



PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

**ANÁLISE DA VIDA EM FADIGA DO AÇO ABNT 4133
MODIFICADO OBTIDO ATRAVÉS DE LINGOTAMENTO
CONTÍNUO.**

Raquel Maria Rocha Oliveira Menezes

Belo Horizonte
2009

Raquel Maria Rocha Oliveira Menezes

**ANÁLISE DA VIDA EM FADIGA DO AÇO ABNT 4133 MODIFICADO
OBTIDO ATRAVÉS DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO.**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro

Co-orientador: Dr. Jefferson José Vilela

Belo Horizonte

2009

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Biblioteca da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais

M543a Menezes, Raquel Maria Rocha Oliveira
Análise da vida em fadiga do aço ABNT 4133 modificado obtido através de lingotamento contínuo / Raquel Maria Rocha Oliveira Menezes. Belo Horizonte, 2009.
106f. : il.

Orientador: José Rubens Gonçalves Carneiro
Co-orientador: Jefferson José Vilela
Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

1. Mecânica de fratura. 2. Metais - Fadiga. 3. Solidificação. I. Carneiro, José Rubens Gonçalves. II. Vilela, Jefferson José. III. Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 620.172.24

Raquel Maria Rocha Oliveira Menezes

**ANÁLISE DA VIDA EM FADIGA DO AÇO ABNT 4133 MODIFICADO
OBTIDO ATRAVÉS DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO.**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Prof. Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro (Orientador) – PUC Minas

Jefferson José Vilela (Co-orientador) – CDTN

Sidney Nicodemos da Silva – CEFET MG

Denilson Laudaes Rodrigues – PUC Minas

Belo Horizonte, 2009.

A Anderson, Maria Fernanda e minha mãe Guiomar.

As dificuldades de um caminho dependem de quem o percorre;

O caminho, nós o trilhamos juntos.

As dificuldades, vocês as fizeram menores.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por tudo que tenho e sou nesta vida; por ter me dado força, persistência e perseverança durante esta empreitada.

Aos meus pais, Luiz (in memorian) e Guiomar, pela oportunidade da vida e pelos ensinamentos transmitidos.

A Anderson, pelo apoio, carinho e compreensão durante esta jornada e a filha amada, Maria Fernanda.

Ao meu sogro e sogra, Adenir e Esmeralda, pelo apoio em todos os momentos.

Ao meu orientador, Prof. Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro, pela orientação, estímulo, amizade, otimismo e exemplo.

A Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, pela oportunidade e acolhimento. Ao técnico Leandro, aos estagiários Larissa, Malange e Dimas.

A CAPES – Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior, pelos recursos e cooperação científica.

A FAPEMIG, pelo apoio e por fomentar a pesquisa e a inovação científica e tecnológica.

Ao CNPQ, pelos recursos disponibilizados para a realização desse trabalho.

Ao CDTN - Centro de Desenvolvimento em Tecnologia Nuclear, pelo apoio e suporte, em especial, ao pesquisador e co-orientador, Dr. Jefferson José Vilela. Meus agradecimentos ao Dr. Geraldo de Paula Martins. Aos técnicos Emil e Nirlando, bolsistas Mariana, Carlos, Bruno e Sabrina.

A V&M do Brasil, pelo fornecimento do material e toda colaboração prestados.

Aos professores do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, pelo convívio e ensinamentos transmitidos.

A Acellor Mittal Timóteo, através das pessoas de Fabrício e Dirceni.

A Fiat Betim, através da pessoa do técnico Leonardo.

Aos meus amigos e amigas do Mestrado. A Joel lima pela colaboração, apoio e amizade. Aos colegas de trabalho e amigos do CEFET-MG, Joel Romamo, Wanderley, Elaine e Mara Nilza pelo apoio, companheirismo e amizade. Ao professor Dr. Sidney pela participação, colaboração e amizade.

A Valéria, pela amizade e ânimo em todos os momentos.

Aos meus familiares e amigos, que foram suporte e estímulo, durante todo o tempo de desenvolvimento desse trabalho.

Ao Jomar, pelo suporte, apoio e estímulo nos momentos difíceis.

Eu não teria chegado aqui sem vocês!

“Há alguns anos, desde minha infância na Fazenda “Córrego do Baio” e, na maioria das vezes com participação e incentivo de meu amado e saudoso pai, tinha nas peças quebradas, objetos de brinquedo. Hoje, depois de passado esses anos e ainda com o incentivo de meu pai, tenho nas peças quebradas, meu objeto de estudo!”

Raquel Maria

RESUMO

O presente trabalho procurou verificar a vida em fadiga do aço ABNT 4133 modificado obtido através do lingotamento contínuo, através da tenacidade à fratura e a resistência à propagação de trinca de fadiga, utilizando-se o modelo de Paris e Collipriest. Trata-se de um aço de baixa liga, utilizado em tubulações petrolíferas em águas profundas e ultraprofundas. Os corpos-de-prova do tipo CT foram confeccionados no sentido radial das barras. Os ensaios foram realizados na temperatura ambiente. O ensaio de tração foi realizado com o objetivo de se obter o módulo de elasticidade do material. Do ensaio de Charpy obteve-se a força absorvida durante o ensaio para estimativa da tenacidade. Estes ensaios foram realizados de acordo com a Norma ASTM E8, ASTM E23 e ASTM 399. Os ensaios de fadiga foram realizados para a determinação da taxa de propagação de trinca da/dN em função da força motriz ΔK de propagação de trinca de fadiga, desde o limiar de propagação até a fratura. Os ensaios foram realizados para R (razão entre tensões) igual a 0,1 de acordo com a Norma ASTM E 647. Os resultados indicam que o material é frágil. Observou-se que a técnica da normalização para modelagem da tenacidade a fratura segundo Hertzberg é conservadora para esse material, necessitando de correção. Observou-se também que o modelo matemático de Collipriest representou bem a evolução da taxa de propagação de trinca em função do fator de intensidade de tensão nos três estágios da curva $da/dN \times \Delta K$.

Palavras-Chave: Resistência à propagação de trinca. Tenacidade à Fratura.

ABSTRACT

This paper examined the fatigue life of AISI 4133 modified obtained by continuous casting through the fracture toughness and resistance to fatigue crack growth, using the model of Paris and Collipriest. This is a low alloy material, used in risers pipes in risers deep and ultradeep waters. The specimens type CT were made in a radial direction of the bars. The tensile test e fatigue growth test were performed at room temperature. The tensile test was carried out in order to obtain the modulus of the material. Charpy test we obtained the maximum force during the test to estimate the toughness. These tests were performed according to ASTM E8, ASTM E23 and ASTM 399. The fatigue tests were conducted to determine of fatigue crack growth (da / dN), since the threshold for propagation at fracture. The tests were performed for R (stress ratio) equal to 0.1 according to ASTM E 647. The results indicate that the material is fragile. It was observed that the technical standards for modeling the fracture toughness second Hertzberg is conservative for this material, requiring correction. It was also observed that the mathematical model Collipriest well represented the evolution of the rate of crack propagation depending on the intensity factor of stress in the three stages of the curve $da / dN \times \Delta K$.

Keywords: Mechanical strength. Fracture Toughness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Seqüência de operações no Convertedor LD.	26
Figura 2: Elementos de liga versus propriedades mecânicas.	27
Figura 3: Corte longitudinal de sistema de lingotamento contínuo.	29
Figura 4: Morfologia obtida a partir de lingotamento contínuo.	30
Figura 5: Representação dos defeitos das placas, blocos e tarugos.	31
Figura 6: Esquema de um laminador de tubos Mannesmann.	32
Figura 7: Difração de raios-X.....	34
Figura 8: Placa infinita com uma trinca de comprimento $2a$, sob tração.	36
Figura 9: Balanço de energia de uma trinca.....	38
Figura 10: Modos básicos de carregamento.	40
Figura 11: Distribuição de tensões no vértice da trinca.	41
Figura 12: Representações de mecanismos de fratura dúctil(a) e clivagem(b).....	47
Figura 13: Parâmetros de tensão cíclica em fadiga com amplitude constante.....	49
Figura 14: Estágios na propagação de trinca por fadiga.	51
Figura 15: Fator cíclico de intensidade de tensão, ΔK_{eff}	52
Figura 16: Fechamento de trinca durante processo de fadiga.	52
Figura 17: Formação de zona plástica reversa durante um ciclo de carregamento. .	53
Figura 18: Determinação de PQ em um ensaio de propagação de trinca.....	62
Figura 19: Difratômetro de raios-X ,Panalytical (XPert Pro MPD)	65
Figura 20: Máquina de ensaio de tração	67
Figura 21: Corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração.	68
Figura 22: Corte, em mm, dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy. ...	69
Figura 23: Dimensões dos corpos-de-prova Charpy.	70
Figura 24: Máquina de ensaios de impacto Charpy INSTRON WOLPERT PW30....	71
Figura 25: Máquina universal Instron, modelo 8802.....	73
Figura 26: Retirada de corpos-de-prova tipo SE(B) com dimensões em mm.	76
Figura 27: Dimensões dos corpos-de-prova SE(B) utilizados nos experimentos.	77
Figura 28: Ensaio para determinação de K_Q	77
Figura 29: Cortes dos corpos-de-prova CT, na direção CR, dimensões em mm.	78
Figura 30: Corpos-de-prova CT. ASTM E 399.	79
Figura 31: Controle do crescimento de trinca.....	81

Figura 32: Microestrutura do aço ABNT 4133 modificado.....	84
Figura 33: Difratoograma.	85
Figura 34: Fratura em tração.....	88
Figura 35: Espectro obtido por EDS, indicando os elementos presentes.....	89
Figura 36: Curva de Carga versus tempo	91
Figura 37: Curva de Energia versus Temperatura.	92
Figura 38: Curva <i>carga</i> versus <i>deslocamento</i> para determinação de PQ.	94
Figura 39: Modelo de Paris para propagação de trinca.....	95
Figura 40: Modelo Bergner para propagação de trinca em fadiga.	96
Figura 41: Determinação de ΔK limiar (ΔK_{th})	97
Figura 42: Modelo de Collipriest para propagação de trinca por fadiga.	99

LISTA DE TABELA

TABELA 1: Tipo de classificação dos aços.	25
TABELA 2: Classificação dos aços quanto à composição química.	27
TABELA 3: Relações entre $f(a / W)$ e parâmetros geométricos do corpo-de-prova.	44
TABELA 4: Dados de determinação de capacidade máxima das garras.	73
TABELA 5: Composição química.	83
TABELA 6: Propriedades mecânicas	86
TABELA 7: Relação entre temperatura e energia absorvida em Charpy.	92
TABELA 8: Carga máxima determinada para a garra.	93
TABELA 9: Determinação KQ.	94
TABELA 10: Resultado de propagação de trinca para modelo Paris.	96
TABELA 11: Coeficientes de Paris e Bergner.	97
TABELA 12: ΔK_{th}	98
TABELA 13: Determinação de coeficientes.	99
TABELA 14: Coeficientes de Collipriest	100
TABELA 15: Modelos para taxa de propagação de trinca.	100
TABELA 16: Vida ou número de ciclos, em fadiga.	101

LISTA DE SIGLAS

Letras Latinas

- A alongamento.
- a semi-eixo do comprimento de trinca.
- a_0 comprimento inicial de trinca.
- a_c comprimento final de trinca.
- a/W tamanho de trinca normalizado.
- b expoente de resistência à fadiga.
- B espessura do corpo de prova de tenacidade à fratura
- c expoente de ductilidade à fadiga.
- C constante do tipo de material na equação de Paris.
- C' gradiente normalizado do fator de intensidade de tensão
- C_0 correção de Bergner para o coeficiente de Paris.
- C_1 coeficiente de Collieprist correspondente ao deslocamento no eixo das abscissas.
- C_2 coeficiente de Collieprist correspondente ao ponto de intersecção com o eixo das abscissas.
- C_e comprimento do entalhe,
- C_{pt} comprimento da pré-trinca.
- C_f constante do material.
- CP corpo-de-prova.
- D diâmetro final da peça.
- D_0 diâmetro inicial da peça
- d distância entre planos atômicos.
- da incremento potencial de crescimento de trinca.
- da/dN taxa de crescimento de trinca por fadiga.
- da/dt velocidade de crescimento da trinca em função do tempo
- E módulo de elasticidade.
- F trabalho realizado pelas forças externas.
- $E_w(s)$ energia absorvida pelo corpo-de-prova em função do deslocamento.
- $f(a/W)$ fator de forma.

- G força para extensão da trinca.
- G_C valor crítico de força para extensão da trinca.
- h índice do eixo X no plano cristalográfico.
- k índice do eixo y no plano cristalográfico.
- K fator de intensidade de tensão
- $K(a)$ tensão máxima para pré-trinca.
- $K_1(a)$ 10% da tensão máxima para pré-trinca.
- K_C fator de intensidade de tensão crítico no estado plano de tensões
- K_{1C} tenacidade à fratura em deformação plana
- K_{eff} fator de intensidade de tensão efetiva.
- $K_{máx}$ fator de tensão máximo.
- $K_{mín}$ fator tensão mínimo.
- K_{op} fator de tensão mínimo para propagação da trinca
- K_{th} fator de tensão limiar para o crescimento de trinca
- K_Q resultado condicional de tenacidade à fratura que pode ou não ser K_{1C}
- L índice do eixo Z no plano cristalográfico.
- l_0 comprimento inicial.
- l_f comprimento final .
- m massa do pêndulo de Charpy.
- m_f expoente da equação de Paris.
- N número de ciclos em carregamento cíclico [adimensional]
- n número inteiro de ondas.
- N_i número de ciclos referente a nucleação ou iniciação da trinca
- N_p número de ciclos referente a propagação da trinca
- N_f número de ciclos total, ou vida útil total
- P carga aplicada no carregamento cíclico para obtenção da trinca de fadiga.
- $P(a)$ carga máxima.
- $P_1(a)$ 10% da carga máxima de pré-trinca.
- P5 ordenada obtida através da intersecção da secante à curva carga X deslocamento.

- P_m carga máxima de tração.
- $P_{máx}$ carga máxima determinada conforme ASTM E399 para cálculo de P_Q .
- P_Q carga determinada conforme ASTM E399 para cálculo de K_Q .
- Q_e carga de escoamento em tração.
- $Q_{máx}$ carga máxima atingida.
- R razão de carga.
- r distância polar da trinca ao ponto onde se deseja calcular as tensões σ_{xx} , σ_{yy} e σ_{zz} .
- R_a coeficiente de aspereza.
- R_s extensão infinitesimal da trinca
- S área.
- S_0 área inicial.
- S-N curva que relaciona tensão e número de ciclos até a falha.
- S_p carga média
- $s(t)$ deflexão do corpo-de-prova em função do tempo.
- t tempo.
- U relação de fatores de intensidade de tensão efetiva.
- U_0 energia elástica da placa não trincada (constante)
- U_a mudança na energia elástica causada pela introdução de uma trinca.
- U_T energia total.
- U_y mudança na energia elástica de superfície causada pela formação de uma trinca.
- $v(t)$ velocidade do pêndulo em função do tempo.
- W largura do corpo de prova de tenacidade à fratura.
- x,y coordenadas retangulares normais à frente da trinca

Letras Gregas

Δa	variação do comprimento da trinca.
$\Delta \epsilon$	amplitude total de deformação verdadeira.
ΔF	amplitude de tensão para pré- trinca.
ΔK	fator de intensidade de tensão.
ΔK_{eff}	amplitude do fator de intensidade de tensão efetiva
$\Delta K_{\text{máx}}$	amplitude de variação máxima do fator de intensidade de tensão.
ΔK_{th}	amplitude para limiar para o crescimento da trinca de fadiga.
ΔK_{th}^C	efeito de fechamento de trinca.
ΔK_{th}^i	resistência intrínseca ao crescimento de trinca.
ΔK_0	fator de intensidade de tensão inicial
ΔK_p	fator de escala de Bergner.
ΔN	número de ciclos.
$\Delta \sigma$	variação de tensão.
ζ	“compliance” ou razão entre deformação e tensão, inverso da resistência.
ξ	estricção.
γ_e	energia elástica de superfície do material.
ν	coeficiente de Poisson.
ρ	parâmetro de rede para um cristal.
σ	tensão.
σ_e	limite de escoamento.
σ_R	limite de resistência
σ	tensão de fadiga.
$\sigma_{\text{máx}}$	tensão máxima.
$\sigma_{\text{mín}}$	tensão mínima.
δ	desvio padrão.
θ	ângulo.
Λ	comprimento de onda.
γ	parâmetro de ajuste.

τ_{xy} Tensão de cisalhamento plano xy.

τ_{yz} Tensão de cisalhamento plano yz.

τ_{zx} Tensão de cisalhamento plano zx.

LISTA DE ABREVIações

- ABM Associação Brasileira de metalurgia e Materiais.
- ABNT Associação Brasileira de Normas Técnicas.
- API American Petroleum Institute (Instituto Americano de Petróleo).
- ASTM American Society for Testing and Materials (Sociedade Americana para testes e materiais).
- CDTN Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear.
- CMOD crack-mouth opening displacement (deslocamento da abertura da trinca).
- COD crack opening displacement
- CT corpo-de-prova de solicitação por tração compacto.
- CTOD crack opening displacement (deslocamento da trinca).
- CVN energia no platô superior.
- EDS acessório de microscópio eletrônico; sistema de microanálise de raios- X.
- Fe-C liga ferro-carbono.
- ICDD Centro Internacional de dados de difração.
- LD conversor de Linz e Donawitz.
- lim limite.
- MEV microscópio eletrônico de varredura.
- MFEP mecânica da fratura elasto-plástica.
- MFEL mecânica da fratura elástica linear.
- SE(B) corpo-de-prova de solicitação por flexão em três pontos.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	21
1.1 MOTIVAÇÃO	21
1.2 OBJETIVOS	23
1.3 JUSTIFICATIVA	23
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
2.1 AÇOS	25
2.1.2 <i>Solidificação por Lingotamento Contínuo</i>	28
2.1.3 <i>Difração de Raios – X</i>	32
2.2 PRINCÍPIOS DA MECÂNICA DE FRATURA	35
2.2.1 <i>Aproximação pelo Balanço de Energia de Griffith</i>	35
2.2.2 <i>Mecânica de Fratura Linear Elástica (MFLE)</i>	40
2.2.3 <i>Plasticidade no Vértice da Trinca</i>	44
2.3 FADIGA.....	45
2.3.1 <i>Fratura</i>	46
2.3.2 <i>Propagação de Trinca por Fadiga</i>	48
3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL	64
3.1 MATERIAL.....	64
3.1.2 <i>Análise Química e Metalográfica do Material</i>	64
3.1.3 <i>Difratografia</i>	65
3.2 ENSAIO DE TRAÇÃO	66
3.3 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	69
3.4 PROCESSO DE PRÉ-TRINCA	72
3.5 TENACIDADE A FRATURA POR DEFORMAÇÃO PLANA	76
3.6 ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA	78
3.7 OS MODELOS PARIS, BERGNER E COLLIPRIEST	80
3.8 <i>Fator de Intensidade de tensão limiar para o crescimento de trinca (ΔK_{th})</i>	81
4. DISCUSSÃO DE RESULTADOS	83
4.1 ANÁLISE QUÍMICA E METALOGRAFICA	83
4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO	85
4.3 ENSAIO DE CHARPY	89
4.4 PROCESSO DE PRÉ-TRINCA	93
4.5 TENACIDADE A FRATURA PARA ESTADO DE DEFORMAÇÃO PLANA	93
4.6 OS MODELOS PARIS, BERGNER E COLLIEPRIST	95
5. CONCLUSÃO	102
6. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	103

1. INTRODUÇÃO

1.1 Motivação

O Brasil está buscando a auto-suficiência de petróleo e derivados e a instabilidade de preços é uma força motriz para o aquecimento das atividades de exploração e produção. A exploração de petróleo no Brasil mostra desafios novos em razão da profundidade em que as reservas se encontram. Dentre estes desafios, encontra-se a presença de contaminantes como o gás carbônico (CO_2) e o ácido sulfídrico (H_2S), sendo este último extremamente nocivo às tubulações, principalmente no revestimento dos poços. A concentração do H_2S no óleo ou no gás, associada ao nível de pH do ambiente, é determinante para a ação corrosiva do mesmo. Estruturas metálicas solicitadas mecanicamente tal qual uma coluna de exploração de petróleo em ambiente corrosivo de H_2S podem ter a vida reduzida em razão da corrosão sob tensão. Além disso, os aços estruturais estão sendo fabricados com resistência mecânica elevada para redução de peso da estrutura. Com o aumento da resistência mecânica, estes aços, eventualmente, tornam-se menos dúcteis e com resistência à corrosão prejudicada.

Os aços estruturais devem ter boa soldabilidade como requisito, com a junta apresentando propriedades mecânicas semelhantes ao metal base. Dentre estas propriedades mecânicas podem ser citadas a resistência à tração e à fadiga. O aço ABNT 4133 modificado é aplicado na indústria petrolífera segundo a norma API 5CT para a fabricação de tubos de revestimento e de produção petrolífera com e sem costura, por apresentar baixo custo, boa soldabilidade e usinabilidade dentre outras. Contudo, as condições severas a que os tubos são submetidos, podem comprometer a estrutura e gerar falha prematura.

Para garantir a segurança do projeto, a mecânica da fratura permite calcular se um defeito de um determinado tamanho propagará de maneira frágil sob carregamento de serviço. Para carregamentos cíclicos, o projeto de estruturas pode ser classificado

de acordo com o projeto para vida infinita, projeto para vida finita ou segura, projeto para falha segura (falha por fadiga pode ocorrer, mas a falha da estrutura é detectada e reparada antes do colapso da estrutura) e projeto de dano tolerável (a descontinuidade existe e a mecânica da fratura determina como e quando a trinca cresce até causar o colapso da estrutura). A tendência atual dos projetistas é trabalhar com base nos valores característicos de tenacidade à fratura dos materiais, considerando a taxa de propagação de trinca (da/dN) em função de ΔK em ensaios padronizados pela ASTM. Esses ensaios geram resultados para a propagação de trinca que são aplicados em projetos e na determinação do tempo de vida das estruturas e componentes. A estimativa de vida útil da estrutura não está ainda devidamente esclarecida na literatura devido ao fato de a vida total à fadiga compreender etapas diferentes de comportamento, uma etapa em que a descontinuidade torna-se trinca de fadiga ativa (iniciação) e a outra etapa em que a trinca cresce até que a fratura ocorra (propagação). Pesquisadores como Paris, Walker, Donahue, Priddle e collipriest desenvolveram equações para a previsão da relação $da/dN \times \Delta K$. Muitas delas são de natureza empírica, e outras, são baseadas em considerações físicas. O modelo de Paris é um dos mais utilizados e mostra uma relação de potência para o crescimento de trinca na região II da curva sigmoidal em carregamento com amplitude constante. Bergner e Zouhar (2000), atentam para as controvérsias que aparecem na literatura sobre os expoentes C e m de Paris e sobre a relevância do fenômeno de fechamento de trinca, quando uma trinca tende a se propagar através do material. O modelo de Collipriest, válido também para processo de fadiga com amplitude constante, considera as regiões I, II e III da curva sigmoidal. Tendo em vista o exposto acima, busca-se neste trabalho estimar a vida útil do aço ABNT 4133 modificado na condição de lingotamento contínuo a partir dos modelos de propagação de trinca existentes na literatura para relação de carga constante em condições atmosféricas e à temperatura ambiente.

1.2 Objetivos

- Obter a taxa de propagação de trinca por fadiga em função do fator de intensidade de tensão para o aço ABNT 4133 modificado na condição de lingotamento contínuo.
- Estimar a vida útil do aço ABNT 4133 modificado na condição de lingotamento contínuo utilizando os modelo de Paris, Bergner e Collipriest.
- Avaliar os resultados experimentais obtidos em relação aos modelos de Paris, Bergner e Collipriest, existentes na literatura.

1.3 Justificativa

As explorações petrolíferas marítimas têm gerado muitos desafios, visto que, apesar de o petróleo continuar sendo o principal componente da demanda energética mundial, a localização das reservas descobertas atualmente no Brasil, são de difícil extração e necessita de recursos financeiros e tecnológicos. O problema do gradiente térmico na fase de extração já é minimizado utilizando-se tubos flexíveis para ligar o poço à plataforma de produção com revestimento térmico e temperatura controlada por fios elétricos e fibra óptica. Entretanto, garantir o processo de extração e comercialização competitivas implica na obtenção de aços de elevada resistência mecânica e elevada tenacidade, como propriedades fundamentais ao controle de solicitações cíclicas e solicitações severas a que as estruturas de extração ficam submetidas. O ambiente de águas profundas (acima de 500m) e ultraprofundas (acima de 1000m), oferece condições agressivas de corrosão em virtude da presença de gás carbônico(CO_2) , ácido hidro-sulfúrico(H_2S) e alta pressão. O crescimento de trinca por solicitações cíclicas pode ocorrer e comprometer a integridade das estruturas e ocasionar falha por processo de fadiga. Para controlar e modelar a vida em função da

intensidade de tensão são utilizados ensaios mecânicos de Tração, Charpy, Fadiga e os modelos de Paris, Bergner e Colliieprist, que envolvem constantes do material, resistência ao crescimento de trinca, K_{IC} , e fator de intensidade de tensão limiar, ΔK_{th} . As amostras utilizadas foram obtidas do aço 4133 modificado, obtido por lingotamento contínuo, na forma de barras, seccionadas em serra de fita na forma de discos para posterior usinagem. Em seguida, foram preparados conforme as normas ASTM E8, ASTM E23, ASTM E399 e ASTM E647. As solicitações a que o aço em estudo é submetido no processo de extração é influenciada por processos energéticos e estruturais, tendo lugar no vértice de trinca. O processo de crescimento de trinca é complexo sob o ponto de vista de análise mecânica e descrição fenomenológica. Pouco se sabe ainda sobre a previsão de vida útil do aço ABNT 4133 modificado, exposto a ambientes em condições agressivas de corrosão em virtude da presença de gás carbônico (CO_2), ácido sulfídrico (H_2S) e alta pressão. A modelagem dos efeitos da geometria e dimensão da descontinuidade nas estimativas de vida útil da estrutura não está ainda devidamente esclarecida na literatura. Os estágios da vida de estruturas ocupam porções diferenciadas da vida total, e, simultaneamente, a etapa de propagação pode ocorrer ao longo da espessura ou largura da estrutura respeitando ou não as leis da mecânica da fratura. Como o material no lingotamento contínuo apresenta descontinuidades químicas e físicas e elevada resistência mecânica, justifica-se este trabalho para se conhecer o impacto dessas descontinuidades na iniciação e propagação de trinca através do material desde a produção inicial.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços

O aço é uma liga ferro-carbono, utilizado de forma intensiva em numerosas aplicações comerciais. Para facilitar seu emprego, o aço é normalizado e classificado de várias maneiras. A tabela 1 mostra os tipos de classificação e o produto para aplicações.

TABELA 1: Tipo de classificação dos aços.

TIPOS DE CLASSIFICAÇÃO	
Forma do produto semi-acabado	Chapas, barras, laminados, etc.
Processo de acabamento	Laminados a quente, laminados a frio, fundidos, forjados, etc.
Tipo de procedimento de desoxidação	Acalmado, semi-acalmado, etc.
Tipo de aplicação	Tratamento térmico, componentes específicos (molas, engrenagens, etc.), processos de fabricação (de fácil usinagem, de fácil conformação, etc.).
Composição química	Teor de carbono ou teor de elemento de liga.

Fonte: Dados da pesquisa.

O processo de refino de ferro gusa e sua conversão em aço (menos de 2% de carbono), tem início no convertedor LD. Neste processo, o ferro gusa é submetido ao sopro de oxigênio, que tem a finalidade de queimar o excesso de carbono e silício. A figura 1 mostra a seqüência de operações no Convertedor LD. Em (a) convertedor inclinado para carregar; (b) convertedor carregando sucata; (c) convertedor carregando gusa; (d) convertedor vazando escória no pote de escória; (e) convertedor vazando aço na panela de aço e (f) convertedor em processo de sopragem.

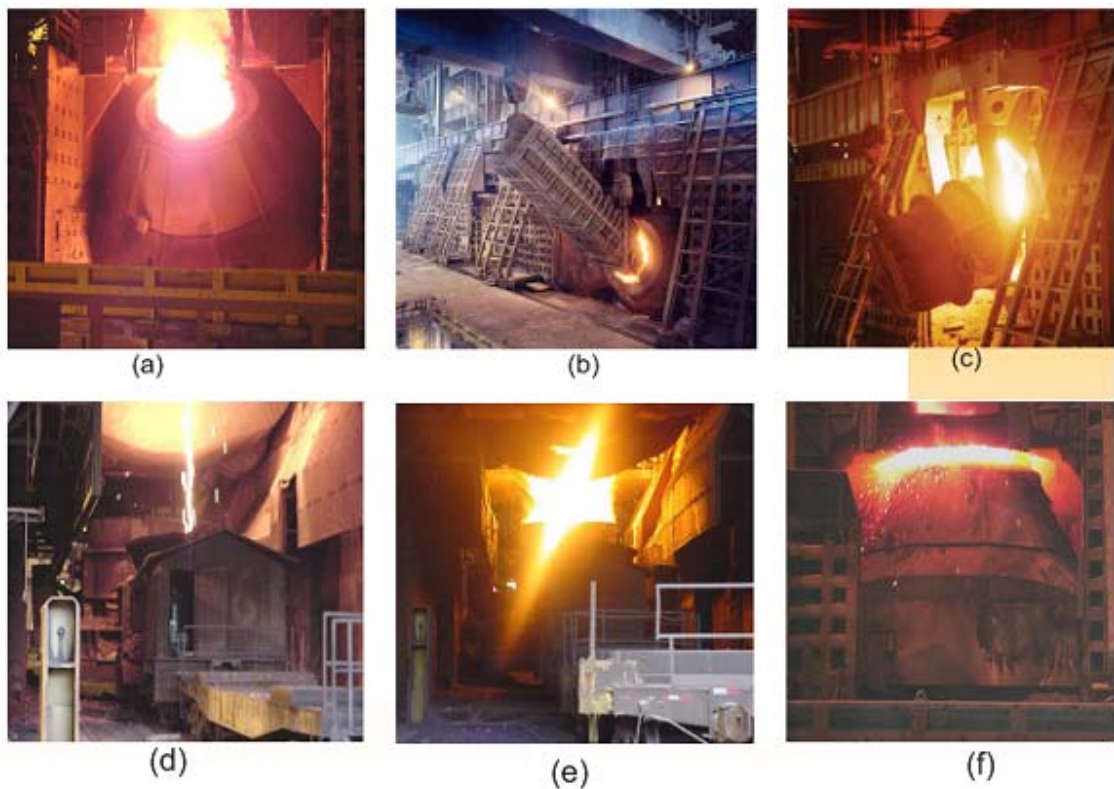


Figura 1: Seqüência de operações no Convertedor LD.

Fonte: Arcelor Mittal Tubarão, 2009.

Segundo a ABNT, em função da composição química, os aços são classificados por meio de um número, de quatro ou cinco dígitos. A tabela 2 mostra alguns aços e suas respectivas classificações.

TABELA 2: Classificação dos aços quanto à composição química.

	CLASSE	DESIGNAÇÃO	TEOR (%)
Aços Ligas	13XX	Manganês	1,75
	23XX	Níquel	3,5
	31XX	Níquel-Cromo	1,25 – 0,65
	41XX	Cromo- Molibdênio	0,50 – 0,80
	43XX	Cromo- Níquel- Molibdênio	0,80 – 0,50 – 0,25

Fonte: Dados da pesquisa.

A figura 2 apresenta alguns elementos e suas respectivas influências nas propriedades mecânicas do aço.

PROPRIEDADES		C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Al
Aumento de	Dureza	X	X	x		X					
	Resistência	X	X	x		X				x	
	Resistência ao desgaste										
	Resistência ao impacto						x				
	Resistência a corrosão							x			
	Resistência a abrasão							x			
	Resistência a altas temperaturas								x		
Temperabilidade							x	x			
Diminuição de	Dutibilidade	X		x	x						
	Soldabilidade	X									
Desoxidante		X				X					X

Figura 2: Elementos de liga versus propriedades mecânicas.

Fonte: Dados da pesquisa.

O Instituto Americano de Petróleo (API), aborda várias normas da indústria petrolífera e de gás, incluindo a exploração e produção, refino, a proteção contra incêndios e de segurança, transporte marítimo de petróleo e medição e é líder na padronização de processos de equipamentos de perfuração e produção para campos petrolíferos. Ele controla a produção, perfuração, estruturas de tubos, válvulas, reservatórios, etc, bem como as questões de saúde e as questões ambientais que estes projetos envolvem. A Norma API 5CT também controla a produção de aços para tubulações petrolíferas com e sem costura.

2.1.2 Solidificação por Lingotamento Contínuo

No processo de solidificação do aço, utiliza-se uma máquina de lingotamento contínuo que compreende o vazamento do aço líquido verticalmente a partir de uma panela que está depositada em uma torre de panela dentro de um molde de cobre refrigerado, aberto no topo e na base. O aço líquido em alta temperatura transfere calor para a parede do molde e uma pele solidificada vai se formando. Durante este estágio, o movimento de oscilação do molde e a lubrificação da pele solidificada garantem o sucesso do processo. O molde é a região onde ocorre o primeiro resfriamento do aço, fazendo-o passar de metal líquido para sólido e, por isso, costuma-se designar este estágio de resfriamento primário ou indireto. A região da máquina que possui bicos de “spray” é denominada zona de resfriamento secundário ou direto por ter a água em contato direto com o veio no processo de solidificação. Há dois tipos de resfriamento secundário: o resfriamento hidráulico e o “air-mist”, no qual, ar e água são misturados, provocando a atomização da água, diminuindo o tamanho da gota, tornando mais eficiente a troca de calor com o veio, visto que, a periferia do material perde calor com uma taxa de resfriamento maior que o centro do material, fazendo com que o centro e periferia tenham propriedades diferentes.

Do ponto de vista da transferência de calor, o lingotamento contínuo pode ser decomposto em três estágios. A figura 3 mostra um esquema básico desse processo.

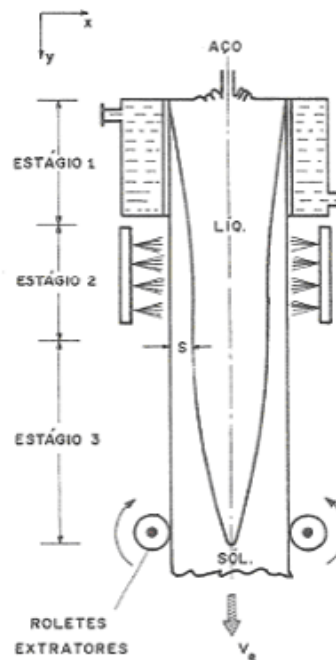


Figura 3: Corte longitudinal de sistema de lingotamento contínuo.
Fonte: Adaptação de Davies, 1978.

I - Estágio de refrigeração primária: constituído de um molde refrigerado a água.

II - Estágio de refrigeração secundário: fase em que o lingote ainda não totalmente solidificado, passa a ser esfriado diretamente por um chuveiro de água.

III - Estágio de esfriamento livre: nesta fase o lingote passa a transferir calor diretamente ao meio ambiente por radiação e convecção térmicas.

No processo de solidificação, os grãos que aparecem na região coquilhada, colunar e equiaxial podem ter diferentes tamanhos dependendo das taxas de extração de calor e gradientes térmicos em cada momento da solidificação. Morfologia típica de uma seção transversal de um tarugo obtido a partir de lingotamento contínuo. Veja figura 4.

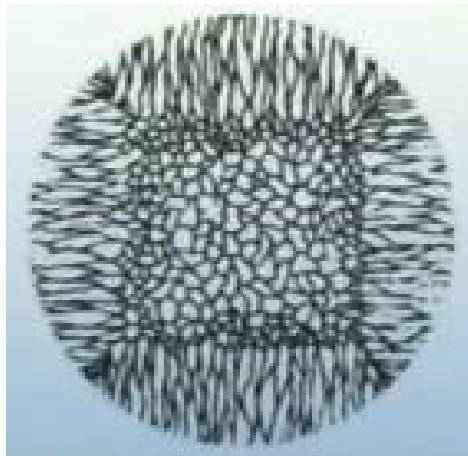


Figura 4: Morfologia obtida a partir de lingotamento contínuo.
Fonte: Metal Mundi. Disponível em www.metalmundi.com.br

- *Zona coquilhada*: região de pequenos grãos com orientação cristalina aleatória situada na parede do molde. Próximo à parede existe maior taxa de extração de calor e, portanto, elevado resfriamento, que favorece a formação destes grãos. Os grãos da zona coquilhada tendem a crescer na direção oposta a da extração de calor, porém algumas direções cristalinas apresentam maior velocidade de crescimento que outras.

- *Zona Colunar*: região de grãos alongados, orientados na direção de extração de calor. Os grãos da zona coquilhada que possuem as direções cristalinas de maiores velocidades de crescimento alinhadas com a direção de extração de calor, apresentam aceleração de crescimento. Esta aceleração gera grãos alongados que compõem a zona colunar, situada na posição intermediária entre a parede e o centro do molde.

- *Zona Equiaxial*: região de pequenos grãos formados no centro do molde como resultado da nucleação de cristais ou da migração de fragmentos de grãos colunares (arrastados para o centro por correntes de convecção no líquido). Nesta região, os grãos tendem a ser aproximadamente do mesmo tamanho.

Os produtos obtidos do processo serão, posteriormente, seccionados em comprimentos definidos, conforme a aplicação final do produto. Alguns aços mais críticos, com presença de elementos de liga podem, também, serem resfriados e

inspecionados a frio, mas apresentam mais propensão a defeitos superficiais que os demais (Faco, 2007).

Alguns defeitos como trincas, segregações, porosidades, inclusões e cavidades encontrados no interior e na superfície dos produtos lingotados são ilustrados na figura 5 .

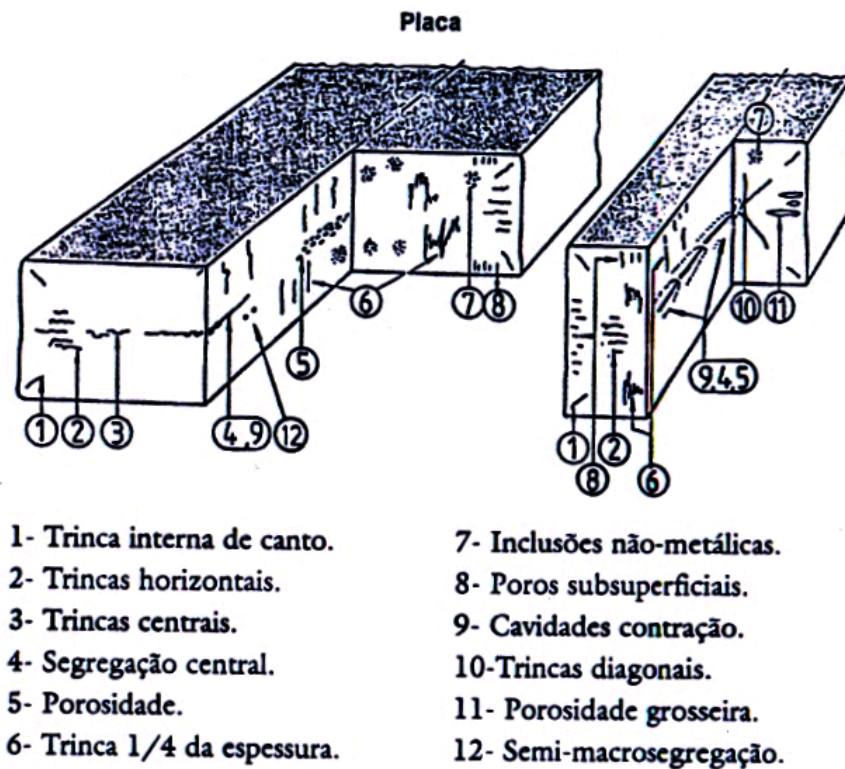


Figura 5: Representação dos defeitos das placas, blocos e tarugos.
Fonte: FACO, Introdução à siderurgia, 2007.

Esses defeitos podem e devem ser removidos, para que não afetem a qualidade do produto acabado. Assim que são eliminados os defeitos de superfície, os semiprodutos são avaliados. Em seguida, o produto é enviado à linha de laminação, para, posteriormente, ser transformado em produto acabado como tubo sem costura, conforme a figura 6.

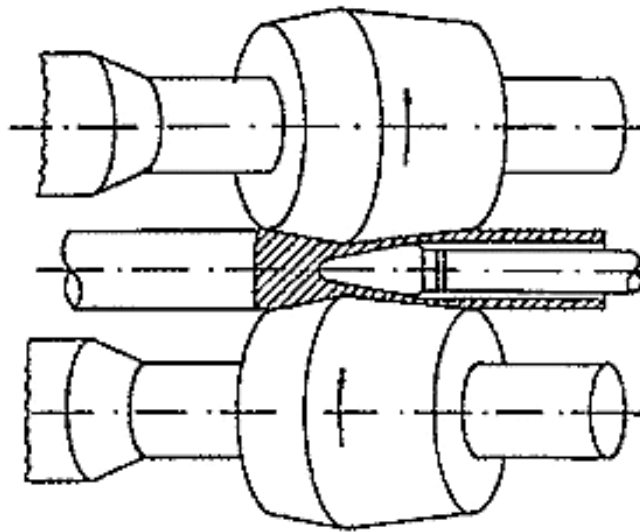


Figura 6: Esquema de um laminador de tubos Mannesmann.
Fonte: Bresciani Filho, 1991.

2.1.3 Difração de Raios – X

Raios-X são produzidos quando qualquer partícula eletricamente carregada, de suficiente energia cinética, é rapidamente desacelerada. Normalmente, são utilizados elétrons em um "tubo de raios-X" o qual contém uma fonte de elétrons e dois eletrodos metálicos. A alta voltagem mantida entre os eletrodos (algumas dezenas de milhares de volts) rapidamente atrai os elétrons para o ânodo, ou alvo, no qual eles colidem a alta velocidade. Raios-X são produzidos no ponto de impacto e irradiam em todas as direções (Callister, 1991).

Quando um feixe paralelo e monocromático de raios-X de comprimento de onda λ incide em um cristal a um ângulo θ , medido entre o raio incidente e o plano cristalino de um metal, pode-se determinar em quais condições o feixe incidente será difratado com um número grande de raios espalhados que se reforçam mutuamente. As posições de reforço, ou máximo, podem ser determinadas considerando-se que os raios-X sejam refletidos pelos planos cristalinos do cristal.

Esse processo de espalhamento e interferência é uma forma de difração. Esta forma de difração é um poderoso instrumento para estudar espectros de raios-X e, também, a disposição dos átomos nos cristais. Para estudar os espectros, usa-se uma certa família de planos cristalinos, cujo espaçamento d é conhecido (Halliday, 1996).

Para um cristal cúbico, o espaçamento é dado por:

$$\frac{1}{d^2} = \frac{(h^2 + k^2 + l^2)}{\rho^2} \quad (1)$$

onde h , k e l são os índices dos planos e ρ é o parâmetro de rede.

A lei de Bragg explica que, quando raios-X encontram um material cristalino, são difratados pelos planos atômicos (ou iônicos) dentro do cristal. Esses planos refletem efetivamente diferentes comprimentos de onda sob ângulos diferentes. Um detector capaz de discriminar um ângulo do outro pode então ser usado para determinar o comprimento de onda da radiação que o atinge. Por outro lado, pode-se estudar o cristal propriamente dito mediante um feixe monocromático desses raios e determinar não apenas o espaçamento dos diversos planos do cristal, mas também a estrutura da célula unitária. Para tanto, é necessário que o comprimento da onda utilizada seja aproximadamente o valor do espaçamento entre os planos cristalinos. O *ângulo de incidência*, θ , dos raios, depende do comprimento de onda λ e da distância d entre os planos e estão relacionados pela expressão conhecida como Lei de Bragg, mostrada na equação a seguir:

$$n.\lambda = 2d.\text{sen}\theta \quad (2)$$

O valor de n é o número inteiro de ondas comportados na distância BCD e $n.\lambda = BC + CD = 2CA \text{ sen}\theta = 2d.\text{sen}\theta$, conforme mostra a figura 7.

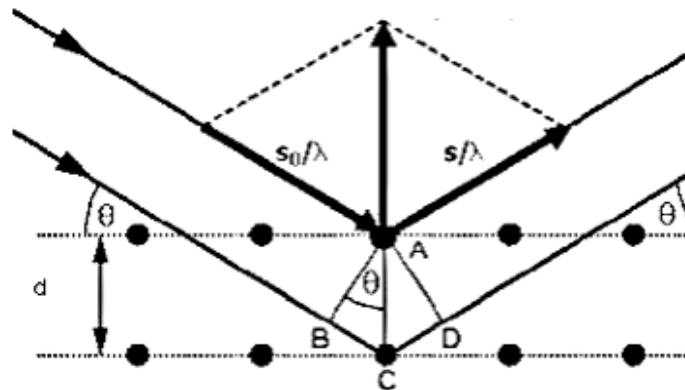


Figura 7: Difração de raios-X.
Fonte: Adaptação de Smallman, et al, 1999.

Combinando as equações 1 e 2, temos:

$$\frac{\sin^2 \theta}{(h^2 + k^2 + l^2)} = \frac{\lambda^2}{4\rho^2} \quad (3)$$

Portanto, conhecendo-se o parâmetro de rede do cristal pode-se determinar os índices (h , k e l) dos planos cristalinos correspondentes a cada um dos picos presentes no espectro de difração e identificar suas fases. Para cristais que não pertencem ao sistema cúbico, as equações 1 e 2 são diferentes, mas o procedimento para indexação dos picos é o mesmo.

Utiliza-se um difratômetro para a realização das medidas posicionando-se a amostra e girando-a de um ângulo θ , enquanto o detector é girado de um ângulo 2θ . Quando a condição de Bragg é satisfeita tem-se um pico no sinal do detector. Sabendo-se o valor de 2θ e com o valor do comprimento de onda dos raios incidentes, pode-se determinar o espaçamento entre os planos cristalinos que difrataram os raios.

2.2 Princípios da Mecânica de Fratura

Os procedimentos de projeto de estruturas se baseiam no limite de escoamento e/ou no limite de resistência, porém os materiais sempre contêm descontinuidades tais como trincas, porosidades e inclusões. Exemplos de falhas devido a descontinuidades que não foram considerados em projetos são listados na literatura (Anderson, 1995). A partir de diversas falhas, muitas das quais catastróficas, foram desenvolvidos os princípios da mecânica de fratura, a qual relaciona a tensão aplicada com o tamanho da descontinuidade. O emprego da metodologia da mecânica de fratura e de fadiga tem sido o enfoque principal de engenheiros e projetistas nas diversas aplicações de materiais, em especial, o aço. O comportamento dos materiais com relação à propagação de trinca vem estimulando um esforço crescente sobre o desenvolvimento de metodologias preditivas para analisar a integridade de componentes mecânicos submetidos a diversas condições de carregamento e de produtos mais resistentes ao crescimento de trinca. Tais metodologias são de suma importância para o desenvolvimento de procedimentos mais realistas de avaliação do impacto de descontinuidades em materiais estruturais, e de construção mecânica com relação à extensão da vida útil de estruturas e equipamentos em serviço (Miqueri, 2006).

2.2.1 Aproximação pelo Balanço de Energia de Griffith

De acordo com a teoria de Griffith, uma descontinuidade se torna instável e, portanto, ocorre fratura, quando a variação da energia de deformação resultante de um crescimento incremental da trinca é suficiente para vencer a energia de superfície do material (Ewalds, 1993).

Considere uma placa infinita de espessura unitária contendo uma trinca passante, de comprimento $2a$, sujeito a uma tensão de tração uniforme σ , aplicada no infinito, conforme apresentado na figura 8.

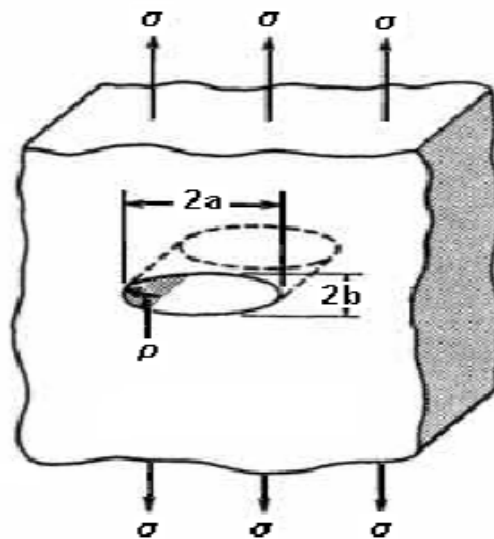


Figura 8: Placa infinita com uma trinca de comprimento $2a$, sob tração.
Fonte: Anderson, 1995.

A energia total U_T da placa trincada pode ser escrita como:

$$U_T = U_0 + U_a + U_\gamma - F \quad (4)$$

U_0 = energia elástica da placa não trincada (constante);

U_a = mudança na energia elástica causada pela introdução de uma trinca;

U_γ = mudança na energia elástica de superfície causada pela formação de superfícies da trinca;

F = trabalho realizado pelas forças externas (F = carga x deslocamento), o qual deve ser subtraído na equação 4, considerando que não é parte da energia interna da placa.

Griffith usou uma análise de tensão desenvolvida por Inglis e mostrou que para uma espessura unitária, o valor absoluto de U_a é dado por:

$$|U_a| = \frac{\pi\sigma^2 a^2}{E} \quad (5)$$

A energia elástica de superfície U_γ é igual ao produto da energia elástica de superfície do material, γ_e , pela área das duas faces da trinca, ou seja;

$$U_\gamma = 2(2a\gamma_e) = 4a\gamma_e \quad (6)$$

Se nenhum trabalho é realizado por forças externas, $dF = 0$, tem-se, portanto:

$$U_T = U_0 + U_a + U_\gamma = U_0 - \frac{\pi\sigma^2 a^2}{E} + 4a\gamma_e \quad (7)$$

Como $U_0 = \text{constante}$, a condição de equilíbrio para propagação da trinca é:

$$\frac{d}{da} \left(-\frac{\pi\sigma^2 a^2}{E} + 4a\gamma_e \right) = 0 \quad (8)$$

A figura 9(a) e (b) representa em forma esquemática os dois termos de energia na equação 8, sua soma e a derivada, du/da , como funções do comprimento da trinca $2a$.

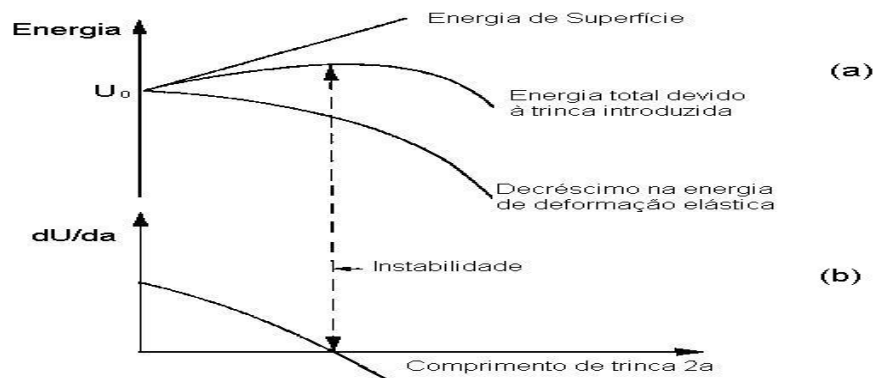


Figura 9: Balanço de energia de uma trinca.
Fonte: Ewalds, 1993.

Quando a liberação de energia elástica devido a um incremento potencial de crescimento de trinca, da , vale mais que a demanda para energia de superfície para o crescimento dessa trinca, a introdução de uma trinca levará à sua propagação instável. Da condição de equilíbrio, obtém-se:

$$\frac{2\pi\sigma^2 a}{E} = 4\gamma_e \quad (9)$$

Da equação 6 e 9, vem:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_e}{\pi a}} \quad \text{Para estado de tensão plana} \quad (10)$$

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_e}{\pi a(1-\nu^2)}} \quad \text{Para estado de deformação plana} \quad (11)$$

A relação acima foi modificada por Orowan e Irwin que consideraram o fluxo plástico no vértice da trinca antes do início de propagação. Reescrevendo a equação 9, tem-se a forma 12, onde o primeiro membro é denominado força para extensão de trinca e é representado por G .

$$\frac{\pi\sigma^2 a}{E} = 2\gamma_e \quad (12)$$

Ele representa a energia elástica por unidade de área de superfície da trinca, disponível para uma extensão infinitesimal da mesma. O segundo membro representa o aumento da energia de superfície que deveria ocorrer devido a uma extensão infinitesimal da trinca, representado por R_s . Resulta então que, para ocorrer crescimento instável da trinca, G deve ser no mínimo igual a R_s . Se R_s é constante, então G deve exceder um valor crítico G_c . Dessa forma ocorrerá a fratura se:

$$\frac{\pi\sigma^2 a}{E} \geq \frac{\pi\sigma_c^2 a}{E} = G_c = R_s \quad (13)$$

O valor crítico G_c pode ser determinado medindo-se a tensão σ_c necessária para fraturar uma placa contendo uma trinca de tamanho $2a$. Partindo-se da equação 12, chega-se às seguintes equações:

$$\frac{dU_a}{da} = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} = G \quad \text{Para estado de tensão plana} \quad (14)$$

$$\frac{dU_a}{da} = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} (1 - \nu^2) = G \quad \text{Para estado de deformação plana} \quad (15)$$

2.2.2 Mecânica de Fratura Linear Elástica (MFLE)

Para melhor se entender o mecanismo de estabilidade da descontinuidade, estabelece-se uma grandeza chamada fator de intensificação de tensão (K). Este fator leva em consideração a tensão aplicada no material, o comprimento da trinca e o fator de forma da trinca, que é função da forma da trinca e do tipo de sollicitação do material (SURESH, 1998).

A tenacidade à fratura de componentes que contém descontinuidades pode, também, ser estudada por meio de análise de tensões, baseada nos conceitos da teoria da elasticidade (Kanninen & Popelar, 1985). Em 1957, Irwin publicou soluções para distribuições de tensões no vértice da trinca associadas com os três modos principais de carregamento apresentados na figura 10, os quais envolvem diferentes deslocamentos das superfícies da trinca (Anderson, 1995).

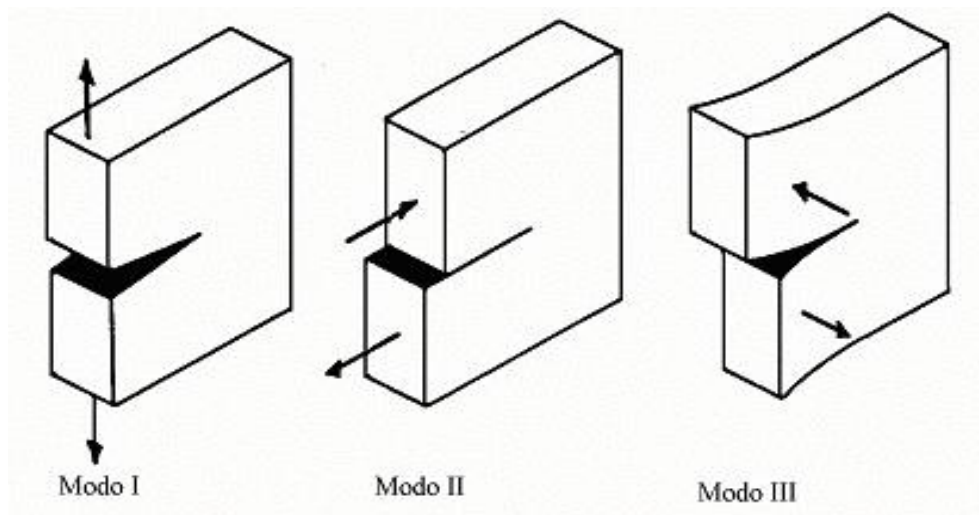


Figura 10: Modos básicos de carregamento.
Fonte: Anderson, 1995.

Modo I: Modo de abertura ou tração, no qual as superfícies da trinca se deslocam perpendiculares a si mesmas e na direção das cargas. O modo I de carregamento é o encontrado na maioria das situações de engenharia.

Modo II: Modo de deslizamento ou cisalhamento, no qual as superfícies da trinca deslizam uma sobre a outra em uma direção perpendicular à aresta da trinca e na direção de aplicação da carga.

Modo III: Modo de rasgamento ou de cisalhamento transversal, no qual as superfícies da trinca se movem uma relativa à outra e paralelamente à aresta da trinca.

Considerando a notação da figura 11, a partir da teoria de análise de tensões de Irwin, com a utilização de coordenadas polares como mostra a figura a seguir, chega-se às equações 16, 17 e 18:

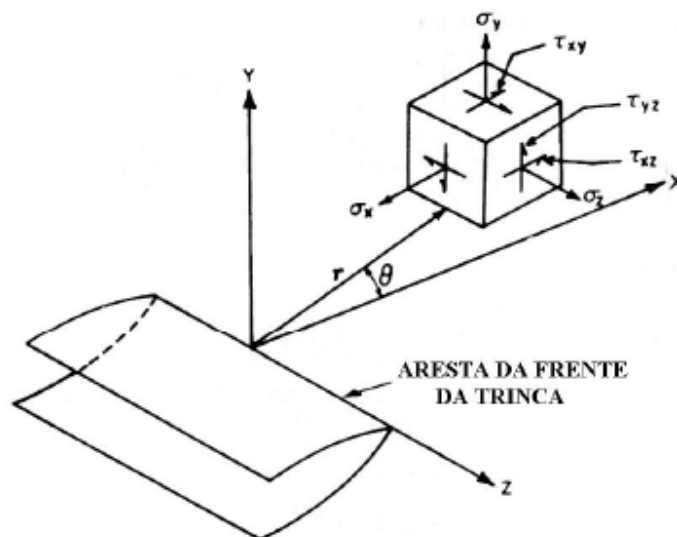


Figura 11: Distribuição de tensões no vértice da trinca.
Fonte: Anderson, 1995.

Nessas equações, K é definido como o fator de intensidade de tensão. Em essência, K serve como um fator de escala para definir o campo de tensões no vértice da trinca.

$$\sigma_{yy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (16)$$

$$\sigma_{xx} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right) \quad (17)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (18)$$

Observa-se, das equações anteriores, que K é função da tensão e do comprimento da trinca, ou seja,

$$K = f(\sigma, a) \quad (19)$$

A espessura do corpo-de-prova, também, definirá o estado de tensões. Se a chapa é fina, tal que a tensão na direção da espessura é nula, isto é, $\sigma_{zz} \approx 0$, tem-se um estado plano de tensão. Se a chapa tem uma espessura “apreciável”, em que a tensão não é desprezível, então $\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$ e há restrição à deformação ao longo da espessura. Neste caso, tem-se a condição de estado plano de deformação. Em geral, a expressão de K assume a forma:

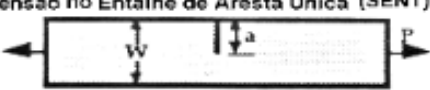
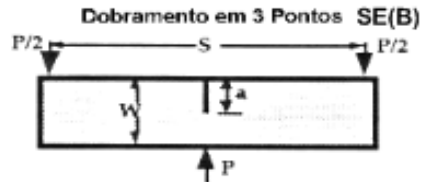
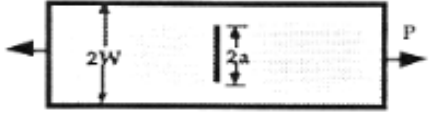
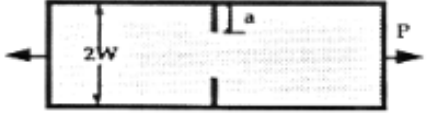
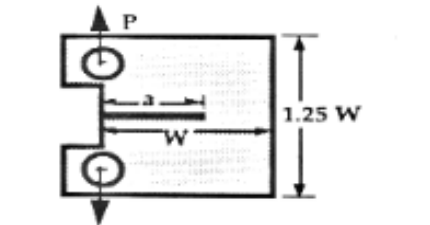
$$K = \sigma \sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (20)$$

onde $f(a/W)$ é uma função de fatores geométricos.

Assegurando que a falha de um material se associa a uma combinação de tensões e deformações, pode-se esperar que a propagação da trinca ocorra, quando K atingir ou exceder um valor crítico (Anderson, 1995; Godefroid, 1999; Dieter, 1981).

Em condições de estado plano de tensões, este valor crítico recebe a denominação de K_{IC} . O valor de K_{IC} se relaciona ao modo I e é uma propriedade do material em estado plano de deformação (Anderson, 1995). Assim, K_{IC} representa a resistência inerente do material à falha, na presença de uma trinca. Esse fator de intensidade de tensão crítico é somente uma constante do material, quando certas condições são encontradas e depende da geometria do material. A tabela 3 apresenta algumas relações entre a função a/W e parâmetros geométricos do corpo-de-prova (Anderson, 1995).

TABELA 3: Relações entre $f(a/W)$ e parâmetros geométricos do corpo-de-prova.

Geometria	$f(a/w)$
<p>Tensão no Entalhe de Aresta Única (SENT)</p> 	$\frac{\sqrt{2 \tan \frac{\pi a}{2W}}}{\cos \frac{\pi a}{2W}} \left[0.752 + 2.02 \left[\frac{a}{W} \right] + 0.57 \left[1 - \sin \frac{\pi a}{2W} \right]^3 \right]$
<p>Dobramento em 3 Pontos SE(B)</p> 	$\frac{3 \frac{S}{W} \sqrt{\frac{a}{W}}}{2 \left[1 + 2 \frac{a}{W} \right] \left[1 - \frac{a}{W} \right]^{3/2}} \left[1.99 - \frac{a}{W} \left[1 - \frac{a}{W} \right] \left\{ 2.15 - 3.93 \left[\frac{a}{W} \right] + 2.7 \left[\frac{a}{W} \right]^2 \right\} \right]$
<p>Tensão com Trinca na Centro (CCT)</p> 	$\sqrt{\frac{\pi a}{4W} \sec \frac{\pi a}{2W}} \left[1 - 0.025 \left[\frac{a}{W} \right]^2 + 0.06 \left[\frac{a}{W} \right]^4 \right]$
<p>Tensão no Entalhe de Aresta Dupla (DENT)</p> 	$\frac{\sqrt{\frac{\pi a}{2W}}}{\sqrt{1 - \frac{a}{W}}} \left[1.122 - 0.561 \left[\frac{a}{W} \right] - 0.205 \left[\frac{a}{W} \right]^2 + 0.471 \left[\frac{a}{W} \right]^3 + 0.190 \left[\frac{a}{W} \right]^4 \right]$
<p>Tração-Compacta C(T)</p> 	$\frac{2 + \frac{a}{W}}{\left[1 - \frac{a}{W} \right]^{3/2}} \left[8.886 + 4.64 \left[\frac{a}{W} \right] - 13.32 \left[\frac{a}{W} \right]^2 + 14.72 \left[\frac{a}{W} \right]^3 - 5.60 \left[\frac{a}{W} \right]^4 \right]$

Fonte: Anderson, 1995.

2.2.3 Plasticidade no Vértice da Trinca

A distribuição elástica na vizinhança do vértice da trinca apresenta, através das equações 16, 17 e 18 que, quando r tende para zero, as tensões tendem para infinito, isto é, há uma singularidade no vértice da trinca. Como os materiais estruturais

deformam plasticamente acima do limite de escoamento, haverá na realidade uma zona plástica envolvendo o vértice da trinca. Assim, a solução elástica não é aplicável de uma forma rigorosa.

A ocorrência da plasticidade, segundo Irwin, faz a trinca se comportar como se fosse maior que seu tamanho físico. A mecânica de fratura linear elástica se aplica para comportamento elástico linear; admite-se, porém, uma plasticidade limitada no vértice da trinca. Quando a zona plástica não é muito pequena, o problema é tratado com a utilização dos conceitos da mecânica de fratura elasto-plástica (MFEP). Para Pascoal Junior (2002), Falcão (1998) e Spinelli (1997) os métodos de determinação de tenacidade à fratura no regime elasto-plástico são a análise da curva de resistência.

2.3 Fadiga

Quando um componente mecânico em serviço está sujeito a solicitações dinâmicas ou repetidas, ele rompe em cargas inferiores àquelas que poderia suportar se essas cargas aplicadas tivessem um caráter estático (Davim, 2004). Nesse processo, as degradações localizadas, progressivas e permanentes que ocorre no material sujeito a variação nas tensões e deformações, propicia a formação de uma trinca ou a completa fratura depois de ocorrido um número suficiente de ciclos. A falha de componentes estruturais em razão de carregamento cíclico é o principal problema do projeto. O processo de fratura por fadiga se caracteriza por três etapas distintas, a saber, nucleação, propagação da trinca e a fratura. O número de ciclos requerido para iniciar uma trinca de fadiga é denominado vida de iniciação de trinca de fadiga N_i , e para propagação até um comprimento crítico é denominado vida de propagação de trinca de fadiga N_p . A vida de fadiga total N_t , é a soma das vidas de iniciação e propagação, conforme equação 21.

$$N_t = N_i + N_p \quad (21)$$

A etapa da nucleação consome a maior parte da vida da estrutura. A taxa de propagação no estágio de nucleação é da ordem de (nm /ciclo), enquanto no estágio de propagação é de (μm /ciclo). A tensão alternada aplicada relacionada com o número de ciclos até a falha é denominada vida do elemento. A tendência do diagrama (σ) versus (N) é evidenciar que a vida do elemento aumenta com a diminuição da tensão cíclica e, abaixo de uma tensão chamada limite de resistência à fadiga, a vida não é mais afetada pela tensão aplicada. Essa tendência pode ser descrita pela equação 22.

$$N = C_f (\sigma_r)^n \quad (22)$$

onde C_f e n são constantes do material determinadas experimentalmente, N é o número de ciclos e σ_r é a tensão cíclica aplicada ao material.

Visto que a fratura do material tem origem em descontinuidades ou entalhes, não se é capaz de separar as etapas de nucleação e propagação de trincas, apesar da grande utilização das curvas σ versus N , em engenharia, trazendo dificuldades na avaliação do comportamento de elementos com entalhes acentuados ou de estruturas trincadas. É importante, assim, identificar o mecanismo de propagação de trinca por fadiga, com o intuito de melhorar as características do material (Song, 1997, Dugdale, 1960).

2.3.1 Fratura

Materiais dúcteis usualmente falham como resultado da nucleação, crescimento e coalescência de vazios microscópicos que se iniciam entre partículas de segunda fase e a matriz, ou quando ocorre ruptura destes “elementos” (Cetlin e Silva, 1986). Como consequência, a fratura dúctil é constituída por depressões denominadas “*dimples*”.

A fratura por clivagem, que é uma rápida propagação de uma trinca ao longo de um plano cristalográfico específico, pode ser percebida por uma deformação plástica. A probabilidade de se encontrar fratura por clivagem aumenta com o abaixamento da temperatura e com o aumento da taxa de deformação. Quando observadas por meio de um microscópio ótico ou eletrônico, as facetas de clivagem parecem conter degraus, esses degraus se formam pela união de trincas paralelas, através de clivagem secundária ou pela passagem de discordâncias em hélice. A figura 12 mostra as representações esquemáticas dos dois mecanismos mais comuns de fratura em metais.

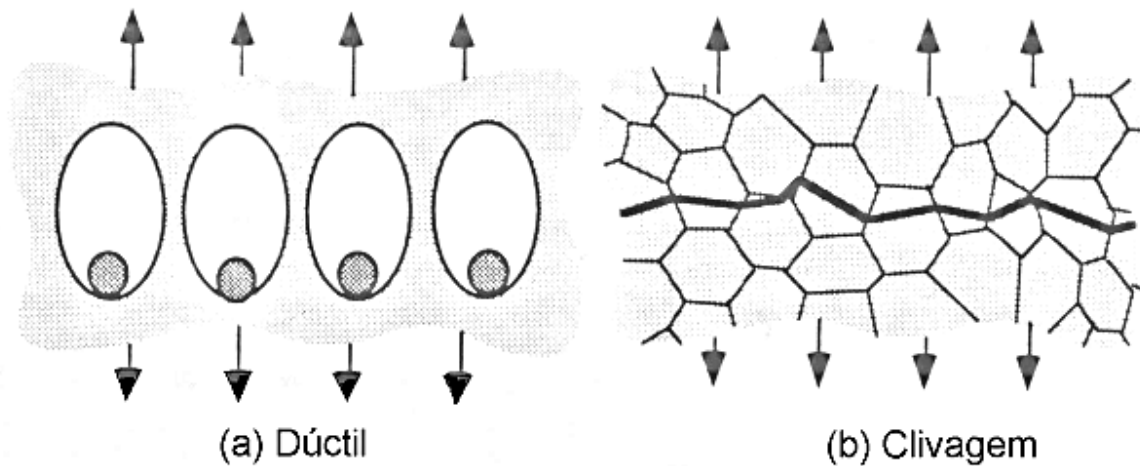


Figura 12: Representações de mecanismos de fratura dúctil(a) e clivagem(b).
Fonte: Anderson, 1995.

Em materiais submetidos à tração, os estágios observados na fratura dúctil são: formação de superfície livre junto à inclusão ou partícula de segunda fase pela decoesão da interface ou trinca da partícula, crescimento de microcavidades junto à partícula e coalescência destas microcavidades com microcavidades adjacentes. A fractografia em microscópio eletrônico de varredura (MEV), apresenta “*dimples*” característicos de coalescência de microcavidades. “*Dimples*” sempre têm uma forma irregular, devido à ocorrência aleatória de microcavidades. “*Dimples*” equiaxiais se formam, quando as tensões são predominantemente de tração. “*Dimples*” alongados se formam no modo de cisalhamento ou de rasgamento.

Sob impacto, aço ferrítico tende a ser frágil em baixas temperaturas, dessa forma a falha ocorre por clivagem. Em altas temperaturas, o material tende a ser dúctil e a falha ocorre por coalescência de microcavidades. Na região de transição entre o comportamento dúctil e frágil, ambos os mecanismos de fratura podem ocorrer.

A principal característica de uma trinca por fadiga é a falta de deformação plástica macroscópica antes do colapso. Uma análise da superfície de fratura pode revelar a existência de marcas de praia em torno do núcleo da fratura e linhas radiais partindo dele. Essas linhas podem ajudar na localização do ponto de origem da fratura.

O aparecimento de marcas de praia é devido a alterações no nível de carregamento e ou na frequência de aplicação da carga. Nesta etapa, a propagação da trinca é estável. Além das marcas de praia observadas macroscopicamente, uma característica da fratura por fadiga particularmente em metais dúcteis, é a presença de estrias vistas por meio de microscopia eletrônica.

2.3.2 Propagação de Trinca por Fadiga

Considere uma trinca passante em uma placa sujeita a uma tensão senoidal remota que varia entre valor máximo e mínimo constantes, ou seja, um carregamento por fadiga, consistindo de tensão cíclica com amplitude constante como representado na figura 13.

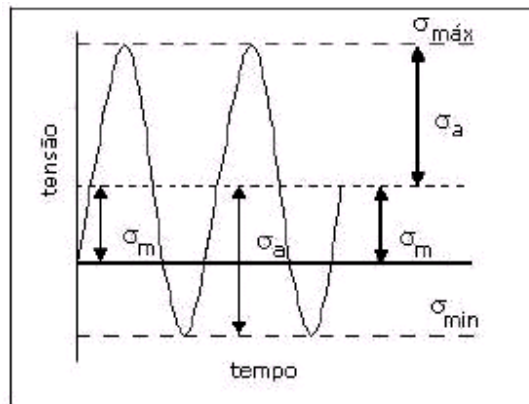


Figura 13: Parâmetros de tensão cíclica em fadiga com amplitude constante.
 Fonte: Adaptação de Godefroid, Cândido e Morais, "Análise de Falhas", ABM, 2006.

A variação de tensão é definida por:

$$\Delta\sigma = \sigma_{máx} - \sigma_{min} \quad (23)$$

A taxa de propagação de trinca de fadiga pode ser definida como a razão da extensão da trinca, Δa , pelo número de ciclos, ΔN , ou seja, $\Delta a/\Delta N$, quando $\Delta N \rightarrow 0$:

$$\lim_{\Delta N \rightarrow 0} \frac{\Delta a}{\Delta N} = \frac{da}{dN} \quad (24)$$

A razão de tensões é definida como equação 25 e se relaciona com a taxa de propagação de trinca:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{máx}} = \frac{K_{min}}{K_{máx}} \quad (25)$$

Se as tensões são completamente alternadas ($\sigma_{\text{máx}} = -\sigma_{\text{mín}}$), o valor de (R) é igual a -1 , e se as tensões são parcialmente alternadas, (R) será um número negativo menor que 1. A vida em fadiga depende não só da tensão máxima, mas, também, da tensão mínima que ocorre durante o ciclo de carregamento. A concentração de tensão tem um fator teórico, K e, por isso, a variação da tensão pode ser definida como,

$$\Delta K = K_{\text{máx}} - K_{\text{mín}} = \Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad (26)$$

Ren-Guan e Kang-Xian (1994), relacionaram a taxa de propagação de trinca da/dN com a razão de tensões (R), fator de intensidade de tensão (K) e a história de carregamento.

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (27)$$

O objetivo dos ensaios de propagação de trinca por fadiga é determinar as taxas em que as trincas crescem sob carregamento cíclico, antes do atingirem um tamanho crítico para a ruptura do elemento estrutural.

Para a maioria das ligas de engenharia, um gráfico de $\log(da/dN)$ versus $(\log \Delta K)$, exibe uma variação sigmoïdal e três estágios de propagação, designados como estágios I, II e III (Figura 14).

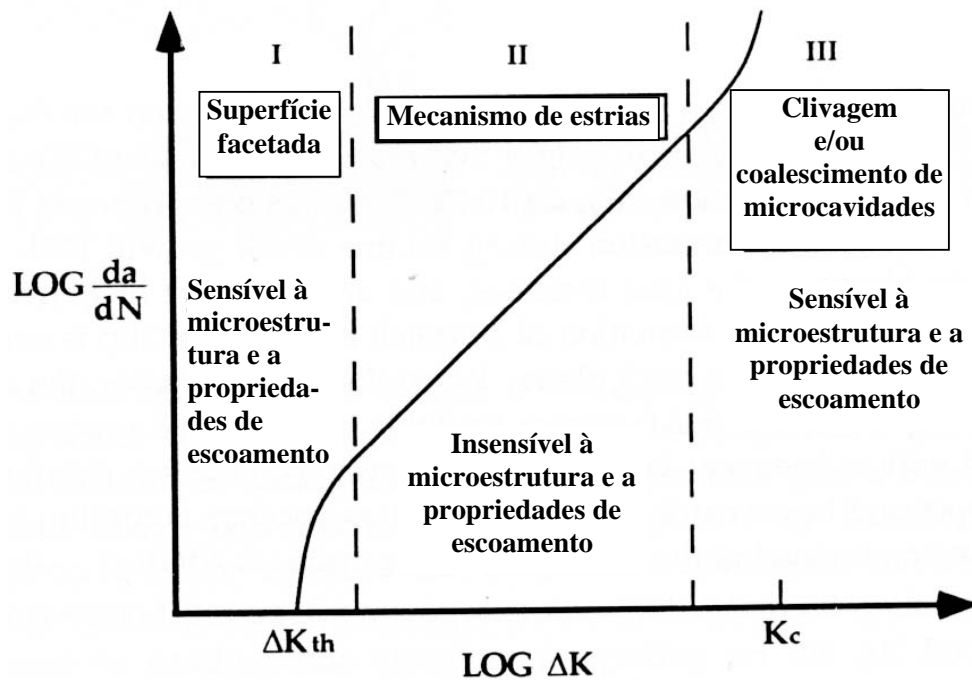


Figura 14: Estágios na propagação de trinca por fadiga.
 Fonte: Adaptação de T.L.Anderson, Fracture Mechanics, CRC Press, 1995.

- **Estágio I:** Dentro da região I, a taxa de propagação de trinca torna-se menor com o decréscimo de ΔK e existe um valor deste ΔK abaixo do qual as trincas não evoluem, denominado limiar para o crescimento de trinca (ΔK_{th}).

2.3.2.1 O limiar para o crescimento de trinca

Em 1970, Elber observou que a trinca de fadiga fechava-se no descarregamento antes de se anular a carga aplicada. Este processo, denominado fechamento de trinca induzido por plasticidade, ocorre em razão do volume extra de material deformado plasticamente entre as faces da trinca que está submetido a um campo de tensões residuais compressivas no descarregamento, ocasionando o ΔK_{eff} . Para concluir sua teoria, supôs que o fechamento de trinca reduzia a taxa de crescimento de trinca, através da redução do fator cíclico efetivo da intensidade de tensão ΔK_{eff} (Anderson, 1995). Ele definiu um fator cíclico efetivo de intensidade de tensão da seguinte forma:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad (28)$$

Elber(1970) assumiu que a porção do ciclo de fadiga abaixo de K_{op} não contribui para o crescimento da trinca, pois as faces da trinca se encontram em contato, sendo K_{op} , então, o fator de intensidade mínimo para propagação da trinca (Figura 15).

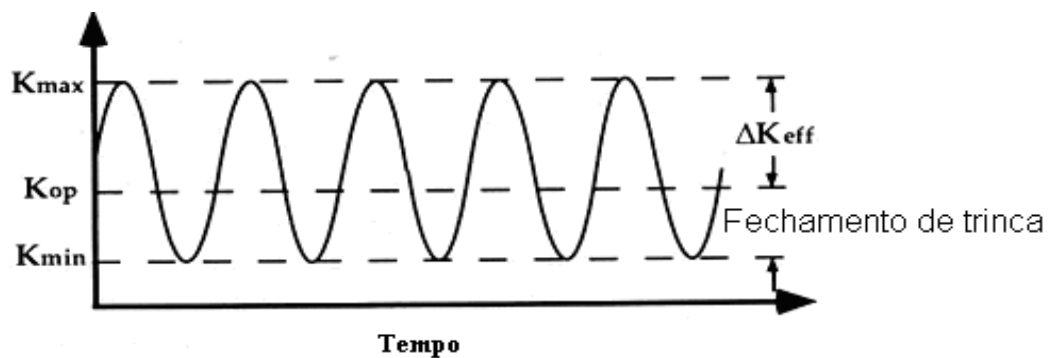


Figura 15: Fator cíclico de intensidade de tensão, ΔK_{eff} .
Fonte: ABM, Análise de Falhas. Adaptado de T.L. Anderson, 1995.

A figura 16 mostra o fechamento de trinca durante o crescimento de trinca por fadiga.

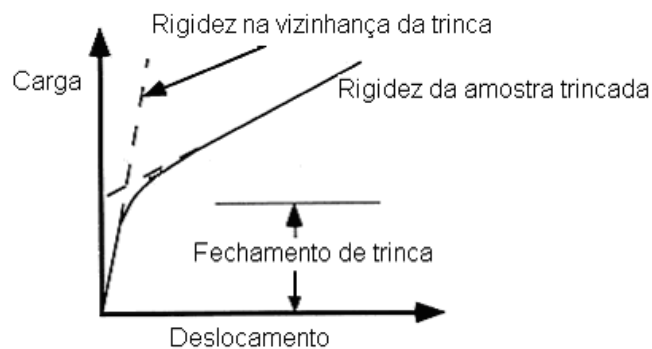


Figura 16: Fechamento de trinca durante processo de fadiga.
Fonte: Adaptação de Anderson, 1995.

Elber definiu também, uma relação U de fatores de intensidade de tensão:

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = \frac{K_{máx} - K_{op}}{K_{máx} - K_{mín}} \quad (29)$$

A partir daí, propôs uma equação modificada para o modelo de Paris e Erdogan.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^m \quad (30)$$

A relação U é definida para $K_{mín} < K_{op}$. Quando $K_{mín} \geq K_{op}$, $U=1$, e o fechamento da trinca não influencia os resultados e a equação de crescimento de trinca se reduz ao modelo de Paris e Erdogan.

Segundo Elber, o fenômeno de fechamento de trinca é induzido pelo mecanismo de plasticidade. O estado de tensões na ponta da trinca provoca zona plástica sempre crescente à sua frente. Entre as faces da trinca, forma-se um volume de material deformado plasticamente e que, submetido a um campo de tensões residuais compressivas, vai sendo deixada para trás, à medida que a trinca se propaga (Figura 17).

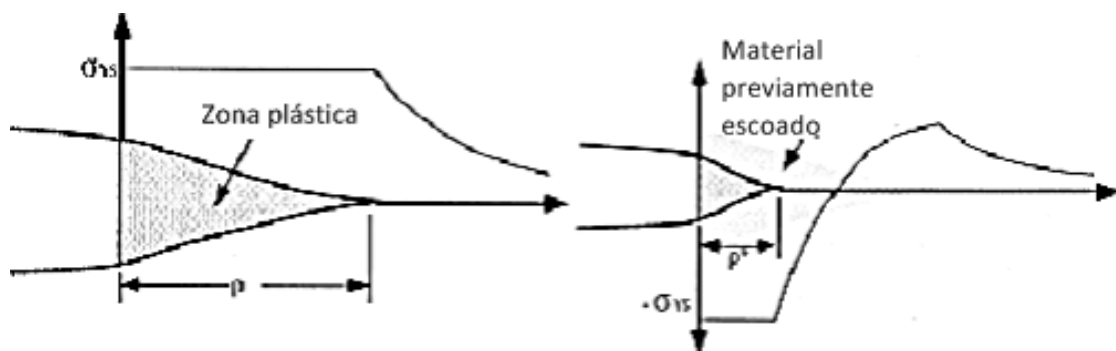


Figura 17: Formação de zona plástica reversa durante um ciclo de carregamento.
Fonte: Adaptação de Godefroid, Cândido e Morais, "Análise de Falhas", ABM, 2006.

Bergner e Zouhar(2003) propuseram um coeficiente de aspereza, Ra, como implicador na taxa de crescimento de trinca de materiais tratados termicamente. Além

do mecanismo identificado por Elber, Suresh (1998), identificou mais quatro mecanismos para o fechamento de trinca:

- *Fechamento por rugosidade*: é influenciado pela microestrutura. Quando o caminho da trinca se desvia do plano de simetria no modo I, a trinca é submetida a deslocamentos no modo II. Estes deslocamentos causam um desalinhamento entre a face inferior e superior da trinca, resultando numa carga positiva de fechamento de trinca. Se o tamanho de grão do material for grosseiro, o material terá um nível elevado de rugosidade superficial em fadiga, acarretando uma carga intensa de fechamento de trinca.

- *Fechamento por oxidação*: Está associado a um ambiente agressivo. Elementos de corrosão se introduzem entre as faces da trinca e provoca seu fechamento.

- *Fechamento por fluido viscoso*: O fluido também se introduz entre as faces da trinca provocando o fechamento.

- *Fechamento por martensita*: A martensita induzida por tensão na ponta da trinca crescente resulta em tensão residual compressiva.

Nesta fase, a trinca e a zona de deformação plástica que circunda o vértice da trinca estão confinadas a uns poucos grãos. O crescimento de trinca ocorre predominantemente por cisalhamento único na direção do sistema de escorregamento primário.

O limiar para o crescimento de trinca, é o valor de ΔK abaixo do qual não há crescimento relevante da trinca e é uma propriedade do material afetado pela razão de tensões e ambiente de solitação (Marco Filho, 2002). Em termos práticos, ΔK_{th} é definido como o fator cíclico de intensidade de tensão para o qual a taxa de crescimento de trinca é igual a 10^{-7} mm/ciclo . O ΔK_{th} engloba duas componentes, conforme equação 31:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th}^i + \Delta K_{th}^c \quad (31)$$

onde ΔK_{th}^i se refere à resistência intrínseca ao crescimento de trinca de fadiga e ΔK_{th}^c refere-se aos efeitos de fechamento de trinca.

Diversos parâmetros influenciam o ΔK_{th} tais como, o limite de escoamento, tamanho de grão, tensão média, história de carregamento, tensões residuais, modo de abertura no vértice da trinca, módulo de Young, temperatura e ambiente. Da equação 32, Klesnil (1972) propôs a seguinte relação empírica entre ΔK_{th} e a razão de tensões R , conforme equação 32.

$$\Delta K_{th} = \Delta K_0 (1 - R)^\gamma \quad (32)$$

onde ΔK_0 é o limiar para $R = 0$, e γ é um parâmetro de ajuste. ΔK_{th} oscila entre 6 a $12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para ligas de ferro.

Lal (1994) propôs a seguinte equação para os aço, no estágio I:

$$\frac{da}{dN} = 9,6 \times 10^{-12} (\Delta K)^{5,28} \quad (33)$$

(7,1 ≤ ΔK ≤ 17)

Determinação do limiar ΔK_{th} de propagação de trinca consiste de ensaios com decréscimo gradual e automático do valor de ΔK aplicado. Neste caso, utiliza-se a seguinte expressão para o controle de ΔK :

$$\Delta K = \Delta K_0 \exp[C'(a_n - a_0)] \quad (34)$$

onde C' é o gradiente normalizado de K e ΔK_0 é a intensidade de ΔK no início do teste, neste caso negativo e igual a $-0,08 \text{ mm}^{-1}$ e n é um número de ciclos específico. Assim, inicia-se o teste com certo valor de ΔK , que vai diminuindo progressivamente. O valor de ΔK_{th} é calculado, a partir de uma regressão linear entre, pelo menos, cinco pontos de da/dN entre 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo .

- **Estágio II:** Nesse estágio, ocorrem faixas de valores de intensidade de tensão mais elevados com a zona plástica no vértice da trinca incorporando muitos grãos. O processo de crescimento de trinca envolve fluxo através de dois sistemas de escorregamento e a trinca cresce através do avanço de uma quantidade fixa por ciclo de tensão com evidência das estrias de fadiga. A microestrutura e as condições de carregamento não são muito importantes neste estágio.

Diversos modelos têm sido propostos para descrever a relação linear no estágio II. Paris e Erdogan (1963) mostraram que a propagação de trincas por fadiga, com amplitude constante, se relaciona com o fator cíclico de intensidade de tensões por meio da equação 34:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^{m_f} \quad (34)$$

onde C e m_f são constantes determinadas experimentalmente, sendo que m_f varia entre 2 e 7 para metais.

A equação de Paris não descreve a influência da tensão média, da espessura, da temperatura, do meio ambiente e do fechamento do vértice da trinca na vida do elemento (Marco Filho, 2004). A integração da equação 34 entre os tamanhos inicial e crítico da trinca fornece um critério de vida da estrutura (equação 35).

$$N = \frac{1}{C(\Delta\sigma)^{m_f}} \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{f\left(\frac{a}{W}\right)^{m_f} (\sqrt{\pi a})^{m_f}} \quad (35)$$

onde N é o número de ciclos para falha, C e m_f são constantes do modelo de Paris e representam o ponto onde a reta corta o eixo das ordenadas e a inclinação da reta, respectivamente. Os valores de a_0 e a_c são os tamanhos de trinca inicial e final e $f(a/W)$ é o fator de forma do componente. C e m_f são interdependentes para um dado material sob as mesmas condições de tratamento e a diferentes valores de R , através da equação 36:

$$\log C = A_1 + B_1 * m_f \quad (36)$$

Bergner e Zouhar (2000) analisaram a interdependência entre os coeficientes C e m_f da equação de Paris e propuseram uma correlação entre C_0 e m_f que é estatisticamente independente do coeficiente e expoente de Paris (C e m_f). Esta representação é obtida dividindo o fator de intensidade de tensão ΔK , por um fator de escala ΔK_p e determinando um novo coeficiente C_0 , conforme mostrado nas equações 37, 38, 39 e 40.

$$C_g = \left(\prod_{j=1,k} C_j \right)^{1/k} \quad (37)$$

$$\Delta K_p = 10^{\left(\frac{\sum_{j=1,k} (m_j - \bar{m}) \log(C_j / C_g)}{\sum_{j=1,k} (m_j - \bar{m})^2} \right)} \quad (38)$$

$$\frac{da}{dN} = C_0 \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_p} \right)^{m_f} \quad (39)$$

$$C_0 = C \Delta K_p^{m_f} \quad (40)$$

Os modelos de Paris e Bergner não são capazes de fornecer o comportamento do material em baixos níveis de ΔK , onde ocorre a maior parte da vida em fadiga.

- **Estágio III:** Nesse estágio, a taxa de propagação é mais elevada e oferece, também, pequena contribuição para a vida total do material. Corresponde a fratura brusca final que ocorre no último ciclo de tensões, quando a trinca desenvolvida progressivamente atinge o tamanho crítico para propagação instável e falha catastrófica. Esse estágio sofre influência da microestrutura e das condições de carregamento.

A região III, por ter seu comportamento controlado pela tenacidade à fratura K_c , apresenta uma influência de (R), verificada pelo deslocamento da parte superior da curva. Forman(1967) descreveu a curva para as regiões II e III através da equação (41).

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K_I)^n}{((1-R)K_c - \Delta K_I)} = \left[\frac{C(\Delta K_I)^{n-1}}{\left(\frac{K_c}{K_{\max}} - 1 \right)} \right] \quad (41)$$

A fim de descrever o comportamento do material na região I, Erdogan e Ratwani (1970), modificaram a equação de Forman e obtiveram a equação 42 abaixo, onde C_3 , P , $P1$ e β são constantes do material.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_3(1+\beta)^P (\Delta K - \Delta K_I)^{P1}}{(1-\beta)\Delta K} \quad (42)$$

A equação 43 inclui o efeito da tensão média nas regiões I e III, onde C_4 e α são constantes do material e o índice th refere-se aos valores de K_{\max} e K_{\min} para o limiar da propagação.

$$\frac{da}{dN} = C_4 \left[\frac{(K_{\max}^2 - K_{\min}^2) - (K_{\max}^2 - K_{\min}^2)_{th}}{K_c^2 - K_{\max}^2} \right]^\alpha \quad (43)$$

Quando tem-se um ciclo de tensões caracterizado por baixas tensões e um material sem muitos concentradores de tensões (riscos, cantos vivos, etc), a parcela responsável pela iniciação de trinca é alta e, portanto, $N_i > N_p$. Mitchell (2001) observou que, quando tem-se um ciclo com altas tensões de trabalho, a trinca se forma mais rapidamente e, portanto, a parcela responsável pela propagação da trinca é maior que a necessária para nuclear a trinca, $N_p > N_i$. A fase III é importante para caracterizar a falha final (Sandor, 2008).

Troshchenko (2009), publicou um trabalho no qual relata a importância de se estudar a trinca imediatamente antes da falha. Em seu estudo sobre tenacidade, conclui que, em processo de fadiga, a tenacidade à fratura pode ser diminuída significativamente em condições de tensão plana e independe do tratamento térmico e temperatura de ensaio.

Collipriest (1974) descreveu os dados experimentais através da equação 44 para toda a curva:

$$\log \frac{da}{dN} = C_1 + C_2 \tanh^{-1} \left[\frac{\log \left(\frac{\Delta K^2}{K_{th} K_c (1-R)^2} \right)}{\log \frac{K_c}{K_{th}}} \right] \quad (44)$$

Os parâmetros C_1 e C_2 representam, respectivamente, o deslocamento do eixo das abscissas e a inclinação da curva, quando ela corta o eixo das abscissas.

O modelo descrito pela expressão 44 pode ser escrito ainda, conforme expressão 45:

$$\frac{da}{dN} = 10^{\left[C_1 + 0.5 C_2 \ln \left[\frac{\text{Log} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_{Limiar}} \right)^2}{\text{Log} \left(\frac{\Delta K_c}{\Delta K} \right)^2} \right] \right]} \quad (45)$$

A curva obtida é assintótica às abscissas $(1-R)K_c$ e $(1-R)K_{th}$, em escalas logarítmicas e sigmoideal para a maioria dos materiais. Este modelo descreve a propagação de trinca em fadiga nas três regiões, isto é, do limiar ΔK_{th} até a amplitude crítica de intensidade de tensão $\Delta K_c = (1-R)K_c$, mas requer a obtenção K_c e ΔK_{th} experimentalmente.

2.3.2.2 Tenacidade à fratura K_{Ic}

Para solicitações quase estáticas, existem metodologias desenvolvidas no âmbito da mecânica da fratura, que se fundamentam na análise de propagação de trinca pré-existente em condição elástica (K_{Ic}) ou elasto-plástica (COD e integral J)(Davim, 2004).

O método de K_{Ic} , aplicável no domínio da mecânica da fratura linear elástica, trata da determinação da tenacidade em estado plano de deformação através de ensaios realizados em corpos-de-prova do tipo SE(B) ou CT, conforme previsto na norma ASTM E399. O corpo-de-prova CT é carregado por intermédio de pinos

acoplados a garras especiais. O tamanho destes corpos é limitado, devido à utilização de dispositivos de proteção contra desalinhamento: a espessura geralmente está padronizada na seqüência 1/2T , 1T , 2T e 4T, onde 1T corresponde a B = 1" e W = 2".

O corpo de prova SE(B) é mais flexível no que diz respeito ao seu tamanho. Em geral, os corpos-de-prova possuem dimensões reduzidas se comparadas à de uma estrutura, a escolha inadequada da geometria e dimensões conduz a uma previsão não conservativa da tenacidade à fratura do material, podendo levar a uma fratura rápida e catastrófica. Para dimensionar adequadamente o CP, pode ser feita uma estimativa de um valor aproximado para a tenacidade à fratura que se espera para o material. Milan, Maluf, Spinelli e Bose Filho (2004) apresentaram uma equação para estimativa de K_{IC} para CP's com limite de escoamento superior a 690 Mpa, a partir da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy.

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_e}\right)^2 = \frac{5}{\sigma_e} \left(E_{Charpy} - \frac{\sigma_e}{20}\right) \quad (46)$$

onde K_{IC} é a tenacidade à fratura medida em ksi.in^{1/2}, estimada para o material; σ_e é o limite de escoamento em ksi e E_{Charpy} é a energia obtida no ensaio de Charpy em lbf.ft. Outra equação é apresentada por Hertzberg (1996) na literatura:

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_e}\right)^2 = 0,64 \left(\frac{CVN}{\sigma_e} - 0,01\right) \quad (47)$$

onde o primeiro termo está em mm e a razão entre CVN e σ_e está em J/MPa.

Uma vez dimensionado, o CP é pré-trincado e, a seguir, é submetido ao ensaio de propagação de trinca até a sua fratura. Desse carregamento, obtém-se um gráfico *carga versus deslocamento*. Do gráfico, determina-se a carga P5, correspondente à ordenada projetada no eixo das ordenadas a partir da interseção de uma secante à

curva. Essa secante é graficada a partir da origem e a 95% da inclinação do trecho linear do gráfico *carga versus deslocamento* e uma carga crítica P_Q é definida conforme o tipo de curva.

No caso do comportamento do tipo I, a curva se desvia levemente da linearidade antes de se atingir a fratura em P_{max} , o que pode ser causada por plasticidade, crescimento de trinca sub-crítico, ou ambos. Neste caso $P_Q = P_5$. Na curva do tipo II uma pequena quantidade de crescimento instável de trinca, chamado de *pop-in*, ocorre antes da curva se desviar da linearidade por 5%. Neste caso, P_Q é definido no momento em que se observa o “pop-in”. Um corpo-de-prova que exhibe o comportamento do tipo III fratura-se completamente antes de se alcançar a não linearidade em 5%. Neste caso $P_Q = P_{max}$. O comportamento carga versus deslocamento em um ensaio de K_{IC} é mostrado na figura 18.

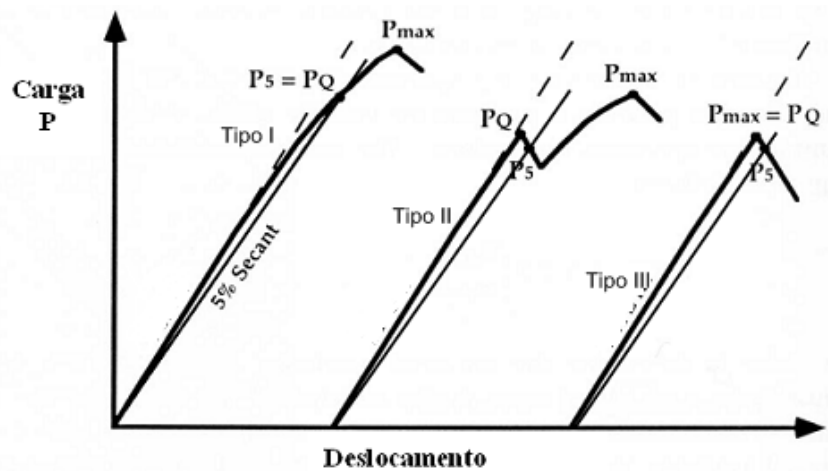


Figura 18: Determinação de P_Q em um ensaio de propagação de trinca.
Fonte: Adaptação de ASTM E399-1997.

Através das equações 48 e 49, calcula-se K_Q , respectivamente, em corpos-de-prova tipo CT e SE(B).

$$K_Q = \left(\frac{P_Q}{B\sqrt{W}} \right) f(a/W) \quad (48)$$

$$K_Q = \left(\frac{P_Q S}{B \sqrt{W^3}} \right) f(a/W) \quad (49)$$

Esse valor de K_Q calculado corresponde a tenacidade à fratura do material K_{IC} , se os critérios das inequações 50, 51 e 52 forem atendidos.

$$0,45 \leq a/W \leq 0,55 \quad (50)$$

$$P_{\max} \leq 1,10 P_Q \quad (51)$$

$$B, a \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_e} \right)^2 \quad (52)$$

onde σ_e é o limite de escoamento obtido no ensaio de tração.

3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

3.1 Material

O material da pesquisa é um aço ABNT 4133 modificado, fornecido pelo Valourec e Mannesmann do Brasil, produzido em convertedor LD, capacidade de 80t, vazado e tratado em panela, desgaseificado a vácuo, e, em seguida, lingotado em equipamento de dois veios na forma de barra cilíndrica de 230mm de diâmetro. Após o lingotamento, os tarugos foram resfriados em leito e transferidos, posteriormente, para laminação de tubo.

3.1.2 Análise Química e Metalográfica do Material

As amostras para ensaio metalográfico foram retificadas e, posteriormente, preparadas em lixas granulométricas de 180, 220, 320, 400, 500, 600 e 1000 mesh, em seguida, foi realizado polimento de acabamento em feltro impregnado com pasta de diamante de granulometria 7, 3 e 1 μm . As amostras foram atacadas com nital 4%, e, posteriormente, observadas e fotografadas em microscópio ótico.

Os ensaios não destrutivos para análise fractográfica de descontinuidades e superfícies de fratura, utilizou-se corpos-de-prova de dimensões (50 x 50 x 20) mm³ em microscópio eletrônico de varredura (MEV) com espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDS). Um detector instalado na câmara de vácuo do MEV mede a energia associada a esse elétron. Como os elétrons de um determinado átomo possuem energias distintas, é possível, no ponto de incidência do feixe, determinar quais os elementos químicos estão presentes naquele local.

3.1.3 Difractografia

Para identificação das fases cristalinas do aço, foram utilizados corpos-de-prova de dimensões (20 x 20 x 18)mm³, polidos em lixas 320 mesh e atacados com nital 5 %. A radiação incidente utilizada foi Cu K α ($\lambda=1,5418 \text{ \AA}$). O equipamento utilizado foi um difratômetro de raios-X, marca Philips, modelo X'Pert PRO MPD com resolução de 0,001° e uma fenda divergente programável. A figura 19 mostra a câmara do difratômetro com raio-X.



Figura 19: Difratorômetro de raios-X ,Panalytical (X'Pert Pro MPD) da Acellor Mittal, Timóteo.

O arranjo geométrico básico do difratômetro, tipo Bragg Brentano, é um goniômetro cujo raio do círculo é fixo, apresentando iguais distâncias do tubo gerador de raios-X à amostra e da amostra à fenda de recepção. O plano do círculo focal contém os raios incidente e difratado, isto é, a fonte, a mostra e a fenda de recepção.

A partir da fonte, os raios-X atravessam a fenda ou colimadores, a fenda de divergência e irradiam a superfície da amostra. Os raios difratados em determinado ângulo 2θ convergem para a fenda de recepção. O software ligado ao difratômetro gera a difratografia e a identificação das fazes cristalinas é obtida por comparação com o banco de dados ICDD – Centro Internacional de Dados de Difração.

3.2 Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi realizado segundo a norma ASTM E8(1995). O equipamento utilizado foi uma máquina INSTRON modelo TTDML com acionamento servomotor e célula de carga de 100kN (Figura 20).



Figura 20: Máquina de ensaio de tração do Laboratório de ensaios mecânicos do CDTN.

Foram utilizados três corpos-de-prova do material, retirados no sentido radial da barra, cujas dimensões estão mostradas na Figura 21.

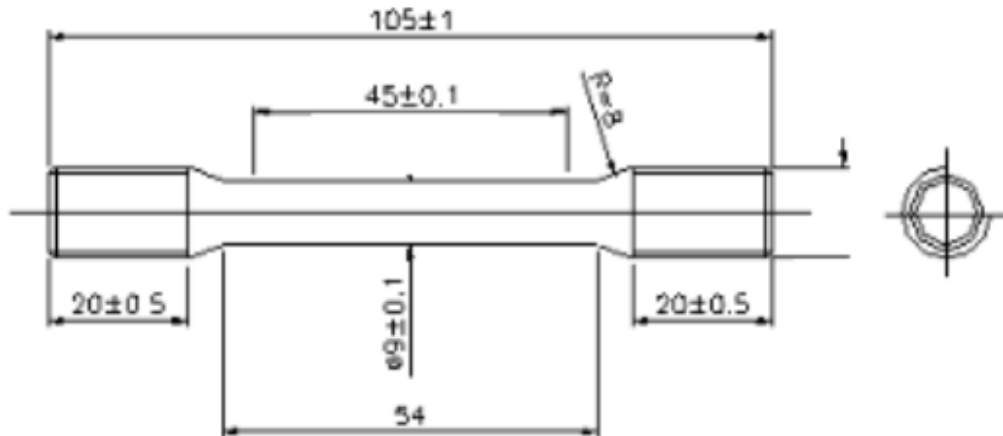


Figura 21: Corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração.

Utilizou-se as velocidades de 0,2cm/min e 2,0cm/min para a máquina e o papel, respectivamente com fundo de escala no valor de 98kN. O gráfico, tensão versus deformação foi obtido e, a partir dele, o valor do limite de escoamento foi determinado utilizando-se a deformação de 0,2 %.

O limite de escoamento (σ_e) e o limite de resistência (σ_R) do aço foram calculados, respectivamente, através das equações 53 e 54.

$$\sigma_e = \frac{Q_e}{S_0} \quad (53)$$

onde Q_e é a carga de escoamento, S_0 é a área inicial.

$$\sigma_R = \frac{Q_{máx}}{S_0} \quad (54)$$

onde $Q_{máx}$ é a carga máxima atingida no ensaio.

O alongamento (A)% e a estrição (ξ)% foram calculados a partir das expressões (55) e (56), respectivamente.

Utilizando-se o referido material, conforme a norma ASTM E-23, os corpos-de-prova foram submetidos a ensaios de impacto Charpy. Através de processos de brochamento, no sentido da laminação, produziu-se o tipo de entalhe em V em uma máquina Blacks Equipment Limited no Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (CDTN). A figura 23 mostra as dimensões finais dos corpos-de-prova.

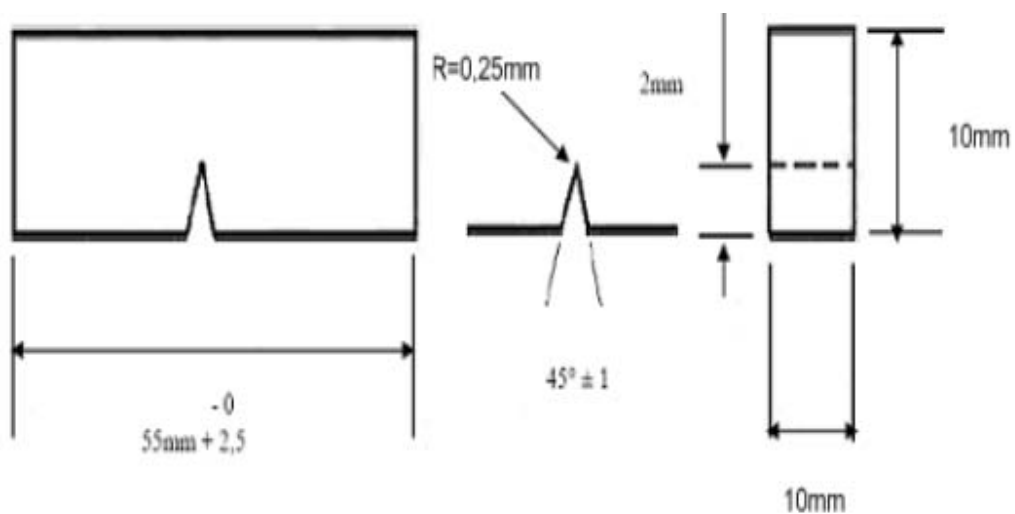


Figura 23: Dimensões dos corpos-de-prova Charpy.

Foi utilizada uma máquina de ensaio Charpy instrumentada, marca Instron Wolpert PW30, de capacidade máxima 300J (Figura 24).



Figura 24: Máquina de ensaios de impacto Charpy INSTRON WOLPERT PW30. do Laboratório de Ensaios Mecânicos do CDTN.

Um sensor de carga foi instalado no cutelo e conectado em um sistema de aquisição de dados com capacidade de 2,5 MHz. Seu processamento se deu utilizando um amplificador G-100 por meio do software IMPACT, versão 2.75, desenvolvido pela INSTRON. A coleta de sinal(mV) teve início com a liberação do pêndulo e esse sinal foi convertido em carga através de uma curva de calibração e, posteriormente, foi utilizado para cálculo de velocidade do pêndulo através da equação 57.

$$v(t) = v_0 - \left(\frac{1}{m}\right) \int_0^t F(t) dt \quad (57)$$

onde: v_0 = velocidade de impacto do pêndulo; m = massa do pêndulo e t = tempo.

A deflexão do corpo-de-prova em função do tempo, $s(t)$, foi determinada da integração da curva velocidade versus tempo (equação 58).

$$s(t) = \int_0^t v(t) dt \quad (58)$$

Para obter as temperaturas de ensaios (-75, -50, -25, 0, 10, 25, 50, 75, 100, 120, 150, 200, 250, 275°C), utilizou-se nitrogênio líquido, álcool e água como meios de resfriamento e óleo como meio de aquecimento. A energia absorvida pelo corpo-de-prova em função do deslocamento, $E_W(s)$, foi determinada pela integração da curva *força versus deslocamento*, conforme equação 59.

$$E_W(s) = \int_0^s F(s) ds \quad (59)$$

Os valores das cargas gerados pelos ensaios foram registrados para cada teste e, posteriormente, utilizados para a construção do diagrama *energia versus temperatura*. Do diagrama, analisou-se o comportamento do material e estimou-se a energia no platô superior como a máxima energia absorvida na fratura. Com a energia máxima, determinou-se a tenacidade à fratura através da relação de Hertzberg mostrada.

3.4 Processo de Pré-Trinca

Para a realização do ensaio de propagação de trinca e aplicação da mecânica da fratura, os corpos-de-prova devem ser pré-trincados. Foram feitas pré-trincas em corpos-de-prova tipo SE(B) e CT. O equipamento utilizado para o pré-trincamento foi uma máquina universal Instron, modelo 8802 localizada no CDTN. A máquina é

composta de sistema dinâmico com capacidade máxima de 250 KN e garras cuja capacidade máxima de carga a ser desenvolvida foi calculada (Tabela 4).

TABELA 4: Dados de determinação de capacidade máxima das garras.

Área do Pino (A) - mm ²	Dados de Fabrica - (mm)			Carga Máxima (F) - KN
$A = 2 \times (l - d) \times b$	l	d	b	$F = \frac{(\sigma_e \times A)}{3}$

onde σ_e é o limite de escoamento do material e A é a área do pino. O equipamento é apresentado na figura 25.



Figura 25: Máquina universal Instron, modelo 8802.
Fonte: Laboratório de ensaios mecânicos do CDTN.

Para abertura da pré-trinca no corpo-de-prova, procedeu-se a calibração do “clip-gauge”, conforme indicado pelo software. Calculou-se a espessura(B), a largura(W),

seguinto as orientações dadas pela norma ASTM 399(1999). Com o valor do limite de escoamento obtido do ensaio de tração, foi calculado a carga máxima para pré-trinca ($P(a)$) de acordo com a equação:

$$P(a) = \frac{0,4B(W - a)^2 \sigma_e}{(2W - a)} \quad (60)$$

Para uma relação de carga ($R=0,1$)), calculou-se $P_1(a) = 0,1P(a)$.

$$P_1(a) = 0,1P(a) \quad (61)$$

Os valores da carga média (S_p) e amplitude (ΔF) foram calculados a partir das equações:

$$S_p = \frac{P(a) + P_1(a)}{2} \quad (62)$$

$$\Delta F = \frac{P(a) - P_1(a)}{2} \quad (63)$$

Em seguida, calculou-se $K(a)$, $K_1(a)$ e $\Delta K(a)$:

$$K(a) = \frac{P(a)f\left(\frac{a}{W}\right)}{B\sqrt{W}} \quad (64)$$

$$K_1(a) = 0,1K(a) \quad (65)$$

$$\Delta K(a) = K(a) - K_1(a) \quad (66)$$

No primeiro estágio, adotou-se uma pré-trinca máxima de 1 mm, respeitando-se a relação abaixo.

$$\frac{\Delta K(a)}{E} < 2,0 \times 10^{-4} m^{1/2} \quad (67)$$

Com esses valores determinados, os corpos-de-prova foram submetidos ao processo de pré-trinca, em três estágios de 1mm e tamanho final de 5mm, sendo de 2mm o comprimento do entalhe. Este comprimento foi monitorado através de um “clip gauge” acoplado na abertura do entalhe que, por sua vez, evidenciou a não nucleação de trinca em três horas de fadiga e, então, a carga foi ligeiramente aumentadas.

Com a carga novamente determinada, o primeiro estágio do pré-trincamento foi realizado, controlando-se a variação da carga em função do crescimento de trinca e mantendo ΔK constante. Os estágios subseqüentes, segundo e terceiro, foram realizados através dos mesmos procedimentos. Entretanto, verificou-se que o tamanho inicial da trinca indicado variava bastante dentro de um mesmo lote de CP's (faixas de até 4 mm). Foi cogitada se a interrupção de um ensaio afetaria os valores medidos após uma nova calibração ou se as diferenças de indicação só acusariam uma não uniformidade do lote. Assim, após zerar a carga da máquina, o clip-gage foi novamente calibrado e iniciou-se o ensaio para verificação dos tamanhos de trinca máximo e mínimo indicados após o erro do aparelho ter se estabilizado, uma vez que durante o teste o tamanho da trinca variou. Em seguida, desligou-se todo o sistema (PC, máquina e refrigeração) e aguardou-se por um intervalo de tempo de aproximadamente 5 minutos. A máquina foi então reiniciada e o procedimento repetido para comparação dos valores indicados que, então, foram muito próximos, indicando que a retomada do sistema após a interrupção dos teste não influenciava o valor medido. O “clip-gage” determinou um valor único de trinca após sucessivos reacionamentos do sistema e indicou que a diferença de tamanho de trinca acusada dentro do mesmo lote deve corresponder, portanto, somente à heterogeneidade do mesmo.

3.5 Tenacidade a Fratura por Deformação Plana

As amostras para este ensaio foram do tipo SE(B), retiradas da barra de 230mm de diâmetro, no sentido radial, com comprimento e largura, respectivamente, 100 e 24mm, de modo que a relação entre W e B esteja entre 1 e 4, conforme orienta a norma ASTM E 399(1999). (Figura 26)

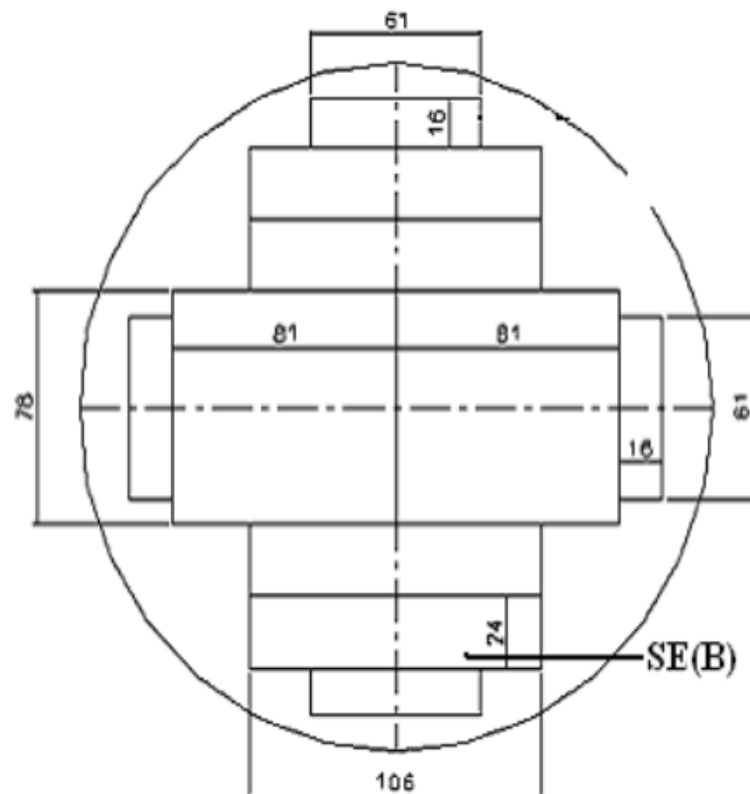


Figura 26: Retirada de corpos-de-prova tipo SE(B) com dimensões em mm.

Depois de retirada dos discos, as amostras foram usinadas e entalhadas em uma máquina "Blacks Equipment Limited" no Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear, de modo que as dimensões respeitassem os critérios estabelecidos pela norma ASTM 399.

A figura 27 mostra as dimensões finais dos corpos-de-prova.

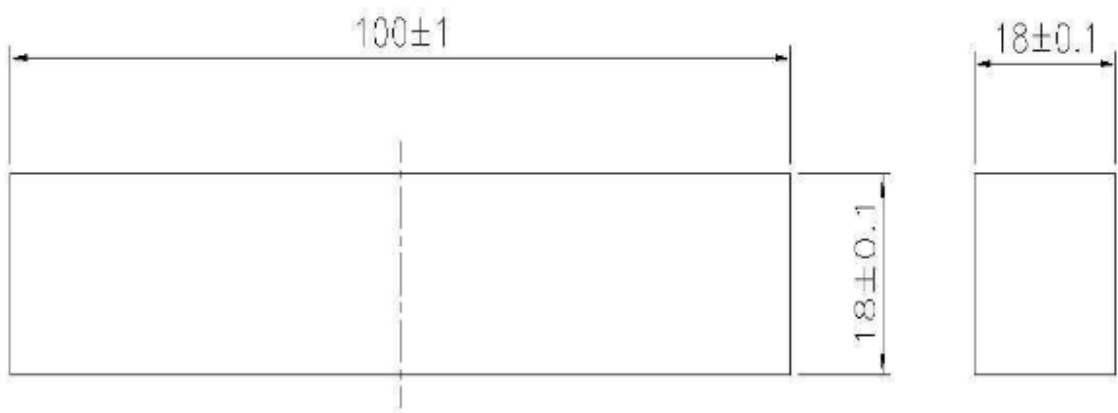


Figura 27: Dimensões dos corpos-de-prova SE(B) utilizados nos experimentos.

As dimensões dos corpos-de-prova foram de $B=(18 \pm 0,1)$ mm, $W= (18 \pm 0,1)$ mm, $S= (100 \pm 1)$ mm. Do processo de propagação de trinca a que estas amostras foram submetidas. A montagem para obtenção de K_{IC} é apresentada na figura 28.



Figura 28: Ensaio para determinação de K_Q .

A partir dos dados coletados, gerou-se a curva carga versus deslocamento, através da qual, determinou-se a tenacidade condicional, K_{Ic} , do material, segundo a norma ASTM E399(1999).

3.6 Ensaio de Propagação de trinca

As amostras para ensaio de fadiga, $da/dn \times \Delta K$ (crescimento de trinca versus intensidade de tensão), foram retiradas do perfil redondo obtido da barra lingotada, de 230mm de diâmetro, respeitando a direção radial. Depois de seccionadas em serra de fita na forma de discos, foram usinadas amostras conforme mostra o corte transversal da figura 29.

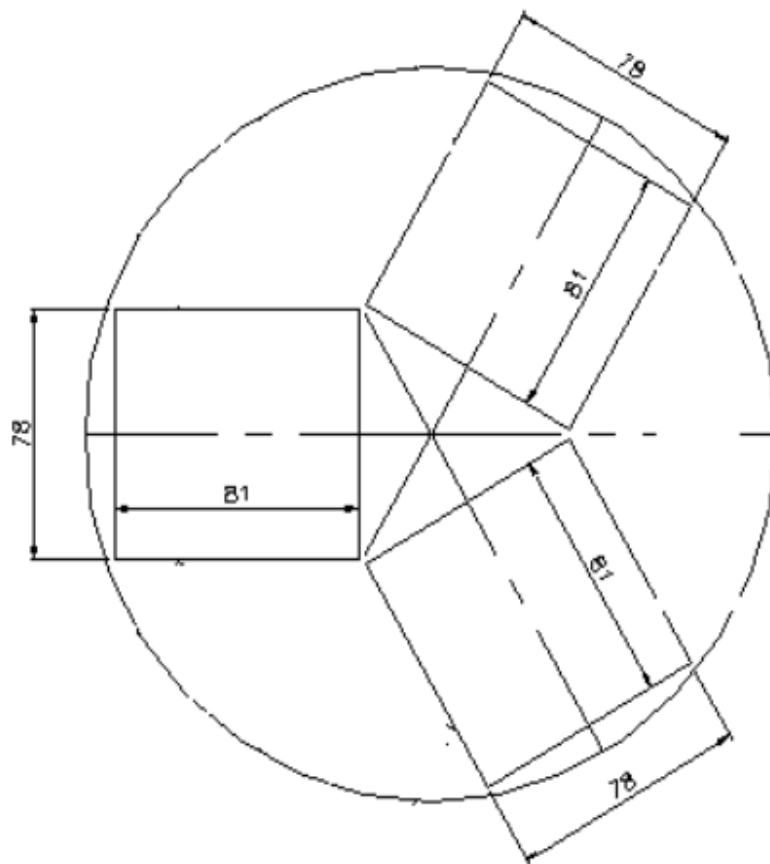


Figura 29: Cortes dos corpos-de-prova CT, na direção CR, dimensões em mm.

Posteriormente, ao término da usinagem, esses corpos-de-prova foram medidos para verificar mudanças dimensionais comparadas ao corpo-de-prova referente à norma ASTM E399(1999). Estas amostras foram retificadas e furadas para as dimensões finais dos corpos-de-prova de fadiga. Em seguida, foi feito o entalhe com chanfro de 30°, utilizando-se dispositivo de cobre eletrolítico em meio refrigerado, através de máquina de eletroerosão. Para a realização do ensaio, o equipamento e o procedimento utilizados para o pré-trincamento do material por fadiga foram similares aos adotados para o corpo-de-prova SE(B). O entalhe e as dimensões finais do corpo-de-prova tipo CT estão mostrados na figura 30.

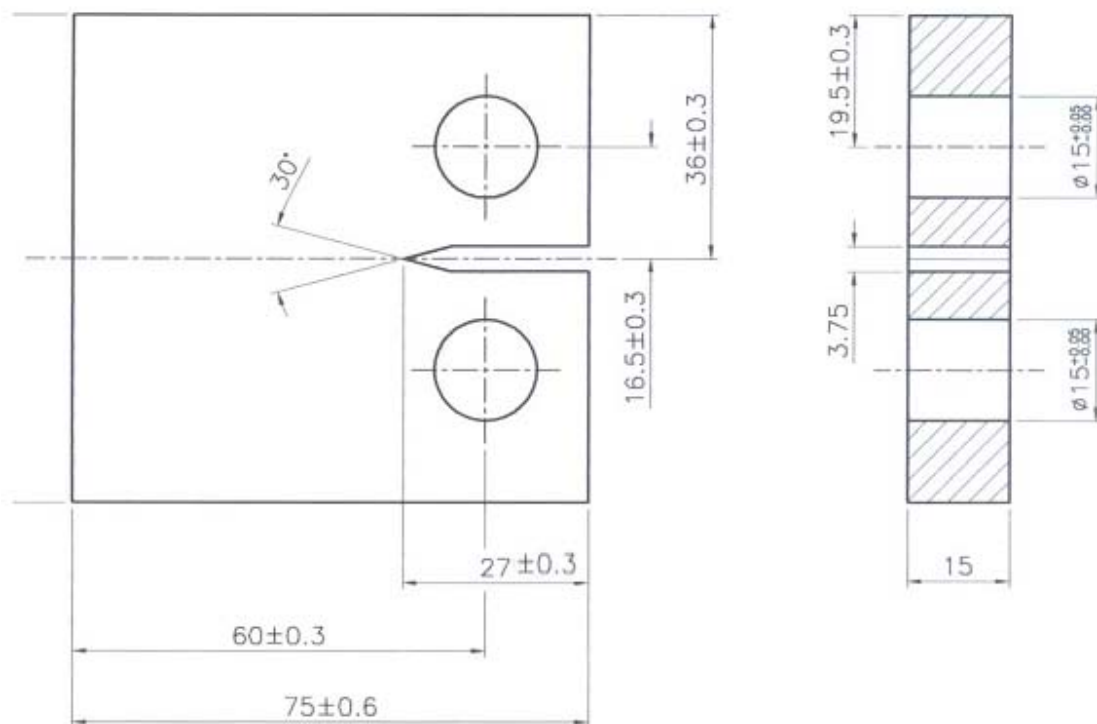


Figura 30: Corpos-de-prova CT. ASTM E 399.

O cálculo da carga máxima para pré-trinca e a intensidade de tensão para a realização do ensaio foram calculados a partir das mesmas equações utilizadas para o corpo-de-prova SE(B).

A preparação dos corpos-de-prova foi feita através do polimento das faces perpendiculares ao eixo do entalhe, com objetivo de facilitar a visualização e medição da pré-trinca. Além da medida de comprimento de trinca obtida dos dados dos ensaios fornecidos pela máquina, utilizou-se o MEV e o projetor de perfil, como meios adicionais de medição.

Os corpos-de-prova pré-trincados foram submetidos ao ensaio de fadiga sob razão de carga $R=0,1$. Os testes foram conduzidos em uma frequência de 20 Hz, à temperatura ambiente e em condições atmosféricas. O comprimento da trinca foi monitorado durante o ensaio através do “clip gauge” e o sinal enviado à placa de aquisição de dados do computador. O controlador da máquina registrou o número de ciclos efetuados no ensaio. A partir dos dados de comprimento de trinca, números de ciclos e fator de intensidade de tensão, foi obtido a curva $da/dN \times \Delta K$.

3.7 Os modelos Paris, Bergner e Collipriest

Na prática, a maior parte da vida das peças é consumida propagando microtrincas, caracterizadas no estágio I da curva da/dN versus ΔK . Dessa forma, além de se utilizar o modelo de Paris, utilizou-se o modelo de Bergner para verificação da independência entre os coeficientes e Collipriest, como modelo mais preciso para calcular a vida em fadiga.

Com os dados obtidos nos ensaios, aplicou-se o modelo de Paris na região II da curva e determinou-se seus coeficientes C e mf . Utilizando-se as constantes encontradas nos três ensaios Paris, aplicou-se o modelo de Bergner e encontrou-se valores corrigidos para o coeficiente e expoente de Paris. A seguir, determinou-se a taxa de crescimento de trinca. Para análise de toda a curva, utilizou-se o modelo de Collipriest e, para tanto, foi necessário o conhecimento experimental do fator de intensidade de tensão limiar para o crescimento de trinca de fadiga (ΔK_{th}) e a tenacidade de fratura (K_{1C}).

3.8 Fator de Intensidade de tensão limiar para o crescimento de trinca (ΔK_{th})

Os corpos-de-prova utilizados para a determinação desse parâmetro foram do tipo CT, nas mesmas dimensões e procedimentos de preparo determinados para o propagação de trinca por fadiga, $da/dN \times \Delta K$. Este teste foi realizado a temperatura ambiente e à partir dos dados monitorados através da máquina.

O ensaio foi conduzido através da norma ASTM E647(2000), utilizando-se a máquina universal Instron. O objetivo não foi determinar um limiar real para o fator de intensidade de tensão e sim, determinar a resistência do material ao crescimento de trinca, próximo de regime limiar. No ensaio, o fator de tensão ΔK foi reduzido gradualmente até a taxa de crescimento de trinca de fadiga (da/dN) entre 10^{-9} e 10^{-10} m/ciclo. O fator de intensidade de tensão limiar foi determinado a partir do melhor ajuste de uma regressão linear de $\log(da/dN)$ versus $\log(\Delta K)$, utilizando um mínimo de cinco pontos da/dN . A figura a seguir apresenta o controle do crescimento de trinca para a determinação de ΔK_{th} nesta faixa.

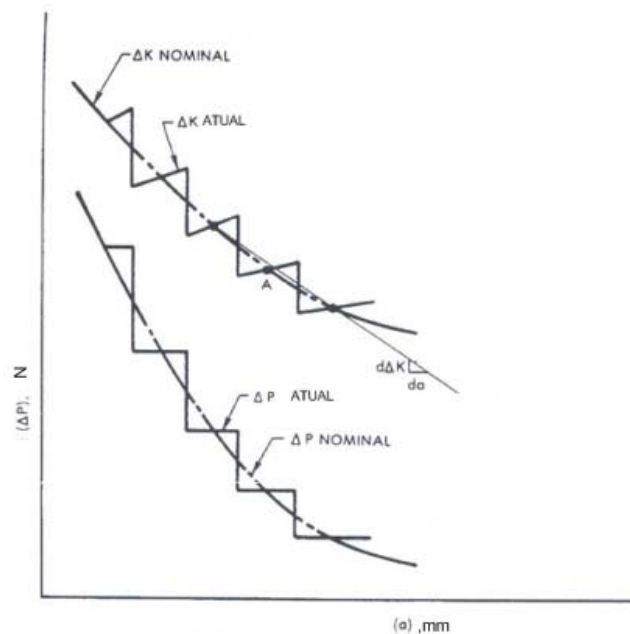


Figura 31: Controle do crescimento de trinca.
Fonte: ASTM 647(2000)

Conhecida a tenacidade a fratura (K_{1C}) e o limiar para o crescimento de trinca do material (ΔK_{th}), o modelo Collipriest foi aplicado para a determinação da vida do material.

4. DISCUSSÃO DE RESULTADOS

4.1 Análise Química e Metalográfica

A Tabela a seguir apresenta a especificação química do aço ABNT 4133 modificado em porcentagem em peso.

TABELA 5: Composição química.

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Al	V	Nb	Ti	Cu	Sn
0,33	0,46	0,012	0,002	0,29	0,01	0,95	0,78	0,031	0,043	0,028	0,012	0,03	0,001

Fonte: Valourec & Mannesmann Tubes – V&M S/A.

Verifica-se que o aço é de baixa liga. Contendo cromo que aumenta a temperabilidade, a resistência à corrosão e à abrasão, molibdênio que aumenta a temperabilidade, vanádio, titânio e nióbio que reduzem o tamanho de grão, aumentam a temperatura de recristalização e formam carbonetos/nitretos. A figura 32 mostra a microestrutura do aço ABNT 4133 modificado, na condição de barra após lingotamento contínuo. A microestrutura mostra a presença de ferrita e constituinte acicular (martensita).



Figura 32: Microestrutura do aço ABNT 4133 modificado.

A análise qualitativa das fases do material feita através do difratograma em relação ao ICDD, mostra principalmente, a presença de ferrita, identificada em vermelho e não indica presença de austenita, conforme se observa no difratograma a seguir (Figura 33).

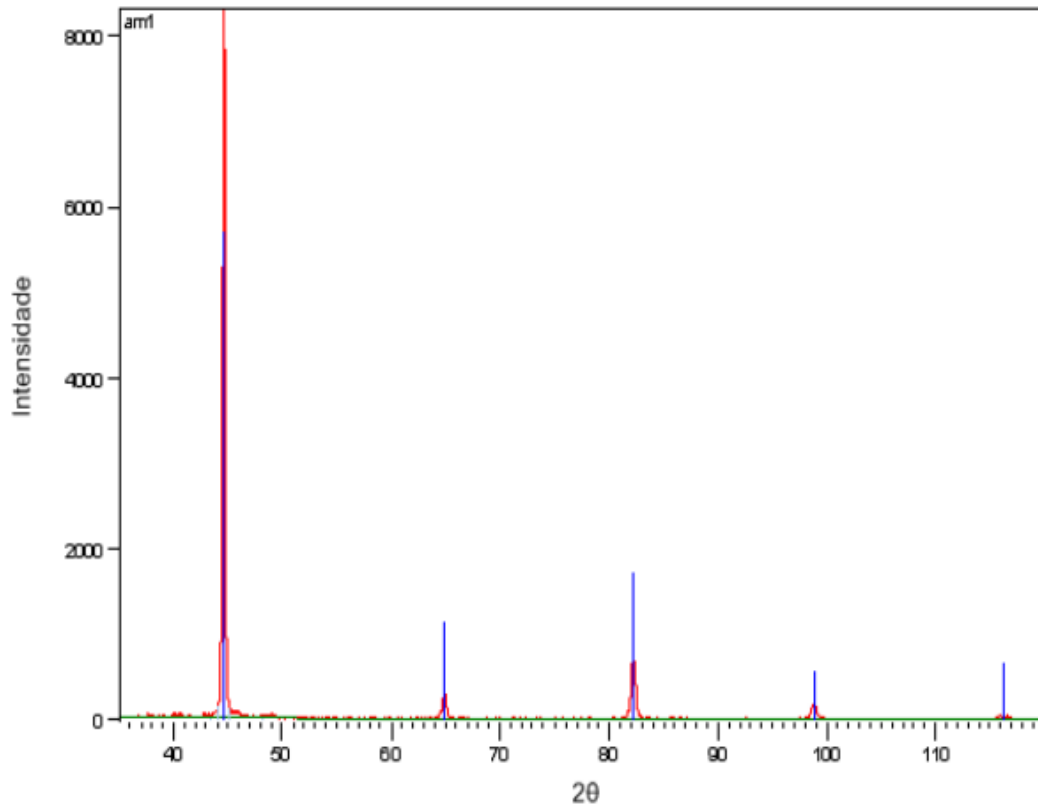


Figura 33: Difratograma.

Como a diferença do ângulo de difração da austenita e ferrita é grande, sua presença seria identificável através do difratograma.

4.2 Ensaio de Tração

Os resultados do ensaio de tração à temperatura ambiente estão mostrados na tabela 6. Na qual σ_e é o limite de escoamento, σ_R é o limite de resistência à tração, ξ [%] é o alongamento total e A [%] a redução de área.

TABELA 6: Propriedades mecânicas

σ_e (Mpa)	σ_r (Mpa)	ξ (%)	A (%)
$793 \pm 20,5$	$937 \pm 22,2$	$6 \pm 0,02$	$12 \pm 0,1$

Os resultados aqui apresentados foram destinados à verificação da validade do ensaio de tenacidade à fratura. Os ensaios foram realizados para obtenção do limite de escoamento necessário ao cálculo da validade do K_{IC} . Os valores encontrados para a estricção e o alongamento, evidenciam que o material possui baixa ductilidade.

A análise da superfície fraturada dos corpos-de-prova após ensaio de tração mostrou a presença de “dimples” em região próxima de porosidade e maclas de clivagem partindo de trincas internas. A fratura em tração revelou-se frágil. A figura 34 (a), (b), (c),(d) e (e) , mostra o aspecto da fratura.

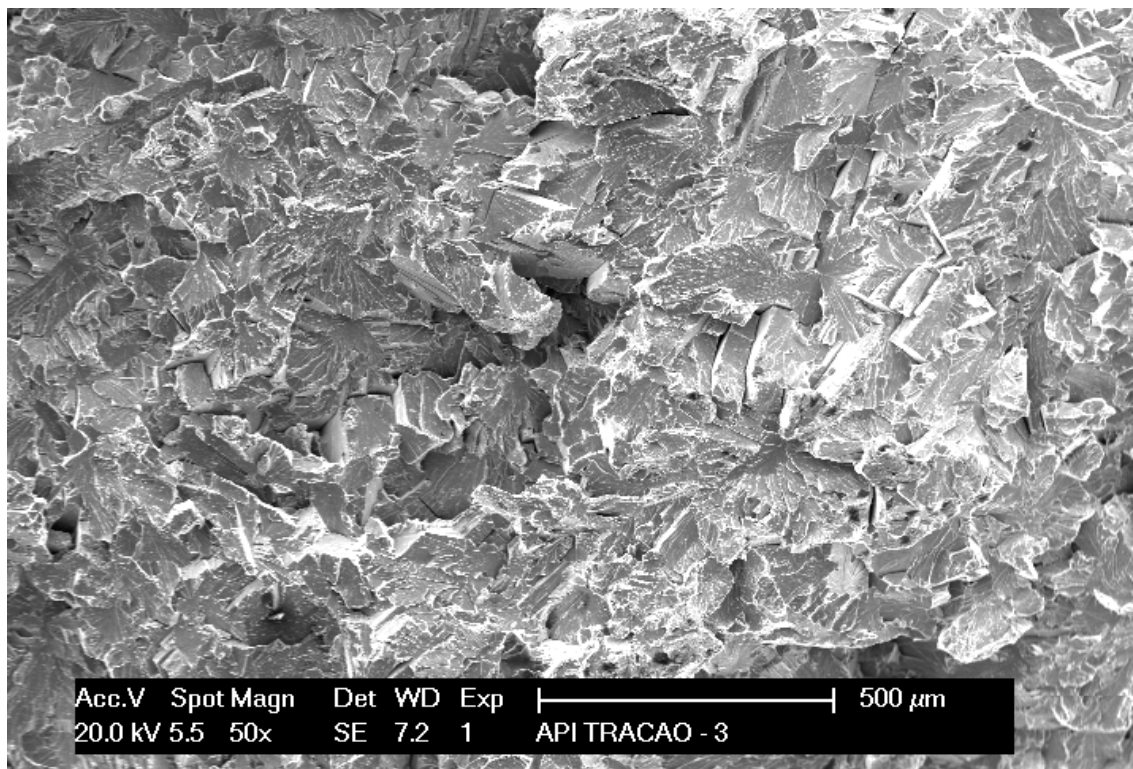


Figura 34(a): Maclas de clivagem partindo de porosidades. 50 X.

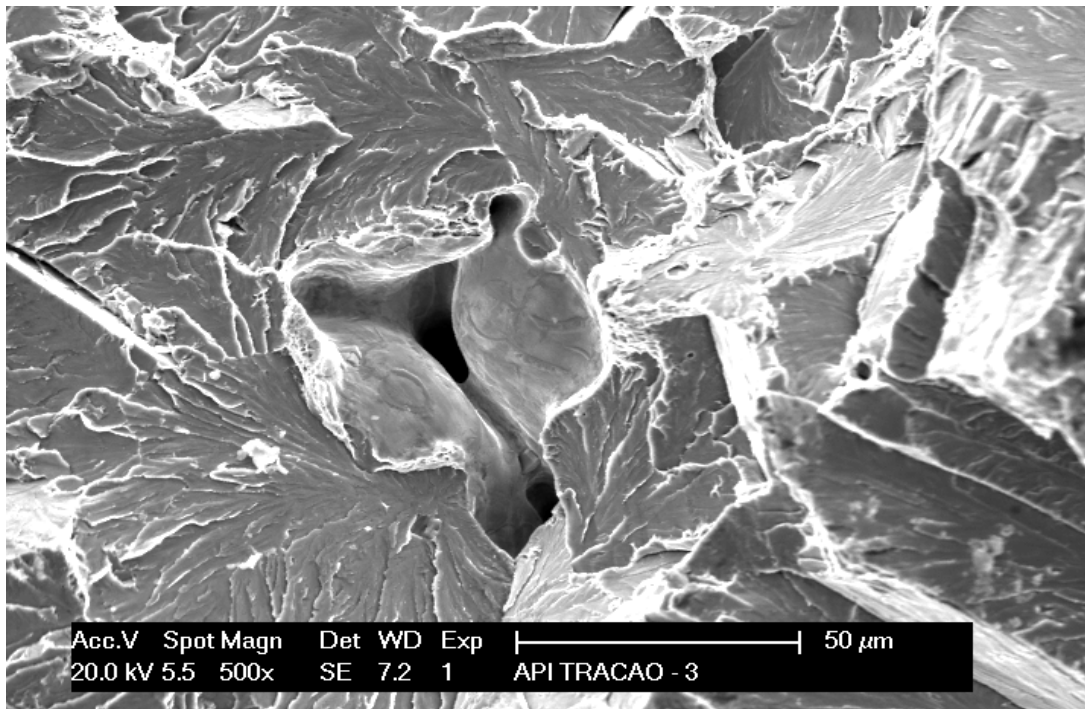


Figura 34(b): Maclas de clivagem partindo de porosidades. 500 X.

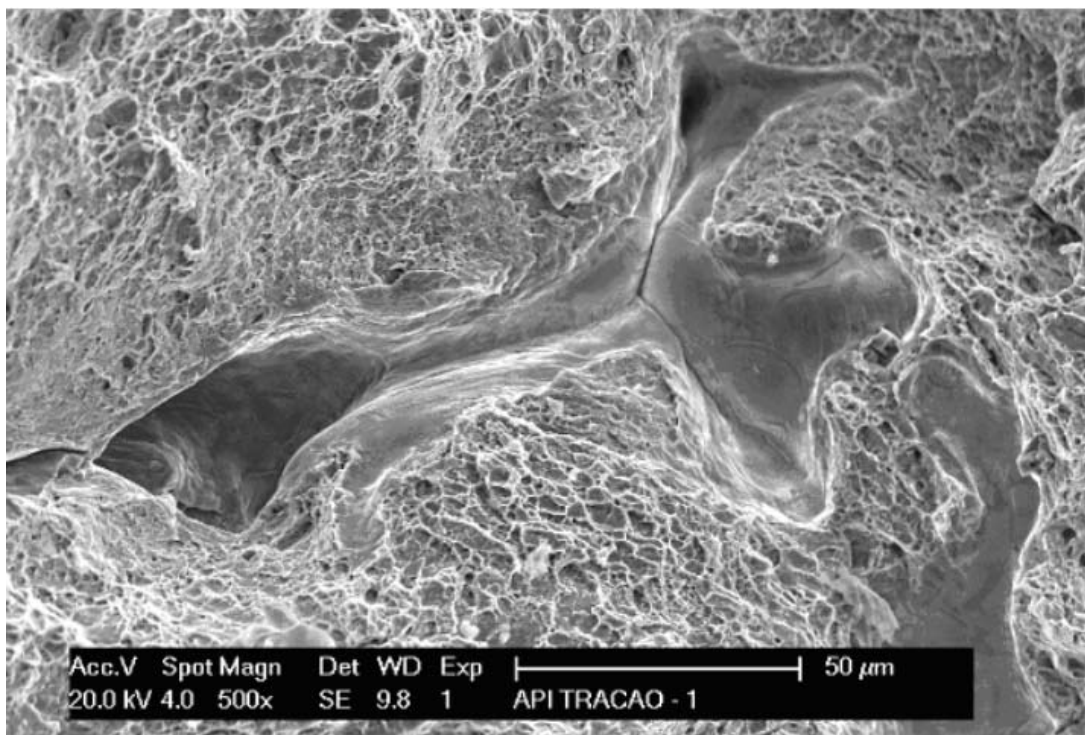


Figura 34(c): Porosidade

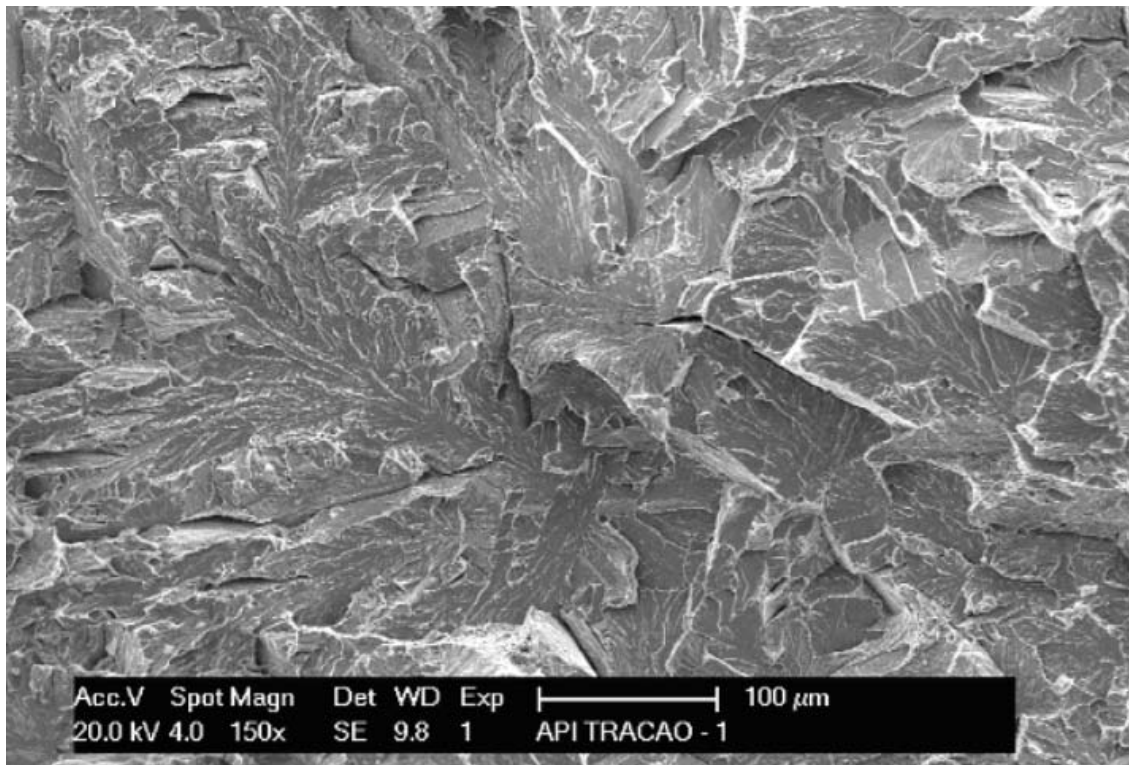


Figura 34(d): Maclas de Clivagem

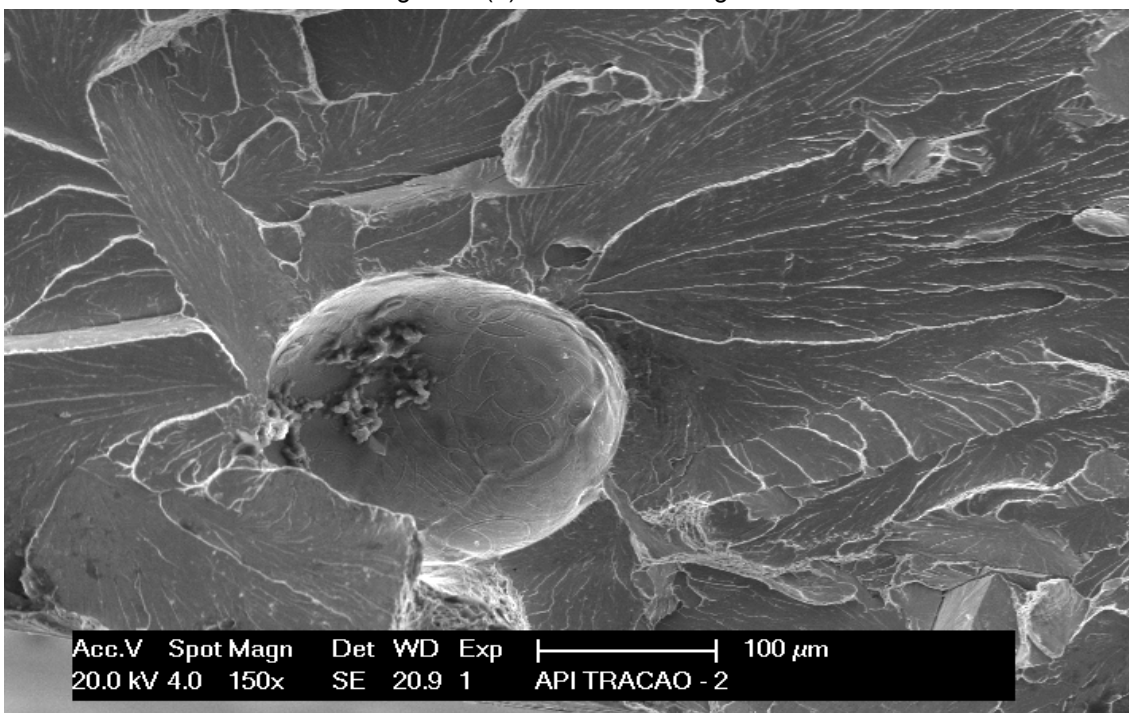


Figura 34(e): Maclas de clivagem partindo de porosidade e macroinclusões.

Figura 34: Fratura em tração

A análise química das macroinclusões, realizada por EDS, mostra a presença principalmente de O (oxigênio), C (carbono), Mg (magnésio), Si (Silício), Cl (cloro), Ca (cálcio) e Fe (ferro) denotando ser devido à produtos de desoxidação do aço (Figura 35).

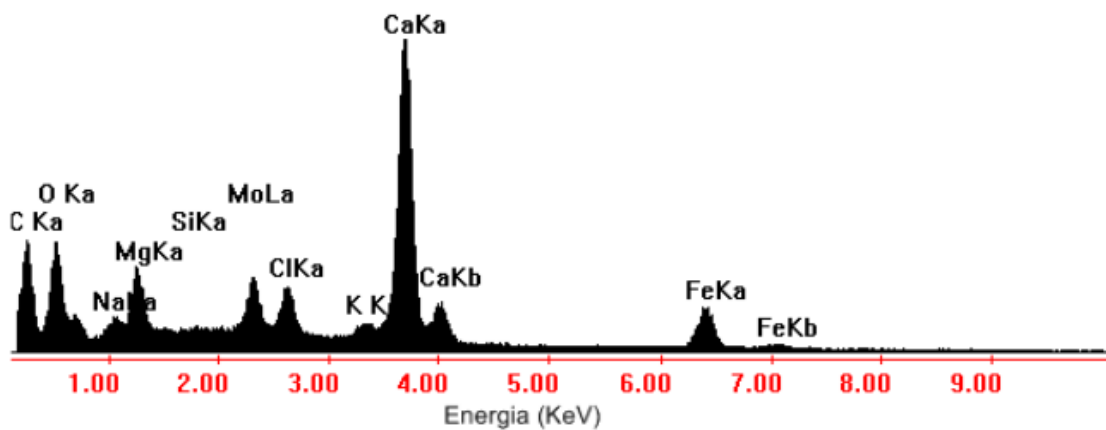


Figura 35: Espectro obtido por EDS, indicando os elementos presentes.

4.3 Ensaio de Charpy

Os ensaios geraram curvas *carga versus tempo*, a partir dos dados coletados pelo sensor de carga. Através delas pôde-se notar que a energia absorvida em temperaturas próximas de -50° e 50°C foram aproximadamente iguais. As figuras 36(a),(b) e (c) a seguir, apresenta algumas dessas curvas obtidas.

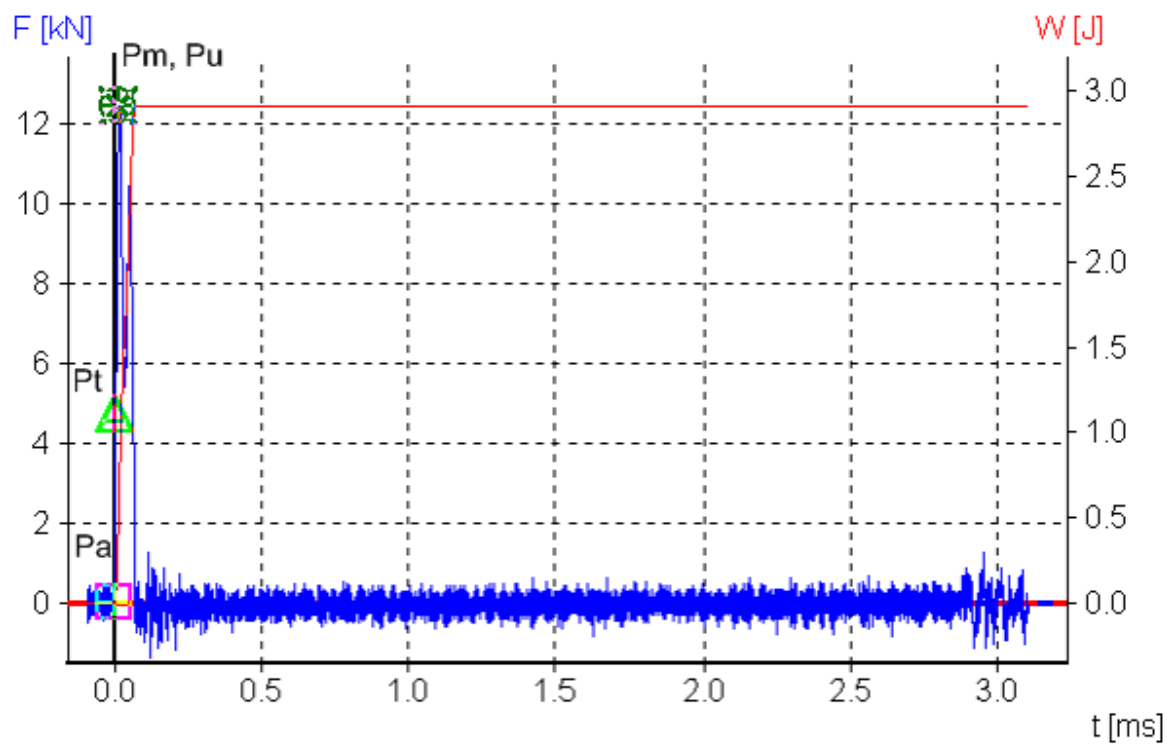


Figura 36(a): Curva carga versus tempo a -50° .

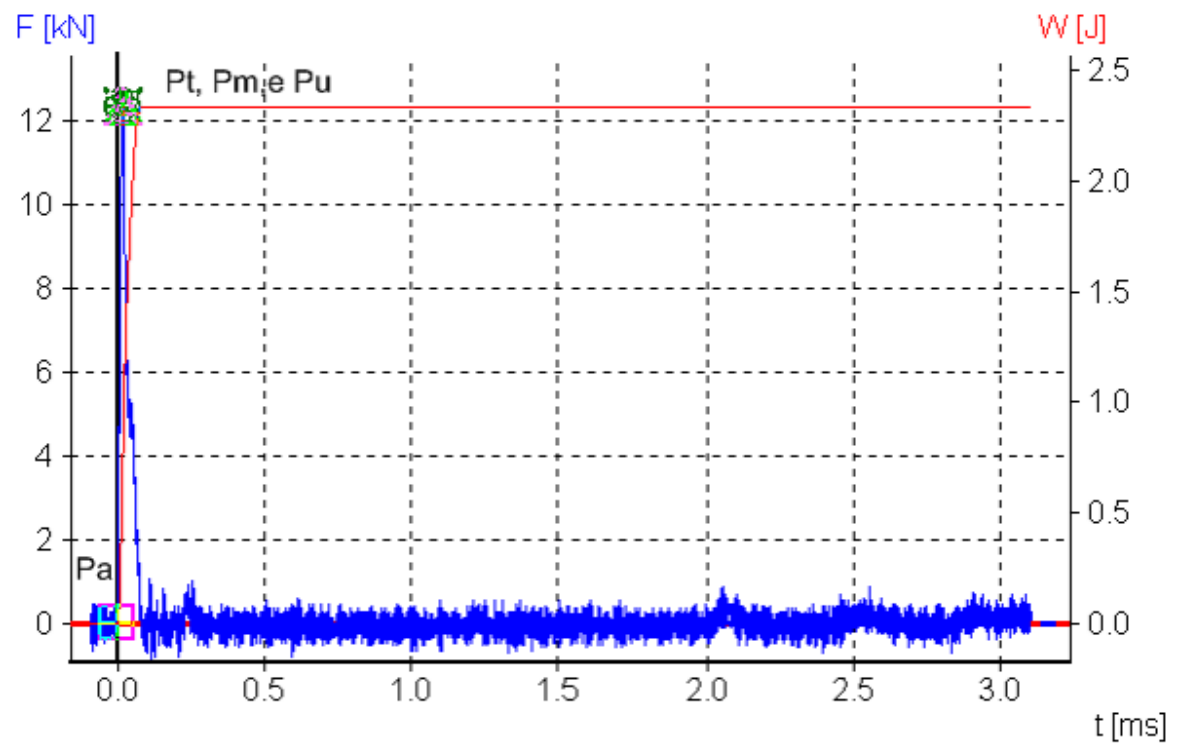


Figura 36(b): Curva carga versus tempo a 50°

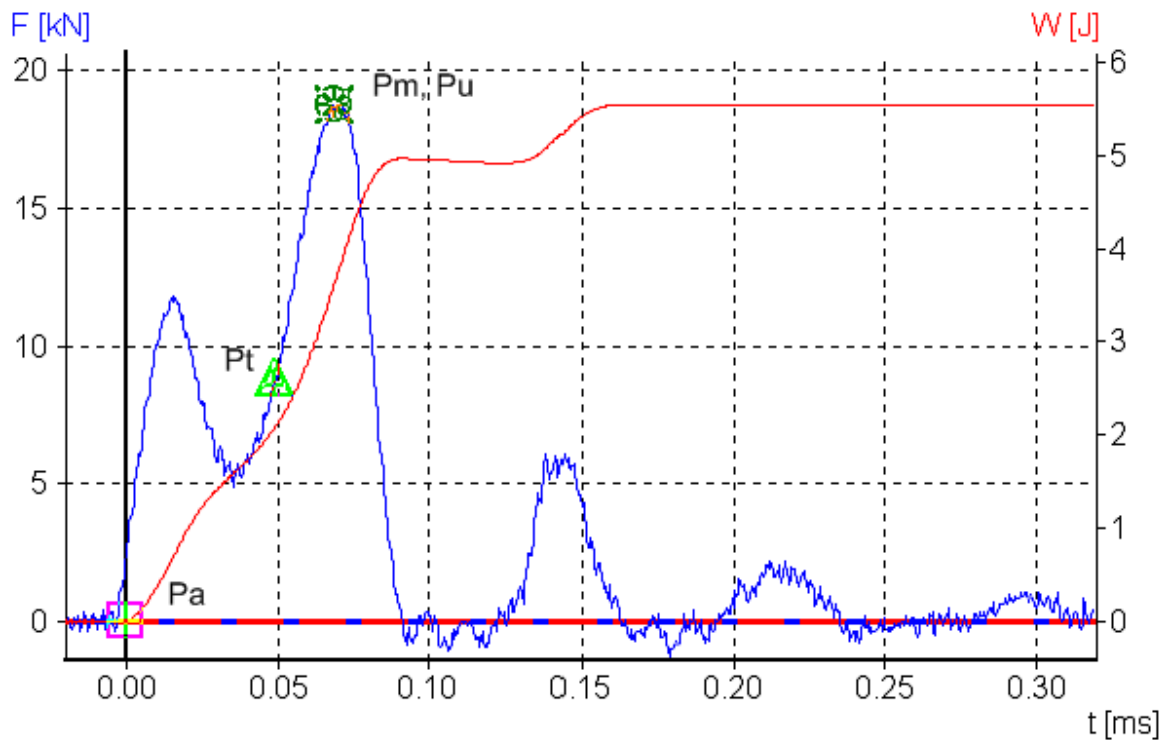


Figura 36(c): Curva carga versus tempo a 150°C

Figura 36: Curva de Carga versus tempo

Onde, de acordo com Miyazaki, Ikeda e Miyagi (1996), Pa é o início da expansão lateral, Pt representa a transição elasto-plástica, Pm é a carga máxima do ensaio e Pu é o início do crescimento instável da trinca.

Com a evolução da carga máxima Pm obtida nesses ensaios e com os dados de velocidade e deflexão determinados, obteve-se a energia absorvida para cada CP em diferentes temperaturas e gerou-se a curva *energia absorvida versus temperatura* (Carvalho, 2007).

A relação entre temperatura e energia é mostrado na tabela 7.

TABELA 7: Relação entre temperatura e energia absorvida em Charpy.

Temperatura (°C)	-70	-50	-20	0	25	50	70	96	120	150	200	250	270	275
Energia (KV)	2,6	3,1	3,9	3,2	3,5	3,5	3,9	4,9	5,5	6,6	16,7	27,1	29,3	29,9

A energia absorvida na fratura para o aço ABNT 4133 modificado em diferentes temperaturas é mostrada na figura 37.

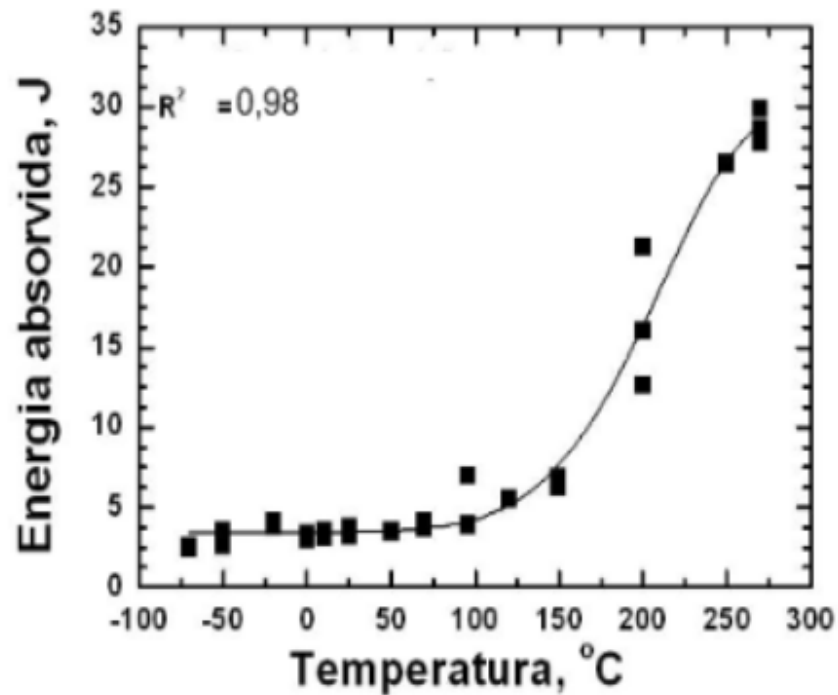


Figura 37: Curva de Energia versus Temperatura.

Nota-se que, para as temperaturas entre -25°C e 150°C com desvio padrão de 1,3. A energia média absorvida é de 3,4 J, sofrendo uma variação desprezível. O comportamento de transição elasto-plástica indica uma temperatura de 200°C com absorção de energia de aproximadamente 16J. A energia absorvida máxima, atingida, foi próxima de 30J.

4.4 Processo de pré-trinca

Para utilização do “Clip Gauge” adequado, o software da máquina calculou o comprimento de trinca em função da abertura a partir dos dados dimensionais informados do corpo de prova.

A carga máxima em função da área do pino, para o procedimento de pré-trinca nos três estágios foi respeitada.

TABELA 8: Carga máxima determinada para a garra.

Área do Pino (A)	Carga máxima (F)
621 mm ²	49,68 KN

4.5 Tenacidade a Fratura para estado de deformação plana.

A curva mostrada a seguir, na figura 38, obtida da propagação da trinca em fadiga, apresenta os dados P5 e P_{máx} extraídos dela:

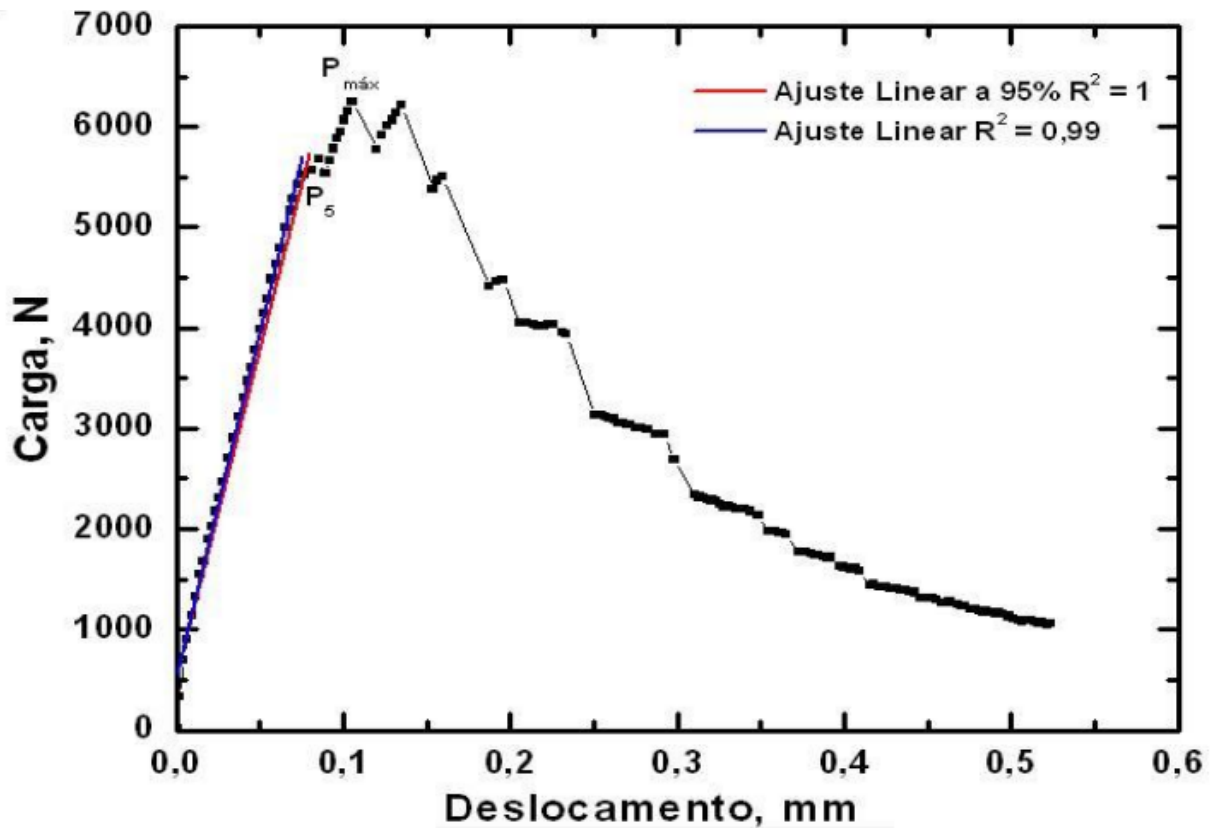


Figura 38: Curva carga versus deslocamento para determinação de P_Q .

Com o valor de P_Q estabelecido e a partir da relação matemática (48), o valor encontrado para a tenacidade condicional K_Q é tabelado a seguir.

TABELA 9: Determinação KQ.

P_{max}	S(m)	B(m)	W(m)	a_0 (m)	A_0/W	$f(a_0/W)$	K_{1c} (Mpa.m ^{1/2})
5502,5	0,08	0,018	0,01802	0,01061	0,58879	3,61	36,55

O valor encontrado para KQ pode ser considerado como a tenacidade à fratura (K_{1c}) obtida experimentalmente para o aço ABNT 4133 modificado, visto que os critérios apontados nas equações 50, 51 e 52 foram obedecidos. Portanto, o valor de K_Q encontrado caracteriza o comportamento frágil do aço em estudo associado a crescimento instável de trinca em fadiga.

4.6 Os modelos Paris, Bergner e Collepriest

Dos dados obtidos através dos ensaios de propagação de trinca validados por melhor ajuste, trabalhou-se o estágio II para a aplicação do modelo de Paris. A seguir, estão as curvas encontradas e seus respectivos coeficientes C e m. A figura 39 mostra uma curva da/dN versus ΔK obtida para o modelo de Paris-Erdogan, com frequência $f=20\text{Hz}$, razão de carga $R=0,1$ e sentido CR de propagação de trinca.

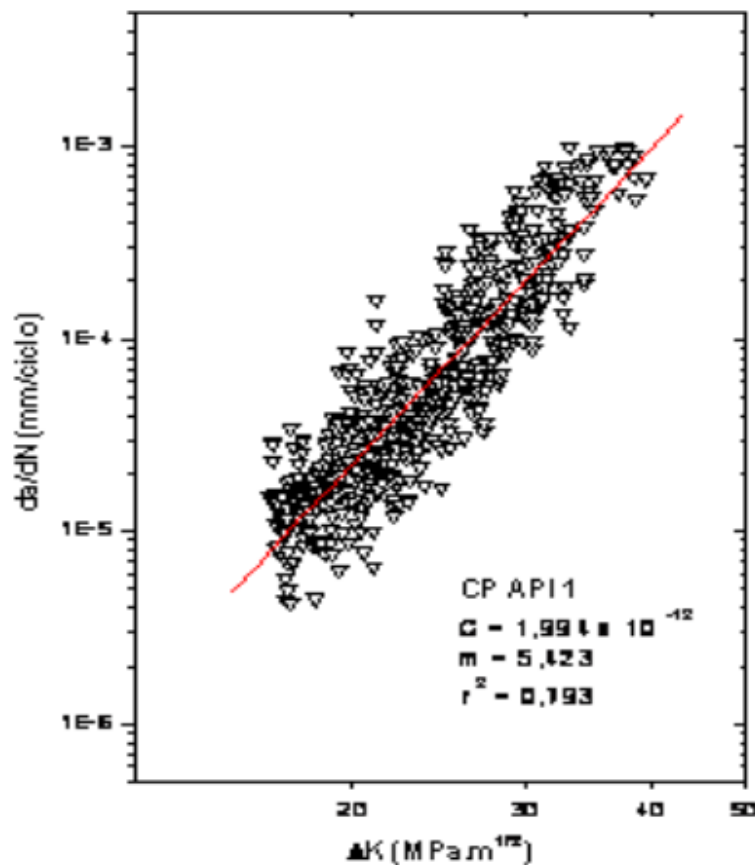


Figura 39: Modelo de Paris para propagação de trinca

O dados obtidos em três ensaios de propagação de trinca através do modelo de Paris e aplicação em Bergner estão mostrados no tabela 10.

TABELA 10: Resultado de propagação de trinca para modelo Paris.

Paris								
P	A	Erro A	C	Erro C	m	Erro m	R	R ²
PI 1	-11,700	0,15116	1,994E-12	8,176E-13	5,4225	0,10961	0,89063	0,793222
PI 2	-11,430	0,12759	3,720E-12	1,280E-12	5,1147	0,09145	0,88855	0,789521
PI 3	-11,483	0,18265	3,286E-12	1,643E-12	5,34428	0,13215	0,85173	0,725444

A partir dos dados dos ensaios de propagação de trinca analisados através do modelo de Paris e Erdogan, aplicou-se o modelo de Bergner para comparação estatística dos dados dos três testes e determinou-se seus coeficientes. A figura 40 mostra a curva da da/dN versus $\Delta K / \Delta K_0$ obtida para o modelo de Bergner, com frequência $f=20\text{Hz}$, razão de carga $R=0,1$ e sentido CR de propagação de trinca.

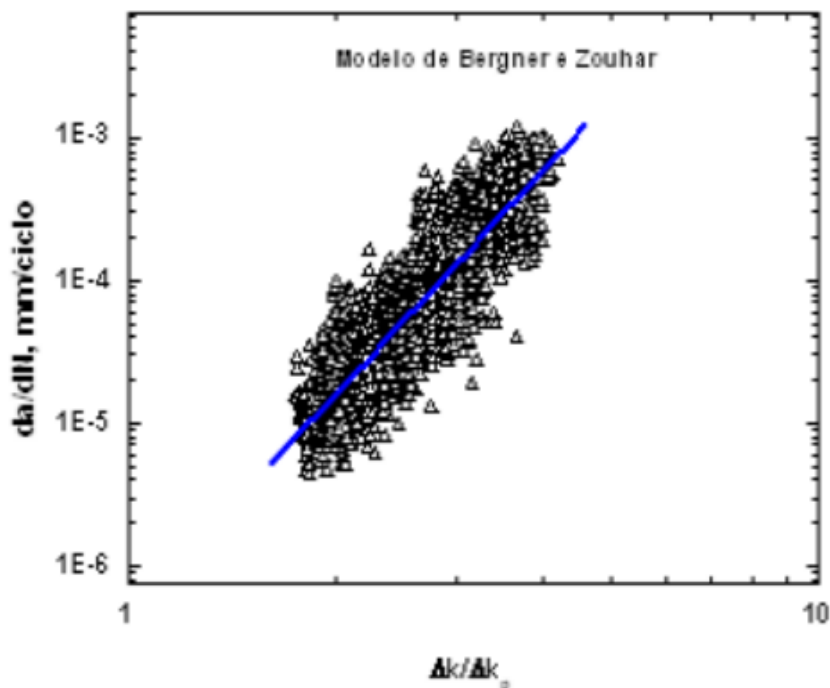


Figura 40: Modelo Bergner para propagação de trinca em fadiga.

Os coeficientes de Bergner estão mostrados na tabela 11:

TABELA 11: Coeficientes de Paris e Bergner.

Bergner	
C	$4,36 \cdot 10^{-7}$
M	5,22
ΔK_p	5,43

O gráfico obtido para a determinação de ΔK_{th} , a fim de adquirir os dados necessários para aplicação de Collipriest é mostrado na figura 41.

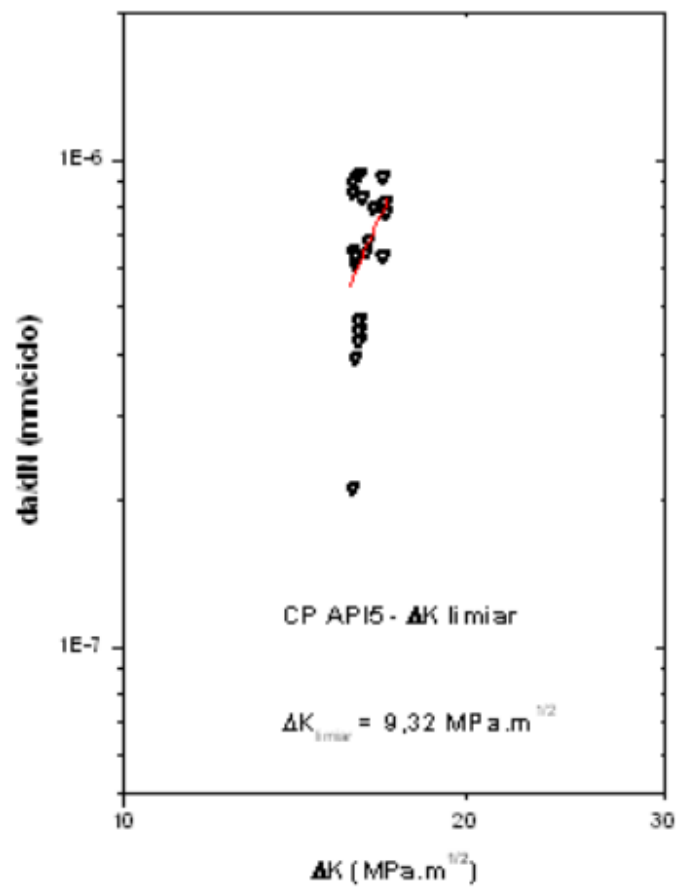


Figura 41: Determinação de ΔK_{th} (ΔK_{th})

A determinação experimental de ΔK_{th} para a aplicação do modelo de Collipriest é mostrado a seguir:

TABELA 12: ΔK_{th}

ΔK_{th} (MPa.m ^{1/2})	9,32
---	------

Para validação do valor de K_{IC} a fim de aplicá-lo ao modelo de Collipriest foi realizada comparação com o valor ΔK_c encontrado experimentalmente através da relação $\Delta K_c = 0,9 \times \Delta k_{máx}$ para relação de carga igual a 0,1. Nesse caso, o valor encontrado para ΔK_c foi $37,7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Dos dados obtidos através de três ensaios de propagação de trinca, trabalhou-se os três estágios da curva da/dN versus ΔK . Com frequência $f=20\text{Hz}$, razão de carga $R=0,1$ e sentido CR de propagação de trinca. A curva obtida para os três estágios é mostrada a seguir.

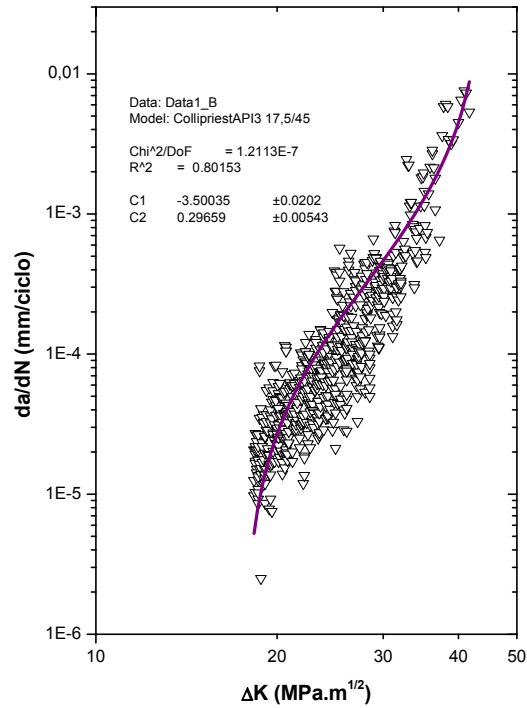


Figura 42: Modelo de Collipriest para propagação de trinca por fadiga.

Os dados obtidos do ensaio de propagação de trinca para o modelo de Collipriest e determinação de seus coeficientes C1 e C2 estão listados na tabela 13.

TABELA 13: Determinação de coeficientes

CP	Ajuste	C1	Erro C1	C2	Erro C2	Chi ²	R ²
API 1	18/45	-3,46744	0,0197	0,29359	0,00539	1,20E-07	0,80271
API 2	17,5/50	-3,44043	0,01942	0,43206	0,00799	1,01E-07	0,83339
API 3	17,5/45	-3,50035	0,0202	0,29659	0,00543	1,21E-07	0,80153

A tabela 14, apresenta os coeficientes C1 e C2 adotados para análise da vida através desse modelo.

TABELA 14: Coeficientes de Collipriest

Collipriest	
C1	-3,50 ± 0,02
C2	0,29 ± 0,01

A seguir, são mostradas as equações obtidas para a propagação de trinca em fadiga para o aço ABNT 4133 modificado segundo os modelos de Paris –Erdogan, Bergner e Zourar e Collipriest .

TABELA 15: Modelos para taxa de propagação de trinca.

Modelo	
Paris	$\frac{da}{dN} = 1,99.10^{-12} (\Delta K)^{5,42}$
Bergner	$\frac{da}{dN} = 4,36.10^{-7} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_0} \right)^{5,22}$
Collipriest	$\frac{da}{dN} = -3,50 + 0,29 \tanh^{-1} \left[\frac{\log \left(\frac{\Delta K}{9,32} \right)^2}{\log \left(\frac{36,55}{\Delta K} \right)^2} \right]$

Utilizando-se integração numérica para o modelo de Collipriest, determinou-se a vida do material em número de ciclos e comparou-se com o valor experimental obtido. O modelo de Collipriest é o único modelo trabalhado que considera os três estágios e, por isso, considerado como o modelo capaz de fornecer informações para um melhor projeto.

A aplicação dos modelos na previsão da propagação de trinca por fadiga (da/dN) e vida em fadiga (N), geraram os dados que seguem:

TABELA 16: Vida ou número de ciclos, em fadiga.

Modelo	Vida Experimental	Vida Estimada
Paris	601.500	98.146
Collipriest	744.000	724.000

5. Conclusão

· Os resultados encontrados para propriedades mecânicas mostram que se trata de um aço de elevada resistência mecânica e frágil.

· Os resultados obtidos a partir do modelo de Paris-Erdogan nos três ensaios, foram considerados bons, embora tenha sido manifestada uma dispersão para R^2 . Visto que, materiais menos frágeis e mais homogêneos apresentam valores superiores a 0,9, justifica-se o resultado pela microestrutura empregada. O elevado valor de m_f , indica a fragilidade do material quanto à propagação de trinca.

· A equação proposta por Collipriest representou a evolução da taxa de propagação de trinca em função do fator de intensidade de tensão nos três estágios, o que permitiu o cálculo da vida do componente em carga e fator de intensidade constantes de forma mais precisa em relação aos outros modelos.

6. Sugestões de trabalhos futuros

- Analisar os parâmetros de fratura para o aço ABNT 4133 modificado termicamente tratado.
- Avaliar a Tenacidade à fratura dinâmica.
- Determinar e avaliar a temperatura de transição em condições de lingotamento contínuo e termicamente tratado.
- Estudar a vida do Aço ABNT 4233 modificado, tratado termicamente.
- Avaliar os mecanismos de fechamento de trinca em função do ΔK_{th} .
- Estudar as técnicas de avaliação de ΔK_{th} .

REFERÊNCIAS

ANDERSON, T. L., "Fracture Mechanics". Fundamentals and Applications. CRC Press, 2ª ed., Texas, USA. 1995.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E23: *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. Philadelphia: ASTM, 1996.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E399: "Standard Practice of Fracture Toughness (Draft)". Philadelphia: ASTM, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E 399-99, "Standard Practice of Fracture Toughness (Draft)". American Society of Metallic Materials. Philadelphia. 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E647: *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. Philadelphia: ASTM, 2000.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E8M: *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. Philadelphia: ASTM, 1995.

BERGNER, F. & ZOUHAR, G., "A New Approach to the Correlation Between the Coefficient and the Exponent in the Power Law Equation of Fatigue Crack Growth". *International Journal of Fatigue*, pp. 229-239.2000.

BERGNER, F. & Zourar, G., "The material-dependent variability of fatigue crack growth of aluminium alloys in the Paris regime". *International Journal of Fatigue* 23, Pp 383–394., 2001.

BERGNER, F. & ZOUHAR, G., 2002." Mapping of the rate-controlling steps for environment-assisted fatigue crack growth applied to the aluminium alloy 6013 T6". International Journal of Fatigue 24,2002.

BERGNER, F. & ZOUHAR, G.," On the factors affecting the propagation of long fatigue cracks in thin-sheet wrought aluminium alloys. International Journal of Fatigue 25, 2003.

BRESCIAM Filho, E.; ZAVAGLIA, C.A.; BUTON, S, T.; GOMES, E.;NERY, F.A.C. Conformação plástica dos metais . 4 ed. Campinas: Editora da UNICAMP, p. 25-60.1991.

BROEK, K.D. "The Practical use of Fracture Mechanical. Kluwer Academic Publishers Dordrecht. Netherlands. 1989.

CALLISTER, WILLIAM D. "Materials Science And Engineering An Introduction". John Wiley & Sons,Inc., New York,1991.

CARVALHO. Et al. "Evaluation Of Dynamic Fracture Mechanics In The Aisi 316 Stainless Steel Using Instrumented Charpy Impact Testing. International Nuclear Atlantic Conference – INAC.Santos, SP, Brazil, September 30 to October , 2007.

CETLIN, P. R. & SILVA, P. S. P.. "Análise de Fraturas". Associação Brasileira de Metais. São Paulo. 1986.

COLLIPRIEST, J.E. "An Experimentalist's View of the Surface Flaw Problem", ASME, pp. 43-61. 1972.

DAVIM,J. P., MAGALHÃES, A.G.,Ensaio mecânicos e tecnológicos.Pumblindústria. Porto, 2004.

Dieter, G.E. *Mechanical Metallurgy*, McGraw Hill Book Company, SI metric edition, London, p. 348, 1988.

DOHERTY, R.D., MARTIN J.W. CANTOR, B.. "Stability of Microstructure in metallic Systems". 1997.

DUGDALE, D. S. "Yielding of Steel Sheets Containing Slits". J. Mech. Phys. Sol., vol. 8, 1960.

ELBER, W. Fatigue Crack Closure under Cyclic Tension International Journal of Fracture, vol. 2, pp 37-45, 1970.

ERDOGAN, F. E RATNAWI, M. International Journal of Fracture, vol. 6, nº 4, 1970.

EWALDS, H. L. & WANHILL, R. J. H. "Fracture Mechanics". Edward Arnold, New York, N Y. 1993.

FACO, R. J., Introdução à siderurgia. Associação brasileira de metalurgia e materiais, p217-253, 2007.

FALCÃO, C.A.J.; SPINELLI, D., GOMES, S.I.N., "Estudo da Tenacidade à Fratura da ZTA de Soldas Múltiplos Passos em um Aço ARBL". 13º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências de Materiais. São Paulo, Brasil. 1998.

FORMAN, R. G., HEARNEY, V. E., ENGLE, R. M. Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-loaded Structures Journal of Basic Engineering Transactions of ASME, vol. 89, 1967.

GARCIA, A; ALVARES SPIM, J; SANTOS, C.A., "Ensaio dos Materiais - livros Técnicos Científicos". 2000.

GODEFROID, L.B., "Fundamentos da Mecânica de Fratura" – Universidade Federal de Ouro Preto, 1999.

HALLIDAY, David. Fundamentos de Física – Ótica e Ondulatória. 4ª edição. John Wiley & Sons. 1996.

HERTZBERG, R.W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*, John Wiley & Sons, 4th edition, New York, p. 315, 1996.

IRWIN, G. R. "Analysis of stress and strains near the end of a crack traversing a plate – journal of Applied Mechanics – vol. 24, September. 1957.

KANNINEN, M. F. & POPELAR, R. C. H. "Advanced Fracture Mechanics" Oxford University Press. USA. 1985.

KLESNIL, M. & LUKAS, P. "Fatigue of Metallic Materials" Praga Elsevier. 1972.

KNOTT, J.F. "Fundamentals of Fracture Mechanics". 1973.

KRAUSS, G. "Heat Treatment and Processing Principles Materials Park" American Society for Metals. 1992.

LAL, D.N. A New Mechanistic Approach to Analysing LEFM Fatigue Crack Growth Behaviour of Metals and Alloys. "Engineering Fracture Mechanics", vol. 47, nº 3, pp. 379-401. 1994.

Lee, Y., et al. "Fatigue Testing and Analysis - Theory and Practice". Elsevier, 2005.

LOHE, K; LANG, H.; VOHRINGER, O. "Residual Stresses and Fatigue Behavior – Handbook of Residual Stresses and Deformation of Steel – ASTM International – USA, 2002.

MARCO FILHO, FLÁVIO Propagação de trincas de fadiga em juntas soldadas circunferenciais de aço API 5L Grau X-65 para utilização em risers rígidos - Tese de Doutorado, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, pp 1-164, 2002.

MARTINS, GERALDO DE PAULA. "Tenacidade a Fratura e Propagação de Trinca em Juntas Soldadas de Aço Estrutural Resistente a Corrosão Atmosférica". 2004.

MIYAZAKI, N., IKEDA, T., MIYAGI, T. Dynamic Stress Intensity Factors Analysis of Interface Crack Using Line-Spring Model. *International Journal of Fracture*, Kluwer Academic Publishers, Holland, v. 79, p. 393-402, 1996.

MIQUERI, F.R. Comportamento do crescimento de trinca por fadiga de um aço ABNT1016 laminado a quente e soldado por GMAW Dissertação de Mestrado Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, 2006.

MILAN, M.T.; MALUF, O.; SPINELLI, D.; BOSE FILHO, W.W.. Metais – Uma visão objetiva. 1 ed. São Carlos – SP: Suprema Gráfica e Editora Ltda, v 1. 264 p.,2004

MITCHELL, M. R. *Fatigue analysis for design*. I Seminário internacional de fadiga –SAE Brasil.São Bernardo do Campo – SP p.1 –29, v 1. 264 , 2001.

MOURA BRANCO, C.Fadiga de Estruturas Soldadas – Fundação C.Gulbenkian. 1997.

PARIS, P.C. & ERDOGAN, F.A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. "Journal of Basic Engineering" 85, 1963.

PASCOAL JUNIOR, F.A. Influência da Geometria e da Orientação do Entalhe na Determinação Experimental da Integral J e CTOD em uma Junta de Aço Soldada. Dissertação de Mestrado, PUC-MG, maio, pp. 1-102, 2002.

PILKEY, WALTER D.. “ Peterson's Stress Concentration Factors”. Second Edition. John Wiley & Sons, inc. 1997.

REN-GUAN, H. & KANG-XIAN, L. Experimental Study of Fatigue Crack Propagation Under Programmed Spectrum Loading. “Engineering Fracture Mechanics”, vol. 47, nº 1, 1994.

RICE, J. R. & ROSENGREEN G. F. Plane Strain Deformation Near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material. “Journal of the Mechanics and Physics of Solids”. vol. 16. 1968.

SANDOR, L.T., Tese: “influência do teor de carbono na propagação de trinca por fadiga e na tenacidade à fratura em camada cementada em aços de alta resistência mecânica”. CAMPINAS, SÃO PAULO, 2008.

SMALLMAN, R. E. BISHOP, R. J. “Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering”, Sixth Edition. Reed Educational and Professional Publishing Ltd , 1999.

SONG, J.I. “Mechanical Properties and Fatigue Crack Propagation Behavior of Hybrid Metal Matrix Composites”. Fatigue Technology SAE PT-67. 1997.

SHUKLA, A. “Practical Fracture Mechanics In Design”, Second Edition, Marcel Dekker, New York, 2005.

SPINELLI, D., BOSE FILHO, W.W.; SILVA, R.V. Avaliação da Tenacidade à Fratura de Soldas de Alta Resistência e Baixa Liga Pelo Método da Integral J. 2º Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais. pp. 1-9. São Paulo, Brasil, 1997.

SURESH, S. *Fatigue of materials*. Cambridge Press: Boston 2. Ed. Cap. 7. 1998.

TROSHCHENKO, V. T., *Fatigue fracture toughness of metals*, Publishing Ltd. Fatigue, 2009.