PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA
DO RIO DE JANEIRO

Pedro Antunes Bustamante

Práticas Fratográficas na Análise Pericial de Caso Real de Falha Mecânica por Fadiga

Projeto de Graduação

Projeto de Graduação apresentado ao Departamento de Engenharia Mecânica da PUC-Rio, na área de concentração de Mecânica Aplicada

Orientador: Marco Antonio Meggiolaro

Rio de Janeiro
2024.2

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus e à Santíssima Virgem Maria pelo dom da minha vida e por todas as graças concedidas a mim até aqui, e a Eles entrego este trabalho e o que vier adiante.

Agradeço aos meus amados pais, Walter e Alda, que sempre me deram suporte pleno e paciente em todas as aspirações acadêmicas e profissionais que lhes manifestei. Também lhes sou eternamente grato por todo amor e amparo que deles recebi e recebo todos os dias em demasia.

Agradeço à minha amada namorada Mariana por todo seu amor, apoio e compreensão nestes últimos três anos, principalmente nos momentos difíceis desta Graduação, somando grandes forças em meu favor.

Agradeço ao meu Orientador, o professor Marco Antonio Meggiolaro, que sempre me inspirou muito, ao longo da Graduação e no desenvolvimento deste trabalho, pelo seu vasto conhecimento e capacidade de transmiti-lo. O professor sempre será uma referência maior em minha vida profissional.

Agradeço ao padre Luiz Pecci (*in memoriam*), ao senhor Idemar (*in memoriam*) e à senhora Ivone pelo apoio e incentivo que deles recebi no início da Graduação.

Agradeço à PUC-Rio pela grande oportunidade de crescimento em todos os aspectos de minha vida, além do suporte concedido até aqui.

Agradeço ao professor Olavo de Carvalho pelo incentivo pessoal à busca e contemplação da Verdade.

RESUMO

Práticas Fratográficas na Análise Pericial de Caso Real de Falha Mecânica por Fadiga

Um acidente mecânico gera perdas humanas e/ou materiais, em geral. A causa dele pode culpabilizar ou não indivíduos envolvidos no funcionamento daquele sistema, seja no projeto, fabricação e montagem, seja na inspeção periódica, ou mesmo no seu manuseio. Judicializado o caso, se não há testemunhas, ou se as há, mas com conflitos de interesse, o Engenheiro Forense entra em cena e, tomando conhecimento do que se sabe a posteriori do fato, ligará a estas informações a história da vida que o resíduo material deixou registrada em si, e produzirá um laudo com parecer técnico do que parece ter ocorrido.

Por isso, um bom Engenheiro Mecânico Forense deve ser também um bom estudioso de Fratografia, ou seja, da análise das características da fratura e o nexo causal provável entre o mecanismo causador da fratura do componente e a topografia da superfície fraturada. A Fratografia é um ramo vastíssimo de estudo, cujos registros iniciais remontam ao século XVI e que evoluiu para a atual Fratografia Eletrônica e Quantitativa, que permite relacionar, por exemplo, as marcas de estriamento com o provável ciclo de carregamento sofrido pelo componente.

Neste trabalho, acidente real periciado, cuja falha mecânica deveu-se à fadiga, será revisitado e avaliado à luz de bibliografia específica: desde o entendimento do funcionamento original do sistema mecânico, passando por breve metalografia do material colapsado e depois por análise fratográfica e inferências físicas e matemáticas daí derivadas, até resultados e conclusões que - espera-se - acrescentem saber a profissionais que estejam aqui em busca de boas técnicas de análise para novos - e infelizes - acidentes.

Palavras chaves: Fratografia. Fadiga. Engenharia Forense. Análise de falhas. Metalografia.

ABSTRACT

Fractographic Practices in the Forensic Analysis of Real Case of Mechanical Failure Due to Fatigue Damage

A mechanical accident generates human and/or material losses, in general. Its cause may or may not blame individuals involved in the operation of that system, whether in design, manufacture and assembly, or in periodic inspection, or even in its use. Once the case has been judicialized, if there are no witnesses, or if there are, but with conflicts of interest, the Forensic Engineer enters the scene and, taking knowledge of what is known a posteriori of the fact, will link to this information the history of the life that the residue material has registered itself, and will produce a report with a technical opinion of what seems to have occurred.
Therefore, a good Forensic Mechanical Engineer must also be a good student of Fractography, that is, the analysis of fracture characteristics and the probable causal link between the mechanism causing the component fracture and the topography of the fractured surface. Fractography is a vast branch of study, whose initial records date back to the 16th century and which evolved into the current Electronic and Quantitative Fractography, which allows relating, for example, the groove marks with the probable loading cycle suffered by the component.
In this work, real accident investigated, whose mechanical failure were due to fatigue, will be revisited and evaluated in the light of specific bibliography: from the understanding of the original functioning of the mechanical system, passing through a brief metallography of the collapsed material and then by fractographic analysis and inferences physics and mathematics derived therefrom, to results and conclusions that - it is hoped - add knowledge to professionals who are here in search of good analysis techniques for new - and unfortunate - accidents.

Keywords: Fractography. Fatigue. Forensic Engineering. Failure analysis. Metallography.

SUMÁRIO

Lista de figuras

Lista de tabelas

1 Introdução

1.1. Motivação

A Engenharia Forense é o uso de conhecimentos técnicos de engenharia no auxílio: à tentativa de reconstrução abstrativa do processo de falha mecânica de um sistema e suas implicações diretas; à identificação dos fatores causais mais relevantes quando se trata da resolução de um problema concreto de relações humanas, que é, como explica Carvalho [1], o interesse cognitivo que ocupa o topo da hierarquia de interesses e pontos de vista, principalmente quando há judicialização do evento; e, apenas se possível e conveniente, à proposta de melhorias tecnológicas que aumentem a segurança. Tudo isso a partir da depuração da narrativa do acidente ou falha (oferecida por seus atores e espectadores, que podem, por sua vez, inserir nela informações sub-reptícias), através da análise das evidências físicas residuais do sistema que falhou e das registradas por ele no local.

Há vários tipos de metodologias de análises de falhas mecânicas possíveis, dependendo da motivação e objetivo da equipe de investigadores. Como explicam Andrade [2] e K. Booker, N. et al [3, 4], os engenheiros forenses recebem uma série de perguntas bem elaboradas durante os casos legais. O tribunal ou a parte contratante, geralmente, não quer uma opinião sobre a causa raiz da falha, mas respostas a perguntas específicas, inseridas num contexto maior de investigação multidisciplinar. Isso requer que a equipe de engenheiros peritos elabore uma metodologia de análise específica para responder, adequadamente, à lista de quesitos de cada caso investigado em juízo, que ser inspirada em alguns documentos nacionais apropriados [5-8]. É importante destacar que nem todas as perícias de falhas são judicializadas. Pode não haver necessidade legal, mas interesse econômico e científico por parte da empresa, que deseje investigar, não apenas com breve análise balizada em alguns quesitos legais, mas desenvolvendo a modelagem e simulação do evento, isto é, a reconstrução teórica completa da falha.

Segundo Castro e Meggiolaro [9], "a grande maioria das falhas estruturais que ocorrem na prática", cujos custos já foram estimados "em mais de 4% do PIB na Europa e nos Estados Unidos", "envolve problemas de fadiga". E, considerando os dados de Callister e William [10], segundo os quais a fadiga representa 90% dos casos dessas falhas, ela seria, então, responsável por cerca de 3,6% do PIB naqueles países.

Castro e Meggiolaro [9] ainda ressaltam que a fratografia – o estudo da relação entre a topografia das superfícies fraturadas e o mecanismo causador da fratura, de acordo com Committee [11] – "é uma das ferramentas mais úteis na análise de falhas", incluindo, é claro, as causadas por fadiga, já que "não faz sentido descrever uma falha através de modelos e equações que não reproduzam pelo menos a fenomenologia do seu comportamento físico", evidenciado na fratografia. No entanto, a modelagem matemática também não pode ser feita de forma rudimentar, apenas para encaixar uma equação qualquer ao comportamento de uma trinca, pois isto não dá ao profissional a capacidade de previsão, mas apenas de constatação do que ele já sabe. É preciso, então, levar em conta os efeitos de carregamento, geometria, propriedades do material, análise de tensões e das trincas e acúmulo de dano. Além disso, com erudição suficiente acerca da mecânica da fratura linear elástica, é possível modelar equações semiempíricas que descrevam a relação entre a taxa de crescimento ou propagação de trinca por ciclo de carregamento, da/dN, em função da gama do fator de intensidade de tensões ΔK, que depende, por sua vez, da gama de tensões $\Delta\sigma$, do tamanho atual da trinca e de um fator geométrico específico.

Os trabalhos brevemente comentados a seguir, e mais detalhadamente abordados, em sequência, exemplificam a aplicação prática de alguns tipos de técnicas de engenharia, com seus pontos positivos e negativos, em investigações reais.

O acidente de um avião agrícola Piper-PA-36-375 Brave durante o pouso, após a falha da braçadeira de grampo de seu trem de pouso esquerdo, levou à investigação dos resíduos deste componente encontrados no local. Foi detectada a presença de uma trinca e de significativo dano por corrosão, anteriores ao acidente. M.N. James [12] mostra que a fratografia do componente fraturado revelou grande probabilidade de a presença da trinca por fadiga e da corrosão, por si só, não terem levado a peça ao colapso, mesmo sob um pouso forçado, sugerindo a possibilidade de colisão com algum objeto no momento do pouso. Isso fez os investigadores modelarem o estado de tensões atuante no ponto crítico e, pela mecânica da fratura linear elástica, concluírem que as tensões geradas numa hipotética colisão compunham a hipótese mais coerente com a fratografia analisada. Isso acabou inocentando o engenheiro de manutenção do avião que, por não ter detectado a trinca e substituído o componente antes de liberar a aeronave para retornar às atividades, estava sendo acusado de ser o responsável pelo acidente.

Park, S.-H. Lee e K.-J. Lee [13] apresentam a fratura de um dos eixos de um caminhão, do qual uma das rodas, descontrolada e em alta velocidade, atravessou a pista e atingiu letalmente o motorista do carro de passeio que vinha em sentido contrário. A fratografia do eixo revelou trinca por fadiga profunda e bem registrada pelas chamadas marcas de praia e marcas de rio. Além disso, foram encontradas trincas em três outros eixos. Conclui-se que tensões variáveis, de valores acima dos admissíveis, concentraram-se no ponto crítico (região de maior concentração de tensões) do eixo, seja por carregamento excessivo do caminhão, seja por debilidade de projeto. Testes no material colapsado comprovaram um tratamento térmico inadequado, reduzindo muito a resistência mecânica do componente.

Com a queda de um helicóptero Sikorsky S-61N, que provocou seis fatalidades, devido à fratura de uma das pás de sua hélice, Wanhill [14], por meio da análise fratográfica, constatou a presença de trinca por fadiga de alto ciclo, iniciada a partir de pites de corrosão. Não tendo sido detectada na última inspeção, a trinca se propagou até seu tamanho crítico, levando a estrutura ao colapso antes que pudesse ser detectada na inspeção seguinte: algo inadmissível em um projeto tolerante a defeitos. Pela técnica de fratografia quantitativa microscópica e com o auxílio de um estudo de propagação de trincas em hélices de helicópteros feito por Rick M. [15], ajustou-se a curva de propagação de trinca da/dN em função da gama do fator de intensidade de tensões ΔK e tentou-se correlacionar a velocidade indicada pelo helicóptero (*IAS*) com a gama do fator de intensidade de tensões produzida nas pás da hélice. Em suma, buscou-se desenvolver uma previsão para a vida residual do componente na presença de uma trinca detectável, em função da velocidade indicada, para a prevenção de acidentes em outras aeronaves deste tipo. Além disso, aprimorou-se, é claro, o método de detecção de trincas nos pontos críticos das pás dessas aeronaves.

1.1.1. Fratura no trem de pouso do avião agrícola Piper-PA-36-375 Brave

Figura 1.1: Modelo de avião agrícola Piper PA-36-375 Brave [16].

As braçadeiras de grampo (Figura 1.2) dos dois trens de pouso dianteiros, que os prendiam à fuselagem da aeronave, fraturaram durante o pouso, levando-a a deslizar sobre a pista e causando danos significativos. O proprietário do avião relatou que, durante o pouso, notou algo passando sob ele, à esquerda. A aeronave, então, bateu com sua parte inferior no solo, deslizando até parar. O trem de pouso esquerdo foi encontrado longe da posição final do avião, enquanto o direito, sob ele. A fratura das braçadeiras permitiu que os trens de pouso rotacionassem e colapsassem em seguida.

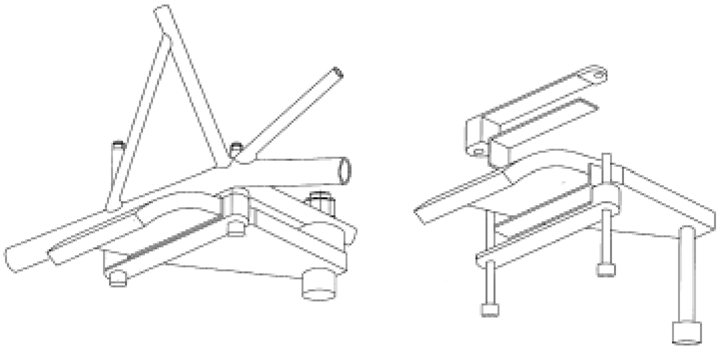


Figura 1.2: Esquema da braçadeira de grampo, que liga cada trem de pouso à fuselagem do avião [12].

O exame do trem de pouso e das braçadeiras encontrados mostrou que a falha se deveu à fratura da parte inferior da braçadeira, na região de mudança da seção do elemento fixado para o alojamento do parafuso.

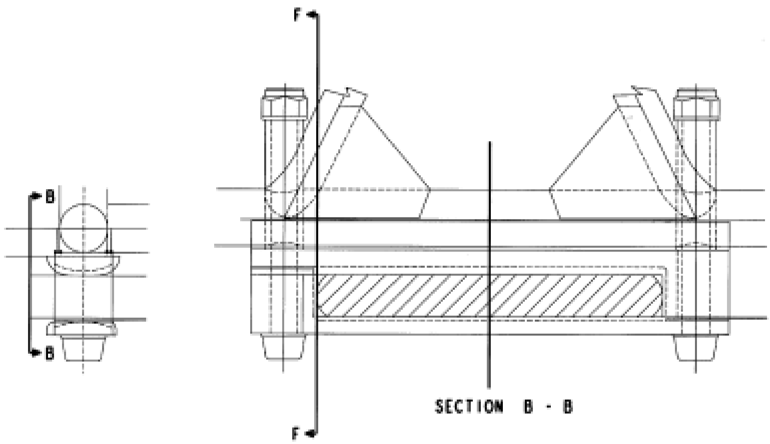


Figura 1.3: Detalhes da braçadeira de grampo que prende um dos trens de pouso principais. F é o plano da fratura [12].

Na região de fratura das braçadeiras, fora detectada a presença conjunta de trincamento (Figura 1.4) e de processos corrosivos atuantes por algum tempo. A fratura do parafuso (Figura 1.5), de padrão taça-cone, tem aparência típica de sobrecarga dúctil.

Segundo o manual de serviço, componentes trincados deveriam ser substituídos durante as revisões periódicas da aeronave, sendo obrigatória, ao menos, a inspeção visual não destrutiva por líquido penetrante em seus trens de pouso, apesar de o manual também indicar que os componentes eram projetados para tolerar trincas. Na melhor das hipóteses, a inspeção visual foi feita, embora a trinca em questão não tenha sido detectada.

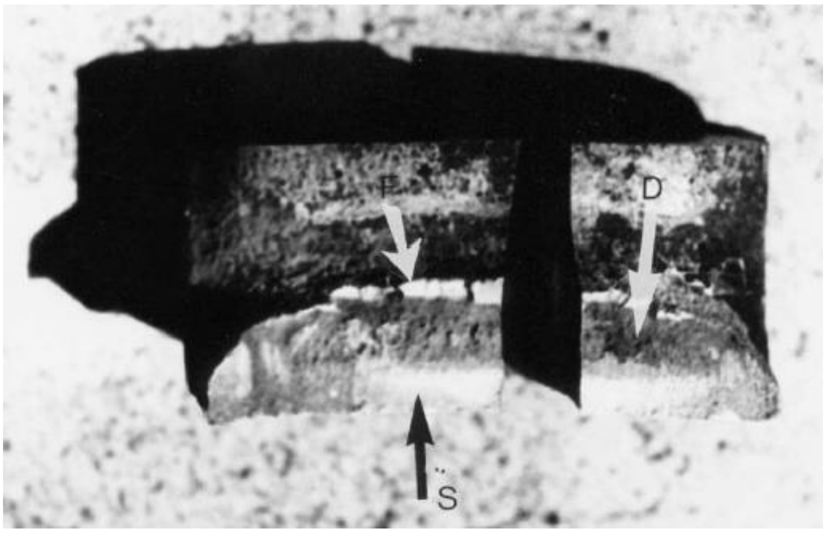


Figura 1.4: Superfície de fratura da braçadeira inferior do lado esquerdo, evidenciando crescimento de trinca por fadiga (F), fratura dúctil (D) e fratura por cisalhamento (S) [12].

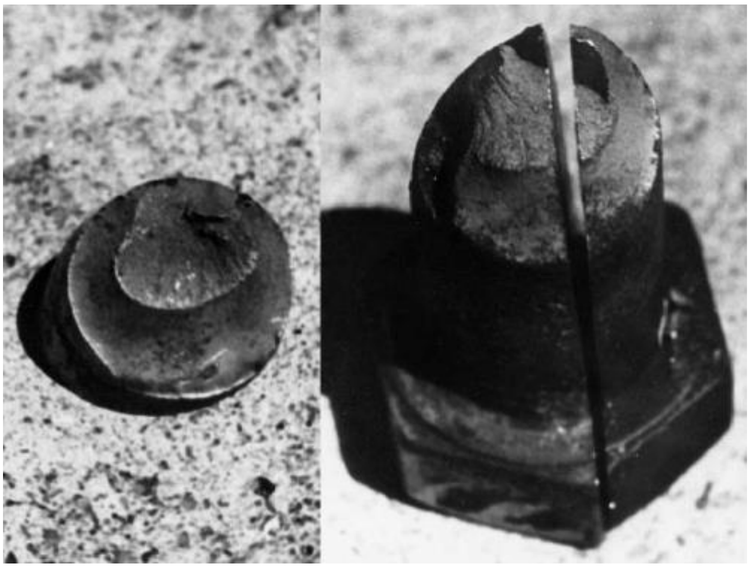


Figura 1.5: Parafusos do trem de pouso principal esquerdo e direito, mostrando fraturas de padrão taça-cone, típicas de sobrecarga dúctil [12].

O proprietário e suas seguradoras, então, responsabilizaram o engenheiro de manutenção pela falha, que redarguiu (também com suas seguradoras) que, em condições normais de pouso, as braçadeiras de fixação não seriam submetidas às altíssimas tensões de flexão e de cisalhamento que as haviam dobrado para baixo e rotacionado por sob a aeronave, no fato em questão. Tais tensões, alegaram, seriam impostas somente pelo impacto do trem de pouso com algum objeto na pista, ou então por pouso forçado, que consistiria em grande frenagem e/ou em variações no ângulo de inclinação do avião (Figura 1.6).

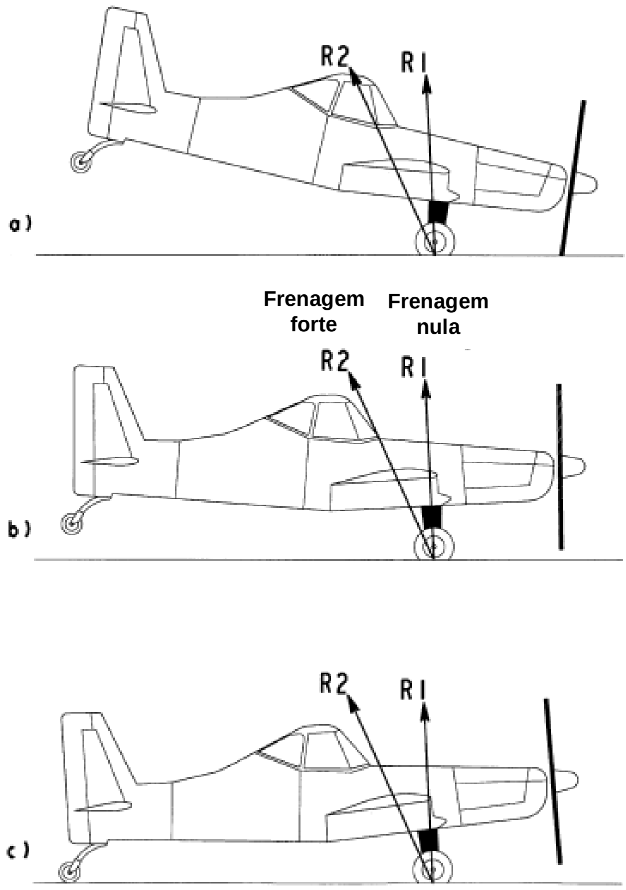


Figura 1.6: Ilustração do efeito de possíveis tipos de pouso na resultante de forças atuantes: R1 simboliza a resultante de forças na ausência de arraste (frenagem forte e/ou algum tipo de impacto), enquanto R2 representa a resultante sob o efeito do arraste [12].

Geometricamente, porém, mostrou-se pequena a influência isolada do ângulo de aterrisagem na resultante das forças (R1) que induziu o momento fletor causador da falha, e que seria, neste caso, inexistente, muito pequeno ou pequeno. Além disso, a hélice não demonstrou dano típico de um eventual pouso severamente inclinado, embora deixe em aberto a hipótese de um impacto do tipo estol, com a energia desligada.

Somente quando uma significativa força de arraste (frenagem ou impacto com objeto na pista) fosse aplicada, a resultante (R2) causaria momento fletor problemático nas braçadeiras dos trens de pouso. Como, porém, a aeronave é projetada para resistir a frenagens durante o pouso, a hipótese de que o impacto com objeto externo tenha causado o momento resultante crítico torna-se a mais provável dentro das propostas da defesa do engenheiro.

O que se quer descobrir, no fim das contas, para efeito de juízo de responsabilidade, é se as trincas conhecidas dos componentes colapsados, sob momentos fletores produzidos em um curso normal de eventos, teriam atingido seu tamanho crítico antes da próxima inspeção.

Em uma circunstância de montante de perda significativo, além de incerteza e necessidade de resolução jurídica, laudos metalúrgicos e forenses foram solicitados pelas partes. A parte do proprietário centrou-se na demonstração de clara existência de trincas por fadiga e na suposta falta de atenção necessária na instalação e manutenção. A parte acusada, do Engenheiro, dedicou-se a calcular as cargas de ruptura nas braçadeiras trincadas e a estimar o carregamento a que eram submetidos os trens de pouso, no momento da aterrisagem, sob determinadas manobras, esperando que a conclusão indicasse a necessidade de altas tensões de impacto para fraturar as braçadeiras de aço 4340, temperado e revenido, ainda que estivessem trincadas.

Inicialmente, evidências adicionais de fratografia foram solicitadas, além de um primeiro cálculo da tensão crítica de ruptura por meio da Mecânica da Fratura Linear Elástica.

Pontos de iniciação de trincas foram observados em uma topografia de, basicamente, três regiões distintas: uma brilhante, anexa àqueles pontos, indicativa de fadiga; em seguida uma escura, sugestiva de fratura dúctil; e, por fim, uma brilhante, aparentando-se cisalhamento (Figura 1.7).

Figura 1.7: Aumento óptico (de cerca de 10x) da superfície de fratura da braçadeira de sela inferior do trem de pouso esquerdo, que revela diversos pontos de iniciação de trincas (setas indicativas na figura) [12].

Após limpeza com desengordurante e tira-ferrugem específicos, a superfície foi inspecionada em microscópio eletrônico de varredura, o que revelou marcas de praia e severos pites de corrosão na primeira região, a de fadiga (figura 1.8).

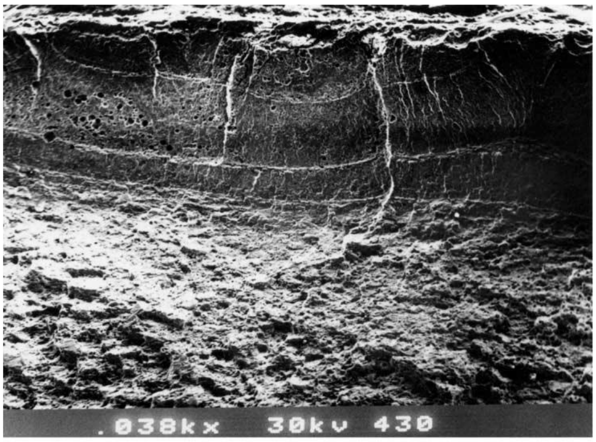


Figura 1.8: Fratografia por varredura eletrônica (com aumento de, aproximadamente, 10x) evidenciando marcas de praia e corrosão na região de fadiga [12].

Sob maior ampliação, é possível observar estrias produzidas por ciclos de maiores carregamentos, em meio aos pites de corrosão (Figura 1.9).

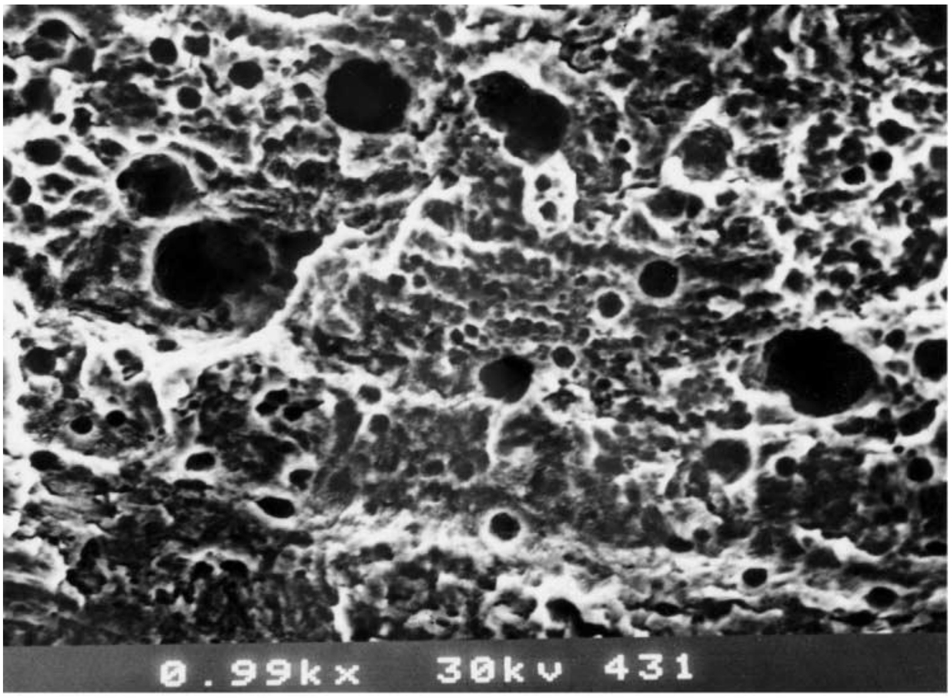


Figura 1.9: Região de fadiga da superfície fraturada, onde é possível constatar a presença de estriamento e de significativos processos corrosivos [12].

Mais próximo ao tamanho final da trinca (de profundidade entre 1,5 e 2,0 mm), havia pouca corrosão, e a aparência é típica de crescimento de trinca por fadiga em um aço de alta resistência, temperado e revenido (Figura 1.10).

A diminuição do nível de corrosão com o aumento da profundidade da trinca sugere que ela surgiu e foi crescendo por um tempo considerável até que ocorresse a fratura, uma vez que há menos contribuição da oxidação no aumento das taxas de propagação da trinca. Isso indica, também, que a frequência dos ciclos de carregamento não foi baixa o suficiente para a formação intensa dos filmes de óxido. O aspecto fratográfico da fratura dúctil, naquela respectiva região, por coalescência de microcavidades, está retratado na Figura 1.11.

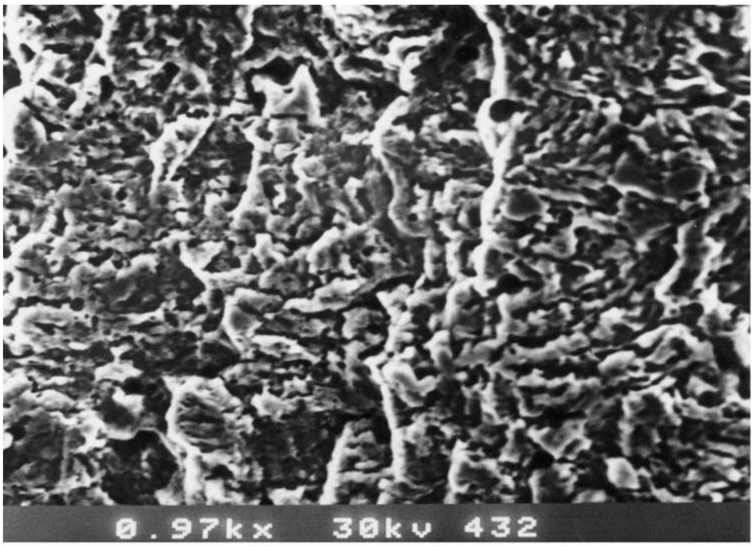


Figura 1.10: Região próxima à fratura dúctil, onde menos dano por corrosão é observado [12].

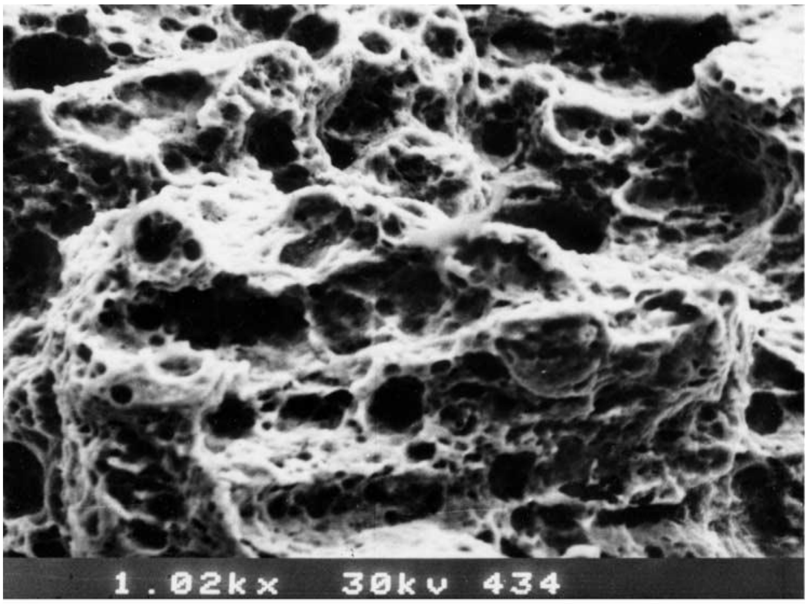


Figura 1.11: Coalescência de microcavidades na região de fratura dúctil [12].

O aspecto da terceira região, mais profunda, é visto na Figura 1.12, e revela microcavidades alongadas para baixo. É importante observar que ambas as três regiões, de fadiga (cor prata menos brilhante), de fratura dúctil (cor escura) e de fratura por cisalhamento (prata mais brilhante) pertencem ao mesmo plano perpendicular.

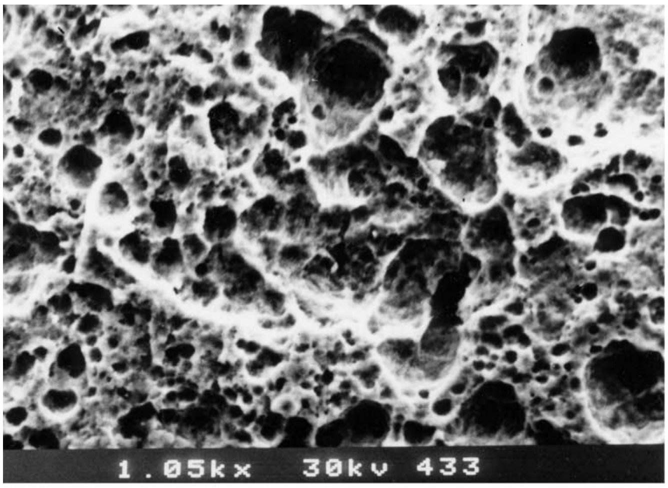
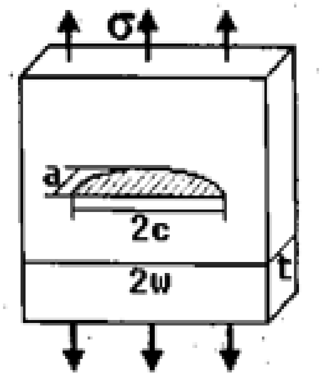


Figura 1.12: Coalescência de microcavidades de cisalhamento, alongadas na região de cisalhamento [12].

A Mecânica da Fratura Linear Elástica deve caracterizar adequadamente a fratura do aço 4340. E um dos seus objetivos principais, que foi utilizado na investigação, consiste em estimar a máxima tensão nominal σ_C que uma estrutura de tenacidade à fratura K_{IC} e certo fator geométrico Y pode suportar em serviço, na presença de uma trinca de tamanho a:

$$K_{IC} = Y\sigma_C\sqrt{\pi a} \tag{1.1}$$

Da literatura, estima-se que $K_{IC} = 110MPa\sqrt{m}$ (que independe da geometria da peça e da trinca, bem como da forma de carregamento) para uma resistência trativa de 1290 MPa. Observa-se, no entanto, ser este um valor conservativo para o aço em análise (cuja resistência trativa é estimada em 1060 MPa), já que, em geral, a tenacidade decresce com o aumento da resistência trativa para uma classe de ligas. O comprimento máximo da trinca é de 2,0mm, a razão de aspecto situa-se em torno de 0,077 a geometria foi modelada pela equipe assumindo-se o caso simplificado de trinca semielíptica em placa plana sob tração. Para efeito de exemplificação, segue a modelagem de uma trinca nestas condições, na figura 1.13, segundo Castro e Meggiolaro [9], no apêndice de Fatores de Intensidade de Tensão, A 4.8.



$$K_{1,a} = \sigma\sqrt{\pi a}\cdot F_s \cdot \frac{M_s}{\sqrt{Q}} \text{ (na profundidade)}$$

$$K_{1,c} = \sigma\sqrt{\pi c}\cdot F_s \cdot \frac{M_s}{\sqrt{Q}} \cdot \frac{a}{c} \cdot G_{s,c} \text{ (na largura)}$$

$$F_s\left(\frac{c}{w},\frac{a}{t}\right) = \sqrt{\sec\left(\frac{\pi c}{2w}\sqrt{\frac{a}{t}}\right)\cdot\left[1 - 0{,}025\left(\frac{c}{w}\sqrt{\frac{a}{t}}\right)^2 + 0{,}06\left(\frac{c}{w}\sqrt{\frac{a}{t}}\right)^4\right]}$$

$$M_s\left(\frac{a}{c},\frac{a}{t}\right) = \begin{cases} 1{,}13 - 0{,}09\cdot\frac{a}{c} + \left(-0{,}54 + \frac{0{,}89}{0{,}2 + a/c}\right)\cdot\left(\frac{a}{t}\right)^2 + \\ + \left(0{,}5 - \frac{1}{0{,}65 + a/c} + 14\cdot\left(1 - \frac{a}{c}\right)^{24}\right)\cdot\left(\frac{a}{t}\right)^4, \mathbf{a} \leq \mathbf{c} \\ \text{ou} \\ \frac{c}{a} + 0{,}04\left(\frac{c}{a}\right)^2 + \left(\frac{c}{a}\right)^{4,5}\cdot\left(\frac{a}{t}\right)^2\cdot\left[0{,}2 - 0{,}11\left(\frac{a}{t}\right)^2\right], \mathbf{a} > \mathbf{c} \end{cases}$$

$$G_{s,c}\left(\frac{a}{c},\frac{a}{t}\right) = \begin{cases} 1{,}1 + 0{,}35\cdot(a/t)^2, a \leq c \\ 1{,}1 + 0{,}35\cdot(c/a)\cdot(a/t)^2, a > c \end{cases}$$

$$Q\left(\frac{a}{c}\right) = \begin{cases} 1 + 1{,}464\cdot(a/c)^{1{,}65}, a \leq c \\ 1 + 1{,}464\cdot(c/a)^{1{,}65}, a > c \end{cases}$$

Figura 1.13: Modelagem de uma trinca semielíptica, nas condições descritas acima, conforme adaptado de [9].

A modelagem por software específico, que contém um fator de segurança inerente de cerca de 2, indicou que a falha se daria por colapso plástico, em vez de dar-se por esgotamento de tenacidade, sob uma tensão de 660 MPa. Apesar das aproximações, há aqui uma ordem de grandeza razoável para a tensão de ruptura. Os resultados também concordam amplamente com as observações fractográficas de fratura fortemente dúctil superada por cisalhamento. Por uma análise de sensibilidade realizada, o valor mostrou-se pouco afetado por diferentes premissas. Não se levou em consideração o fator geométrico de concentração de tensões no plano da trinca, por ela ser relativamente grande em relação à seção, o que faz dele um fator de segunda ordem. Ainda que na presença de um fator de concentração de tensão bastante grande, a tensão de ruptura ainda seria da ordem de várias centenas de MPa, implicando uma grande carga aplicada nas pernas do trem de pouso.

A análise do carregamento no trem de pouso, pelo método de elementos finitos, supondo impacto com aeronave inclinada para baixo em 10º, revelou a presença de tensão para trás no plano da fratura, e de um momento fletor para baixo. A tensão iniciaria a fratura dúctil rápida da cinta de fixação, enquanto o fletor tenderia a cortá-la. A fratografia pode ser interpretada para fornecer um apoio poderoso para esta hipótese de impacto rotacional nas pernas do trem de pouso. Há fratura rápida dúctil e cisalhamento da superfície de fratura, em sequência, após a região de fadiga. A inferência mais provável é a de que, durante o acidente, a fratura iniciou-se por tensões de tração na cinta, em seguida superadas por ruptura por cisalhamento. O cisalhamento não pode ter sido concomitante ao processo de fratura rápida, pois não seguiu o plano correto para tal evento (45º em relação ao plano da trinca inicial).

A tensão de von Mises calculada para o cisalhamento do aço em questão (4340) é de cerca de 530 MPa, e, a partir da área cisalhada, estima-se que uma carga de 60,4 kN tenha sido aplicada. Isto também estaria coerente com os resultados obtidos pela aplicação do método de elementos finitos.

Isto permitiu a M.N. James [12] a conclusão de que tanto a análise mecânica da falha quanto a sua fratografia indicavam a presença de altas tensões de impacto compatíveis com um estado de estol (perda de sustentação), ou com a colisão com objetos no solo. Estas tensões jamais teriam acometido a peça no projeto de um pouso normal. E, mesmo na ausência de trincas, elas teriam causado muitas avarias à aeronave. Por fim, apesar da presença de uma trinca e de possível deficiência na inspeção, concluiu-se que tensões projetadas para um pouso normal também não teriam provocado o colapso do componente. Tudo parece indicar que o engenheiro de manutenção é inocente.

1.1.2. Fratura no eixo de um caminhão (Figura 1.14)

Figura 1.14: Carreta do estudo em questão [13].

Uma carreta fabricada em 2001, com capacidade máxima de 27 toneladas, e que percorria 353 km diários em rodovias, teve o eixo de uma das rodas fraturado (figura 1.15).

Figura 1.15: Ênfase na roda cujo eixo fraturou [13].

A roda do eixo fraturado, descontrolada e em alta velocidade, acabou provocando uma fatalidade (figura 1.16).

Figura 1.16: Carro atingido pela roda desgovernada [13].

A balança do pedágio e o tacógrafo do caminhão indicaram, respectivamente, que o veículo estava totalmente carregado e que sua velocidade média foi de, aproximadamente, 90 km/h. Essas informações iniciais são relevantes para avaliar a possibilidade de sobrecarga da peça.

Na figura 1.17, é possível ver as marcas de praia (concêntricas à origem da trinca), as marcas de catraca (indicando o início da propagação da trinca), e exibe a região típica de fratura final frágil [13].

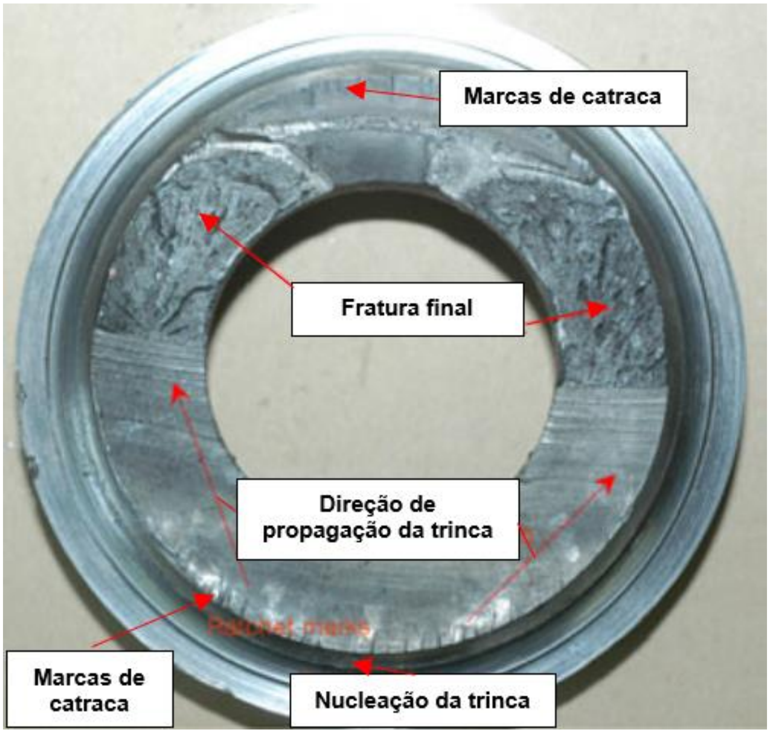


Figura 1.17: Superfície fraturada da parte do eixo que ficou unida à carreta [13].

A figura 1.18, superfície que era casada à da figura 1.17, preserva em si as mesmas evidências fractográficas desta última.

Figura 1.18: Superfície fraturada da parte do eixo que ficou unida à roda, separando-se da carreta [13].

Semelhante trinca macroscópica também se manifestou em três outros eixos, como apresentado nas figuras 1.19 e 1.20:

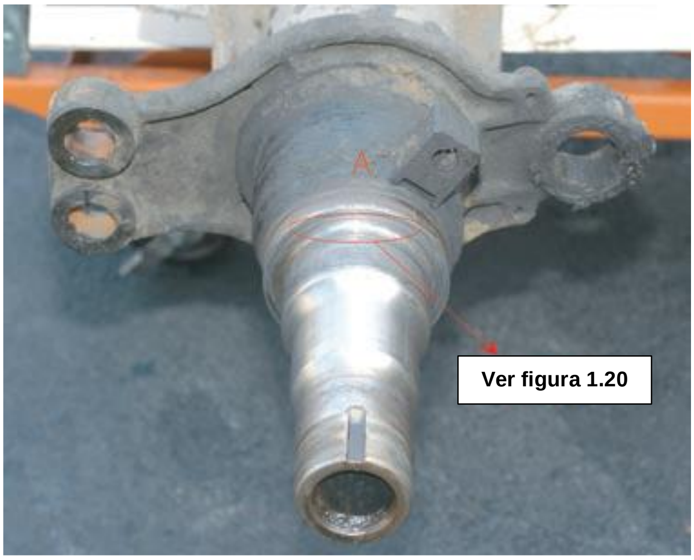


Figura 1.19: Um dos eixos trincados que ainda não havia fraturado [13].

Figura 1.20: Ampliação macroscópica da região A da figura 1.19, a origem da trinca [13].

As características macroscópicas da trinca de fadiga, que se inicia na parte inferior do eixo, indicam um padrão de carregamento de flexão alternada (Figura 1.21).

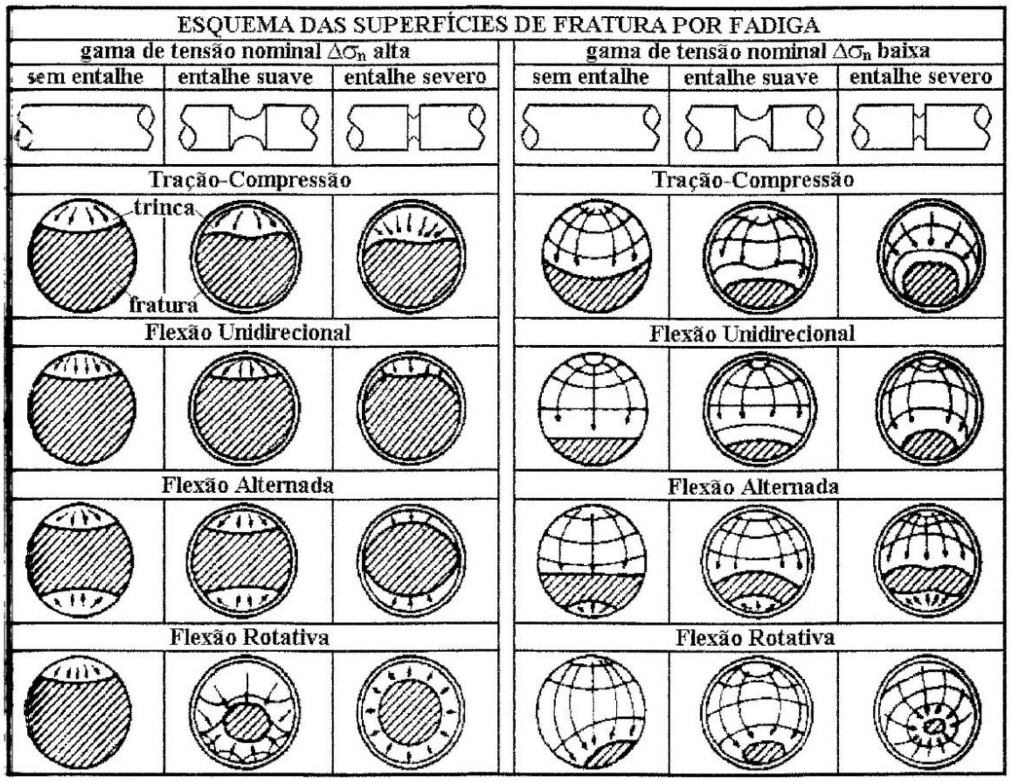


Figura 1.21: Esquema da relação entre superfícies de fratura, tensões nominais, esforços e entalhes [9].

Segundo a especificação técnica, os eixos teriam sido fabricados por SM45C, o que indica que a dureza do material deveria estar no intervalo de 14 a 28 HRC. No entanto, testes no material revelaram durezas de 12 a 13 HRC, evidenciando um tratamento térmico inadequado, o que reduz muito a resistência mecânica do componente. Na ausência de informações mais precisas sobre o carregamento rotineiro e influência da qualidade das rodovias na vida à fadiga, conclui-se que a causa mais provável da falha foi o tratamento térmico dos eixos feito de forma errada.

1.1.3. Fratura de uma das pás da hélice de um helicóptero Sikorsky S-61N

O estudo pericial da fratura de uma das pás da hélice principal de um helicóptero Sikorsky S-61N (Figura 1.22), comentado a seguir, foi desenvolvido por R.J.H. Wanhill [14], por meio da *National Aerospace Laboratory (NLR)*, holandesa. A aeronave voava a 300 metros de altitude, tendo a queda provocado seis fatalidades.

Figura 1.22: Modelo de helicóptero Sikorsky S-61N [17].

O interior da longarina era pressurizado por nitrogênio, sendo este procedimento parte do sistema de inspeção de integridade estrutural (Figura 1.23). A eventual presença de uma trinca deveria provocar uma queda de pressão no interior das hélices pelo vazamento de gás, detectável por meio da verificação periódica de medidores instalados próximos ao rotor central do helicóptero. No entanto, só seria possível conferir os medidores de pressão com a aeronave estacionada e motor desligado.

Figura 1.23: Fratografia macroscópica da hélice do helicóptero, feita de uma liga de alumínio 6061-T6 (AlMgSi), tratada termicamente [14].

A longarina havia sido colada com um adesivo de alumínio aeronáutico nas regiões 2 e 3 (esquematizadas na Figura 1.24), que supostamente estavam, portanto, isoladas do meio externo.

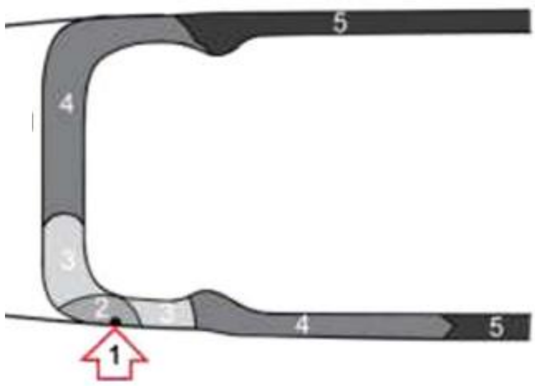


Figura 1.24: Esquema das fases de vida à fadiga [14].

Em 1 a trinca se inicia a partir de pites de corrosão; em 2, a trinca cresce em profundidade até atingir a parte interna da longarina; em 3, propaga-se planamente nas duas direções indicadas na figura; em 4, inicia-se a região de propagação em que, provavelmente, seria detectável a presença da trinca pelo método de inspeção estabelecido em projeto; em 5 ocorre a fratura final em plano inclinado ao da propagação inicial.

Testes de vazamento de gás na longarina conduzidos pela *NLR* revelaram que o sistema de inspeção poderia falhar na detecção de trincas enquanto elas não tivessem se propagado para além da extremidade do adesivo de alumínio. Considerando que a inspeção do medidor de pressão só pode ser feita com o helicóptero parado, e, supondo que tenha sido realizada na última parada, isto significa que a vida residual para a detecção da trinca (de sua ponta até o ponto crítico de falha) pode ter sido menor do que o tamanho das fases 4 e 5.

Nas referidas fases 4 e 5, a fratografia indicou estrias por fadiga com espaçamentos regulares, indicativos de amplitude constante de tensão, e alta taxa de propagação (pelo tamanho dos espaçamentos). Foi feita a integração numérica de estrias na fase 4, supondo que cada uma delas equivalia a uma volta completa da hélice, e obteve-se o resultado aproximado de 18360 ciclos para a propagação da trinca na direção superior da longarina e 45650 ciclos na direção inferior. Estes equivalem, respectivamente, a tempos de voo de 1,5h e 3,75h, assumindo-se velocidade constante da hélice de 203 rpm segundo dados da Sikorsky. Para a mesma velocidade, parece restar, à fase 5, 0,6h de vida à fadiga. A conclusão imediata é que, na pior das hipóteses, o tempo de voo residual foi de cerca de 2h.

A vida total da hélice defeituosa foi de 3500h, enquanto a previsão da Sikorsky de utilização com segurança para as mesmas peças em perfeito estado era de 9400h pela regra de Palmgren-Miner, de acúmulo linear de dano. Por essa mesma regra, a empresa estimou em 1460h o tempo residual de voo após a indicação de vazamento de gás das longarinas, o que contrastava enormemente com a realidade. Isso levou a *NLR* a considerar a metolodogia da Sikorsky muito conservativa, principalmente ao não considerar possíveis defeitos no cálculo do dano, algo que já era de costume à época.

Wanhill [14], então, esboçou uma curva de crescimento de trinca por meio da equação que melhor se encaixou nos dados que encontrou (Figura 1.25). Esta equação será usada posteriormente na obtenção do esperado diagrama que relacionaria a vida à fadiga residual à velocidade do helicóptero no ar indicada pela aeronave.

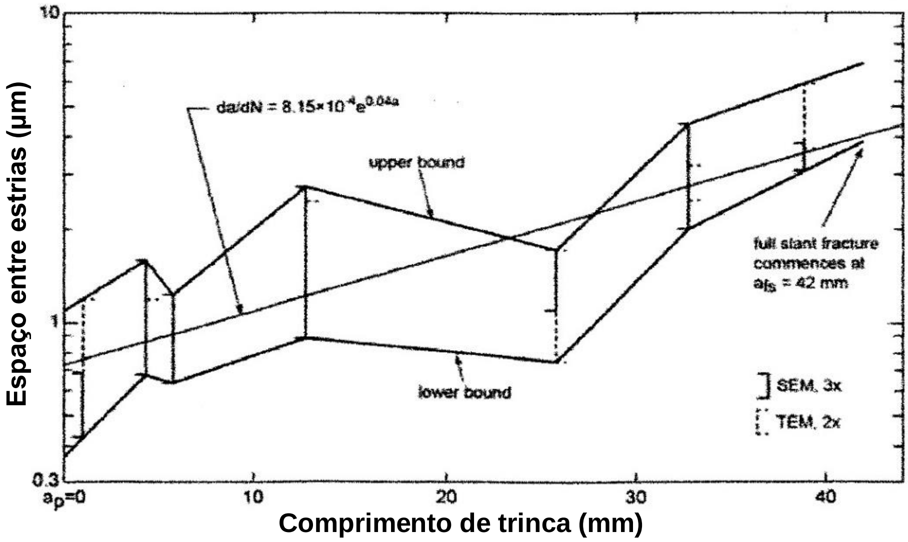


Figura 1.25: Espaçamento das estrias em função do comprimento da trinca que se propaga na fase 4, a partir da extremidade da camada de adesivo de alumínio, nas direções superior (*upper bound*) e inferior (*lower bound*) da longarina, até a fratura final que se inicia a 42mm (*full slant fracture commences at* $a_{fs} = 42\ mm$) [14].

A taxa de crescimento da trinca, da/dN, obtida por interpolação das taxas de propagação das duas frentes de trinca, superior e inferior, é dada por:

$$\frac{da}{dN} = 8.15 \cdot 10^{-4} \cdot e^{0.04 \cdot a}, \text{ a em mm (I)} \qquad (1.2)$$

Integrada a equação 1.2, da extremidade da fita adesiva (a_p) até o comprimento crítico ($a_c = a_{fs} = a_p + 42mm$), baseando-se na fratografia quantitativa (figura 1.25), obteve-se uma vida de N = 24957 ciclos.

Rick M. [15] ajustou a propagação de trincas de tamanho a em pás da hélice principal de helicópteros (de modelo similar ao Sikorsky em questão): d(2a)/dN (µ-in/ciclo), em função da gama do fator de intensidade de tensões nela atuantes, ΔK (ksi$\sqrt{in}$), como apresenta a figura 1.26 (a). A figura 1.26 (b) mostra a curva da figura 1.26 (a) para o aço em questão (6061-T6), sob a forma da/dN (µm/ciclo) x ΔK (MPa$\sqrt{m}$).

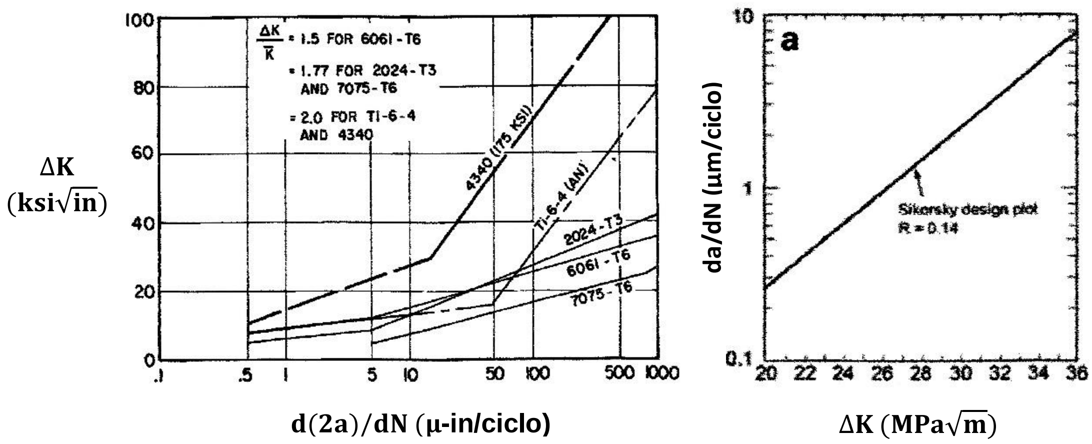


Figura 1.26: (a) Esboço das curvas ΔK x d(2a)/dN para diversas ligas [14] e (b) a curva de propagação da/dN x ΔK para a liga em questão, 6061-T6 [14].

Wanhill [14] coletou, pela figura 1.25, as taxas de crescimento da trinca (pela distância entre as estrias), na equação interpolada, para $a = a_p$ e $a = a_c$. Da figura 1.26 (b), depreendeu que: $\Delta K_{a=a_p}$= 24,3MPa$\sqrt{m}$ e $\Delta K_{a=a_c}$= 33,2MPa$\sqrt{m}$. A partir daí, calibrou a regra de Paris para ser referência para suas próximas previsões: $\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m = 2{,}365 \cdot 10^{-15} \cdot (\Delta K)^6 = 2{,}365 \cdot 10^{-15} \cdot (\Delta S\sqrt{\pi a})^6$, onde ΔS é a tensão nominal aplicada à peça. Aqui, o fator geométrico f(a/w), função do tamanho de trinca e das dimensões da peça, parece ter sido dado como constante, pois não fora incluído na composição matemática de ΔK, o que é bastante questionável. Da integração da equação ajustada de Paris, de $a = a_p$ até $a = a_c$, obteve-se: $N = \frac{6{,}818 \cdot 10^{12}}{(\Delta S)^6} \cdot [\frac{1}{a_p{}^2} - \frac{1}{a_c{}^2}]$, estando a_p e a_c em metros.

Na etapa final, Wanhill [14] deduziu uma relação possível entre a velocidade indicada no painel do helicóptero e a vida à propagação de uma trinca teoricamente detectável na região crítica. Inicialmente, supôs a velocidade final da aeronave, antes do acidente, como sendo de 120 ou 130 nós. Cook [18] encontrou a gama de tensão produzida por vibração em função da referida velocidade indicada, como mostra a figura 1.27.

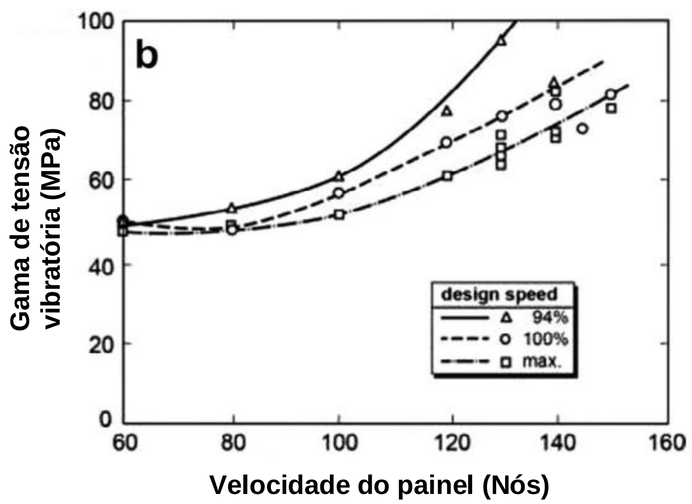


Figura 1.27: Gama de tensão vibratória em função da velocidade indicada no painel do helicóptero [18].

Considerando a velocidade de projeto na curva de 100% de equivalência (*design speed*) na figura acima, obteve-se $\Delta S_{120\ nós} = 70{,}3$ MPa e $\Delta S_{130\ nós} = 77{,}2$ MPa.

Por interpolação, a equação $N = \frac{6{,}818 \cdot 10^{12}}{(\Delta S)^6} \cdot \left[\frac{1}{a_p{}^2} - \frac{1}{a_c{}^2}\right] = 24957$ fornece, para os dois valores de gama de tensões acima:

$$\begin{aligned} a_p(\Delta S_{120\ nós}) &= 41mm \\ a_c(\Delta S_{120\ nós}) &= 83mm \\ a_p(\Delta S_{130\ nós}) &= 32mm \\ a_c(\Delta S_{130\ nós}) &= 74mm \end{aligned} \tag{1.3}$$

Calculou-se N para velocidades mais baixas no painel da aeronave, usando estes pares de valores a_p e a_c, sendo este valor, N, posteriormente convertido para horas residuais de voo, assumindo-se velocidade de rotação constante da hélice (203 rpm) e o crescimento da trinca ocorrendo a cada ciclo de rotação. Obteve-se a previsão gráfica (figura 1.28) na tentativa de mostrar que, à medida em que a velocidade do helicóptero após surgimento do vazamento de gás aumenta, reduz-se a vida residual da hélice, em horas; tendo sido recomendado por Wanhill [14], em seguida, que não se ultrapasse 90 nós de velocidade após a indicação de perda de pressão na hélice (no gráfico: *máximum speed after in-flight pressure loss indication*).

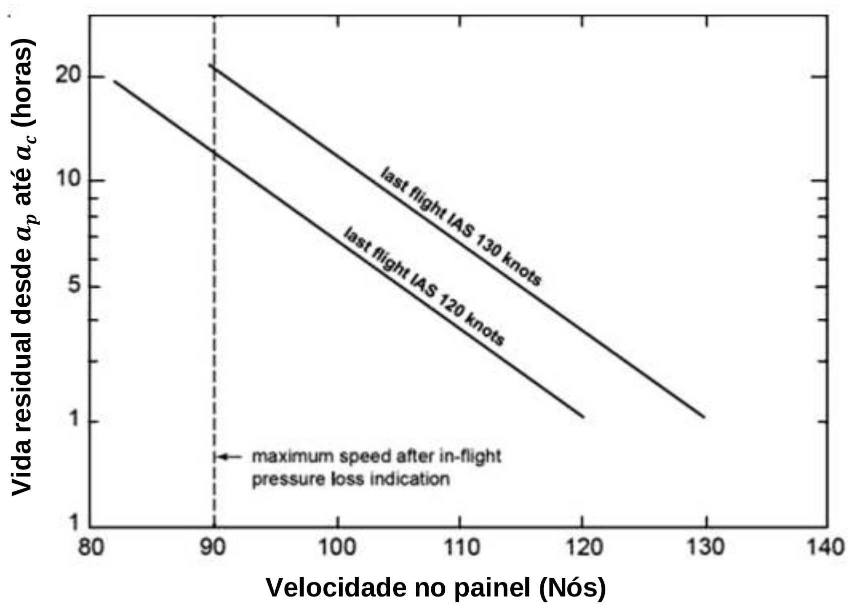


Figura 1.28: Vida residual da trinca para crescer de a_p até a_c, em função da velocidade indicada no painel do helicóptero [14].

A conclusão a que a equipe chegou é que o descolamento da camada de adesivo da longarina permitiu a umidade local produzir corrosão, e, a partir dela, o trincamento por fadiga que culminou na fratura. Iniciativas foram tomadas para melhorar o sistema de inspeção dessas aeronaves e a segurança em geral.

Evidentemente, o projeto à fadiga das longarinas foi inadequado, já que não garantiu que a trinca não crescesse até seu tamanho crítico, antes de ser detectada em inspeções que ocorriam a cada pouso.

Como modesta contribuição à investigação feita, sugere-se que se leve em consideração o fato de que a trinca se propaga mais rapidamente no limite superior (*upper bound*) do que no inferior (*lower bound*), como visto na figura 1.25. Obter-se-ia, dessa forma, valores mais conservativos para ΔK. Pelas mesmas razões conservadoras, a regra escolhida para modelar a curva de propagação da trinca deveria utilizar pontos do limite superior da trinca para ser calibrada. Além disso, para o cálculo da vida residual do elemento trincado, deveria ter sido incluído o fator geométrico na composição de ΔK. Isso resultaria em previsões mais conservativas e realistas.

1.2. Objetivos

O estudo de caso de Soria, Díaz e Gallardo [19] será revisado com inspiração nas metodologias utilizadas nos casos comentados no item 1.1, ancorado na base teórica e na modelagem física e matemática explanada no capítulo 2 deste trabalho. Trata-se da revisão da investigação de uma falha causada por fadiga em uma das hastes de um guindaste portuário, após dez anos de serviço. A investigação foi realizada por peritos e registrada em periódico.

Dar-se-á maior enfoque nas relações de causa e efeito mais diretamente envolvidas com o componente fraturado, mas sem abandonar a motivação Legal de investigações deste tipo.

Isso significa, portanto:

- Destacar uma metodologia padronizada para análise de falhas deste tipo, inspirada em trabalhos profissionais.

- A tentativa de maior acerto na previsão de vida total à fadiga, segundo literatura específica.

- Buscar encontrar soluções para hipóteses produzidas e deixadas em aberto pelo trabalho original.

- A simulação de respostas possíveis a quesitos periciais retirados ou inspirados em manuais especializados e aplicados ao caso analisado;

- Ressaltar a importância da boa prática das técnicas de Fratografia na resolução de problemas de Engenharia Forense.

2 Fundamentos teóricos

A metodologia investigativa das falhas mecânicas suspeitas de terem sido causadas por fadiga requer um embasamento teórico por parte do profissional. Neste capítulo, será apresentado o fundamento para a revisão do estudo de caso citado no item 1.2.

2.1. Dano mecânico causado por fadiga

A fadiga em uma estrutura ocorre quando ela está sujeita à variação de um carregamento. Este comprometimento danoso ocorre de forma local e irreversível, sendo incrementado com a permanência da variação de tensão que aquele carregamento é capaz de produzir no chamado ponto crítico, que é a região onde as tensões locais mais geram instabilidade às ligações atômicas do material, por causas atreladas à geometria, ao tipo de material e à história de tensões e deformações ali atuantes. É no ponto crítico, portanto, que o dano por fadiga e um consequente trincamento ocorrerão.

Em geral, esse trincamento por fadiga não interfere diretamente no funcionamento global da estrutura, porque está restrito ao ponto crítico. E é por isso que a modelagem dessas falhas precisa ser feita com cautela, ou seja, um colapso total pode ser iminente ainda que não dê sinais funcionais disto.

Se a gama de tensões, $\Delta\sigma$, atuantes no ponto crítico for pequena em relação à resistência ao escoamento do material, o início do trincamento é lento e severamente influenciado por detalhes como o acabamento superficial, as propriedades mecânicas do material (como a resistência à ruptura, S_R, por exemplo), o estado de tensões residuais e a própria gama de tensões, que consegue induzir o movimento cíclico e microscópico de discordâncias nas ligas metálicas, que marcam o início do trincamento. Até que uma trinca seja detectável no ponto crítico por métodos que não de sejam de microscopia, tem-se a chamada vida de iniciação da trinca. A vida total à fadiga corresponde a sua propagação até a fratura final da estrutura, a ser modelada pela Mecânica da Fratura.

A modelagem da vida de iniciação mais adequada para componentes mecânicos com este perfil de tensionamento é feita pelo método SN, ou de Wöhler, que [9] relaciona o início do trincamento no ponto crítico da estrutura em questão com o de corpos de prova submetidos a tensões localmente equivalentes, supondo-se um comportamento linear elástico para as tensões que solicitam o ponto crítico. Em termos mais matemáticos, este método relaciona as variações de tensão e a tensão máxima no ponto crítico, $\Delta\sigma$ e $\sigma_{máx}$, respectivamente, ao número de ciclos, N, para iniciar uma macrotrinca por fadiga, que em seguida se propagará até a falha da estrutura. Como a maior parte das estruturas é projetada para vidas longas, e, portanto, para sofrer tensões elásticas nos pontos críticos, o método SN acaba sendo o mais usado na prática. Além disso, seu uso é simples, carrega muita experiência e informação acumulada, preserva o princípio da linearidade e é universalizável em uma equação.

Em estruturas já macroscopicamente trincadas, o método da/dN é aplicável para a previsão da vida residual à fadiga, relacionando a taxa de crescimento da trinca, da/dN, com a variação do fator de intensidade de tensões e com o fator máximo de intensidade de tensões, ΔK e $K_{máx}$, respectivamente [9]. O método também permite a previsão da fratura final quando $K_{máx} = K_C$, que é a tenacidade à fratura do material. A variação ou gama do fator de intensidade de tensões, ΔK, a que o ponto crítico está submetido depende da variação das tensões, $\Delta\sigma$, do tamanho atual da trinca, a, e de um fator geométrico específico, representado por f(a/w), que corresponde ao efeito que os parâmetros geométricos causam no campo de tensões que ocorrem na trinca: $\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi a} \cdot f(a/w)$.

A figura 2.1 é um modelo simplificado, mas bastante útil, para a visualização do que foi explicado acima, consistindo na modelagem da vida total à fadiga, isto é, desde a movimentação cíclica das discordâncias, até a propagação da trinca que poderá levar a peça à fratura final.

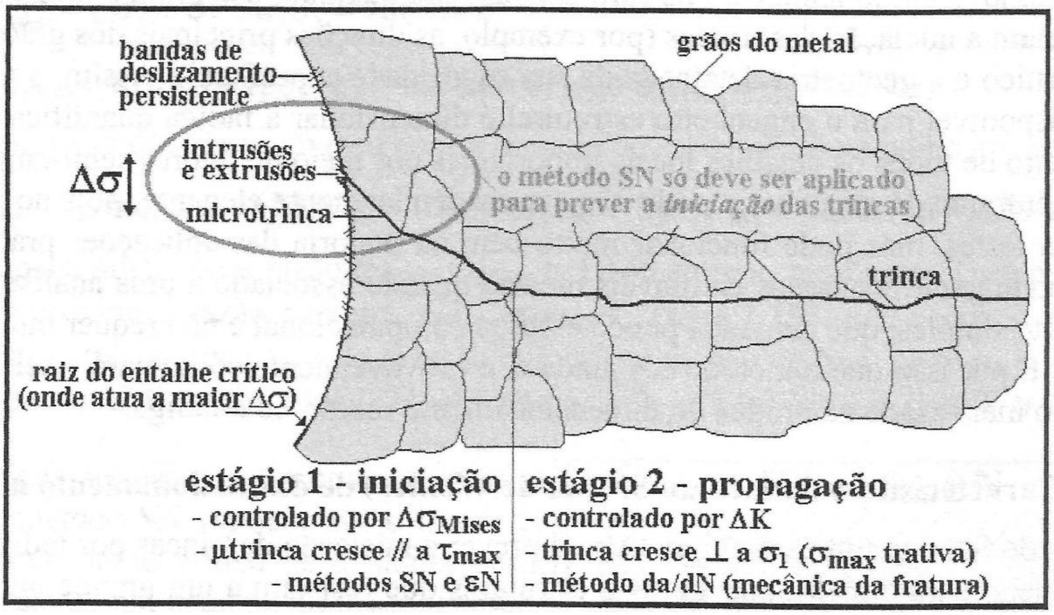


Figura 2.1: Esquema do processo de falha por fadiga, adaptado de [9].

2.1.1. O método SN

A modelagem SN exige alguns dados quantitativos para ser operada adequadamente [9]. O primeiro deles é a resistência à fadiga no ponto crítico, S_F, afetada por detalhes materiais e circunstanciais de cada peça que não podem ser desprezados. O segundo é a história de tensões provocada no ponto crítico pelo carregamento a que a estrutura está exposta, e influenciada por fatores geométricos particulares. O terceiro é o dano à fadiga que se acumulou pela história de carregamento e tensões.

Sabe-se que a resistência à fadiga varia decrescentemente com o logaritmo da vida N em ciclos, ou:

$$NS_F^B = C \tag{2.1}$$

Onde B e C são constantes do material, chamados coeficientes de Wöhler ou de Basquin.

Para encontrar os coeficientes de Wöhler, é preciso encontrar a resistência à fadiga, S_F, em duas diferentes vidas do ponto crítico da peça.

É bastante usual a utilização de uma vida curta e uma longa, sendo consagradas as estimativas para $S_F(10^3)$ e $S_L(\sim 10^6)$, onde S_L é o chamado limite de fadiga, para o qual $\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma_a < S_L(\mathrm{N})$ implicaria vida infinita à fadiga, onde σ_a é a tensão alternada de amplitude constante aplicada no ponto crítico da peça. Dessa forma:

$$N_{vida\ curta} S_F^B = C \tag{2.2}$$

$$N_{vida\ longa} S_L^B = C \tag{2.3}$$

$$B = \frac{\log\,(N_L/N_C)}{\log\,(S_F/S_L)} \tag{2.4}$$

Para encontrar C, basta substituir B em uma das duas equações.

Restaria, agora, expor as estimativas para o cálculo de $S_F(10^3)$ e $S_L(\sim 10^6)$ que atenda peças de aço em geral, tal como a envolvida no objetivo deste trabalho. Há fatores, no entanto, que modificam o valor da resistência à fadiga na ordem do tamanho de grão e que devem ser calibrados empiricamente antes, já que não há como incluí-los, posteriormente, na análise de tensões utilizada pelo método SN, como [9]: os fatores de acabamento superficial, de tamanho, de carga, de temperatura de trabalho, de confiabilidade, $\mathrm{K}_a, \mathrm{K}_b, \mathrm{K}_c, \mathrm{K}_\theta$, respectivamente.

O fator K_a relaciona matematicamente a influência do acabamento superficial no limite de fadiga, S_L. Mischke [20] propõe estimar K_a por meio da resistência à ruptura do material da peça e de seu acabamento:

$$\begin{aligned}
&\mathrm{K}_a = 1\ (polido)\\
&\mathrm{K}_a = 1{,}58 \cdot (\mathrm{S}_R)^{-0{,}086}\ (retificado)\\
&\mathrm{K}_a = 4{,}45 \cdot (\mathrm{S}_R)^{-0{,}265}\ (laminado\ a\ frio\ ou\ usinado)\\
&\mathrm{K}_a = 56{,}1 \cdot (\mathrm{S}_R)^{-0{,}719}\ (laminado\ a\ quente)\\
&\mathrm{K}_a = 271 \cdot (\mathrm{S}_R)^{-0{,}995}\ (forjado)
\end{aligned} \tag{2.5}$$

O fator K_b relaciona matematicamente a influência do tamanho da peça no limite de fadiga S_L. Para peças que trabalhem sob flexão rotativa ou torção alternada, Mischke [20] recomenda usar:

$$\begin{aligned} &2{,}8 < d < 50mm \rightarrow K_b = 1{,}24 \cdot d^{-0{,}107} \\ &50 < d < 250mm \rightarrow K_b = 0{,}859 - 8{,}37 \cdot 10^{-4} \cdot d \end{aligned} \tag{2.6}$$

Enquanto Juvinall [21], recomenda, para os mesmos tipos de trabalho:

$$\begin{aligned} &d < 8mm \rightarrow K_b = 1 \\ &8 < d < 50mm \rightarrow K_b = 0{,}9 \\ &50 < d < 80mm \rightarrow K_b = 0{,}8 \\ &d > 80mm \rightarrow K_b = 0{,}75\ a\ 0{,}60 \end{aligned} \tag{2.7}$$

Os dois autores recomendam [20, 21], no caso de peças que trabalhem somente sob cargas de tração/compressão alternadas:

$$K_b = 1 \tag{2.8}$$

O fator K_c relaciona a diferença entre os limites de fadiga, S_L, em função do tipo de carregamento: tração/compressão ou flexão rotativa. Juvinall [21] sugere:

$$\begin{aligned} &Cargas\ de\ flexão\ e\ torção\ alternadas \rightarrow K_c = 1 \\ &Cargas\ axiais\ puras, sem\ fletores\ parasitas \rightarrow K_c = 0{,}9 \\ &Cargas\ de\ flexão\ indeterminadas \rightarrow K_c = 0{,}6\ a\ 0{,}85 \end{aligned} \tag{2.9}$$

O fator K_θ relaciona a influência da temperatura de trabalho, θ, na variação do limite de fadiga, S_L. Mischke [20] sugere o seguinte polinômio para quantificar K_θ em função de θ (em graus Celsius), para 20 ºC < θ < 540 ºC:

$$K_{\theta} = 0{,}988 + 6{,}52 \cdot 10^{-4}\theta - 3{,}42 \cdot 10^{-6}\theta^2 + 5{,}63 \cdot 10^{-9}\theta^3$$
$$-6{,}2 \cdot 10^{-12}\theta^4 \qquad (2.10)$$

O fator K_e compensa a pouca experiência com o material específico da peça fraturada e com a história de carregamento em serviço, permitindo considerar um fator de confiabilidade estatística em seu processo de fabricação, especificação e posterior modelagem de comportamento mecânico.

valores de k_e(R) para várias confiabilidades R e dispersões V							
confiabi-lidade R(%)	z(R)	coeficiente de variação $V(S_F) = \hat{\sigma}(S_F)/\mu(S_F)$					
		3%	6%	9%	12%	15%	18%
50	0	1	1	1	1	1	1
84.13	-1	0.97	0.94	0.91	0.88	0.85	0.82
90	-1.282	0.96	0.92	0.88	0.85	0.81	0.77
95	-1.645	0.95	0.90	0.85	0.80	0.75	0.70
97.72	-2	0.94	0.88	0.82	0.76	0.70	0.64
99	-2.326	0.93	0.86	0.79	0.72	0.65	0.57
99.87	-3	0.91	0.82	0.73	0.64	0.55	0.46

Figura 2.2: Tabela adaptada de [9], onde é possível obter K_e em função da confiabilidade desejada, R, e do coeficiente de variação, V(S_F).

Calibrados estes fatores que afetam a resistência à fadiga na ordem do grão, é conveniente, agora, consultar as recomendações de Castro e Meggiolaro [9] para estimar $S_F(10^3)$ e $S_L(10^6)$ de aços:

$$S_R = 3{,}4 \cdot HB \ (Dureza\ Brinnell)$$
$$S_F(10^3) = k_{\theta} \cdot k_e \cdot 0{,}76 \cdot S_R \ (S_R \leq 1400\ MPa)$$
$$S_F(10^3) = k_{\theta} \cdot k_e \cdot 0{,}67 \cdot S_R \ (S_R > 1400\ MPa) \qquad (2.11)$$
$$S_L(10^6) = k_a \cdot k_b \cdot k_c \cdot k_{\theta} \cdot k_e \cdot 0{,}5 \cdot S_R \ (S_R \leq 1400\ MPa)$$
$$S_L(10^6) = k_a \cdot k_b \cdot k_c \cdot k_{\theta} \cdot k_e \cdot 700\ MPa \ (S_R > 1400\ MPa)$$

Há um fato essencial que deve ser levado em consideração na análise de tensões e que se condensou no Princípio de Saint-Venant. Segundo ele, a tensão real atuante no ponto crítico [9], $\sigma_{máx}$, é influenciada pela presença de eventuais entalhes concentradores de tensão e/ou de aplicações locais de cargas concentradas. Por essa razão, deve ser feita uma correção (para cima, evidentemente) da tensão nominal, σ_n, que atuaria se não fossem as circunstâncias citadas. Esta correção é feita pelo chamado fator de concentração de tensões, K_t:

$$\mathrm{K}_t = \frac{\sigma_{máx}}{\sigma_n} = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\sigma_n} \qquad (2.12)$$

Assim, cada esforço fletor, torçor, normal e/ou cortante aplicado na peça produz uma tensão nominal, que precisará ser associada (por multiplicação, como visto na equação 2.12) ao fator de concentração de tensões do entalhe analisado para ser operacionalizada no método SN de previsão de vida à fadiga para aquele ponto crítico.

O cálculo de K_t não costuma ser nada trivial. Há bastante literatura (gráficos, equações) sobre o assunto, embora ele seja praticamente inesgotável, dadas as inúmeras variedades possíveis de geometria de peças e entalhes.

Peterson [22] - uma das grandes autoridades no assunto de concentração de tensão segundo Pilkey [22] - desenvolveu alguns modelos para calcular k_t, dois dos quais serão utilizados neste trabalho de forma combinada para a estimativa de K_t no entalhe principal da geometria em questão. O entalhe do primeiro modelo (figura 2.3) consiste no ombro de redução de área de uma haste de seção circular sob esforço axial normal. O do segundo modelo (figura 2.4) consiste na raiz de um passo único de rosca quadrada em haste de perfil circular sob esforço fletor e axial normal.

Junior e Faucette [23] explicam que, na ocorrência de entalhes com áreas de influência muito próximas entre si, um método conservativo consiste em fazer o produto dos fatores de concentração de tensão, K_t, que cada um deles geraria se estivesse sozinho ali, havendo um método de estimativa já definido para cada um deles, é claro.

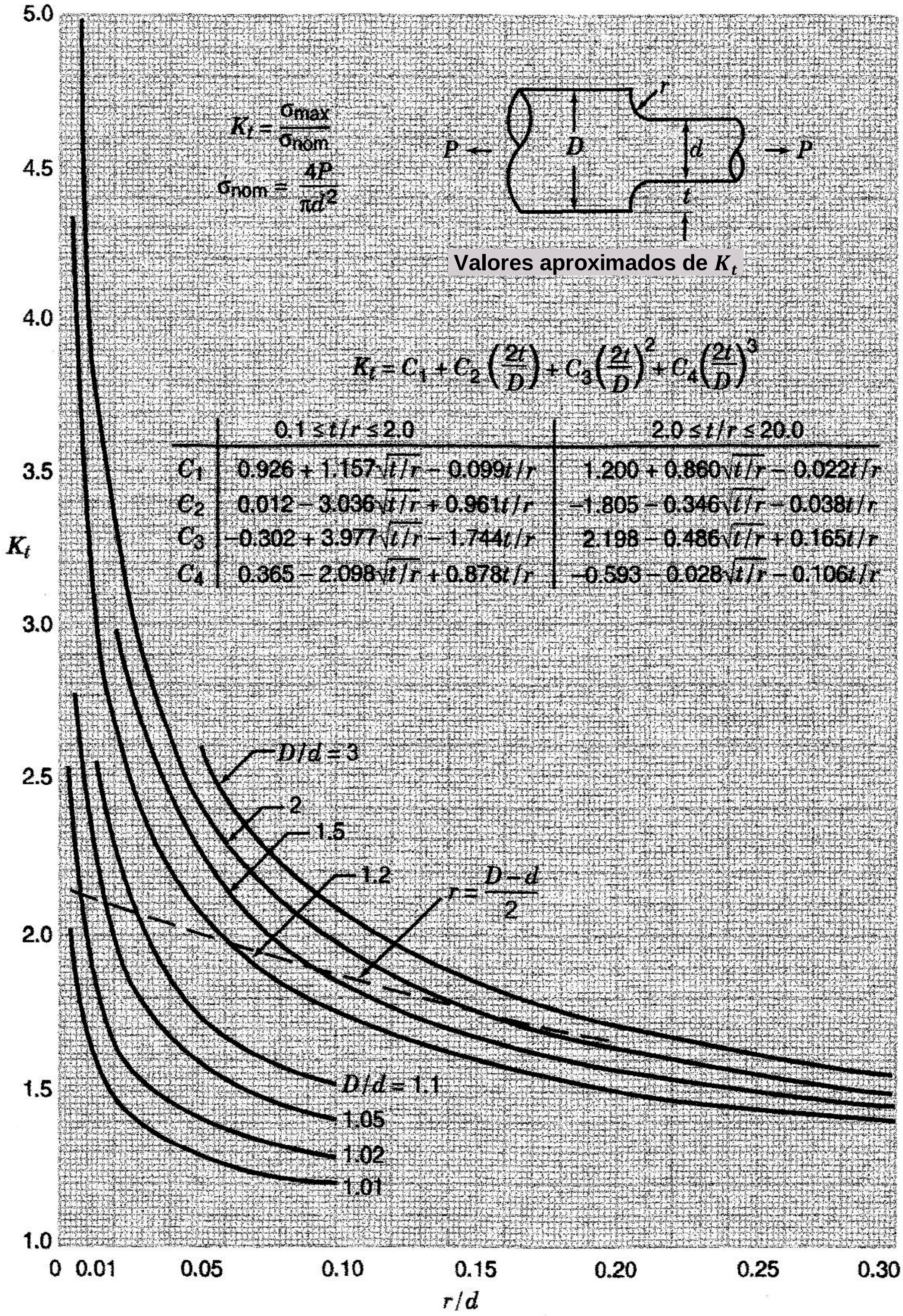


Figura 2.3: Estimativa de K_t na raiz de ombros de hastes de perfil circular [22].

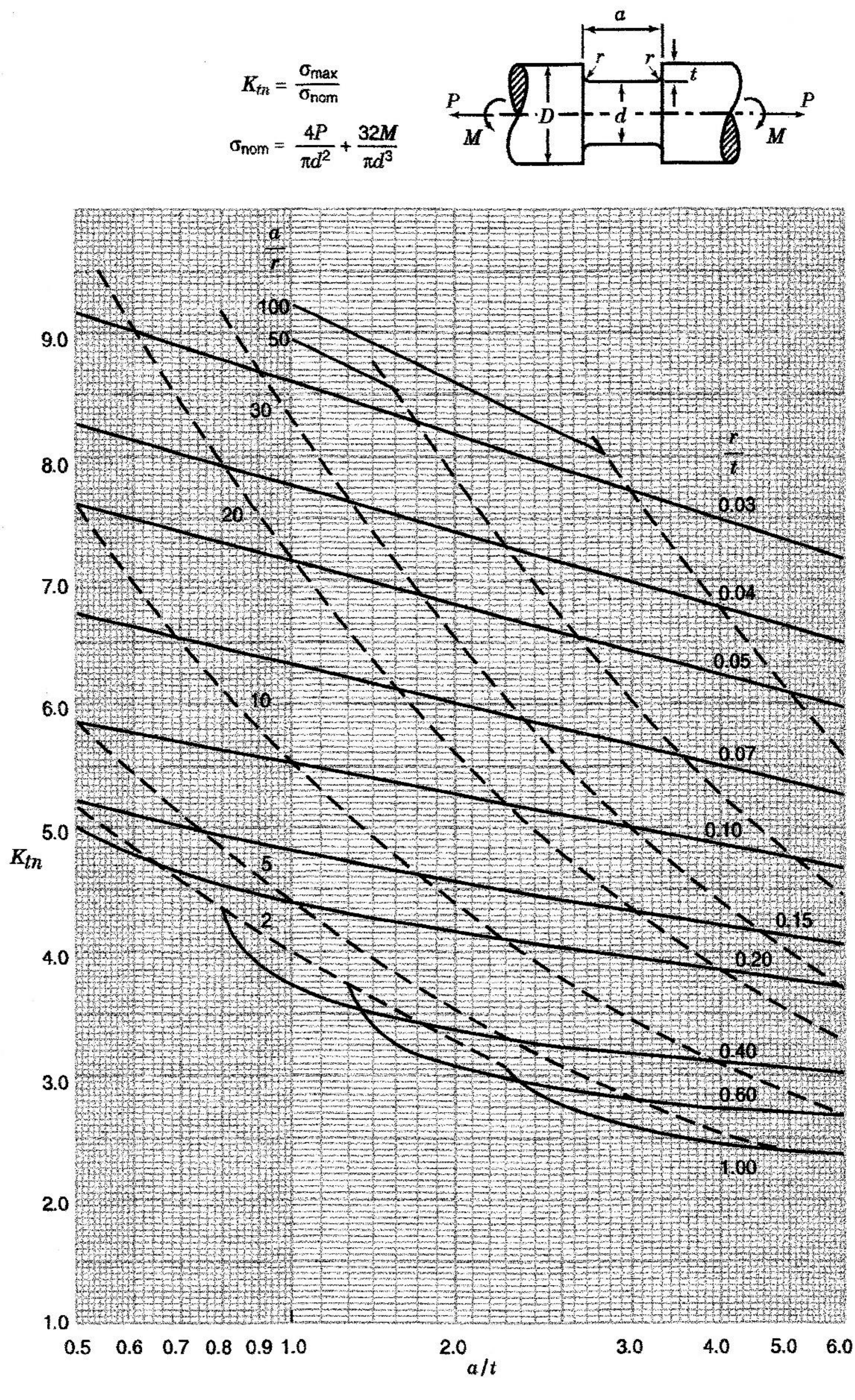


Figura 2.4: Estimativa de K_t na raiz de um passo único de rosca quadrada de uma haste sob tração e flexão [22].

Castro e Meggiolaro [9] explicam como a variação no raio de um entalhe influencia mais no gradiente de tensão em sua raiz, do que no valor de K_t. E, como o trincamento é sensível a este gradiente, é “a razão entre os limites de fadiga na peça entalhada e no corpo de prova padrão que mensurarão o efeito real do entalhe na vida à fadiga”, gerando o fator de concentração de tensão à fadiga, K_f:

$$\mathrm{K}_f = \frac{\mathrm{S}_L}{\mathrm{S}_L{}'} \tag{2.13}$$

E uma estimativa bastante usada para K_f, que considera a influência da sensibilidade ao entalhe, q – por sua vez dependente do referido gradiente –, é:

$$\mathrm{K}_f = 1 + q \cdot (\mathrm{K}_t - 1) \tag{2.14}$$

Onde 0 < q < 1.

Uma estimativa conservativa, na ausência de informações para a sensibilidade, q, é considerar $\mathrm{K}_f = \mathrm{K}_t$. No entanto, Peterson [22] sugere a quantificação de q da seguinte forma:

$$q = (1 + \frac{\alpha}{\rho})^{-1} \tag{2.15}$$

Onde ρ é o raio do entalhe e α é uma dimensão [mm] que depende do material:

$$\begin{gathered}\alpha = 0{,}185 \cdot \left(\frac{700}{S_R}\right), se\ S_R < 700\ MPa \\ \alpha = 0{,}025 \cdot \left(\frac{2000}{S_R}\right)^{1,9}, se\ S_R \geq 700\ MPa \\ \alpha = 0{,}51\ (para\ ligas\ de\ alumínio)\end{gathered} \tag{2.16}$$

Dowling [24] também oferece, para aços com S_R < 1520 MPa, a estimativa:

$$q = \left(1 + \sqrt{\frac{\beta}{\rho}}\right)^{-1} \qquad (2.17)$$

Onde:

$$\beta = 10^{-(S_R - 134)/586}, em\ mm \qquad (2.18)$$

Como explicado no item 2.1, $\Delta\sigma$ e $\sigma_{máx}$ no ponto crítico regem o método SN. No entanto, a visualização de sua modelagem matemática se dá em função das componentes alternada e média.

Aqui é importante frisar que estas componentes, por sua vez, devem ser obtidas por meio da utilização do critério de von Mises ou de Tresca para a combinação das tensões nominais alternada e média atuantes na peça multiplicadas pelo K_f do entalhe.

$$\sigma_{tresca} = K_f\sigma_1 - K_f\sigma_3 \qquad (2.19)$$

$$\sigma_{mises} = \left\{\left[K_f\sigma_1 - K_f\sigma_2\right]^2 + \left[K_f\sigma_1 - K_f\sigma_3\right]^2 + \left[K_f\sigma_2 - K_f\sigma_3\right]^2\right] /2\}^{1/2} \qquad (2.20)$$

Como as tensões médias podem ter efeito benéfico ou danoso se trativas ou compressivas, respectivamente, há regras tradicionais que permitem a consideração deste efeito. São as chamadas curvas $\sigma_a\sigma_m$, definidas [9] como “o lugar geométrico das combinações $\sigma_a\sigma_m$ que causam o mesmo dano à peça”.

A primeira é a conservativa linha de Goodman:

$$\frac{\sigma_a}{S_F(N)} + \frac{\sigma_m}{S_R} = 1 \qquad (2.21)$$

A segunda é a parábola de Gerber, que costuma ajustar os testes de forma melhor do que Goodman, mas é pouco conservativa:

$$\frac{\sigma_a}{S_F(N)} + (\frac{\sigma_m}{S_R})^2 = 1 \tag{2.22}$$

A terceira é a linha de Soderberg, bem mais conservativa:

$$\frac{\sigma_a}{S_F(N)} + \frac{\sigma_m}{S_E} = 1 \tag{2.23}$$

A regra elíptica, a quarta, é a mais versátil em ajustar os testes:

$$(\frac{\sigma_a}{S_F(N)})^r + (\frac{\sigma_m}{S_M})^s = 1 \tag{2.24}$$

Nesta última regra, S_M (resistência à carga média) em geral assume os valores de S_E ou S_R; e r e s >0. Isto permite, inclusive, a obtenção das demais regras a partir desta.

Castro e Meggiolaro [9], pela figura 2.5, apresentam um bom esquema para a comparação e visualização destas curvas:

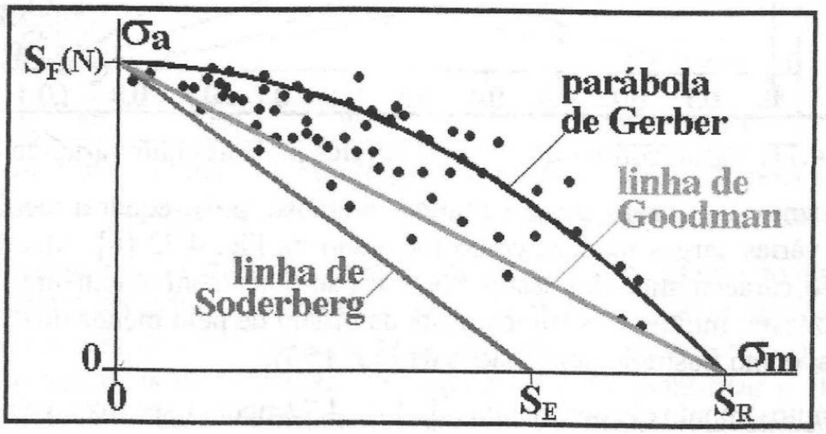


Figura 2.5: Esquema das curvas que se ajustam às combinações de σ_a e σ_m que provocam trincamento de corpos de prova na mesma vida de iniciação N, adaptado de [9].

S_F(N) (ou tensão alternada equivalente, para σ_m = 0), que em conceito não é uma resistência, e sim uma tensão, já que não depende do material, mas do carregamento, pode ser expressa como:

$$S_F(N) = \sigma_{a_{eq}} = \sigma_a[1 - \left(\frac{\sigma_m}{S_M}\right)^s]^{(-\frac{1}{r})} \tag{2.25}$$

Aqui a equação está expressa em função dos parâmetros da elíptica, mas eles são facilmente substituíveis para os da regra de escolha, como já explicado.

O projeto pode ser feito, é claro, com um fator de segurança à fadiga que implica ambas as tensões alternada e média:

$$(\frac{\varphi_F \sigma_a}{S_F(N)})^r + (\frac{\varphi_F \sigma_m}{S_M})^s = 1 \tag{2.26}$$

Pela equação 2.1 e 2.25 pode-se obter a vida à fadiga para um evento de carga {σ_a, σ_m}:

$$N = C \cdot \sigma_{a_{eq}}{}^{-B} = C \cdot \{\sigma_a \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{S_M}\right)^s\right]^{\left(-\frac{1}{r}\right)}\}^{-B} \tag{2.27}$$

Cada ciclo de carga gera uma lesão material irreversível, e o fato de o carregamento ser interrompido não a repara. Por isso, é chegado o momento de definir o conceito matemático de dano e a regra de acúmulo linear de dano, também conhecida como regra de Palmgren-Miner [9].

O dano, D_i, que o evento de carga {σ_{ai}, σ_{mi}} gera em uma peça é a fração do número de ciclos que aquele evento atuou, n_i, no número total de ciclos de iniciação que a peça suportaria se apenas aquele evento atuasse, N_i:

$$D_i = \frac{n_i}{N_i} \tag{2.28}$$

Pela regra de Palmgren-Miner, $\sum D_i \leq 1$. Por isso, no caso de igualdade, deve-se considerar o fim da vida à fadiga e o provável surgimento de uma macro-trinca.

2.1.2. Fundamentos da Mecânica da Fratura Linear Elástica

Antes da abordagem específica do método da/dN, é importante comentar certos princípios da Mecânica da Fratura Linear Elástica, sobre a qual se constrói o referido método.

Na presença de trincas macroscópicas, o atendimento a um projeto tolerante a defeitos deve estimar: a carga máxima, ou crítica, que a peça suportaria em serviço sob determinado tamanho de trinca; o tamanho máximo da trinca, ou crítico, que a peça admitiria sob serviço; a vida residual que a peça teria em serviço sob determinado tamanho de trinca.

Toda estrutura projetada incluirá um método de inspeção de defeitos individualizado, a ser executado com regularidade estabelecida de acordo com sua modelagem. Este método assegurará um tamanho mínimo, ou limiar, de detecção segura do trincamento (que é o defeito mais perigoso, já que é o que mais concentra tensões), de modo que, não havendo trincas maiores do que o mínimo detectável, assumir-se-á que não há trincamento ainda. Além disso, a integridade estrutural desse projeto exige que qualquer trinca não detectável em uma inspeção de rotina não possa crescer e atingir o tamanho crítico (para o colapso do sistema) antes de poder ser descoberta e corrigida na inspeção seguinte.

Dos métodos de inspeção não destrutivos (INDs) [9], o de inspeção visual é bem ordinário nas análises de integridade estrutural. Embora esteja presente em praticamente todas elas, depende de critérios humanos subjetivos para conclusões seguras por este critério. Por isso, a capacitação humana (boa saúde visual, conhecimento e experiência) e a qualidade do observado (iluminação e limpeza, por exemplo), são determinantes para uma análise bem-sucedida. Outro método (IND) bastante útil – e mais confiável do que o visual – é o de partículas magnéticas. Como o trincamento em peças ferromagnéticas interrompe o fluxo do campo magnético pela peça e forma oposição de pólos entre as faces da trinca, se limalhas de ferro forem aplicadas na superfície (suficientemente trincada), elas poderão agregar-se na trinca, revelando sua localização.

A figura abaixo retrata um modesto modelo probabilístico de detecção de trincas pelos INDs.

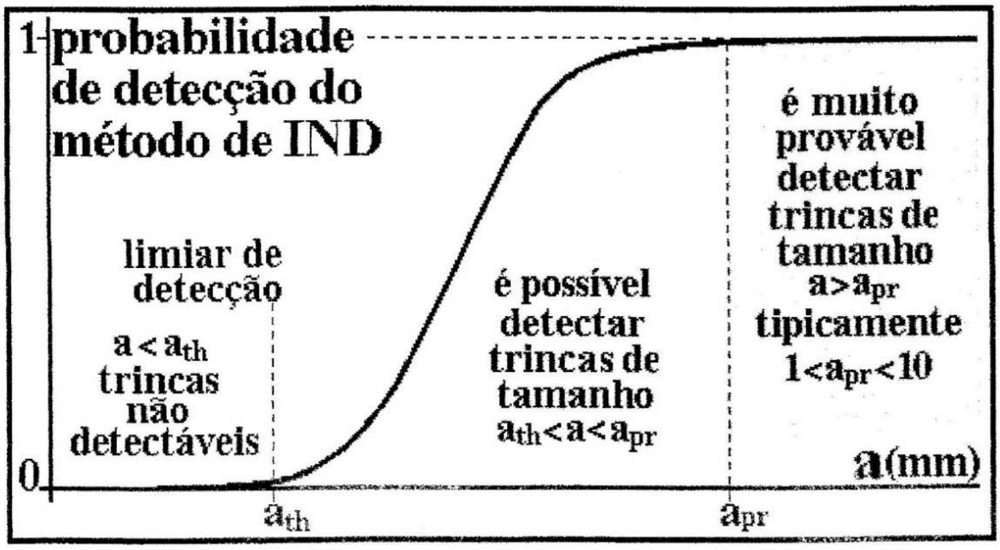


Figura 2.6: Relação entre o tamanho de uma trinca e a probabilidade de detectá-la por INDs, adaptado de [9].

Há três modos possíveis de estimular mecanicamente o crescimento de uma trinca, de forma que qualquer carregamento pode ser decomposto neles: o modo I, o modo II e o modo III, ou seja, por tensão normal ao plano da trinca, tensão cisalhante paralela à direção do plano da trinca ou então por tensão cisalhante perpendicular à direção do plano da trinca, como mostra a figura 2.7.

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) permite modelar [9] o campo de tensões em torno da ponta de uma trinca que se propaga em qualquer modo (equação 2.29).

Por não haver dissipação de energia entre suas faces, a maior parte das trincas propaga-se em modo I, sendo este o mais importante entre os três.

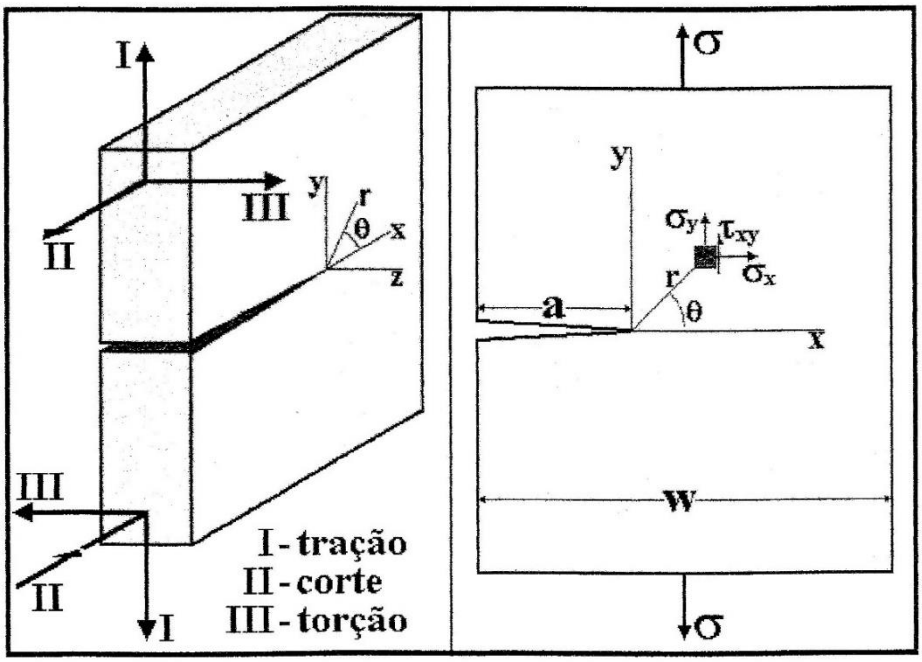


Figura 2.7: Tensões em torno da ponta da trinca e seus modos de estímulo de crescimento, adaptado de [9].

$$\sigma_{ij}(r,\theta) = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{ij}(\theta), \tag{2.29}$$

ou

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \begin{pmatrix} 1 - sin\left(\frac{\theta}{2}\right) sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ 1 + sin\left(\frac{\theta}{2}\right) sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ sin\left(\frac{\theta}{2}\right) cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \end{pmatrix}, \tag{2.30}$$

Onde r e θ estão representados na figura 2.7.

Em modos II e III, os campos de tensões são dados por:

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \begin{pmatrix} -sin\left(\frac{\theta}{2}\right)[2 + cos\left(\frac{\theta}{2}\right)cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ sin\left(\frac{\theta}{2}\right)cos\left(\frac{\theta}{2}\right)cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ coss\left(\frac{\theta}{2}\right)[1 - sin\left(\frac{\theta}{2}\right)sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \end{pmatrix} \tag{2.31}$$

e

$$\begin{pmatrix} \tau_{xz} \\ \tau_{yz} \end{pmatrix} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \begin{pmatrix} -sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \\ cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \end{pmatrix} \tag{2.32}$$

O fator de intensidade de tensões em modo I, K_I, pode ser expresso segundo o modelo:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \cdot f(a/w) \tag{2.33}$$

Onde σ é a tensão nominal aplicada à peça, a é o tamanho da trinca e f(a/w) é um fator adimensional que quantifica o efeito da geometria e do trincamento no campo de tensões.

As equações que descrevem os campos de tensões não podem aplicadas na ponta da trinca, onde $r \to 0$, pois não descrevem esta região nem matematicamente (equação singular), nem fisicamente, já que ali as tensões são altas demais para a presença da linearidade elástica [9]. Assim, define-se uma zona de perturbação não linear, zp, a partir da qual existirá linearidade elástica e, portanto, validade das equações dos campos. Se zp for pequena (o que é, a princípio, um critério bem arbitrário) em relação às dimensões da peça (zp << a, lr, h), onde a é o tamanho da trinca, lr é o ligamento residual entre a ponta da trinca e o caminho de sua propagação ainda não trincado e h é a menor distância entre a ponta da trinca e alguma extremidade da peça, então a MFLE pode ser usada para estudar a previsão de propagação das trincas, controlada por ΔK elástico.

A estimativa de zp é pode ser calculada de forma breve em modo I, substituindo-se os valores (r, θ) por $(zp, 0)$ na equação 2.29:

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi zp}} \cdot cos\left(\frac{0}{2}\right) \cdot \begin{pmatrix} 1 - sin\left(\frac{0}{2}\right) sin\left(\frac{3 \cdot 0}{2}\right) \\ 1 + sin\left(\frac{0}{2}\right) sin\left(\frac{3 \cdot 0}{2}\right) \\ sin\left(\frac{0}{2}\right) cos\left(\frac{3 \cdot 0}{2}\right) \end{pmatrix}$$

$$\sigma_x = 0$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi zp}} = S_E$$

$$\tau_{xy} = 0$$

Assim,

$$zp = \frac{{K_I}^2}{{S_E}^2} \cdot \frac{1}{2\pi} \qquad (2.34)$$

E, no instante da fratura, se $zp_C <<\ (\mathrm{a}, \mathrm{lr}, \mathrm{h})$:

$$zp_C = \frac{{K_{IC}}^2}{{S_E}^2} \cdot \frac{1}{2\pi} \qquad (2.35)$$

Há solução para a referida arbitrariedade de classificação do tamanho de zp como ‘pequeno’ em relação às dimensões da peça, como explicam Castro e Meggiolaro [9]. A espessura t, de sua menor dimensão, deve atender ao seguinte critério:

$$t > 2{,}5 \left(\frac{K_{IC}}{S_E}\right)^2 \qquad (2.36)$$

Onde K_{IC} é a tenacidade à fratura em modo I, uma propriedade mecânica que depende apenas do material.

Garante-se que $\mathrm{zp}\ << (\mathrm{a}, \mathrm{lr}, \mathrm{h})$, em ligas metálicas, combinando-se as equações 2.35 e 2.36:

$$zp_C < \sim \frac{t}{16} \tag{2.37}$$

Caso essa condição não seja atendida, a MFLE continua servindo para descrever o campo de tensões, mas a tenacidade passa a ser função da espessura da peça [25]:

$$\frac{K_C(t)}{K_{IC}} = 1 + A \cdot e^{-\left(B \cdot \frac{t}{t_0}\right)^2} \tag{2.38}$$

Onde $t_0 = 2{,}5\left(\frac{K_{IC}}{S_E}\right)^2$, A = 0,5, B = 0,75 (para aços C com $S_R <$ $1{,}4\ GPa$.

É bastante comum a estimativa de K_{IC} a partir de ensaios Charpy, como os da figura abaixo [9], a partir do tipo de aço e da temperatura de trabalho. Neste caso, será preciso encontrar um modelo experimental que correlacione a energia Charpy (*Charpy V-notch*), CVN, com K_{IC}.

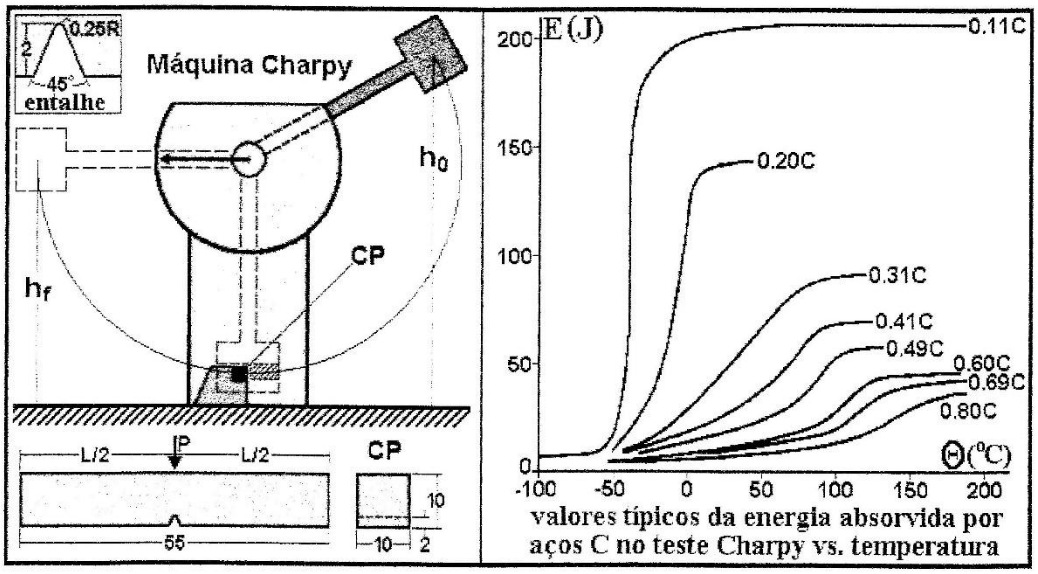


Figura 2.8: Ensaios Charpy para alguns aços carbono. Adaptado de [9].

Castro e Meggiolaro [9] expõem uma revisão de algumas correlações entre CVN e K_{IC} na tabela 2.1, no entanto alertam para a possibilidade de imprecisões nessas correlações. O ideal é sempre experimentar o material da peça em análise, deixando o uso de modelos empíricos para o caso de ausência desses dados.

Tabela 2.1: Algumas correlações empíricas entre CVN e K_{IC} adaptadas de [9].

Correlação	Equação	Unidades	Limites
Barson-Rolfe	$K_{IC}{}^2 = 0{,}22 \cdot E \cdot CVN^{3/2}$	MPa$\sqrt{m}$, GPa, J	3 < CVN < 82 J
Sailors-Cortens	$K_{IC} = 14{,}6 \cdot \sqrt{CVN}$	MPa$\sqrt{m}$, J	7 < CVN < 68 J
Thorby-Fergunson	$K_{IC} = 18{,}2 \cdot \sqrt{CVN}$	MPa$\sqrt{m}$, J	6 < CVN < 55 J
Marandet-Sanz	$K_{IC} = 20 \cdot \sqrt{CVN}$	MPa$\sqrt{m}$, J	Patamar inferior
Jones	$K_{IC} = 6600/(60 + FATT - \theta trab)$	MPa$\sqrt{m}$, ºC	Patamar inferior
[9]	$K_{IC} = (0{,}64 \cdot E \cdot CVN)^{1/2}$	MPa$\sqrt{m}$, GPa, J	-

Por fim, pode-se determinar para peças grossas: σ_C, pela equação 2.39, que é a maior tensão (ou crítica) que uma estrutura portadora de uma trinca de tamanho a suportaria em serviço; e a_C, pela equação 2.40, que é o maior tamanho tolerável de uma trinca presente em uma estrutura que esteja submetida a uma tensão σ de serviço:

$$\sigma_C = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi a} \cdot f(a/w)} \tag{2.39}$$

$$a_C = \frac{K_{IC}^2}{\pi \cdot [\sigma_C \cdot f(a_c/w)]^2} \tag{2.40}$$

2.1.3. Método da/dN

O desenvolvimento deste item é importante porque, até então, apenas a mensuração do estado atual de segurança de uma estrutura carregada, trincada e danificada foi tratada. Isto não é suficiente, no entanto. A previsão da vida residual à fadiga e a evolução do fator de segurança de acordo com o crescimento da trinca são a motivação principal do método da/dN.

Em peças macroscopicamente trincadas, o desafio inicial dos pesquisadores consistiu em determinar qual (ou quais) parâmetros influenciam a taxa de crescimento da trinca por ciclo de carregamento, da/dN. Paris, Gomez e Anderson [26] afirmaram, e, posteriormente, Paris e Erdogan [27] demonstraram que da/dN é controlado por ΔK e, assim, que as curvas da/dN x ΔK de determinado material são equivalentes para quaisquer corpos de prova. Por fim, chegaram a um modelo matemático útil e muito conhecido hoje como Regra de Paris:

$$da/dN = A \cdot \Delta K^m \tag{2.41}$$

Castro e Meggiolaro [9] mostram, no entanto, que a Regra de Paris é um modelo matemático limitado porque não leva em conta dois fenômenos físicos bastante relevantes: (1) que o trincamento por fadiga não ocorre abaixo de um limiar, ΔK_{th}; (2) que, se $K_{máx} \geq K_C$, a peça sofre fratura. Deste modo, as extremidades da curva da/dN x ΔK não são bem modeladas por Paris. Ao primeiro fenômeno físico será associada a primeira fase da curva. Ao segundo fenômeno, a terceira e última fase, como mostra a figura 2.9:

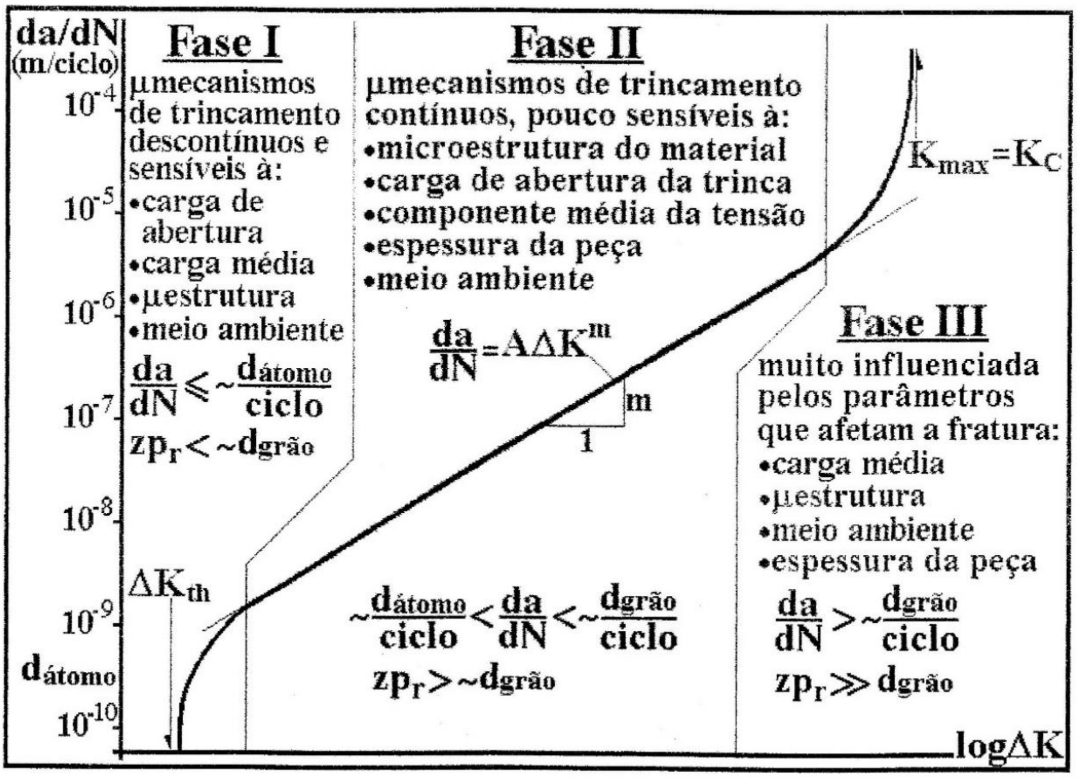


Figura 2.9: Esquema da curva da/dN x ΔK, adaptado de [9]

A fase 1 é marcada por taxas de crescimento que partem, desde um limiar associado a ΔK_{th} - parâmetro ineditamente identificado por Paris -, até cerca de 10^{-9}m/ciclo (portanto, menores ou da ordem de um diâmetro atômico por ciclo), e o dano gerado pelas zonas plásticas reversas, causadas pela alternância de tensões que solicita a ponta das trincas, zp_r, é menor do que um grão metálico, e, por isso, propriedades macroscópicas não servem para a elaboração de modelos preditivos para esta fase.

As taxas de crescimento, aqui, são afetadas pela alteração de ΔK_{th} e da curvatura da cauda da curva da/dN x ΔK. Isto porque, sendo R a carga estática, em que R = $K_{mín}/K_{máx} = \sigma_{mín}/\sigma_{máx}$, é sabido [9] que $\Delta K_{th}(R > 0) \leq \Delta K_{th}(R = 0) = \Delta K_0 \leq \Delta K_{th}(R < 0)$, o que é previsível já que, quanto mais trativas as cargas médias, maior a tendência à abertura da trinca. Não por acaso, a carga de média e a de abertura da trinca são fatores de sensibilidade na fase 1.

Há algumas estimativas registradas na literatura [9, 28, 29] para $\Delta K_{th}(R \geq 0)$ de aços (ordenados pelos módulos de elasticidade), na ausência de medições experimentais confiáveis, como:

$$\Delta K_{th}(R > 0{,}17) = 7 \cdot (1 - 0{,}85R) \qquad (2.42)$$

e

$$\max[2{,}2; 6 \cdot (1 - 0{,}9R)] < \Delta K_{th}(R) < 12 \cdot (1 - 0{,}8R) \qquad (2.43)$$

Características microestruturais do material, com tamanhos na ordem de grandeza atômica, afetam a fase 1 ao alterarem ΔK_{th}.

O meio ambiente também pode interagir com o trincamento na fase 1 de forma benéfica ou maléfica: havendo estagnação de carregamento, a oxidação nas faces da trinca pode causar um entupimento que dificulte sua abertura e aumente ΔK_{th}, retardando o trincamento; no entanto, ainda sob ambiente corrosivo, as taxas de crescimento podem aumentar se houver uma sinergia entre as reações eletroquímicas e as deformações plásticas cíclicas na zona de perturbação na ponta da trinca.

Este último fenômeno é chamado de fadiga-corrosão, que aumenta com o tempo ou frequência de exposição ao ambiente corrosivo, com o tempo de subida no ciclo de carregamento, com a temperatura e com a pressão de vapor em meio gasoso, podendo produzir três tipos de curva da/dN x ΔK, como mostra a figura 2.10, afetando bastante.

A fase 2 é marcada por taxas de crescimento de trincas que podem ir de 10^{-9}m/ciclo até 10^{-5}m/ciclo, e, portanto, desde a ordem de grandeza atômica até a ordem de grandeza granular, sendo menos sensível, por isso, às características microestruturais. As zonas plásticas reversas costumam, assim, superar a ordem de grandeza granular, gerando uma propagação consideravelmente isotrópica. Essa tendência à uniformidade de propagação se reflete, sobretudo, no paralelismo que o processo de estriamento apresenta (tema da Fratografia, a ser abordado mais adiante), cujas marcas, ou estrias, tecnicamente falando, se suficientemente destacadas na microscopia eletrônica de varredura (MEV), evidenciarão a fase 2 da curva da/dN x ΔK e a fadiga como uma das causas da fratura. Esta é uma fase menos sensível à carga estática e de abertura da trinca, à espessura da peça e ao meio ambiente (quando não causam danos à resistência e à ductilidade do material [9]) do que a fase 1. Aqui há, no entanto, grande impacto do fenômeno fadiga-corrosão, caso ele esteja atuante.

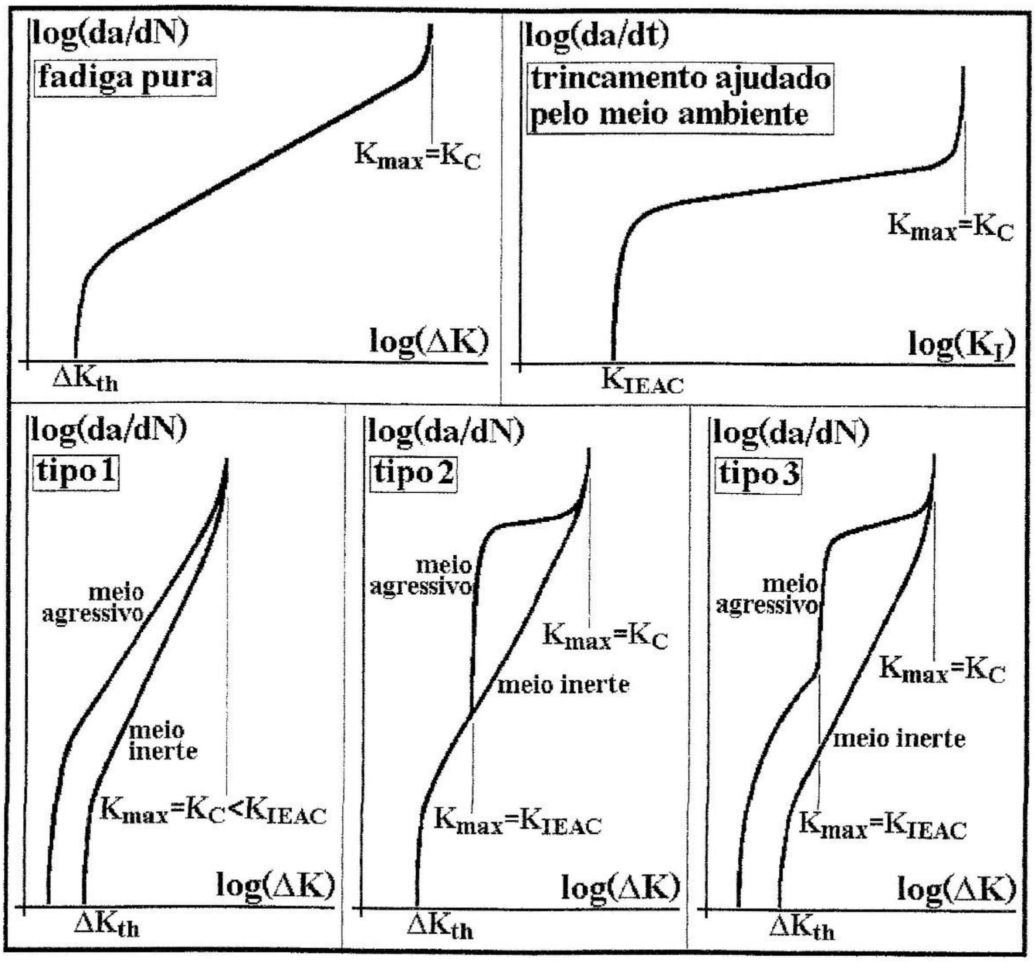


Figura 2.10: Esquema dos tipos de curvas de propagação de trincas sob corrosão-fadiga, adaptado de [9].

Na fase 3, que é controlada pela tenacidade à fratura, a propagação volta a ser bem mais sensível à carga estática, à microestrutura e à espessura da peça, que influenciam fortemente a tenacidade. Para evitar resultados desastrosos, considerar-se-á [9] fraturada a peça se o fator de intensidade de tensão máximo atingir a tenacidade à fratura ($K_{máx} =$

$\Delta K/(1-R) \cong K_C(t) \geq K_{IC}$), ou a tensão no ligamento residual se igualar à tensão de colapso plástico, ou a zona plástica da trinca se aproximar do tamanho do ligamento residual ($z_p = l_r$), ou a tensão nominal máxima no ligamento residual se igualar ou superar a resistência à ruptura do material, S_R, ou então, por fim, se a taxa de propagação da trinca superar um décimo do tamanho da abertura crítica da ponta da trinca por ciclo ou então $100\mu m$ por ciclo. Além disso, se $\Delta K < \Delta K_{th}(R)$, a propagação cessará.

Há diversas regras semiempíricas ou fenomenológicas que são tradicionais na modelagem da curva da/dN x ΔK, procurando abranger as limitações, já comentadas, do modelo de Paris. Ressaltam-se aqui as chamadas [9] regras de Elber adaptada (equação 2.44) e Elber modificada (equação 2.45), que levam em consideração os parâmetros que, sabidamente, como abordado anteriormente, afetam as taxas de propagação da/dN. Essas regras podem, no entanto, não modelar muito bem a fase 3 da referida curva para altas gamas de ΔK.

$$\frac{da}{dN} = A_e(\Delta K - \Delta K_{th})^{m_e} \tag{2.44}$$

$$\frac{da}{dN} = A_e[\Delta K - \Delta K_0(1-R)]^{m_e} \tag{2.45}$$

A regra de Elber adaptada (2.41) considera que, se $\Delta K < \Delta K_{th}(R)$, então $da/dN = 0$; além disso, em vez de $\Delta K = K_{máx} - K_{mín}$, este modelo considera a variação efetiva do fator de intensidade de tensão, ΔK, como $\Delta K = \Delta K_{ef} = K_{máx} - K_{ab}$, uma proposta de Elber [30, 31] de que a trinca não se propaga caso não esteja totalmente aberta.

A regra de Elber modificada (2.42) apresenta uma saída caso $\Delta K_{th}(R)$ seja desconhecido: neste caso, pode-se tentar aproximar $\Delta K_{th}(R) \cong \Delta K_0(1-R)$, em que $\Delta K_0 = \Delta K_{th}(R=0)$.

Essas regras podem, no entanto, não modelar muito bem a fase 3 da referida curva para altas gamas de ΔK, o que pode ser compensado de alguma forma pela regra de Forman (equação 2.45, abaixo) [32], que, como as de Elber, utiliza apenas dois parâmetros ajustáveis e leva em conta a carga estática, mas modela melhor a fase 3. No entanto, não reconhecendo o limiar de propagação $\Delta K_{th}(R)$, não serve para descrever a fase 1.

$$\frac{da}{dN} = \frac{A_f \Delta K^{m_f}}{(1-R)K_C - \Delta K} = \frac{A_f \Delta K^{(m_f - 1)}}{\frac{K_C}{K_{máx}} - 1} \tag{2.46}$$

Há a regra de Priddle [33], que consegue modelar as 3 fases da curva , usando, também, apenas dois parâmetros:

$$\frac{da}{dN} = A_p \left[\frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{K_C - \frac{\Delta K}{1-R}} \right]^{m_p} \tag{2.47}$$

2.2. Princípios de fratografia

Há registros [34] de que, já na Idade do Bronze, artesãos e metalúrgicos observavam a relação entre características específicas da fratura de ferramentas metálicas e os procedimentos de fundição.

A partir do século XVI, surgem publicações [35, 36] também sobre a relação entre a aparência da fratura e a qualidade do processo metalúrgico, o que propicia que, no século seguinte (XVII), seja proposto [37] um teste de fratura como controle de qualidade de produtos metálicos. Não demorou muito, assim, para o surgimento de um método de seleção de metais baseado na aparência de amostras de fratura, assunto que recebeu contribuições mais significativas no século XVIII [38-42], devido à realização, publicação e catalogação de múltiplos testes de fratura de materiais combinados e fabricados sob métodos variados.

No século XIX, alguns estudiosos propuseram a ampliação das superfícies para o estudo fratográfico (ainda não com este nome), contudo ainda divergiam sobre a viabilidade do uso da microscopia para este fim, sobretudo porque o enfoque utilitário era a metalografia e a metalurgia, e não o estudo da fratura em si [11]. No mesmo século, macroscopicamente, registrou-se [43-45] a existência de linhas de fratura que se opõem à origem da falha, “apontando” para ela (hoje estas marcas são mais bem conhecidas pela alcunha de “marcas de rio”), e o efeito deletério da concentração de tensões nas estruturas.

Nas décadas de 1940 e 1950, o uso do microscópio óptico e do raio-X foi aceito no meio acadêmico em definitivo, principalmente após a visualização e desenvolvimento do estudo das facetas de clivagem, feita por Carl A. Zapffe [11], e por sua descoberta das estrias e associação aos ciclos de carregamento que provocam fadiga. Foi o próprio Zapffe quem cunhou, em 1944, o termo “*fractography*” para designar o tipo de estudo que estava fazendo, isto é, da relação entre a topografia da superfície fraturada e os prováveis mecanismos causadores da falha.

Nos idos dos anos de 1960, com o desenvolvimento e implementação dos microscópios eletrônicos de transmissão (METs) e de varredura (MEVs) para este fim, foram fornecidas muitas novas informações [11] sobre os micro-mecanismos de fratura, o que fez da fratografia uma ferramenta essencial na análise de falhas: micro-mecanismo de fratura dúctil (incluindo a iniciação, crescimento e coalescência de micro-vazios e as correlações entre o tamanho e forma do vazio e o estado de tensão local e limpeza/contaminação do material); novas correlações entre as estrias de fadiga, seus espaçamentos, e os ciclos e condições de carregamento, o que veio a ser chamado de fratografia quantitativa pouco tempo depois, e que capacitou os engenheiros a realizar melhores análises de falhas.

2.2.1. Estrias de fadiga

Estrias causadas por fadiga são produzidas quando um ciclo de carregamento move adiante a posição da ponta da trinca (figura 2.11). A consequência imediata disso é que o espaçamento de uma estria dá, portanto, a taxa exata de crescimento da trinca quando ela tinha determinado tamanho: $da/dN = da/1 = da$. Além disso, o número de estrias contabiliza o número de ciclos da história de tensões à que aquela estrutura fora submetida enquanto a trinca avançava naquela área estriada, fato extremamente importante para a fratografia quantitativa - que permitiu a expressão das características importantes da superfície de uma fratura em termos das verdadeiras áreas de superfície, comprimentos, tamanhos, orientações e localizações, bem como distribuições dessas quantidades [11]. Aqui é relevante destacar que, tudo aquilo que afeta a propagação de trincas por fadiga (e que já foi discutido anteriormente neste trabalho, como as condições de carregamento, condições do ambiente, resistência do material e microestrutura, por exemplo), afeta primeiro e em mesma intensidade o processo de estriamento.

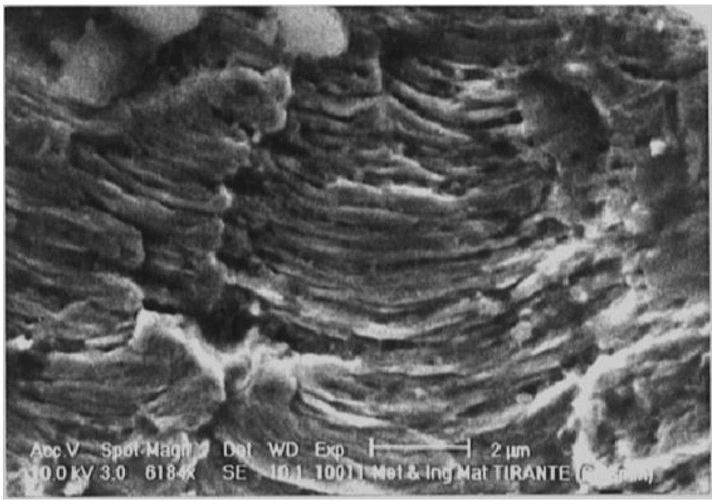


Figura 2.11: Ampliação por MEV de superfície fraturada, adaptada de [19], onde são vistas estrias de fadiga.

Não é tarefa fácil analisar o estriamento por fadiga. Não é um estudo que pode ser feito de forma desconectada das prováveis histórias de carregamento da peça. Por exemplo, a figura 2.12 pode sugerir ao menos duas interpretações distintas para a história de carregamento, se a fratografia não for confrontada com a situação real: a primeira seria a de uma sequência de carregamentos semelhantes que, de tempos em tempos era interrompida por tempo indeterminado e, ao ser reativada, teria um primeiro ciclo de carga bem mais alto do que os demais da sequência, provocando um grande avanço da ponta da trinca. A segunda hermenêutica poderia sugerir que, na verdade, não havia uma interrupção do carregamento, mas sim um ciclo único e alto de carga entre a sequência de cargas iguais e de intensidade mais baixa. As duas interpretações poderiam até ser equivalentes matematicamente, no entanto descreveriam situações reais completamente diferentes, o que pode ser decisivo em uma análise técnica encomendada por Juízo.

Figura 2.12: Ampliação microscópica de uma peça metálica com bem definidas estrias de fadiga. Adaptado de [46].

2.2.2. Marcas de praia

Marcas de praia são uma das características macroscópicas das trincas de fadiga (figura 2.13). Receberam esta alcunha por lembrarem as marcas que as ondas do mar deixam na areia nos seus avanços e retornos. Concêntricas à origem do trincamento, revelam com clareza o seu início e a fratura final da peça. Além disso, sua boa visibilidade é um sinal, em geral, [9] de que houve oxidação da frente da trinca em eventuais períodos de interrupção do ciclo de carregamento e de variações nas cargas de serviço. Por fim, como pode ser revisto na figura 1.21, o formato e a área ocupada pelas marcas de praia em relação à área total da superfície de fratura são relacionáveis ao valor da gama de tensão nominal a que o ponto crítico era submetido e à capacidade do entalhe de concentrar tensão.

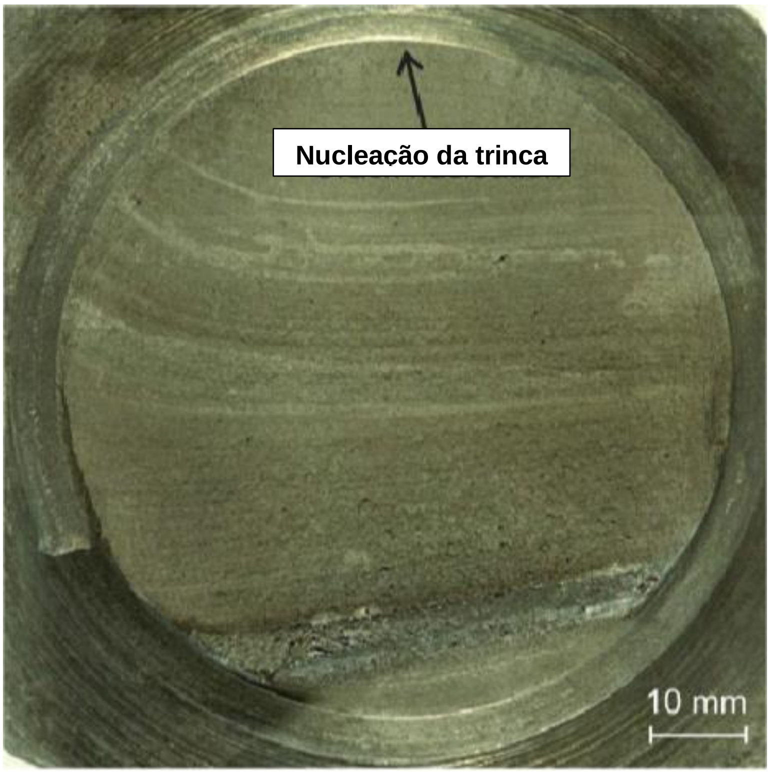


Figura 2.13: Visão macroscópica da superfície fraturada, adaptada de [19], onde são detectadas amplas marcas de praia, bem definidas e concêntricas à origem do trincamento (indicado pela seta).

2.2.3. Fratografia em fratura frágil

Uma estrutura frágil tem pouca capacidade de sofrer plastificação durante a fratura. Microscopicamente, são observadas facetas planas causadas por clivagem, que é uma separação dos planos cristalinos com baixo acúmulo de energia, como pode ser visto na figura 2.14. A ruptura é transgranular, e os planos mudam sua orientação de acordo com os contornos de grãos e discordâncias do material [47].

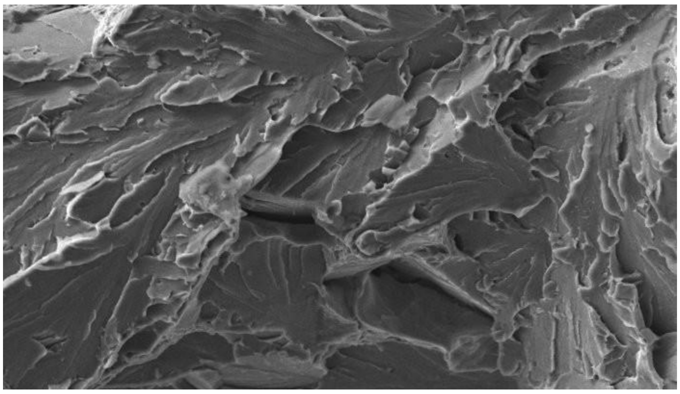


Figura 2.14: Microscopia eletrônica de varredura de uma fratura frágil adaptada de [46].

Macroscopicamente, as superfícies de fratura de metais frágeis têm aspecto brilhante, vide a figura 2.15, e não há muita estricção. Se a ruptura for predominantemente frágil, pode haver formação das chamadas “marcas de *chevron”* ou “marcas de sargento”, que são desenhos naturais parecidos com setas apontando para a origem da falha.

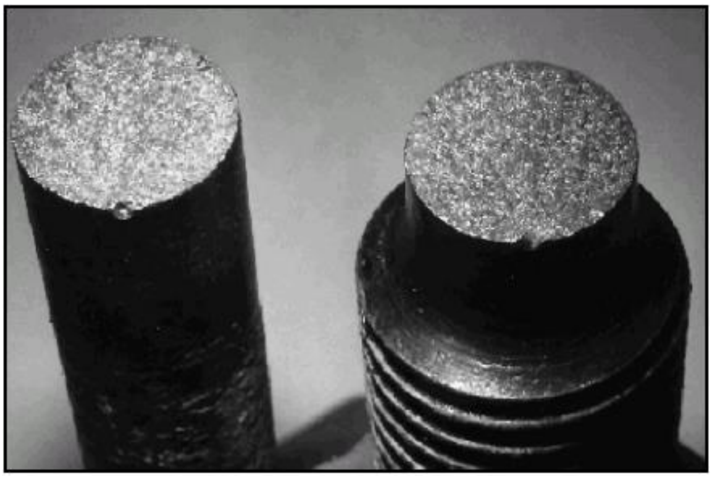


Figura 2.15: Macroscopia das fraturas predominantemente frágeis: pouca estricção e aspecto brilhante e liso. Adaptado de [48].

O material pode ser frágil pela composição e metalurgia, ou pode se tornar frágil a depender das condições de trabalho que inibiram sua deformação de alguma forma, como aços que sofrem transição de comportamento dúctil para frágil quando tensionados abaixo de determinada temperatura de transição, por exemplo. A falha predominantemente frágil é, portanto, se não um erro de projeto, um erro de operação.

2.2.4. Fratografia por fratura dúctil

A fratura dúctil é a menos indesejável, uma vez que revela certa resistência do material à propagação de trincas, acumulando mais energia ao tolerar mais deformação. Em um MEV, as superfícies das fraturas dúcteis expõem os chamados microporos ou covinhas, causados pela coalescência de vazios, como na figura 2.16.

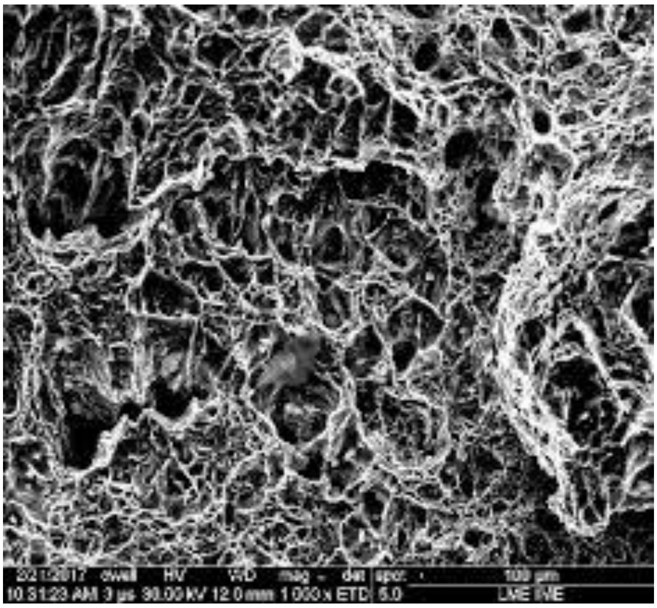


Figura 2.16: Covinhas típicas de fraturamento dúctil, vistas por MEV. Adaptado de [49].

Neste fenômeno, é comum ocorrer certa estricção no ponto crítico, além de a macroscopia revelar um aspecto rugoso e fosco na superfície de fratura [9], como na figura 2.17.

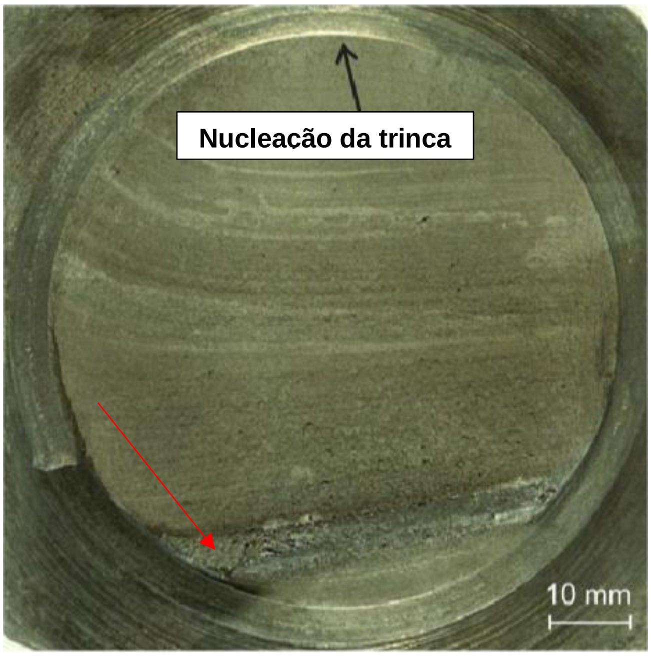


Figura 2.17: A seta vermelha aponta para o aspecto rugoso e fosco típico da área que compõe a parte da seção que fraturou ductilmente. Adaptado de [19].

Podem ocorrer, também, a formação de lábios de cisalhamento na(s) seção(s) residual(s) da peça, na direção da tensão cisalhante máxima, como se vê de forma discreta na figura 2.18.

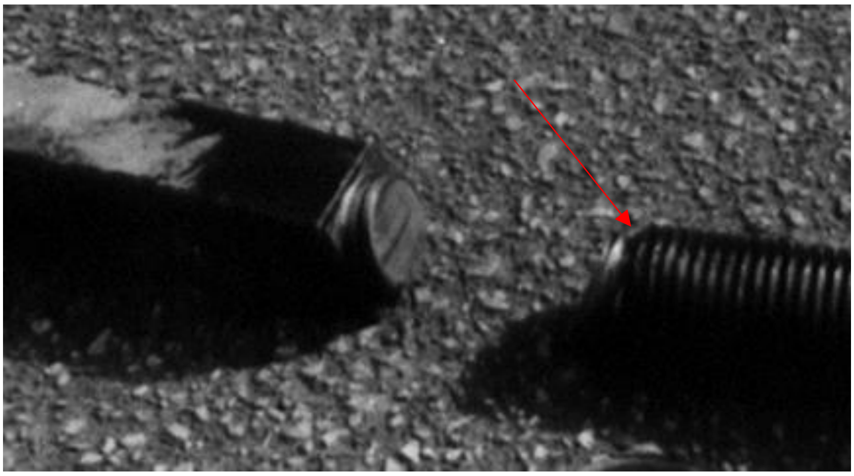


Figura 2.18: A seta vermelha aponta para os prováveis lábios de cisalhamento. Trata-se da mesma peça da figura 2.15. Adaptado de [19].

2.3. Investigação forense voltada à fadiga

2.3.1. Ciência forense

O termo "ciência forense", ou então, de modo mais técnico, “inspeção judicial” refere-se ao conhecimento técnico-científico que é empregado como auxílio aos magistrados na resolução de problemas legais que envolvem conhecimentos fora da área do Direito. Durante a perícia, profissionais daquela área (para a qual tende a investigação naquele momento) verificam os fatos e transmitem os pareceres ao juiz no que concerne a “pessoa, coisas, móveis e semoventes” [6], em um laudo no qual responderá a quesitos variados elaborados pelo magistrado. As possíveis áreas de atuação pericial englobam diversos campos de estudo, como química, física, farmácia, odontologia, medicina, computação, arqueologia, materiais, engenharias etc.

Os profissionais legalmente habilitados à prática forense devem seguir padrões metodológicos suficientemente embasados na ciência acumulada e demonstrável, de modo a minimizar a influência de subjetivismos. Não é papel do perito [6] avançar sobre questões de Direito ou sobre interesses das partes envolvidas, mas, apenas, emitir parecer técnico sobre seu objeto de trabalho, o que requer elevada conduta ética do profissional.

No âmbito da investigação de falhas estruturais devidas à fadiga mecânica, destaca-se a "análise/avaliação de integridade estrutural", uma ferramenta que também permite avaliar componentes que estão sujeitos a padecerem ou então já padeceram desta falha. De forma geral, essa análise se embasa na iniciação de trincas e na mecânica da fratura (ou das trincas). É uma metodologia que integra, é claro, a metalografia – análise laboratorial para caracterização de materiais metálicos –, a fratografia – sendo abordada micro e macroscopicamente – e, eventualmente, alguns outros conhecimentos mais específicos de programação e modelagem matemática.

Alguns documentos podem auxiliar e complementar a prática pericial em Engenharia Mecânica, bem como a subsequente geração de laudo para juízo, como o Manual de Solicitação de Perícia Oficial do Estado de Alagoas [5], o Manual de Direito Para Engenheiros e Arquitetos [6], o Manual de Orientação de Quesitos da Perícia Criminal da Polícia Federal [7], a Norma Básica Para Perícias de Engenharia do IBAPE/SP-2015 [8], o Quadro Geral de Unidades de Medida [50], a norma ABNT NBR 14653, nas partes 1 e 5 [51], o manual de Perícias Judiciais de Engenharia e Arquitetura do IBAPE/SP-2022 [52] e o Glossário de Terminologias do IBAPE/SP – 2021 [53].

Aqui se faz necessária a distinção entre as perícias criminais e as perícias judiciais no Brasil. Aquelas ocorrem nas varas criminais da Justiça Estadual e Federal, enquanto estas jazem nas varas de trabalho da Justiça do Trabalho [54]. Enquanto a perícia criminal é conduzida por funcionário concursado na Secretaria de Segurança do Estado ou na Polícia Federal, o perito judicial, cadastrado no Tribunal, é nomeado pelo juiz de forma ad hoc, sem vínculo trabalhista com o Tribunal, mas apenas prestando serviço durante a fase de perícia, quando o processo cível ou trabalhista precisa de esclarecimento técnico e científico. Há ainda as perícias particulares, conduzidas pelas próprias empresas, em casos não necessariamente judicializados, com o fim de controle de qualidade dos equipamentos e monitoramento da habilidade dos profissionais. Em todos os casos, os peritos devem proceder de modos similares, respondendo aos quesitos peculiares de cada investigação.

Neste trabalho, a matéria em questão [19] poderia se enquadrar no âmbito da perícia judicial brasileira ou na perícia privada, corporativa. No entanto, os documentos oficiais da Polícia Estadual de Alagoas e da Polícia Federal, citados há pouco, podem servir de fonte complementar de estudo para uma boa formação na área e, no caso do presente trabalho, para a simulação de quesitos típicos.

3 REVISÃO DE ESTUDO DE CASO

3.1. A inspeção feita por Soria, Díaz e Gallardo [19]

O guindaste portuário da figura 3.1, abaixo, tinha um mecanismo de tracionamento composto de quatro hastes.

Figura 3.1: Guindaste analisado. Adaptado de [19].

Cada uma das hastes era acoplada ao carro de movimento de carga do guindaste, do qual saía com geometria circular, roscada e, a seguir, convertia-se em uma geometria quadrada, como mostra a figura 3.2.

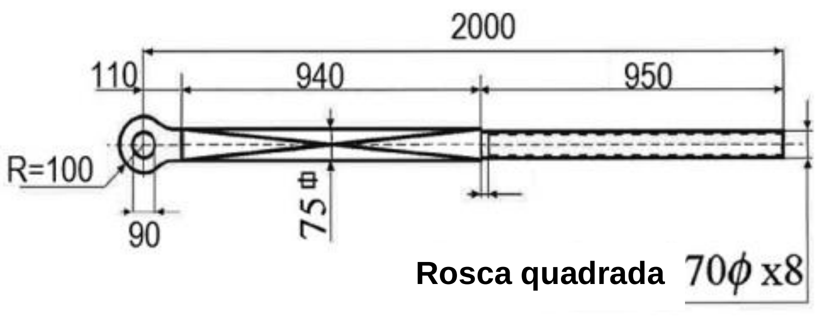


Figura 3.2: Modelo técnico de cada uma das hastes, com dimensões em milímetros. Adaptado de [19].

Próximo à conexão entre a seção quadrada e a circular, mais especificamente na raiz do segundo passo de rosca, originou-se uma trinca em uma das hastes, que se propagou e a levou à fratura. A raiz do primeiro passo de rosca também estava trincada. Nenhuma das outras hastes sofreu trincamento e nem fraturou por outras razões.

Nenhum defeito metalúrgico foi detectado no componente fraturado. A haste fraturada era feita de aço SAE-AISI 1029 e uma análise metalográfica revelou sua composição química: 0,27%C, 0,75%Mn, 0,18%Si, 0,011%S, 0,023%P. Essa análise também revelou bandas de ferrita e perlita, com o tamanho de grão de ferrita sendo da ordem de ASTM 8, o que corresponde a um diâmetro de 20 µm, e, por fim, que o material fora laminado a quente. A rugosidade superficial medida na raiz dos passos de rosca era de cerca de 21,4 µm (ou um acabamento ISO N11). Todas estas informações analisadas estavam contidas no intervalo de especificações aceitáveis do material.

Testes mecânicos revelaram que o material seria dotado de uma dureza de 75,5 HRB (ou 138 HB), e os investigadores calcularam, a partir daí, a resistência à ruptura em 450 MPa (o que estava dentro do intervalo de tolerância das especificações, que era de entre 420 MPa a 620 MPa).

A estrutura era operada em um porto marítimo, e estava, portanto, continuamente exposta à umidade e à salinidade. Técnicos revelaram à equipe que o guindaste era utilizado para descarregar navios duas vezes por mês, embora passando, às vezes, períodos de inatividade. A fratura de uma das quatro hastes só viria a ocorrer após cerca de 10000h de uso intermitente neste ambiente. Arquivos operacionais do guindaste mostram que, durante 10 anos de trabalho, o número de ciclos de carregamento foi de 600000, e que a frequência do ciclo de carregamento durante a operação era de 0,04 Hz.

O método de inspeção de partículas magnéticas, não destrutivo, foi empregado nas três hastes não fraturadas, mas não detectou nenhuma trinca, o que sugeriu aos investigadores a possibilidade de que a haste fraturada pode ter suportado mais tensão do que as demais, uma vez que defeitos ou discrepâncias metalúrgicas não foram constatados.

Marcas de praia bem definidas, indicando a origem da fratura (por concentricidade a ela), ocuparam cerca de 90% da área de superfície, enquanto os 10% restantes (equivalentes a cerca de 262 mm^2) foram tomados pela fratura final, como mostra a figura 3.3, o que revela a presença de baixa gama de tensão nominal. Também há marcas de retenção de trincas (linhas de parada), que caracterizam interrupções no ciclo de carregamento, sendo mais claras e destacando-se das demais, como as indicadas com setas vermelhas na mesma figura, abaixo. Essas marcas de retenção coincidiram com maiores zonas de oxidação, como é naturalmente esperado que aconteça. Além disso, diversos pites de corrosão são detectados na superfície.

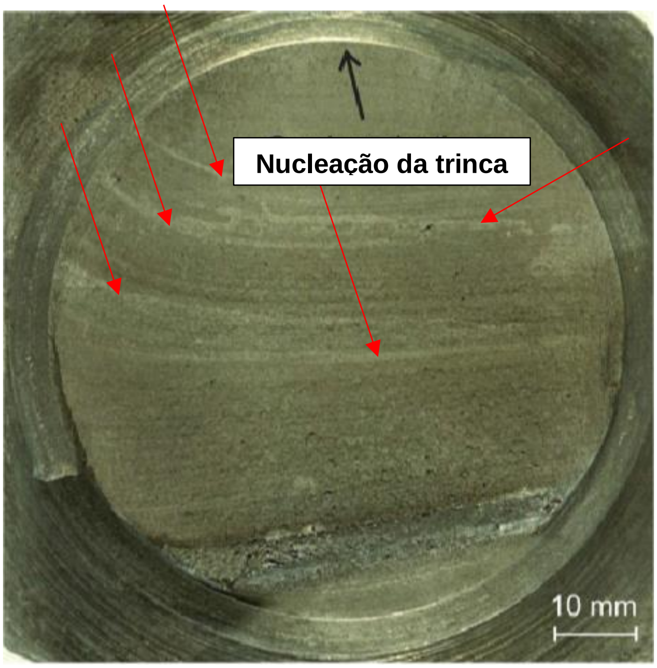


Figura 3.3: Superfície fraturada do estudo [19] revela, dentre outras informações, a região de fratura catastrófica, na parte inferior da figura.

Por meio da microscopia eletrônica de varredura (figura 3.4), pontos diferentes no estriamento foram analisados e suas respectivas taxas de crescimento de trinca foram coletadas das estrias de fadiga e plotadas em um gráfico em função do tamanho que a trinca tinha naquele ponto. Em seguida, interpolou-se uma curva entre eles, o que consta na figura 3.5.

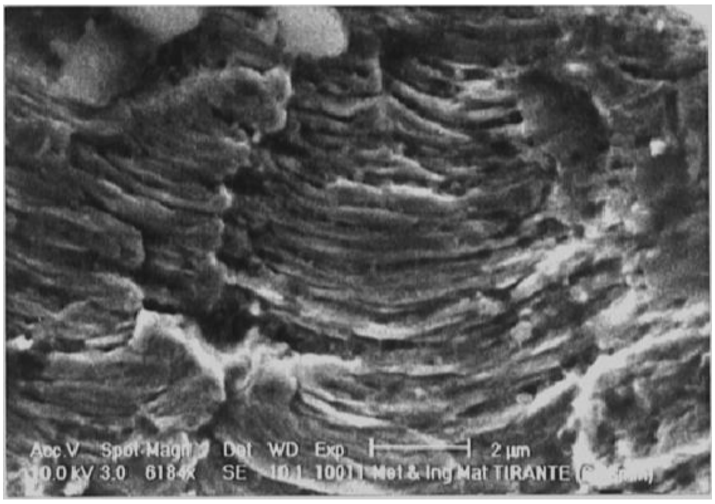


Figura 3.4: Amostra de uma área estriada captada pelo MEV no estudo [19].

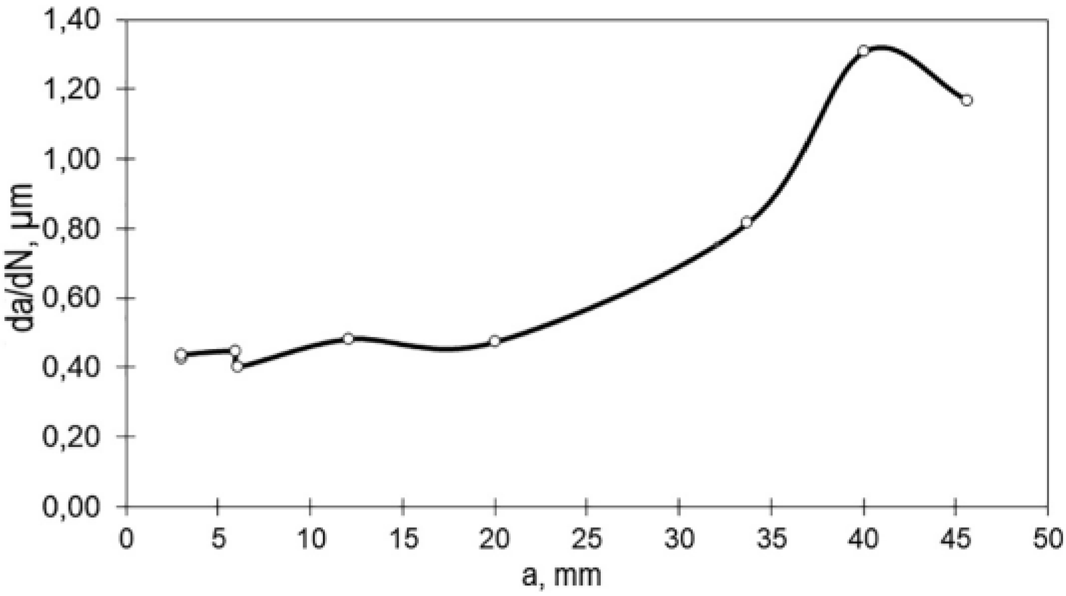


Figura 3.5: Os oito pontos, em destaque acima, cujas taxas de crescimento de trinca e seu tamanho atual foram coletados, estão interpolados por uma curva [19].

Os profissionais assumiram, por hipótese, que a haste fraturada suportou, não um quarto da tensão total produzida pelo carregamento do guindaste, mas um terço, isto é, estaria sobrecarregada de tensão. Isto por razões já explicadas acima.

A gama de tensão nominal e a tensão média nominal encontradas pelos investigadores, de acordo com a história de carregamento médio do guindaste (obtida do diagrama de potência da caixa de engrenagem), considerando a hipótese comentada no parágrafo anterior, foi de:

$$\Delta\sigma_n = 27{,}3\ MPa \tag{3.1}$$

$$\sigma_{m_n} = 23{,}8\ MPa \tag{3.2}$$

Daí deduziu-se que:

$$\sigma_{máx} = 37{,}45\ MPa,$$

$$\sigma_{mín} = 10{,}15\ MPa,$$

$$\sigma_a = 13{,}65\ MPa,$$

$$R = \frac{\sigma_{mín}}{\sigma_{máx}} = 0{,}27$$

Foi calibrada a curva SN (figura 3.6) e, em seguida, montada a linha de Goodman para se estimar a vida de iniciação da trinca (figura 3.7), pela seguinte metodologia:

$$S_F(10^3) = \frac{S_R}{{K_f}'} \tag{3.3}$$

$$S_L(10^6) = \frac{S_F(10^3) \cdot K_f}{K_a K_b K_c C_{en}} \tag{3.4}$$

Foram estimados dois fatores de concentração de tensão distintos; ${K_f}'$, para a vida à fadiga limitada e $K_f = 2{,}9$, para vidas a partir do limite de fadiga:

Usou-se S_R = 450 MPa, ${K_f}' = 2{,}27$, $K_f = 2{,}9$, $K_a = 0{,}8$, $K_b = 0{,}85$, $K_c = 0{,}9$, obtendo-se $S_F(10^3) = 149\ MPa$, $S_L(10^6) = 47{,}5\ MPa$ (para ar atmosférico seco, foi estimado um fator de influência do meio ambiente, C_{en}=1) e $S_L(10^6) = 23{,}7\ MPa$ (para ambiente marinho, C_{en}=0,5).

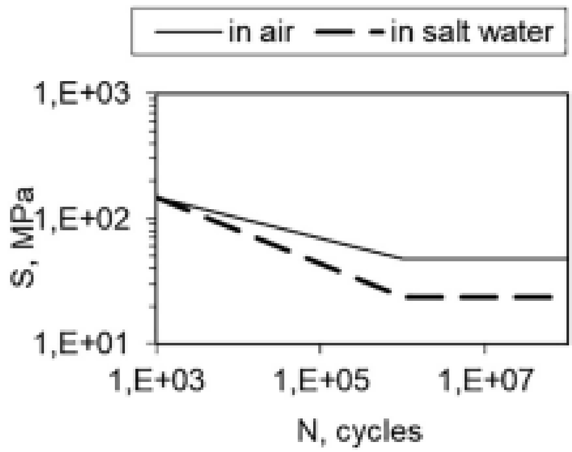


Figura 3.6: Esboço das curvas SN, S_F (MPa) x N (ciclos de carga), estimadas para exposição ao ar (*in air*) e na água salgada (*in salt water*) [19].

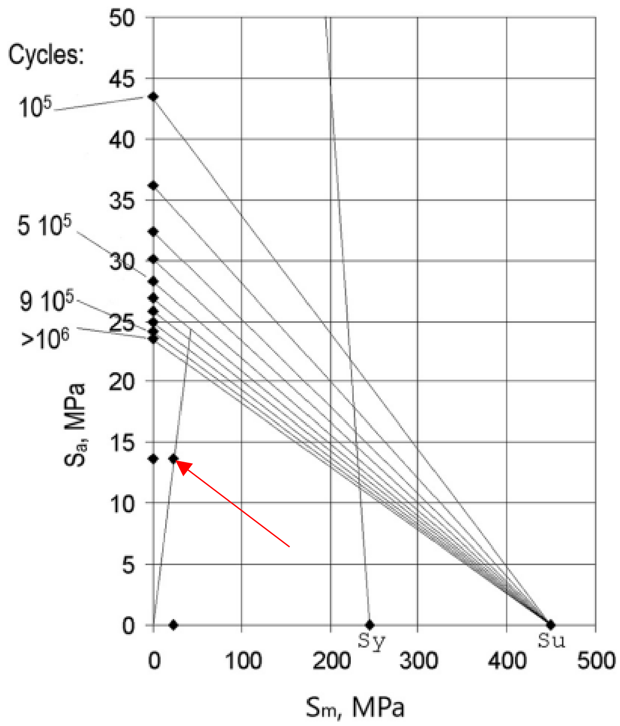


Figura 3.7: Linhas de Goodman para o ponto crítico da peça fraturada, sob diferentes vidas; e as coordenadas de tensões nominais $\{\sigma_a;\ \sigma_m\}$ = $\{13{,}65;\ 23{,}8\}$ MPa foram plotadas no gráfico [19] e indicadas pela seta vermelha.

A conclusão inicial a que os profissionais chegaram é que as tensões a que o ponto crítico foi submetido seriam insuficientes para produzir falha por fadiga, restando ainda um fator de segurança de 1,5 para vida infinita (>10^6) e de 1,7 para uma vida de 600000 ciclos ($6 \cdot 10^5$), informação que pode ser tirada do gráfico com as retas de Goodman (é no mínimo curioso que eles estimem, mas não considerem, neste esboço, o efeito de K_f em $\{\sigma_a;\ \sigma_m\}$. Mas essa ainda não é uma etapa apropriada para análises). Por causa disso, concluíram que: (1) ou os valores considerados na análise de tensão estão inexatos; (2) ou os fatores para a previsão de resistência à fadiga não estão bem estimados; (3) ou não há limite de fadiga para o caso de falha por fadiga-corrosão; (4) ou alguma falha de serviço afetou esta haste de forma específica.

Neste estágio, a investigação voltou-se para as condições e modelagem da propagação da trinca por fadiga, usando-se uma adaptação da regra de Paris:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)n \qquad (3.5)$$

Onde C e n dependeriam da micro-estrutura, da tensão média, do meio ambiente e da espessura da peça.

A fim de calibrar a equação 3.5, os profissionais lançaram mão de pontos experimentais obtidos pela microscopia eletrônica de varredura, que forneceram aproximadamente dois regimes distintos de crescimento de trinca: o primeiro, do tamanho inicial da trinca até 20,01mm, estimava $C = 3{,}9 \cdot 10^{-7}$ e $n = 0{,}094$; o segundo, a partir de 20,01mm de tamanho de trinca, estimava $C = 6{,}5 \cdot 10^{-8}$ e $n = 0{,}87$. Os tamanhos inicial e final da trinca, $a_0 = 1{,}5mm$ e $a_f = 57{,}2\ mm$, foram obtidos pelo MEV, e foi estimado um valor semiempírico para $\Delta K_{th} = 1{,}86\ MPa\sqrt{m}$. O fator geométrico, $f(a/w)$, é dado por [55]:

$$f\left(\frac{a}{d}\right) = 0{,}820 - 0{,}111\left(\frac{a}{d}\right) + 1.589\left(\frac{a}{d}\right)^2 \qquad (3.6)$$

Onde a é o tamanho da trinca e d o diâmetro da haste (não havendo diferença significativa, no resultado do fator geométrico, entre usar o diâmetro externo da haste roscada, 70mm, ou o interno da rosca, 62mm).

A integração da equação 3.5 forneceu N = 76000 ciclos de carregamento na fase de propagação da trinca.

Os investigadores concluíram que 76000 ciclos foram necessários para a propagação da trinca, já macroscópica, até a fratura final. Isso os levou a considerar que os demais (524000 ciclos) teriam sido gastos na nucleação, fase de iniciação da trinca, a partir de pites de corrosão e eventuais defeitos que não foram inspecionados rotineiramente.

Além disso, segundo eles, a frequência de ciclo de 0,04 Hz, estando abaixo do valor de 0,2 Hz, [19] já permitiria a eficácia de uma ação corrosiva durante o trabalho do guindaste, pela presença de umidade e salinidade, o que anularia a consideração da possibilidade de vida de iniciação infinita (mesmo em uma peça cujas tensões indicassem esta situação teórica).

Os autores propuseram um esgotamento gradativo da rosca, como mostra a figura 3.8, abaixo, além de um aumento no raio da raiz do passo de rosca.

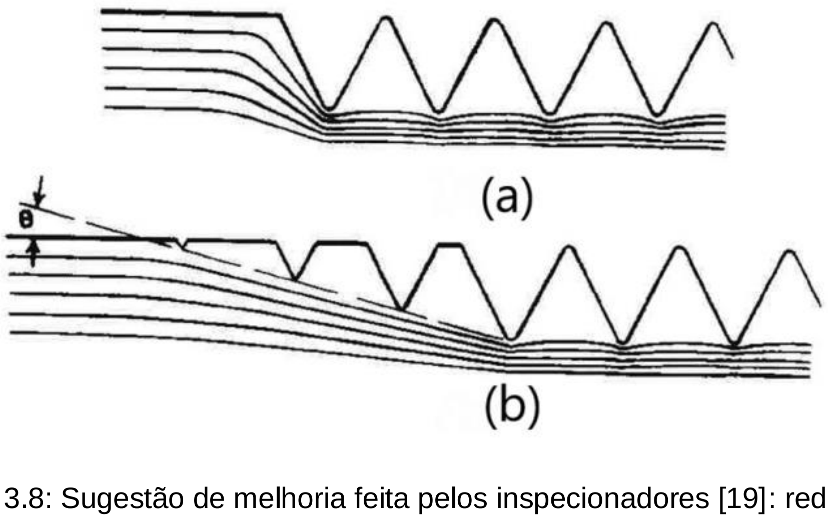


Figura 3.8: Sugestão de melhoria feita pelos inspecionadores [19]: reduzir a angulação entre a raiz das roscas de trabalho e a seção não rosqueada da haste, a fim de suavizar as linhas de força que passam pela peça.

3.2. Uma revisão da inspeção de Soria, Díaz e Gallardo [19]

O objetivo principal deste item é deixar alguma contribuição positiva para a investigação feita e comentada acima. Ainda que sendo este o ponto mais relevante do trabalho, é de se notar que os assuntos teóricos tratados anteriormente se revelarão não apenas essenciais para a possibilidade deste desenvolvimento, mas uma bagagem técnico-científica à qual o projeto à fadiga pode ser extremamente sensível.

A estrutura metodológica que este trabalho adota nos itens a seguir foi inspirada nas análises de falha deste gênero comentadas do Capítulo 1, bem como na que está sendo revisada, e é uma de suas contribuições: realçar, dos trabalhos profissionais, bons métodos de analisar falhas deste tipo que podem ser utilizados por outros que aqui busquem conhecimentos do gênero.

3.2.1. Metalografia

Dos dados metalográficos herdados do trabalho original, as informações sobre a composição do material (0,27%C, 0,75%Mn, 0,18%Si, 0,011%S, 0,023%P), o processo de laminação a quente pelo qual fora conformado e a rugosidade superficial na raiz dos passos de rosca, de 21,4 μm, são os mais relevantes para o dimensionamento à fadiga e as análises posteriores.

3.2.2. Testes mecânicos

Pela dureza do material, informação também herdada, é possível calcular a resistência à ruptura com boa acurácia e, a partir desta, estimar a resistência ao escoamento do aço.

3.2.3. História de carregamento

O histórico do ciclo de tensões a que as hastes eram submetidas é importante para obter o dano à fadiga causado por cada evento $\{\sigma_{a_i}, \sigma_{m_i}\}$ contabilizado pelo método rain-flow, de Matsuishi e Endopor [9], e calcular o dano total pela regra de acúmulo linear de dano de Palmgren-Miner. Ocorre, porém, que no estudo de Soria, Díaz e Gallardo [19], as tensões atuantes foram obtidas a partir do diagrama de potência da caixa de engrenagens do carro de movimento do guindaste: forças aplicadas com o guindaste carregado e descarregado foram integradas por tratamento de média quadrática em um diagrama de tensão senoidal, de onde foram obtidas as tensões $\sigma_a = 13{,}65\ MPa$ e $\sigma_m = 23{,}8\ MPa$. Embora não seja esta a maneira mais aconselhável de previsão de vida à fadiga pelo método SN, na ausência das informações acerca da história completa de eventos de carregamento $\{\sigma_{a_i}, \sigma_{m_i}\}$, as tensões $\sigma_a = 13{,}65\ MPa$ e $\sigma_m = 23{,}8\ MPa$ serão, por isso, utilizadas nesta revisão como se somente eventos com essa magnitude de carga tivessem acontecido (o que não é verdadeiro) ao longo dos 600000 ciclos computados, mas com a ressalva de que este não é o método mais correto de quantificar o dano à fadiga. Ainda assim, os cálculos desenvolvidos adiante confirmam boa precisão na estimativa dos peritos para essas tensões, bem como na hipótese levantada de que a tensão na haste fraturada era maior do que um quarto do total.

Além disso, a frequência de carga de 0,04 Hz também é importante para estimar o nível de comprometimento que a corrosão pode ter tido durante o processo de falha, bem como outras circunstâncias ambientais, como a temperatura, por exemplo.

3.2.4. Análise fratográfica

A figura 3.3, em sua área de fratura catastrófica, revela uma aparência mista, de tipo dúctil-frágil (mais dúctil do que frágil), o que dá uma pista para a temperatura de trabalho da peça, que não poderia ser extrema, nem para cima, nem para baixo, mas ambiente, algo entre 15ºC e 25ºC. Além disso, provavelmente, a segunda metade da vida de propagação de trinca sofreu menos interrupções no ciclo de carregamento do que a primeira metade, já que são vistas menos marcas de parada de carregamento oxidadas. A consequência disso é que nessa etapa, a ação conjunta do fenômeno fadiga-corrosão, comentado no item teórico 2.1.3, deve ter sido mais intensa, já que é mais difícil o bloqueio da boca da trinca com os filmes de óxidos que causam redução de sua taxa de propagação.

Os dados da micro-fratografia, embora suficientes para uma análise aceitável, poderiam ter sido mais bem explorados e divulgados pela equipe que teve acesso à primeira investigação, a fim de tornar possível uma modelagem muito fiel aos dados reais e um conhecimento bem mais amplo do que de fato ocorreu. Apesar disso, a coleção de dados referentes a alguns pontos da região de propagação de trinca, por meio do microscópio eletrônico de varredura, garantiu o mínimo para a possibilidade de modelagens semi-empíricas satisfatoriamente embasadas.

3.2.5. Análise da geometria e tensões

Para calcular as tensões e resistências no entalhe, este trabalho utilizará uma metodologia [9] diferente da de Soria, Díaz e Gallardo [19], que propuseram dois fatores de concentração de tensão distintos: um para calcular a vida curta à fadiga, 10^3 ciclos, e outro para o limite de fadiga, 10^6 ciclos. Assim, o efeito do entalhe foi considerado por eles não nas tensões nominais, mas diretamente na curva SN, juntamente aos demais fatores de acabamento, carga e tamanho.

No trabalho atual, apenas um fator de concentração de tensão será utilizado, de forma a combinar as tensões pelo critério de von Mises ou Tresca, para somente depois usá-las para estimar a vida à fadiga no SN, cujas resistências à fadiga não serão calibradas pelos fatores de concentração à fadiga, como se verá adiante. Tanto um, quanto o outro critério forneceriam os mesmos resultados, que não diferem de, neste caso, multiplicar as tensões axiais alternada e média pelo fator de concentração de tensão à fadiga, K_f.

Assim, não sendo detectadas distinções materiais entre as hastes e nem trincas nas que não fraturaram, serão reassumidos os valores hipotéticos das equações 3.1 e 3.2 (para $\Delta\sigma_n$ e σ_{m_n}) para a haste fraturada, como comentado no item 3.2.3:

$$\Delta\sigma_n = 27{,}3\ MPa,$$

$$\sigma_{m_n} = 23{,}8\ MPa,$$

$$\sigma_{máx} = 37{,}45\ MPa,$$

$$\sigma_{mín} = 10{,}15\ MPa,$$
$$\sigma_a = 13{,}65\ MPa,$$

$$R = \frac{\sigma_{mín}}{\sigma_{máx}} = 0{,}27.$$

Para as demais hastes que sequer trincaram, as tensões seriam de:

$$\Delta\sigma_n = 18{,}27\ MPa, \tag{3.7}$$

$$\sigma_{m_n} = 15{,}87\ MPa, \tag{3.8}$$

$$\sigma_{máx} = 25\ MPa, \tag{3.9}$$

$$\sigma_{mín} = 6{,}74\ MPa, \tag{3.10}$$

$$\sigma_a = 9{,}13\ MPa. \tag{3.11}$$

Para calcular a resistência à fadiga no ponto crítico (e assim chegar à vida de iniciação de trinca, N) é preciso calcular as tensões que ali atuam, estimando, antes, o fator de concentração de tensões, K_t para o entalhe. Essa estimativa, como explicada no item 2.1.1 [23], será feita pelo produto de K_{t_1}, gerado pela redução da área de seção da haste, com K_{t_2}, gerado pelo entalhe na raiz do dente da rosca quadrada.

A Figura 2.3 representa o entalhe gerado pela diminuição da seção quadrada da haste, de 75mm x 75mm, para a seção circular de 70mm de diâmetro. A mudança de perfil quadrado para circular, neste caso, não impacta tanto as linhas de força (fotoelasticamente), o que permite a utilização deste modelo para D = 75 mm, d = 70 mm. Utilizando-se o passo de rosca de 8mm como referência de escala na figura 3.9, é possível estimar o raio do entalhe gerado na redução de área na seção da haste em r = 1 mm.

A figura 3.9 é muito importante e esclarecedora, porque mostra a seção longitudinal da haste quebrada. No lado esquerdo superior da imagem, é possível ver parte da seção quadrada da haste. A trinca em destaque (que aparenta, na imagem, ser apenas um arranhão) aparece na raiz do primeiro passo de rosca, e, no lado direito da imagem, é possível ver a região de fratura, iniciando-se na raiz do segundo passo de rosca. A escala destacada ([19]) na figura não parece coerente com o fato de que o passo de rosca mede 8 mm. A seta vermelha aponta para o entalhe analisado.

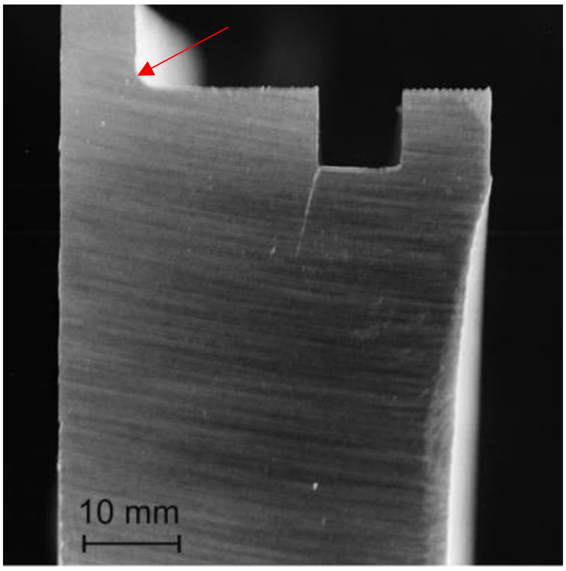


Figura 3.9. Seção longitudinal da haste quebrada [19].

Assim, a partir dessas informações, é possível estimar:

$$\mathrm{K}_{t_1} = 2{,}55$$

A Figura 2.4 representa um modelo para o entalhe gerado na raiz do passo de rosca quadrada, para r = 0,08mm, a = t = 4mm. A razão da escolha deste modelo é que, além da tração uniaxial, a probabilidade da presença de fletores parasitas no mundo real é muito alta, por conta das circunstâncias de carregamento tão brutas e instáveis como são as de hastes de guindastes portuários (teoria que também se verifica pela visão macroscópica de superfície fraturada, na figura 3.3):

$$\mathrm{K}_{t_2} = 10$$

Assim:

$$\mathrm{K}_t = \mathrm{K}_{t_1} \cdot \mathrm{K}_{t_2} = 25{,}52$$

Pode-se utilizar, então, as equações 2.11, 2.14, 2.15 e 2.16 para estimar o fator de concentração de tensão à fadiga, K_f:

$$S_R = 3{,}4 \cdot 138HB = 469{,}2\ MPa$$

$$\alpha = 0{,}185 \cdot \left(\frac{700}{S_R}\right) = 0{,}28$$

$$q = (1 + \frac{\alpha}{\rho})^{-1} = 0{,}22$$

$$\mathrm{K}_f = 1 + q(\mathrm{K}_t - 1) = 6{,}51$$

Onde $S_R = 469{,}2\ MPa$ (calculado pela equação 2.11), $\rho = 0{,}08\ mm$.

Aqui poderia ser levantado um questionamento acerca do motivo de a fratura ter ocorrido na raiz do segundo passo de rosca, em vez de na do primeiro, onde sofreu maior ação efetiva do entalhe de redução de área da haste por proximidade ligeiramente maior. Um dado relevante é a presença de uma macro-trinca por fadiga na raiz do primeiro passo, mostrando que houve ali, também, uma vida de iniciação completada e uma trinca que já se propagava. A questão seria, então, por que a trinca teria se propagado mais velozmente na raiz do segundo passo, em vez de na do primeiro. O método da/dN será discutido mais adiante; uma hipótese plausível, no entanto, é a de que a ação de pites corrosivos pode ter sido mais intensa nesta região do que na outra, favorecendo a aceleração do trincamento ali. Além disso, defeitos e danos físicos localizados e/ou ou um entalhe mais agressivo na raiz deste segundo passo de rosca também não podem ser descartados. Estas hipóteses requereriam investigações mais específicas para sua sanação.

Vale ser comentado que, no intuito de desenvolver uma modelagem conservativa, assumiu-se matematicamente que a raiz do segundo passo de rosca teria sofrido a mesma influência do entalhe de redução de área que a raiz do primeiro sofreu.

Outro questionamento plausível é o do motivo de a influência do entalhe da raiz do primeiro passo de rosca não ter sido considerada, segundo as sugestões de Junior e Faucette [23], na do segundo passo. Acontece que o modelo de Peterson para este caso (figura 2.4) é uma aproximação para K_t no entalhe se somente um único passo de rosca existisse, e não para K_t no entalhe de cada raiz do elemento roscado inteiro, e isso significa que uma consideração suficientemente conservativa assumida torna a outra desnecessária.

Por fim, não caberia o argumento de que o K_t estimado desta forma serviria também para ser aplicado na raiz do entalhe de redução de área, uma vez que, matematicamente, a ordem dos fatores não alteraria o produto. No entanto, fisicamente não é assim que essa aproximação funciona, pois o K_t de redução de área é cerca de 80% menor do que o da raiz do passo de rosca. Então, neste caso, o produto dos fatores ($\mathrm{K}_t's$) não implica uma coexistência de dois pontos críticos distintos com produto de

$K_t's$ igual, mas apenas um ponto crítico mais agressivo (que ocorre na raiz do passo de rosca). Além disso, a aproximação utilizada ([23]) trata os dois entalhes como se fossem apenas um, localizado onde o K_t é mais alto.

3.2.6. Modelagem SN e previsão de vida à fadiga

Sendo laminado a quente, pela equação 2.5 o fator de acabamento superficial pode ser estimado em:

$$K_a = 56{,}1 \cdot (S_R)^{-0{,}719} = 0{,}67$$

O fator de tamanho, dado o carregamento somente trativo, é, segundo a equação 2.8 (a possibilidade de fletores parasitas será considerada em K_c):

$$K_b = 1$$

O fator de carga, K_c, considera, além do carregamento axial usual, a probabilidade alta de fletores parasitas, por razões explicadas no cálculo de K_t. A equação 2.9 propõe $K_C = 0{,}9$ para cargas axiais puras, mas sugere $K_C = [0{,}6; 0{,}85]$ se houver flexão indeterminada. Por isso K_C será estimado no limite superior deste último caso:

$$K_C = 0{,}85$$

O fator de temperatura, K_θ, foi estimado pela equação 2.9, para $\theta = 20\ °C$, em:

$$K_\theta = 0{,}99$$

A ausência de testes mecânicos completos com o material colapsado, a insegurança quanto à possibilidade de ocorrência de eventuais sobrecargas na história de tensões, a incerteza diante da possibilidade de imprecisão nas tensões assumidas, além da possibilidade de defeitos metalúrgicos e físicos não detectados, sugerem que o uso de um fator de confiabilidade, K_e, é uma boa prática para a previsão de vida à fadiga. Assim, pela Figura 2.2:

$$\mathrm{K}_e(S_F(10^3), R = 95\%, V = 6\%) = 0{,}90$$

$$\mathrm{K}_e(S_L(10^6), R = 95\%, V = 6\%) = 0{,}90$$

Assim, pode-se estimar as resistências para vidas curtas e longas com os dados já calculados, pelas equações 2.11:

$$S_F(10^3) = k_\theta \cdot k_e \cdot 0{,}76 \cdot S_R\ (S_R \leq 1400\ MPa) = 320{,}84\ MPa$$

$$S_L(10^6) = k_a \cdot k_b \cdot k_c \cdot k_\theta \cdot k_e \cdot 0{,}5 \cdot S_R\ (S_R \leq 1400\ MPa) = 120{,}82\ MPa$$

E, por 2.4, encontrar os coeficientes de Wöhler:

$$B = \frac{\log\,(N_L/N_C)}{\log\,(S_F/S_L)} = 7{,}07$$

Para encontrar C, basta substituir valores na equação 2.2 ou 2.3:

$$N_C S_F^B = C = 5{,}32300919995368 \cdot 10^{20}$$

A curva SN está, portanto, calibrada:

$$NS_F^{7{,}07} = 5{,}32300919995368 \cdot 10^{20} \tag{3.12}$$

Resta, agora, estimar a vida à fadiga que a peça teve em sua fase de iniciação. Para isso, será necessário aplicar K_f (já calculado) às tensões alternada e média, em seguida combiná-las por Mises ou Tresca e, por fim, operacionalizá-las por alguma regra própria, Goodman, Gerber ou Soderberg (equações 2.19, 2.20 e 2.21):

$$\sigma_{máx_n} = 37{,}45\ MPa,$$

$$\sigma_{mín_n} = 10{,}15\ MPa,$$

$$\sigma_{m_n} = 23{,}8\ MPa,$$

$$\sigma_{a_n} = 13{,}65\ MPa,$$

Por Mises (equação 2.20):

$$\sigma_{a_{Mises}} = [2 \cdot (\mathrm{K}_f \sigma_a)^2/2]^{\frac{1}{2}} = \mathrm{K}_f \sigma_a = 89{,}20\ MPa$$

$$\sigma_{m_{Mises}} = [2 \cdot (\mathrm{K}_f \sigma_m)^2/2]^{\frac{1}{2}} = \mathrm{K}_f \sigma_m = 154{,}96\ MPa$$

Substituindo os parâmetros de Goodman (r = s = 1 e S_M=S_R), Gerber (r = 1, s = 2 e S_M = S_R) e Soderberg (r = s = 1 e S_M = S_E) na equação 2.27, é possível encontrar a vida à fadiga da haste defeituosa segundo cada uma das três regras:

$$\mathrm{N}_{Goodman\ (def)} = C \cdot \{\sigma_{a_{Mises}} \left[1 - \left(\frac{\sigma_{m_{Mises}}}{\mathrm{S}_R}\right)\right]^{-1}\}^{-B} = 501991\ ciclos$$

$$\mathrm{N}_{Gerber\ (def)} = C \cdot \{\sigma_{a_{Mises}} \left[1 - \left(\frac{\sigma_{m_{Mises}}}{\mathrm{S}_R}\right)^2\right]^{-1}\}^{-B} = 3777859\ ciclos$$

$$\mathrm{N}_{Soderberg\ (def)} = C \cdot \{\sigma_{a_{Mises}} \left[1 - \left(\frac{\sigma_{m_{Mises}}}{\mathrm{S}_E}\right)\right]^{-1}\}^{-B}$$
$$= 210300\ ciclos\ (\mathrm{S}_E = 380 MPa)$$

As três demais hastes não trincadas que suportam os dois terços restantes da carga (já combinadas pelo critério de Mises), $\sigma_a = 59{,}47\ MPa$ e $\sigma_m = 103{,}3\ MPa$, apresentam vida infinita de:

$$\mathrm{N}_{Goodman\ (sub)} = C \cdot \{\sigma_a \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{S_R}\right)\right]^{-1}\}^{-B} = 26154598\ ciclos$$

$$\mathrm{N}_{Gerber\ (sub)} = C \cdot \{\sigma_a \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{S_R}\right)^2\right]^{-1}\}^{-B} = 107260941\ ciclos$$

$$\mathrm{N}_{Soderberg\ (sub)} = C \cdot \{\sigma_a \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{S_E}\right)\right]^{-1}\}^{-B} = 16082227\ ciclos\ (S_E = 380MPa)$$

Caso as quatro hastes tivessem o mesmo carregamento, de um quarto da carga total, também apresentariam vida infinita de:

$$\mathrm{N}_{Goodman\ (ok)} = C \cdot \{\sigma_a \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{S_R}\right)\right]^{-1}\}^{-B} = 8792479\ ciclos$$

$$\mathrm{N}_{Gerber\ (ok)} = C \cdot \{\sigma_a \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{S_R}\right)^2\right]^{-1}\}^{-B} = 42238033\ ciclos$$

$$\mathrm{N}_{Soderberg\ (ok)} = C \cdot \{\sigma_a \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{S_E}\right)\right]^{-1}\}^{-B} = 4970158\ ciclos\ (S_E = 380MPa)$$

3.2.7. Modelagem da curva da/dN x ∆K e estimativa da vida residual da peça trincada

O primeiro passo na modelagem da/dN é verificar a viabilidade do uso de K_{IC}. A verificação da inequação 2.33 é necessária para isso:

$$t > 2{,}5\left(\frac{K_{IC}}{S_E}\right)^2$$

A tabela 2.1 exibiu algumas estimativas para K_{IC} registradas na literatura. A última correlação foi escolhida por ser a mais conservativa entre elas, de tal modo que:

$$K_{IC} = (0{,}64 \cdot E \cdot CVN)^{1/2} = 66{,}93\ MPa\sqrt{m}$$

Onde E = 200 GPa é uma boa aproximação para aços deste tipo.

A figura 2.9 exibe um ensaio Charpy, onde o aço 0,31C, à temperatura ambiente de 20 ºC, pode ser uma boa estimativa para o valor de CVN = 35 J.

$$t = 62\ mm < 2{,}5\left(\frac{K_{IC}}{S_E}\right)^2$$

Onde S_E pode ser estimado em 300 MPa.

Portanto, K_C é função da espessura da peça, que pode ser considerada fina. Seu valor pode ser calculado pela equação 2.38:

$$\frac{K_C(t)}{K_{IC}} = 1 + A \cdot e^{-\left(B \cdot \frac{t}{t_0}\right)^2} = 1{,}5$$

$$K_C(t = 62\ mm) = 110{,}28\ MPa \tag{3.13}$$

Onde $t_0 = 2{,}5\left(\frac{K_{IC}}{S_E}\right)^2 = 0{,}1244$, A = 0,5, B = 0,75 (para aços C com $S_R < 1{,}4\ GPa$).

Duas modelagens foram feitas para a vida residual da peça trincada.

A primeira hauriu informações da micro-fratografia para modelar a própria falha (algo já realizado no primeiro trabalho e tomando-se uma adaptação da regra de Paris, calibrada de duas formas distintas para modelar a mesma curva em duas seções, deixando-a bastante atípica, como se verá mais adiante). Foram escolhidas, neste trabalho, três regras para estimar a propagação da trinca: Elber adaptada, Forman e Priddle (equações 2.44, 2.46 e 2.47). Foi oportuno estimar as curvas (figuras 3.11, 3.12, 3.13) segundo essas regras, não por um capricho supérfluo, mas para verificar, na prática, o que foi mostrado em teoria: Elber adaptada modela bem a cauda da curva da/dn, levando em consideração a influência de ΔK_{th}; Forman modela melhor a fase 3, pois leva em conta a tenacidade K_C; Priddle modela melhor as três fases, sendo mais versátil, já que considera ΔK_{th} e K_C em sua formulação.

A segunda modelagem é baseada apenas na literatura e nas sugestões teóricas apresentadas no capítulo 2.

A razão para essas duas modelagens é tentar mensurar quanto da falha poderia ser previsto em projeto.

Iniciando pela primeira modelagem, pelo MEV sabe-se que o tamanho inicial de trinca é $a_0 = 1{,}5\ mm$ e $a_f = 57{,}2\ m$. Portanto, para uma gama de tensão constante, o fator de intensidade de tensão precisa sempre crescer, já que o fator geométrico (formulação herdada do estudo original) sempre cresce com o tamanho de trinca, vide a equação 2.30 abaixo (adaptada), e, logo em seguida, a 3.7.

$$\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi a} \cdot f(a/d)$$

$$f\left(\frac{a}{d}\right) = 0{,}820 - 0{,}111\left(\frac{a}{d}\right) + 1{,}589\left(\frac{a}{d}\right)^2$$

Assim, o menor valor que ΔK poderá assumir, e que inclusive será o limiar de propagação de trinca, ΔK_{th}, pode ser estimado utilizando $a = 1{,}5 \cdot 10^{-3}$m, $d = 62 \cdot 10^{-3}$m. $\Delta\sigma$ é a gama de tensões nominais, que pode ser obtida por $2 \cdot \sigma_a = 27{,}4\ MPa$:

$$\Delta K_{th} = 1{,}54\ MPa\sqrt{m}$$

É importante ressaltar, aqui, algo que já foi comentado no capítulo 2. Há diversas estimativas para os fatores desejados, mas nenhuma delas deve ser utilizada na modelagem do crescimento de uma trinca já ocorrida quando é possível medi-los a partir dos próprios dados reais, como é o caso de ΔK_{th}.

$$\frac{da}{dN} = A_e(\Delta K - \Delta K_{th})^{m_e} \qquad (Regra\ de\ Elber\ adaptada)$$

$$\frac{da}{dN} = \frac{A_f \Delta K^{m_f}}{(1-R)K_C - \Delta K} \qquad (Regra\ de\ Forman)$$

$$\frac{da}{dN} = A_p \left[\frac{\Delta K - \Delta K_{th}}{K_C - \frac{\Delta K}{1-R}}\right]^{m_p} \qquad (Regra\ de\ Priddle)$$

O valor de K_C $(= K_C(t))$ já foi estimado há poucos parágrafos.

A metodologia para ajustar as curvas se deu da seguinte maneira: cada regra tem dois parâmetros a serem ajustados (sendo os demais conhecidos), $[A_e, m_e]$, $[A_f, m_f]$ e $[A_p, m_p]$. Na figura 3.5 foram apresentados pontos coletados pelo MEV, entre os quais uma curva foi interpolada por Soria, Diaz e Gallardo [19]. Acontece que, nessa interpolação, há algumas inconsistências, como o fato de a taxa da/dN reduzir com o aumento do tamanho de trinca em alguns pontos (em relação a seu ponto antecessor), indicando provável erro experimental. Por essa razão, daquela curva foram retirados os pontos que apresentassem essa incoerência, sendo esboçados os restantes em novo gráfico e interpolada nova curva contínua entre eles (figura 3.10). O penúltimo ponto foi escolhido em vez do último (da figura 3.5), por conservadorismo.

Para cada regra de propagação, foram coletados os pontos que melhor representassem os dados experimentais.

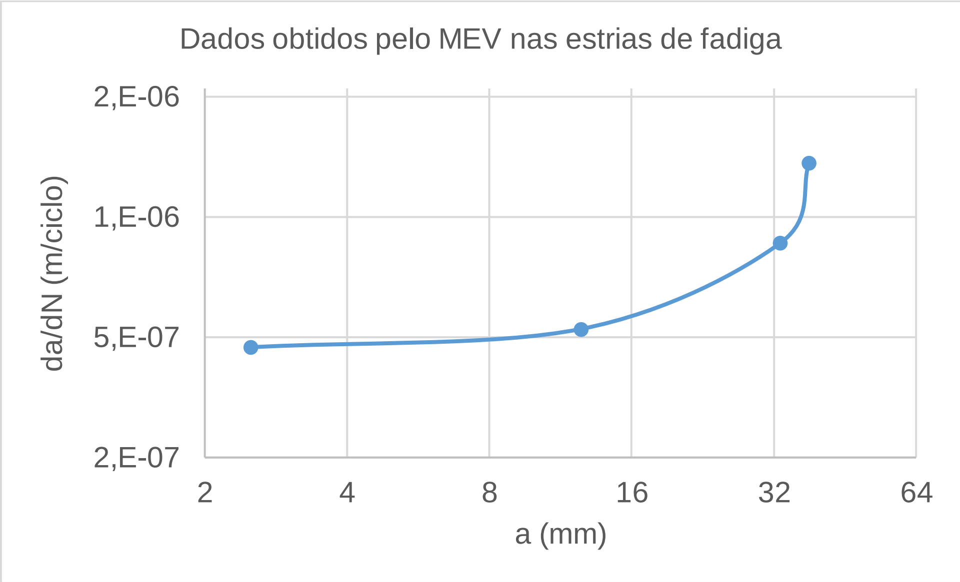


Figura 3.10: Uma curva contínua foi traçada entre os pontos coletados pelo MEV e tratados no trabalho atual.

Para a regra de Elber adaptada, coletou-se os pontos $[\frac{da}{dN} = 0{,}45 \cdot 10^{-6}; a = 0{,}0025m)]$ e $[\frac{da}{dN} = 0{,}5 \cdot 10^{-6}; a = 0{,}0125m]$, que foram substituídos na equação de propagação para encontrar os coeficientes $[A_e = 6{,}08 \cdot 10^{-7}; m_e = 0{,}05406]$

Para Forman, os pontos $[\frac{da}{dN} = 0{,}45 \cdot 10^{-6}; a = 0{,}0025m)]$ e $[\frac{da}{dN} = 1{,}3 \cdot 10^{-6}; a = 0{,}038m]$ levaram aos coeficientes $[A_f = 2{,}30184547658351 \cdot 10^{-5}; m_f = 0{,}482037032780983]$.

Por fim, para a regra de Priddle, os pontos $[\frac{da}{dN} = 0{,}45 \cdot 10^{-6}; a = 0{,}0025m)]$ e $[\frac{da}{dN} = 1{,}3 * 10^{-6}; a = 0{,}038m]$ levaram aos coeficientes $[A_p = 2{,}1943259756 \cdot 10^{-6}; m_p = 0{,}294361555]$.

As regras acima estão ajustadas, respectivamente, nas equações 3.14, 3.15 e 3.16, seguidas, de imediato, por seus esboços gráficos. Cabe comentar que foi adicionada uma reta vertical na cauda das curvas de Elber adaptada e Forman para mostrar que a propagação cessa em ΔK ≤ ΔK_{th}.

$$\frac{da}{dN} = 6{,}0767859682863 \cdot 10^{-7} \cdot (\Delta K - 1{,}54)^{0{,}05406} \qquad (3.14)$$

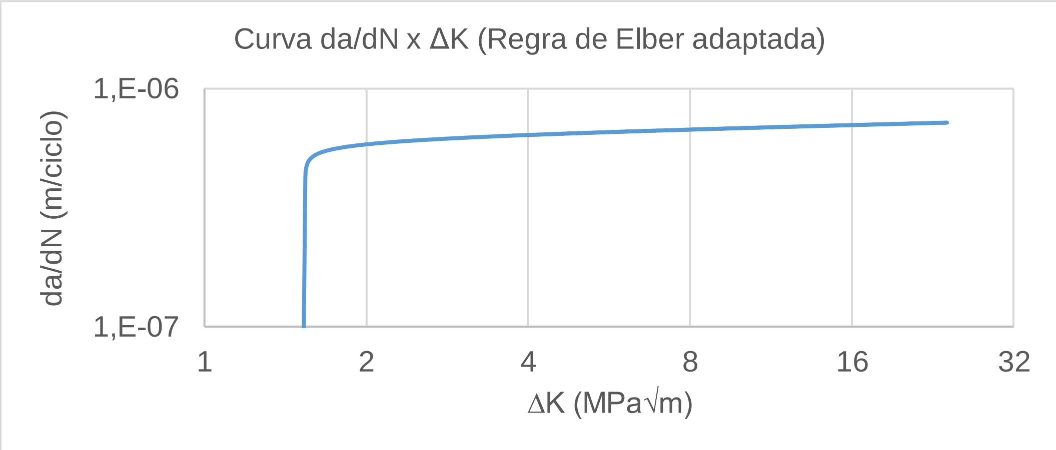


Figura 3.11: A curva da/dN x ΔK modelada pela regra de Elber adaptada.

$$\frac{da}{dN} = \frac{2{,}30184547658351 \cdot 10^{-5} \cdot \Delta K^{0{,}482037}}{(1 - 0{,}27) \cdot 110{,}28 - \Delta K} \tag{3.15}$$

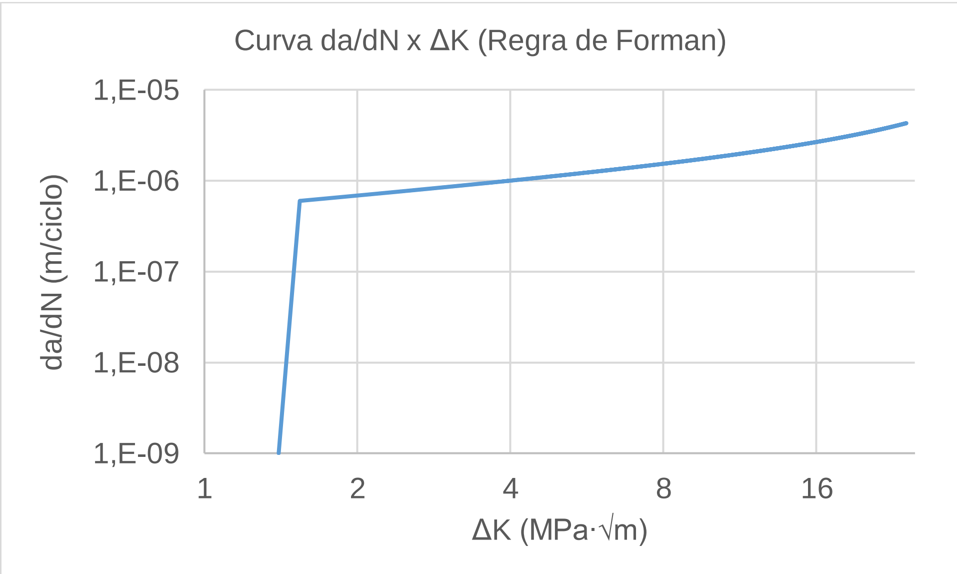


Figura 3.12: A curva da/dN x ΔK modelada pela regra de Forman.

$$\frac{da}{dN} = 2{,}1943259756 \cdot 10^{-6} \left[\frac{\Delta K - 1{,}54}{71{,}55 - \dfrac{\Delta K}{1 - 0{,}27}}\right]^{0{,}294362} \tag{3.16}$$

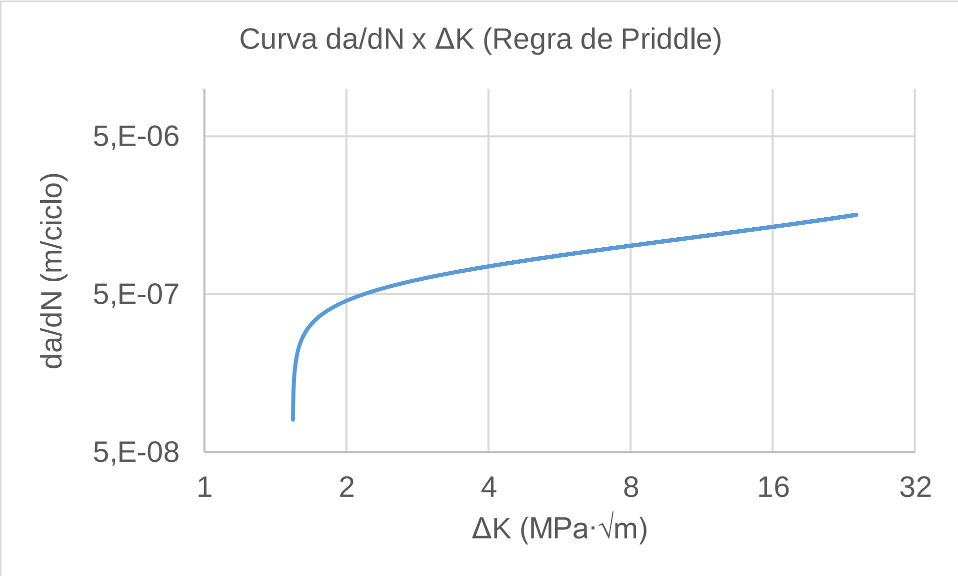


Figura 3.13: A curva da/dN x ΔK modelada pela regra de Priddle.

Integrando-se as equações para os limites de a = [0,0015 m; 0,0572 m], é possível chegar à vida de propagação de trinca, N.

Tabela 3.1: Vida residual do componente trincado, segundo as regras de Elber adaptada, Forman e Priddle.

Elber adaptada	Forman	Priddle
N_e = 82987 ciclos	N_f = 36074 ciclos	N_p = 57442 ciclos

Para a segunda modelagem pela regra de Priddle (porque é mais versátil), de previsão de vida residual do elemento trincado a partir de dados da literatura, para estimar $\Delta K_{th}(R = 0{,}27)$ utilizou-se o menor valor encontrado das equações 2.42 e 2.43, por conservadorismo, de modo que $\Delta K_{th}(R = 0{,}27) = 4{,}55$. Levando em conta o ambiente de bastante umidade e salinidade, que podem reduzir bastante o valor de ΔK_{th} (como visto na figura 2.10 do item 2.1.3), utilizou-se metade deste valor calculado: $\Delta K_{th}(R = 0{,}27) = 2{,}275$.

Para o cálculo dos 2 parâmetros ajustáveis da curva de Priddle, foram estimados dois pontos teoricamente pertencentes aos extremos da curva, de modo que [da/dN, ΔK]: $[10^{-9}$; $\Delta K_1]$ e $[10^{-5}$; $\Delta K_2]$. Os valores da/dN foram escolhidos a partir da taxa média de crescimento da trinca nas fases I e III, respectivamente. Em vez de 10^{-4}, que seria a taxa máxima tolerável, escolheu-se 10^{-5} por razões de segurança.

ΔK_1 depende do tamanho inicial da trinca, a_o, de de f(a_o/d), de $\Delta\sigma = 2\sigma_a = 47{,}6\ MPa$; ao mesmo tempo, a trinca não se propaga se $\Delta K_1 < \Delta K_{th} = 2{,}275$. Por iteração, encontrou-se um valor mínimo que a trinca inicial precisa ter para propagar-se: $a_o = 3{,}3\ mm$. E assim, $\Delta K_1 = 2{,}28\ MPa\sqrt{m}$.

ΔK_2 depende do tamanho final da trinca, a_f, de f(a_f/d), de $\Delta\sigma = 2\sigma_a = 47{,}6\ MPa$. Para estimar a_f, subtraiu-se de d = 62 mm o valor da zona plástica crítica, zp_C, obtida a partir da equação 2.35, utilizando-se $K_C(t = 62\ mm)$ em vez do valor de K_{IC}. Assim, sendo zp_C = 15,8mm, utilizou-se $a_f = 46{,}2\ mm$, que forneceu $\Delta K_2 = 16{,}91 MPa\sqrt{m}$.

Calibrada a curva, encontrou-se $A_p = 8{,}622262859382 \cdot 10^{-5}; m_p = 1{,}20752$:

$$\frac{da}{dN} = 8{,}622262859382 \cdot 10^{-5} \left[\frac{\Delta K - 2{,}275}{110{,}28 - \frac{\Delta K}{1 - 0{,}27}} \right]^{1{,}20752} \qquad (3.17)$$

Segue o esboço, abaixo, desta curva:

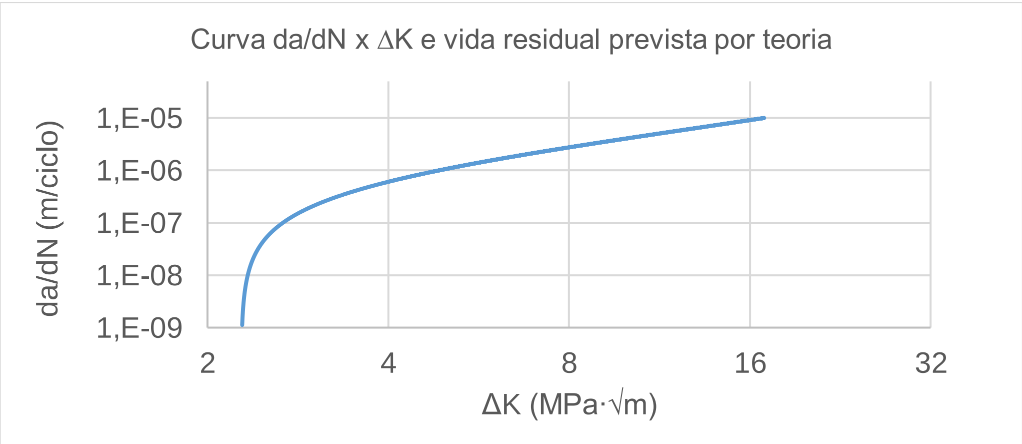


Figura 3.14: Curva da/dN x ΔK modelada pela regra de Priddle, cuja metodologia de calibração fora exposta acima.

Tabela 3.2: Previsão teórica para vida residual do componente trincado, a partir da integração da curva 3.17 a partir de $a_0 = 3{,}3\ mm$, até $a_f = 46{,}2\ mm$.

Priddle (teórica)
N_p = 102454 ciclos

3.3. Simulação e resposta a possíveis quesitos periciais

Não se deve resumir um lista de quesitos periciais, solicitados por juízo ou outra autoridade competente, a uma lista de indagações padronizadas e pré-estabelecidas; mas eles devem inspirar-se e pautar-se no caso concreto, servindo para elucidar a verdade e solucionar conflitos de interesse.

A elaboração das possibilidades de conflitos de interesse é a primeira etapa para a simulação de quesitos periciais a serem respondidos pelo investigador.

3.3.1. Conflitos de interesse

O presente acidente evidencia possibilidade de danos à saúde e ao bem-estar de funcionários e, talvez, de outras pessoas alheias ao negócio. O ocorrido enseja a solicitação de indenizações, demissões, traumas psíquicos, não necessária e diretamente relacionados ao acidente, mas ao seu entorno: discussões, acusações mútuas, danos materiais etc.

A modesta haste de um guindaste que fratura interrompe todo um ciclo de trabalho que movimenta somas financeiras elevadas. Pela própria natureza gigantesca da estrutura mecânica, somada a problemas de logística e mão de obra, sua manutenção é, raras vezes, imediata e barata. Até porque, do contrário, talvez não motivasse investigações a respeito.

Todos os responsáveis financeiros pelo guindaste e pelos funcionários, neste momento, agregam-se em pólos opostos ao daqueles que interagem com o equipamento, de forma que os projetistas, fabricantes, transportadores, montadores e operadores podem ser colocados sob suspeita velada ou pública por parte dos donos; o que não quer dizer que estes não possam ter alguma participação na culpabilidade, é claro.

Este trabalho já mostrou que, a depender do projetista, a peça pode estar vulnerável a defeitos e incapacitada a tolerá-los.

Uma fabricação em desacordo com um projeto eficiente modifica substancialmente todas as resistências de um material, inclusive à fadiga, causa da maior parte das falhas, e à corrosão.

O transporte inábil de peças pode produzir danos físicos. E já foi bastante reforçado, na estimativa de K_a, K_c, K_t, K_f, ΔK e ΔK_{th}, a influência de um pequeno entalhe na vida à fadiga.

A montagem de peças e equipamentos pode modificar a mecânica de movimento, o estado de tensões no ponto concentrador de entalhes, ou crítico, e outros danos similares aos comentados no parágrafo anterior.

O operador pode errar de forma ativa ou de forma passiva/omissa. Na ausência do responsável financeiro, pode sobrecarregar a estrutura com práticas brutas e imprevistas em projeto, mas bastante previstas no chamado “chão de fábrica”. Pode, também, falhar na inspeção pré-estabelecida em projeto eficiente.

Baseado neste cenário, a seguir são elaborados e respondidos alguns quesitos bastante plausíveis para o caso em questão. Em uma perícia real, é comum a lista de quesitos estar dividida em dois tipos: os básicos e os específicos. O primeiro tem caráter mais abrangente, enquanto o segundo buscará aprofundar as respostas do primeiro.

3.3.2. Quesitos básicos

Primeiro quesito: a peça possuía algum defeito de projeto que pudesse ensejar a falha?

Resposta ao primeiro quesito: não.

Segundo quesito: a especificação do material corresponde à do que compõe a haste fraturada?

Resposta ao primeiro quesito: sim.

Terceiro quesito: foi detectada alguma irregularidade física na peça, que a distinguisse do projeto original e das demais que não fraturaram?

Resposta ao terceiro quesito: Não.

Quarto quesito: a instalação e funcionalidade mecânica da peça seguia os padrões estabelecidos em projeto?

Resposta ao quarto quesito: Não. Os cálculos indicam que a haste suportava mais carga do que deveria.

Quinto quesito: há relatos ou indícios mecânicos de que o equipamento fora operado de forma inapropriada?

Resposta ao quinto quesito: Não há relatos registrados e nem indícios mecânicos, que, por sua vez, também se manifestariam nas demais hastes que não fraturaram e nem trincaram.

Sexto quesito: há indícios de que inspeções técnicas eram realizadas, com alguma frequência, na peça trincada?

Resposta ao sexto quesito: Não. As tensões atuantes foram suficientemente baixas e permitiram que a trinca se propagasse e atingisse 95% da espessura de 62mm antes da fratura final. A probabilidade de detecção de trincas maiores que 10 mm é de, aproximadamente, 100%, por métodos de inspeção não destrutivos. É possível, portanto, afirmar com igual índice de certeza que não houve inspeções efetivas durante a fase de propagação de trinca.

3.3.3. Quesitos específicos

Sétimo quesito: Qual a causa técnica da falha da peça?

Resposta ao sétimo quesito: A peça fraturou por fadiga, corrosão e esgotamento de tenacidade.

Oitavo quesito: Por que somente uma das quatro peças idênticas falhou?

Resposta ao oitavo quesito: Somente uma das quatro hastes fraturou porque suportava mais carga do que as demais e porque pode ter sofrido algum dano eventual, não detectado nas inspeções, que reduziu sua resistência ao mecanismo de falha citado no sétimo quesito ou então que alterou o carregamento projetado.

Nono quesito: a falha pode ser considerada prematura, segundo um projeto implementado idealmente?

Resposta ao nono quesito: Sim.

Décimo quesito: Há indícios de que as outras similares estejam na iminência de falhar?

Resposta ao décimo quesito: Não. Ao contrário, foram poupadas pela sobrecarga sofrida pela que falhou. Apesar disso, há que se atentar para o fato de que o evento catastrófico da fratura de uma das hastes e o evento de manutenção do guindaste podem causar desbalanceamento nas demais hastes, provocando, a prazo menor do que o projetado, um colapso similar ao ocorrido desta vez.

Décimo primeiro quesito: O que pode ter feito a haste fraturada suportar mais carga do que a que foi projetada?

Resposta ao décimo primeiro quesito: Montagem e verificação técnica periódica inadequadas.

Décimo segundo quesito: A falha na detecção de defeito na haste é um erro operacional ou de projeto?

Resposta ao décimo segundo quesito: É um erro operacional, considerando que a peça trabalhava fora das especificações de funcionalidade mecânica previstas em projeto. E é um erro de projeto, considerando que a possibilidade de desbalanceamento poderia ser facilmente contornada com ajustes na geometria da peça, com a aplicação de um fator de segurança satisfatório e, também, com a prescrição explícita de inspeções periódicas mais frequentes.

Décimo terceiro quesito: Teria sido possível prever, matematicamente, esta falha?

Resposta ao décimo terceiro quesito: Sim, se se considerasse a possibilidade do desbalanço das tensões e/ou se se verificasse a presença de trinca macroscópica em uma das hastes, o que inspeções feitas com mais frequência, talvez a cada 50000 ciclos (ou 10 meses de trabalho) após 5 anos de trabalho poderiam tê-la previsto e evitado.

3.3.4. Finalização da perícia

O juízo ou a autoridade competente podem acrescentar, à lista inicial, novos quesitos periciais a serem respondidos; isso pode durar o tempo em que o processo permanecer aberto.

Além disso, o perito pode ser convocado a depor em tribunal ou em reunião específica, dando melhores justificativas e fundamentações técnico-científicas para suas afirmações.

4 ANÁLISE DE RESULTADOS

No capítulo 3 foi feita a revisão do estudo de caso de Soria, Díaz e Gallardo [19]. Os autores dividiram a análise de falha, como neste trabalho, em duas etapas principais: a iniciação e a propagação de trincas. Por isso, os resultados serão comparados também desta forma.

4.1. Vida de iniciação

As equações usadas pelos autores do primeiro estudo para a obtenção das resistências à fadiga, $S_F(10^3) = 149\ MPa$ e $S_L(10^6) = 23{,}7\ MPa$, não apresentam estes resultados quando se substitui nelas os valores dos parâmetros estabelecidos pelos mesmos (S_R = 450 MPa, $\mathrm{K}_f{}' = 2{,}27$, $K_f = 2{,}9$, $K_a = 0{,}8$, $K_b = 0{,}85$, $K_c = 0{,}9$, $C_{en} = 0{,}5$).

$$S_F(10^3) = \frac{S_R}{K_f{}'} = 198{,}24\ MPa$$

$$S_L(10^6) = \frac{S_F(10^3) \cdot K_f}{K_a K_b K_c C_{en}} = 1878{,}73\ MPa$$

Isso significa que, provavelmente, a grafia das equações disponibilizadas no relatório esteja incorreta.

Os fatores de acabamento, tamanho, carga, não foram subestimados. No entanto, foi acrescentado um “fator ambiental” estimado em 0,5 (reduzindo à metade o limite de fadiga calculado) que, como os próprios autores relatam, não está bem documentado na literatura. Em acréscimo, é possível dizer que seu uso é controverso se levado em consideração o fato de que ele foi estimado para um material imerso na água do mar, o que não aconteceu de fato.

No trabalho atual, seguindo-se a orientação de Castro e Meggiolaro [9], muito utilizada por projetistas mecânicos, foi possível estimar as resistências à fadiga pelas equações 2.11, calibrar a curva SN (equação 3.12), cujo esboço gráfico consta abaixo:

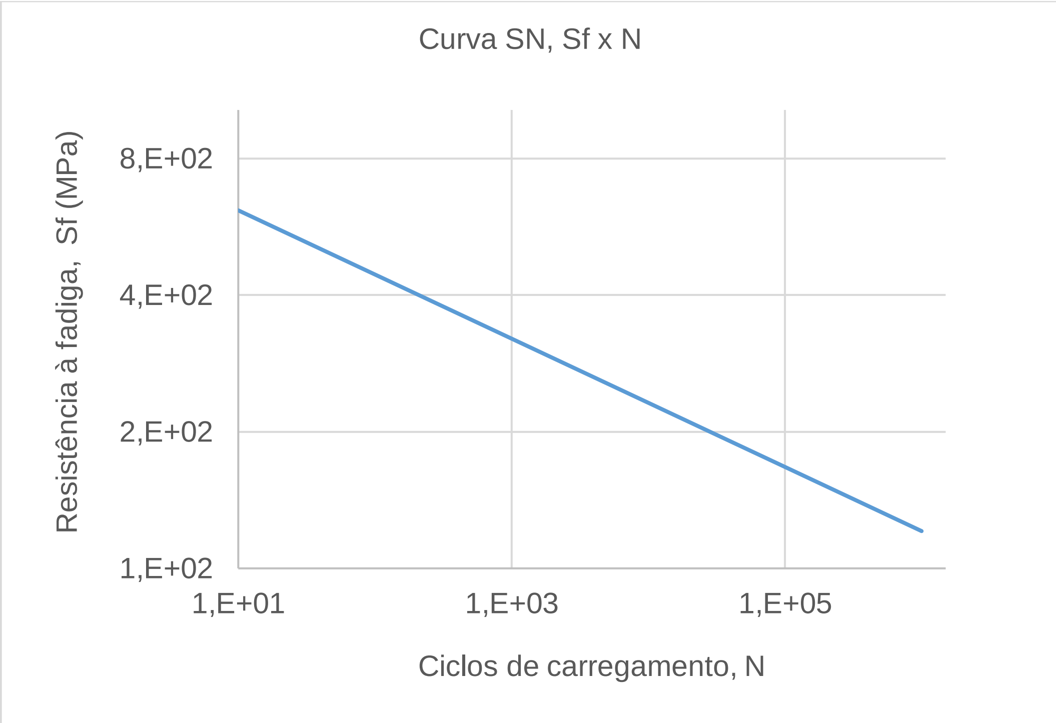


Figura 4.1: Curva SN no entalhe da peça em análise.

Operacionalizadas as tensões no SN pelo critério de Mises, obteve-se a vida pelas três regras bem conhecidas: Goodman, Gerber e Soderberg.

$$\mathrm{N}_{Goodman} = 501991 \; ciclos$$

$$\mathrm{N}_{Gerber} = 3777859 \; ciclos$$

$$\mathrm{N}_{Soderberg} = 210300 \; ciclos$$

A regra de Soderberg é por demais conservativa; Gerber é pouco conservativa para um cenário úmido e salino, propenso à corrosão. Por isso, neste caso, a regra de Goodman (figura 4.2) é a estimativa mais coerente na teoria e na prática. Este resultado mostra que, a pouco mais de 500000 ciclos de carregamento, aproximadamente 8 anos e 4 meses de serviço (a haste quebrou em 10 anos, a 600000 ciclos), era imperativa a realização de pelo menos uma inspeção não destrutiva, que, com alta probabilidade (vide figura 2.6), revelaria a presença da trinca inicial macroscópica, $a_0 = 1{,}5mm$.

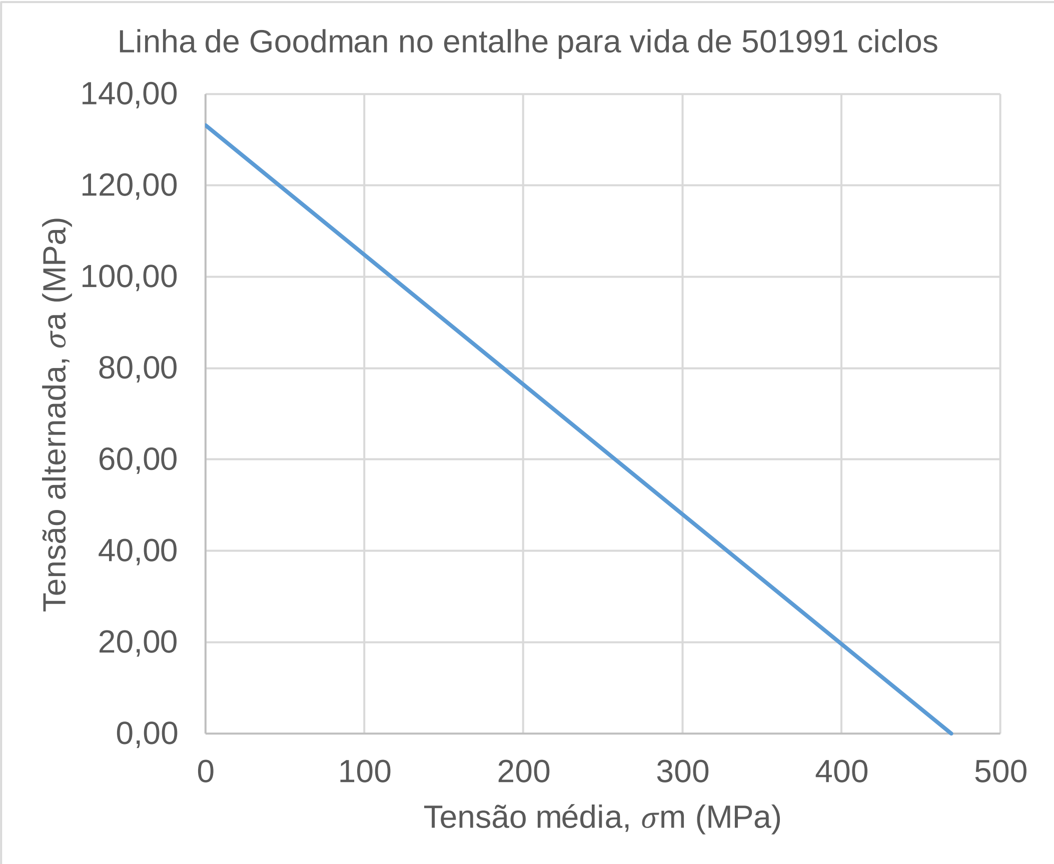


Figura 4.2: Esboço da regra de Goodman para a vida à fadiga $N = 501991$ da haste fraturada.

Mostrou-se, também, que as demais hastes não trincadas têm vida infinita à fadiga ($> 10^6$) e que, se a haste fraturada sofresse um quarto do carregamento total, em vez de um terço, também teria vida infinita à fadiga. Este é um argumento importante que este trabalho conseguiu produzir, em contribuição ao estudo de Soria, Díaz e Gallardo [19], e que confere muita solidez à hipótese inicial de sobrecarga da haste fraturada:

Tabela 4.1: Previsão de vida à fadiga, por Goodman, para as três hastes em subcarga e para as quatro hastes balanceadas.

Hastes em subcarga (Goodman)	Hastes sob carga normal (Goodman)
26154598 ciclos	8792479 ciclos

4.2. Vida de propagação

Foi estimado neste trabalho, a partir de dados reais obtidos no microscópio eletrônico de varredura (MEV), um valor de ΔK_{th} (equação 4.1) mais fidedigno à realidade do que aquele obtido pelo primeiro estudo (equação 4.2), que o calculou também levando em consideração estimativas teóricas próprias.

$$\Delta K_{th} = 1{,}54\ MPa\sqrt{m} \tag{4.1}$$

$$\Delta K_{th} = 1{,}86\ MPa\sqrt{m} \tag{4.2}$$

É relevante notar que ΔK_{th} real é bem menor do que o menor valor que se poderia obter na literatura mais tradicional (equações 2.42 e 2.43, por exemplo, já adaptadas abaixo para R = 0,27):

$$\Delta K_{th}(R > 0{,}17) = 7 \cdot (1 - 0{,}85R) = 5{,}39$$

e

$$\max[2{,}2; 6 \cdot (1 - 0{,}9R)] < \Delta K_{th}(R) < 12 \cdot (1 - 0{,}8R) \ \rightarrow \ 4{,}52 < \Delta K_{th} < 9{,}4$$

Isso mostra que, muito provavelmente, essa redução em ΔK_{th} se deve ao efeito corrosivo tão defendido por Soria, Díaz e Gallardo [19] e tão influente na fase 1 como mostra a Figura 2.10.

O trabalho atual contribuiu com três estimativas de curvas de propagação de trinca (equações 3.14, 3.15 e 3.16), como dispostas abaixo.

$$\frac{da}{dN} = 6{,}0767859682863 \cdot 10^{-7} \cdot (\Delta K - 1{,}54)^{0{,}05406}$$

$$\frac{da}{dN} = \frac{2{,}30184547658351 \cdot 10^{-5} \cdot \Delta K^{0{,}482037}}{(1 - 0{,}27) \cdot 110{,}28 - \Delta K}$$

$$\frac{da}{dN} = 2{,}1943259756E - 06 \cdot 10^{-6} \left[\frac{\Delta K - 1{,}54}{71{,}55 - \frac{\Delta K}{1 - 0{,}27}}\right]^{0{,}294362}$$

O objetivo é compará-las entre si e com a estimativa proposta por Soria, Días e Gallardo [19] (equação 3.5), já adaptada abaixo com seus parâmetros:

$$\frac{da}{dN} = 3{,}9 \cdot 10^{-7} \cdot (\Delta K) \cdot 0{,}094 \;(para\ trincas\ de\ 1{,}5mm\ a\ 20{,}1mm)$$

$$\frac{da}{dN} = 6{,}5 \cdot 10^{-8} \cdot (\Delta K) \cdot 0{,}87 \;(para\ trincas\ de\ 20{,}1mm\ até\ 57{,}2mm)$$

A comparação gráfica produzida é apresentada na figura 4.3. Algumas análises que podem ser feitas são que: a curva que mais considera a presença de ΔK_{th} é a modelada pela regra de Priddle. A regra de Elber adaptada não expressa com satisfação as fases 2 e 3 da curva da/dN. A curva de Soria, Días e Gallardo [19] é incapaz de modelar bem a cauda da curva, que é a fase 1 e possui uma quebra de continuidade matemática no tamanho de trinca de 20,1mm por conta do uso de dois modelos distintos, como comentado acima, o que a torna um pouco deselegante.

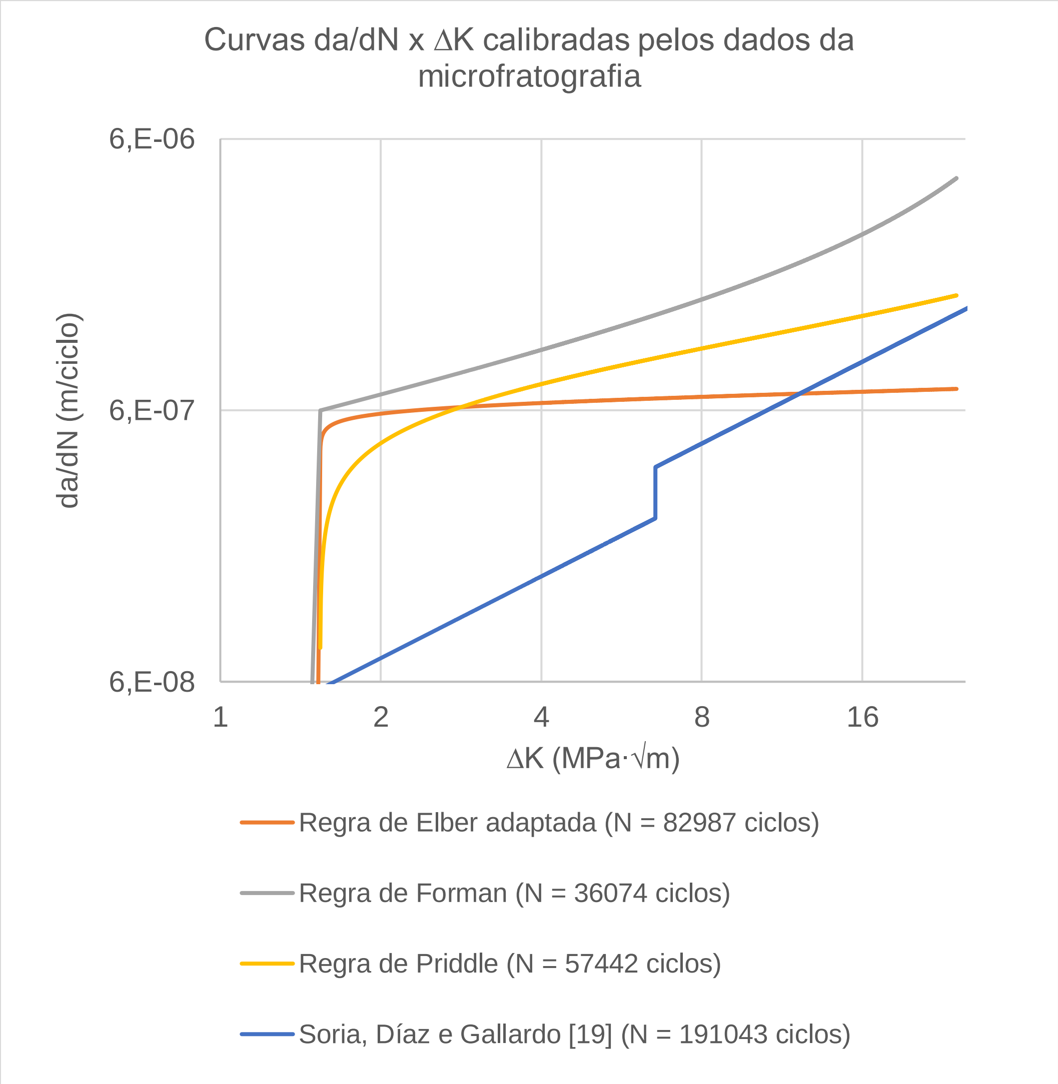


Figura 4.3: Esboço gráfico das regras de Elber adaptada, Forman e Priddle pelo trabalho atual, e a regra proposta por Soria, Días e Gallardo [19].

Além comparação gráfica, é apresentada a comparação numérica (tabela 4.2) entre a modelagem de vida residual da haste trincada segundo as três regras utilizadas por este trabalho e a do primeiro trabalho. A integração para a obtenção da vida residual da peça trincada, N, segundo Soria, Díaz e Gallardo [19], resultou em N = 191043 ciclos de carregamento, embora o valor divulgado em seu relatório seja de N = 76000 ciclos. Este é um fato que dificulta bastante a comparação com os resultados obtidos por aquele trabalho neste ponto.

Tabela 4.2: Vida de propagação de trinca de acordo com as três regras ajustadas por este trabalho e por Soria, Díaz e Gallardo [19].

Elber adaptada	Forman	Priddle	Soria, Díaz e Gallardo [19] (divulgado)	Soria, Díaz e Gallardo [19] (calculado)
82987 ciclos	36074 ciclos	57442 ciclos	76000 ciclos	191043 ciclos

Por justificativas teóricas já apresentadas neste item 4.2 e pelo fato de a regra de Priddle também revelar um resultado um pouco mais conservativo entre as três regras calculadas (sem produzir valores destoados da realidade), este é o modelo final escolhido para finalizar-se a modelagem completa da falha. Vale comentar que a estimativa feita neste trabalho pela regra de Priddle apresentou valores próximos daquela divulgada por Soria, Díaz e Gallardo [19].

Na tabela 4.3, abaixo, é disposta a previsão final do trabalho atual para a haste que fraturou por motivo de desbalanceamento de tensões entre ela e as demais similares.

Tabela 4.3: Vida total à falha por fadiga: vida de iniciação obtida por previsão e vida de propagação de trinca obtida por ajuste experimental.

Vida de iniciação (Goodman)	Vida de propagação (ajuste por Priddle)	Vida total
501991 ciclos	57442 ciclos	559433 ciclos

A modelagem da/dN feita até aqui não é bem uma previsão, mas um ajuste de uma equação a partir de dados fratográficos coletados. Ela tem sua importância para mensurar o nível de precisão na modelagem da iniciação de trinca pelo método SN, pois subtraindo-se da vida total real a vida de propagação modelada, é possível ter uma ordem de grandeza da vida de iniciação, como foi o caso deste trabalho, que alcançou uma previsão de vida à fadiga bastante satisfatória, e com modelagem de vida total (559433 ciclos) conservativa e próxima à realidade (600000 ciclos). No entanto, por ser um pouco tautológica, não serve para avaliar a possibilidade de previsão do trincamento em projeto, e, portanto, a possibilidade (ou não) da responsabilização de um projetista. Assim, utilizando critérios teóricos e relativos ao ambiente a que a peça estava exposta, obteve-se a equação 3.17, abaixo, cuja visualização gráfica é comparada, na figura 4.4, ao modelo desenvolvido acima também por Priddle.

$$\frac{da}{dN} = 8{,}622262859382 \cdot 10^{-5} \left[\frac{\Delta K - 2{,}275}{110{,}28 - \frac{\Delta K}{1 - 0{,}27}} \right]^{1{,}20752} \quad (3.17)$$

Segue o esboço, abaixo, desta curva:

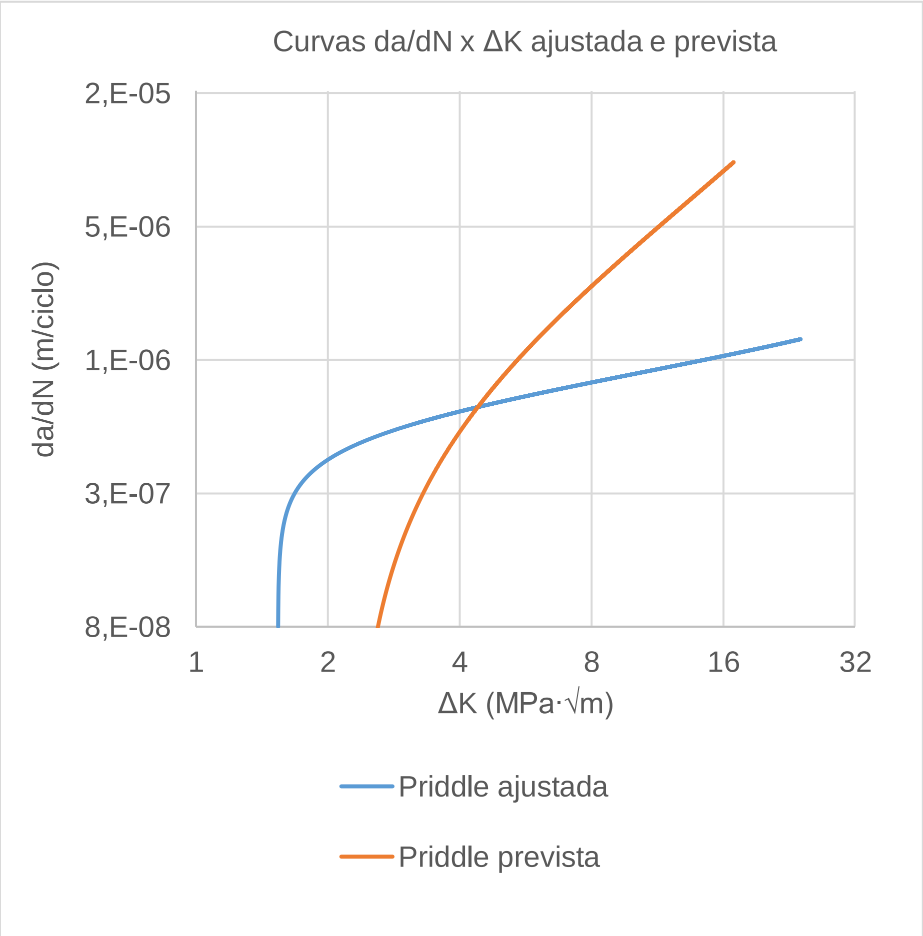


Figura 4.4: Curvas da/dN x ΔK ajustada e prevista pela regra de Priddle.

Tabela 4.4: Vida total à falha por fadiga: vida de iniciação e de propagação de trinca obtidas por previsão teórica.

Vida de iniciação (Goodman)	Vida de propagação (Priddle teórica)	Vida total
501991 ciclos	102454 ciclos	604445 ciclos

Este é um resultado bastante satisfatório, levando-se em conta a ocorrência da fratura final em cerca de 600000 ciclos de carregamento.

Diante de resultados que mostravam que a falha não deveria ter ocorrido, Soria, Díaz e Gallardo [19] levantaram algumas questões que tentaram responder: (1) ou os valores considerados na análise de tensão estão inexatos; (2) ou os fatores para a previsão de resistência à fadiga não estão bem estimados; (3) ou não há limite de fadiga para o caso de falha por fadiga-corrosão; (4) ou alguma falha de serviço afetou esta haste de forma específica.

Na tentativa de responder a estas questões, deixando algumas em aberto, foi proposta a hipótese de um fenômeno muito intenso de fadiga-corrosão, que teria anulado toda a eficácia da modelagem SN (que utiliza o conceito de limite de fadiga, que, segundo os autores, não teria sido atingido pelas tensões atuantes no ponto crítico, mas ainda assim havendo o esgotamento da vida à fadiga).

A revisão feita neste trabalho indica que (1) as tensões na haste fraturada não só não parecem inexatas, como parecem se comportar muito bem de acordo com a hipótese inicial adotada pelos dois estudos (de que a haste fraturada recebe um terço da carga, em vez de um quarto).

A possibilidade de que (2) os fatores que influenciam a resistência à fadiga não estejam bem calibrados e que, poder-se-ia acrescentar, alguns estejam até ausentes, parece verdadeira, diante de um resultado bastante preciso encontrado na revisão atual.

É verdadeira a possibilidade de que não haja limite de fadiga na presença de um fenômeno intenso de fadiga-corrosão, embora não pareça ser essa uma justificativa suficiente caso não se tenha tentado, antes, uma previsão um pouco mais rigorosa e, de certo modo, conservativa, como foi feita aqui. Se a previsão do estudo original era de vida de iniciação infinita para a haste fraturada e a razão para ocorrência do trincamento é a influência severa do meio ambiente, por que as demais hastes, expostas ao mesmo meio, sequer trincaram macroscopicamente? Aliás, dada a semelhança entre os resultados das vidas de propagação de trinca neste e no estudo revisado, é de se surpreender que os resultados das vidas de iniciação tenham sido tão díspares.

Em um ambiente tão vulnerável, se comparado à estabilidade de um laboratório, não pode ser descartada a hipótese (4) de que algum fato tenha causado danos mecânicos ou químicos ao funcionamento desta haste, mais precisamente à raiz do segundo passo de rosca onde a fratura ocorreu; isto explicaria o fato de que a falha ocorreu nesta raiz em vez de na do primeiro passo de rosca: pites de corrosão e/ou entalhes mais severos aceleraram a iniciação e propagação da trinca na raiz do segundo passo de rosca em relação à do primeiro. À medida que crescia, aumentava também ali o gradiente de tensões e a plasticidade local, contribuindo ainda mais para que a fratura ocorresse ali e não na raiz do primeiro passo de rosca. Além disso, há situações de imperícias no uso dos equipamentos que acabam fugindo totalmente do controle dos engenheiros forenses e peritos. Por isso, é fundamental que os peritos tenham as ferramentas necessárias para fazer um trabalho primoroso já na primeira avaliação. Quanto mais distante física e temporalmente dos eventos, e quanto menos tecnologias à disposição, mais imprecisões são acrescentadas às previsões e mais longe se estará do que realmente aconteceu.

5 Conclusões

Este trabalho, inspirado nas metodologias de investigação pericial comentadas no capítulo 1 e fundamentado fortemente em toda a teoria de fadiga, fratografia e análise pericial expostas no capítulo 2, desenvolveu com sucesso significativo a revisão da perícia feita por Soria, Díaz e Gallardo [19]. É possível dizer, dadas as estimativas feitas ao longo das modelagens do capítulo 3, mais especificamente no item 3.2, que, sem as análises fratográficas macro e microscópicas, bem como as metalográficas, seria impossível obter resultados acurados e verificáveis na realidade (por exemplo, na calibração e obtenção dos fatores que influenciam a resistência à fadiga e na de parâmetros e pontos necessários para o ajuste da curva da/dN), fazendo jus ao título deste trabalho. Foi atingido, portanto, ao longo do item 3.2, no capítulo 3, o objetivo de estruturação metodológica para análise de falhas por fadiga inspirada em trabalhos profissionais deste tipo.

Além disso, a literatura que embasou este trabalho permitiu melhor análise da geometria do componente e seus impactos na modelagem subsequente (como a obtenção do fator de concentração de tensão à fadiga, por exemplo); foi desenvolvida, com contribuição ao estudo original, a análise da vida de iniciação da trinca; foi modelada, com bastante acurácia, a vida de propagação (também com contribuições no que diz respeito à coerência entre teoria e realidade, buscando modelar melhor todas as fases da curva da/dN x ΔK seja por ajuste aos dados reais, seja por previsão teórica, com resultados bastante satisfatórios.

Além disso, este estudo encontrou uma incoerência entre a vida residual da haste trincada divulgada por Soria, Díaz e Gallardo [19] (de 76000 ciclos de carga) e a vida calculada pelo modelo semi-empírico por eles proposto (de 191043 ciclos). Por fim, foi simulada uma lista de quesitos periciais aplicada para o caso, inspirada e embasada nas sugestões das bibliografias mais competentes do país sobre o assunto, que pode servir como modelo de estruturação para trabalhos deste gênero.

5.1. Sugestão de melhorias

Corrobora-se a sugestão, feita pela primeira equipe, de esgotamento gradativo da rosca, a fim de amenizar o fator de concentração de tensões por meio da suavização das linhas de força para que não formem ombros fotoelásticos agressivos ao longo da peça.

Indica-se o aumento do raio dos entalhes, não só na raiz do passo de rosca, mas também na mudança de seção quadrada de 75 mm x 75 mm para a seção circular de 70 mm x 70 mm. O aumento de 1 mm no raio deste entalhe e, principalmente, de 1 mm na raiz do passo de rosca quadrada, onde o fator de concentração de tensões é mais elevado, provavelmente teria evitado o surgimento e a propagação da trinca em questão. A melhoria do acabamento superficial, de modo a reduzir a rugosidade para 12,5 µm, por exemplo, também tornaria infinita a vida à fadiga ($>10^6$).

Uma inspeção visual não destrutiva (IND), a ser realizada a cada 50000 ciclos de carregamento (a cada cerca de 9 meses), iniciando a partir de 400000 ciclos (aproximadamente após 6 anos e meio de trabalho), também pode ajudar a evitar futuros eventos física e materialmente danosos; a certificação periódica da distribuição de tensões entre as hastes também pode ser feita em mesma ocasião da IND e colaborar com ela.

As melhorias sugeridas acima pressupõem a manutenção do projeto original do guindaste. Alterações podem ser feitas nele, no entanto, de forma a impedir o desbalanceamento das hastes na montagem, ainda que mantendo mais de um elemento ligante para garantir a segurança por redundância.

Aqui há, portanto, um caminho possível para o desenvolvimento de próximos trabalhos sobre o caso: a proposta de revisão do projeto original de acoplamento dos cabos de tensão ao carro de movimento de cargas do guindaste, que apresente uma solução para evitar o desbalanceamento das hastes, em conjunto de uma modelagem preditiva e conservativa para vida de iniciação e de propagação de trincas na nova estrutura.

5.2. Mercado de trabalho

Cada vez mais a área de perícias em Engenharia tem se popularizado no Brasil. Parece ter ficado clara, neste trabalho, a importância que tem o bom conhecimento técnico-científico em falhas mecânicas, na análise de tensões, em metalografia e fratografia e em noções básicas de Direito para Engenheiros na resolução de um caso do gênero.

O profissional do ramo precisa estar em constante atualização e contato com os estudiosos e hábeis, precisa cercar-se das melhores bibliografias, sendo ele próprio um estudioso, e, por fim, cercar-se da prática, pois há problemas do mundo real que não terão solução teórica aparente, mas a experiência compensará o que faltar.

Estudantes e profissionais do ramo acadêmico, bem como peritos profissionais do ramo criminal, judicial e/ou civil poderão encontrar aqui um condensado de metodologias importantes em análise de falhas por fadiga, além das melhores referências bibliográficas da atualidade sobre este tipo de falha e sobre perícias aplicadas em um caso real. Embora cada caso seja único, a inspiração e o embasamento teórico que este trabalho pode prover para outro caso a ser resolvido são significativos.

Referências Bibliográficas

[1] CARVALHO, O. D. Fato concreto e depuração abstrativa. Seminário de Filosofia, 20 de Fevereiro de 2002. Disponível em: <https://olavodecarvalho.org/fato-concreto-e-depuracao-abstrativa/>. Acesso em: 26 Fevereiro 2023.

[2] ANDRADE, I. P. S. D. Metodologia de Análise e Diagnóstico de Fratura em um Componente Automotivo sujeito a Cargas Cíclicas Alternadas. Universidade Federal do Rio Grande do Norte. Natal. 2010.

[3] K. BOOKER, N. et al. The need for an internationally recognised standard for engineering failure analysis. Elsevier, Dezembro 2019.

[4] K. BOOKER, N. et al. Objective Selection of Forensic Analysis Methodologies. Engineering Failure Analysis - Elsevier, Janeiro 2022.

[5] GOVERNO DO ESTADO DE ALAGOAS. (2019). Fonte: Polícia Científica: https://policiacientifica.al.gov.br/phocadownload/Manual%20Pericia%20-%20POAL%201.0.pdf

[6] BRAGA, P. Manual de Direito para Engenheiros e Arquitetos. 2ª. ed. Brasília: [s.n.], 2008.

[7] CRIMINALÍSTICA, I. N. D. Manual de Orientação de Quesitos da Perícia Criminal. Departamento de Polícia Federal. Brasília. 2012.

[8] IBAPE-SP. (2015). Norma Básica para Perícias de Engenharia do IBAPE/SP . São Paulo.

[9] CASTRO, J. T. P. D.; MEGGIOLARO, M. A. Fadiga - Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço: Volume I - Iniciação de Trincas; Volume II – Propagação de Trincas, Efeitos Térmicos e Estocásticos. [S.l.]: [s.n.], 2009.

[10] CALLISTER JR., W. D. Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução. 1ª. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002.

[11] COMMITTEE, A. H. ASM Handbook - Volume 12, Fractography. 9ª. ed. [S.l.]: ASM INTERNATIONAL - The Materials Information Company, 1987.

[12] JAMES, M. N. Crashing aircraft, sinking ships — fractographic and SEM support for unusual failure hypotheses. Engineering Failure Analysis - Elsevier, 27 Fevereiro 2001.

[13] PARK, C.-S.; , S.-H. L.; , K.-J. L. A Traffic Accident Caused by Fatigue Failure of Axle. Journal of Forensic Sciences - American Academy of Forensic Sciences (AAFS), September 2007.

[14] MERATI, A. et al. Five helicopter accidents with evidence of material and/or design deficiencies. Engineering Failure Analysis - Elsevier, Janeiro 2013.

[15] RICH, M. (1971). Crack Propagation in Helicopter Rotor Blades. Em A. S. Materials, Damage Tolerance in Aircraft Structures (pp. 243-251). ASTM STP 486.

[16] Wikipedia. (11 de Junho de 2022). Piper PA-36 Pawnee Brave. Fonte: Wikipedia: https://it.wikipedia.org/wiki/Piper_PA-36_Pawnee_Brave

[17] ARAGÃO, P. (s.d.). File:Sikorsky S-61N, Helicsa Helicopteros JP6176601.jpg. Fonte: Wikimedia Commons: https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Sikorsky_S-61N,_Helicsa_Helicopteros_JP6176601.jpg

[18] COOK, E. (1961–4). Replacement time substantiation of the S-61L and S-61R (CH-3C) main rotor blade based on laboratory fatigue tests. Sikorsky Aircraft Report SER-61368.

[19] SORIA, L.; DÍAZ, E.; GALLARDO, J. M. Post-failure life evaluation - A corrosion-fatigue case history. Engineering Failure Analysis - Elsevier, Seville, Julho 2019.

[20] SHIGLEY,JE; MISCHKE,CR; BUDYNAS,RG. Mechanical Engineering Design, 7ª ed., McGraw-Hill 2004.

[21] JUVINALL,RC. Stress, Strain & Strength, McGraw-Hill 1967.

[22] PILKEY, W. D. (1997). Peterson's Stress Concentration Factors. JOHN WILEY & SONS, INC.

[23] W. PAUL JR, F., & R. FAUCETT, T. (1 de Fevereiro de 1962). The Superposition of Stress Concentration Factors. Fonte: ASME Digital Collection: https://asmedigitalcollection.asme.org/manufacturingscience/article-abstract/84/1/129/392868/The-Superposition-of-Stress-Concentration-Factors?redirectedFrom=PDF.

[24] DOWLING, NE. Mechanical Behavior of Materials, 3ª ed., Prentice Hall, 2007.

[25] Manual do programa NASGRO versão 3.00, NASA 1998.

[26] PARIS,PC; GOMEZ,MP; ANDERSON,WE “A rational analytic theory of fatigue”, The Trend in Engineering v.13, p.9-14, 1961.

[27] PARIS,PC; ERDOGAN,F “A critical analysis of crack propagation laws”, Journal of Basic Engineering v.85, p.528-534, 1963.

[28] BARSOM,JM; ROLFE,ST. Fracture and Fatigue Control in Structures, 3ª ed., ASTM 1999.

[29] RITCHIE,RO “Near-threshold fatigue-crack propagation in steels”, International Metals Reviews, nº.5-6, pág.205-230, 1979.

[30] ELBER, W “Fatigue crack closure under cyclic tension”, Engineering Fracture Mechanics vol. 2(1), pág.37-45, 1970.

[31] ELBER, W “The significance of fatigue crack closure”, Damage Tolerance of Aircraft Structures, ASTM STP 486, pág. 230-242, 1971.

[32] FORMAN, RG; Kearney, VE; Engle,RM “Numerical Analysis of Crack Propagation in a Cyclic-Loaded Structure”, Journal of Basic Engineering vol. 89, pág. 459-464, 1967.

[33] PRIDDLE, EK; WALKER, FE “Effect of Grain-Size on Occurrence of Cleavage Fatigue Failure in 316 Stainless-Steel”, Journal of Material Science vol.11, pág. 386-388, 1976.

[34] SMITH, CS, A History of Metallography, The University of Chicago Press, pág. 97-127, 1960.

[35] BIRINGUCCIO, V, De La Pirotechnia, 1540; ver tradução de M.T. Gnudi e C.S. Smith, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, 1942.

[36] ERCKER, L, Beschreibung Allerfürnemisten Mineralischen Ertzt und Berckwercksarten, 1ª ed., G. Schwartz, 1574; ver tradução da 2ª ed. por A.G. Sisco e C.S. Smith, Lazarus Ercker's Treatise on Ores and Assaying, University of Chicago Press, 1951; ver também E.V. Armstrong e H.S. Lukens, Lazarus Ercker e sua "Probierbuch"; Sir John Pettus e sua "Fleta Minor," J. Chem. Educ., Vol. 16, 1939, pág. 553-562.

[37] SAVOT, L, Discours sur les Médailles Antiques, 1627; ver C.S. Smith, A History of Metallography, University of Chicago Press, 1960, pág. 99.

[38] DE RÉAUMUR, R.A.F., L'Art de Convertir le Fer Forgé en Acier, et L'Art d'Adoucir le Fer Fondu, (The Art of Converting Wrought Iron to Steel and the Art of Softening Cast Iron), Michael Brunet, 1722; ver tradução para a língua inglesa por A.G. Sisco, Réaumur's Memoirs on Steel and Iron, University of Chicago Press, 1956.

[39] DE RÉAUMUR, R.A.F., De l'Arrangement que Prennent les Parties des Matiéres Métalliques et Minerales, Lorsqu'aprés Avoir été Mises en Fusion, Elles Viennent à se Figer, Mém. Acad. Sci., 1724, pág 307-316.

[40] GEOFFROY, CF, Observations sur un Métal que Résulte de L'alliage du Cuivre & du Zinc, Mém. Acad. Sci., 1725, pág. 57-66 .

[41] GELLERT, CE, Anfangsgründe der Metalurgischen Chemie (Elements of Metallurgical Chemistry), J. Wendler, 1750; ver tradução para língua inglesa por J. Seiferth, Metallurgic Chemistry, T. Bechet, 1776.

[42] ARCHARD, KF, Recherches sur les Propriétés des Alliages Métalliques, 1788.

[43] MARTENS, A, Über die Mikroskopische Untersuchung des Eisens, Z. Deut. Ing., Vol. 22, 1878, pág. 11-18.

[44] MARTENS, A, Zur Mikrostruktur des Spiegeleisens, Z. Deut. Ing., Vol. 22, 1878, pág. 205-274, pág. 481-488.

[45] MARTENS, A, Ueber das Kleingefüge des Schmiedbaren Eisens, Stahl Eisen, Vol. 7, 1887, pág. 235-242.

[46] NUCLEAÇÃO E PROPAGAÇÃO DE TRINCAS. (s.d.). Fonte: Responde Aí: https://www.respondeai.com.br/conteudo/nucleacao-e-propagacao-de-trincas/exercicios/sao-estrias-fadiga-10111.

[47] ZEEMANN, A. (12 de Fevereiro de 2016). Fonte: LinkedIn: https://www.linkedin.com/pulse/clivagem-annelise-zeemann/

[48] MEDINA, J. (s.d.). Fonte: Maxwell - PUC-Rio: https://www.maxwell.vrac.puc-rio.br/24982/24982_3.PDF.

[49] G. A. DA SILVA, H., A. R. NETO, E., Di B. ESTEVES, P., V. T. R. PAZ, J., D. DE C. NETO, L., DA S. DOMINGOS, M., H. P. DA SILVA, M. (2017). Caracterização de fraturas frágil e dúctil em microscopia eletrônica de varredura (MEV). REVISTA MILITAR DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA.

[50] PRESIDÊNCIA DA REPÚBLICA. (03 de Maio de 1978). Fonte: Planalto.gov: https://www.planalto.gov.br/ccivil_03/decreto/1970-1979/d81621.htm

[51] ABNT. (s.d.). Fonte: ABNT: https://www.abntcatalogo.com.br/default.aspx?O=1

[52] IBAPE-SP. (2022). Fonte: IBAPE-SP: https://www.ibape-sp.org.br/adm/upload/uploads/1682014593-CARTILHA%20-%20Pericias%20Judiciais%20de%20Engenharia%20e%20Arquitetura%20-%202022..pdf

[53] IBAPE-SP. (2021). Fonte: IBAPE-SP: https://www.ibape-sp.org.br/adm/upload/uploads/1721910861-GLOSSARIO%20DE%20TERMINOLOGIAS%20DO%20IBAPE-SP%20[2021]_rev.pdf

[54] JULIANO, R. (s.d.). Fonte: Manual de Perícias: https://www.manualdepericias.com.br/qual-a-diferenca-entre-perito-judicial-e-perito-criminal/pericia-judicial/?doing_wp_cron=1731089118.5611760616302490234375#:~:text=A%20per%C3%ADcia%20criminal%20ocorre%20nas,perito%20forense%20ou%20perito%20criminal.

[55] TORIBIO, J., et al. (1991). Stress intensity factor solutions for a cracked bold under tension, bending and residual stress loading. Eng. Fract. Mech., pp. 359-371.