



Gabriela Wegmann Lima

**Determinação Experimental do Limite de
Fadiga de uma Liga de Alumínio por
Termografia**

Projeto de Graduação

Projeto de Graduação apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica da PUC–Rio.

Orientador: Jaime Tupiassú Pinho de Castro, Ph. D.

Rio de Janeiro
Dezembro de 2018

Agradecimentos

Agradeço primeiramente à Deus pelas oportunidades que tive na vida.

Agradeço ao meu orientador, Jaime de Castro, por todo o apoio e conhecimento transmitido dentro e fora de sala de aula, sendo sempre atencioso, paciente e inteiramente disposto a sanar qualquer dúvida.

Agradeço à PUC-Rio e às agências CNPq e CAPES pelo auxílio concedido no desenvolvimento deste trabalho.

A minha família que sempre me apoiou dando todo o suporte emocional necessário. Em especial aos meus avós Rosa Maria e Edgard por sempre acreditarem no meu potencial e por terem tornado possível o sonho de me graduar em engenharia mecânica.

A minha mãe Flávia e aos meus irmãos Diego e Bernardo, testemunhas da minha dedicação ao longo do curso, que muitas vezes reclamam da minha ausência, mas que sempre me motivaram.

Ao meu namorado Pedro, que há mais de quatro anos vem me motivando, mesmo sem se dar conta da importância que suas palavras de apoio e incentivo têm. Agradeço por sempre estar comigo e sempre acreditar que eu sou capaz de atingir meus objetivos.

Agradeço à COMISSÃO, composta por Chico (Francisco André Mendes), Mura (Murilo Oliveira) e Lele (Erick Posse), os irmãos que a PUC me deu, por voluntariamente me aturarem ao longo de todos esses anos de graduação e proporcionarem momentos incríveis que sempre ficarão guardados comigo.

Aos meus amigos de PUC-Rio Lipinho, Bastos, Henrique, Cunha, Marcelo e Gabizinha por todas as maravilhosas aulas e horas de salinha compartilhadas, ademais das épicas partidas de tênis.

Aos meus amigos de Colégio Loyola Claudinha, Riri, Line, Cells, Júlia Wolf, Vih, Zeb e os demais integrantes do *LEB*, que, mesmo com a distância e o passar dos anos, sempre mantêm o grupo unido.

Ao pessoal do laboratório de fadiga, sobretudo Julian, Gabriela Paiva e Carlos Filipe que muito me ajudaram para a execução do projeto, compartilhando conhecimento, materiais e equipamentos.

Ao pessoal do CEFET-RJ, que sempre foram muito atenciosos, disponibilizando equipamentos e compartilhando conhecimento, possibilitando assim a realização deste projeto

Ao pessoal do Laboratório de Sensores a Fibra Óptica, principalmete ao Professor Arthur Braga, pela oportunidade de trabalhar no laboratório e a toda a equipe pelo vasto conhecimento transmitido ao longo deste tempo de estágio.

Agradeço também ao pessoal do Arsenal de Marinha do Rio de Janeiro por todo aprendizado nesses meses que estive no Arsenal. Em especial, agradeço ao Sgt. Filho, Sgt. Peixoto e Sgt. Bruno da área de metalografia, que muito contribuíram para a execução deste projeto.

Resumo

Determinação Experimental do Limite de Fadiga de uma Liga de Alumínio por Termografia

A fadiga é um tipo de falha mecânica muito comum em estruturas. Esse mecanismo é induzido pela atuação de cargas alternadas que, mesmo que sejam elásticas macroscopicamente, levam à iniciação e eventualmente à propagação de uma trinca até o colapso da estrutura. Para o projeto de estruturas contra a fadiga, é essencial que se tenha conhecimento do limite de fadiga do material. Essa propriedade indica que tensões atuantes com amplitudes menores do que seu valor não causam dano por fadiga. Os métodos convencionais para determinação do limite de fadiga incluem grande quantidade de corpos de prova e testes muito longos. Nesse cenário surge o método termográfico que possibilita a obtenção do limite de fadiga com um número pequeno de corpos de prova e testes relativamente curtos. Esse método seria especialmente conveniente para ligas de alumínio, já que esse material possui vidas muito longas, exigindo testes ainda mais demorados pelos métodos tradicionais de determinação do limite de fadiga. Portanto, esse projeto se propõe a realizar testes termográficos, utilizando o método de Risitano para a determinação do limite de fadiga. Além disso, como uma forma de checar os resultados obtidos por termografia, ainda é feita uma análise εN do material, levantando suas propriedades. Dessa forma pretende-se calcular a amplitude de tensão necessária para gerar a vida infinita do alumínio pelo método εN . Evidentemente a forma ideal de checagem dos valores obtidos por termografia seria a partir dos métodos convencionais de determinação do limite de fadiga. Entretanto, a extrapolação do método εN é uma estimativa educada que pode ser feita em um espaço de tempo mais curto.

Palavras-chave

Limite de fadiga; Alumínio; Termografia; Método de Risitano; Extrapolação εN .

Abstract

Experimental Determination of the Aluminum Fatigue Limit with Thermographic Method

Fatigue is a type of mechanical failure very common in structures. This mechanism is caused by alternating load actuation that, even if they are elastic macroscopically, leads to the initiation and eventual propagation of a crack until the collapse of the structure. For the design of structures that do not fail due to fatigue, it is essential to know the fatigue limit of the material. This property indicates that alternating tensions smaller than this value do not cause fatigue damage. The conventional methods for determining the fatigue limit include large amounts of test specimens and very long tests. Meanwhile, the thermographic method emerges, which makes it possible to obtain the fatigue limit with a small number of specimens and relatively short tests. This method would be especially convenient for aluminum alloys, since this material has very long lives, requiring even longer tests by traditional methods of determining the fatigue limit. Therefore, this project proposes to perform thermographic tests, using Risitano's method to determine the fatigue limit. In addition, as a way of checking the results obtained by thermography, a εN extrapolation is made. The first step is obtain the εN properties of the material to calculate the alternating tension needed to generate the infinite life of aluminum. Obviously the ideal way of checking the values obtained by thermography would be from the conventional methods of determining the fatigue limit. However, the extrapolation of the εN method is a polite estimate that can be completed in a shorter time.

Keywords

Fatigue limit; Aluminum; Thermography; Risitano's Method; εN extrapolation.

Sumário

1	Introdução	10
2	Apresentação Teórica	13
2.1	Fadiga	13
2.2	Princípios da Termografia	20
2.3	Termografia Aplicada à Fadiga	24
2.4	Extrapolação de Dados εN	30
3	Caracterização do Material Utilizado	35
3.1	Metalografia	35
3.2	Propriedades Mecânicas	37
4	Procedimentos Experimentais	42
4.1	Equipamentos Utilizados	42
4.2	Corpo de Prova	45
4.3	Testes Para Determinação de N_s	48
4.4	Teste Para Determinação do Limite de Fadiga Por Termografia	49
4.5	Ensaio εN	49
5	Resultados e Discussões	53
5.1	Número Total de Ciclos da Fase 1 (N_s)	53
5.2	Limite de Fadiga (S'_L) Por Termografia	54
5.3	Limite de Fadiga (S'_L) Por Extrapolação de Dados εN	56
6	Conclusão	62
6.1	Trabalhos Futuros	63

Lista de figuras

2.1	Esquema das ordens de grandeza envolvidas na fadiga. [1]	13
2.2	Navios que tiveram falha por fadiga. [1]	14
2.3	Esquema de trinca por fadiga. [1]	15
2.4	Fase inicial de trincamento por fadiga. [1]	15
2.5	Curva SN do aço A-517. [1]	18
2.6	Curvas SN típicas para aço e ligas de alumínio.[2]	19
2.7	Imagem capturada por uma câmera térmica. [3]	20
2.8	Esquema de uma superfície semitransparente irradiada [4].	21
2.9	Poder emissivo espectral de corpos negros. [4]	22
2.10	Variação da temperatura superficial de um corpo submetido a carregamento cíclico. [5]	25
2.11	Variação da temperatura superficial de um corpo submetido a carregamento cíclico para diferentes tensões. [5]	25
2.12	Determinação gráfica do limite de fadiga por Luong.[6]	26
2.13	Procedimento <i>stepped loading</i> $\Delta T \times N$. [5]	29
2.14	Gráfico $\Delta T_2 \times \sigma_a$ e $\partial T / \partial N_s \times \sigma_a$ usando procedimento <i>stepped loading</i> .	30
2.15	Componentes elástica e plástica da deformação total [1].	31
2.16	Curvas $\sigma \varepsilon$ cíclica e $\Delta \sigma \Delta \varepsilon$ do laço. [1]	32
2.17	Esquema da curva εN de Coffin-Manson. [1]	33
3.1	Composição química da liga de alumínio 6351 de acordo com o fabricante.	36
3.2	Amostra para análise metalográfica e embutidora.	36
3.3	Lixadeira e bancada utilizadas na preparação da amostra para análise metalográfica.	37
3.4	Microestrutura da liga de alumínio com 500x de aumento.	37
3.5	Desenho do corpo de prova usado no ensaio de tração (mm).	38
3.6	Corpos de prova utilizados no ensaio de tração.	39
3.7	Conjunto utilizado no ensaio de tração.	39
3.8	Gráfico de tensão versus deformação obtido para os dois corpos de prova no ensaio de tração.	40
3.9	Gráficos das parte elástica do ensaio de tração com suas aproximações lineares.	41
4.1	Máquina de flexão rotativa utilizada.	42
4.2	Esquema de uma máquina de flexão rotativa.	43
4.3	Câmera infravermelho utilizada nos testes.	43
4.4	Montagem do sistema de aquisição de dados junto à máquina de flexão rotativa.	44
4.5	Máquina servo-hidráulica e monitor do controlador utilizados nos ensaios εN .	45
4.6	Desenho do corpo de prova usado na máquina de flexão rotativa.	46
4.7	Corpo de prova pintado utilizado no ensaio termográfico.	46
4.8	Desenho do corpo de prova utilizado nos ensaios εN .	47

4.9	Corpo de prova utilizado nos ensaios εN usinado e polido.	47
4.10	Montagem do relógio comparador na servo-hidráulica para o alinhamento desta.	50
4.11	Calibração do <i>clip gage</i> .	51
4.12	Montagem do ensaio εN .	52
4.13	Interface <i>LABview</i> utilizada nos ensaios εN .	52
5.1	Gráfico $\Delta T \times N$ para as tensões de $0.6S_R$, $0.7S_R$ e $0.8S_R$.	53
5.2	Gráfico da tendência de N_s para diversas tensões.	54
5.3	Gráfico da variação da temperatura de estabilização ΔT_2 versus à tensão em relação a resistência ao escoamento σ_a/S_R .	55
5.4	Curva de Coffin-Manson obtida para os ensaios realizados.	56
5.5	Laços de histerese iniciais do ensaio a 0.4% de deformação.	57
5.6	Laços de histerese iniciais do ensaio a 0.5% de deformação.	58
5.7	Laços de histerese iniciais do ensaio a 0.8% de deformação.	58
5.8	Laços de histerese estabilizados com a respectiva curva de Ramberg-Osgood do ciclo.	59
5.9	Laços de histerese estabilizados e deslocados para uma mesma origem com a respectiva curva de Ramberg-Osgood do laço.	60

Lista de tabelas

2.1	Emissividade de alguns materiais.	23
3.1	Propriedades mecânicas do alumínio utilizado.	40
5.1	Número de ciclos da fase 1 para cada tensão alternada.	54
5.2	Propriedades ϵN da liga de alumínio 6351.	57
5.3	Propriedades cíclicas da liga de alumínio 6351.	59

1

Introdução

As falhas estruturais são problemas de suma importância na área da engenharia, uma vez que podem levar uma estrutura ou um equipamento à perda total ou parcial de seu funcionamento. Portanto, parece razoável que a função primordial da engenharia estrutural seja garantir o funcionamento das estruturas, bem como controlar as consequências de quaisquer falhas. Em especial, a fadiga é geralmente o mecanismo de falha dominante em estruturas mecânicas. Tal mecanismo de falha é induzido primariamente pela atuação de cargas alternadas em uma peça, provocando assim a iniciação de uma micro-trinca, que evolui para uma trinca e propaga paulatina, levando a um eventual colapso da estrutura.

O conceito de limite de fadiga (S'_L) a partir de uma vida longa (N_L) é bastante útil no projeto contra fadiga. Esse conceito significa que as tensões que tenham amplitude abaixo desse limite não causam dano por fadiga, independentemente do número de ciclos de carregamento aplicados, gerando assim uma vida infinita à fadiga. [1]

O limite de fadiga é uma propriedade do material e, portanto, deve ser obtido experimentalmente, apesar de existirem algumas estimativas para seu valor. Entretanto, o limite de fadiga da peça submetida a condições reais de serviço (S_L) pode ser alterado de acordo com o acabamento superficial da peça, gradiente de tensão no ponto crítico da peça, temperatura de trabalho e dispeção dos dados.

O primeiro a identificar a possível existência do limite de fadiga foi Wöhler no final do século XIX, sendo assim o método de Wöhler um dos métodos tradicionais para o cálculo do limite de fadiga. Entretanto esses métodos tradicionais de maneira geral exigem um número muito grande de ensaios, com muitos corpos de prova e muitas horas de ensaio. Portanto, começou-se a buscar métodos mais rápidos e baratos para a determinação deste limite. [7]

Um método bastante utilizado para obter mecanicamente o limite de fadiga do material é o método de Dixon, também conhecido como *staircase*. Esse método foi desenvolvido por Dixon mais recentemente, em meados da década de 1960. Para a obtenção do limite de fadiga a partir dessa metodologia, são realizados ensaios com tensões próximas do limite de fadiga esperado e observa-se o comportamento do corpo de prova. Se o corpo de prova falhar, então a tensão aplicada está acima do limite de fadiga do material. Todavia, se

o corpo de prova atingir uma determinada quantidade de ciclos N_L sem falhar, então o corpo de prova possui vida infinita e a tensão aplicada está abaixo de limite do fadiga do material. Dessa forma, é possível obter a tensão a partir da qual o corpo de prova possui vida infinita, ou seja, o limite de fadiga do material.

Apesar de ser um método mais eficiente que os tradicionais, o método de Dixon ainda demanda um número muito grande de corpos de prova para aumentar a precisão dos resultados (pelo menos 15). Além disso, a obtenção do limite de fadiga também é demorada, já que esses testes são bastante longos devido ao elevado número de ciclos.

Mais recentemente, a análise da fadiga por quantificação do calor dissipado por meio da termografia a partir de diferentes abordagens tem chamado bastante a atenção da indústria. [8] Isso porque essa obtenção do limite de fadiga pode ser feita com ensaios mais rápidos e com uma pequena quantidade de corpos de prova.

Dentre as diferentes abordagens do uso da termografia na análise de fadiga, já no final da década de 1990, foi desenvolvida a técnica de Risitano para calcular o limite de fadiga dos materiais. Nesse método, o corpo de prova é submetido a tensões cujas amplitudes são gradualmente aumentadas. Quando a amplitude dessas tensões excede o valor do limite de fadiga do material, a temperatura da superfície do corpo de prova aumenta, sendo assim possível obter o valor de S'_L a partir da taxa de variação da temperatura.[9]

O alumínio é um material bastante complicado de se obter o limite de fadiga mecanicamente, pois, segundo Juvinall, o limite de fadiga para as ligas de alumínio é definido para uma vida longa de $N_L = 5 \times 10^8$, sendo assim necessária uma quantidade muito grande de testes e muito tempo investido nessa determinação pelo método *staircase* por exemplo. Além disso, ainda existem vários textos que mencionam especificamente que as ligas de alumínio não possuem limite de fadiga, afirmação todavia questionável já que elas possuem limiar de propagação de trinca. [1]

Dessa forma, o presente projeto pretende utilizar o método termográfico proposto por Risitano para determinar o limite de fadiga do alumínio, tendo em vista as dificuldades da obtenção deste limite por outros métodos. Os testes necessários para essa determinação foram realizados no CEFET-RJ em uma máquina de flexão rotativa com corpos de prova padrão de alumínio e monitorados a partir de uma câmera térmica, para que seja possível obter a taxa de variação de temperatura na superfície do corpo de prova.

Ademais, este projeto trabalha com uma estimativa do limite de fadiga do alumínio a partir da extrapolação de dados εN . Com isso, espera-se

endoçar os resultados obtidos por termografia. Os testes para aplicação de tal método foram executados no laboratório de fadiga da PUC-Rio, também com procedimento e corpos de prova padronizados. Inicialmente será levantada uma curva de fadiga εN para este alumínio. Em seguida, será calculada, a partir da curva obtida, a tensão necessária para que seja atingida a vida infinita, estimando-se assim o limite de fadiga. Esse método tão pouco é de natureza mecânica, mas dado a dificuldade da obtenção do limite de fadiga do alumínio mecanicamente, ele pode fornecer um bom parâmetro para a comparação dos resultados. Espera-se então que o valor obtido para o limite de fadiga do alumínio obtidos por termografia e pela extrapolação dos dados εN sejam coerentes entre si e com os valores já apresentados na literatura.

2

Apresentação Teórica

2.1

Fadiga

Falhas mecânicas são aquelas causadas pela aplicação de cargas de serviço. A fadiga é causada pela aplicação repetida de carregamentos variáveis, gerando e/ou propagando paulatinamente uma trinca, sendo portanto um importante tipo de falha mecânica. A grande maioria das falhas estruturais que ocorrem na prática envolve problemas de fadiga, resultando em um custo estimado em mais de 4% do produto interno bruto (PIB) na Europa e nos Estados Unidos. [1] [10]

As falhas por fadiga são localizadas progressivas e cumulativas. Dessa forma, a modelagem do trincamento por fadiga deve ser tratada como problema local, sendo assim pouco dependente da tensão nominal aplicada na peça como um todo. [1]

A fadiga abrange fenômenos com diferentes ordens de grandeza, sendo assim multidisciplinar. O trincamento por fadiga ocorre pela quebra sucessiva de ligações atômicas, o que provoca movimento cíclico de discordâncias. Em relação ao dimensionamento à fadiga, são necessárias técnicas macroscópicas de análise tensão e deformação, resistências e acúmulo de dano. [1] Na figura 2.1 temos a um esquema das ordens de grandeza envolvidas no problema de fadiga.

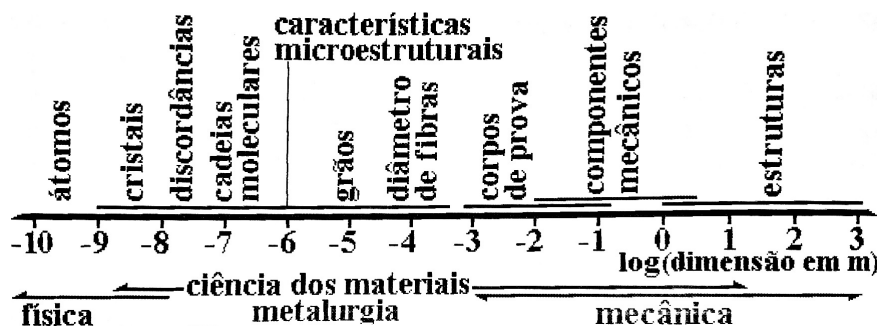


Figura 2.1: Esquema das ordens de grandeza envolvidas na fadiga. [1]

A modelagem das falhas por fadiga deve ser precisa e confiável, já que o dano gerado pelo trincamento fica majoritariamente restrito à região crítica da peça, não tendendo a gerar avisos prévios de falhas. Portanto, as fraturas de peças fadigadas podem ocorrer de forma brusca e inesperada, sendo

assim necessário que haja uma inspeção periódica das peças sujeitas a cargas alternadas. [1]

Na figura 2.2 temos dois navios cujos cascos falharam por fadiga enquanto estavam atracados, ou seja, sob cargas baixas. Essas fraturas frágeis ocorreram devido à propagação brusca de pequenas trincas. Fica então evidente a necessidade de constantes inspeções dos componentes em serviço. Além disso, conclui-se que, quando não se pode garantir a inexistência de trincas, deve-se assumir que essas trincas existam e projetar para que seja tolerada a maior trinca que não se possa detectar até a seguinte inspeção.[1]

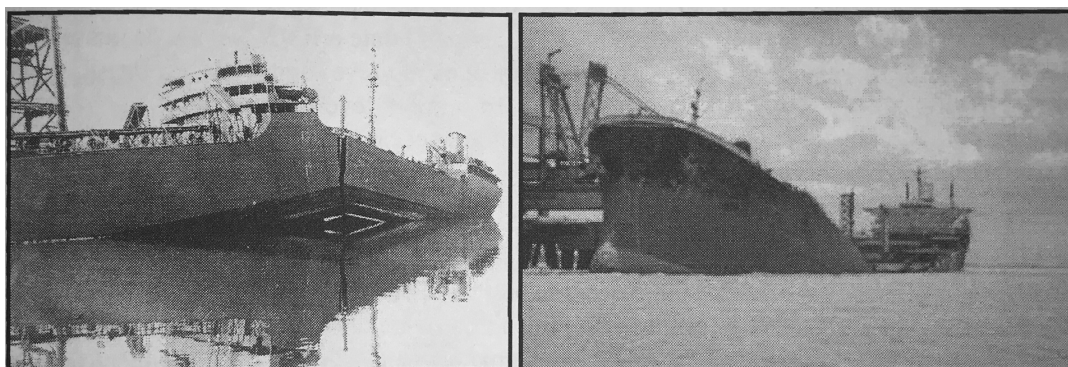


Figura 2.2: Navios que tiveram falha por fadiga. [1]

O primeiro a reportar que o valor das cargas repetidas que causam falha era muito menor do que a resistência estática do material foi Albert em 1829. Esse fenômeno foi observado por ele em correntes usadas em minas, e o levou a fazer e publicar testes de fadiga nessas correntes em 1837. [1]

Entretanto, pesquisador considerado por muitos o mais influente, muitas vezes chamado de pai da fadiga, foi August Wöhler. Ele introduziu diversas ideias e procedimentos usados até hoje no dimensionamento à fadiga. Dentre suas contribuições destacam-se o projeto e construção de máquinas para testar peças e corpo de prova à fadiga, o uso de corpos de prova de flexão rotativa para levantar as primeiras curvas SN, a execução de testes de fadiga em tração e torção, o descobrimento de que a vida à fadiga deveria ser medida em ciclos e era controlada pela gama de tensão, o relato de efeito de entalhes, tensão média, limite de fadiga e tensão residual, o projeto para vida infinita e defendeu que as propriedades dos materiais devem ser medidas experimentalmente antes de serem aprovadas para seu uso estrutural. [1]

2.1.1

Trincas de Fadiga

O processo de dano por fadiga pode ser dividido em dois estágios que são comandados por mecanismos diferentes. Primeiramente, temos a iniciação

de trincas, gerando as chamadas microtrincas. Em seguida, temos o estágio crescimento e propagação paulatina da trinca crítica dominante até a fratura final da peça. [7] Temos a separação desses dois estágios na figura 2.3.

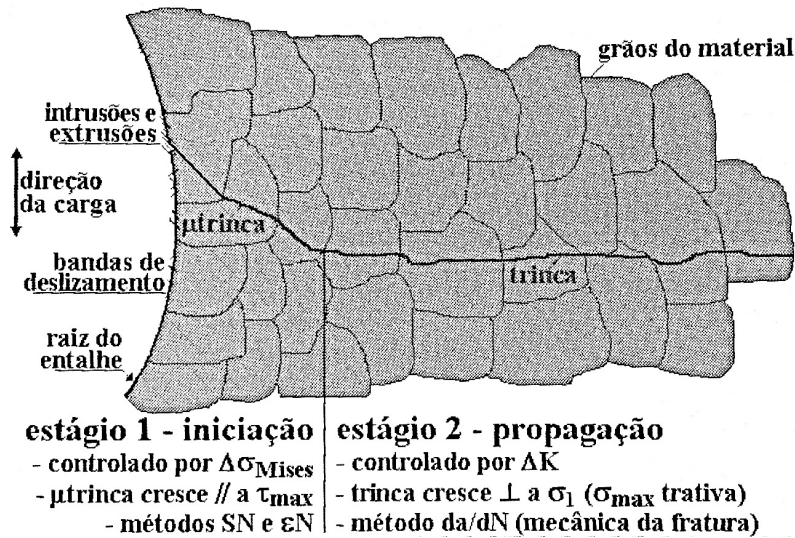


Figura 2.3: Esquema de trinca por fadiga. [1]

A iniciação típica das trincas por fadiga envolve a movimentação cíclica de discordâncias que tendem a se agrupar paulatinamente, formando bandas de deslizamento na superfície da peça. A medida que essas bandas de deslizamento crescem, podem ser formadas extrusões e intrusões superficiais, gerando assim diversar microtrincas no ponto crítico da peça. Na figuras 2.4 temos um esquema típico do primeiro estágio do trincamento por fadiga. Ocasionalmente, uma microtrinca dominante passa a concentrar todo o dano, crescendo paralelamente a máxima tensão cisalhante.

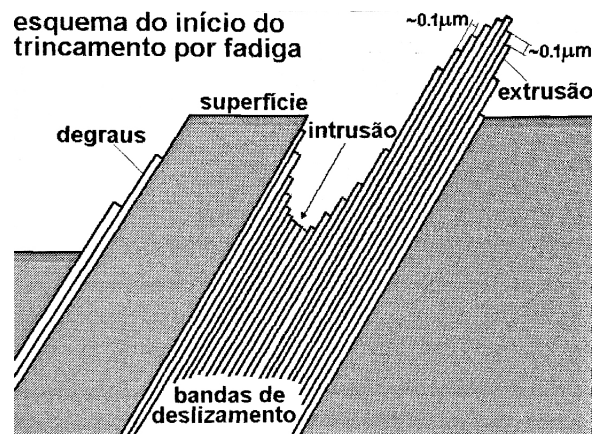


Figura 2.4: Fase inicial de trincamento por fadiga. [1]

Após terminada a fase de iniciação, a trinca muda de direção para diminuir a perda de energia por atrito entre as faces, sendo agora chamada

de fato de trinca, e passa a crescer perpendicular à máxima tensão trativa atuante ao longo do caminho. As taxas de propagação da trinca em geral estão contidas na faixa de $10^{-12} < da/dN < 10^{-4} m/ciclo$, que são primariamente controladas pelo fator de intensidade de tensão, que depende não só da gama de tensão aplicada, mas também da geometria da trinca e da peça. A propagação da trinca é sempre paulatina e dura até que o tamanho crítico da trinca seja atingido, que leva a peça à fratura. Isso ocorre quando o fator de intensidade de tensão atinge a tenacidade da peça.

Então, conclui-se que a iniciação da trinca depende dos detalhes da geometria e do material do ponto crítico da peça. Além disso, esse estágio de iniciação depende da história de tensões e deformações atuantes no ponto crítico. Por outro lado, a propagação da trinca, que é paulatina e estável, depende da história dos fatores de intensidade de tensão que a solicita em serviço. [1]

2.1.2

Métodos de Dimensionamento à Fadiga

As metodologias tradicionais de projeto à fadiga podem ser divididas em três grupos, dependendo do estágio do processo de dano por fadiga e da gama de tensão aplicada.

O primeiro método a ser apresentado é método SN ou método de Wöhler. Ele foi desenvolvido a partir dos trabalhos pioneiros de Wöhler em meados no século XIX. Sua modelagem correlaciona as gamas e máximos das tensões elásticas cíclicas que atuam no ponto crítico com o número de ciclos N que lá iniciam uma macrotrinca por fadiga. [1]

Em princípio, o método SN só deve ser usado para evitar ou prever a iniciação de trincas de fadiga quando as tensões que atuam no ponto crítico da peça são lineares elásticas, sendo assim associado a vidas longas. Esse método não considera portanto efeitos plásticos, nem a presença de trincas, sendo assim bastante simplório. Todavia, ele é bastante utilizado na prática, já que a grande maioria das peças, máquinas e estruturas é projetada para trabalhar sob tensões elásticas e ter vida longa.

O segundo método, chamado de método ϵN ou de Coffin-Manson é mais recente e consideravelmente mais complexo do que o método SN. Ele correlaciona as gamas das deformações elastoplásticas macroscópicas cíclicas que atuam no ponto crítico com o número de ciclos N necessários para lá iniciar uma macrotrinca por fadiga. [1]

As grandes vantagens do método ϵN são prever qualquer vida de iniciação, quantificar os efeitos plásticos induzidos por sobrecargas e as tensões

residuais geradas por descargas após escoamentos localizados, sobretudo em raízes de entalhes. Entretanto, esse método necessita de equações não-lineares e não-inversíveis, não triviais de serem resolvidas, além de, assim como o método SN, não reconhece a presença de trinca. [1]

Por fim, é importante ressaltar que, diferentemente do método SN, não se pode usar o princípio da superposição no método ϵN , já que as deformações clássicas são não-lineares e irreversíveis. Dessa forma, as equações do método ϵN devem ser usadas sequencialmente para reconhecer e preservar os efeitos de memória. [1]

O último dos métodos tradicionais de dimensionamento à fadiga é o método da dN ou método de Paris. Esse método é usado para prever a vida residual à fadiga de estruturas trincadas, em função da gama e do máximo do fator de intensidade de tensão, e a fratura da peça trincada quando o fator de intensidade de tensão máximo atinge a tenacidade da peça.

Portanto, nesse método, a taxa de propagação da trinca dependerá das gamas de tensões e do comprimento de trinca e da geometria da estrutura trincada. A trinca é ponto crítico da peça, mas só pode ser modelado por conceitos de mecânica da fratura, já que possui raio de ponta idealmente nulo, fazendo com que a tensão tendesse para infinito.

2.1.3

Limite de Fadiga

O limite de fadiga (S'_L), identificado por Wöhler, é uma propriedade do material determinado para uma vida longa (N_L). Esse limite indica que tensões com amplitudes menores que esse limite não causam dano por fadiga, levando assim a uma vida infinita. Dessa forma, $\sigma_a = \Delta\sigma/2 < S'_L$ não gera dano por fadiga. Todavia, embora o limite seja uma propriedade mecânica e portanto deve ser medida experimentalmente, ele pode ser estimado por relações empíricas disponíveis na literatura.

O limite de fadiga para os aços em geral ocorre para vidas $10^6 < N_L < 10^7$ ciclos. Entretanto, o valor da vida infinita (N_L) pode variar para outros materiais, podendo ou não ter limites de fadiga bem definidos em vidas maiores ou menores que essa. Por exemplo, para o alumínio, é proposto por Juvinall [11] o limite de fadiga para vida muito longa, $N_L = 5 \cdot 10^8$. [1]

A resistência à fadiga (S_F) para uma vida finita (N) segue a curva de Wöhler, dada pela equação (2-1), onde B e C são constantes do material, podendo ser chamadas de expoente e coeficiente de Wöhler. Todavia, quando N é igual a N_L , então, S_F terá o valor constante de S'_L . Sendo S_F e S'_L medidos em corpos de prova padrão isentos de detalhes que possam afetar a iniciação

de trinca.

$$N \cdot S_F^B = C \text{ ou } S_F(N) = (C/N)^{1/B} \quad (2-1)$$

Na figura 2.5, temos a curva SN, ou curva de Wöhler, do aço A-517 de CPs polidos sob cargas de gamas constantes. Cada ponto desse gráfico representa um corpo de prova com o número de ciclos necessário para que este seja quebrado sob determinada tensão alternada de amplitude constante, sendo assim a resistência à fadiga (S_F) para este número de ciclos (N). Nele podemos ver que a partir de uma determinada tensão alternada, os corpos de prova não rompem mais, indicando assim o limite de fadiga S'_L .

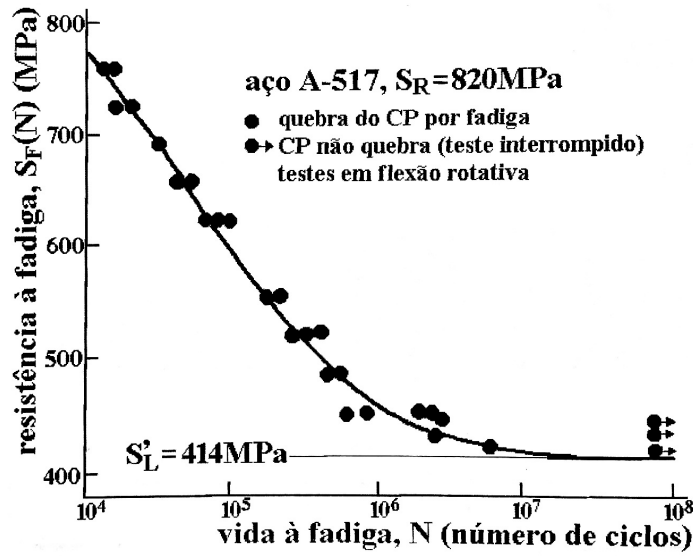


Figura 2.5: Curva SN do aço A-517. [1]

Entretanto, existem alguns autores que não reconhecem o limite de fadiga das ligas de alumínio e algumas outras ligas não ferrosas, como pode ser visto na figura 2.6. Portanto, com o objetivo facilitar os projetos mecânicos, as curvas SN desses materiais podem ser estimadas a partir de duas curvas parabólicas de diferentes inclinações em gráfico log-log, sendo a segunda com inclinação menor que a primeira. Essa segunda fase da curva SN iniciaria em vidas maiores que a vida longa N_L associada a um provável limite de fadiga. Haibach propôs a equação (2-2) para componentes de aço, mas sua ideia pode ser adaptada para componentes não ferrosos.[2]

$$\begin{cases} N \cdot S_F^B = C, & \text{se } N < N_L \\ N \cdot S_F^{2B-1} = C \cdot [S'_L(N_L)]^{B-1}, & \text{se } N \geq N_L \end{cases} \quad (2-2)$$

Todavia, os valores das curvas SN obtidas com CPs padrão isentos de detalhes que possam afetar a iniciação de trinca não são suficientes para modelar peças e estruturas reais. Portanto, é indispensável que sejam quantificados os

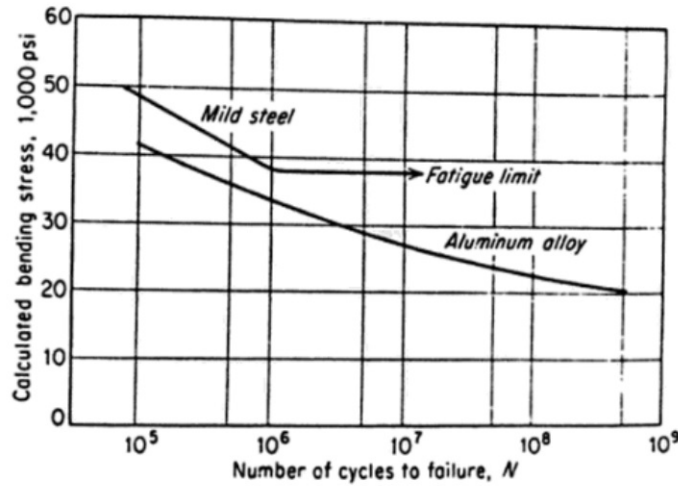


Figura 2.6: Curvas SN típicas para aço e ligas de alumínio.[2]

vários detalhes que podem influenciar localmente a vida à fadiga do ponto crítico de uma peça real para que a curva SN dessa peça seja estimada.

Os detalhes modificadores de resistência à fadiga atuam em dimensões pequenas, do tamanho do grão do material, logo não são modeláveis pela análise de tensões utilizadas no método SN, diferentemente de concentração de tensão por exemplo. Portanto, os efeitos desses detalhes devem ser calibrados empiricamente e são, em geral, quantificados por uma série de fatores modificadores da resistência à fadiga do material. [1]

Os principais fatores são acabamento superficial (k_a), gradiente de tensão no ponto crítico, que é separado em três fatores (tamanho (k_b), tipo de carga (k_c) e sensibilidade ao entalhe (q)), temperatura de trabalho (k_Θ) e estatística (k_e). Entretanto, podem ser adicionados outros fatores quando necessário. [1]

Como exemplo de fatores de amplificação adicionais temos os associados às deformações residuais compressivas e ao efeito coxing. Fenômeno este 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. [7]

Esses fatores multiplicados por S'_L geram o limite de fadiga de peça real S_L . Entretanto, para quantificar a resistência à fadiga em vidas curtas ($N = 10^3$), são considerados apenas os fatores de temperatura e de estatística, sendo os demais fatores desprezíveis devido escoamento macroscópico cíclico no ponto crítico.

Temos por exemplo para peças de alumínio com limite de ruptura maior que 325MPa, a relação (2-3).

$$\text{Peças de Al} = \begin{cases} S_F(10^3) = k_{\Theta} \cdot k_e \cdot 0.76 \cdot S_R \\ S_L(5 \cdot 10^8) = k_a \cdot k_b \cdot k_c \cdot k_{\Theta} \cdot k_e \cdot \underbrace{130MPa}_{S'_L} \end{cases}, S_R > 325 \quad (2-3)$$

2.2

Princípios da Termografia

A termografia é uma técnica que permite mapear a distribuição de temperatura na superfície de um objeto, gerando assim o que é chamado de termograma. Para isso é utilizado uma câmera térmica que transforma em uma imagem com escala de cores à variação de temperatura dos objetos. Dessa forma, cada temperatura é representada por uma respectiva cor gerada pela câmera térmica, como ilustrado na figura 2.7. O tipo mais comum dessas câmeras é a infravermelha, que utiliza a radiação infravermelha emanada dos corpos fotografados para gerar o espectro de cores visto nas imagens. [12]

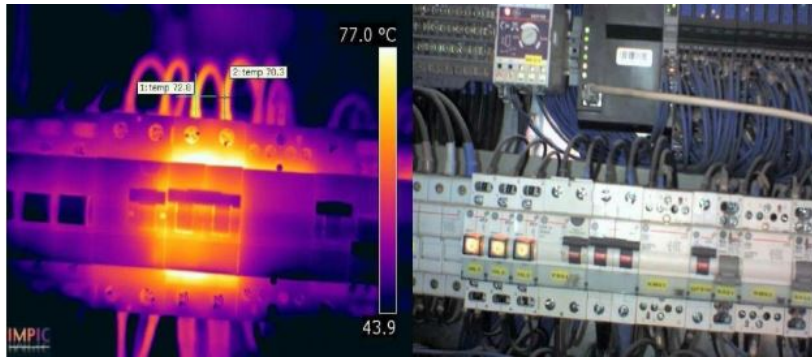


Figura 2.7: Imagem capturada por uma câmera térmica. [3]

2.2.1

Princípios Físicos

A termografia infravermelha é baseada no fato que de qualquer corpo com temperatura superior a $0K$ emite radiação, também chamada de radiação térmica. Essa radiação varia de acordo com a temperatura e com as propriedades do corpo, entretanto, corpos com temperatura inferior a $773K$ emitem de maneira geral radiação infravermelha.

Um corpo pode reagir de diferentes formas a irradiação, dependendo de suas propriedades. Esse corpo pode refletir, absorver ou transmitir parte da radiação, gerando assim a lei total da radiação, apresentada na equação (2-4).

$$\alpha + \rho + \tau = 1 \quad (2-4)$$

Onde α representa a absorptividade, ρ a reflexividade e τ a transmissividade de um respectivo corpo. [12] Na figura 2.8 temos um esquema do que acontece numa superfície irradiada.

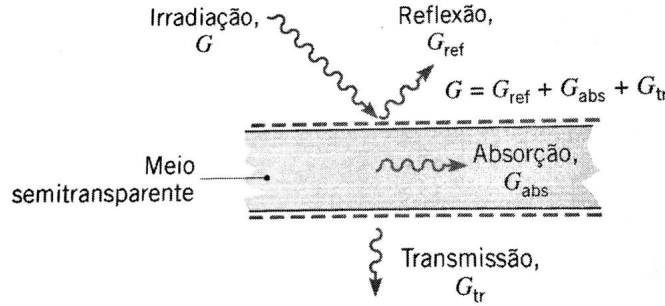


Figura 2.8: Esquema de uma superfície semitransparente irradiada [4].

Um corpo negro, por definição, é um perfeito absorvedor e emissor de radiação, de modo que $\alpha = 1$, logo $\tau = \rho = 0$. Assim, pela Lei de Kirchhoff temos que a emissividade do corpo negro (ε_{cn}) é igual a absorptividade do corpo negro (α_{cn}), como na equação (2-5). O corpo negro serve então como um padrão em relação ao qual as propriedades radiantes das superfícies podem ser comparadas.[4]

$$\varepsilon_{cn} = \alpha_{cn} \quad (2-5)$$

Assim, podemos dizer que a emissividade de um corpo não negro pode ser escrita pela equação a seguir.

$$\varepsilon = \frac{E_{obj}}{E_{cn}} \quad (2-6)$$

Onde E_{obj} e E_{cn} são poder emissivo espectral do objeto e do corpo negro, respectivamente.

Esse poder emissivo espectral só pode ser calculado posteriormente com a Lei de Planck para os corpos negros, que dá essa energia em função do comprimento de onda e da temperatura. A Lei de Planck está apresentada na equação (2-7).

$$E_{cn}(\lambda, T) = \frac{2\pi hc}{\lambda^5 (e^{hc/\lambda\kappa T} - 1)} \quad (2-7)$$

Onde T é a temperatura absoluta do corpo negro, λ é o comprimento de onda, κ é a constante de Boltzmann ($1,381 \times 10^{-23} \frac{m^2 kg}{s^2 K}$), c é a velocidade da luz no vácuo ($299792458 m/s$) e h é a constante de Planck ($6,626 \times 10^{-34} m^2 \cdot kg/s$).

A imagem 2.9 ilustra a Lei de Planck graficamente, variando de acordo com as temperaturas.

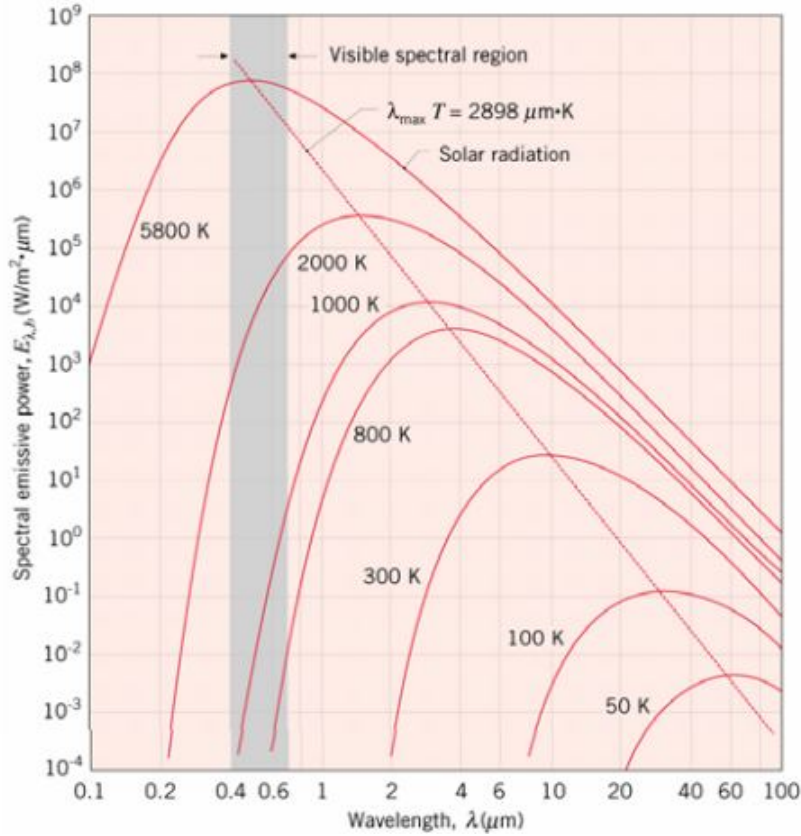


Figura 2.9: Poder emissivo espectral de corpos negros. [4]

Vemos na figuras 2.9 que a distribuição espectral dos corpos negros possui um máximo e que o comprimento de onda relacionado a esse máximo depende da temperatura do corpo negro. Essa dependência pode ser estabelecida ao derivar a Lei de Planck (2-7), obtendo assim a Lei do Deslocamento de Wien, equação (2-8). O resultado dessa lei indica que o poder emissivo espectral máximo é deslocado para comprimento de ondas menores com o aumento da temperatura do corpo negro. [4]

$$\lambda_{\text{max}} T = 2898 \quad (2-8)$$

Esse poder emissivo encontra-se no meio do espectro visível para a radiação solar, dado que o sol pode ser tratado como um corpo negro com temperatura de 5800K . Isso também pode ser constatado na figura 2.9.

Integrando agora a Lei de Planck em termos do comprimento de onda, descrevemos o poder emissivo espectral de um corpo negro em termos da temperatura segundo a equação (2-9), também conhecido como Lei de Stefan-Boltzmann,.

$$E_{\text{cn}}(T) = \int_{\lambda} E_{\text{cn}}(T, \lambda) = \sigma \cdot T^4 \quad (2-9)$$

Onde σ é a constante de Stefan-Boltzmann ($5,67 \times 10^{-8} \text{W/m}^2 \cdot \text{K}^4$) e T

é a temperatura do corpo negro.

A partir das equações (2-6) e (2-9), podemos determinar a energia de radiação espectral de um objeto, a partir da equação (2-10), onde a emissividade (ε) varia de 0 a 1, sendo 1 a emissividade de um corpo negro.

$$E_{obj} = \varepsilon \sigma T^4 \quad (2-10)$$

Essa equação inicialmente é válida apenas para corpos cinza, ou seja, que emite quantidade iguais de energia em todos comprimentos de onda. Todavia, como na termografia infravermelha são usadas pequenas janelas de comprimento de onda, pode-se tratar a maioria dos objetos como corpo cinza.[12] Na tabela 2.1 temos valores típicos de emissividade para alguns materiais.

MATERIAL	EMISSIVIDADE (ε)
Ouro polido	0.03
Alumínio polido	0.05
Alumínio oxidado	0.10-0.31
Alumínio anodizado	0.55-0.72
Aço oxidado	0.79
Aço polido	0.07-0.09
Madeira	0.88-0.93
Vidro polido	0.98
PVC	0.91-0.93

Tabela 2.1: Emissividade de alguns materiais.

Sendo assim, torna-se clara a relação entre a emissão de radiação de um corpo com a sua temperatura. Isso evidencia, portanto, o funcionamento de sensores infravermelhos, como a câmera infravermelha utilizada na termografia.

2.2.2

Termografia Ativa e Passiva

A termografia pode ser classificada de acordo com sua fonte de calor. Temos assim a termografia ativa, que utiliza uma fonte externa de calor, e a termografia passiva que utiliza o calor proveniente do próprio corpo.

A termografia ativa então consiste no monitoramento do efeito gerado por uma fonte de calor em uma superfície, obtendo assim o mapeamento da superfície do objeto. Se esse objeto possuir alguma descontinuidade ou trinca, os fluxos de calor são alterados, evidenciando a presença desses elementos. Dessa forma, a termografia ativa pode ser utilizada para analisar processos

que não geram calor por si sós. Um exemplo de utilização da termografia ativa são as câmeras noturnas, que fazem uso de iluminadores infravermelhos e detectores para gerar uma visão monocromática de um ambiente de baixa luminosidade. Já na aplicação da engenharia, a termografia ativa pode ser bastante utilizada como ensaio não destrutivo na detecção de defeitos na estrutura. [12]

Por outro lado, a termografia ativa, que será utilizada ao longo desse projeto, usa apenas o calor proveniente do processo para sua análise. A termografia passiva é usada na engenharia sobretudo na técnica chamada Thermoelastic Stress Analysis (TSA), que consiste no fato de a temperatura de um corpo variar ligeiramente quando é tracionado e variar na mesma proporção, porém com sentido contrário quando é comprimido.

A técnica TSA foi desenvolvida por Lord Kelvin no final do século XIX. A partir de sua análise é possível obter a equação (2-11) para materiais isotrópicos, homogêneos e sob condição adiabática.

$$\Delta T = -\frac{\alpha T_0}{\rho c_p}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (2-11)$$

Onde α é o coeficiente linear de expansão térmica, T_0 é a temperatura de referência, ρ é a massa específica do material, c_p é o calor específico à pressão constante e σ_1 e σ_2 são as tensões principais.[12]

2.3

Termografia Aplicada à Fadiga

É sabido que, sob tensões estáticas, a plastificação local e a redistribuição da tensão sobre o material circundante não geram qualquer condição particularmente crítica, sendo assim, o material falha apenas sobre cargas realmente elevadas. [5] Por outro lado, fadiga é causada por deformações plásticas cíclicas, mesmo quando a gama de tensões no ponto crítico da peça estiver no regime elástico, já que as microdeformações plásticas são localizadas. Dessa forma, a energia da deformação plástica possui relevância significativa no processo de dano como um todo. Portanto, a ideia de relacionar a fadiga à dissipação de energia é altamente expressiva. [6] Assim, torna-se clara a relação entre a fadiga e a termografia infravermelha, uma vez que esta é capaz de quantificar a temperatura em superfícies devido a radiação emitida.

Quando um corpo é submetido a esforços cíclicos, a superfície desse corpo tende a aquecer ao longo dos ciclos, variando de acordo com a figura 2.10, se a tensão alternada for maior que o limite de fadiga. Durante os ciclos iniciais do teste a temperatura tende a aumentar, no que é chamado fase 1. Entretanto, essa fase apresenta um número limitado de ciclos, cerca de 10% da vida do

corpo de prova para aquela carga. Em seguida, a temperatura superficial tende a permanecer constante ou com taxa $\partial T / \partial N_{II}$ relativamente menor, fase 2, sendo responsável pela maior parte do número de ciclos até a falha. Por fim, a temperatura volta a crescer rapidamente, período chamado de fase 3, que antecede a fratura. No gráfico, N_f representa o número de ciclos até a falha, ΔT_2 representa a variação de temperatura até a temperatura estabilizada (fase 2) e N_S representa o número de ciclos até a estabilização da temperatura, ou seja, o total de ciclos da fase 1.

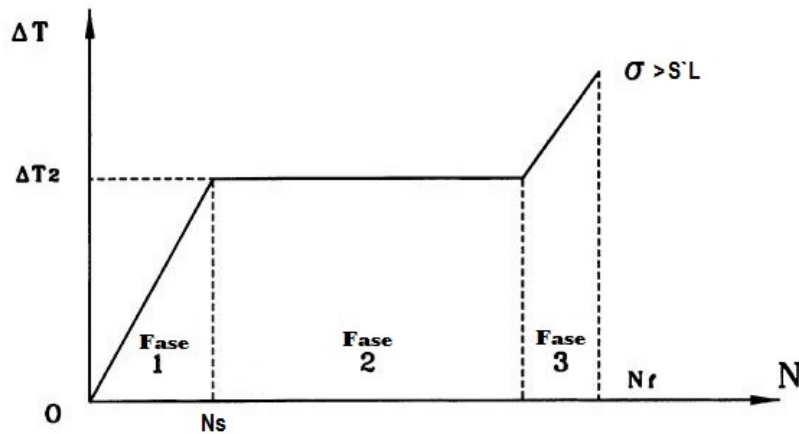


Figura 2.10: Variação da temperatura superficial de um corpo submetido a carregamento cíclico. [5]

Vale a pena ressaltar que quanto menor a tensão aplicada no corpo submetido a um carregamento cíclico, maior o número de ciclos e menor a variação de temperatura, ocorrendo assim um deslocamento do gráfico TxN. Essa variação pode ser vista na figura 2.11, onde ΔT_0 representa o ruído térmico e o limiar da diferença térmica devido à histerese elástica.

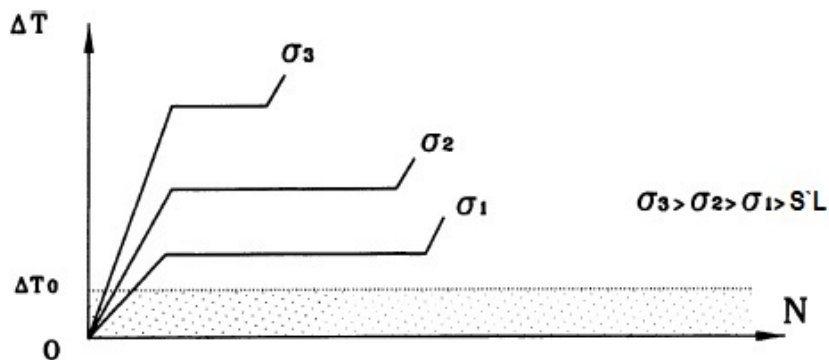


Figura 2.11: Variação da temperatura superficial de um corpo submetido a carregamento cíclico para diferentes tensões. [5]

Quando a tensão tende para o limite de fadiga S'_L , o número de ciclos tende evidentemente para N_L . Entretanto, quando a tensão aplicada no corpo não for suficiente para gerar micro-plastificação, ou seja, for menor que o limite de fadiga, o efeito será apenas histerese elástica e a quantidade de calor gerado será muito limitada. Sendo assim, a temperatura superficial de um corpo de prova submetido a tensões menores que seu limite de fadiga basicamente não varia ao longo dos ciclos, evidenciando a inexistência de dano por fadiga.

Além de o método termográfico possibilitar a determinação do limite de fadiga exigindo menos tempo de teste, a análise do dano de fadiga a partir desse método pode fornecer informações sobre o local e as dimensões da trinca e áreas plastificadas do material. Nesse campo, já estão sendo implementados métodos para determinação de curvas SN, resistência à fadiga de corpos de prova entalhados, dano acumulado por fadiga utilizando o parâmetro energético Φ e a iniciação de trincas pelo mecanismo de fadiga-fricção. Na literatura, a análise de dano por fadiga por meio dessa técnica possui três abordagens diferentes, que podem ser sintetizadas como medição e monitoramento da temperatura superficial, avaliação de fontes de calor e avaliação de fontes termoelásticas e sinal termoelástico de fase. [9]

Uma das literaturas que utilizou a abordagem energética foi a de Luong [6] para descrever os mecanismos de produção de calor relacionado com a dissipação intrínseca no material. Ao monitorar a variação de temperatura do material ao longo de ensaios de fadiga, foi possível avaliar as dissipações de energia e, por meios gráficos, determinar o limite de fadiga do material. [9] Para determinação deste limite, são traçadas duas retas no gráfico *dissipação intrínseca* \times σ , uma para os pontos com tensões abaixo do limite de fadiga, outra para os pontos acima desse limite. A interseção dessas retas indica o limite de fadiga. Esse método gráfico está ilustrado na figura 2.12.

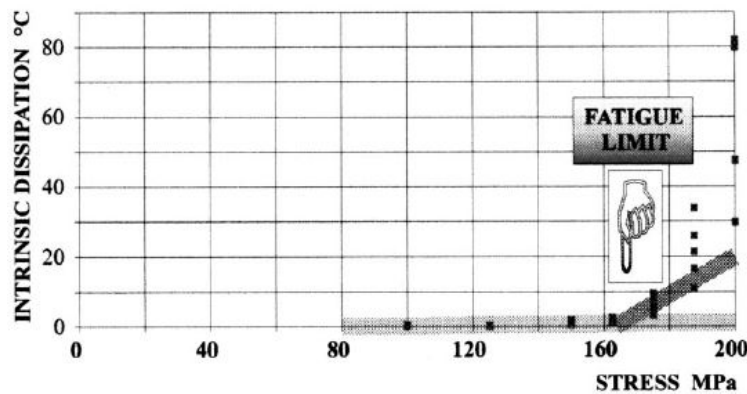


Figura 2.12: Determinação gráfica do limite de fadiga por Luong.[6]

Outro a usar uma abordagem bastante similar a de Loung foi Risitano

[13]. No proposto por Risitano, um corpo de prova é submetido a tensões cujas amplitudes são gradualmente elevadas. Quando a amplitude das tensões é superior ao limite de fadiga, nota-se um aumento na temperatura superficial do corpo de prova, sendo assim possível de determinar o limite de fadiga a partir de uma regressão linear, a fim de aproximar a partir de dados térmicos, o limite de fadiga. [9]

2.3.1

Método de Risitano

Como já apresentado, o método de Risitano foi desenvolvido por Risitano e La Rosa [13][5] no final do século XX. Esse método tem como principal objetivo a obtenção do limite de fadiga do material (S'_L) a partir da aplicação da termografia, monitorando a temperatura superficial de um corpo de prova sob carregamento cíclico. O grande diferencial desse método é que ele possibilita a determinação desse limite com uma quantidade relativamente pequena de testes e com testes de curta duração quando comparada com os métodos mecânicos, como Dixon.

Esse método tem como base a energia gasta para promover microdeformações plásticas no material durante um carregamento cíclico. Do ponto de vista energético, é possível definir o dano acumulado (D_{N_0}) nos primeiros N_0 ciclos a partir da a energia devido ao rendimento por unidade de volume e por ciclo (E_p) de acordo com a equação (2-12). [5]

$$D_{N_0} = \int_0^{N_0} E_p dN \quad (2-12)$$

Dessa forma, a vida correspondente residual em termos de energia (E_r) é dada pela relação (2-13). Onde E_c é o montante do energia necessária para falha por unidade de volume (energia limitante).

$$E_r = E_c - \int_0^{N_0} E_p dN \quad (2-13)$$

De acordo com o balanço de energia, podemos obter a energia que foi convertida em calor. Esse balanço é apresentado em (2-14), onde é expresso o equilíbrio do trabalho feito no sistema (E_W), a energia interna (E_i) e a energia convertida em calor.

$$E_W = Q + E_i \quad (2-14)$$

A energia de deformação plástica (E_p) é praticamente proporcional a energia liberada como calor (Q). Assumindo então que a variação da energia armazenada de trabalho frio da energia interna é pequeno quando comparado com o calor dissipado, Q é igual a energia limitante (E_c), que é em

fadiga determinado pelo material ou componente mecânico, se mantendo então constante.[5] Temos então a relação (2-15).

$$E_c \equiv \int_0^{T_f} dQ \quad (2-15)$$

Para pequenas variações de temperatura (100K, que implica em uma baixa frequência de carregamento) a transferência de calor do corpo de prova para o ambiente na fase 2 pode ser considerada quase proporcional à diferença térmica (ΔT). Portanto, Q pode ser avaliado a partir do parâmetro Φ , que é a quantidade cumulativa de incrementos térmicos por unidade de volume na zona de fratura, proporcional à energia limitante E_c para pequenas variações térmicas. Temos então as seguintes relações para pequenas variações térmicas.

$$\Phi = \int_0^{N_f} \Delta T dN \quad (2-16)$$

$$Q \propto \Phi \propto E_c \quad (2-17)$$

Considerando que o número de ciclos da fase 3 é desprezível quando comparado aos das fases 1 e 2, podemos chegar a outra equação de Φ , agora referente à soma das áreas abaixo da curva do gráfico $T \times N$.

$$\Phi \approx \frac{\Delta T_2 \cdot N_s}{2} + \Delta T_2 (N_f - N_s) = \text{constante} \quad (2-18)$$

Onde ΔT_2 , N_s e N_f estão definidas na figuras 2.10, como sendo respectivamente a variação de temperatura até atingir a fase 2, o número de ciclos até atingir a fase 2 e o número de ciclos até o final do teste.

Dessa forma, Φ pode ser usada como propriedade do material, sendo um valor crítico capaz de levar a um componente a falha por fadiga. Além disso, os parâmetros ΔT_2 e N_s de várias tensões diferentes levaria à curva de fadiga.

Para a obtenção do limite de fadiga, é aplicado o procedimento *stepped loading*. Nesse procedimento, diferentes tensões serão aplicadas durante N_s ciclos, de maneira crescente, em um mesmo corpo de prova e a mesma frequência. A representação gráfica desse procedimento está apresentada na figura 2.13. Apesar de a temperatura do corpo de prova depender da frequência dos carregamentos, a determinação do limite de fadiga não é afetada por essa variável.

O N_{si} na figura 2.13 representa o número de ciclos até que se atinja a temperatura estabilizada na fase 2 (total de ciclos da fase 1) na iésima aplicação de carga do procedimento *stepped loading*. Ele pode ser calculado a partir da equação a seguir.

$$N_{si} = \frac{\Delta N_i \cdot T_i}{T_i - T_{i-1}} \quad (2-19)$$

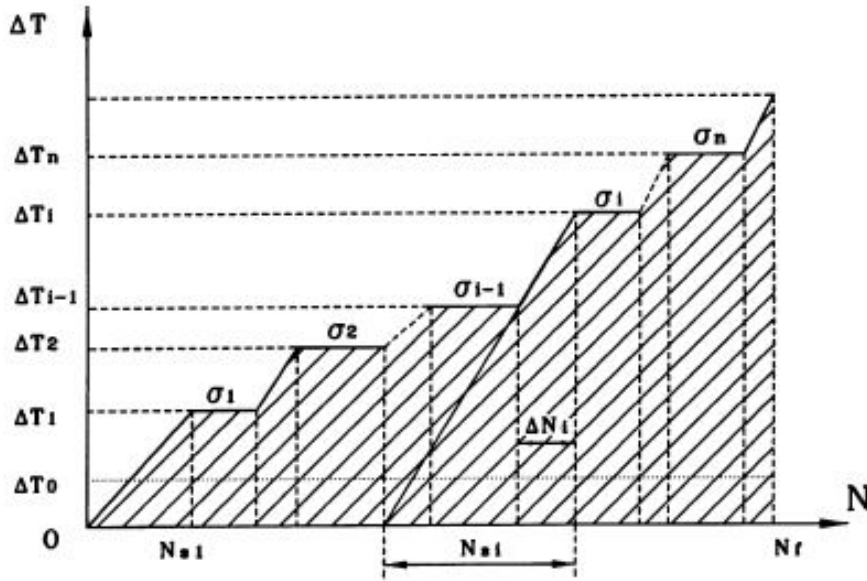


Figura 2.13: Procedimento *stepped loading* $\Delta T \times N$. [5]

Onde ΔN_i é o número de ciclos do começo da aplicação do carregamento até a estabilização entre a tensão anterior (σ_{i-1}) e a seguinte (σ_i) e T_i é temperatura de estabilização para nível de temperatura.[5]

Dessa forma, fica claro que o método de Risitano se propõe a trabalhar apenas com a fase 1, em diferentes tensões σ_a . Para isso é tomado como base a variação de temperatura em função do carregamento e do número de ciclos ($T = f(\sigma_a, N)$) apresentada na figura 2.11.

Entretanto, a correlação $\Delta T \times N$ apresenta na figura 2.13 não permite uma boa visualização da região de transição entre não dano e dano, ou seja, a região em que σ_a aplicada passa a ser maior que o limite de fadiga. Com o objetivo de determinar essa região de transição entre não dano para dano, são correlacionados $\Delta T_2 \times \sigma_a$ e $\partial T / \partial N_s \times \sigma_a$. Onde novamente ΔT_2 é a variação de temperatura entre o corpo de prova no início do teste (T_0) até o início da fase 2, ou final da fase 1, (T_2).

Foi observado então que as relações $\Delta T_2 \times \sigma_a$ e $\partial T / \partial N_s \times \sigma_a$ possuem um perfil bilinear, onde a inclinação para tensões σ_a pequenas é relativa menor a inclinação com σ_a mais altas. Essa mudança na inclinação indica a região transição não dano para dano, já que a temperatura na superfície do material aumenta significativamente quando o corpo sofre tensões maiores que o limite de fadiga devido aos processos microestruturais causados por fadiga. Portanto, o limite de fadiga pode ser obtido a partir da interseção da reta da maior inclinação com o eixo horizontal (σ_a), que ocorre quando $\Delta T_2 = 0$ ou $\partial T / \partial N_s = 0$. [7] Essas constatações estão ilustradas graficamente na figura 2.14.

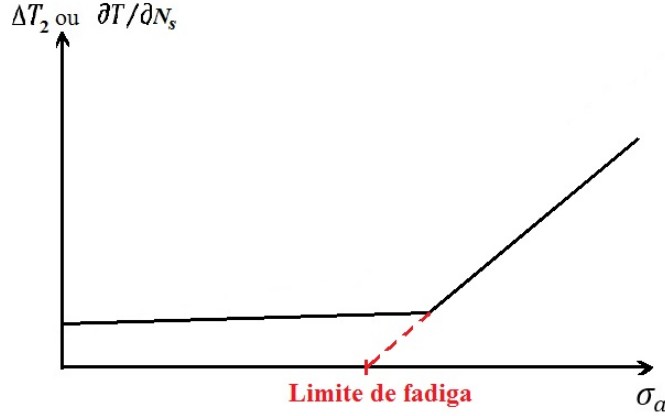


Figura 2.14: Gráfico $\Delta T_2 \times \sigma_a$ e $\partial T/\partial N_s \times \sigma_a$ usando procedimento *stepped loading*.

A grande diferença entre o método de Risitano e o método de Luong, apresentado na seção 2.3, está na posição gráfica do limite de fadiga. Para Luong, o limite de fadiga é a intercessão entre as duas retas com inclinações diferentes (gráfico dissipação intrínseca vs tensão), já para Risitano, o limite de fadiga é o ponto de interceção entre a reta de maior inclinação e o eixo horizontal (gráfico ΔT ou $\partial T/\partial N_s$ vs tensão).

2.4

Extrapolação de Dados εN

O método εN , apresentado na seção 2.1.2, será aplicado ao projeto a fim de auxiliar na estimativa de um limite de fadiga do alumínio a partir da extrapolção de seus dados. O procedimento consiste em levantar uma curva $\Delta\varepsilon \times N$ para essa liga de alumínio e, em seguida, obter um $\Delta\varepsilon'_L$ para a vida $N_L = 5 \times 10^8$ dada como infinita para as ligas de alumínio. A partir dessa deformação $\Delta\varepsilon'_L$, seria possível então obter o limite de fadiga S'_L por meio da relação $\Delta\sigma \times \Delta\varepsilon$.

Topper é um dos pesquisadores que admite a existência de um limite de fadiga pelo método εN . Entretanto, Topper trabalha com essa ideia utilizando o conceito de $\Delta\varepsilon_{ef}$, que seria a deformação efetiva, ou seja, a deformação causada por tensões maiores que σ_{ab} , que abre toda a microtrinca. Para ele, existe um ε'_L , sendo esse o limite de fadiga em deformação definido com a maior amplitude da deformação efetiva que não causa dano no corpo de prova εN . Esse limite seria então estimado a partir do limite de fadiga S'_L , usando $R = \sigma_{min}/\sigma_{max} = -1$, e supondo que a deformação efetiva seja puramente elástica sob vida infinita e que $S'_L = \sigma_{mas} \ll S_{Ec}$. Onde S_{Ec} é a resistência ao escoamento cíclico do material. [1]

2.4.1

Laços de Histerese Elastoplásticos

Como as deformações plásticas são irreversíveis, os eventos de carga e descarga seguem caminhos diferentes no plano $\sigma \times \varepsilon$ quando o material escoar. Dessa forma, em geral são gerados laços de histerese elastoplásticos nesse plano pela história de $\Delta\varepsilon$ e $\Delta\sigma$ induzida no ponto crítico da peça pela sequência de eventos das cargas reais de serviço. [1]

Para modelar essa relação entre σ e ε , considerando-se o encruamento do material, pode ser usado o modelo de Ramberg-Osgood, que é simples e muito conveniente. Esse modelo supõe que qualquer deformação ε pode ser dividido em duas partes, uma elástica ε_{el} e outra plástica ε_{pl} . A parte elástica é suposta linear com módulo de Young E , onde $\sigma = E \cdot \varepsilon_{el}$. Já o encruamento da parte elástica é modelado como parabólico, onde $\sigma = H \cdot \varepsilon_{pl}^h$. [1] Temos então a equação (2-20) onde H e h são coeficiente e expoente de encruamento do material. Na figura 2.15 temos a representação da ideia básica do modelo de Ramberg-Osgood.

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{H}\right)^{1/h} \quad (2-20)$$

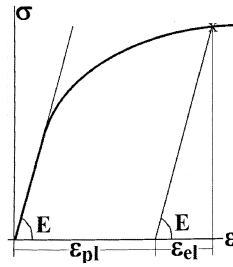


Figura 2.15: Componentes elástica e plástica da deformação total [1].

A equação de Ramberg-Osgood foi inicialmente proposta no ano de 1943, com o objetivo de modelar curvas monotônicas de materiais metálicos que apresentavam encruamento.[14] Entretanto, para que fossem reconhecidos os efeitos do amolecimento e/ou endurecimento cíclico do material em materiais cujo escoamento sob tração é simétrico ao escoamento sob compressão. Foi, então, utilizada a formulação (2-21) da curva cíclica (estabilizada).

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{H_c}\right)^{1/h_c} \quad \text{ou ainda} \quad \varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \text{sign}(\sigma) \left|\frac{\sigma}{H_c}\right|^{1/h_c} \quad (2-21)$$

Onde a função $\text{sign}(\sigma)$ é usada para descrever também a parte compressiva da curva $\sigma\varepsilon$. O índice c é utilizado para diferenciar o coeficiente H_c e o expoente h_c da curva de encruamento cíclico (estabilizada) da propriedade monotônicas equivalentes H e h . Tipicamente, as propriedades da

curva de encruamento cíclico encontram-se nas faixas de $E/1000 < H_c < E/100$ e $0.05 < h_c < 0.4$. [1]

Para a obtenção da curva $\Delta\sigma\Delta\varepsilon$, ou seja, os laços de histerese, são feitos alguns ajustes na equação (2-21). Com isso, temos a equação de Ramberg-Osgood para o laço, como apresentado na equação (2-22).

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_{el}}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2H_c}\right)^{1/h_c} \quad \text{ou} \quad \Delta\varepsilon = \frac{\Delta\sigma}{E} + 2 \cdot \left(\frac{\Delta\sigma}{2H_c}\right)^{1/h_c} \quad (2-22)$$

Na figura 2.16 fica clara a diferença entre a curva $\sigma\varepsilon$ cíclica e a $\Delta\sigma\Delta\varepsilon$ do laço. Para o levantamento dessa curva, foi utilizado um corpo de prova εN de aço, com as propriedades apresentadas na figura. Nele foi efetuado uma sequência de tensões de $\sigma = [0 \rightarrow 600 \rightarrow -600] MPa$.

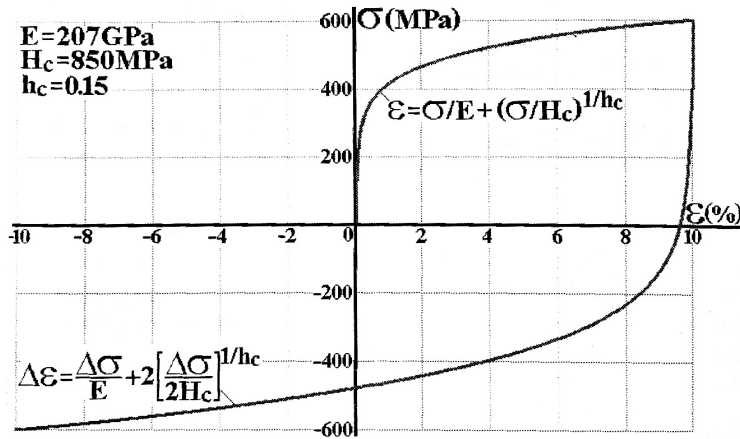


Figura 2.16: Curvas $\sigma\varepsilon$ cíclica e $\Delta\sigma\Delta\varepsilon$ do laço. [1]

Pode-se verificar então que o corpo de prova virgem segue a curva $\sigma\varepsilon$ cíclica ao longo do primeiro evento de carga. Em seguida, o material passa a seguir a curva do laço $\Delta\sigma\Delta\varepsilon$ durante a descarga seguida da compressão no segundo evento. [1]

2.4.2

Relação Entre a Gama de Deformação e a Vida à Fadiga

Em 1910, Basquim observou que a curva SN (tensão vs vida) poderia ser escrita como uma reta em um gráfico de escala log-log. O gráfico poderia ser linearizado utilizando-se a amplitude da tensão real. Foi então elaborada a equação (2-23).

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_c (2N)^b \quad (2-23)$$

Onde $\frac{\Delta\sigma}{2}$ é a amplitude da tensão real, σ_c é o coeficiente de resistência à fadiga (propriedade do material), $2N$ é o número de reversões até a falha

(1 reverção=1/2 cilo) e b é o expoente de resistência a fadiga, ou expoente de Basquim, também propriedade do material. [14]

Já nos anos 50, Coffin e Manson, trabalhando separadamente, descobriram que a curva εN também poderia ser escrita na forma log-log. Assim, a relação entre a deformação plástica ε_{pl} com a vida seguiu a mesma formulação que Basquim. Tal relação está explicitada em (2-24).

$$\frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{2} = \varepsilon_c (2N)^c \quad (2-24)$$

Onde $\frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{2}$ é a amplitude da deformação plástica real, ε_c é o coeficiente de ductibilidade à fadiga (propriedade do material), $2N$ é o número de reversões até a falha (1 reverção=1/2 cilo) e c é o expoente de ductibilidade à fadiga, também propriedade do material. [14]

Utilizando-se então as equações (2-23) e (2-24), foi possível desenvolver a equação que é hoje conhecida com equação de Coffin-Manson. Tal equação está apresentada em (2-25).

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_{el}}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{2} = \frac{\sigma_c}{E} (2N)^b + \varepsilon_c (2N)^c \quad (2-25)$$

Onde E é o módulo de Young, o coeficiente σ_c e o expoente b da parte elástica e o coeficiente ε_c e o expoente c da plástica da curva de Coffin-Manson são propriedades do material e devem ser medidas experimentalmente. Um esquema da curva de Coffin-Manson está apresentado na figura 2.17.

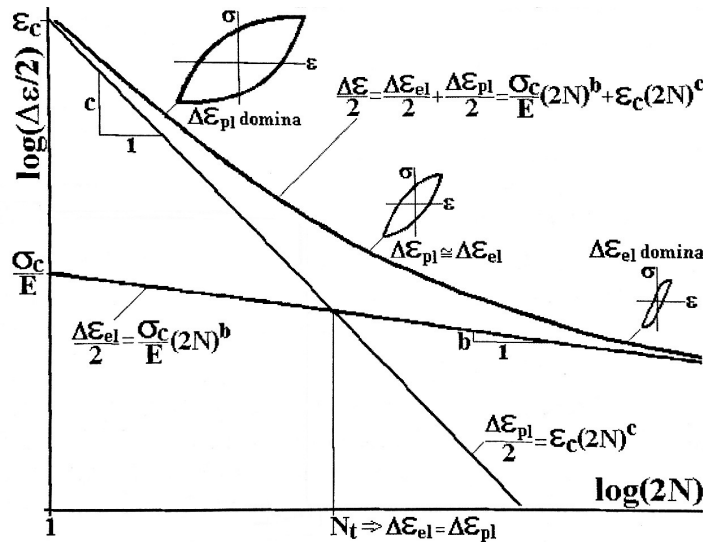


Figura 2.17: Esquema da curva εN de Coffin-Manson. [1]

Na figura 2.17, observa-se a existência de duas retas em escala log-log, referentes às partes elástica e plástica da deformação, e a soma dessas duas retas como sendo a deformação obtida, ou seja, a curva de Coffin-Manson. Nota-se então que, em grandes deformação, a curva de Coffin-Manson se

aproxima da reta referente à parte plástica. O contrário ocorre em deformações pequenas, quando a curva de Coffin-Manson se aproxima da reta referente à parte elástica.

Isso indica que, há um domínio maior das deformações plásticas em gamas de deformação grandes (vidas curtas) e um domínio maior das deformações plásticas em gamas de deformação pequenas (vidas longas). Todavia, existe uma região que está sob o efeito significativo das duas deformações. O ponto onde essas retas se encontram é chamado de vida de transição, representado por N_t na figura 2.17. Nesse ponto, $\Delta\varepsilon_{el} = \Delta\varepsilon_{pl}$.

Vale ainda ressaltar que, em vidas muito longas, a curva de Coffin-Manson tende para sua parte elástica que nada mais é do que a curva de Wöhler com outra notação. Sendo assim, para vidas muito longas, uma ou duas ordens de grandeza maior que a vida de transição dependendo do material, não há necessidade da utilização do método εN , já que as deformações plásticas macroscópicas são desprezíveis. Conclui-se então que o método εN deve ser usado para projetar à vida finita, enquanto o método de Wöhler (SN), deve ser usado para projetar à vida infinita.

Efeitos de Carga Média no Método εN

Em vidas curtas, o acabamento superficial tem pouca influência na vida à fadiga de uma peça. Isso ocorre porque o escoamento minimiza os gradientes de deformação entre os picos e vales da rugosidade superficial. Além disso, as tensões residuais também pouco interferem em vidas curtas, já elas são rapidamente removidas devido ao escoamento local e pelo relaxamento cíclico plástico do material. [14]

Entretanto, a iniciação de uma trinca pode ser influenciada pelo valor da tensão máxima, que é equivalente à componente média σ_m da tensão que atua no ponto crítico da peça. Tradicionalmente, esse efeito é quantificado por três modelos no método εN . São eles Morrow elástico (2-26), Morrow elastoplástico (2-27) e Smith-Watson-Topper (2-28). A partir dessas equações, pode-se relacionar de forma mais acertiva a gama de deformação com a vida quando a carga média atuante no ponto crítico da peça for diferente de zero.

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_c - \sigma_m}{E} (2N)^b + \varepsilon_c (2N)^c \quad (2-26)$$

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_c - \sigma_m}{E} (2N)^b + \varepsilon_c \left(\frac{\sigma_c - \sigma_m}{\sigma_c} \right)^{c/b} (2N)^c \quad (2-27)$$

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\sigma_c^2}{E\sigma_{max}} (2N)^{2b} + \frac{\sigma_c \varepsilon_c}{\sigma_{max}} (2N)^{b+c} \quad (2-28)$$

3

Caracterização do Material Utilizado

De maneira geral, as ligas de alumínio podem atingir resistências similares as dos aços de baixo carbono, apresentando boa resistência à corrosão e densidade inferior à metade da densidade dos aços, sendo assim excelentes para aviação por exemplo. Entretanto, o alumínio possui tenacidade significativamente menor que o aço, ainda assim, ligas de alumínio de média resistência têm boa tenacidade, não sendo comum problemas associados a fratura frágil. Como a rede cristalina do alumínio é CFC, sua resistência ao escoamento (S_E) cresce quando a temperatura diminui, sem perda de dutibilidade ou tenacidade.

O alumínio utilizado no projeto foi o alumínio 6351 da *GGD Metals*, sendo portanto um alumínio da série 6xxx. Os elementos de liga típicos desta família são magnésio e silício. A família 6xxx é de uso geral, como aplicações arquitetônicas, peças de bicicletas, equipamentos de transporte, trilhos de pontes e estruturas soldadas. São ligas de fácil anodização e mais tenazes que as ligas da série 2xxx e 7xxx usadas na aviação, contudo, perde no quesito resistência para ligas destas famílias. [1] [15]

Entretanto, antes de se iniciarem os testes de termografia, julgou-se necessário uma descrição mais detalhada do alumínio utilizado no projeto. Dado que apenas a literatura não é suficiente para caracterizar totalmente um material, foi feito uma análise metalográfica e um levantamento das propriedades mecânicas para se obter um detalhamento mais preciso do material em questão.

3.1

Metalografia

As ligas de alumínio da série 6xxx tem as proporções aproximadamente ideais para a formação de siliceto de magnésio (Mg_2Si), o que as tornam termicamente tratáveis. A composição química completa desta liga é trazida na figura 3.1 de acordo com o fabricante. Essa ligas tratáveis termicamente podem ser formadas na solubilização para atingir T4 (solução tratada termicamente mas sem precipitação) e endurecida em seguida para atingir as propriedades de T6 por um tratamento térmico de precipitação. [15]

Todavia, com o objetivo de melhor classificar a liga de alumínio utilizada, especialmente sobre a existência ou não de tratamento térmico, foi preparada uma amostra da liga pra observação no microscópio óptico. Primeiramente, foram obtidas seções da liga a partir do tarugo usado no projeto em dois

Item	Material Substituído	Peso Kgs	Código	Nota Corrida	Produto do Cliente								
02	3 PC ASTM 6351 RED EXTR 12.70 x 2003 (1/2")	2,0	04051800	137538	2972								
Composição Química													
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe	Mg	Ti	Zn	Al
0.510	1.080				0.010	0.010		0.040	0.290	0.510	0.020	0.030	97.440

Figura 3.1: Composição química da liga de alumínio 6351 de acordo com o fabricante.

sentidos de corte, como mostrado na figura 3.2(a). Tal amostra foi produzida na embutidora a partir do baquelite, como mostrado em 3.2(b). A amostra é produzida dessa maneira para facilitar o manuseio durante o lixamento, polimento e ataque químico.



3.2(a): Amostra para análise metalográfica.



3.2(b): Embutidora.

Figura 3.2: Amostra para análise metalográfica e embutidora.

A amostra então foi lixada e polida com pasta diamantada, como mostrado em 3.3(a), para em seguida sofrer o ataque químico. Tal procedimento exigiu a submersão da amostra em uma mistura de 75ml de água e 25ml de HNO_3 a $70^{\circ}C$ por 40 segundos, o que demandou a utilização de uma capela [16]. Essa bancada utilizada no ataque químico está ilustrada na figura 3.3(b). O procedimento do ataque químico segue as recomendações da norma ASTM E407-07.

Após o ataque químico, foi possível, por fim, obter imagens da microestrutura da liga de alumínio a partir do microscópio óptico. A imagem obtida com um aumento de 500x está apresentada a seguir na figura 3.4. A partir da imagem obtida, podemos ver que o eutético $MgSi$ ficou disperso na matriz devido a um tratamento térmico, mais especificamente o T6, não sendo assim possível visualizar os contornos de grão do material.



3.3(a): Lixadeira.



3.3(b): Bancada utilizada no ataque químico.

Figura 3.3: Lixadeira e bancada utilizadas na preparação da amostra para análise metalográfica.

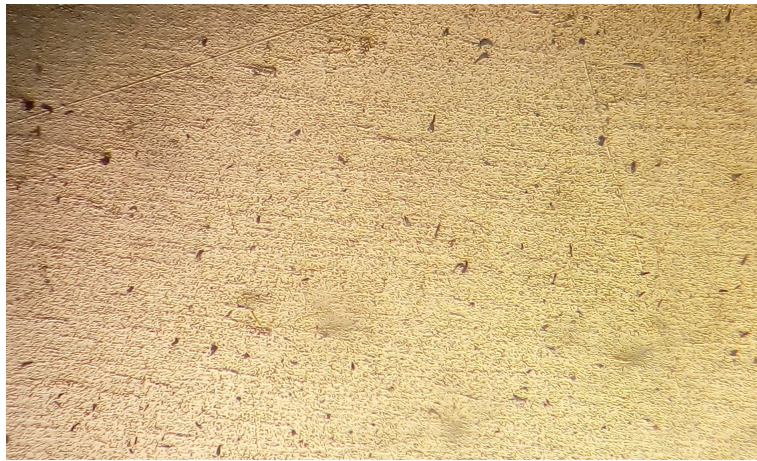


Figura 3.4: Microestrutura da liga de alumínio com 500x de aumento.

3.2

Propriedades Mecânicas

Na série 6xxx, temos materiais tipicamente com resistência ao escoamento de $250 < S_E < 460 \text{ MPa}$ após o tratamento térmico. Ademais, para as ligas de alumínio de maneira geral, densidade $\rho \cong 2,7 \text{ Mg/m}^3$, coeficiente de expansão não linear $\alpha \cong 23 \mu\text{m/m}/^\circ\text{C} \cong 2 \cdot \alpha_{\text{aco}}$, $E \cong 70 \text{ GPa}$ e resistência à ruptura $\sim 50 < S_R < \sim 700 \text{ MPa}$. [1] Entretanto, foram realizados dois ensaios de tração com o alumínio 6351 utilizado no projeto para que as resistências desse material, bem como seu módulo de elasticidade e redução de área fossem de fato medidos.

3.2.1

Corpo de Prova de Tração

Os corpos de prova que foram utilizados no ensaio de tração foram projetados segundo a norma ASTM E606 [17], sendo portanto de geometria suficiente para o fim de ensaio de tração. O desenho do corpo de prova (em mm) está ilustrado na figura 3.5.

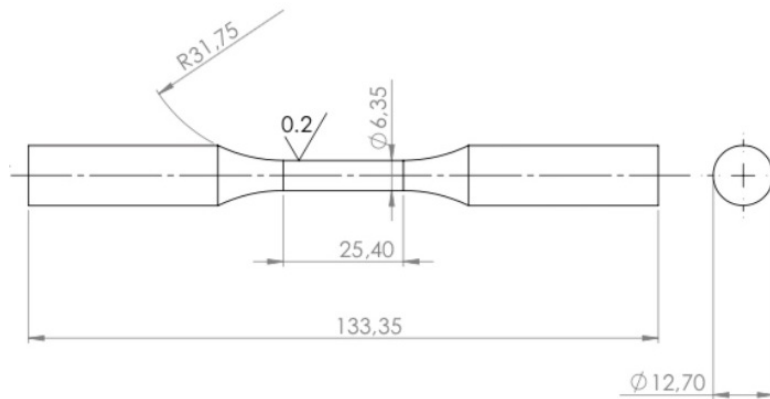


Figura 3.5: Desenho do corpo de prova usado no ensaio de tração (mm).

Antes da execução dos ensaios de tração, os corpos de prova foram pintados de azul e devidamente medidos, sinalizando com um traço cada intervalo de 5mm na seção resistente do corpo de prova, como mostrado na figura 3.6(a). Isso é feito com o objetivo de, ao final do teste, quantificar o alongamento do corpo de prova. Após o teste, o corpo de prova tem seu comprimento de seção resistente medido novamente com um paquímetro, concluindo-se então que o comprimento medido pelo paquímetro é maior que o comprimento medido pela sequência de traços que antes indicavam 5mm, como mostrado na figura 3.6(b), sendo assim possível medir mecanicamente o alongamento do corpo de prova.



3.6(a): Corpo de prova pronto para o ensaio de tração.



3.6(b): Corpo de prova após o ensaio de tração.

Figura 3.6: Corpos de prova utilizados no ensaio de tração.

3.2.2

Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados no laboratório do ITUC na máquina Instron 5500R com capacidade de 25 toneladas apresentada na figura 3.7(a). O teste consiste simplesmente na aplicação de uma carga crescente na direção axial do corpo de prova, provocando um alongamento deste e, por fim, sua ruptura. As tensões são calculadas pela própria máquina, uma vez fornecidas as dimensões do corpo de prova, já as deformações são calculadas por um *clip gage*, como mostrado na figura 3.7(b). O ensaio em questão foi executado com controle de deslocamento na velocidade padrão de 1mm/minuto.



3.7(a): Máquina Instron utilizada no ensaio.



3.7(b): Corpo de prova acoplado à máquina, juntamente com o medidor de deformação.

Figura 3.7: Conjunto utilizado no ensaio de tração.

A partir desses ensaios, foi possível levantar as curvas de tensão versus deformação para os dois corpos de prova. Esse gráfico está apresentado na figura 3.8.

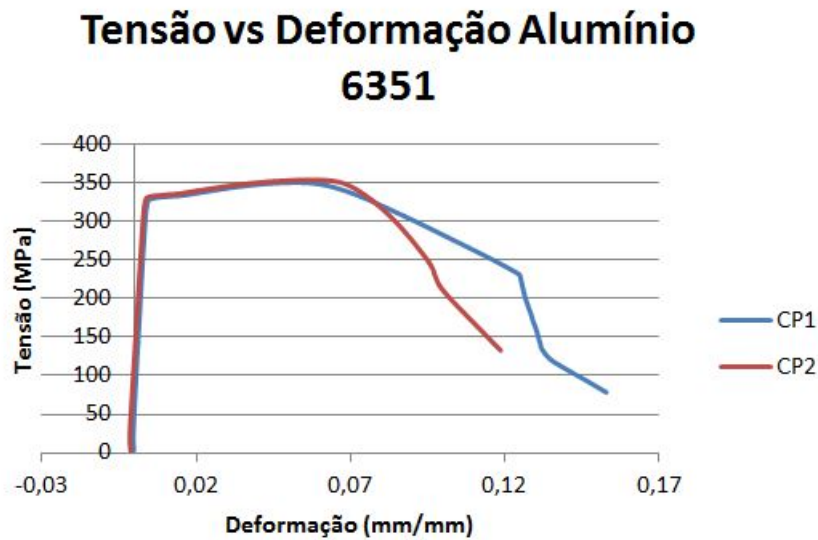
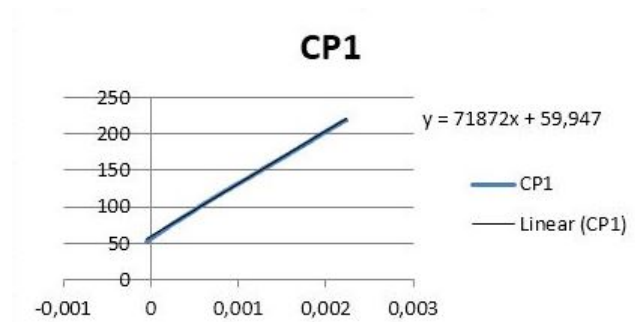


Figura 3.8: Gráfico de tensão versus deformação obtido para os dois corpos de prova no ensaio de tração.

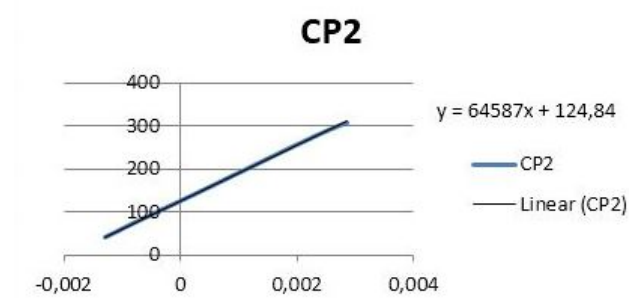
Então, uma vez o gráfico de tensão versus deformação traçado, pode-se estimar a resistência à ruptura (S_R), resistência ao escoamento (S_E) e o módulo de elasticidade do material (E). Essas propriedades foram tiradas diretamente do gráfico, realizando uma média entre os valores dos dois ensaios, com o objetivo de reduzir a dispersão dos dados. O módulo de elasticidade especificamente foi estimado pelo ajuste linear dos dados experimentais na parte elástica do teste, como mostrado na figura 3.9. A tabela 3.1 apresenta essas propriedades mecânicas do material.

Módulo de elasticidade (E)	68,2 GPa
Resistência à ruptura (S_R)	352,0 MPa
Resistência ao escoamento (S_E)	324,0 MPa
Redução de área (RA)	57,0 %

Tabela 3.1: Propriedades mecânicas do alumínio utilizado.



3.9(a): Parte linear CP1.



3.9(b): Parte linear CP2.

Figura 3.9: Gráficos das parte elástica do ensaio de tração com suas aproximações lineares.

4

Procedimentos Experimentais

4.1

Equipamentos Utilizados

4.1.1

Máquina de Flexão Rotativa

Para a execução dos testes de termografia foi utilizada uma máquina de flexão rotativa. A máquina é do tipo *cantilever*, modelo RBF-200 e fica no laboratório LINUS, CEFET-RJ. Essa máquina está ilustrada na figura 4.1.



Figura 4.1: Máquina de flexão rotativa utilizada.

As máquinas de flexão rotativa, são bastante robustas e simples. Seu mecanismo consiste em girar pequenos corpos de prova sob um fletor constante induzido por um peso morto. Um esquema desse tipo de máquina é apresentado na figura 4.2. Essas máquinas são capazes de impor muitos ciclos com um custo energético bastante baixo. Todavia, elas não são facilmente adaptáveis para trabalhar com tensões médias diferentes de zero, nem tensões com amplitudes variáveis.[1]

O peso morto da máquina é móvel sobre uma régua graduada, que indica o momento M aplicado para aquela determinada posição do peso morto. Dessa forma, é possível ajustar a amplitude de tensão posicionando o peso morto na posição do momento fletor associado. Com a equação (4-1), pode-se relacionar a amplitude da tensão aplicada no corpo de prova com o momento (M) em função do diâmetro do corpo de prova (d).

$$\sigma_a = \frac{32M}{\pi d^3} \quad (4-1)$$

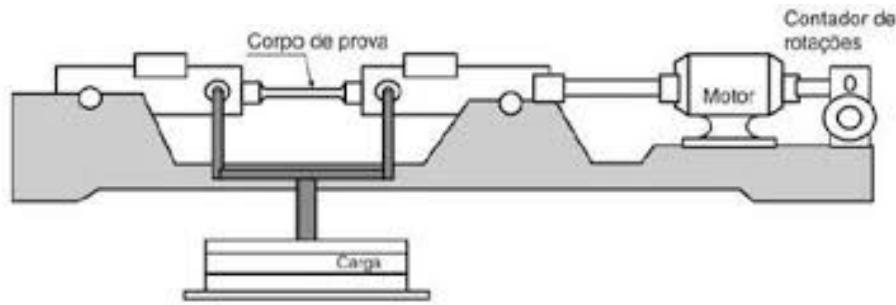


Figura 4.2: Esquema de uma máquina de flexão rotativa.

Devido ao fato de a máquina utilizada ser antiga e ter sido calibrada poucas vezes, foram feitas verificações a fim de confirmar se o momento apontado pela régua graduada é compatível com o momento de fato exercido. Além disso, verificou-se se número de ciclos medidos pela máquina coincidia com o real. Concluiu-se que a máquina estava sim desregulada e, para a execução dos testes, foram feitos alguns ajustes na frequência e na posição do peso morto para que a máquina cumprisse o desejado para os testes.

4.1.2

Câmera de Infravermelho

A câmera infravermelho do modelo *FLIR*[®] A320, mostrada na figura 4.3 foi utilizada para o monitoramento da temperatura superficial dos corpos de prova durante os testes de termografia. Essa câmera possui resolução de 320 x 240 pixels, frequência de aquisição de dados de 30Hz e sensibilidade de temperatura de 30mK. A mesma fabricante FLIR possui um software chamado *ResearchIR*[®] que processa os dados obtidos pela câmera.



Figura 4.3: Câmera infravermelho utilizada nos testes.

Para uma melhor captação de imagem com a câmera, ela foi montada em um tripé apontada para o corpo de prova e coberta com um pano preto espesso. Dessa forma, espera-se diminuir a interferência do meio nos dados

captados. Além dessa medida, o ar condicionado e as luzes foram mantidos desligados durante todo o teste a fim de maximizar a performance da câmera na obtenção da temperatura superficial do corpo de prova. Essa montagem está ilustrada na figura 4.4.



4.4(a): Montagem sem pano.



4.4(b): Montagem com pano.

Figura 4.4: Montagem do sistema de aquisição de dados junto à máquina de flexão rotativa.

4.1.3

Máquina Servo-Hidráulica

Para a realização dos ensaios εN , foi utilizada a máquina servo-hidráulica Instron 8051, com capacidade de 100 kN. A célula de carga utilizada na servo hidráulica também possui capacidade de 100 kN e também é da fabricante Instron. Essa máquina fica situada no laboratório de fadiga da PUC-Rio. Temos na figura 4.5(a) a servo hidráulica-utilizada.

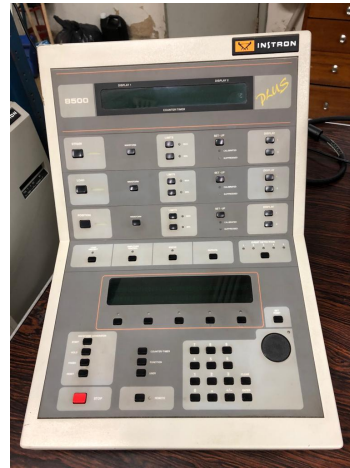
Os testes são executados na servo-hidráulica por meio de um controlador. Além de encaminhar os comandos do teste para a máquina, o controlador ainda matem uma contagem dos ciclos que foram executados ao longo do ensaio. Para nossos ensaios, foi utilizado o controlador Instron 8500, apresentado na figura 4.5(b). O controle dos testes pode ser feito pelas forças, pelos deslocamentos ou pelas deformações impostas nos corpos de prova. Ademais, esse controle do teste pode ser alterado durante um ensaio, sem haver dano no espécime.[1]

As máquinas servo-hidráulicas são facilmente adaptáveis para efetuar testes de amplitudes variáveis, características da grande maioria das cargas reais de serviço, sendo capaz de executar ensaios SN, εN e da/dN [1]. Além disso, elas também podem executar testes com tensões médias diferentes de zero, diferentemente das máquinas de flexão rotativa.

Entretanto, essas são máquinas muito caras de serem adquiridas comercialmente. Além disso, o ruído das bombas, a refrigeração do circuito hidráulico e o rendimento ruim da máquina são outros fatores negativos relacionado às servo-hidráulicas.



4.5(a): Máquina servo-hidráulica



4.5(b): Monitor do controlador da servo-hidráulica.

Figura 4.5: Máquina servo-hidráulica e monitor do controlador utilizados nos ensaios εN .

4.2

Corpo de Prova

4.2.1

Corpo de Prova Para Ensaios Termográficos

Os corpos de prova utilizados nos ensaios de termografia possuem algumas de suas dimensões limitadas pela máquina de flexão rotativa utilizada para os testes. A geometria do corpo de prova segue a norma ASTM E466 [18] para obter maior confiabilidade nos resultados e padronizar os ensaios. O corpo de prova projetado seguindo as restrições da máquina e a norma ASTM possui a geometria apresentada na figura 4.6 em milímetros.

Esse corpo de prova possui um formato *hour-glass*, ou seja, possui raio constante entre as extremidades, o que dificultaria a utilização de *clip gages* por exemplo. Entranto, tal geometria não interfere na obtenção de dados por meio da termografia. Uma vantagem da utilização do formato *hour glass* é reduzir o efeito de concentração de tensão e garantir a seção média como sendo a mais crítica.

Para a execução dos testes, os corpos de prova foram pintados de preto com uma tinta fosca. Essa medida visa facilitar a obtenção dos dados de temperatura superficial do corpo de prova ao aumentar sua emissividade. Na figura 4.7 temos a ilustração de um dos corpos de prova já usinados e pintados.

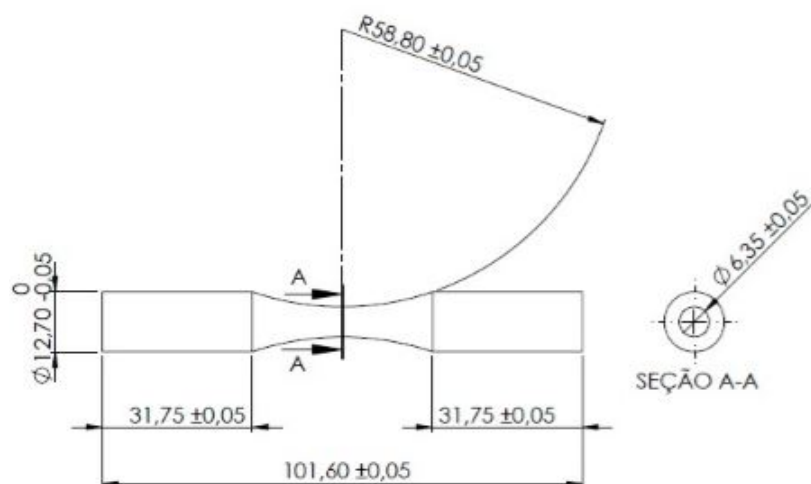


Figura 4.6: Desenho do corpo de prova usado na máquina de flexão rotativa.



Figura 4.7: Corpo de prova pintado utilizado no ensaio termográfico.

4.2.2

Corpo de Prova Para Ensaios εN

O corpo de prova utilizado para os ensaios εN foram projetados segundo a norma ASTM E606 [17], respeitando, contudo, algumas restrições da máquina e do projeto contra flambagem. O desenho do corpo de prova, em milímetros, encontra-se na figura 4.8. Já na figura 4.9 temos um dos corpos de prova para os ensaios εN já usinado e polido.

Se a coluna de um material elastoplástico for curta, como acontece nos ensaios εN , sua carga crítica de flambagem ocorrerá após o escoamento, ou seja, ocorrerá flambagem inelástica. Essa carga deve ser considerada nos ensaios εN , já que não se pode quantificar a deformação nem calcular a tensão atuante supondo um estado de tração ou compressão uniaxial após a flambagem. [1] [14]

A real importância dessa análise é quantificar a máxima deformação alternada que pode ser imposta em um ensaio εN para uma dada geometria do corpo de prova. Sendo assim, pode-se estimar também a menor vida que pode ser imposta em um ensaio εN para tal corpo de prova.

É possível modelar a flambagem inelástica dos corpos de prova de um ensaio εN por Engesser, baseado no módulo da tangente E_t . Esse parâmetro está definido na equação (4-2).

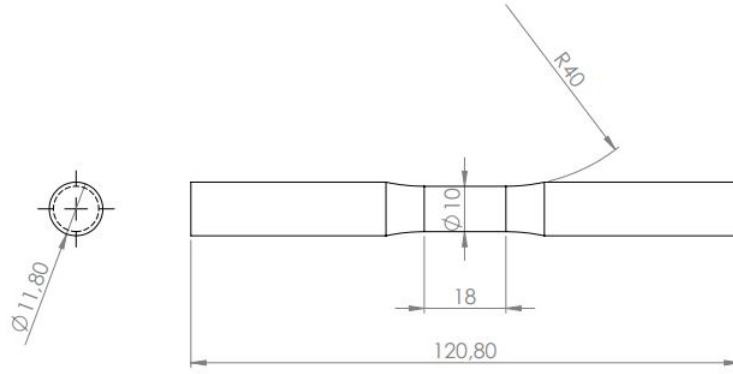


Figura 4.8: Desenho do corpo de prova utilizado nos ensaios εN .



Figura 4.9: Corpo de prova utilizado nos ensaios εN usinado e polido.

$$E_t = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (4-2)$$

Segundo Euler, a tensão crítica de flambagem elástica de um corpo de prova cilíndrico de comprimento L e diâmetro d pode ser escrito de acordo com a equação (4-3). Assim, podemos estimar a tensão crítica de flambagem elastoplástica pelo modelo de Engesser segundo a equação (4-4).

$$\sigma_{fl_{el}} = \frac{\pi^2 d^2 E}{\kappa L^2} \quad (4-3)$$

$$\sigma_{fl_{ep}} = \frac{\pi^2 d^2 E_t}{\kappa L^2} \quad (4-4)$$

A variável κ representa a condição de contorno do problema. Usa-se $\kappa = 4$ para corpos de prova biengastados, $\kappa = 16$ para corpos de prova biapoitados e $\kappa = 64$ para corpos de prova em balanço.

Sendo assim, é possível calcular o módulo tangente dos materiais modeláveis por Ramberg-Osgood. Ademais, pode-se obter a tensão crítica de flambagem $\sigma_{fl_{ep}}$ a partir das propriedades de encruamento de Ramberg-Osgood, como na equação (4-5).

$$E_t = \left[\frac{1}{E} + \frac{1}{hH} \left(\frac{\sigma}{H} \right)^{\frac{1-h}{h}} \right]^{-1} \Rightarrow \sigma_{fl_{ep}} + \frac{E}{h} \left(\frac{\sigma_{fl_{ep}}}{H} \right)^{\frac{1}{h}} = \frac{\pi^2 d^2 E}{\kappa L^2} \quad (4-5)$$

A maior amplitude das deformações estáveis que pode ser aplicada no

testes $\Delta\varepsilon N$, desconsiderando a carga média, é limitada pela sua amplitude de flambagem $\varepsilon_{fl_{ep}}/2$. Essa deformação alternada pode ser calculada a partir da equação (4-6). Nota-se que agora utiliza-se as propriedades cíclicas H_c e h_c na expressão $\sigma_{fl_{ep}}$, já que se trata da estabilidade dos laços. [1]

$$\frac{\Delta\sigma_{fl_{ep}}}{2} + \frac{E}{h_c} \left[\frac{\Delta\sigma_{fl_{ep}}}{2H_c} \right]^{\frac{1}{h_c}} = \frac{\pi^2 d^2 E}{\kappa L^2} \cdot \frac{\Delta\varepsilon_{fl_{ep}}}{2} = \frac{\Delta\sigma_{fl_{ep}}}{2E} + \left[\frac{\Delta\sigma_{fl_{ep}}}{2H_c} \right]^{\frac{1}{h_c}} \quad (4-6)$$

Assim foi possível estimar a que deformação $\Delta\varepsilon/2$ o corpo de prova projetado flambaria inelasticamente a partir de uma rotina desenvolvida no programa de matemática *Matlab*. A condição de contorno utilizada nas contas foi considerando o corpo de prova biapoado, por se considerar que esta condição representa melhor o que ocorre em testes reais. Ademais, as propriedades cíclicas H_c e h_c utilizadas na estimativa da deformação de flambagem foram tiradas de trabalhos publicados em εN com materiais similares ao utilizado neste projeto. [19] Assim, foi obtida uma deformação $\varepsilon_{fl_{ep}} = 1.68\%$. Portanto, o projeto dos ensaios εN deve respeitar esse limite de deformação.

4.3

Testes Para Determinação de N_s

Como apresentado na seção 2.3.1, a determinação do limite de fadiga segundo o método de Risitano exige que sejam aplicadas tensões alternadas crescentes, de acordo com o procedimento *stepped loading*, durante N_s ciclos. Portanto, torna-se clara a necessidade da obtenção dos números de ciclos N_s (número de ciclos totais da fase 1) correspondentes às tensões alternadas σ_a utilizadas no procedimento.

Para isso, foram realizados testes com diversas tensões alternadas que foram mantidas constantes até a ruptura do corpo de prova. Esperava-se então visualizar as três fases do teste em um gráfico $\Delta T \times N$ e determinar o número de ciclos correspondente ao total da fase 1 (N_s) para cada tensão alternada.

O limite de fadiga ($S'_L(N_L)$) estimado por Juvinall para o alumínio é de $0.4S_R$ se $S_R < 325MPa$ e $130MPa$ se $S_R > 325MPa$ [11]. Esses limites foram estimados considerando $N_L = 5 \times 10^8$, dado que o alumínio teria vidas muito longas. Para a obtenção do gráfico $\Delta T \times N$ com as três fases bem definidas conforme a figura 2.10, necessita-se que a tensão alternada seja maior que o limite de fadiga. Então, foram realizados três testes para obtenção de N_s com tensões de $0.8S_R$, $0.7S_R$ e $0.6S_R$. Os três testes foram realizados com a mesma frequência de $8500rpm$ com os equipamentos descritos nas seções 4.1.1 e 4.1.2

e seguiram os cuidados apresentados nas seções 4.1 e 4.2.1 que maximizam a performance do sistema de aquisição de dados.

4.4

Teste Para Determinação do Limite de Fadiga Por Termografia

O limite de fadiga será determinado por termografia utilizando o método de Risitano apresentado em 2.3.1. Portanto, o ensaio foi realizado a partir do procedimento *stepped loading*, que consiste na aplicação crescente de tensões alternadas, sendo que cada tensão é exercida no corpo de prova até que o seu número de ciclos da fase 1 seja alcançado, como mostrado na figura 2.13.

No ensaio foram utilizadas tensões alternadas de $0.2S_R$, $0.3S_R$, $0.4S_R$, $0.5S_R$, $0.6S_R$, $0.7S_R$ e $0.8S_R$. Evidentemente, essas tensões foram aplicadas por N_s ciclos correspondentes às respectivas tensões. Os valores dos N_s utilizados foram obtidos a partir dos testes apresentados na seção 4.3.

A mesma frequência de $8500rpm$ foi mantida durante todo o teste, ocorrendo apenas pequenas pausas para alteração manual da tensão aplicada, devido à baixa automatização da máquina de flexão rotativa. Além disso, esse ensaio também utilizou os equipamentos descritos nas seções 4.1.1 e 4.1.2 e o corpo de prova descrito na seção 4.2.1, seguindo todos os cuidados apresentados nessas seções.

4.5

Ensaio εN

Antes da realização dos ensaios εN , a máquina servo-hidráulica foi alinhada a partir de um relógio comparador, garantindo a excentricidade do carregamento. Essa medida é tomada para evitar que hajam tensões geradas por momentos fletores durante o ensaio. Se a tensão de flexão não for desprezível em relação à tensão axial, a tensão atuante não pode mais ser considerada como P/A, implicando assim em uma alteração no cálculo das componentes elástica e plástica da deformação. Isso influenciaria diretamente então no levantamento da curva de Coffin-Manson. [14] Além de induzirem medições equivocadas nos testes, os momentos fletores ainda propiciam a flambagem dos corpos de prova. Situações como essas são extremamente indesejadas durante os ensaios.

Para o alinhamento, as garras (superior e inferior) e o parafuso inferior foram retirados. Dessa forma, o relógio comparador pode ser acoplado no pistão inferior da máquina, como mostrado na figura 4.10. O pistão inferior foi então rotacionado, fazendo com que o relógio comparador percorresse toda a circunferência da célula de carga. Dessa forma, foi possível averiguar quais

eram os pontos de maior desalinhamento entre o pistão e a célula de carga. Por fim, com o auxílio de um martelo de borracha, após solta, a célula de carga foi delicadamente deslocada para os lados, conforme os valores mostrados no relógio, até que fosse obtido o alinhamento de 1 centésimo de excentricidade.



Figura 4.10: Montagem do relógio comparador na servo-hidráulica para o alinhamento desta.

Os ensaios εN foram feitos para levantar a curva de $\Delta\varepsilon/2 \times N$ segundo a norma ASTM E606 [17]. Sendo assim, foram usados dez corpos de prova, sendo dois para cada deformação imposta. Os testes foram feitos em controle de deformação, sendo esta mantida constante ao longo do ensaio. Contudo, o início do teste é em controle de carga até a estabilização da deformação medida no *clip gage*.

Antes de todos os ensaios foi feita uma calibração no *clip gage* a partir do calibrador de extensômetros do Laboratório de Ensaios Mecânicos - ITUC conforme mostrado na figura 4.11. Esse calibrador possui faixa de medição de 25mm e resolução de 0.0005mm.

A escolha dos cinco níveis de deformação impostos nos ensaios foi baseada na vida de transição N_t da liga de alumínio utilizada. Pretendia-se que fossem feitos testes onde a deformação plástica dominasse, onde a deformação elástica dominasse e testes intermediários. Para a estimativa dessa vida de transição N_t foi utilizada a equação (4-7), onde a deformação elástica e plástica são igualadas.

$$\frac{\sigma_c}{E}(2N_t)^b = \varepsilon_c(2N_t)^c \quad (4-7)$$

Na obtenção de N_t , foi utilizada a estimativa das medianas para ligas de alumínio e de titânio para as propriedades εN . Então, os valores de $\sigma_c = S_R \cdot 1.9$, $\varepsilon_c = 0.28$, $b = -0.11$ e $c = -0.66$ foram utilizados na equação (4-7). Já as

Figura 4.11: Calibração do *clip gage*.

propriedades mecânicas E e S_R foram obtidas no ensaio de tração, que gerou a tabela 3.1. Assim, foi estimada uma vida de transição $N_t \approx 220$ ciclos.

Esses valores estimados foram comparados com dados publicados na literatura de outras ligas de alumínio similares à utilizada no projeto [20] [21]. Concluiu-se que as estimativas feitas parecem razoáveis, podendo assim serem usadas como aproximações iniciais para o projeto dos testes.

Sendo assim, foram escolhidas para os testes, vidas de aproximadamente 150, 350, 1.000, 10.000 e 100.000 ciclos. Dessa forma, teríamos vidas menores, próximas e maiores que a vida de transição N_t estimada. Utilizando-se então a curva de Coffin-Manson com as propriedades εN estimadas com o método das medianas para ligas de alumínio e de titânio, pode-se obter as deformações para vidas pretendidas, respeitando-se evidentemente o limite de deformação da flambagem inelástica. Concluiu-se então que os testes deveriam ter deformações de 1.1%, 0.8%, 0.6%, 0.4% e 0.33%.

Para a realização dos ensaios, o corpo de prova foi montado na servo-hidráulica com um *clip gage* acoplado como mostrado na figura 4.12. Os corpos de prova eram então ciclados à deformação constante até que fosse fraturado ou que se observasse a iniciação de uma trinca. O critério de parada de teste devido ao surgimento de trinca incluía uma inspeção visual ou uma queda de mais de 25% na força de tração exercida no corpo de prova.

Os dados de aquisição foram processados na interface *LABview*. Na figura 4.13 temos a ilustração da interface utilizada. Recebendo as informações de deslocamento obtida pelo *clip gage* e da carga da servo-hidráulica, o programa fornece também a deformação e a tensão a partir de dados de entrada.

Foram realizados um total de 18 testes, sendo somente 10 aproveitados para o levantamento da curva εN . Isso ocorreu devido a falhas no andamento



Figura 4.12: Montagem do ensaio εN .

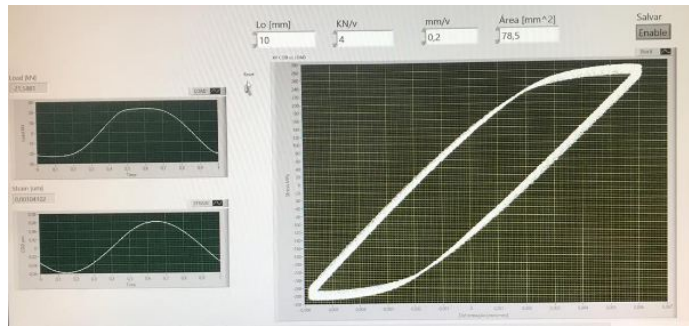


Figura 4.13: Interface *LABview* utilizada nos ensaios εN .

do teste como flambagem do corpo de prova ou despressurização das garras durante os testes. Observou-se que acima de 0,8% de amplitude de deformação os corpos de prova flambavam, o que pode ser atribuído à má usinagem dos corpos de prova e às aproximações das propriedades cíclicas utilizadas nos cálculos.

Portanto, estabeleceu-se que as novas amplitudes de deformação utilizadas no levantamento da curva εN seriam 0,4%, 0,5%, 0,6%, 0,7%, 0,75% e 0,8%. Sendo que foi realizado apenas um testes nas deformações de 0,75% e 0,8%. Todos os testes foram feitos na servo-hidráulica da seção 4.1.3, com os corpos de prova descrito na seção 4.2.2 com frequência de $2Hz$.

5

Resultados e Discussões

5.1

Número Total de Ciclos da Fase 1 (N_s)

A partir execução dos testes descritos na seção 4.3, foi possível a obtenção dos gráfico $\Delta T \times N$ para as tensões de $0.6S_R$, $0.7S_R$ e $0.8S_R$. Esses gráficos estão apresentados na figura 5.1.

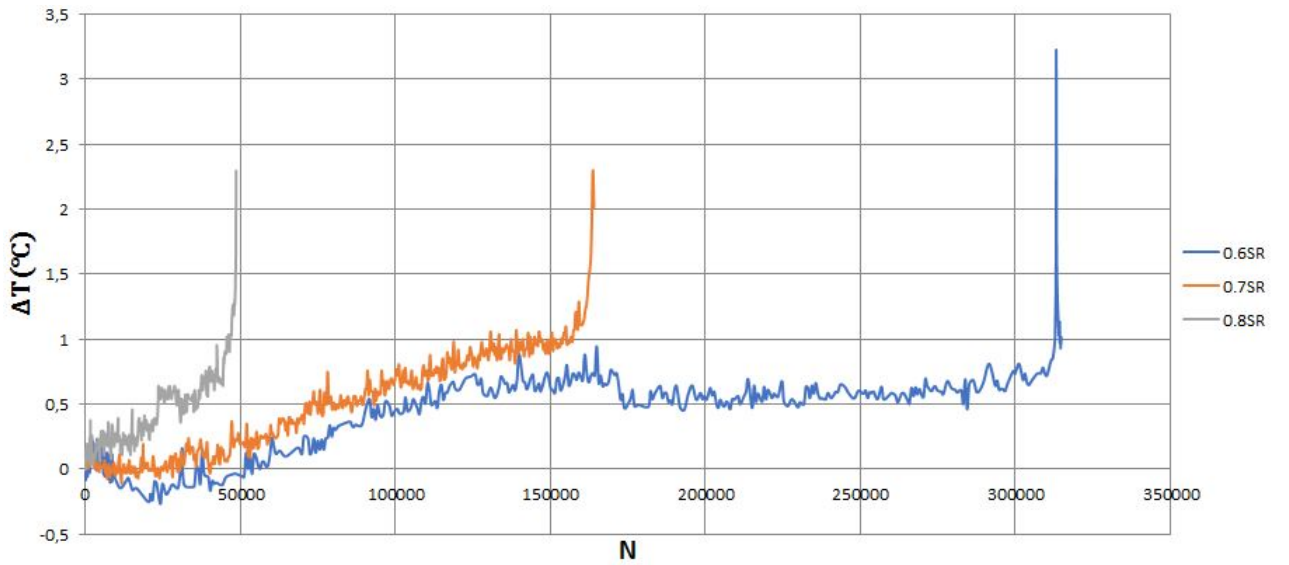


Figura 5.1: Gráfico $\Delta T \times N$ para as tensões de $0.6S_R$, $0.7S_R$ e $0.8S_R$.

Observa-se, como o esperado, quanto maior a tensão utilizada no ensaio, menor o número de ciclos até a ruptura do corpo de prova. Todavia, não foi possível notar um nítido aumento de ΔT_2 com o aumento da tensão aplicada, conforme havia sido prevista na figura 2.11. Isso pode estar associado ao fato de ΔT_2 ser muito pequeno no caso deste material e os ensaios não terem sido feitos no mesmo dia. Dessa forma, qualquer variação nas condições ambientais dos testes pode ter interferido significativamente no valor de ΔT lido pelo sistema de aquisição de dados.

Em posse desses dados, pode-se montar uma tabela relacionando a tensão alternada aplicada ao longo dos testes com o número de ciclos da fase 1 (N_s). Essa relação com os valores estimados de N_s encontra-se na tabela 5.1.

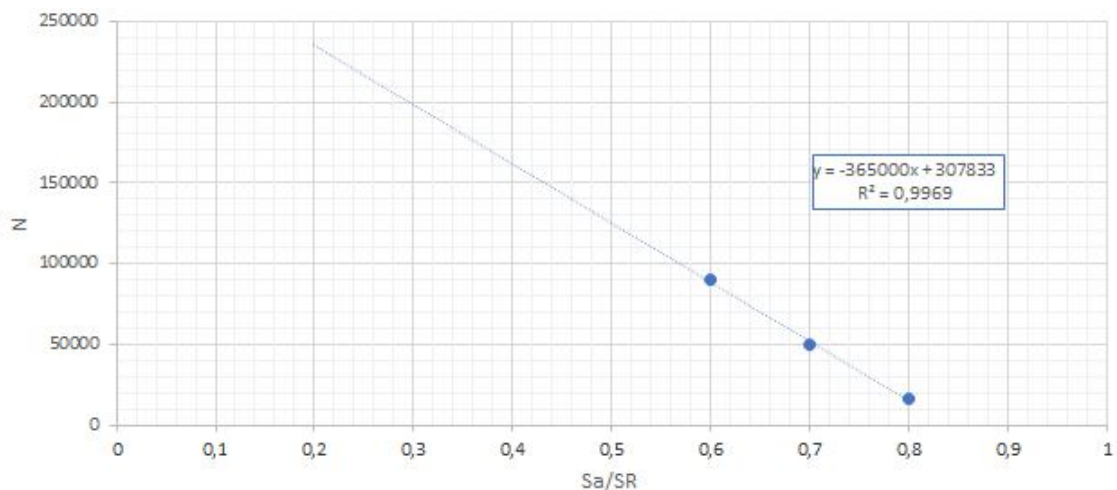
A partir de então, é possível fazer uma previsão de qual será o N_s para cada uma das tensões aplicadas no procedimento *stepped loading* para a determinação do limite de fadiga por Risitano. A representação gráfica 5.2

σ_a/S_R	N_s
0.6	90000
0.7	50000
0.8	17000

Tabela 5.1: Número de ciclos da fase 1 para cada tensão alternada.

auxilia na interpretação dos dados. Com ela, fica evidente que o número de ciclos da fase 1 tende a decair linearmente com o aumento da tensão alternada aplicada no corpo de prova.

Portanto, a previsão de N_s para as demais tensões alternadas utilizadas no processo *stepped loading* pode ser feita segundo a função linear mostrada na figura 5.2. Apesar de sabermos que tensão alternada menor que o limite de fadiga não gera fases 1, 2 e 3, não tendo assim um N_s , essa estimativa será seguida para todas as tensões impostas no método de Risitano, justamente por não ser conhecido de fato o valor desse limite.

Figura 5.2: Gráfico da tendência de N_s para diversas tensões.

5.2

Limite de Fadiga (S'_L) Por Termografia

A partir do teste descrito na seção 4.4 foi possível utilizar o método de Risitano para determinar o limite de fadiga da liga de alumínio analisado. Para todas as tensões exercidas no teste, foram determinadas as variações de temperatura ΔT_2 , que seria a variação de temperatura de estabilização que começa em N_s ciclos.

Analisando-se os dados obtidos no teste, foi levantada uma curva de $\Delta T_2 \times \sigma_a/S_R$, similar à curva apresentada na figura 2.14. O gráfico obtido

experimentalmente encontra-se na figura 5.3. Nele, temos também a equação da reta obtida na segunda parte do gráfico, que possui maior inclinação, indicando a presença de dano por fadiga.

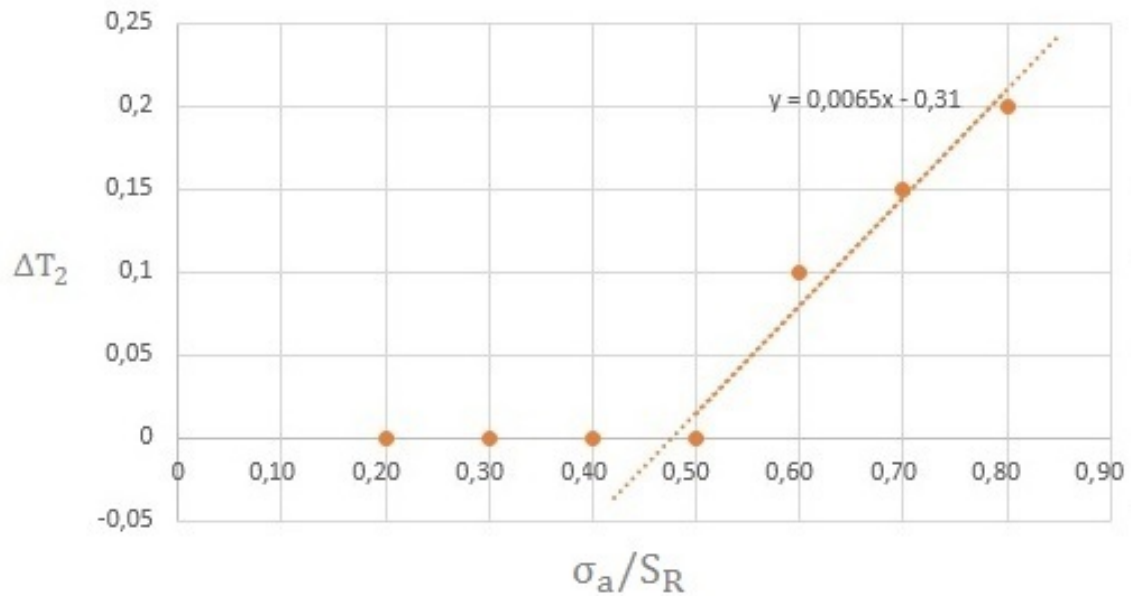


Figura 5.3: Gráfico da variação da temperatura de estabilização ΔT_2 versus a tensão em relação a resistência ao escoamento σ_a/S_R .

A partir da equação da reta de maior inclinação, calculou-se onde ela cruza o eixo da tensão (σ_a/S_R), indicando então o limite de fadiga por Risitano. Portanto, conclui-se que o limite de fadiga desta liga de alumínio é aproximadamente $0.48S_R$, que corresponde a 168MPa.

O valor obtido para o limite de fadiga é consideravelmente superior ao estipulado por Juvinall, de 130MPa para ligas de alumínio com $S_R > 325$. Comparando o limite de fadiga encontrado por termografia com a estimativa de Juvinall, evidentemente conservadora, teríamos um erro de $\approx 30\%$.

Entretanto, o valor do limite de fadiga encontrado experimentalmente não é muito confiável, já que os dados obtidos durante o teste foram bastante dispersos. Dessa forma, a identificação do valor da temperatura de estabilização ΔT_2 de cada tensão foi intrincada, comprometendo assim o resultado final do teste.

O principal fator que complica a interpretação dos dados termográficos da liga de alumínio é a sua alta condutividade térmica. Assim, o calor gerado pelo dano por fadiga é rapidamente dissipado, o que prejudica a visualização de um aumento considerável na temperatura de estabilização no corpo de prova. Por consequência, toda a análise proposta por Risitano torna-se mais difícil de ser executada.

5.3

Limite de Fadiga (S'_L) Por Extrapolação de Dados εN

5.3.1

Curva de Coffin-Manson

A partir dos ensaios εN , foi possível obter uma relação entre as deformações aplicadas durante os testes e a vida do corpo de prova, seguindo o critério de ruptura do corpo de prova ou nascimento de trinca. Assim, com o auxílio do Excel, foi gerado um gráfico $\Delta\varepsilon/2 \times 2N$ com os pontos experimentais. Em seguida foi prevista a curva de Coffin-Manson que melhor se ajusta aos pontos experimentais, utilizando o artifício *solver* do Excel para minimizar o erro quadrático entre o modelo e os dados experimentais. Por fim, foram calculadas também as partes elásticas e plásticas da curva. Os gráficos gerados encontram-se na figura 5.4.

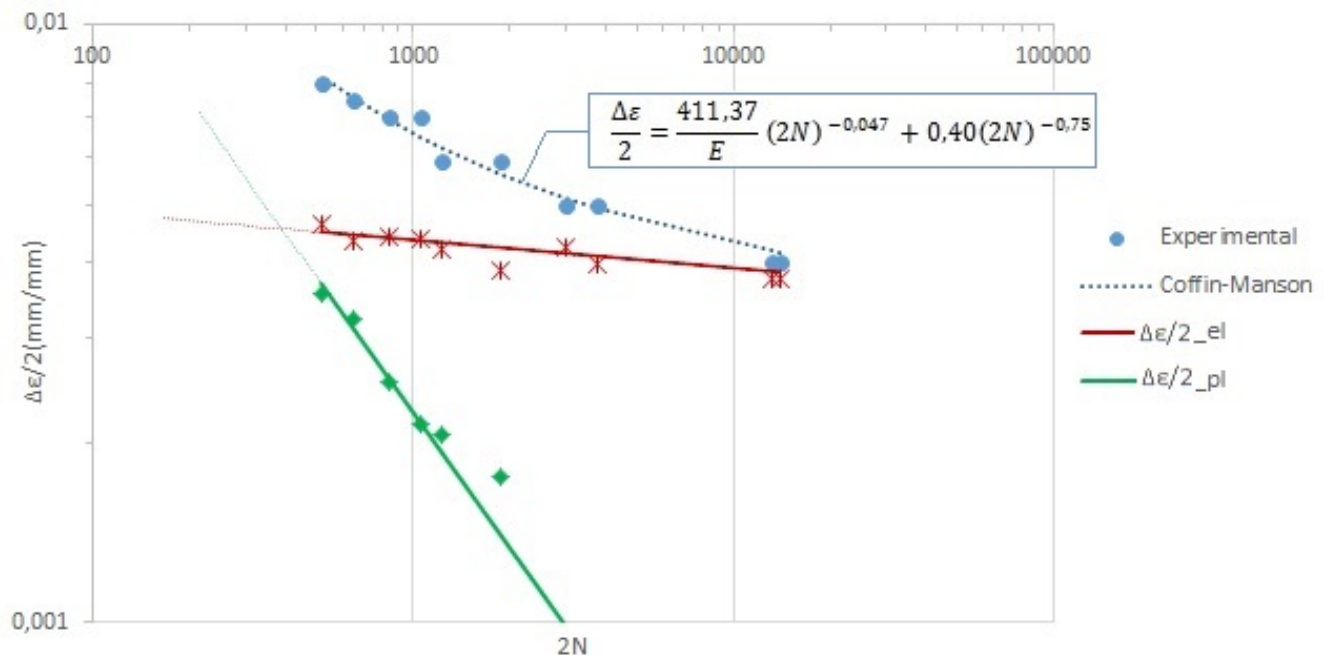


Figura 5.4: Curva de Coffin-Manson obtida para os ensaios realizados.

Dessa forma, foi possível obtermos as propriedades εN do material. As propriedades encontradas para a curva de Coffin-Manson obtida estão destacadas na tabela 5.2.

Esses resultados possuem algumas fontes de erro, como má usinagem do corpo de prova, imperícia dos operadores e critério de parada do ensaio mal definido. Além disso, observou-se que a grande maioria dos corpos de prova tiveram suas trincas iniciadas no ponto de contato entre o *clip gage* e a superfície do corpo de prova, onde eram gerados defeitos superficiais. Todavia,

σ_c	411,36
ε_c	0,40
b	-0,047
c	-0,75

Tabela 5.2: Propriedades εN da liga de alumínio 6351.

os valores obtidos estão dentro do esperado, sendo compatíveis com dados da literatura.

5.3.2

Curva de Ramberg-Osgood

Ao analisarmos os laços de histerese gerados nos ensaios εN , a primeira coisa que pode ser verificada é a fase de instabilidade inicial que o material apresenta. Antes dos laços se estabilizarem, pode-se notar que o material apresenta encruamento cíclico, aumentando a tensão necessária para gerar a mesma deformação. Isso fica muito nítido nas figuras 5.5, 5.6 e 5.7 que ilustram os primeiros laços de histerese dos testes a deformação de 0.4%, 0.5% e 0.8%.

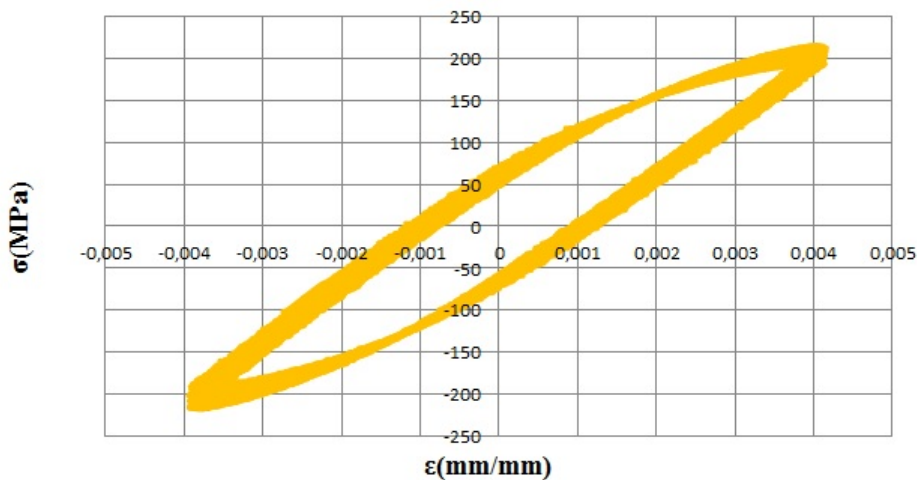


Figura 5.5: Laços de histerese iniciais do ensaio a 0.4% de deformação.

Ademais, a partir dos gráficos 5.5, 5.6 e 5.7 é possível verificar as influências das deformações elástica e plástica. Vemos que o gráfico gerado pela deformação alternada de 0.4% apresenta laços mais fechados, indicando assim grande influência elástica. Em contra partida os gráficos gerados pelas deformações alternada de 0.5% e 0.8% são mais abertos, mas ainda apresentam características elásticas, indicando que essas deformações estão próximas da transição, onde as deformações plástica e elástica possuem grande relevância.

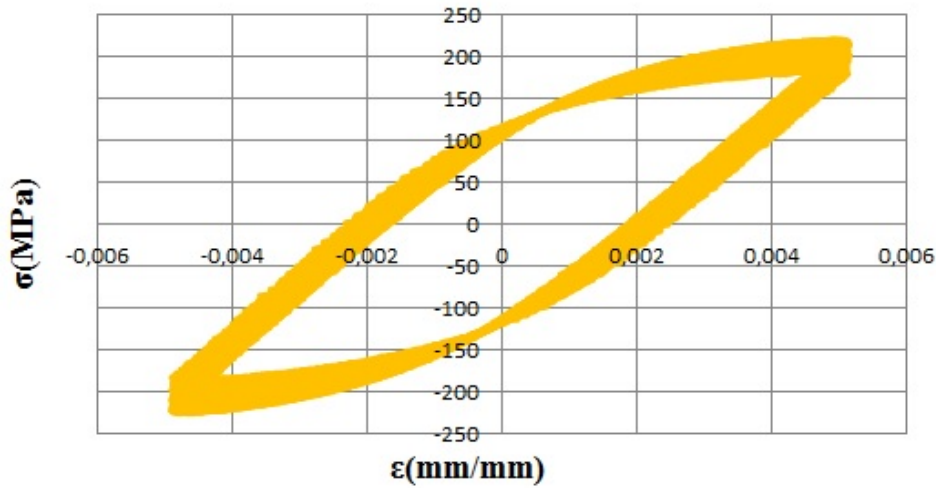


Figura 5.6: Laços de histerese iniciais do ensaio a 0,5% de deformação.

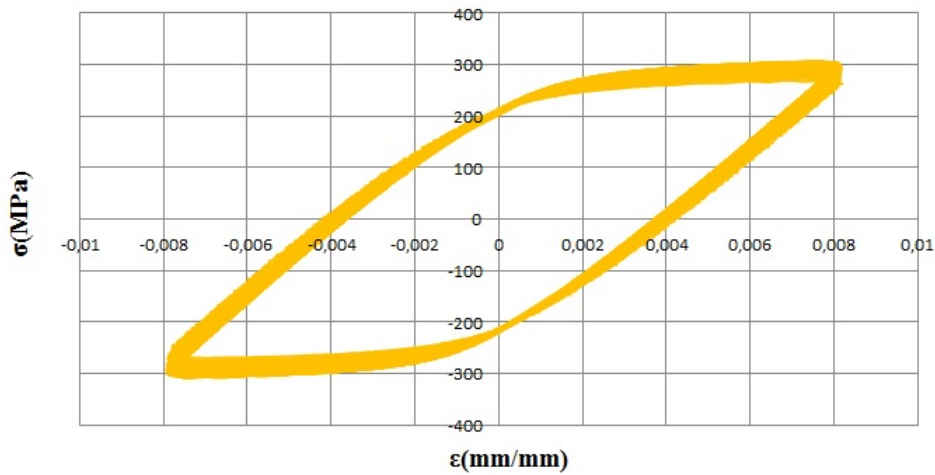


Figura 5.7: Laços de histerese iniciais do ensaio a 0,8% de deformação.

Para a obtenção das propriedades cíclicas h_c e H_c , laços de histerese estabilizados dos dez ensaios realizados foram plotados em um mesmo gráfico $\sigma \times \epsilon$. Em seguida, foi ajustada uma curva $\sigma\epsilon$ cíclica passando pelos bicos desses laços, seguindo a equação (2-21). O gráfico gerado para este ajuste está apresentado na figura 5.8.

O ajuste da curva $\sigma\epsilon$ cíclica utilizando o artifício *solver* do programa Excel, minimizando o erro quadrático entre os bicos experimentais, tanto positivos quanto negativos, e o modelo de Ramberg-Osgood $\sigma\epsilon$ do ciclo. Obtemos assim as propriedades cíclicas apresentadas na tabela 5.3.

Sob outro ponto de vista, foi levantada uma curva $\Delta\sigma\Delta\epsilon$ a fim de confirmar as propriedades cíclicas obtidas. Os laços de histerese estabilizados dos dez testes foram deslocados para uma origem comum, obtendo assim um gráfico de $\Delta\sigma \times \Delta\epsilon$. Em seguida, foi traçada uma curva de Ramberg-Osgood do laço que havia sido ajustada aos bicos dos laços, conforme o procedimento

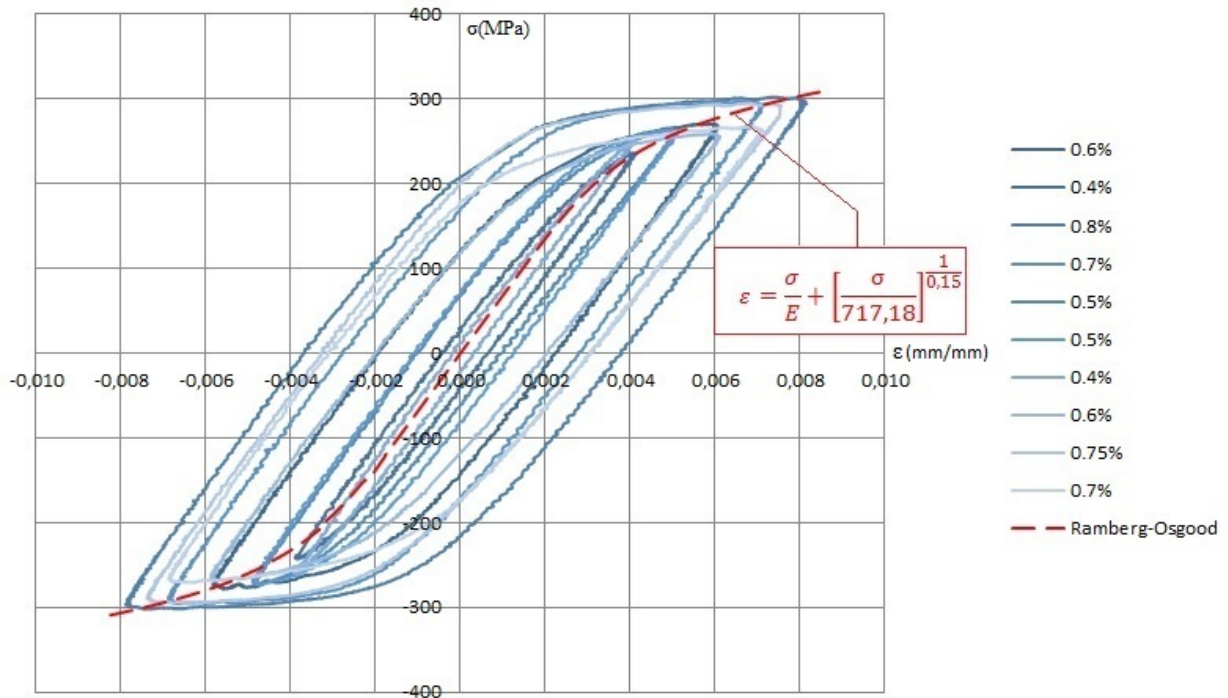


Figura 5.8: Laços de histerese estabilizados com a respectiva curva de Ramberg-Osgood do ciclo.

H_c	717,18
h_c	0,152

Tabela 5.3: Propriedades cíclicas da liga de alumínio 6351.

usual. Novamente as propriedades cíclicas utilizadas na curva são as da tabela 5.3. O gráfico obtido está ilustrado na figura 5.9.

Nota-se na figura 5.9 que a curva não ajusta tão bem os laços de histerese. Entretanto, existe um procedimento menos usual que proporciona uma modelagem mais precisa, que consiste em ajustar a curva $\Delta\sigma\Delta\varepsilon$ às curvas dos vários laços medidos, rebatendo as curvas de descarregamento sobre as de carregamento. Dessa forma, seriam obtidas novas propriedades cíclicas H_c e h_c , diferentes daquelas obtidas a partir do procedimento usual.

Por fim, é possível concluir observando-se os laços da figura 5.8 que o material pode ser modelado da forma εN tradicional, já que os laços são praticamente simétricos. Dessa forma, suas partes crescentes e decrescentes podem ser descritas pela mesma equação. Esses laços são usualmente chamados de laços de Masing.

As propriedades cíclicas obtidas são satisfatórias, ajustam bem os bicos dos laços de histerese e são coerentes com a literatura, ainda que o valor de H_c seja maior do que o habitual. Ainda assim, podem ter ocorrido erros

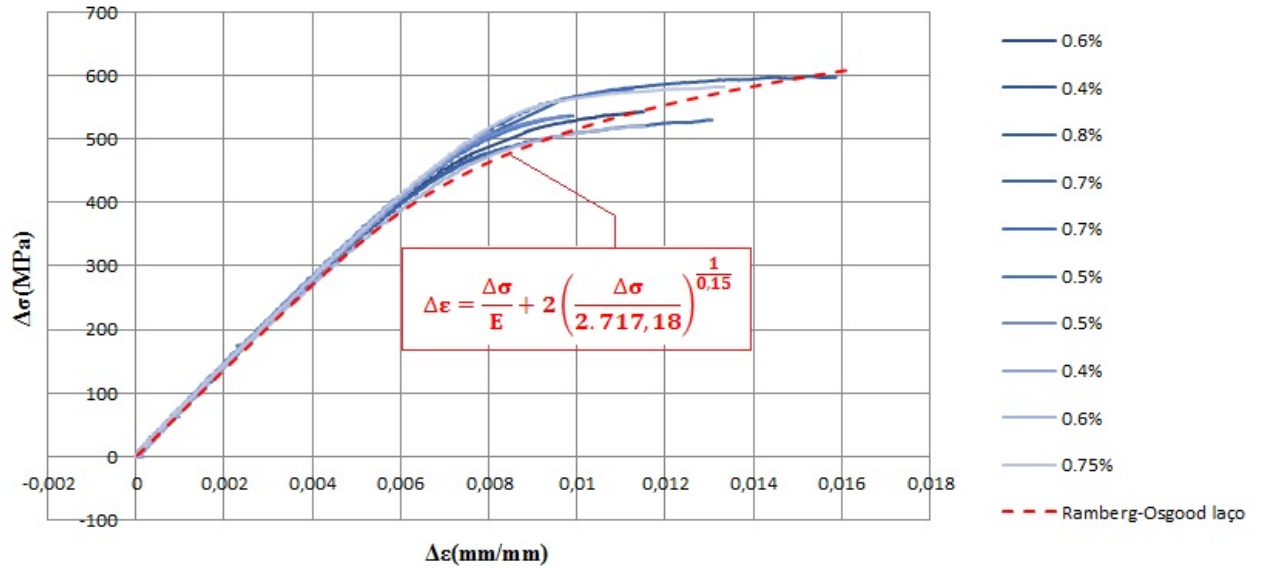


Figura 5.9: Laços de histerese estabilizados e deslocados para uma mesma origem com a respectiva curva de Ramberg-Osgood do laço.

na obtenção dessas propriedades oriundos da execução dos testes ou do processamento de dados, já que elas dependem da qualidade de reprodução dos laços.

5.3.3

Limite de Fadiga

Para a estimativa do limite de fadiga a partir da extrapolação de dados εN , serão usadas as equações (2-25) e (2-22) utilizando as propriedades das tabelas 5.2 e 5.3 considerando a vida como a vida infinita do alumínio. Essa operação está melhor descrita na equação (5-1).

$$\left(\frac{\Delta\sigma}{E}\right) + 2 \cdot \left(\frac{\Delta\sigma}{2 \cdot 717,18}\right)^{1/0.15} = 2 \left(\frac{411,36}{E}\right) (2N_L)^{-0.047} + 2 \cdot 0,40 (2N_L)^{-0.75} \quad (5-1)$$

Dessa forma obtivemos uma gama de tensão $\Delta\sigma = 305,39 MPa$, que equivale a uma tensão alternada de $\sigma_a = 152,69 MPa$ para a vida infinita do alumínio de $N_L = 5 \times 10^8$.

Todavia, como pode-se considerar as tensões e deformações majoritariamente elásticas à vida infinita, é possível fazer as contas utilizando somente a parte elástica de Coffin-Manson e Ramberg-Osgood. Dessa forma, teríamos apenas a equação (5-2), que não utiliza as propriedades cíclicas de Ramberg-Osgood, eliminando assim uma possível fonte de erro.

$$\left(\frac{\Delta\sigma}{E}\right) = 2 \left(\frac{411,36}{E}\right) (2N_L)^{-0.047} \quad (5-2)$$

Novamente utilizando a vida infinita do alumínio como $N_L = 5 \times 10^8$ e as propriedades da tabela 5.2, foi possível obter uma gama de tensão $\Delta\sigma = 310.77MPa$, levando a uma tensão alternada $\sigma_a = 155.38MPa$.

O valor obtido como estimativa para o limite de fadiga é considerado razoável, entretanto está um pouco acima do esperado na literatura de $130MPa$ segundo Juvinall [11] assim como o encontrado por termografia. O erro obtido em relação ao valor estipulado por Juvinall é de 19.5%. Ainda assim, é possível afirmar que houve muita imprecisão na execução dos testes e foram feitos poucos ensaios, não havendo grande redundância no resultados, o que prejudica a medição das propriedades εN e consequentemente contribui para esse erro.

6

Conclusão

Foram estimados experimentalmente por duas forma diferentes o limite de fadiga da liga de aluínio 6351. A termografia, foco inicial do projeto, possui muita utilidade devido à rapidez e facilidade de se obter o limite de fadiga dos materiais. Todavia, já foi documentado uma grande dificuldade da aplicação deste método em ligas de alumínio. Por outro lado, a extrapolação dos dados εN foi utilizada para endoçar os dados obtidos por termografia. Entretanto, as propriedades εN encontradas ao longo do projeto possuem muitas outras aplicações nobres, já que o εN é um método de projeto à fadiga muito relevante.

Por termografia, encontrou-se uma grande dificuldade na execução dos testes e análise dos testes feitos. Isso ocorreu porque não há uma temperatura de estabilização clara durante os ensaios. Essa característica pode ser atribuída sobretudo à grande condutividade térmica deste alumínio, fazendo com que o calor gerado pelas deformações plásticas seja rapidamente dissipado. Na estimativa do limite de fadiga, foi possível obter um valor de $S'_{L_{termo}} = 168MPa$.

Já os ensaios εN não tem geralmente como função a estimativa do limite de fadiga, não sendo assim melhor forma de se obter esta propriedade para ser comparada com o resultado dos ensaios de termografia. Entretanto, esta é uma estimativa educada e coerente com os conceitos físicos do método εN , que possibilitou uma segunda estimativa dessa propriedade. Não houveram grandes problemas durante a execução dos testes, todavia, existem diversas fontes imprecisão que podem ter influenciado no resultado obtido como estimativa do limite de fadiga. O valor estimado do limite de fadiga por extrapolação do método εN foi de $S'_{L_{\varepsilon N}} = 155.38MPa$.

Ambos valores obtidos são superiores ao estipulado por Juvinall [11] como $130MPa$. O valor obtido por termografia possui erro de aproximadamente 30% enquanto o valor obtido pela extrapolação de dados εN apresentou erro de aproximadamente 19.5%. Esses erros podem estar associados à imprecisões experimentais e à possibilidade do valor estipulado por Juvinall ser conservativo, para garantir a viabilidade de projetos.

6.1

Trabalhos Futuros

Para que seja dada continuidade na linha de pesquisa da termografia com ligas de alumínio, será necessário que sejam feitas algumas alterações na execução dos testes termográficos. Ademais, seria interessante que fossem pensadas formas mecânicas da obtenção do limite de fadiga da liga de alumínio, para que sejam consolidados os resultados obtidos por termografia.

Com o objetivo de aprimorar os ensaios termográficos e assim obter melhores resultados nessa área, são sugeridas algumas melhorias. A primeira delas seria a substituição das garras da máquina de teste por garras de cerâmica. Dessa forma, espera-se que seja dissipado menos calor por condução para as garras, facilitando a visualização da variação da temperatura superficial do corpo de prova. Outra melhoria para o teste seria a construção de uma câmara escura mais apropriada, evitando qualquer interferência do meio nos testes executados.

Quanto à realização de ensaios mecânicos para obtenção do limite de fadiga, existem duas possibilidades que podem ser abordadas. A fim de diminuir o tempo teste, pode ser utilizada uma máquina ultrassônica, que trabalha em altas frequências, para realizar os testes no método *staircase*. Entretanto, isso poderia acarretar em um problema de fluência devido ao aquecimento do corpo de prova submetido a altas frequências. Uma alternativa seria a execução de testes simultâneos de fadiga, com tensões de amplitudes diferentes, mas próximas do limite de fadiga. Dessa forma, seria possível simular o método *staircase*, porém de forma não sequencial.

Referências Bibliográficas

- [1] J. T. P. DE CASTRO and M. A. MEGGIOLARO. *FADIGA - Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço*, volume I - Iniciação de Trincas. 1st edition, 2009.
- [2] G. C. P. MARTINS, C. F. C. BANDEIRA, and J. T. P. DE CASTRO. Evaluation of the fatigue limits of aluminum alloys by the thermographic method. In *MECSOL 2019 - Proceedings of the 7th International Symposium on Solid Mechanics*.
- [3] A. S. FRAGA, M. R. TAVARES, K. MARTINS, and F. ROSSI. <http://sbout.yolasite.com/resources/ensaios-nao-destrutivos-termografia.pdf>, 2009.
- [4] T. L. BERMAN, A. S. LAVINE, F. P. INCROPERA, and D. P. DEWITT. *Fundamentos de Transferência de Calor e de Massa*. Grupo Editorial Nacional LTC, 7th edition, 2016.
- [5] G. FARGIONE, A. GERACI, G. LA ROSA, and A. RISITANO. Rapid determination of the fatigue curve by the thermographic method. *International Journal of Fatigue*, (24):11–19, 2002.
- [6] M. P. LUONG. Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique. *Mechanics of Materials*, (28):155–163, June 1998.
- [7] C. F. C. BANDEIRA. Determinação experimental do limite de fadiga de um aço sae 1020 trefilado a frio utilizando o método termográfico, Agosto 2017.
- [8] D. SHIOZAWA, T. INAGAWA, T. WASHIO, and T. SAKAGAMI. Fatigue limit estimation of stainless steels with new dissipated energy data analysis. *Procedia Structural Integrity*, (2), June 2016.
- [9] R. DE FINIS, D. PALUMBO, F. ANCONA, and U. GALIETTI. Fatigue limit evaluation of various martensitic stainless steels with new robust thermographic data analysis. *International Journal of Fatigue*, (74):88–96, January 2015.
- [10] N. E. DOWLING. *Mechanical Behavior of Materials*. Prentice Hall, 4th edition, 2012.
- [11] R. C. JUVINALL. *Engineering Considerations of Stress, Strain and Strength*. Mechanics Engineering. McGraw-Hill Education, 1st edition, July 1967.

- [12] R. B. VIEIRA. Thermography applied to the study of fatigue in polycarbonate. Master's thesis, Pontifical Catholic University of Rio de Janeiro, February 2016.
- [13] G. LA ROSA and A. RISITANO. Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components. *International Journal of Fatigue*, (22):65–73, 2000.
- [14] T. GUIZZO. Elastoplastic hysteresis loops generated under complex loads. Master's thesis, Pontifical Catholic University of Rio de Janeiro, September 1999.
- [15] R. NUNES, JH ADAMS, and M. AMMONS. *ASM Handbook*, volume 2 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. ASM International The Materials Information Company, 10th edition, 2017.
- [16] ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959. United States. *Standard Practice for Microetching Metals and Alloys E407-07*, 2012.
- [17] ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959. United States. *Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing E606*, 2012.
- [18] ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959. United States. *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials E466*, 2015.
- [19] J. A. M. PINHO DA CRUZ, J. D. M. COSTA, L. F. P. BORREGO, and J. A. M. FERREIRA. Fatigue life prediction in almgsl1 lap joint weldments. *International Journal of Fatigue*, (22):601–610, February 2000.
- [20] L. P. BORREGO, L. M. ABREU, J. M. COSTA, and J. M. FERREIRA. Analysis of low cycle fatigue in almgsl aluminium alloys. *Engineering Failure Analysis*, (11):715–725, February 2004.
- [21] Ö. KARAKAS and J. SZUSTA. Monotonic and low cycle fatigue behaviour of 2024-t3 aluminium alloy between room temperature and 300°C for designing vawt components. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials & Structures*, (39):95–109, July 2015.
- [22] C. F. C. BANDEIRA, P. P. KENEDI, and J. T. P. DE CASTRO. On the use of thermographic method to measure fatigue limits. *Latin American Journal of Solids and Structures*, March 2018.

- [23] G. F. LEMOS. Estudo da fadiga em aço sae 1020 com o uso da termografia, Dezembro 2017.
- [24] A. A. O. DE ASSIS. Estudo da fadiga em aço carbono com o uso da termografia, Julho 2017.
- [25] P. R. B. MANHAES. Estudo da fadiga em policarbonato com o uso da termografia, Dezembro 2016.
- [26] L. L. L. REGO. Fatigue characterization of metal alloys using thermography, December 2017.