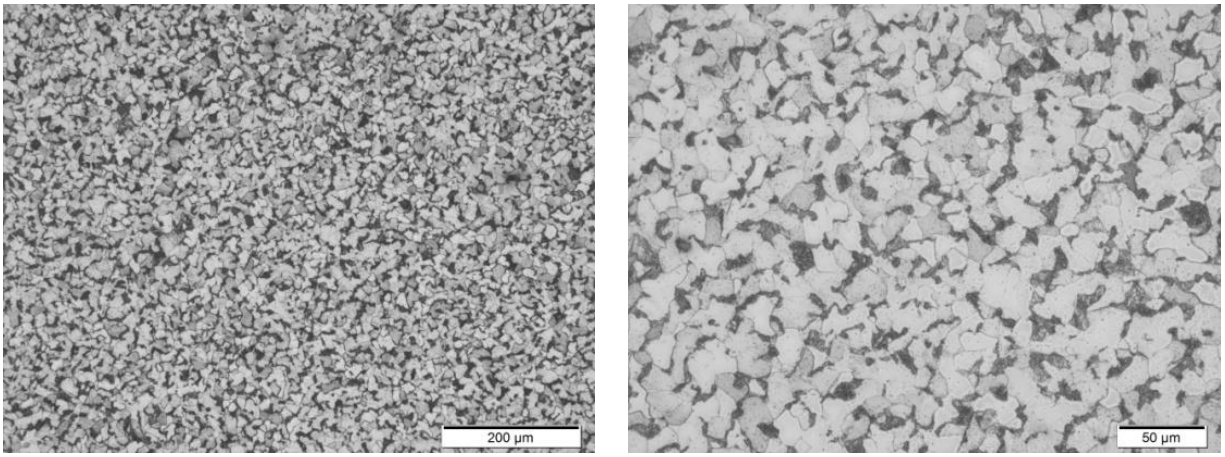
Specimen number	S_Y (MPa)	S_{UT} (MPa)	EL (%)	AR (%)
1	590	680	14,5	48,50
2	535	635	-	51,50
3	605	685	-	50,50

Where S_y is the yield strength, S_{ut} is the ultimate strength, EL (%) is the elongation percentage and AR (%) is the area reduction percentage.

As shown in Table 2, three specimens were tested and the results obtained varied slightly. In this work it will be used mean values of S_y (575 MPa) and S_{ut} (665 MPa) to define loading test. In addition it could be noted that material has high values of S_y and S_{ut} with low ductility. This

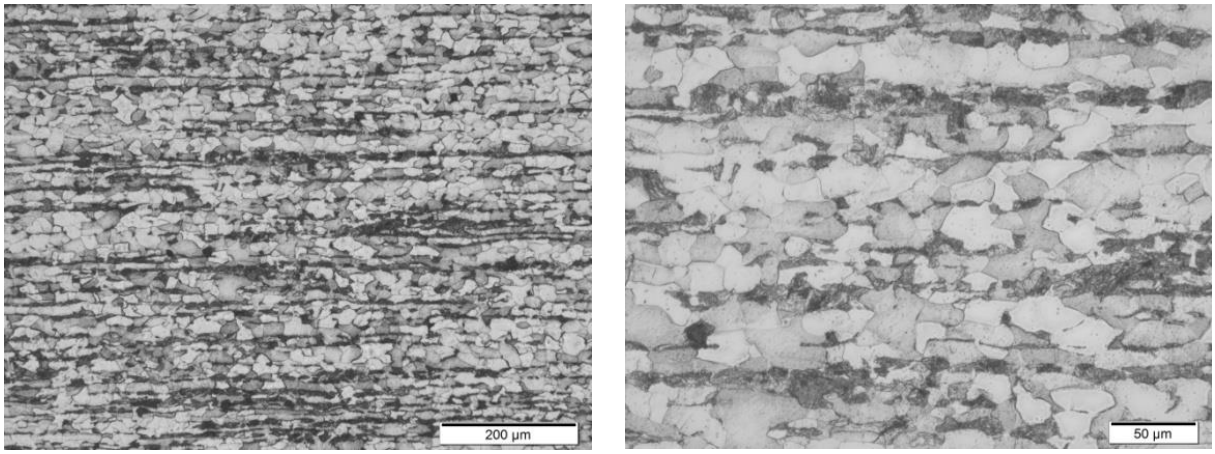
material characteristic allows applying quite high stresses on specimen, besides it is expected to have a high endurance limit.

The reason for this tensile strength level can be justified by the microstructure hardening caused by a possible cold drawing manufacturing process that decreases interlamellar spacing and accumulates dislocations by blocking its movements. To confirm it, optical microscopy was performed in the specimen longitudinal and transversal directions, as shown in Figure 7 and Figure 8.



(a) (b)

Figure 7: Microscopy of Specimen - Transversal Direction; (a) 200X; (b) 500X.



(a) (b)

Figure 8: Micrography of Specimen - Longitudinal Direction; (a) 200X; (b) 500X.

Figure 7 shows transversal direction micrography revealing ferrite-pearlite microstructure refinement, with non-equiaxed grains. Figure 8 shows longitudinal direction micrography revealing grains orientation parallel to this direction with aligned pearlite colonies, as expected for a drawn process with no post heat treatment.

Both micrographs confirm the previously hypothesis, about the material manufacturing process, that resulted in a high material mechanical strength, not usually expected for a traditional SAE 1020 steel.

3.2 Specimen Definition

Both fatigue test approaches used in this investigation, staircase and thermography, were evaluated in a rotating bending machine RBF 200, with proper specimen dimensions, with a cross section reduction as proposed by standard ASTM E466-15 [14] in order to reduce stress concentration factor. Figure 9 shows specimen dimensions.

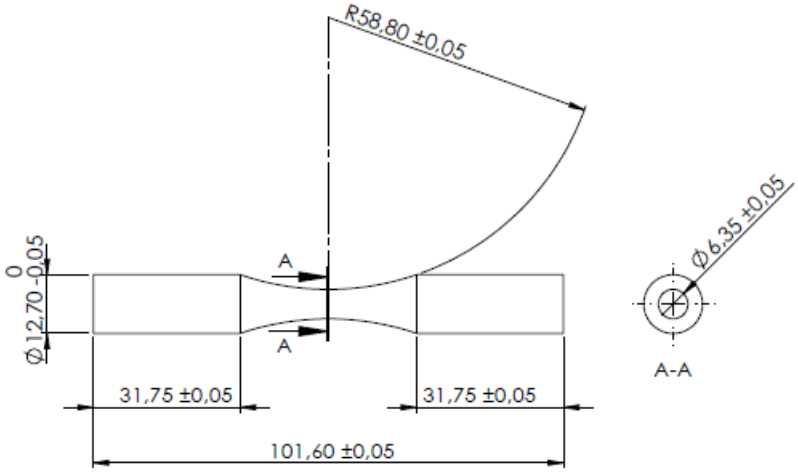


Figure 9: Specimen geometry and dimensions.

Some manufacturing precautions were taken in order to guarantee results repeatability and reliability as recommended by ASTM E466-15 [14]. All specimens were taken from cold drawn bars of the same raw material batch to avoid material properties dispersion. No heat treatment was performed either before or after specimens manufacturing, keeping material condition as received.

The specimens were machined by a computer numeric control lathe to increase dimensions repeatability, with controlled cutting advances to avoid fillet undercutting and significative residual stresses. The surface condition in the specimen central region has an average roughness of $R_a = 0.78\,\mu m$, quite close to polished finish. Figure 10 shows the specimen after all manufacturing process.



Figure 10: Specimen used on fatigue tests.

After received, all specimens were stored under humidity controlled environment. Before each test, a dimensional checking was done on critical cross section diameter due to its importance on stress calculation and fatigue results.

3.3 Staircase Method Results

The staircase method was evaluated considering an increment for stress amplitude ratio equal to $s = \sigma_a/S_{ut} = 2\%$ and a frequency of 8500 rpm (≈ 141 Hz). Although it was considered as surviving specimens those that reached $5 \cdot 10^6$ cycles, some of them exceeded this value due to the longer test time available. If a specimen didn't break after $5 \cdot 10^6$ cycles, then the stress amplitude was increased by s. However, if a specimen broke before $5 \cdot 10^6$ cycles, then the stress amplitude was reduced by the same factor, and so on.

The first value of σ_a/S_{ut} was an educated guess of 40%, based on the high material tensile strength and specimen good surface finish. Altogether, fifteen specimens were tested for staircase methodology, in order to increase Dixon-Mood's statistical accuracy. Figure 11 shows results obtained with staircase approach.

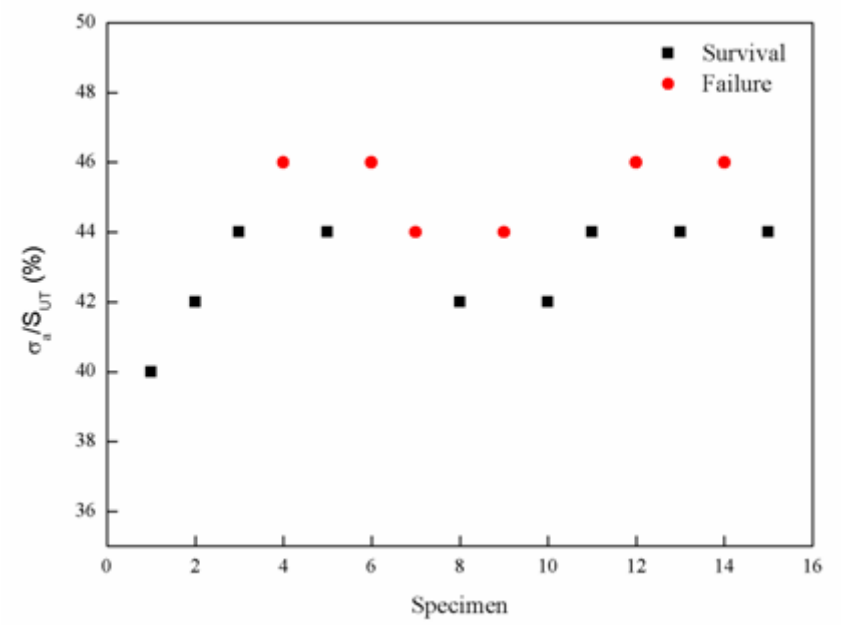


Figure 11: Staircase results.

Figure 11 shows that range of σ_a/S_{ut} went through between 40% and 46%, although $\sigma_a/S_{ut} = 40\%$ has happened only once and $\sigma_a/S_{ut} = 46\%$ has failed for all specimens that were submitted to this stress level. In addition, there were more survived specimens (nine specimens) than failed (six specimens), which indicates that endurance limit could be in the σ_a/S_{ut} range verified in Figure 11.

Table 3 shows the number of cycles N that each specimen reached during tests, with its associated final condition: failure or survival. It shows that all failed specimens (highlighted in red) broken before reaching $5 \cdot 10^6$cycles. In addition, Table 3 shows that the most failed specimens broken after 10^6 cycles (even after $2 \cdot 10^6$), as happened with specimens of number 4, 7, 9 and 14,

showing that if the infinite life border was used equal to 10^6 cycles, only two specimens would have broken, which could mask the real fatigue behavior of staircase method.

Table 3 Number of Cycles Reached for Each Specimen

Specimen	***N***	**Final condition**
1	$6.00 \cdot 10^6$	Survival
2	$5.55 \cdot 10^6$	Survival
3	$5.37 \cdot 10^6$	Survival
4	$2.05 \cdot 10^6$	Failure
5	$1.00 \cdot 10^7$	Survival
6	$8.13 \cdot 10^5$	Failure
7	$3.78 \cdot 10^6$	Failure
8	$5.05 \cdot 10^6$	Survival
9	$2.76 \cdot 10^6$	Failure
10	$5.78 \cdot 10^6$	Survival
11	$5.91 \cdot 10^6$	Survival
12	$9.78 \cdot 10^5$	Failure
13	$6.14 \cdot 10^6$	Survival
14	$3.11 \cdot 10^6$	Failure
15	$5.45 \cdot 10^6$	Survival

The results obtained with staircase approach are then used in conjunction with Dixon-Mood's statistical method, presented in Figure 2, to calculate the endurance limit. Since the less frequent event was the failure, then Dixon-Mood's statistical method will use the less conservative equation to determine the mean endurance limit value, as described in Figure 2.

Table 4 presents the endurance limit calculation using staircase experimental approach ($S_{L_{SC}}$) with Dixon-Mood's statiscal method.

Table 4 Endurance Limit by Staircase Approach

μ (%)	**σ (%)**	**$S_{L_{SC}}$ (MPa)**
44,3	2,4	295,2 ± 7,1

3.4 Thermographic Method Results

The specimen surface temperature changing during rotating bending fatigue tests was recorded in real time by an infrared camera FLIR A320, with resolution of 320 x 240 pixels, data acquiring frequency of 30Hz and temperature sensibility of 50mK. The temperature data was analyzed with the utilization of ResearchIR software from FLIR.

In order to improve camera performance, the surface on reduced cross section region of all specimens was painted with black ink to increase its emissivity, like a black body. In additon, a black cloth was used to cover the rotating bending machine and temperature acquisition system in order to dininish the heat changes with laboratory environment, as shown in Figure 12 and Figure 13, besides keeping all lights off.



Figure 12: Black Painted Specimen.



(a) (b)

Figure 13: Thermographic System: RBF200 and FLIR A320 (a) without and (b) with Protection Black Cloth.

First it was characterized the material temperature variation for some amplitude stresses until failure, in order to define the three phase's behaviour and their associated temperature increase rate (dT/dN). In sequence, other amplitude stresses were evaluated until the start of second phase, using the same specimen. Finally, the curve σ_a vs $dT/dN_1$was plotted to define the endurance limit.

To evaluate the material temperature variation, four specimens were tested until failure with σ_a/S_{ut} = 60%, 56%, 54% and 52%, in order to define the material relation between the number of cycles and maximum temperature (N vs T_{max}). These tests were performed with a frequency equal to 8500 rpm. Figure 14 shows the curves N vs T_{max} for four σ_a/S_{ut} and Figure 15 shows some images extracted from ResearchIR software during test for σ_a/S_{ut} = 60%.

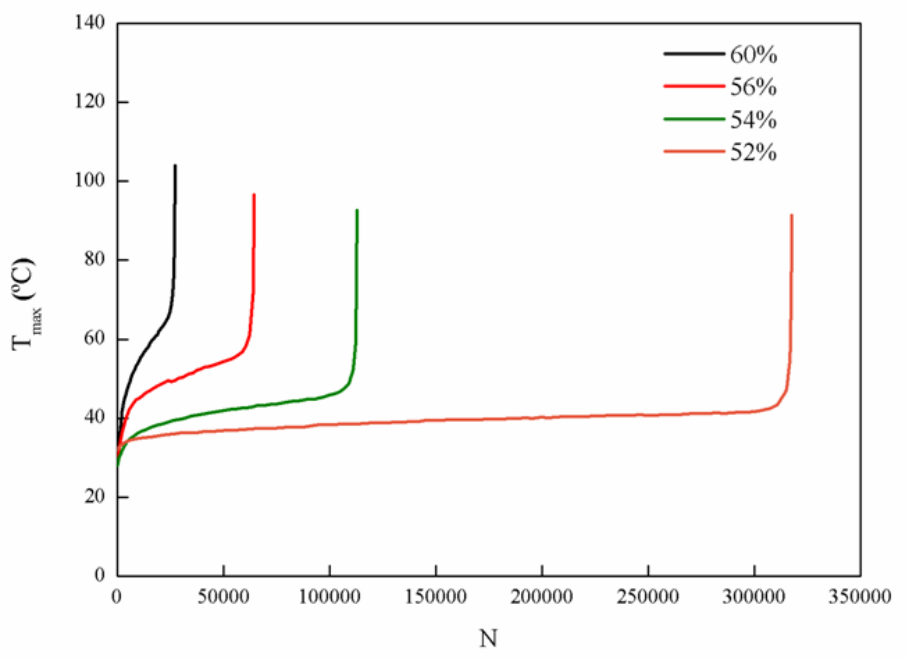


Figure 14: Relation N vs T_{max}.

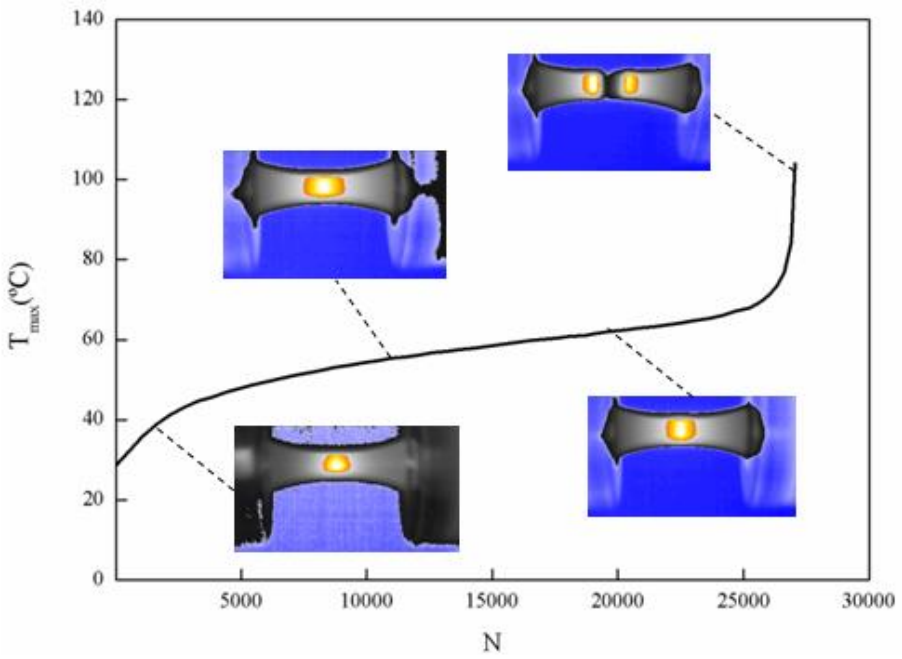


Figure 15: Relation N vs T_{max} - Temperature Evolution for σ_a/S_{UT} = 60%.

Figure 14 shows that for higher stress amplitude, the number of cycles until failure is lowered, but the temperature increasing rate augmented for the three phases. It is possible to note that phase 1 is responsible for a small part of the total number of cycles reached for each stress amplitude. In addition, Figure 14 shows that the material behavior in phase 2 isn't characterized by temperature stabilization, but by a constant temperature increasing rate.

Figure 15 shows an amplification of the N vs T_{max} curve for σ_a/S_{ut} = 60%, with the temperature evolution of three phases. As expected, the maximum temperature region is already evidenced in the test beginning, as being on the specimen's critical cross section. In phase 1, the maximum temperature field is concentrated in the critical section, generating a high thermal gradient in the specimen's longitudinal direction, probably because the loading heat generated at this phase is still higher than any possible thermal conduction along the specimen.

In addition, Figure 15 shows that in second phase, the maximum temperature field increases and thermal gradient decreases, when both parameters are compared to phase 1. In the end of this phase, the maximum temperature field begins to decrease, probably due to the proximity of the phase 3, which is responsible for the larger specimen temperature variation.

Other stress amplitudes were tested in order to determine their temperature increasing rate for phases 1 and 2, using the same specimen. Table 5 presents values of dT/dN for phases 1, 2 and 3, in function of the stress amplitude ratio σ_a/S_{ut}.

Table 5 Temperature Increasing Rate

σ_a/S_{UT} (%)	dT/dN_1 (°C/cycle)	dT/dN_2 (°C/cycle)	dT/dN_3 (°C/cycle)
60	$6.40 \cdot 10^{-3}$	$9.00 \cdot 10^{-4}$	$11.9 \cdot 10^{-2}$
56	$2.60 \cdot 10^{-3}$	$2.00 \cdot 10^{-4}$	$1.52 \cdot 10^{-2}$
54	$1.60 \cdot 10^{-3}$	$1.00 \cdot 10^{-4}$	$2.05 \cdot 10^{-2}$
52	$5.00 \cdot 10^{-4}$	$2.00 \cdot 10^{-5}$	$1.53 \cdot 10^{-2}$
50	$3.50 \cdot 10^{-3}$	$5.00 \cdot 10^{-5}$	-
48	$4.00 \cdot 10^{-4}$	$2.00 \cdot 10^{-5}$	-
44	$1.00 \cdot 10^{-4}$	$8.00 \cdot 10^{-6}$	-
40	$3.00 \cdot 10^{-4}$	$9.00 \cdot 10^{-6}$	-
35	$1.00 \cdot 10^{-4}$	$6.00 \cdot 10^{-6}$	-

To determine the endurance limit with thermographic method ($S_{L_{TH}}$), the relation between stress amplitudes σ_a/S_{ut} and the temperature increasing rate in the first phase will be used, plotting the curve σ_a vs dT/dN_1 according to results from Table 5. Straight lines are fitted to determine the transition region from no damage/damage, through the slope changing $d(dT/dN_1)/d\sigma_a$. Figure 16

shows the relation of σ_a vs dT/dN_1 and Figure 17 shows the fitting curves used to determine the endurance limit.

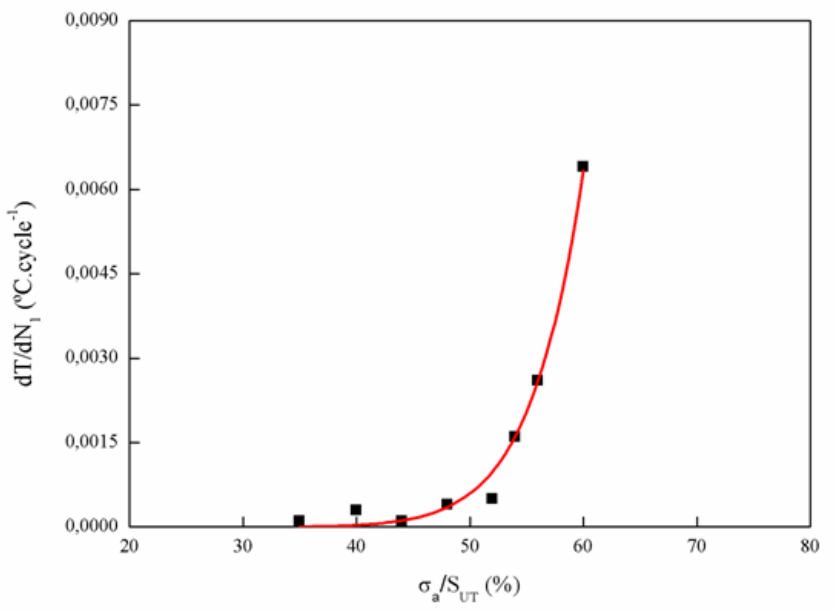


Figure 16: Relation σ_a vs dT/dN_1.

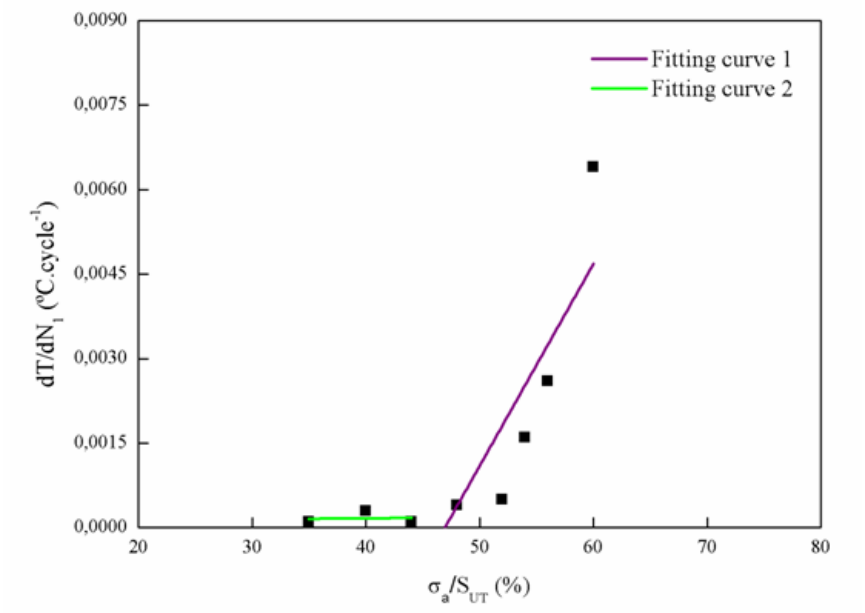


Figure 17: Fitting Curves.

Figure 16 shows the non linear behavior between stress amplitude and the temperature increasing rate. For smaller stress amplitude, lower is the temperature increasing rate. A power curve was used to fit results, in order to identify the slope curve changing, necessary to determine the endurance limit. This power curve is described by Equation 4.

$$\frac{dT}{dN_1} = 1{,}59.10^{-26}\left(1+\frac{\sigma_a}{S_{UT}}\right)^{13{,}22} \quad (4)$$

Figure 17 shows two fitting curves plotted to determine the endurance limit, fitting curve 1 and fitting curve 2. Fitting curve 1 describes the region of σ_a vs dT/dN_1 with high temperature increasing rate, while fitting curve 2 describes the region with low temperature increasing rate. These curves are described by Equations 5 and 6, respectively.

$$\frac{dT}{dN_1} = 3{,}58.10^{-4}.\frac{\sigma_a}{S_{UT}} - 168{,}2.10^{-4} \quad (5)$$

$$\frac{dT}{dN_1} = 1{,}64.10^{-6}.\frac{\sigma_a}{S_{UT}} + 1{,}02.10^{-4} \quad (6)$$

To determine the endurance limit according to Risitano [6], the fitting curve 1 has to be prolonged until it across σ_a-axis, that is, where $dT/dN_1 = 0$.

$$0 = 3{,}58.10^{-4}.\frac{\sigma_a}{S_{UT}} - 168{,}2.10^{-4} \quad (7)$$

$$\frac{\sigma_a}{S_{UT}} = 46{,}9\% \quad (8)$$

To determine the endurance limit according to Curà [13], curve fitting 1 and curve fitting 2 have to be prolonged until they cross themselves.

$$3{,}58.10^{-4}.\frac{\sigma_a}{S_{UT}} - 168{,}2.10^{-4} = 1{,}64.10^{-6}.\frac{\sigma_a}{S_{UT}} + 1{,}02.10^{-4} \quad (9)$$

$$\frac{\sigma_a}{S_{UT}} = 47{,}5\% \quad (10)$$

Table 6 presents the endurance limit using thermographic experimental approach ($S_{L_{TH}}$), for Risitano and Curà proposals.

Table 6 Endurance Limit by Thermographic Approach

	$\mathbf{S_{L_{TH}}}$ **(%)**	$\mathbf{S_{L_{TH}}}$ **(MPa)**
Risitano	46,9	312,4
Curà	47,5	316,4

4 DISCUSSION

The endurance limit determined by staircase method $(S_{L_{SC}})$ showed to be quite reliable with only fifteen tested specimens. Its standard deviation calculated according to Dixon-Mood's statistical methodology is relatively small when compared to its mean value, resulting in a little dispersion, varying $S_{L_{TH}}$ from 288.1 MPa to 302.3 MPa.

The endurance limit determined by thermographic method $(S_{L_{TH}})$, despite have been obtained without standard deviation, has a value of 312,4 MPa (obtained from Risitano method) and 316,4 MPa (obtained from Curà method). These values have a small percentage difference of 1,3%, showing that in this case is practically indifferent to use Risitano or Curà proposals to post processing σ_a vs dT/dN_1 results to determine the endurance limit.

Both endurance limit from thermographic results, Risitano and Curà, are higher and close to that obtained from staircase approach. The maximum percentage difference between two approaches is obtained comparing minimum value of $S_{L_{SC}}$ with Curà's result and the minimum is obtained comparing maximum value of $S_{L_{SC}}$ with Risitano's result. Table 7 shows the difference percentage range (minimum and maximum) between thermographic and staircase approaches.

Table 7 Percentage Difference Between Thermography and Staircase Approaches

Minimum (%)	**Maximum (%)**
3,3	9,8

Table 7 shows that minimum and maximum percentage difference between thermographic and staircase approaches are small, including the maximum (less than 10%). These percentage differences are reasonable when compared to literature data, as per La Rosa *et al*. comparisons in reference [6].

5 CONCLUSION

In this work, thermographic approach was used to determine the endurance limit of a cold drawn steel SAE 1020 with a high tensile strength. In order to compare its experimental result, the staircase method in conjunction with Dixon-Mood's statistics was used to determine the same material property. The results show good accuracy and correlation, with a maximum percentage difference around 10% higher than staircase method.

REFERENCES

[1] Rosa, E., 2002, “Análise de Resistência Mecânica – Mecânica da Fratura e Fadiga”, UFSC.

[2] Shigley, J. E.; Mishke, C. R.; Budynas, R. G., 2004, “Mechanical Engineering Design”, chapter 7, McGraw-Hill, New York.

[3] Nicholas, T., 2006, “High cycle fatigue – A mechanics of materials perspective”, chapter 3, Elsevier, Great Britain.

[4] Pollak, R.; Palazotto, A.; Nicholas, T., 2006, “A simulation-based investigation of the staircase method for fatigue strength testing”, Mechanics of Material, 38, 1170-1181.

[5] Castro, J. T. P.; Meggiolaro, M. A., 2009, “Fadiga – Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço”, Volume I.

[6] La Rosa, G.; Risitano, A., 2000, “Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components”, International Journal of Fatigue, vol. 22, 65-73.

[7] Fargione, G.; Geraci, A.; La Rosa, G.; Risitano, A., 2002, “Rapid determination of the fatigue curve by the thermographic method”, International Journal of Fatigue, vol. 24, 11-19.

[8] Risitano, A.; Risitano, G., 2010, “Cumulative damage evaluation of steel using infrared thermography”, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, vol. 54, 82-90.

[9] Hou, P.; Fan, J.; Guo, Q.; Guo, X., 2014, “The application of the infrared thermography on titanium alloy for studying fatigue behavior”, Frattura ed Integrità Strutturale, vol. 27, 21-27.

[10] Lipski, A., 2015, “Thermographic method based accelerated fatigue limit calculation for steel X5CRNI18-10 subjected to rotating bending”, Polish Maritime Research, vol. 22, 64-69.

[11] Lipski, A., 2016, “Accelerated determination of the fatigue limit and the S-N curve by means of the thermographic method for X5CrNi18-10 steel”, Acta Mechanica et Automatica, vol. 10, 22-27.

[12] Luong, M. P., 1998, “Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique”, Mechanics of Materials, vol. 28, 155-163.

[13] Curà, F.; Curti, G.; Sesana, R., 2005, “A new iteration method for the thermographic determination of fatigue limit of steels”, International Journal of Fatigue, vol. 27, 453-459.

[14] ASTM E466, 2015, “Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials”, chapter 5.

[15] Bathias, C.; Paris, P. C., 2005, “Gigacycle fatigue in mechanical practice”, Marcel Dekker, New York.

[16] Hou, P. J.; Guo, X. L.; Han, F.; Fan, J. L., 2013, “Fatigue damage indicators based on the infrared thermographic method”, International Conference on Fracture, 13th edition.

[17] Crupi, V.; Epasto, G,; Guglielmino, E.; Risitano, G., 2015, “Analysis of temperature and fracture surface of AISI4140 steel in very high cycle fatigue regime”, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, vol. 80, 22-30.

[18] Risitano, A.; Risitano, G., 2013, “Cumulative damage evaluation in multiple cycle fatigue tests taking into account energy parameters”, vol. 45, 214-222.

[19] Corigliano, P.; Crupi, V.; Epasto, G.; Guglielmino, E.; Risitano, G., 2015, “Fatigue assessment by termal analysis during tensile tests on steel”, Procedia Engineering, vol. 109, 210-218.

[20] Zhang, L.; Liu, X. S.; Ma, Z. Q.; Fang, H. Y., 2013, “Rapid determination of fatigue life based on temperature evolution”, International Journal of Fatigue, vol. 54, 1-6.

RESPONSIBILITY NOTICE

The author(s) is (are) the only responsible for the printed material included in this paper.