



Rodrigo Vieira Landim

**Efeito da sensibilidade ao entalhe em condições
de trincamento assistido pelo meio**

Dissertação de Mestrado

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da PUC-Rio como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Jaime Tupiassú Pinho de Castro

Rio de Janeiro
Maio de 2013



Rodrigo Vieira Landim

**Efeito da sensibilidade ao entalhe em condições
de trincamento assistido pelo meio**

Dissertação apresentada como requisito parcial para
obtenção do grau de Mestre pelo Programa de Pós-
graduação em Engenharia Mecânica da PUC-Rio.
Aprovada pela Comissão Examinadora abaixo
assinada.

Prof. Jaime Tupiassú Pinho de Castro

Orientador

Departamento de Engenharia Mecânica – PUC-Rio

Prof. Marco Antonio Meggiolaro

Departamento de Engenharia Mecânica – PUC-Rio

Dr. Javier Alejandro Carreño Velasco

Instituto Nacional de Tecnologia

Prof. José Luiz de França Freire

Departamento de Engenharia Mecânica – PUC-Rio

Prof. José Eugênio Leal

Coordenador Setorial do Centro

Técnico Científico – PUC-Rio

Rio de Janeiro, 02 de Maio de 2013

Todos os direitos reservados. É proibida a reprodução total ou parcial do trabalho sem autorização da universidade, do autor e do orientador.

Rodrigo Vieira Landim

Graduou-se em Engenharia Industrial Mecânica (CEFET-RJ) em 2009. Participou de diversos congressos nas áreas de corrosão e integridade estrutural. Engenheiro Mecânico e de Corrosão da DCOR/LAH2S do Instituto Nacional de Tecnologia, INT.

Ficha Catalográfica

Landim, Rodrigo Vieira

Efeito da sensibilidade ao entalhe em condições de trincamento assistido pelo meio / Rodrigo Vieira Landim ; orientador: Jaime Tupiassú Pinho de Castro. – 2013.

116 f. : il. (color.) ; 30 cm

Dissertação (mestrado)—Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Mecânica, 2013.

Inclui bibliografia

1. Engenharia mecânica – Teses. 2. Trincas não propagantes. 3. Trincamento assistido pelo meio. 4. Gradiente de tensões. 5. Entalhes. 6. Fragilização por metal líquido. I. Castro, Jaime Tupiassú Pinho de. II. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Departamento de Engenharia Mecânica. III. Título.

CDD: 621

Para meus pais, Jaime e Wilme,
minha irmã, Juliana, e amiga Sonia
pelo apoio e confiança.

Agradecimentos

Ao meu orientador Professor Jaime Túpiassu Pinho de Castro e a Pesquisadora Sonia Maria Coelho de Souza pelo estímulo e parceria para a realização deste trabalho.

A PUC-Rio, pelos auxílios concedidos, e a toda a equipe do LAH₂S do INT, pela amizade e colaboração, sem os quais este trabalho não poderia ter sido realizado.

Aos meus pais, pela educação, atenção e carinho de todas as horas.

Aos meus colegas da PUC-Rio e professores que participaram da Comissão examinadora e a todos os professores e funcionários do Departamento pelos ensinamentos e pela ajuda.

A todos os amigos e familiares que de uma forma ou de outra me estimularam ou me ajudaram.

Resumo

Landim, Rodrigo Vieira; de Castro, Jaime Tupiassú Pinho. **Efeito da sensibilidade ao entalhe em condições de trincamento assistido pelo meio**. Rio de Janeiro, 2013. 116p. Dissertação de Mestrado - Departamento de Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

A grande maioria dos componentes estruturais possui entalhes que concentram localmente as tensões em torno de suas pontas. O fator de sensibilidade ao entalhe q , muito usado para quantificar o efeito deles em fadiga, pode ser associado à geração de trincas não propagantes quando $S_L(R)/K_t < \sigma_n < S_L(R)/K_f$, onde $S_L(R)$ é o limite de fadiga do material em uma dada razão $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$; $K_t = \sigma_{max}/\sigma_n$ é o fator de concentração de tensões (SCF, de *stress concentration factor*) do entalhe; σ_n é a amplitude de tensão nominal aplicada; σ_{max} é a máxima tensão na ponta do entalhe; e $K_f = 1 + q(K_t - 1)$ é o fator de concentração de tensões à fadiga, que quantifica o efeito dos entalhes na resistência à fadiga do componente entalhado. Partindo desse comportamento, recentemente foi desenvolvido um modelo para calcular q considerando a influência do gradiente de tensões à frente da raiz do entalhe no comportamento à fadiga de trincas mecanicamente curtas, usando apenas técnicas apropriadas de análise de tensões e as resistências à fadiga do material: o limite de fadiga e o limiar de propagação de trincas longas. Este modelo, cujas previsões foram validadas por vários experimentos apropriados, considera assim todas as características da geometria do entalhe e do carregamento em q , sem precisar de nenhum parâmetro ajustável. Nesse trabalho, esse critério é estendido para tratar problemas de Trincamento Assistido por Meios Corrosivos (EAC), considerando apropriadamente parâmetros de análise de tensão. O efeito da corrosão é quantificado pela resistência do material ao trincamento por EAC, S_{EAC} , e pelo limiar de propagação em condições de EAC, K_{IEAC} , ambos medidos no ambiente agressivo em questão. Esse modelo em particular prevê a existência de uma sensibilidade ao entalhe q_c em problemas de EAC quando $S_{EAC}/K_t < \sigma_{max} < S_{EAC}/[1 + q_c(K_t - 1)]$, que pode ser mecanicamente quantificada por técnicas

análogas àquelas utilizadas com sucesso para quantificar q em fadiga. Para comprovar experimentalmente a validade do modelo nestas condições, foi escolhido o par {Alumínio (Al) 2024 recozido – Gálio (Ga)} na temperatura de 35°C, devido à rapidez da sua reação de trincamento sob EAC, a qual permite que suas propriedades básicas, S_{EAC} and K_{IEAC} , sejam determinados rapidamente. Usando somente a mecânica proposta neste novo modelo e as resistências básicas do material à EAC, 8 corpos de prova entalhados foram projetados para alcançar e suportar a máxima tensão na ponta de seus entalhes *duas* vezes maiores do que S_{EAC} . O modelo prevê que isso é possível devido à interação do gradiente de tensões à frente da ponta do entalhe com a pequena trinca nele iniciada, que permanece não propagante nessas condições. Como nenhum dos corpos de prova assim projetados falhou nesses testes, pode-se concluir que aqueles ensaios suportam a eficácia do modelo, o qual pode ser bastante útil como ferramenta de dimensionamento mecânico no tratamento do efeito de entalhes em problemas de EAC.

Palavras-chave

Trincas não propagantes; Trincamento assistido pelo meio ambiente; Gradiente de tensões em torno de pontas de entalhes; Fragilização Induzida por Metal Líquido.

Abstract

Landim, Rodrigo Vieira; de Castro, Jaime Tupiassú Pinho (Advisor). **Notch Sensitivity Effects under Environmental Assisted Cracking Conditions.** Rio de Janeiro, 2013. 116p. MSc. Dissertation- Departamento de Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.

The vast majority of structural components have notches that locally concentrate stresses around their tips. The notch sensitivity factor q , widely used to quantify the effect of such notches on fatigue, can be associated with the generation of non-propagating cracks at the notch tips in fatigue tests when $S_L(R)/K_t < \sigma_n < S_L(R)/K_f$, where $S_L(R)$ is the fatigue limit of the material at a given $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ ratio; $K_t = \sigma_{max}/\sigma_n$ is the stress concentration factor (SCF) of the notch; σ_n is the amplitude of the nominal stress that loads it; σ_{max} is the maximum stress at the notch tip; and $K_f = 1 + q(K_t - 1)$ is the (effective) fatigue SCF, which quantifies the actual notch effect on the fatigue strength of the notched component. Based on this behavior, a model was recently developed to calculate q considering the influence of the stress gradient ahead of the notch tip on the fatigue behavior of mechanically short cracks, using only proper stress analysis techniques and the basic fatigue properties of the material, its fatigue limit and long crack propagation threshold. This model, whose predictions were validated by various appropriated experiments, considers the entire notch geometry and loading characteristics on q , without the need of any data-fitting parameter. In this study, this criterion is extend to properly treat environmentally assisted cracking (EAC) problems considering stress analysis issues. The corrosion effects are quantified by the material resistance to EAC, S_{EAC} , and by its crack propagation threshold under EAC conditions, K_{IEAC} , both measured in the aggressive environment in question. This model in particular predicts the existence of a notch sensitivity q_c in EAC problems as well, when $S_{EAC}/K_t < \sigma_{max} < S_{EAC}/[1 + q_c(K_t - 1)]$, which can be mechanically quantified by techniques analogous to those successfully used to quantify q in fatigue. To experimentally prove the validity of this model under EAC conditions, the pair material/aggressive medium chosen is an annealed 2024 Al alloy and Ga at 35°C, due to its very fast EAC reaction,

which allows its basic properties, S_{EAC} and K_{IEAC} , to be quickly determined. Using only the mechanics proposed in this new model and the basic material resistances to EAC, 8 notched test specimens were designed to reach and survive to maxima stresses at the tip of their notches *twice* as large as S_{EAC} . The model predicts that this is possible due to the interaction of the stress gradient ahead of the notch tip with the small crack initiated there, which is non-propagating under such conditions. Since none of the specimens failed in the designed tests, it can be concluded that they support the effectiveness of the model, which may thus be quite useful as a mechanical tool to treat notch effects in EAC problems.

Keywords

Non-propagating Cracks; Environmental Assisted Cracking; Stress Gradient; Notches; Liquid Metal Embrittlement.

Sumário

| | |
|---|----|
| 1.Introdução | 22 |
| 2.Fundamentos de trincamento assistido por meios corrosivos | 24 |
| 2.1. Mecanismos de SCC | 27 |
| 2.2. Fragilização Induzida por Metal Líquido - LMIE | 28 |
| 2.3. EAC em Alumínio | 31 |
| 2.4. Metodologias para caracterizar os limiares em condições de EAC | 34 |
| 3.Fundamentos de Análise de Tensões – Fatores Concentração de Tensão | 41 |
| 3.1. O Furo de Kirsh | 42 |
| 3.2. K_t para o furo elíptico de Inglis | 43 |
| 3.3. Fator de Concentração de tensões K_t pela Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) | 47 |
| 3.3.1. Estimativa de Creager e Paris | 49 |
| 3.4. O Fator de Concentração de Tensões em Fadiga (K_f) | 50 |
| 3.4.1. Limiar de Propagação de Trincas Curtas em Fadiga | 52 |
| 4.Modelo analítico proposto para quantificar o efeito da sensibilidade ao entalhe em condições de EAC | 55 |
| 4.1. Cálculo do fator de sensibilidade ao entalhe q_c para EAC | 56 |
| 5.Comprovação Experimental | 59 |
| 5.1. Escolha do par Material x Meio Corrosivo | 59 |
| 5.2. Propriedades do Alumínio 2024 | 61 |
| 5.2.1. Análise química | 62 |
| 5.2.2. Propriedades Mecânicas | 62 |
| 5.3. Metodologias de Ensaio | 64 |

| | |
|--|-----|
| 5.3.1. Medição da resistência à nucleação e propagação de trincas por EAC do Al 2024 Recozido em Ga – S_{EAC} e K_{IEAC} . | 66 |
| 5.3.1.1. Resultados de Medição do S_{EAC} . | 74 |
| 5.3.1.2. Resultados de Medição do K_{IEAC} | 75 |
| 5.4. Dimensionamento dos Corpos de Prova para comprovação do modelo proposto. | 76 |
| 5.5. Ensaio realizados para comprovação do modelo proposto. | 90 |
| 6. Conclusões | 98 |
| 6.1. Proposições futuras | 99 |
| 7. Referências Bibliográficas | 100 |
| APÊNDICE 1 Ensaio Preliminares para escolha do par: Material vs. Meio Corrosivo. | 104 |
| ANEXO 1 Análise Química da Liga Al 2024. | 116 |

Lista de Tabelas

| | |
|---|----|
| Tabela 1 – Condições de ensaio avaliadas para definição do par Material vs. Meio Corrosivo a ser utilizado na comprovação do modelo desenvolvido. | 60 |
| Tabela 2 – Composição Química do material Al 2024 | 62 |
| Tabela 3 – Propriedades mecânicas da liga Al2024 recozida obtida em ensaio de tração a temperatura de 35°C. | 63 |
| Tabela 4 – Parâmetros de ensaio definidos para determinar o S_{EAC} e o K_{IEAC} | 74 |
| Tabela 5 – Resultados obtidos nos Ensaio de S_{EAC} , valores em MPa. | 74 |
| Tabela 6 - Resultados obtidos nos Ensaio de K_{IEAC} , valores em $MPa\sqrt{m}$ | 75 |
| Tabela 7 – Configurações de entalhes escolhidas para realização da comprovação do modelo proposto. | 79 |
| Tabela 8 – Valores de σ_Y e K_t determinados pelo MEF e através da estimativa Creager e Paris. | 81 |
| Tabela 9 – Valores de K_{tc} e q_c obtidos para cada configuração de entalhe na condição a ser ensaiada. | 90 |
| Tabela 10 – Geometria dos corpos de prova e dimensões dos entalhes. | 91 |

Lista de Figuras

| | |
|--|----|
| Figura 1 – Condições necessárias à ocorrência de EAC | 25 |
| Figura 2 – Curva de propagação de trinca por EAC, da/dt vs. K_I [5]. | 26 |
| Figura 3 – Modelo de dissolução/difusão por LMIE [11]. | 29 |
| Figura 4 – Penetração preferencial do Ga nos contornos de grão do Al em função do campo de tensões à frente de entalhes [8]. | 30 |
| Figura 5 – Resultados comparativos entre testes de nucleação de trinca com carregamento uniaxial tração e por flexão [17]. | 32 |
| Figura 6 – Cálculo através do Método de Elementos Finitos (MEF) e micrografia óptica em amostra entalhada sob carregamento compressivo no sistema Al 7075 vs. Ga. | 32 |
| Figura 7 – Fator de Intensidade de Tensões Aplicado (K_I) vs. tempo para iniciação da trinca em amostras entalhadas: (A) Liga Al 7075-T651 em Gálio líquido; (B) Liga Al 7075-T651 em solução aquosa com 3,5%NaCl [8]. | 33 |
| Figura 8 – Gráfico Tensão aplicada x Tempo até a falha em ensaios de iniciação de trinca [16]. | 34 |
| Figura 9 – Curva Tensão vs. Alongamento da liga Al 2024 T351 analisada em ensaio de SSRT segundo norma ASTM G129/2000 [17]. | 37 |
| Figura 10 – Corpos de Prova com tensão residual (A) por deformação plástica; (B) por soldagem [17]. | 37 |
| Figura 11 – (A) Dispositivos de deslocamento constante; (B) Dispositivo de Peso Morto para ensaios com carga constante; (C) Anel dinamométrico e carregamento por mola para ensaios de deformação constante; (D) Equipamento para ensaios a taxa de deformação constante [16,18,27]. | 38 |
| Figura 12 – Curvas obtidas em ensaios de propagação de trinca: (A) K_I crescente; (B) K_I decrescente [17]. | 39 |

| | |
|--|----|
| Figura 13 – Análise fotoelástica às franjas indica uma concentração de tensão próxima à variação de seção. | 42 |
| Figura 14 – Furo de Kirsh | 43 |
| Figura 15 - Furo elíptico de Inglis [30] | 43 |
| Figura 16 – Efeito na variação do comprimento a_0 (A) e do raio ρ (B) no fator de concentração de tensões da equação do K_t de Inglis. | 45 |
| Figura 17 – Efeito na variação de geometria do K_t , (a) efeito do K_t com a razão entre o raio de arredondamento e o diâmetro menor [29]. | 46 |
| Figura 18 – Alguns Fatores de intensidade de Tensões [31]. | 47 |
| Figura 19 – Medidas comparativas entre K_f e K_t medidas em peças de aço AISI 1015 para diferentes raios de entalhe [30]. | 51 |
| Figura 20 – Comportamento de trincas curtas e longas descritas através do Diagrama de Kitagawa-Takahashi [31]. | 53 |
| Figura 21 – Razão entre o limiar de propagação de trincas curtas e longas em função de a/a_0 [2]. | 54 |
| Figura 22 – Gráfico proposto como o de Kitagawa-Takahashi para descrever o comportamento de trincas curtas e longas em condições de EAC para projetos de estruturas [37]. | 56 |
| Figura 23 – Ataque metalográfico realizado segundo norma ASTM E340. | 61 |
| Figura 24 – Curva Tensão vs. Deformação obtida através de ensaio de tração realizado a 35°C da liga Al2024 Recozido. | 63 |
| Figura 25 – Aplicação do Gálio na forma líquida a 35 °C com um pincel. | 65 |
| Figura 26 – Aspecto da dissolução do Ga nos corpos de prova de Al2024 Recozido nas três primeiras horas após a aplicação da pré-carga. A linha vermelha representa o avanço da dissolução do Ga com o tempo. | 65 |
| Figura 27 – Corpo de prova utilizado nos ensaios de determinação do S_{EAC} . | 66 |
| Figura 28 – Corpo de prova utilizado nos ensaios de MFLE para determinação do K_{IEAC} . | 67 |
| Figura 29 – Orientação de retirada das amostras. | 67 |

| | |
|---|----|
| Figura 30 – Equipamento Projetor de Perfil utilizado para checar as dimensões dos corpos de prova utilizados. | 68 |
| Figura 31 – Ensaio de baixa taxa de deformação (SSRT) do Al 2024 O com Ga líquido a 35°C. | 69 |
| Figura 32 – Curva Tensão x deslocamento do par Al 2024 O x Ga líquido na temperatura de 35°C | 70 |
| Figura 33 – Curva Tensão x deformação do par Al 2024 O x Ga líquido na temperatura de 35°C | 70 |
| Figura 34 – Anéis dinamométricos utilizados para medida de propagação de trinca [38]. | 71 |
| Figura 35 – Anél dinamométrico utilizado nos ensaios de nucleação. | 72 |
| Figura 36 – Anél dinamométrico utilizado nos ensaios de propagação de trinca. | 72 |
| Figura 37 – Curva de Calibração de um dos anéis utilizados. | 73 |
| Figura 38 – Imagem do Corpos de Prova S2 após os ensaios de S_{EAC} . | 75 |
| Figura 39 – Foto do Corpo de Prova T2 após ensaio de K_{IEAC} . | 76 |
| Figura 40 – Área de contato e condições de carregamento e simetria | 78 |
| Figura 41 – Pós-tratamento da simulação pelo MEF apresentando em destaque a distribuição da Tensão Principal σ_{YMEF} , apresentada como S_{22} , na raiz do entalhe (A), onde $a_0 = 20\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$. | 79 |
| Figura 42 – Pós-tratamento da simulação pelo MEF apresentando em destaque a distribuição da Tensão Principal σ_{YMEF} , apresentada como S_{22} , na raiz do entalhe (B), onde $a_0 = 12\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$. | 80 |
| Figura 43 – Pós-tratamento da simulação pelo MEF apresentando em destaque a distribuição da Tensão Principal σ_{YMEF} , apresentada como S_{22} , na raiz do entalhe (C), onde ; $a_0 = 20\text{mm}$ e $\rho = 0,2\text{mm}$. | 80 |
| Figura 44 – Pós-tratamento da simulação pelo MEF apresentando em destaque a distribuição da Tensão Principal σ_{YMEF} , apresentada como S_{22} , na raiz do entalhe (D), onde $a_0 = 40\text{mm}$ e $\rho = 4,5\text{mm}$. | 81 |
| Figura 45 – Curvas do gradiente de Tensões $f(a)$ obtidas pelos MEF e estimativa Creager e Paris, C&P, apresentadas a partir da raiz do | |

entalhe, evidenciando os primeiros 5 mm a frente do entalhe (A), onde $a_0 = 20\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$. 82

Figura 46 – Curvas do gradiente de Tensões $f(a)$ obtidas pelos MEF e estimativa Creager e Paris, C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando os primeiros 5 mm a frente do entalhe (B), onde $a_0 = 12\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$. 83

Figura 47 – Curvas do gradiente de Tensões $f(a)$ obtidas pelos MEF e estimativa Creager e Paris, C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando os primeiros 5 mm a frente do entalhe (C), onde $a_0 = 20\text{mm}$ e $\rho = 0,2\text{mm}$. 83

Figura 48 – Curvas do gradiente de Tensões $f(a)$ obtidas pelos MEF e estimativa Creager e Paris, C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando os primeiros 5 mm a frente do entalhe (D), onde $a_0 = 40\text{mm}$ e $\rho = 4,5\text{mm}$. 84

Figura 49 – Curvas do $K_I(a)$ obtidas a partir do gradiente de tensões calculado pelos MEF, $K_I(a)$ MEF e pela estimativa C&P, $K_I(a)$ C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando a parada da trinca no momento em que $K_I(a) \leq K_{th}$ a frente do entalhe (A), onde $a_0 = 20\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$. 85

Figura 50 – Curvas do $K_I(a)$ obtidas a partir do gradiente de tensões calculado pelos MEF, $K_I(a)$ MEF e pela estimativa C&P, $K_I(a)$ C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando a parada da trinca no momento em que $K_I(a) \leq K_{th}$ a frente do entalhe (B), onde $a_0 = 12\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$. 85

Figura 51 – Curvas do $K_I(a)$ obtidas a partir do gradiente de tensões calculado pelos MEF, $K_I(a)$ MEF e pela estimativa C&P, $K_I(a)$ C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando a parada da trinca no momento em que $K_I(a) \leq K_{th}$ a frente do entalhe (C), onde $a_0 = 20\text{mm}$ e $\rho = 0,2\text{mm}$. 86

Figura 52 – Curvas do $K_I(a)$ obtidas a partir do gradiente de tensões calculado pelos MEF, $K_I(a)$ MEF e pela estimativa C&P, $K_I(a)$ C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando a parada da trinca no momento em que $K_I(a) \leq K_{th}$ a frente do entalhe (D), onde $a_0 = 40\text{mm}$ e $\rho = 4,5\text{mm}$. 86

| | |
|--|----|
| Figura 53 – Curvas $f(a)$ e $g(a, K_{Ic})$ obtidas através das estimativas descritas no Capítulo 4 para o entalhe (A), $a_0 = 20\text{mm}$, $\rho = 0.5\text{mm}$ | 88 |
| Figura 54 – Curvas $f(a)$ e $g(a, K_{Ic})$ obtidas através das estimativas descritas no Capítulo 4 para o entalhe (B), $a_0 = 12\text{mm}$, $\rho = 0.5\text{mm}$ | 88 |
| Figura 55 – Curvas $f(a)$ e $g(a, K_{Ic})$ obtidas através das estimativas descritas no Capítulo 4 para o entalhe (C), $a_0 = 20\text{mm}$, $\rho = 0.2\text{mm}$ | 89 |
| Figura 56 – Curvas $f(a)$ e $g(a, K_{Ic})$ obtidas através das estimativas descritas no Capítulo 4 para o entalhe (D), $a_0 = 40\text{mm}$, $\rho = 4.5\text{mm}$ | 89 |
| Figura 57 – Corpos de Prova E5 e E6 utilizados para os ensaios de efeito do gradiente de tensões e sensibilidade ao entalhe, entalhe $a_0 = 20\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$. | 91 |
| Figura 58 – Verificação das medidas dos entalhes em Projetor de perfil. | 92 |
| Figura 59 – Equipamento utilizado nos ensaios de carga constante. | 93 |
| Figura 60 – Microscópio Confocal Karl Zeiss utilizado para analisar a superfície dos CP's após ensaio. | 93 |
| Figura 61 – Corpo de E01 com configuração de Entalhe (A) após ensaio. | 94 |
| Figura 62 – Corpo de E02 com configuração de Entalhe (A) após ensaio. | 94 |
| Figura 63 – Corpo de E03 com configuração de Entalhe (B) após ensaio. | 95 |
| Figura 64 – Corpo de E04 com configuração de Entalhe (B) após ensaio. | 95 |
| Figura 65 – Corpo de E05 com configuração de Entalhe (C) após ensaio. | 95 |
| Figura 66 – Corpo de E06 com configuração de Entalhe (C) após ensaio. | 96 |
| Figura 67 – Corpo de E07 com configuração de Entalhe (D) após ensaio. | 96 |
| Figura 68 – Corpo de E08 com configuração de Entalhe (D) após ensaio. | 96 |

Lista de símbolos e abreviaturas.

| | |
|-------------------|--|
| a | Tamanho (ou profundidade para entalhes) de trinca [mm] ou [m], ou semi-eixo da elipse [mm] |
| a_0 | Tamanho inicial de trincas [mm] |
| Al | Alumínio |
| b | Semi-eixo da elipse ou Circulo [mm] |
| c | Semi-eixo da elipse [mm] |
| C&P | Creager e Paris |
| Cl^- | Íon Cloreto |
| cos | Função Cosseno |
| CP | Corpo de Prova |
| Cr | Cromo |
| C(T) | CP Compacto de Tensão (<i>Compact Tension</i>) |
| Cu | Cobre |
| d | Diâmetro menor (ou distância a frente do entalhe) [mm] |
| D | Diâmetro maior |
| da/dt | Taxa de propagação de trinca por corrosão [mm/ano] |
| DCM | Mecanismo de dissolução-difusão (<i>Dissolution Condensation Model</i>) |
| E | Módulo de elasticidade |
| EAC | Trincamento Assistido pelo Meio (<i>Environmentally Assisted Cracking</i>) |
| ERE | Extensômetro de Resistência Elétrica |
| $f(a/w)$, $f(a)$ | Função Adimensional de geometria do fator de intensidade de tensões |
| Fe | Ferro |
| FIT | Fator de Intensidade de Tensões [$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$] |
| Ga | Gálio |
| $g(a)$, $g(a/w)$ | Função Adimensional de geometria do K_{th} [$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$] |

| | |
|-------------------------------|---|
| H | Hidrogênio |
| H ₂ O ₂ | Peróxido de Hidrogênio |
| H ₂ S | Sulfeto de Hidrogênio |
| HE | Dano pelo hidrogênio (<i>Hydrogen Embrittlement</i>) |
| Hg | Mercúrio |
| K, K _I | Fator de Intensidade de Tensões em Modo I [MPa√m] |
| K _C | Tenacidade a Fratura [MPa√m] |
| K _f | Fator de Concentração de tensões em Fadiga |
| K _t | Fator de Concentração de tensões Linear Elástico |
| K _{tc} | Fator de Concentração de tensões em Corrosão |
| K _{th} | Limiar de propagação de trinca [MPa√m] |
| K _{IEAC} | Limiar de propagação de trinca por EAC [MPa√m] |
| K _{ISCC} | Limiar de propagação de trinca por SCC [MPa√m] |
| K _{II} | Fator de Intensidade de Tensões em Modo II [MPa√m] |
| K _{III} | Fator de Intensidade de Tensões em Modo III [MPa√m] |
| LE | Linear Elástico |
| LMIE | Fragilização induzida por Metal Líquido (<i>Liquid Metal Induced Embrittlement</i>) |
| MEF | Método de Elementos Finitos |
| MFLE | Mecânica da Fratura Linear Elástica |
| Mg | Magnésio |
| Mn | Manganês |
| Na | Sódio |
| N ₂ | Nitrogênio |
| P | Carga [N] |
| Pb | Chumbo |
| q | Fator de Sensibilidade ao Entalhe em Fadiga |
| q _c | Fator de Sensibilidade ao Entalhe em Corrosão |
| r | Raio [mm] |
| R | Razão de Tensão $\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ ou Raio [mm]; |

| | |
|-------------------------------|---|
| RGM | Modelo Robertson Glickman (<i>Robertson Glickman Model</i>) |
| SCC | Corrosão sob tensão (<i>Stress Corrosion Cracking</i>) |
| SCF | Fator de Concentração de tensões (<i>SCF</i>) |
| S_E , $S_{y(0,2\%)}$, YS | Resistência ao Escoamento [MPa] |
| S_{EAC} | Resistência ao Trincamento Assistido por Meios Corrosivos [MPa] |
| Sen | Função seno |
| Si | Silício |
| S'_L | Resistência à fadiga medida em corpos de prova sem entalhe [MPa] |
| S_{Lntc} | Limite de fadiga medido em corpos de prova entalhados [MPa] |
| SL(R) | Limite de Fadiga para uma dada Razão R [MPa] |
| SMIE | Fragilização induzida por metal sólido (<i>Solid Metal Induced Embrittlement</i>) |
| SN | Método de Wöhler para vida a Fadiga |
| S_R , S_u | Resistência a Ruptura [MPa] |
| SSC | Corrosão sob tensão induzida por sulfeto (<i>Sulphide Stress Cracking</i>) |
| S_{SCC} | Resistência a Corrosão sob tensão [MPa] |
| SSRT | Ensaio a Baixa Taxa de Deformação (<i>Slow Strain Rate Test</i>) |
| t | Espessura [mm] |
| $V(K)$ | Velocidade de propagação da Trinca em função de K [mm/ano] |
| V_{pl} | Velocidade de Plateau [mm/ano] |
| w | Largura (ou semi-largura) da peça [mm] |
| Zn | Zinco |
| Zr | Zircônio |
| α | Fator de superfície livre |
| ΔK_{th} | Limiar de propagação de Trinca em fadiga [$MPa\sqrt{m}$] |
| ΔK_0 | Limiar de propagação de Trinca em fadiga para $R = 0$ [$MPa\sqrt{m}$] |

| | |
|-----------------------|--|
| ΔK_I | Gama de Fator de Intensidade de Tensões em modo I [MPa \sqrt{m}] |
| $\Delta\sigma$ | Gama de Tensões Atuantes na peça [MPa] |
| $\Delta\sigma_{th}$ | Limiar de nucleação de Trincas por Fadiga [MPa] |
| ϵN | Método de Coffin-Manson para vida a Fadiga |
| ϵ_u | Deformação na Ruptura |
| γ, η | parâmetro ajustável de Bazant |
| θ | Ângulo [rad] |
| ν | coeficiente de Poisson |
| ρ | Raio de ponta do entalhe [mm] |
| σ | Tensão [MPa] |
| σ_{max} | Tensão Máxima [MPa] |
| σ_{min} | Tensão Mínima [MPa] |
| σ_n | Tensão Nominal [MPa] |
| σ_{nN} | Componente Normal da tensão nominal [MPa] |
| σ_{nM} | Componente Fletor da tensão nominal [MPa] |
| σ_x | Tensão Principal no eixo X [MPa] |
| σ_y | Tensão Principal Perpendicular ao eixo de propagação da trinca [MPa] |
| $\sigma_{\theta max}$ | Tensão Máxima para o ângulo θ [MPa] |
| $\sigma_{\theta min}$ | Tensão Mínima para o ângulo θ [MPa] |
| τ | Tensão Cisalhante [MPa] |
| ϕ_{EAC} | Coeficiente de Segurança ao Trincamento Assistido pelo Meio |
| ϕ_F | Coeficiente de Segurança a Fadiga |
| ϕ_{SCC} | Coeficiente de Segurança a Corrosão sob tensão |

1. Introdução

A maioria dos projetos à fadiga e/ou à corrosão sob tensão de componentes estruturais são conduzidos de forma a evitar a nucleação de trincas, através de procedimentos, amplamente difundidos, SN ou ϵN para fadiga e S_{SCC} para corrosão sob tensão. Entretanto, essas três metodologias tradicionais não consideram a existência de trincas, que podem surgir até mesmo durante a fabricação ou a montagem do componente. Além disso, se as trincas forem menores que o limiar de detecção dos métodos utilizados para identificá-las, elas não podem ser detectadas, logo podem estar presentes mesmo que o componente tenha sido projetado sem considerá-las.

Assim sendo, as trincas inevitáveis devem ser consideradas no projeto dos componentes submetidos que devem trabalhar durante longos períodos de operação. Embora muitos componentes projetados para vidas longas funcionem bem e que portanto sejam tolerantes aos pequenos defeitos inevitáveis durante a sua vida operacional, não há como saber o quão tolerante aos defeitos o componente é de fato, se ele for projetado considerando apenas $\Delta\sigma < S_R/\phi_F$ (em fadiga) e $\sigma < S_E/\phi_{SCC}$ (em corrosão sob tensão), onde $\Delta\sigma$ é a amplitude de tensões a qual o componente está submetido, σ a tensão resultante de carregamento estático, S_R resistência a tração, S_E resistência ao escoamento, ϕ_F e ϕ_{SCC} são os fatores de segurança a fadiga e a corrosão sob tensão respectivamente.

Na seleção de materiais para operações em que esses sejam susceptíveis ao trincamento por corrosão sob tensão ou *Stress Corrosion Cracking* (SCC), muitas vezes o processo se torna ainda mais simplificado, considerando-se apenas o critério de passa ou não passa. Ou seja, se um material testado acima da tensão de projeto não falhar por SCC, esse poderá ser utilizado, caso contrário deve ser descartado.

Recentemente, foram desenvolvidos modelos de dimensionamento mecânico [1-3] para considerar o efeito de trincas curtas no projeto de

componentes mecânicos submetidos a carregamentos cíclicos, que se mostraram ferramentas potencialmente poderosas para estimar vidas à fadiga naqueles casos. De fato, modelos eficientes que quantifiquem a tolerância a pequenos defeitos, considerando de forma confiável os efeitos da geometria e do gradiente de tensões na resistência dos componentes mecânicos, podem aperfeiçoar o processo de seleção de materiais, reduzir custos e aumentar a confiabilidade dos projetos estruturais.

Com base na eficiência desses modelos, o caminho inverso foi realizado para desenvolver um critério semelhante para os problemas de Trincamento Assistido por Meios Corrosivos, *Environmentally Assisted Cracking* (EAC), conjunto de mecanismos de trincamento provocados por um processo corrosivo, no qual se enquadra os casos de SCC. O modelo foi desenvolvido e sua eficiência foi avaliada através de ensaios mecânicos realizados com o material Alumínio 2024-O, exposto à Fragilização Induzida por Metal Líquido com o Gálio.

No Capítulo seguinte será apresentada uma descrição dos mecanismos e das metodologias utilizadas em situações em que exista a possibilidade de ocorrência de trincamento assistido por algum meio agressivo, e com isso fornecer fundamentos para posteriormente mostrar o porquê da escolha do par Alumínio 2024-O vs. Gálio.

A forma como o modelo foi desenvolvido pode ser compreendida com a descrição feita nos capítulos 3 e 4 sobre o efeito de concentração de tensões em entalhes, de como pode ser quantificado o efeito da sensibilidade ao entalhe (q) e por sua adaptação para condições de EAC (q_c).

A fim de avaliar a eficiência desse modelo, os capítulos 5 e 6 expõem ensaios de EAC cuidadosamente planejados e executados.

2. Fundamentos de trincamento assistido por meios corrosivos

O problema de EAC conhecido por SCC começou a ser difundido na segunda metade do século 19, com o aparecimento de fraturas frágeis em munições feitas de latão. O processo de fabricação por deformação a frio gerava altas tensões residuais trativas. Com a existência de traços de amônia na atmosfera onde esses eram armazenados, as condições eram suficientes para fragilizar aquele material. Com o tempo o problema ganhou importância e se tornou conhecido como “*Season Cracking*”. Como forma de evitar a ocorrência das falhas, passou-se a realizar o recozimento do material para aliviar as tensões residuais. Uma forma para verificar a eficiência do tratamento térmico de alívio de tensões, amplamente difundida para a fabricação de peças em latão, foi usar Nitrato de Mercúrio, que causa Fragilização Induzida por Metal Líquido (LMIE). Nesse período o Professor W. Chandler Roberts-Austen (em honra de quem a austenita foi batizada) trouxe duas importantes contribuições: mostrou que ao deixar cair um pouco de FeCl_3 em fios deformados a frio de ligas de ouro, prata e cobre, estes falhariam por SCC; e pela primeira vez, ao realizar análises de tensão no fio, foi constatada a necessidade da existência de uma tensão trativa para a ocorrência da falha por EAC [4].

Com a ocorrência de falhas por EAC em diversas ligas e a evolução nas medidas de prevenção, ficou clara a necessidade de que 3 condições, química, mecânica e metalúrgica, coexistam e satisfaçam as necessidades para que ocorra a fratura do material, conforme ilustrado na Figura 1. A inexistência de qualquer um dos 3 fatores é suficiente para evitar a falha por EAC [4, 5, 6].

Por volta de 1960, alguns anos após o início do programa aeroespacial norte-americano, a mecânica da fratura passou a ser capaz de estudar o campo de tensões próximo a trincas de EAC. Ensaio com base na mecânica da fratura se tornaram muito úteis no estudo do trincamento assistido pelo meio [4].

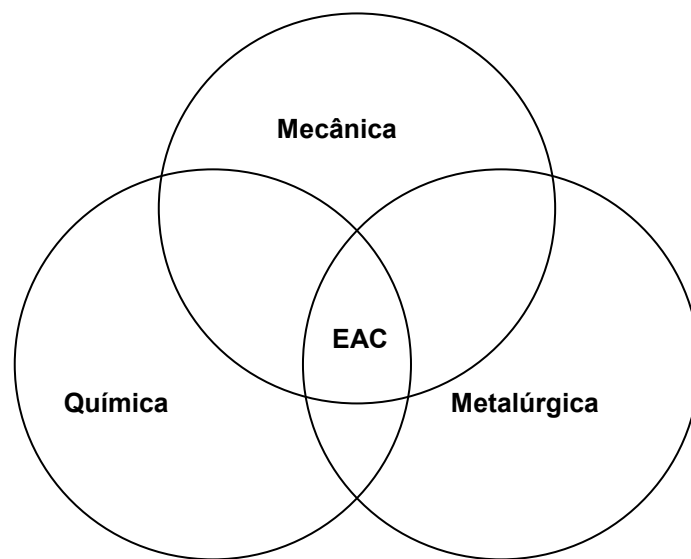


Figura 1 – Condições necessárias à ocorrência de EAC

Atualmente, o termo corrosão sob tensão está associado a taxas lentas de propagação de trinca em meios aquosos [5], e é classificado como um dos tipos de mecanismos de Trincamento Assistido pelo Meio – “*Environmentally Assisted Cracking*” – EAC [6]:

- EAC {
- Corrosão sob Tensão – SCC (“*Stress Corrosion Cracking*”);
 - Dano pelo hidrogênio – HE (“*Hydrogen Embrittlement*”);
 - Fragilização induzida por Metal Líquido – LMIE (“*Liquid Metal Induced Embrittlement*”);
 - Fragilização induzida por metal sólido – SMIE (“*Solid Metal Induced Embrittlement*”).

Entretanto, pode-se observar que diversos autores confundem os termos EAC e SCC, sendo por muitas vezes utilizado SCC, de forma proposital, para todo o conceito de EAC. Essa associação pode ser vista por um engenheiro mecânico de forma muito agradável, devido ao enfoque no dimensionamento mecânico e a análise de tensões descritos no nome SCC, que significa *corrosão sob tensão*, o que não ocorre em *trincamento assistido pelo meio* EAC.

Os eventos envolvidos no processo de SCC, assim como nos de EAC, ocorrem em uma sequência de 3 estágios, vide Figura 2:

- 1º Estágio – Iniciação da Trinca e da propagação;
- 2º Estágio – Propagação estável da trinca;
- 3º Estágio – Propagação instável da trinca ou fratura final.

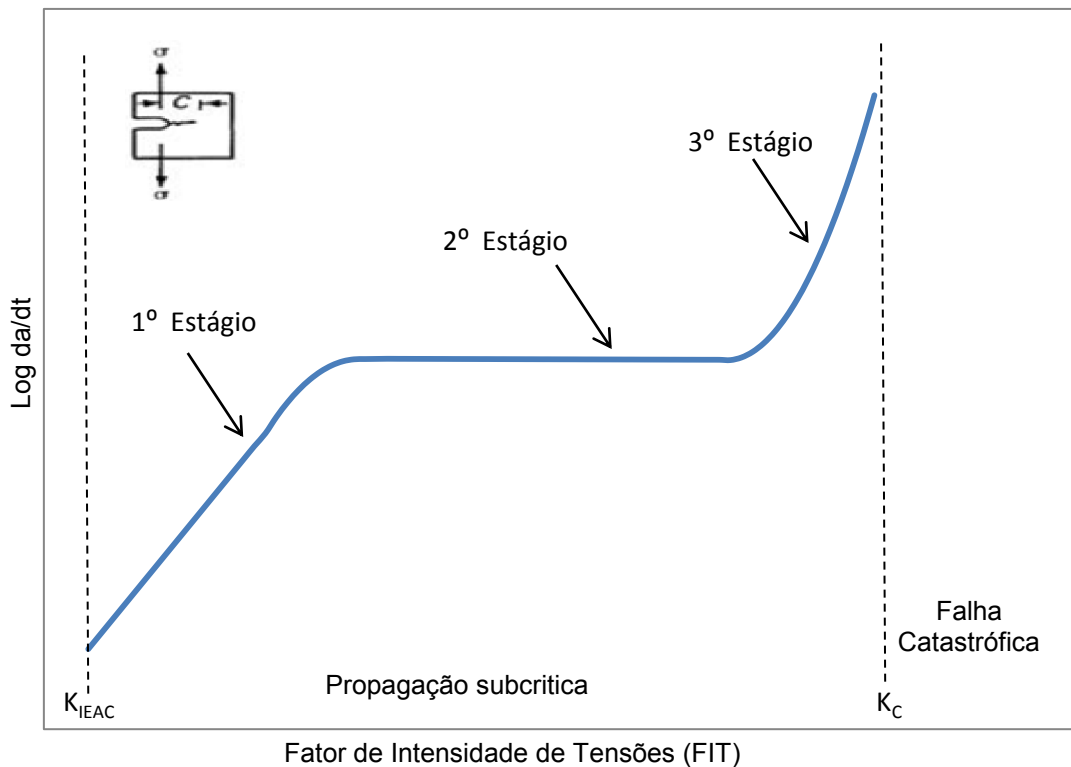


Figura 2 – Curva de propagação de trinca por EAC, da/dt vs. K [5].

A Figura 2 indica os três estágios da propagação de trinca por EAC: 1º estágio – nucleação de trincas e início da propagação, 2º estágio – propagação estável, conhecida como região de plateau e, 3º estágio – propagação instável da trinca.

Normalmente as três regiões da curva da/dt vs. K , que descreve como a taxa de propagação de trincas por EAC varia em função do fator de intensidade de tensões (FIT), são observadas durante ensaios de propagação de trinca. Para valores de FIT inferiores ao limiar de propagação de trincas por EAC – K_{IEAC} , que corresponde à menor intensidade de tensões necessária para a ocorrência das interações com o meio, a trinca não se propaga. No estágio I as taxas de propagação variam rapidamente com o aumento do FIT, com forte influência mecânica e química. No 2º estágio, a propagação passa a sofrer pouca influência

do FIT e atinge uma velocidade de propagação da/dt constante ou quase constante, conhecida como velocidade de plateau (V_{pl}). Nessa etapa as reações químicas e eletroquímicas controlam a taxa de propagação. O 3º estágio descreve o que ocorre com a taxa da/dt quando K se aproxima da tenacidade à fratura do material K_C , até a fratura instável da peça. A fratura é um problema mecânico similar ao comportamento que o material teria se fosse exposto a um meio considerado inerte.

2.1.

Mecanismos de SCC

Os mecanismos e modelos eletroquímicos propostos para descrever os fenômenos de iniciação e propagação das trincas por Corrosão sob Tensão podem ser separados em dois tipos [5]:

- Anódico: Dissolução simples e perda de material na ponta da trinca;
- Catódico: Não apresenta perda de material no componente em que ocorre a falha, mas o processo corrosivo faz com que agentes fragilizantes penetrem na estrutura do material e o fragilizem. O exemplo mais comum é referente às trincas causadas pelo hidrogênio.

As trincas por corrosão sob tensão podem iniciar e propagar sem que qualquer aviso precedente à falha ou aspectos de corrosão sejam notados. Frequentemente elas iniciam em pequenos defeitos superficiais, causados por corrosão (e.g. pites), atividades mecânicas (entalhes, arranhões), ou preexistentes (falhas no material). Alguns modelos de iniciação foram desenvolvidos, entretanto são para combinações específicas de material/meio. Na etapa de propagação, modelos com base na Mecânica da Fratura vêm sendo desenvolvidos para explicar de forma coerente os processos que ocorrem na ponta da trinca. Um detalhamento maior dos modelos desenvolvidos para a corrosão sob tensão pode ser encontrado nas referências [5,6].

2.2.

Fragilização Induzida por Metal Líquido - LMIE

O LMIE pode ser considerado como um caso especial de EAC, onde o crescimento de trincas subcríticas pode iniciar em valores de limiar de propagação tão pequenos quanto $0,1\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. De forma semelhante ao SCC em meios aquosos, o LMIE apresenta a curva velocidade $V(K)$ para $K < K_C$ com uma velocidade de plateau V_{pl} que pode ser tão alta quanto $0,1\text{ m/s}$ [10, 11].

Em exemplo, o LMIE ocorre em ligas de Alumínio fragilizadas por Ga, Pb ou Hg e refere-se à perda de ductilidade e do trincamento de metais submetidos a tensões trativas e molhados com metais líquidos [8, 10, 11 e 12].

O mecanismo LMIE ocorre para sólidos com pouca ou nenhuma solubilidade no metal líquido quando esse sólido, um material dúctil, revestido por um filme de metal líquido falha de forma frágil ao ser tensionado. De forma diferente dos mecanismos de SCC, que é um processo químico, o LMIE é um processo fundamentalmente físico.

Diferentes modelos foram propostos para explicar os mecanismos de iniciação e propagação de trincas por LMIE, porém a única teoria desenvolvida até o momento, que analisa a cinética com reações controladas na ponta das trincas, é o mecanismo de dissolução-difusão (*“Dissolution Condensation Model”* DCM) proposto por Robertson e desenvolvido por Glickman et al. [11, 13, 14, 15].

Para incorporar a iniciação de trincas, o modelo conhecido como Robertson Glickman (RGM) indica que as tensões atuantes na ponta da trinca aumentam o potencial químico do sólido, que age como força motriz para uma dissolução localizada seguida de uma difusão de átomos sólidos dissolvidos no metal líquido, em região fora da ponta da trinca e livre de tensões, Figura 6.

Esse processo assume taxas de propagação de trincas subcríticas ($K < K_C$) muito mais rápidas do que em meios aquosos, e a chave para a aceleração da transferência de massa para fora da ponta da trinca, de acordo com o RGM é a rápida difusão em metais líquidos que agem como um veloz meio de transporte dos átomos sólidos dissolvidos [11, 14, 15].

O modelo DCM do LMIE prevê 3 razões para a rapidez da propagação das trincas subcríticas:

- Altas concentrações de metais sólidos dissolvidos no metal líquido na ponta da trinca, mesmo em pares com baixa solubilidade.
- A Difusão nos metais líquidos é muito rápida.
- Rugosidade atômica induzida pelo molhamento acelera o processo de prender/arrancar que ocorre na interface sólida líquida no interior da trinca.

No problema aplicado como base para a comprovação do modelo DCM desenvolvido, Ina e Koizumi [10, 12] demonstraram que o Gálio líquido penetra nos contornos de grão de ligas de alumínio, fragilizando-as e causando o mecanismo de falha LMIE com fratura intergranular.

Para que a propagação da trinca por LMIE não seja interrompida, o elemento fragilizante deve continuar se deslocando para frente da trinca, fazendo contato com o metal base enquanto a trinca move. As tensões trativas mantêm a ponta da trinca aberta, facilitando o contato desta com o agente fragilizante, enquanto os contornos de grão podem aparecer como caminhos preferenciais para a difusão.

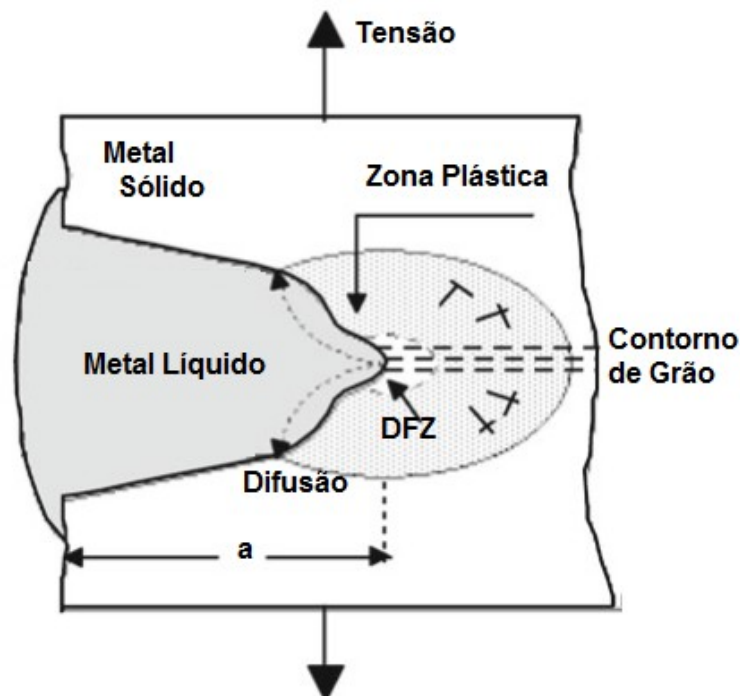


Figura 3 – Modelo de dissolução/difusão por LMIE [11].

A Figura 3 ilustra a dissolução do metal da ponta da trinca no metal líquido, o transporte do metal e a difusão nas paredes livres de tensão, e propõe uma

propagação pelos contornos de grão. No entanto é bom ressaltar que em alguns casos a fratura pode ser transgranular [11].

Sendo a tensão atuante responsável por uma interação mecânico química que induz o trincamento, é suposto que o agente fragilizante se concentra nas regiões de maior tensão [8]. A Figura 4 demonstra como o Gálio, agente fragilizante do Alumínio no trincamento por LMIE, se concentra nas regiões de maior tensão e varia de acordo com o campo de tensões a frente da trinca.

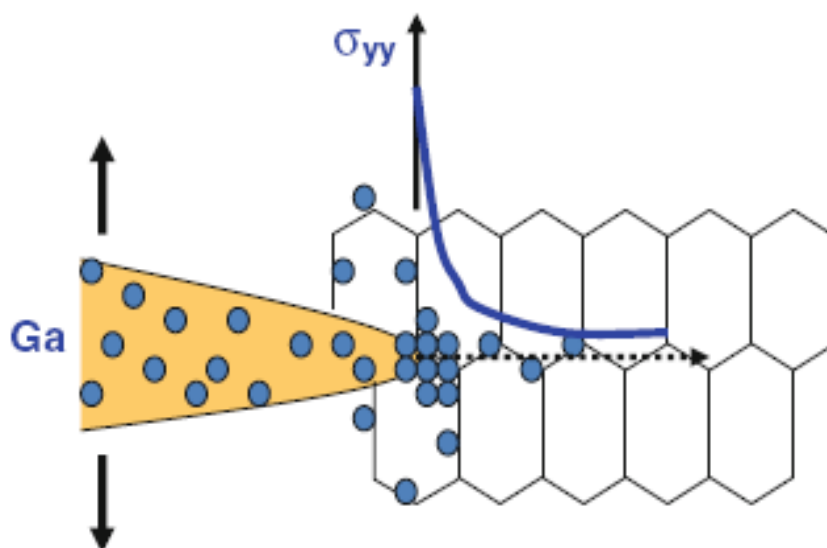


Figura 4 – Penetração preferencial do Ga nos contornos de grão do Al em função do campo de tensões à frente de entalhes [8].

Das Figuras 3 e 4, tem-se a tensão aplicada σ_y (tensão principal perpendicular ao eixo de propagação da trinca) como parâmetro decisivo, e associada como:

- Responsável pelo rompimento do filme passivo e da exposição do substrato à ação do meio corrosivo;
- Agente em uma interação mecânica química que acelera e potencializa o processo corrosivo;
- Quando superior a um limiar de nucleação da trinca $\sigma_y > S_{EAC}$, a trinca inicia [7, 8, 9].

2.3. EAC em Alumínio

Em estruturas aeroespaciais compostas por ligas de alumínio de alta resistência, os trincamentos por EAC raramente resultam de carregamentos operacionais previstos em projeto. Normalmente esses carregamentos são suficientemente baixos, com tempo de operação inferior ao necessário para a ocorrência da interação mecânico química necessária para o EAC. As falhas costumam ocorrer por tensões introduzidas durante o processo de fabricação, tratamento térmico, ou na montagem das partes. Condições de carregamento difíceis de prever em projeto [7].

Partes fabricadas por forjamento, dobramento e outros métodos de conformação mecânica podem induzir altas tensões residuais em locais com alta susceptibilidade a EAC.

Dentre as ligas de alumínio de alta resistência tratadas termicamente, as de Al-Cu (séries 2XXX) e Al-Zn-Mg (séries 7XXX) aparecem na literatura em uma grande variedade de tratamentos térmicos como susceptíveis a EAC [7, 8, 9] e sua utilização deve ser vista com atenção.

O trincamento assistido pelo meio em ligas de alumínio ocorre tipicamente através dos contornos de grãos, sendo que a microestrutura da maioria das ligas de Al temperadas que são susceptíveis ao EAC é caracterizada pela decomposição localizada da solução sólida nos contornos de grão [7,8].

O tempo de iniciação para a ocorrência de EAC varia com o mecanismo de trincamento e também com o tipo de carregamento aplicado [8,17]. Na Figura 5 observa-se a diferença entre o tempo de iniciação em corpos de prova sob flexão e em tração pura. A região em verde indica os resultados de ensaios em corpos de prova cilíndricos sob condições de carregamento uniaxial trativo conforme estabelecido no método A da norma NACE TM 0177/2005 e, em laranja corpos de prova retangulares carregados em flexão por dispositivos de dobramento em 4 pontos como indicado na norma ASTM G39/1999.

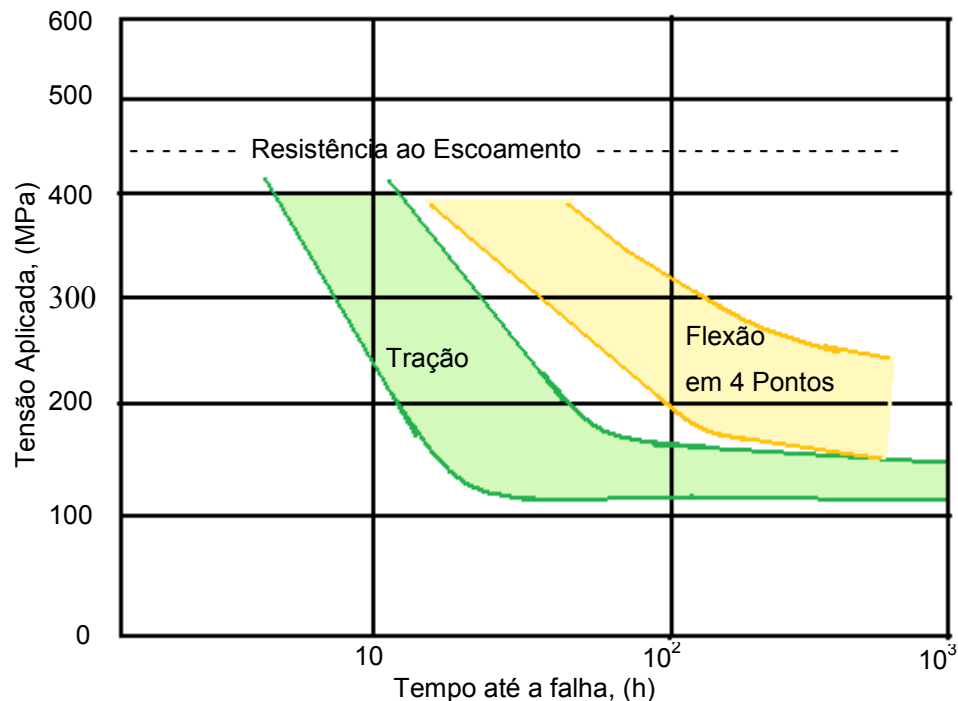


Figura 5 – Resultados comparativos entre testes de nucleação de trinca com carregamento uniaxial tração e por flexão [17].

A metodologia de carregamento influencia na nucleação e na propagação das trincas, existindo tensões trativas e um par material meio susceptível a EAC o trincamento poderá ocorrer mesmo que deslocado da ponta de entalhes. Estudos recentes mostraram que corpos de prova entalhados e carregados em compressão podem gerar trincas por SCC devido à existência de tensões trativas um pouco à frente dos entalhes, vide Figura 6.

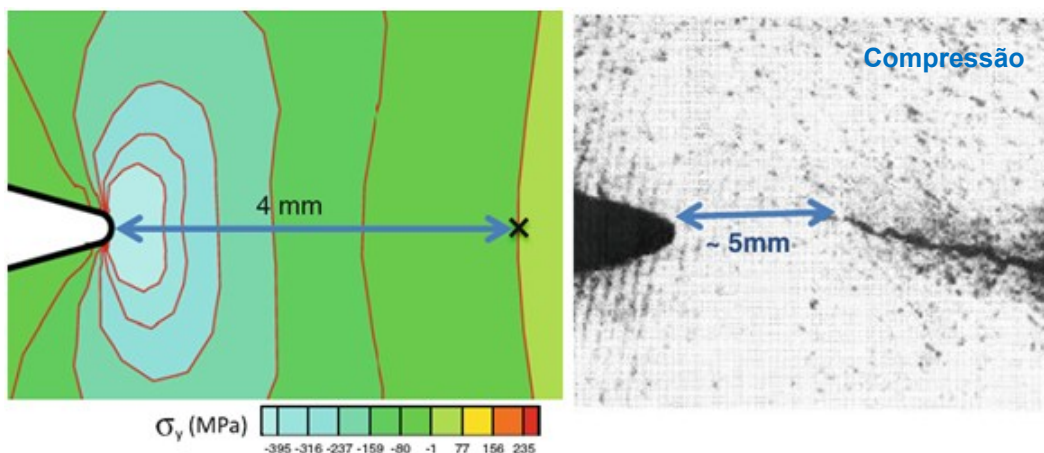


Figura 6 – Cálculo através do Método de Elementos Finitos (MEF) e micrografia óptica em amostra entalhada sob carregamento compressivo no sistema Al 7075 vs. Ga.

Em alguns casos de LMIE o tempo de iniciação é tão curto que sua medição se torna inviável. Entretanto, em ligas de alumínio, o filme de óxido formado na superfície do metal base pode impedir o contato com o metal líquido e retardar o tempo de iniciação do trincamento. Nesses casos, uma pré-carga, ou um simples arranhão, é suficiente para romper o filme e ativar o processo de LMIE.

Ao comparar as curvas de propagação de trincas por SCC e LMIE, observa-se que os dois mecanismos possuem as mesmas características de: um limiar de propagação, uma região de propagação constante ou quase constante e uma propagação final instável. Indicando que a propagação da trinca pode ser estudada de forma semelhante para os casos de LMIE e SCC, vide Figura 7.

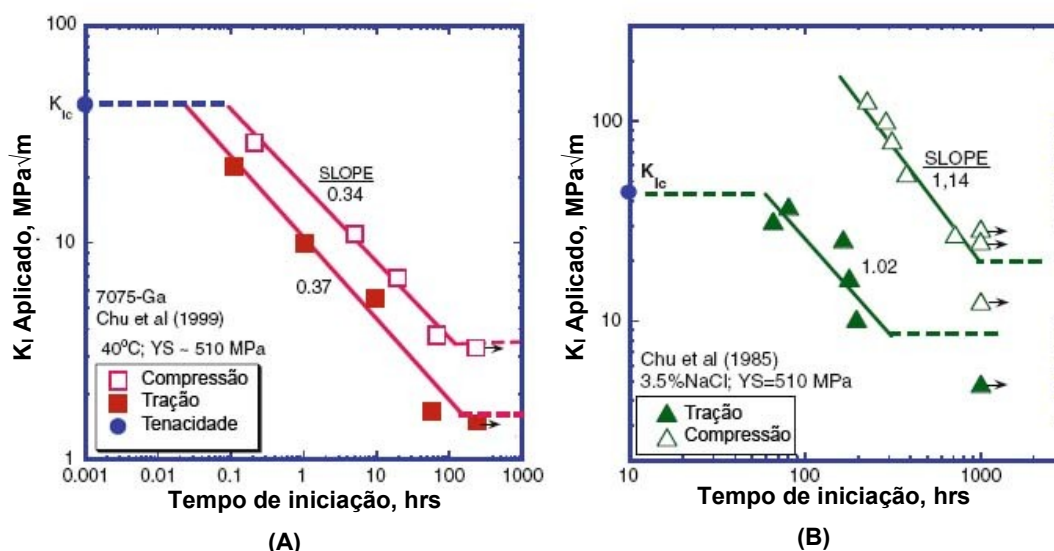


Figura 7 – Fator de Intensidade de Tensões Aplicado (K_I) vs. tempo para iniciação da trinca em amostras entalhadas: (A) Liga Al 7075-T651 em Gálio líquido; (B) Liga Al 7075-T651 em solução aquosa com 3,5%NaCl [8].

Como visto na Figura 7(A) e 7(B), Vasudevan [8] mostrou que o comportamento macroscópico do LMIE em Alumínio não é diferente do que ocorre em soluções aquosas com NaCl.

Assim como foi mencionado no início deste Capítulo, onde o Nitrato de Mercúrio foi utilizado como agente corrosivo do LMIE para verificar a existência tensões residuais que pudessem corroborar na susceptibilidade a SCC [4], e, baseado nas conclusões de Vasudevan et al sobre os ensaios apresentados por Chu et al [8], foi considerada a hipótese de utilizar um metal líquido como agente fragilizante e avaliar a eficiência do modelo a ser desenvolvido.

O mecanismo de LMIE é bastante útil em atividades preliminares de pesquisa devido à alta velocidade de resposta aos ensaios.

2.4.

Metodologias para caracterizar os limiares em condições de EAC

Normalmente a resistência a ocorrência de EAC (S_{EAC}) é expressa como um percentual em relação a resistência ao escoamento e é medida em uma série de testes. Conforme a tensão ultrapassa S_{EAC} e aumenta em relação à esse limiar, menor é o tempo até a falha por EAC, vide Figura 8.

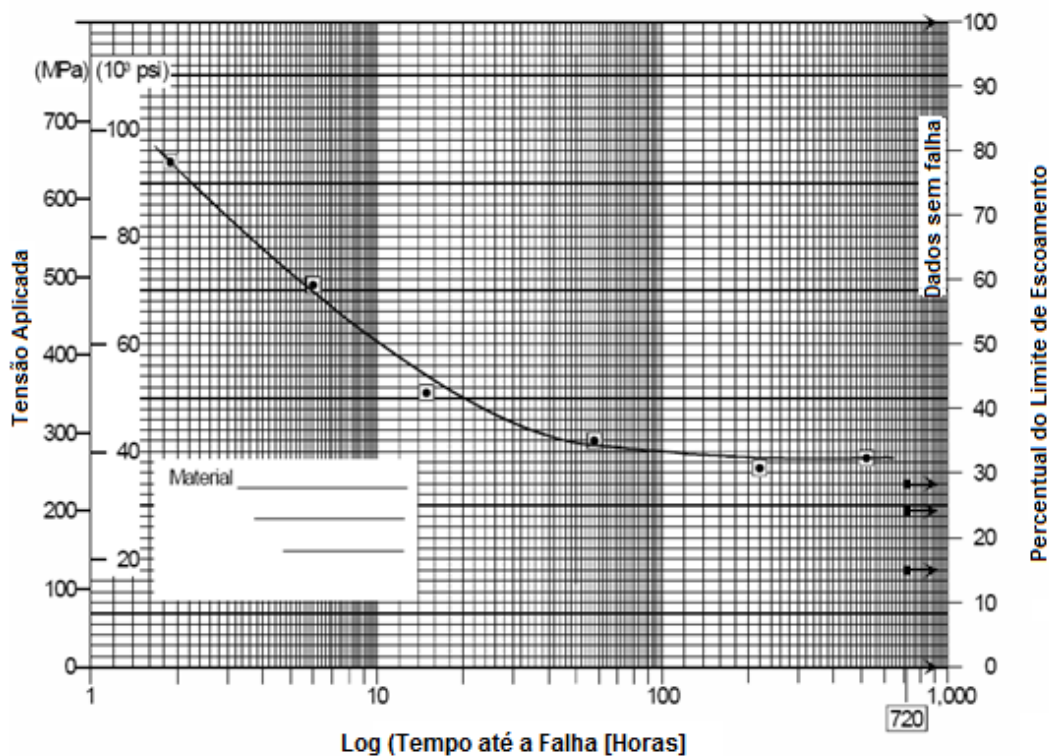


Figura 8 – Gráfico Tensão aplicada x Tempo até a falha em ensaios de iniciação de trinca [16].

A Figura 8 indica, de forma semelhante à curva SN em fadiga, que quanto maior for o carregamento, menor é a exposição, ao mecanismo de dano, necessária para ocorrer o trincamento. No caso de EAC, quanto maior o tempo de exposição ao meio agressivo, menor é a resistência do material ao trincamento por EAC (S_{EAC}).

Além do limiar de iniciação S_{EAC} , tem-se também o limiar de propagação K_{IEAC} , e conforme observado anteriormente na Figura 2, a propagação é governada pelo fator de intensidade de tensões relativo à mecânica da fratura, e a condição necessária para a propagação da trinca por EAC é $K_I > K_{IEAC}$.

Como forma de medir a resistência do material a iniciação e propagação de trincas por EAC, ensaios foram padronizados em normas internacionais. Os ensaios para avaliar a susceptibilidade e o comportamento dos materiais em condições de ocorrência de EAC podem ser classificados em 3 categorias [17]:

- i. Ensaios com carregamento estático em corpos de prova (CPs) sem pré-trinca – utilizado para determinar o limiar de iniciação das trincas S_{EAC} , e verificar a susceptibilidade a EAC de materiais em diferentes meios corrosivos.
- ii. Ensaios com carregamento estático em CPs pré-trincados por fadiga – utilizado para determinar o limiar de propagação das trincas K_{IEAC} e obter as curvas e taxas de propagação de materiais em diferentes meios.
- iii. Ensaios utilizando baixas taxas de deformação – Utilizados qualitativamente para verificar e comparar a susceptibilidade de materiais em diferentes meios corrosivos, e recentemente para a obtenção de curvas de propagação K_I vs. da/dt .

Outra classificação possível é com o tipo de carregamento e dimensionamento do corpo de prova:

- Deslocamento Constante

É utilizado um dispositivo para aplicar um deslocamento constante na amostra testada, normalmente a aplicação desse tipo de carregamento é associada a corpos de prova em flexão através de um parafuso. Com o crescimento de trincas a tensão sentida sobre o material decresce muito rapidamente, devido à condição de carregamento e ao gradiente de tensões existentes em corpos de prova de flexão [16-23].

- Carga constante

A carga não varia durante o ensaio, é também chamado de ensaio de peso morto. Mesmo com a propagação da trinca a carga continua constante. Ensaios com maior velocidade de resposta [16-19].

- Deformação constante

O carregamento é aplicado através de dispositivos com efeito de mola. E associam uma carga equivalente a um deslocamento impresso no dispositivo, entretanto com o crescimento da trinca a amostra testada se deforma reduzindo o deslocamento inicial impresso pelo dispositivo e consequentemente a carga aplicada sobre o corpo de prova [16-19].

Normalmente utilizada em corpos de prova de tração [24], apresenta tempo de resposta inferior aos de deslocamento constante, pois ao preservar parte da deformação com o retorno pelo efeito mola e sem o alto gradiente de tensões dos CP's de flexão, dispõe de condições para manter a possível interação mecânico - química na interface da ponta da trinca [17].

- Carga variável

- Monotônica

São ensaios realizados a uma baixa taxa de deformação constante, semelhante a um ensaio de tração convencional. Utilizados para avaliar, de forma qualitativa, a susceptibilidade a SCC pela obtenção das curvas Tensão vs. Deformação do material, e, a partir dessas, a razão entre a deformação plástica do material em solução com a obtida em um meio inerte (vácuo, óleo, N₂, ar, etc) [17, 25, 26, 27];

A Figura 9 demonstra o comportamento da liga Al 2024 T351 ensaiada em uma atmosfera considerada inerte, em célula de ensaio contendo Nitrogênio com pureza 99,999%, e em ambiente de ocorrência de Corrosão sob Tensão (SCC), célula de ensaio contendo meio aquoso com 3,5% NaCl e 0,3% H₂O₂. Após ensaio de baixa taxa de deformação, *Slow Strain Rate Test* – SSRT.

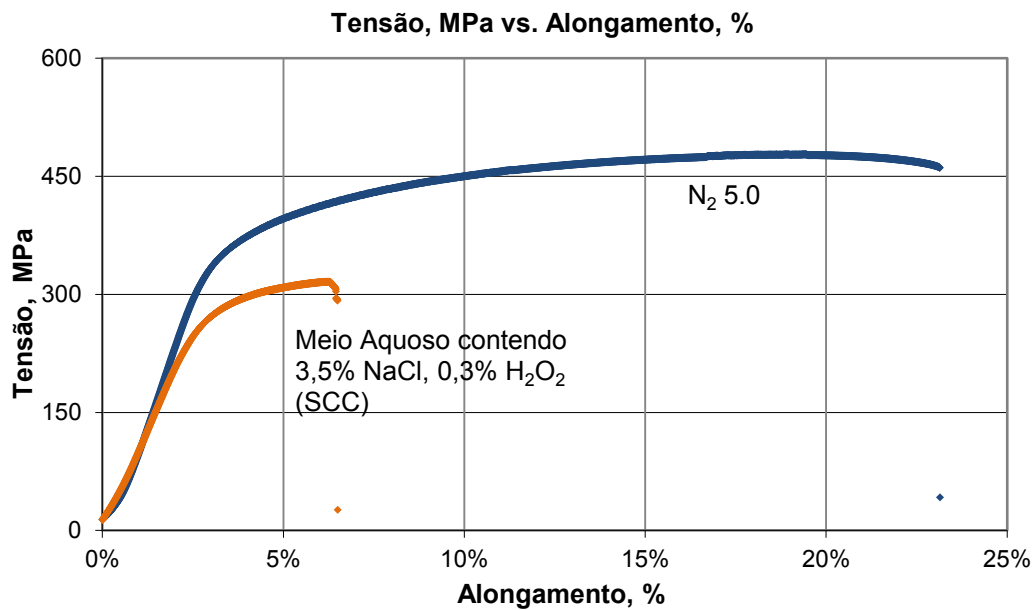


Figura 9 – Curva Tensão vs. Alongamento da liga Al 2024 T351 analisada em ensaio de SSRT segundo norma ASTM G129/2000 [17].

▪ Tensão Residual

A amostra é imersa diretamente no meio corrosivo com a finalidade de avaliar o efeito da tensão residual, de tratamentos térmicos, procedimentos de soldagem ou processos com deformação a frio, Figura 10.

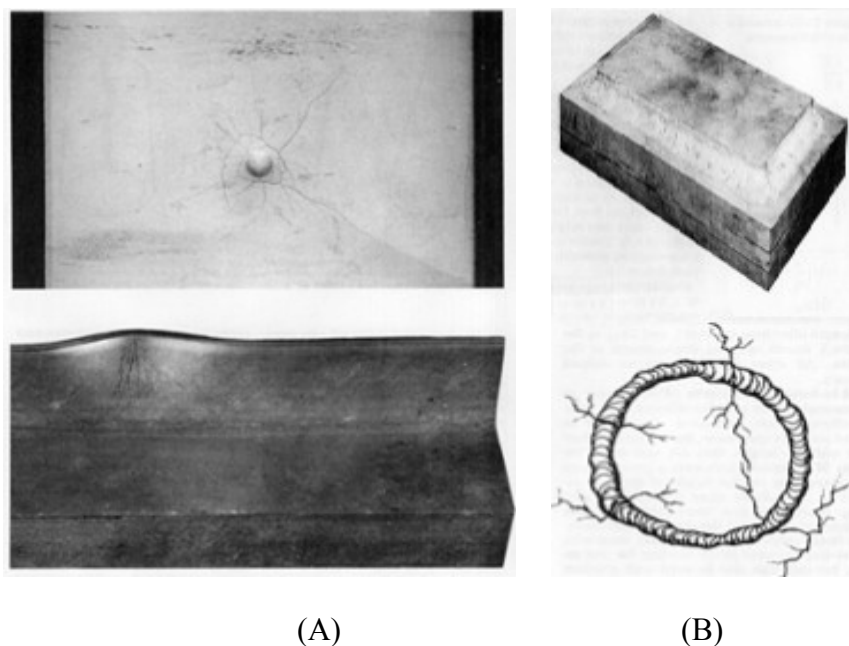


Figura 10 – Corpos de Prova com tensão residual (A) por deformação plástica; (B) por soldagem [17].

A Figura 10 indica CP's para ensaios de tensão residual, onde esses imersos em soluções onde se imagina verificar a susceptibilidade a EAC. A Figura 10 (A) apresenta exemplos de corpos de prova após conformação mecânica após imersão em ambiente corrosivo, a presença de trincas indica a ocorrência de EAC, enquanto a Figura 10 (B) apresenta corpos de prova após soldagem, as trincas indicam susceptibilidade a EAC.

Os ensaios variam fundamentalmente com o esforço ao qual o componente estará submetido em campo, para cada condição a uma norma específica para padronizar os ensaios permitindo uma maior reprodutibilidade entre diferentes laboratórios.

Os principais dispositivos de ensaio utilizados para avaliar os efeitos da corrosão sob tensão estão ilustrados na Figura 11.

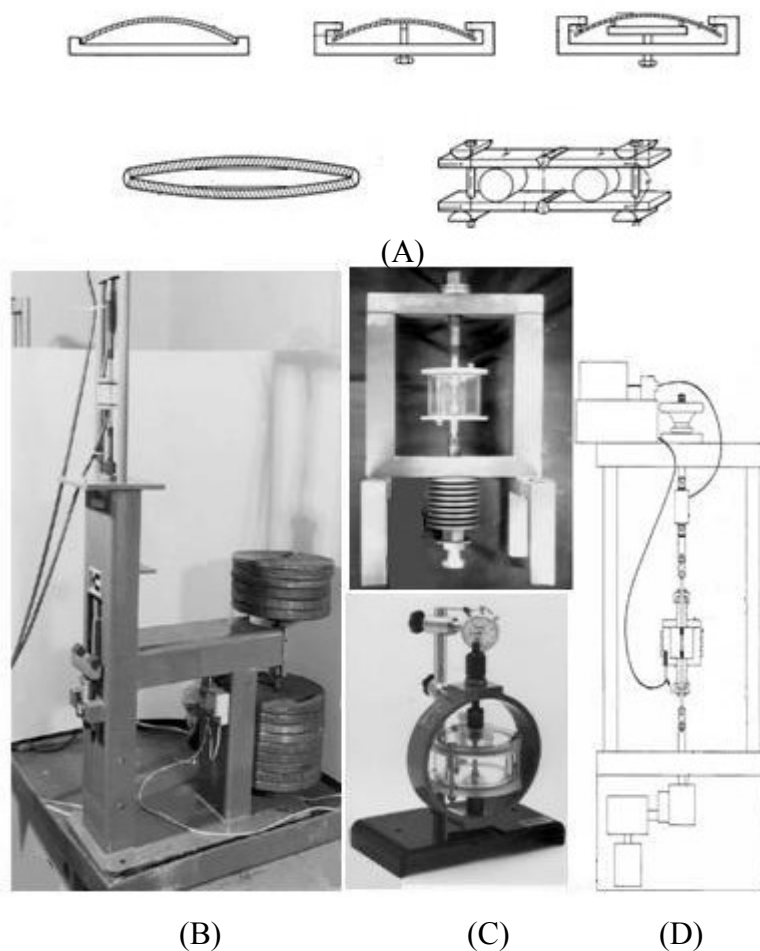


Figura 11 – (A) Dispositivos de deslocamento constante; (B) Dispositivo de Peso Morto para ensaios com carga constante; (C) Anel dinamométrico e carregamento por mola para ensaios de deformação constante; (D) Equipamento para ensaios a taxa de deformação constante [16,18,27].

Os ensaios com corpos de prova pré-trincados baseados na Mecânica da Fratura, utilizados para obter o K_{IEAC} e as curvas de propagação, podem ser realizados de três formas: com o aumento gradual do K_I [17], K_I constante, K_I decrescente conforme Figura 12, e utiliza dos mesmos equipamentos e métodos de carregamento apresentados anteriormente na Figura 11.

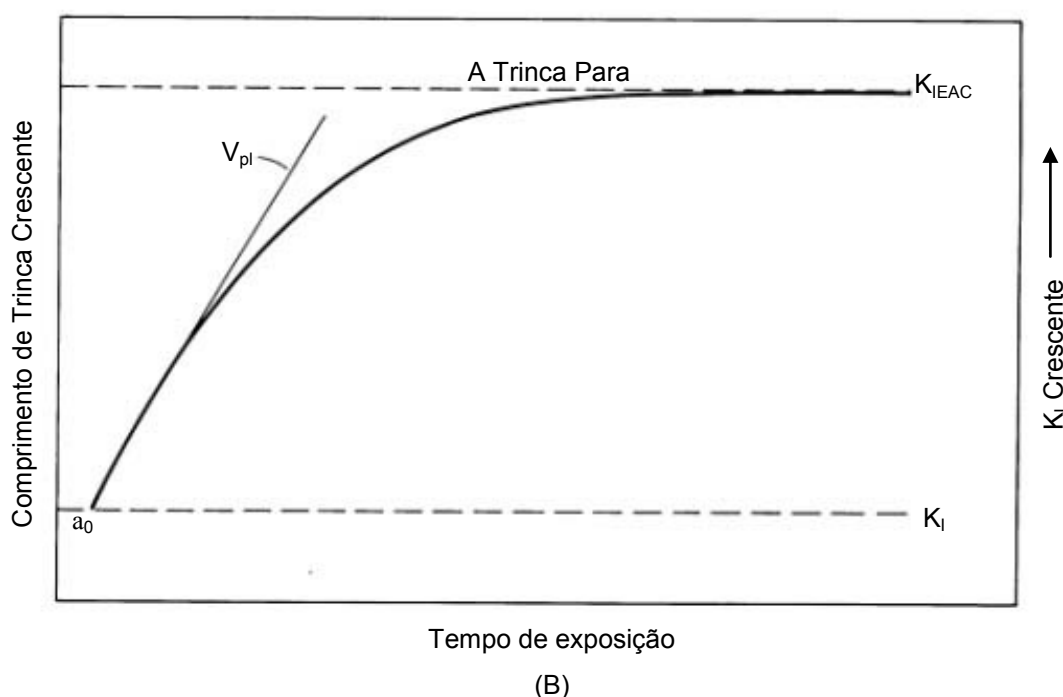
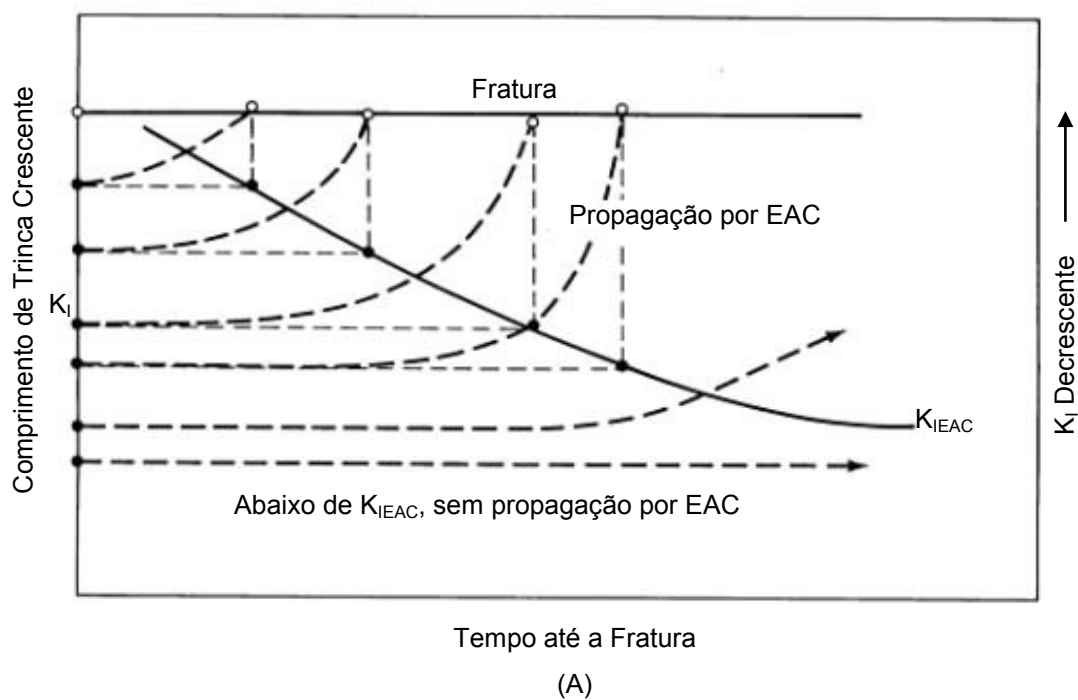


Figura 12 – Curvas obtidas em ensaios de propagação de trinca: (A) K_I crescente; (B) K_I decrescente [17].

A Figura 12 apresenta curvas resultantes de ensaios para a determinação do limiar de propagação de trincas por EAC, K_{IEAC} , Figura 12 (A) ensaios onde o crescimento da trinca com o tempo aumenta o K_I e na Figura 12 (B), ensaios em que com o crescimento da trinca têm-se um decréscimo do K_I , seja devido a geometria do CP ou pela redução do carregamento.

As metodologias utilizadas, para verificar a susceptibilidade e medir os limiares de iniciação e propagação de trincas por EAC, estão bem difundidas e aceitas pelos pesquisadores e engenheiros de corrosão. No entanto, a forma como os resultados desses ensaios são utilizados, torna os dimensionamentos mecânicos dos componentes estruturais contra EAC dispendiosos e pouco eficientes.

A existência de entalhes ou variações geométricas elevam significativamente as tensões locais, com altos fatores de concentração de tensão, K_t , e ao considerar apenas o limiar S_{EAC} para componentes entalhados, o custo e o sobrematerial necessário ao projeto faz com que normalmente sejam selecionados apenas materiais aparentemente imunes a EAC, para a condição de operação.

O Capítulo 3, apresenta fundamentos de análise de tensões necessários para compreender o conceito de concentração de tensões e permitir o bom entendimento do modelo proposto no Capítulo 4.

3.

Fundamentos de Análise de Tensões – Fatores Concentração de Tensão

Ao validar um projeto de componentes mecânicos considerando apenas $\sigma < S_E/\phi_{EAC}$, o efeito das trincas inevitáveis é desprezado, o que pode acarretar transtornos futuros, com elevados custos de projeto ao selecionar materiais de alto custo ou em peças superdimensionadas.

Nesse Capítulo é descrito como as tensões podem variar próximas a entalhes ou variações de geometria, alcançando valores tão altos que praticamente inviabilizariam a utilização de um material susceptível a EAC. Porém, em situações semelhantes comuns em fadiga, modelos considerando o fator de concentração de tensões geométrico (K_t) indicam valores de tensão muito superiores aos sentidos pelo material. Nesses casos, outro fator denominado K_f é utilizado para quantificar as tensões necessárias para o surgimento de trincas propagantes, e consequentemente a falha por fadiga.

A vasta maioria dos elementos de máquinas e equipamentos mecânicos possui variações abruptas de geometria ou entalhes, necessários aos seus funcionamentos, nesses casos, de acordo com o princípio de Saint-Venant, as tensões nominais não podem ser aplicadas diretamente. Considera-se então o efeito concentrador de tensões, que, de forma simplificada, pode ser descrito através de linhas de força que distribuem o carregamento em uma estrutura.

O fluxo das linhas de força em um componente é distribuído durante o carregamento, de forma semelhante ao fluxo das águas em um rio, que, ao encontrar um obstáculo o contorna, aumentando a velocidade se concentrando no entorno do obstáculo. Exemplo visível pela formação esbranquiçada em corredeiras. Assim sendo, as tensões aumentam localmente com a concentração das linhas de força, próximas de uma dada seção entalhada, e conforme se distanciam das variações geométricas as tensões tendem a se distribuir uniformemente na seção transversal.

Uma forma bem ilustrativa de compreender como atuam as linhas de força é compará-las com a análise de tensões realizada em material fotoelástico, vide Figura 13, onde as franjas fotoelástica indicam como as tensões se concentram próximo de entalhes.

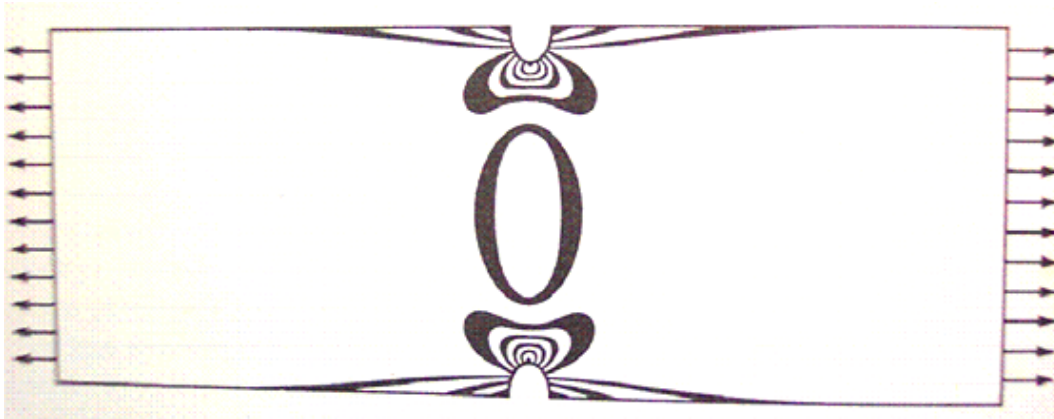


Figura 13 – Análise fotoelástica às franjas indica uma concentração de tensão próxima à variação de seção.

Associado ao aumento localizado das tensões causado por entalhes, o fator de concentração de Tensões (K_t) é utilizado no dimensionamento mecânico com grande importância principalmente para os casos em que possa ocorrer falha por trincamento (fadiga e fratura de peças frágeis). Sendo definido como a razão entre a tensão máxima, $\sigma_{m\acute{a}x}$, e a tensão nominal, σ_n .

$$K_t = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_n} \quad (1)$$

3.1. O Furo de Kirsh

Em exemplo ao efeito de concentração de tensão em variações na geometria, Kirsh calculou as tensões no entorno de um furo circular de raio r numa placa com dimensões infinitas e, carregada em tração uniaxial, estabelecendo em 1898 uma solução para o fator de concentração de tensões K_t [30].

$$\begin{aligned} \sigma_{\theta m\acute{a}x} &= 3\sigma_n \quad \text{para } \theta = \pm\pi/2 \\ \sigma_{\theta min} &= -\sigma_n \quad \text{para } \theta = 0 \end{aligned} \quad (2)$$

O que indica um $K_t = 3$, ou seja, a região da borda do furo circular com máxima tensão chega a alcançar valores três vezes acima do restante da placa.

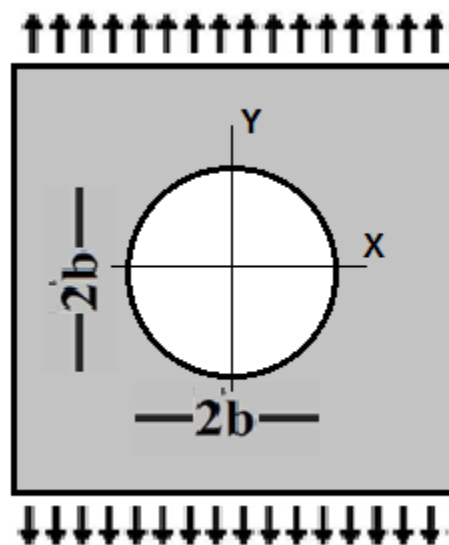


Figura 14 – Furo de Kirsh

3.2. K_t para o furo elíptico de Inglis

Inglis estendeu os cálculos de K_t ao considerar um furo elíptico em uma placa infinita sob carregamento de tração uniaxial [30], vide Figura 15, no qual a equação de forma simplificada converge para a equação de Kirsh quando os dois semi-eixos da elipse se igualam como era de se pressupor.

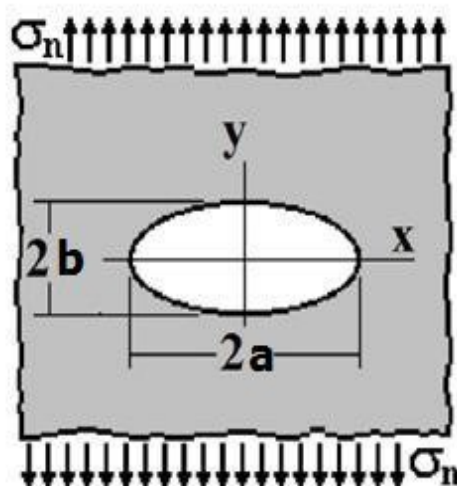


Figura 15 - Furo elíptico de Inglis [30]

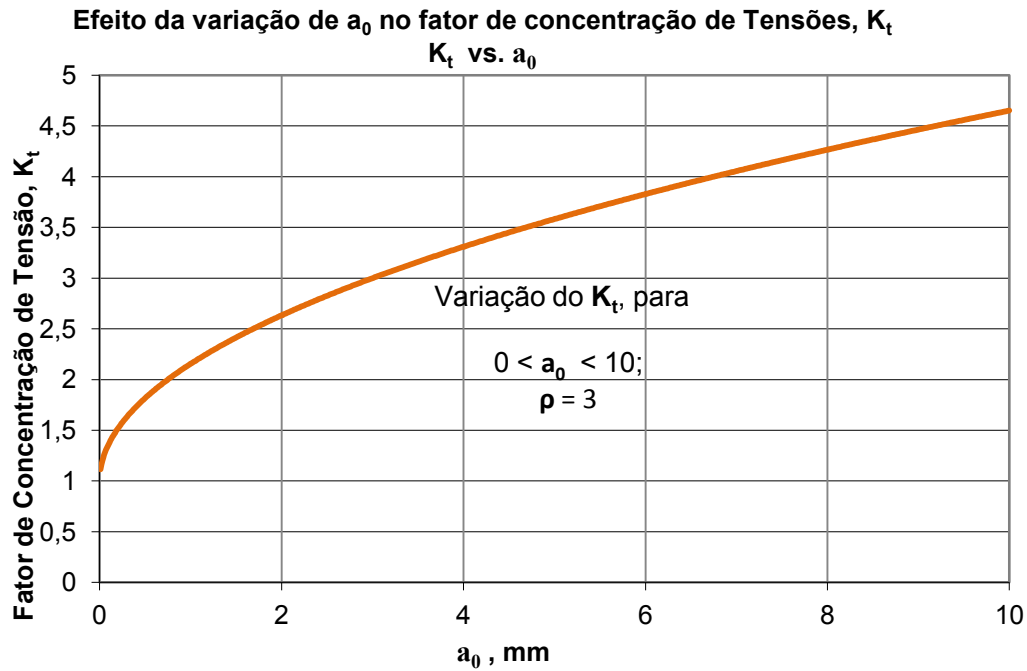
Com a equação de Inglis é possível obter K_t s elevados, variando a profundidade a e raio de ponta ρ , o que indica que tensões muito altas podem surgir na ponta de entalhes muito afiados, as quais devem ser estudadas com muito cuidado no projeto de estruturas, principalmente a fadiga.

$$K_t = 1 + \frac{2a}{b} = 1 + 2\sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad (3)$$

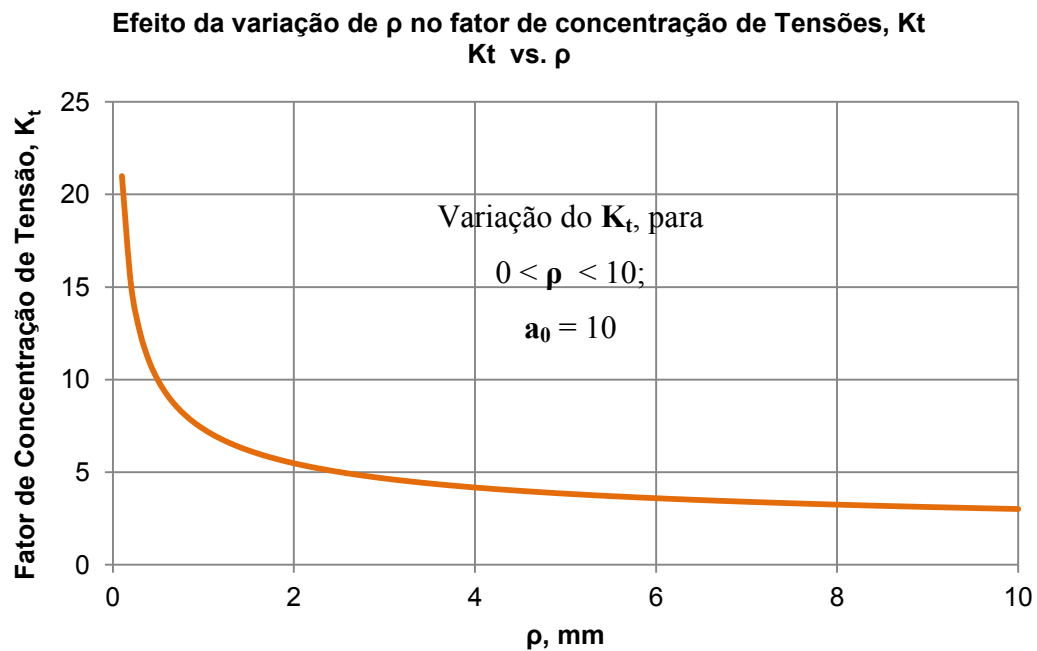
Onde a e b são os dois semi-eixos da elipse e ρ é o raio da elipse, sendo a perpendicular a tensão aplicada.

A Figura 16 demonstra como a variação da geometria do entalhe pode introduzir concentrações de tensão extremamente altas. Na Figura 16 (A) o raio de curvatura da ponta do entalhe ρ é mantido constante e igual a 3, enquanto a profundidade a varia na condição $0 < a < 10$. Nota-se com isso que conforme a cresce, aumenta também o K_t . Na Figura 16 (B) é mantido $a = 10$ e ρ varia na condição $0 < \rho < 10$. Nota-se com isso que conforme ρ diminui, aumenta também o K_t .

Contudo, muitos componentes mecânicos sofrem arranhões ou pequenos defeitos que, segundo a equação de Inglis, poderiam gerar K_t 's tão elevados que alcançassem tensões ordens de grandeza superiores à resistência a ruptura do material, e mesmo assim esses materiais continuam operando de forma satisfatória. Isso ocorre em peças carregadas estaticamente compostas por materiais dúcteis, mesmo com tensões locais altas. O que ocorre é a deformação mais acentuada na região de maior tensão, reduzindo os efeitos sobre o restante da peça. Dependendo do K_t e da σ_n , deformações plásticas podem ocorrer, porém a maior parte da peça continua submetida somente as tensões nominais.



(A)



(B)

Figura 16 – Efeito na variação do comprimento a_0 (A) e do raio ρ (B) no fator de concentração de tensões da equação do K_t de Inglis.

A Figura 17 apresenta outro exemplo de como a variação na geometria pode influenciar no fator de concentração de tensões K_t , na qual se têm a variação da

razão entre o raio de arredondamento e o diâmetro de um eixo carregado uniaxialmente.

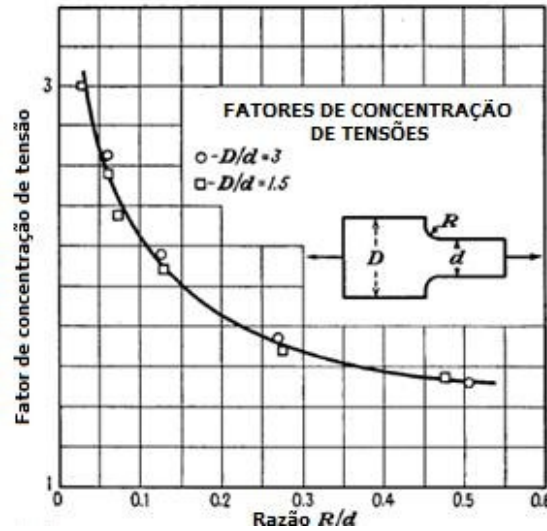


Figura 17 – Efeito na variação de geometria do K_t , (a) efeito do K_t com a razão entre o raio de arredondamento e o diâmetro menor [29].

Conforme se distancia da ponta de furos elípticos, as tensões devem tender a σ_n de forma a corroborar com o princípio de Saint Vénant. Em [30] a tensão que atua no ligamento residual de uma placa infinita tracionada com um furo elíptico de semi-eixos **a** e **b** foi explicitada por:

$$\begin{aligned}
 \frac{\sigma_y}{\sigma_{yn}} - 1 &= \frac{(a^2 - 2ab)(x - \sqrt{x^2 - a^2 + b^2})(x^2 - a^2 + b^2) + ab^2(a - b)x}{(a - b)^2(x^2 - a^2 + b^2)\sqrt{x^2 - a^2 + b^2}} = \\
 &= \frac{\left(1 - 2\frac{b}{a}\right)\left(\frac{x}{a} - \sqrt{\frac{x^2}{a^2} + \frac{b^2}{a^2} - 1}\right)\left(\frac{x^2}{a^2} + \frac{b^2}{a^2} - 1\right) + \frac{b^2}{a^2}\left(1 - \frac{b}{a}\right)\frac{x}{a}}{\left(1 - \frac{b}{a}\right)^2\left(\frac{x^2}{a^2} + \frac{b^2}{a^2} - 1\right)\sqrt{\frac{x^2}{a^2} + \frac{b^2}{a^2} - 1}} \\
 &= \frac{\left(\frac{a^4}{b^4} - \frac{2a^3}{b^3}\right)\left(\frac{x}{\rho} - \sqrt{\frac{x^2}{\rho^2} - \frac{a^4}{b^4} + \frac{a^2}{b^2}}\right)\left(\frac{x^2}{\rho^2} - \frac{a^4}{b^4} + \frac{a^2}{b^2}\right) + \frac{a^4}{b^4}\left(\frac{a^2}{b^2} - \frac{a}{b}\right)\frac{x}{\rho}}{\left(\frac{a^2}{b^2} - \frac{a}{b}\right)^2\left(\frac{x^2}{\rho^2} - \frac{a^4}{b^4} + \frac{a^2}{b^2}\right)\sqrt{\frac{x^2}{\rho^2} - \frac{a^4}{b^4} + \frac{a^2}{b^2}}}
 \end{aligned}
 \tag{4}$$

Para $x \geq a$, e o gradiente de tensões de σ_y na ponta do furo elíptico é dado por:

$$\frac{d\sigma_y}{dx} \Big|_{x=a} = \frac{-(2K_t + 1)\sigma_n}{\rho} = -\left(3 + \frac{4a}{b}\right)\frac{a\sigma_{yn}}{b^2}
 \tag{5}$$

Onde σ_y é a Tensão principal perpendicular ao eixo x .

Observa-se pela equação acima que o gradiente de tensões cresce com K_t e com $1/\rho$ e pode ser muito alto. Assim o efeito concentrador de tensões do furo elíptico é muito localizado junto às bordas do furo.

3.3.

Fator de Concentração de tensões K_t pela Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

Os modelos propostos para quantificar o campo de tensões na ponta de entalhes, apresentam uma singularidade quando utilizados para determinar as tensões na ponta de uma trinca. Com o raio da ponta da trinca muito próximo de 0, as tensões atuantes nesse ponto tendem a infinito e como nenhum material tem resistência infinita, seria impossível que peças entalhadas pudessem operar, diferente do que ocorre na prática. Williams e Irwin [31] introduziram um parâmetro que descreve a intensidade de um campo de tensões linear elástico na vizinhança da ponta de uma trinca, chamado de fator de intensidade de tensões (FIT). A Figura 18 apresenta o FIT para algumas geometrias e carregamentos.

| | | | |
|--|-------------------------------|---|--|
| | $K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$ | | $K_I = 1.1215 \cdot \sigma \sqrt{\pi a}$ |
| | $K_{II} = \tau \sqrt{\pi a}$ | | $K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot \left[\sec \frac{\pi a}{2w} \right]^{1/2} \cdot [1 - .025(a/w)^2 + .06(a/w)^4]$ |
| | $K_{III} = \tau \sqrt{\pi a}$ | | $K_I = [\sigma \sqrt{\pi a} / (1 - \frac{a}{w})^{1.5}] \cdot \{ .857 + .265 [\frac{a}{w} + (1 - \frac{a}{w})^6] \}$ |
| | $K_I = P \sqrt{\pi a}$ | | $K_I = \frac{P}{t \sqrt{w}} \cdot \frac{(2 + a/w)}{(1 - a/w)^{1.5}} \cdot [.886 + 4.64 \frac{a}{w} - 13.3 (\frac{a}{w})^2 + 14.7 (\frac{a}{w})^3 - 5.6 (\frac{a}{w})^4]$ |
| | $K_I = P / (t \sqrt{\pi a})$ | alguns fatores K_I , K_{II} e K_{III} típicos | |

Figura 18 – Alguns Fatores de intensidade de Tensões [31].

Com a introdução dos FIT, através da MFLE, o campo de tensões linear elástico (LE) próximo a qualquer trinca solicitada em modos I, II ou III, em peças planas feitas de material isotrópico e homogêneo pode ser definido como:

Modo I

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{Bmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin 3\frac{\theta}{2} \\ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin 3\frac{\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos 3\frac{\theta}{2} \end{Bmatrix} \quad (6)$$

Modo II

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{Bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \left[2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin 3\frac{\theta}{2} \right] \end{Bmatrix} \quad (7)$$

Modo III

$$\begin{Bmatrix} \tau_{xz} \\ \tau_{yz} \end{Bmatrix} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{Bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \\ \cos \frac{\theta}{2} \end{Bmatrix} \quad (8)$$

Sendo o FIT descrito como:

$$K_I = \sigma_n \sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{w}\right) \quad (9)$$

Onde **a** é o comprimento da trinca, **σ_n** é a tensão nominal e **f(a/w)** é o fator adimensional que diferencia as geometrias das peças trincadas.

3.3.1. Estimativa de Creager e Paris

Utilizando-se das soluções existentes para FIT, Creager e Paris propuseram em 1967 uma forma de estimar o K_t de entalhes delgados e profundos [32].

Creager e Paris mostraram que nesses casos, a partir dos FIT, considerando o raio de ponta ρ deslocado de $\rho/2$ para o interior do entalhe, e a origem dos eixos r e θ , seria possível estimar o campo de tensões no entorno da ponta dos entalhes [22].

Os campos de tensões na frente dos entalhes nos modos I, II e III:

Modo I

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \begin{Bmatrix} -\cos 3\frac{\theta}{2} \\ \cos 3\frac{\theta}{2} \\ \sin 3\frac{\theta}{2} \end{Bmatrix} + \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{Bmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin 3\frac{\theta}{2} \\ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin 3\frac{\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos 3\frac{\theta}{2} \end{Bmatrix} \quad (10)$$

Modo II

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \begin{Bmatrix} \sin 3\frac{\theta}{2} \\ -\sin 3\frac{\theta}{2} \\ \cos 3\frac{\theta}{2} \end{Bmatrix} + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{Bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \left[2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right] \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin 3\frac{\theta}{2} \right] \end{Bmatrix} \quad (11)$$

Modo III

$$\begin{Bmatrix} \tau_{xz} \\ \tau_{yz} \end{Bmatrix} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{Bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \\ \cos \frac{\theta}{2} \end{Bmatrix} \quad (12)$$

Para estimar o K_t desses entalhes deve-se considerar $r = \rho/2$ nas equações acima, a exemplo do K_t em modo I que pode ser estimado por:

$$K_t \cong \frac{2K_I}{\sigma_n \sqrt{\pi \rho}} \quad (13)$$

3.4.

O Fator de Concentração de Tensões em Fadiga (K_f)

O fator de concentração de tensões tem grande importância nos mecanismos de fratura frágil, mas ao verificar a resistência à fadiga de componentes mecânicos S'_L obtida através de métodos de ensaio do tipo SN ou ϵN , quando realizados os ensaios em peças entalhadas observa-se que a resistência a fadiga de peças entalhadas S'_{Lntc} não segue a relação $S'_{Lntc} < K_t \cdot S'_L$. O que indica que a redução na resistência a fadiga causada pela presença do entalhe não pode ser quantificada por K_t , deve ser considerado um fator de concentração de tensões a fadiga, K_f .

$$K_f = \frac{S'_L}{S'_{Lntc}} \quad (14)$$

Onde S'_L é a resistência a fadiga medida em corpos de prova sem entalhe e o S'_{Lntc} o limite de fadiga medido em corpos de prova entalhados.

Geralmente o K_f apresenta valores na faixa $1 < K_f < K_t$, sendo que quando $K_f = 1$ o componente é insensível aos efeitos de concentração de tensões gerados pelo entalhe, o que indica que a tensão aplicada corresponde à tensão nominal $\sigma = \sigma_n$. A Figura 19 apresenta um comparativo entre K_t e K_f para um eixo entalhado.

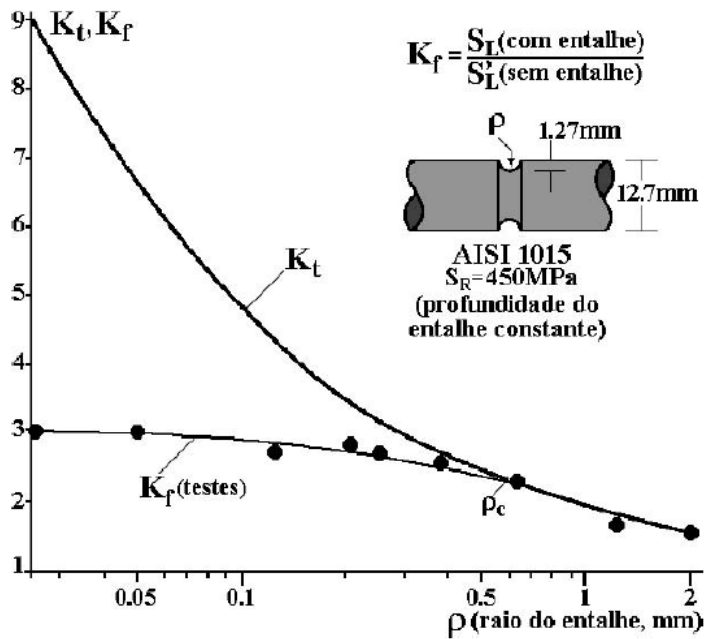


Figura 19 – Medidas comparativas entre K_f e K_t medidas em peças de aço AISI 1015 para diferentes raios de entalhe [30].

De forma a quantificar os valores de K_f em relação ao K_t é utilizado um fator de sensibilidade ao entalhe q , através da equação:

$$K_f = 1 + q(K_t - 1) = \frac{S'_L}{S_{Lntc}} \quad (15)$$

ou

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (16)$$

O fator de sensibilidade ao entalhe q mensura o efeito provocado por um entalhe na resistência a fadiga de componentes estruturais. Os valores de q podem variar entre 0 e 1, sendo que para valores próximos de 1 o K_f se aproxima do K_t e para $q = 0$, a peça não tem efeito de sensibilidade ao entalhe, com $K_f = 1$.

3.4.1.

Limiar de Propagação de Trincas Curtas em Fadiga

Uma possível forma de identificar o porquê da resistência à fadiga de peças entalhadas é considerar um fator concentração de tensões K_f ao invés do K_t , onde $K_f \leq K_t$, é o surgimento de trincas não propagantes de fadiga nucleadas na ponta de entalhes.

O gradiente dos campos de tensão a frente dos entalhes nas quais as trincas se originaram afeta sensivelmente o comportamento e a propagação das trincas por fadiga que ocorrem em condições onde $S_L/K_t < \Delta\sigma_n < S_L/K_f$.

Recentemente modelos foram propostos de forma a quantificar a influência do limiar de propagação de trincas por fadiga ΔK_{th} em relação ao tamanho de trincas de fadiga muito pequenas a . Entre esses modelos o de El Haddad–Topper–Smith utiliza o fator de intensidade de tensões da placa de Irwin [33,34].

$$\Delta K_I = \Delta\sigma\sqrt{\pi(a + a_0)} \quad (17)$$

Onde:

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_{th}} \right)^2 \quad (18)$$

Com base nos modelos de El Haddad–Topper–Smith, Kitagawa e Takahashi desenvolveram um diagrama que descreve o comportamento de trincas curtas e longas, sendo possível estimar o limiar de propagação de trincas por fadiga em função do tamanho de trinca curta.

A Figura 20 ilustra o comportamento das trincas em função do limiar de propagação a fadiga e da resistência à fadiga do material, indicando pela região cinza as situações em que as trincas são não propagantes.

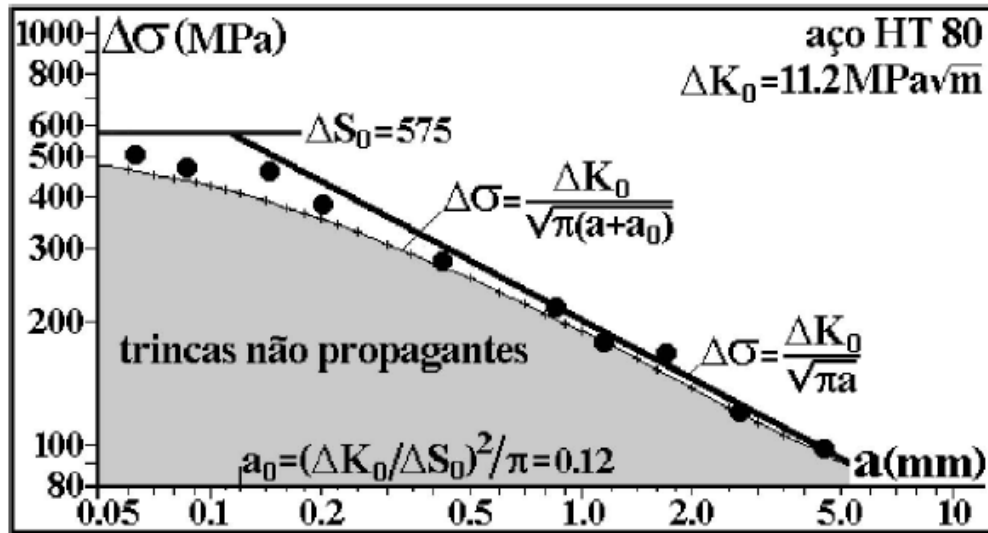


Figura 20 – Comportamento de trincas curtas e longas descritas através do Diagrama de Kitagawa-Takahashi [31].

De forma a generalizar o modelo de El Haddad–Topper–Smith [33,34], Yu et al [35], propuseram um modelo acrescentando os fatores de geometria $f(a)$ e de superfície livre $\alpha = 1,1215$.

$$\Delta K_I = \alpha \cdot f(a) \cdot \Delta \sigma \sqrt{\pi(a + a_0)} \quad \therefore \quad a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_0}{\alpha \cdot \Delta \sigma_0} \right)^2 \quad (19)$$

Bazant [36] propôs uma equação mais geral acrescentando um parâmetro ajustável γ , que possibilitou uma melhor correlação com os resultados experimentais obtidos por Tanaka et al. O valor que melhor se ajustou aos dados experimentais foi $\gamma = 6$. A Figura 21 apresenta o comportamento da Equação 20 para valores de $\gamma = 2$ e $\gamma = 8$.

$$\frac{\Delta K_{th}(a)}{\Delta K_0} = \left[1 + \left(\frac{a_0}{a_n} \right)^{\frac{\gamma}{2}} \right]^{-\frac{1}{\gamma}} \quad (20)$$

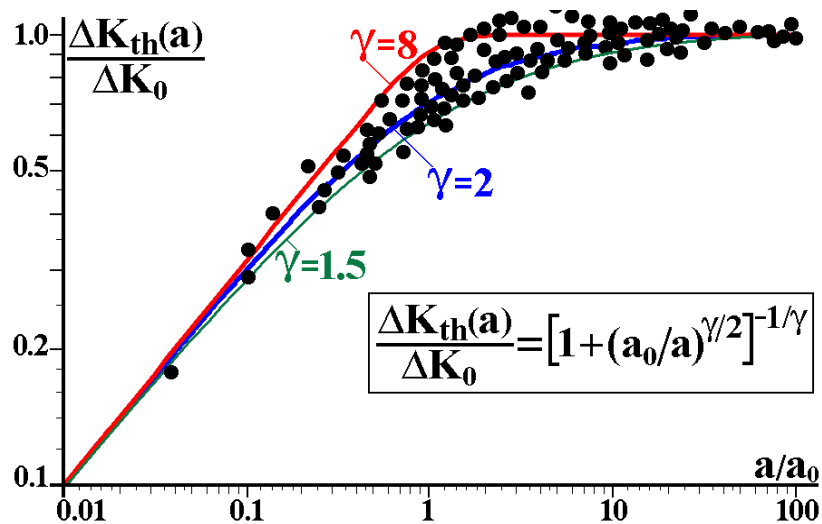


Figura 21 – Razão entre o limiar de propagação de trincas curtas e longas em função de a/a_0 [2].

Modelos que quantificam a tolerância a pequenos defeitos, como os desenvolvidos por El Haddad–Topper–Smith e Kitagawa, considerando os efeitos da geometria e do gradiente de tensões na resistência de componentes mecânicos, podem reduzir custos e aumentar a confiabilidade de projetos estruturais.

No Capítulo 4 é apresentado o modelo desenvolvido por Meggiolaro et al., baseado naqueles apresentados neste capítulo, e, o caminho inverso foi realizado para desenvolver um critério semelhante para problemas de Trincamento Assistido por Meios Corrosivos, *Environmentally Assisted Cracking* (EAC).

Com o desenvolvimento desse modelo é esperado poder quantificar o efeito da sensibilidade ao entalhe (q) adaptada para condições de EAC (q_c). Sua validade é verificada por cuidadosos ensaios elaborados com base nos conhecimentos apresentados no Capítulo 2 e realizados conforme apresentado no Capítulo 5.

4.

Modelo analítico proposto para quantificar o efeito da sensibilidade ao entalhe em condições de EAC

Considerando que as trincas por EAC devam se comportar de forma semelhante às originadas por fadiga, este capítulo apresenta um modelo El Haddad–Topper–Smith modificado para condições de ocorrência de EAC, utilizando os critérios desenvolvidos por Meggiolaro et al [2] para avaliar e quantificar o efeito de sensibilidade ao entalhe.

A proposta consiste em alterar os parâmetros relacionados aos limiares de propagação e iniciação de trincas por fadiga pelos limiares de propagação e nucleação de trincas por EAC, ΔK_0 por K_{IEAC} e S'_L por S_{EAC} no modelo de El Haddad–Topper–Smith, modificado apresentado nas equações 19 e 20, onde uma nova descrição para o tamanho crítico de trinca curta a_0 e ao limiar de propagação pode ser descrito.

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IEAC}}{\alpha S_{EAC}} \right)^2 \quad (21)$$

$$\frac{K_{th}(a)}{K_{IEAC}} = \left[1 + \left(\frac{a_0}{a_n} \right)^{\frac{\gamma}{2}} \right]^{-\frac{1}{\gamma}} \quad (22)$$

Através do modelo proposto pode-se montar um diagrama semelhante ao de Kitagawa-Takahashi, apresentado anteriormente na Figura 20, para descrever o comportamento de trincas curtas e longas é apresentado na Figura 22.

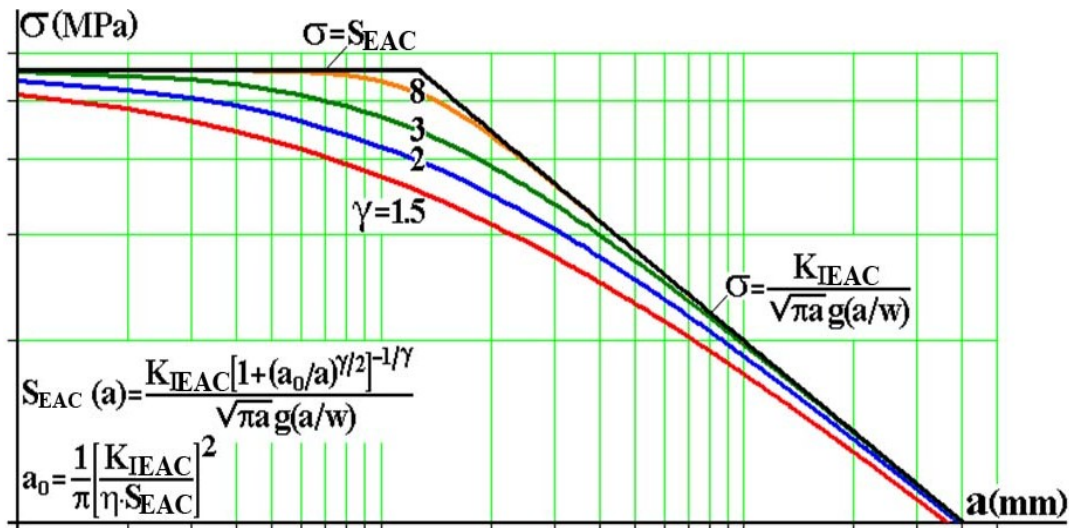


Figura 22 – Gráfico proposto como o de Kitagawa-Takahashi para descrever o comportamento de trincas curtas e longas em condições de EAC para projetos de estruturas [37].

4.1.

Cálculo do fator de sensibilidade ao entalhe q_c para EAC

Recentemente, Meggiolaro et al [2] desenvolveram um modelo de dimensionamento mecânico a fadiga de peças entalhadas capaz de quantificar a sensibilidade ao entalhe e o fator de concentração de tensões a fadiga, considerando todas as características da geometria do entalhe e do carregamento em q . Utilizando a mesma ideia, foi desenvolvida a metodologia para quantificar o fator de sensibilidade ao entalhe (q_c) para EAC.

Para desenvolver essa metodologia é necessário o conhecimento do gradiente de tensões à frente do entalhe e do comportamento na propagação da trinca.

O gradiente de tensões à frente do entalhe pode ser descrito através da função $f(a)$, que é facilmente obtida através da MFLE e pelo método de elementos finitos (MEF), onde na condição de $a = 0$, a função $f(a)$ é igual ao fator de concentração de tensões geométrico (K_t).

A função $f(a)$ obtida pela MFLE é proveniente da Equação (13) proposta por Creager e Paris e utilizada em [2] para o modelo de sensibilidade ao entalhe baseado em fadiga.

$$f(a) = \frac{K_I(a_0)}{\sigma_n \sqrt{\pi(2a + \rho)}} \left(1 + \frac{\rho}{2a + \rho} \right) \quad (23)$$

Mesmo com um K_t elevado e consequentemente tensões altas, ainda assim é necessário que o **FIT** seja superior a um limiar de propagação para que a trinca propague. O limiar de propagação em modo I pode ser definido por K_{Ith} .

$$K_{Ith} = \alpha \cdot g\left(\frac{a}{\rho}, K_{tc}\right) \cdot \sigma \sqrt{\pi(a)} \quad (24)$$

onde K_{tc} é o fator de concentração de tensões em corrosão sob tensão, e $g(a/\rho, K_{tc})$ representa o limite de propagação no campo de tensões à frente do entalhe

Ou seja, a condição para que ocorra a propagação da trinca pode ser escrita como:

$$K_I = \alpha \cdot f\left(\frac{a}{\rho}\right) \cdot \sigma \sqrt{\pi(a)} > K_{th} = K_{IEAC} \left[1 + \left(\frac{a_0}{a}\right)^{\frac{\gamma}{2}} \right]^{\frac{-1}{\gamma}} \quad (25)$$

E a função adimensional $g(a/\rho, K_{tc})$, obtida de K_{Ith} nas Equações (24) e (25).

$$g(a, K_{tc}) = \frac{\frac{K_{IEAC}}{\sigma \sqrt{\rho}} K_{tc}}{\left[\left(\alpha \sqrt{\frac{\pi a}{\rho}} \right)^{\gamma} + \left(\frac{K_{IEAC}}{\sigma \sqrt{\rho}} \right)^{\gamma} \right]^{\frac{1}{\gamma}}} \quad (26)$$

Com as equações de (23) a (26), é possível determinar o fator de concentração de tensões K_{tc} e consequentemente obter o fator de sensibilidade ao entalhe em corrosão sob tensão q_c .

Baseado nas hipóteses definidas na referência [2], o K_{tc} pode ser obtido a partir da resolução do sistema de equações:

$$\begin{cases} f(x_{max}) = g(x_{max}, K_{tc}, \gamma) \\ \frac{d}{dx} f(x_{max}) = \frac{d}{dx} g(x_{max}, K_{tc}, \gamma) \end{cases} \quad (27)$$

As 2 variáveis x_{max} e K_{tc} são facilmente obtidas através do sistema de equações (27). Em posse dos valores de K_{tc} e K_t , substituindo os termos relacionado à fadiga apresentado na Equação (16) pelos parâmetros de EAC (K_{tc} e q_c) obtém-se:

$$q_c = \frac{K_{tc} - 1}{K_t - 1} \quad (28)$$

De forma a validar o modelo descrito neste capítulo, ensaios apropriados de trincamento assistido por meios corrosivos, utilizando as metodologias descritas no Capítulo 2, foram realizados para determinar os parâmetros K_{IEAC} e S_{EAC} , referentes ao modelo definido para quantificar o efeito da sensibilidade ao entalhe q_c . O capítulo 5 descreve o procedimento experimental realizado para o sistema Al 2024-O vs. Ga, como foi definido a escolha do sistema, e os cálculos e análises realizadas com base nos procedimentos aqui descritos.

5. Comprovação Experimental

Considerando que as trincas por EAC tenham um comportamento mecânico e macroscópico semelhante, para os diferentes mecanismos de iniciação e propagação, tem-se a hipótese de o modelo ajustado no capítulo anterior ser robusto o suficiente para descrever os diferentes processos. Desse modo, os parâmetros químicos e metalúrgicos foram todos considerados nos limiares de iniciação S_{EAC} e propagação K_{IEAC} .

Embora a hipótese de o modelo ser eficiente para todos os sistemas de EAC, é importante definir o sistema ideal para testar a eficiência e determinar os parâmetros que alimentam o modelo S_{EAC} e K_{IEAC} no menor tempo e com a maior confiabilidade.

Ao definir o sistema material vs. meio corrosivo e os parâmetros S_{EAC} e K_{IEAC} , ensaios em corpos de prova do tipo C(T) com diferentes entalhes foram realizados de forma a quantificar q_c e o gradiente de tensões, verificando a eficácia do modelo proposto.

5.1. Escolha do par Material x Meio Corrosivo

Durante o processo de escolha do par mais indicado, testes preliminares foram realizados em dois materiais sob um total de 5 condições diferentes:

As condições iniciais, enumeradas na Tabela 1 como i e ii, foram escolhidas devido à experiência prévia adquirida no Instituto Nacional de Tecnologia – INT em serviços para as áreas de exploração e produção de Óleo e Gás, os resultados encontram-se no Apêndice 1.

Naquelas condições, o mecanismo EAC proposto seria a corrosão sob tensão induzida por sulfeto, SSC de *Sulphide Stress Cracking*, na qual um agente

envenenador (Sulfeto de Hidrogênio, H_2S) atua mantendo o elemento fragilizante H^0 em contato com o material.

A utilização, inicialmente interessante, daquelas condições se tornou inviável, devido ao tempo excessivamente longo de incubação e as baixas taxas de propagação de trinca.

Tabela 1 – Condições de ensaio avaliadas para definição do par Material vs. Meio Corrosivo a ser utilizado na comprovação do modelo desenvolvido.

| Condição | Material | Meio Corrosivo | Pressão, Bar(a) | Temperatura, °C |
|----------|----------------------------------|--|-----------------|-----------------|
| i | Aço Inoxidável Super 13 Cromo | Água destilada 100g/l Cl^- | 1bara H_2S | 23 ± 1 |
| ii | | Solução B NACE TM0177 | 1bara H_2S | 23 ± 1 |
| iii | Alúminio 2024 T351 | Água destilada 3,5% $NaCl^-$ 0,3% H_2O_2 | Aerado | 23 ± 1 |
| iv | | Gálio Líquido | Aerado | 35 ± 1 |
| v | Alúminio 2024 Recozido | Gálio Líquido | Aerado | 35 ± 1 |

Em paralelo foram avaliadas outras três condições, com o material Al 2024, cuja escolha foi devida ao suporte dado pelo projeto em parceria com o Dr. A. Vasudevan do Office of Naval Research, US Navy, o qual demonstrou grande interesse no estudo de ligas de Alumínio de Alta Resistência, entre elas o Al 2024 T351.

A liga Al2024 T351 foi testada nas condições **iii** e **iv**, porém, assim como nas condições **i** e **ii**, o tempo de resposta da condição **iii** também era muito longo e foi novamente inviabilizado conforme apresentado no Apêndice 1.

As condições **iv** e **v**, envolvendo Fragilização Induzida pelo Metal Líquido, foram consideradas devido às taxas de propagação de trinca aceleradas [9, 11, 13, 16, 38]. A princípio o metal líquido de estudo pensado foi o Mercúrio, Hg por se apresentar na forma líquida na temperatura ambiente, $23^\circ C$ e ser encontrado com maior facilidade, no entanto devido à toxicidade do Hg e riscos a saúde o Gálio -

Ga foi escolhido como uma alternativa segura com o benefício de se apresentar na forma líquida em temperaturas acima de 30°C.

Os ensaios realizados no sistema Al2024 T351 vs. Ga, condição **iv** da Tabela 1, foram muito severos e impossibilitou as medições. As trincas simplesmente propagaram durante o manuseio em cargas muito baixas, ensaios com pré-trinca falharam sem a necessidade de um incremento de carga, vide Apêndice 1. Isso evidenciou a existência de tensões residuais relativas ao processo de fabricação e/ou tratamento térmico da chapa. Com a intenção de remover essas tensões residuais, de difícil medição e que poderiam interferir nos resultados, a chapa de Al2024 T351 foi recozida em forno MAITEC pré-programado com controle automático.

A condição **v** atendeu a todas as necessidades de tempo e infraestrutura disponível as necessidades de medição.

5.2.

Propriedades do Alumínio 2024

O material foi adquirido na forma de chapa, nas dimensões 1000mm x 500mm x 12,7mm, que foi separada em seções 300mm x 250mm de forma a manter o perfil retangular original. Foi realizado ensaio metalográfico [43] e determinado o sentido de laminação da chapa, vide Figura 23.

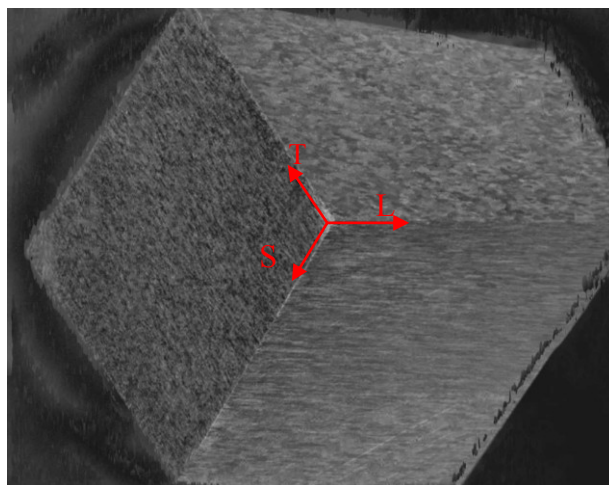


Figura 23 – Ataue metalográfico realizado segundo norma ASTM E340.

Na Figura 23, **L** indica o sentido de laminação, **T** o sentido transversal e **S** o sentido da espessura da chapa.

Para o sistema escolhido, no qual o mecanismo de trincamento é a LMIE, a orientação do carregamento influencia na susceptibilidade do material a EAC [9] e deve ser considerado para a retirada dos CPs, como mencionado no Capítulo 2. Devido à impossibilidade de retirar as amostras no sentido S-T e S-L por causa da espessura da chapa, essas foram retiradas no sentido T-L de alta sensibilidade a LMIE.

5.2.1. Análise química

De forma a verificar se o material ensaiado era de fato o que foi escolhido, foi utilizado o ensaio de análise química para quantificar os elementos integrantes no material adquirido, relatório técnico apresentado no Anexo 1.

Tabela 2 – Composição Química do material Al 2024

| Al | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Zn | Zr | Outros |
|------|------|------|------|------|-------|------|------|------|--------|
| Base | 0,12 | 0,16 | 4,44 | 0,54 | 1,349 | 0,02 | 0,18 | 0,01 | <0,05 |

5.2.2. Propriedades Mecânicas

Seguindo os procedimentos indicados na referência [25] foram retirados 3 corpos de prova e utilizados para medir as propriedades mecânicas do material, Módulo de elasticidade E , Resistência ao Escoamento a 0,2% $S_{y(0,2\%)}$, Resistência a Tração S_u e deformação a Tração ϵ_u . Conforme Tabela 3 e Figura 24.

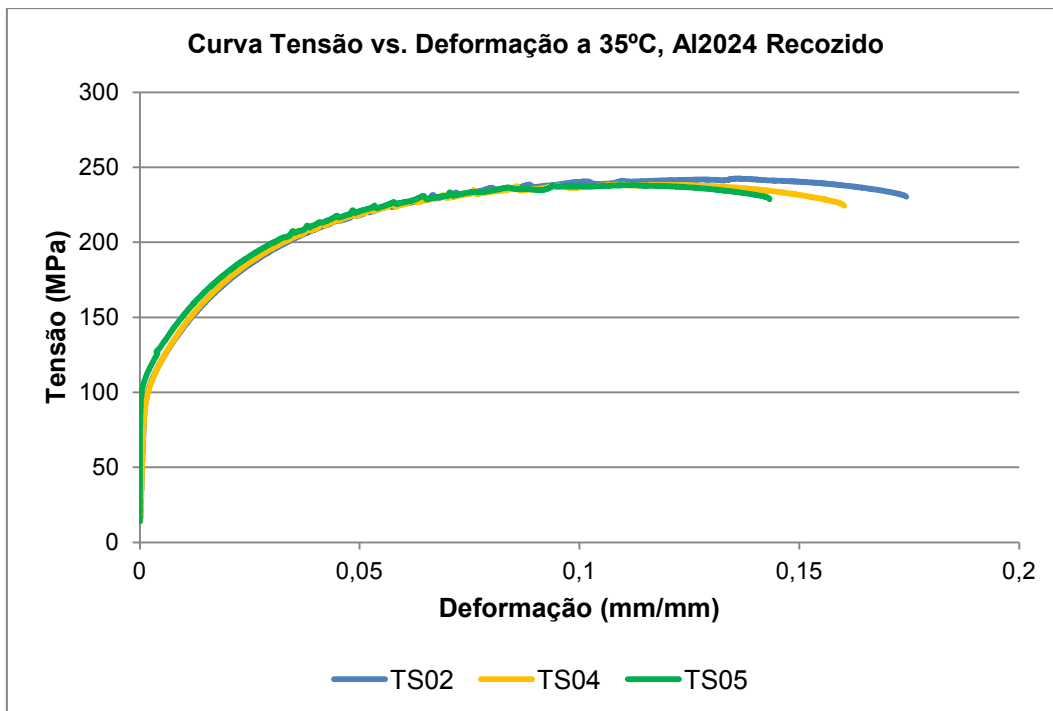


Figura 24 – Curva Tensão vs. Deformação obtida através de ensaio de tração realizado a 35°C da liga Al2024 Recozido.

Considerando que as propriedades mecânicas do material seguem uma distribuição normal, foi determinado com base na distribuição t-student o valor de cada parâmetro para uma confiabilidade de 95%.

Tabela 3 – Propriedades mecânicas da liga Al2024 recozida obtida em ensaio de tração a temperatura de 35°C.

| Amostra | E, MPa | YS, MPa | S _u , MPa | ε _u , mm/mm |
|------------|--------------|-------------|----------------------|------------------------|
| TS2 | 70300 | 112,2 | 242,5 | 0,174 |
| TS4 | 69519 | 111,6 | 238,5 | 0,160 |
| TS5 | 70457 | 115,9 | 238,1 | 0,143 |
| C(3 ; 95%) | 70092 ± 1248 | 113,3 ± 2,3 | 239,7 ± 2,4 | 0,159 ± 0,016 |

Onde: E é o Módulo de Elasticidade, YS de *Yield Stress* é a Resistência ao Escoamento a 0,2%, S_u a Resistência a Tração e ε_u a Deformação a Tração.

5.3. Metodologias de Ensaio

Comumente na literatura [09, 11, 12, 13, 16, 38] o Gálio é aplicado no Alumínio a temperaturas superiores a 30°C (forma líquida) e um arranhão é realizado no corpo de prova sob o Ga para romper o filme de Al_2O_3 [9] formado na superfície da liga de Alumínio e permitir que o Gálio penetre no metal com maior facilidade.

Nos ensaios preliminares das condições **iv** e **v** da Tabela 1 foram realizados esse mesmo procedimento, entretanto após algumas aplicações e simulações feitas na condição **v**, foi observado que não havia a necessidade de realizar o arranhão no corpo de prova, uma simples pré-carga já era suficiente para romper o filme de Al_2O_3 e permitir a dissolução do Ga no Al 2024.

Para manter o Ga acima dos 30°C, temperatura escolhida 35°C, duas opções de controle de temperatura foram utilizadas, a primeira através de um banho termostático *Julabo* modelo *LAC-F12-MA* com uma serpentina que aqueceu um reservatório de silicone e PTFE controlado automaticamente. A outra opção foi colocar duas lâmpadas incandescentes de 100 Watts cada e controlar a temperatura alterando manualmente a distância entre as lâmpadas e o corpo de prova, mantendo a temperatura do laboratório constante. A temperatura foi monitorada através de um controlador de temperatura e um termopar tipo J colocado em contato com o corpo de prova em região próxima à de interesse. Após ajustada a distância a variação de temperatura foi monitorada, mantendo variações inferiores a 1 °C.

As duas alternativas apresentaram resultados semelhantes e satisfatórios, entretanto a opção de utilização das lâmpadas foi considerada como procedimento padrão devido à facilidade na operação e possibilidade de observar o processo de Fragilização Induzida por Metal Líquido. Nesse caso o **Ga** foi aplicado sobre o **Al2024** com um pincel, sendo que inicialmente era colocado um pouco do metal na fase líquida e após 20 minutos em contato com o corpo de prova na temperatura de teste, o **Ga** foi espalhado com o pincel sobre a região de interesse no teste, vide Figura 25.

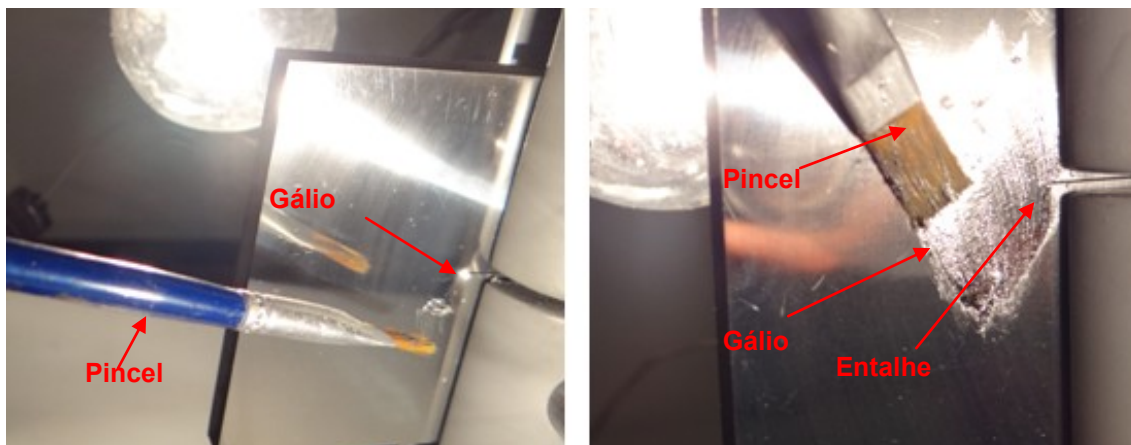


Figura 25 – Aplicação do Gálio na forma líquida a 35 °C com um pincel.

Preservando a superfície dos corpos de prova com um acabamento superficial polido obtido através de polimento com óxido de alumínio de granulometria 1µm, foi possível através de observação visual acompanhar a dissolução do Ga no Al2024, conforme apresentado na Figura 26.

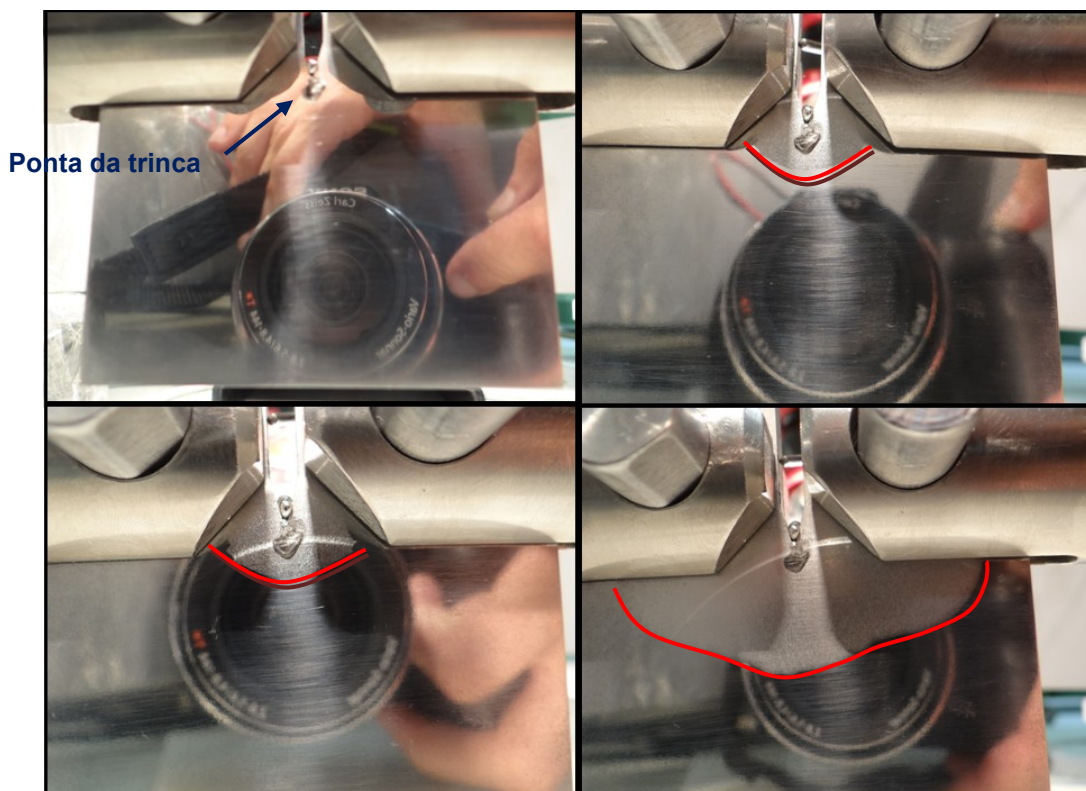


Figura 26 – Aspecto da dissolução do Ga nos corpos de prova de Al2024 Recozido nas três primeiras horas após a aplicação da pré-carga. A linha vermelha representa o avanço da dissolução do Ga com o tempo.

A Figura 26 apresenta ensaio preliminar realizado em corpos de prova do tipo C(T) para medição do K_{IEAC} , com o intuito de determinar um tempo mínimo de incubação para que o trincamento pudesse ocorrer. No quadrante superior esquerdo da Figura 26 observa-se o momento da aplicação do Gálio Líquido a 35°C e do pré-carregamento, no quadrante superior direito dessa Figura têm-se o início do mecanismo de fragilização, o qual apresenta mudança na superfície próxima à região de contato do Alumínio com o Gálio. No Quadrante inferior direito apresenta o mesmo CP momentos antes da fratura, após pouco menos de 3 horas de ensaio, indicando uma região de aproximadamente 40% do CP com alteração visual da superfície, conforme região delimitada pela linha em vermelho.

Para garantir que toda a região útil do corpo de prova tenha sido fragilizada pelo meio de teste, após a aplicação do Gálio os corpos de prova foram mantidos em condição de pré-carga pelo tempo mínimo de 24h antes do início dos ensaios.

5.3.1.

Medição da resistência à nucleação e propagação de trincas por EAC do Al 2024 Recozido em Ga – S_{EAC} e K_{IEAC} .

Foram retirados corpos de prova modelo padrão [17] para os ensaios sem pré-trinca e sem entalhe, vide Figura 27 e para os ensaios de Mecânica da Fratura foram utilizados CPs do tipo Compact Tension, C(T), vide Figura 28. Ambos os tipos de CP retirados no sentido T-L de forma a preservar o mesmo comportamento em todos os ensaios, vide Figura 29. Todos os entalhes foram usinados por Eletroerosão a fio a fim de evitar a presença de tensões residuais por usinagem.



Figura 27 – Corpo de prova utilizado nos ensaios de determinação do S_{EAC} .

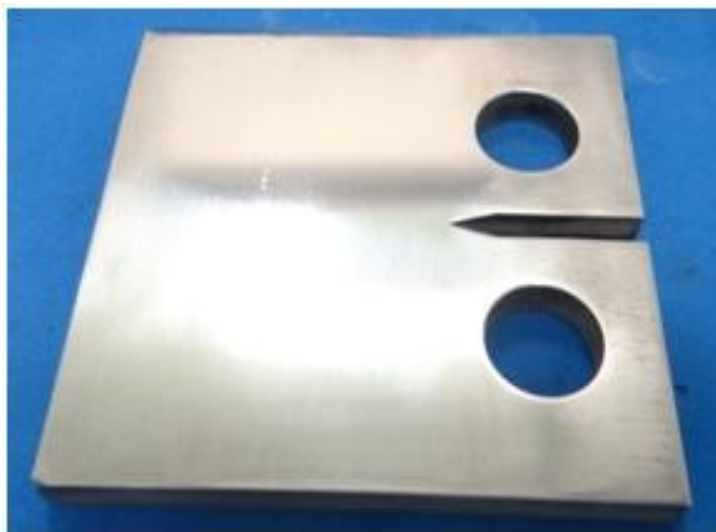


Figura 28 – Corpo de prova utilizado nos ensaios de MFLE para determinação do K_{IEAC} .

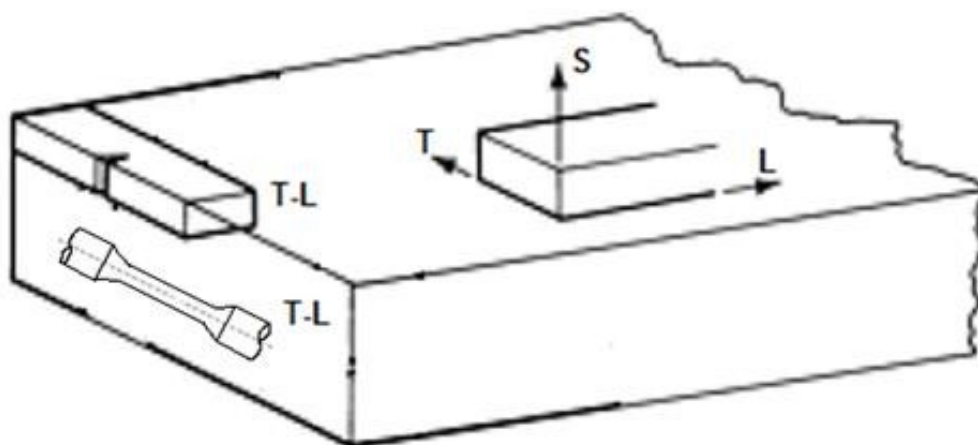


Figura 29 – Orientação de retirada das amostras.

Os corpos de prova foram retirados de forma que em todos os casos as trincas propagassem no mesmo sentido, em relação ao sentido de laminação da chapa.

Os corpos de prova foram retirados cuidadosamente, de forma a evitar qualquer super aquecimento ou deformação a frio e as dimensões dos corpos de prova foram verificadas por um projetor de perfil, conforme apresentado na Figura 30.

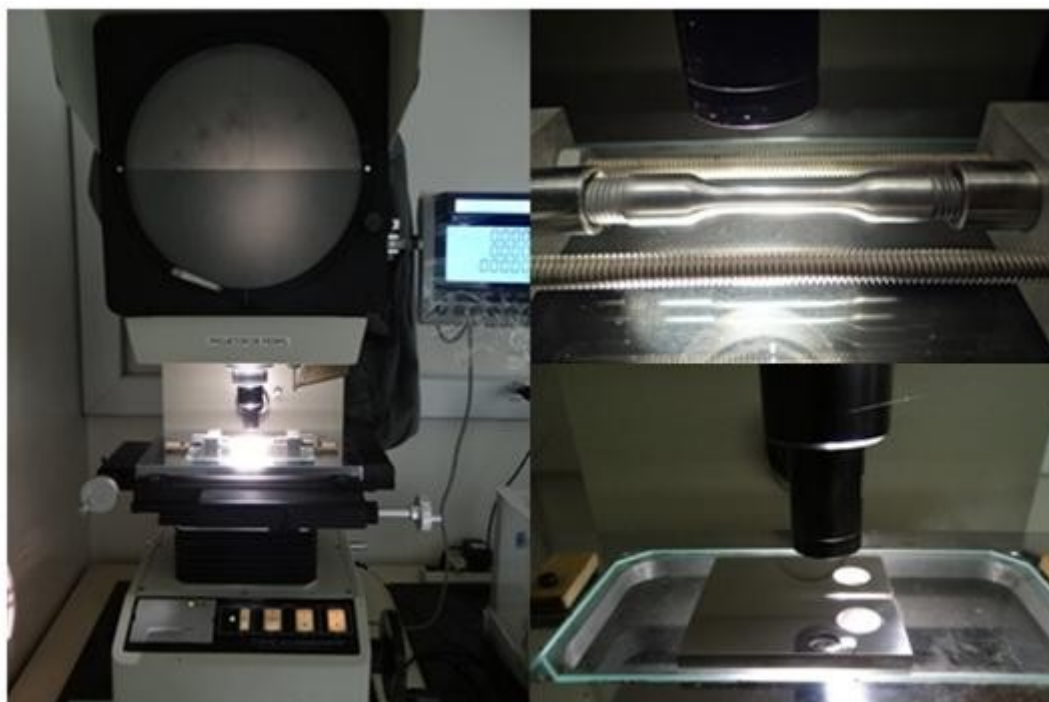


Figura 30 – Equipamento Projetor de Perfil utilizado para checar as dimensões dos corpos de prova utilizados.

Com o intuito de avaliar a susceptibilidade ao EAC no Al 2024 para a condição ∇ Tabela 1 e a sua severidade, um ensaio de baixa taxa de deformação, SSRT de *Slow Strain Rate Test*, foi realizado segundo os procedimentos destacados nas referências [26, 27, 28]. Para esse ensaio, foi utilizada uma máquina servo-mecânica INSTRON modelo 5582 e aplicada uma taxa de deslocamento de 1×10^{-5} mm/s.

Para a realização do ensaio de SSRT, o corpo de prova foi preso, revestido com o filme de Gálio, um leve arranhão foi realizado sob o revestimento e mantido na temperatura de 35°C pelo período de 1 dia. Passado o tempo de incubação estimado, iniciou-se o ensaio conforme indicado na Figura 31, a qual é possível observar o controlador de temperatura em destaque no canto inferior esquerdo marcando a temperatura de ensaio, no canto inferior direito em destaque o corpo de prova revestido sendo aquecido por duas lâmpadas incandescentes e o clip gauge utilizado para monitorar a taxa de deformação real durante o ensaio.



Figura 31 – Ensaio de baixa taxa de deformação (SSRT) do Al 2024 O com Ga líquido a 35°C.

Foram então obtidas as curvas Tensão vs. Deslocamento e Tensão vs. Deformação.

Com esse ensaio, foi possível verificar que o Al2024 Recozido é susceptível a EAC na condição ν da Tabela 1, que o trincamento ocorre antes do limite de proporcionalidade do material equivalente a 113MPa, vide Tabela 2, e que a tensão limite de resistência à nucleação de trincas por EAC é igual ou inferior à Resistência a Ruptura obtida no ensaio, 45MPa.

Para mecanismos de EAC em que a taxa de propagação da trinca seja rápida comparada à velocidade do ensaio, a exemplo dos casos de LMIE, é possível obter valores bem de S_{EAC} bem próximos do real e possivelmente de K_{IEAC} .

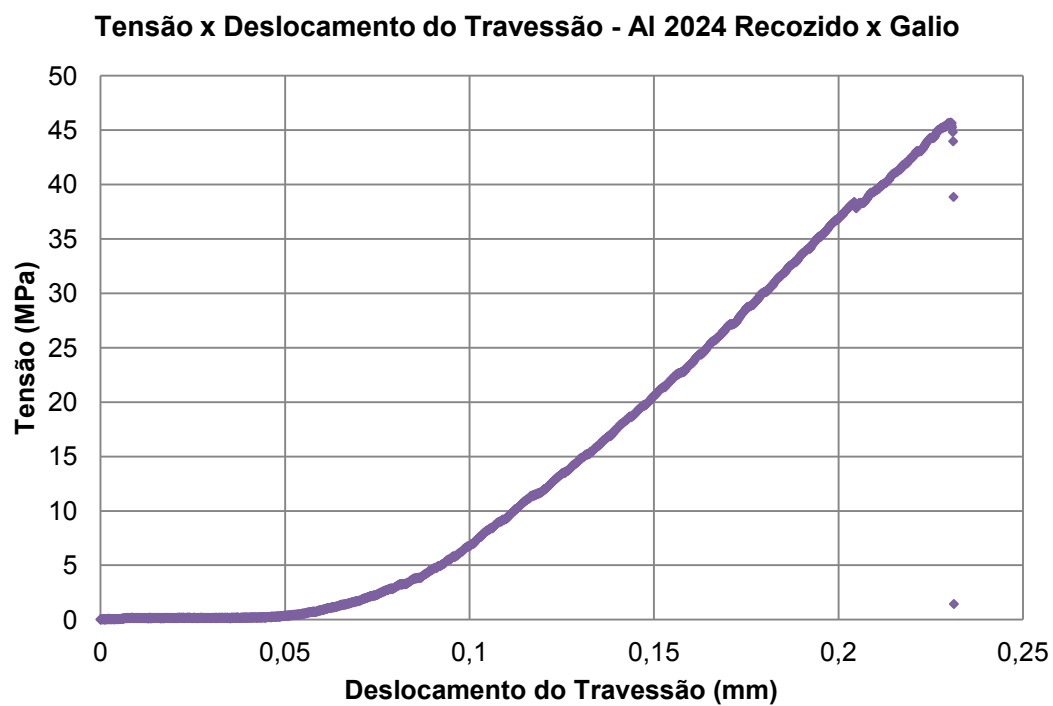


Figura 32 – Curva Tensão x deslocamento do par Al 2024 O x Ga líquido na temperatura de 35°C

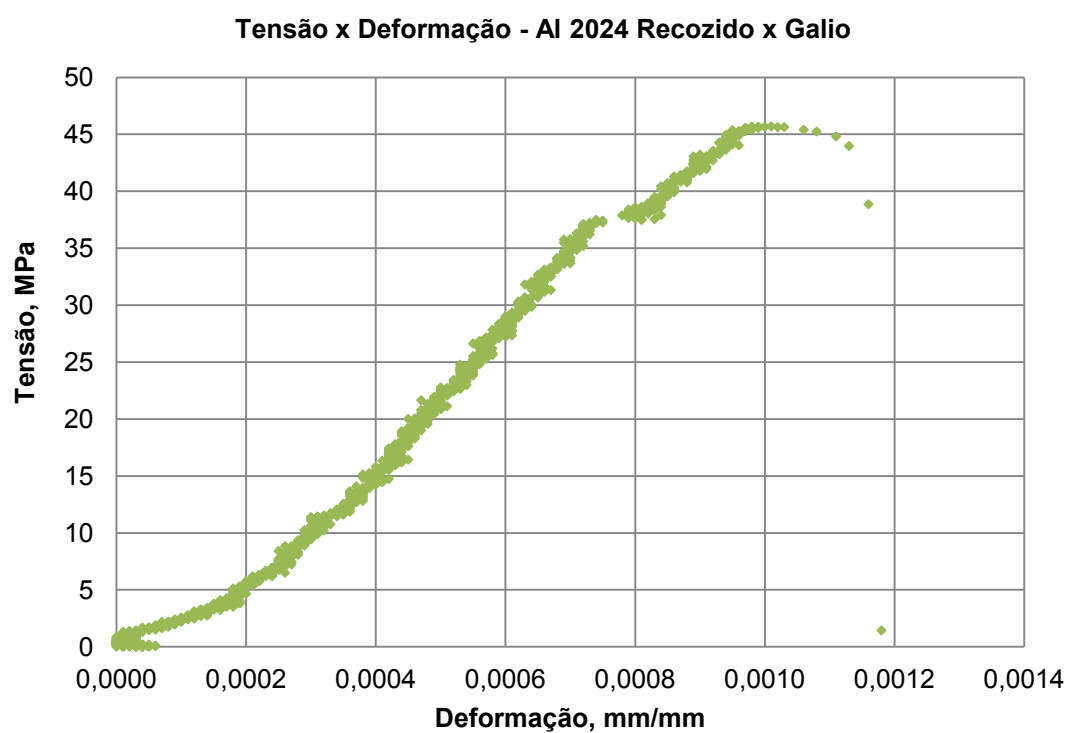


Figura 33 – Curva Tensão x deformação do par Al 2024 O x Ga líquido na temperatura de 35°C

De acordo com as referências [26, 28], esses ensaios são considerados qualitativos, e não devem ser utilizados para determinar quantitativamente os valores de S_{EAC} , entretanto, como será observado mais à frente, a resistência à ruptura foi muito próxima dos valores medidos nos demais ensaios.

A taxa de deformação aplicada e medida na região linear do ensaio, sinalizada em vermelho na Figura 33, foi de $4,5 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$.

Tendo sido verificada a susceptibilidade ao EAC, passou-se para o estágio de medição dos limiares de resistência à nucleação de trincas por corrosão S_{EAC} . Para obter os valores desses parâmetros, algumas normas estabelecem a realização de ensaios em carga, deformação ou deslocamento constantes com diferentes dispositivos de aplicação de carregamento e corpos de prova, conforme apresentado no Capítulo 2. Considerando a aplicação de uma deformação constante, foi utilizado o modelo de aplicação de carga através de um anel dinamométrico, semelhante ao apresentado na Figura 34.

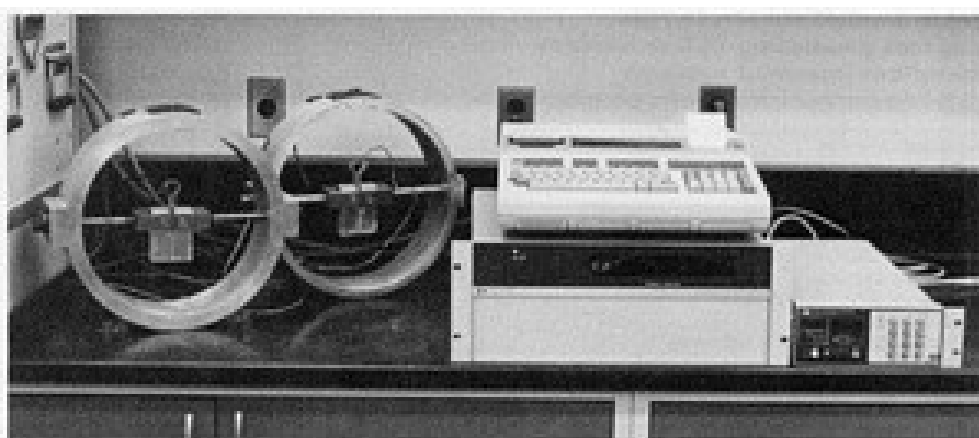


Figura 34 – Anéis dinamométricos utilizados para medição de propagação de trinca [38].

O interessante dessa metodologia é que nos ensaios de propagação de trinca, com o início da propagação, é possível observar a redução gradual do carregamento e perceber o momento em que a trinca começa a propagar. Os ensaios foram monitorados em tempo real.

Dois tipos de anéis dinamométricos foram projetados, fabricados e instrumentados de forma a aplicar e medir o carregamento necessário para ocorrer o trincamento por EAC. Os anéis foram instrumentados com extensômetros de

resistência elétrica, ERE, *strain gauges* e conectados a um multicondicionador de canais Kyowa onde foi realizado o acompanhamento do carregamento.

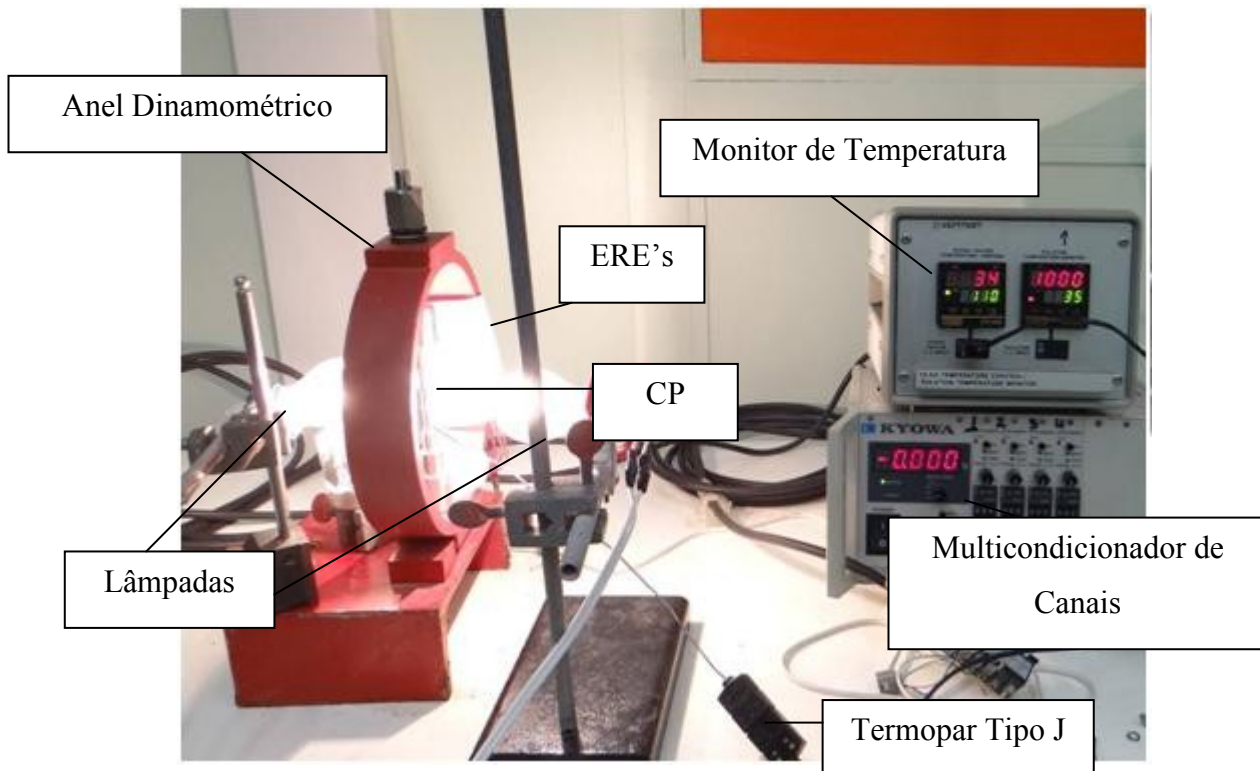


Figura 35 – Anel dinamométrico utilizado nos ensaios de nucleação.

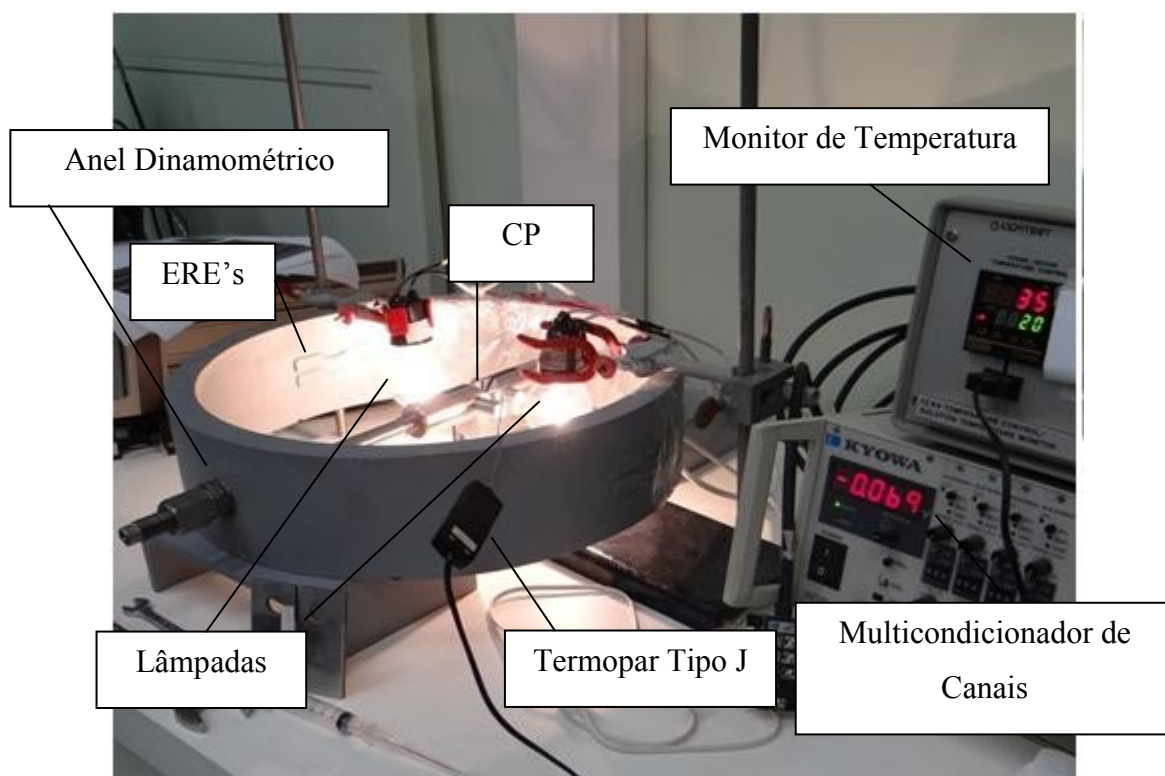


Figura 36 – Anel dinamométrico utilizado nos ensaios de propagação de trinca.

Os anéis foram calibrados nas instalações do INT, conforme apresentado na Figura 37.

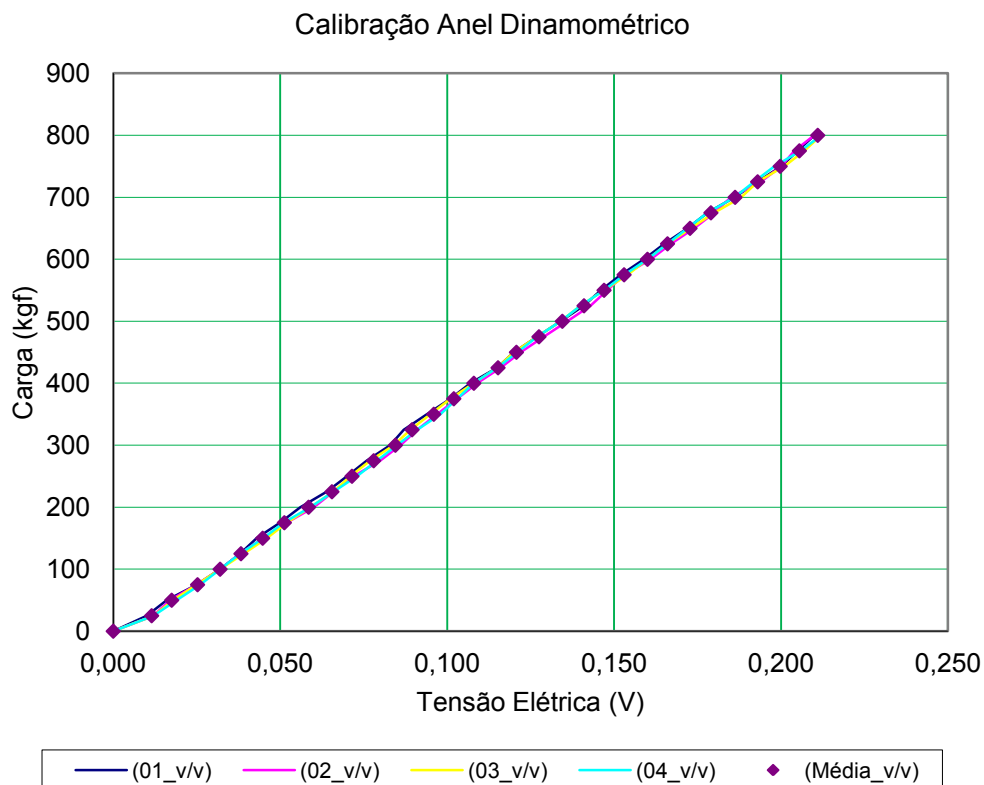


Figura 37 – Curva de Calibração de um dos anéis utilizados.

A velocidade de propagação das trincas em alumínio na condição *v* da Tabela 1 são muito altas, conforme Capítulo 2 [11, 12], o que possibilitou uma adaptação dos procedimentos normalmente utilizados para determinar os limites S_{EAC} e K_{IEAC} .

Então, o tempo de ensaio necessário foi definido após a realização de 2 ensaios do tipo *step loading* seguindo os procedimentos da referência [40] com tempo entre carregamentos de 24 horas. Os passos de carga para o ensaio de S_{EAC} foram de 2,5MPa iniciado em 10MPa e para o ensaio de K_{IEAC} foi de 0,25MPa \sqrt{m} iniciado em 1,0 MPa \sqrt{m} . Observou-se a falha em ambos os CPs, em tempo inferior a 10 minutos depois de aplicado o carregamento equivalente a 45 MPa e 8,5 MPa \sqrt{m} para os CPs do tipo S_{EAC} e K_{IEAC} respectivamente.

Assim, as medidas de S_{EAC} e K_{IEAC} foram realizadas a partir das metodologias de ensaio do tipo *step loading* [40] com os parâmetros definidos na Tabela 4.

Tabela 4 – Parâmetros de ensaio definidos para determinar o S_{EAC} e o K_{IEAC}

| ENSAIO | Carregamento Inicial | Intervalo entre Carregamentos | Passos de Carregamento |
|------------|-------------------------------|-------------------------------|------------------------|
| S_{EAC} | 30 MPa por tempo > 24 horas | 1 hora | 2,5MPa |
| K_{IEAC} | 7,5MPa√m por tempo > 24 horas | 1 hora | 0,25MPa√m |

Como o valor final do K_I durante o pré-trincamento por fadiga foi de 7,5MPa√m, o mesmo valor foi adotado como ponto inicial para o ensaio de medição do K_{IEAC} .

5.3.1.1.

Resultados de Medição do S_{EAC} .

Foram realizadas medidas em 9 amostras de forma a garantir uma medida confiável conforme Tabela 5. A Figura 38 apresenta o CP identificado como S2 após ensaio de S_{EAC} .

Tabela 5 – Resultados obtidos nos Ensaios de S_{EAC} , valores em MPa.

| Amostra | S2 | S5 | S6 | S7 | S8 | S9 | S10 | S11 | S12 |
|-----------------|----|----|----|------|------|------|-----|------|------|
| Tensão de Falha | 45 | 45 | 40 | 37,5 | 37,5 | 42,5 | 55 | 47,5 | 42,5 |

Considerando que as amostras medidas possam ser representadas por uma distribuição normal, e devido ao número de amostras ensaiadas, foi adotada uma distribuição t-student com uma confiabilidade de 95% e $T = 8$ graus de liberdade, $T = \text{número de amostras} - 1$.

A resistência ao trincamento por EAC para uma confiabilidade de 95%, $S_{EAC(95\%)}$ obtida foi de:

$$S_{EAC(95\%)} = 43,6 \pm 4,2 \text{ MPa}$$



Figura 38 – Imagem do Corpo de Prova S2 após os ensaios de S_{EAC} .

5.3.1.2. Resultados de Medição do K_{IEAC}

Os corpos de prova foram pré-trincados por fadiga até atingir o valor de $a_0/W = 0,25$ e então foram submetidos aos ensaios, no total de 8 amostras. Os resultados estão apresentados na Tabela 6. A Figura 39 apresenta o CP identificado como T2 após ensaio.

Tabela 6 - Resultados obtidos nos Ensaios de K_{IEAC} , valores em $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

| Amostra | T2 | T3 | T4 | T5 | T6 | T7 | T8 | T9 |
|-------------|------|-----|-----|-----|-----|-----|------|------|
| KI de Falha | 9,25 | 8,5 | 8,5 | 9,0 | 8,5 | 9,0 | 8,75 | 8,75 |

Considerando que as amostras medidas possam ser representadas por uma distribuição normal, e devido ao número de amostras ensaiadas foi adotada uma distribuição t-student com uma confiabilidade de 95% e $T = 7$ graus de liberdade, $T = \text{número de amostras} - 1$.

O limiar de propagação de trincas por EAC para uma confiabilidade de 95%, $K_{IEAC(95\%)}$ obtida foi de:

$$K_{IEAC(95\%)} \text{ foi definido como } 8,79 \pm 0,27, \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$$

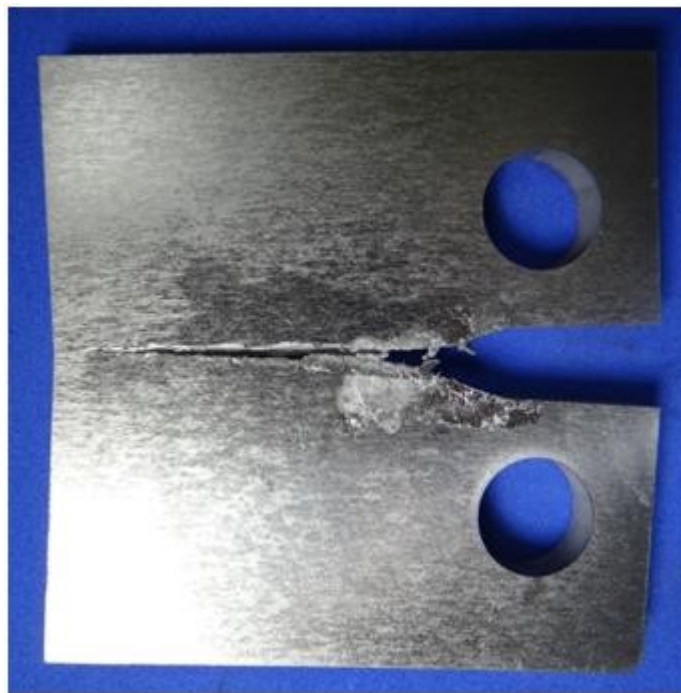


Figura 39 – Foto do Corpo de Prova T2 após ensaio de K_{IEAC} .

5.4.

Dimensionamento dos Corpos de Prova para comprovação do modelo proposto.

Alterando apenas a profundidade e o raio da ponta dos entalhes em corpos de prova do tipo C(T), foram dimensionados CP's com diferentes fatores de concentração de tensão na raiz dos entalhes, e, com isso variaram-se os efeitos de gradiente de tensão de forma que mesmo possuindo tensões superiores ao S_{EAC} , não aparecessem trincas propagantes.

Os entalhes foram projetados de forma a garantir elevados fatores de Concentração de Tensão geométricos (K_t) e gradientes de tensão que impedissem o surgimento de trincas propagantes apresentado pelo modelo proposto na condição:

$$K_t \sigma_n < S_{EAC} < K_{EAC} \sigma_n$$

(29)

Sendo que para obter a tensão nominal σ_n para a geometria dos corpos de prova utilizados, baseadas no corpo de prova padrão C(T), e pela orientação do carregamento, foi utilizada a Equação (30).

$$\sigma_n = \sigma_{nN} + \sigma_{nM} \quad (30)$$

onde:

$$\sigma_{nN} = \frac{P}{B \cdot t}$$

Assim, para estimar as tensões na raiz do entalhe e poder alcançar valores superiores a duas vezes o S_{EAC} , o K_t foi obtido pela estimativa de Creager & Paris apresentada anteriormente no item 3.3.1 pela Equação (13), onde o K_I do corpo de prova padrão do tipo C(T), apresentado na parte inferior direita da Figura 18 do item 3.3, foi utilizado como aproximação para todas as geometrias avaliadas.

A Equação (31) foi utilizada para estimar as tensões na raiz do entalhe considerando Creager e Paris σ_{YCP} .

$$\sigma_{YCP} = \sigma_n \cdot K_{tCP} \quad (31)$$

A carga P, foi variada em cada CP de forma a alcançar $\sigma_{YCP} = 90\text{MPa}$.

Tendo sido calculada as cargas, **P** a serem aplicadas nos CP's, para cada configuração de entalhe, simulações numéricas foram realizadas utilizando o método de elementos finitos, MEF, através da ferramenta Abaqus 6.10 para calcular as tensões principais na raiz do entalhe, σ_{YMEF} .

Para realização das simulações numéricas, os modelos foram otimizados, considerando o fato de as amostras serem simétricas ao plano X-Z na região perpendicular à ponta do entalhe, utilizando a condição de simetria $u_y = 0$, $R_x = 0$, $R_z = 0$ para reduzir o tempo de processamento, vide Figura 40 e o material foi considerado como elástico e isotrópico sendo: $E = 70 \text{ GPa}$, vide Tabela 3, coeficiente de Poisson $\nu = 0,33$, e o elemento considerado foi do tipo cúbico com 8 nós.

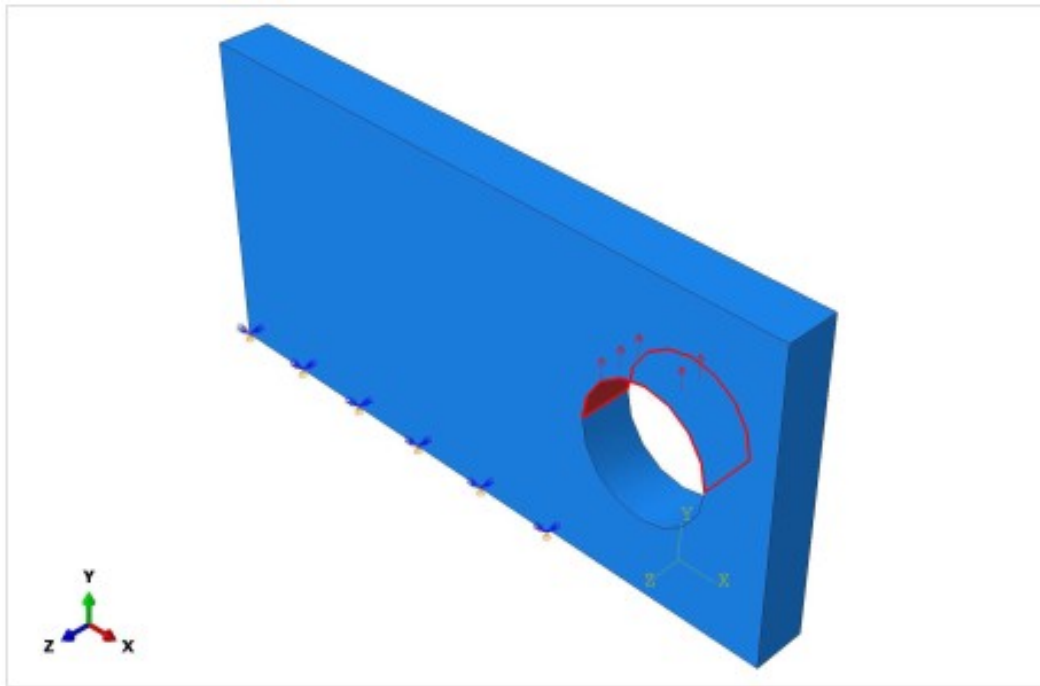


Figura 40 – Área de contato e condições de carregamento e simetria

Na Figura 40, observa-se que o carregamento foi considerado uniformemente distribuído na região de contato dos pinos com o corpo de prova. Onde a área de contato com o pino, $A_{\text{contato-pino}}$ foi calculada pela Equação (32).

$$A_{\text{contato-pino}} = \pi \cdot r_{\text{pino}} \cdot t \quad (32)$$

e a carga aplicada foi distribuída na forma da Equação (33).

$$Q_{\text{pino}} = \frac{P}{A_{\text{contato-pino}}} \quad (33)$$

Então quatro configurações de entalhes foram idealizadas, vide Tabela 7, e foram calculadas as tensões principais perpendiculares ao eixo de propagação das trincas σ_y , considerando a estimativa de Creager e Paris, σ_{yCP} e através do MEF, σ_{yMEF} .

Tabela 7 – Configurações de entalhes escolhidas para realização da comprovação do modelo proposto.

| Configuração de Entalhe | a_0 (mm) | ρ (mm) | a/w (mm) |
|-------------------------|------------|-------------|------------|
| A | 20 | 0,5 | 0,33 |
| B | 12 | 0,5 | 0,20 |
| C | 20 | 0,2 | 0,33 |
| D | 40 | 4,5 | 0,67 |

As Figuras de 41 a 44 apresentam as simulações obtidas pelo MEF para calcular as tensões principais nas raízes de cada configuração de entalhe escolhida.

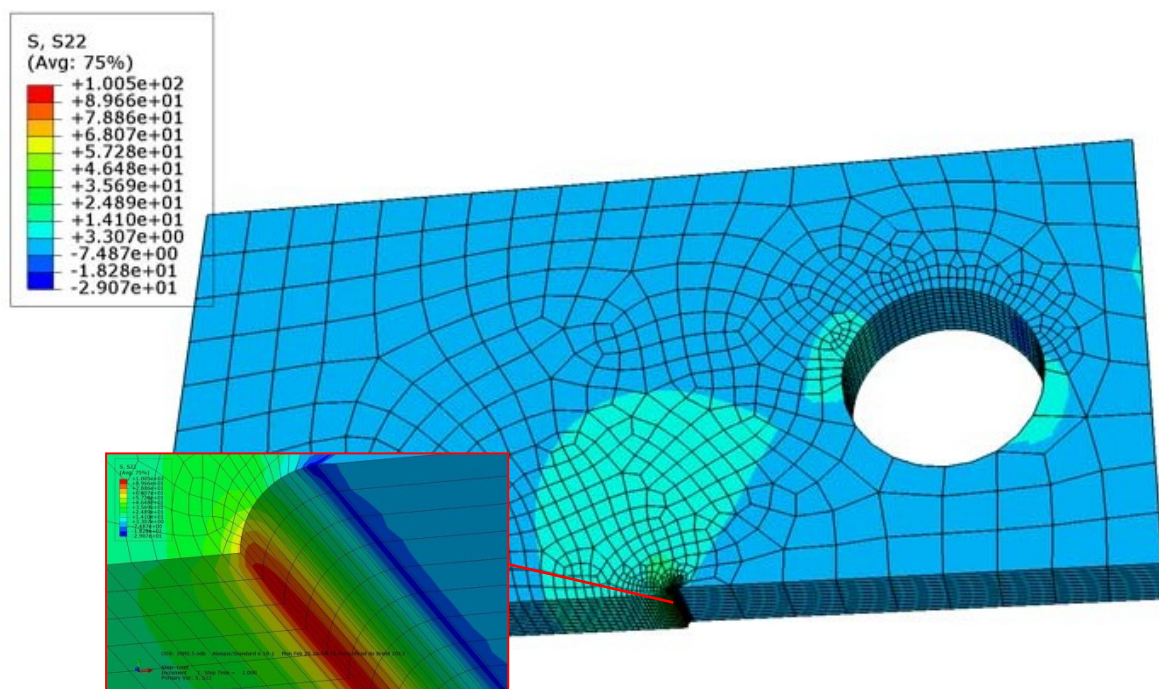


Figura 41 – Pós-tratamento da simulação pelo MEF apresentando em destaque a distribuição da Tensão Principal σ_{YMEF} , apresentada como S_{22} , na raiz do entalhe (A), onde $a_0 = 20\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$.

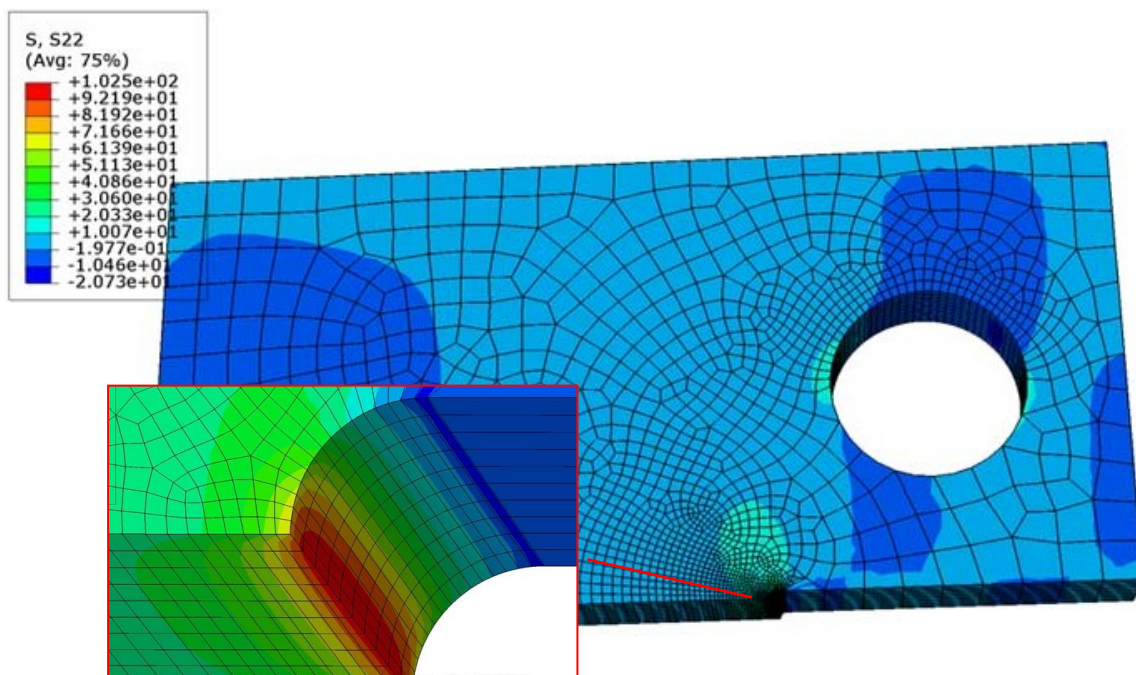


Figura 42 – Pós-tratamento da simulação pelo MEF apresentando em destaque a distribuição da Tensão Principal σ_{YMEF} , apresentada como S_{22} , na raiz do entalhe (B), onde $a_0 = 12\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$.

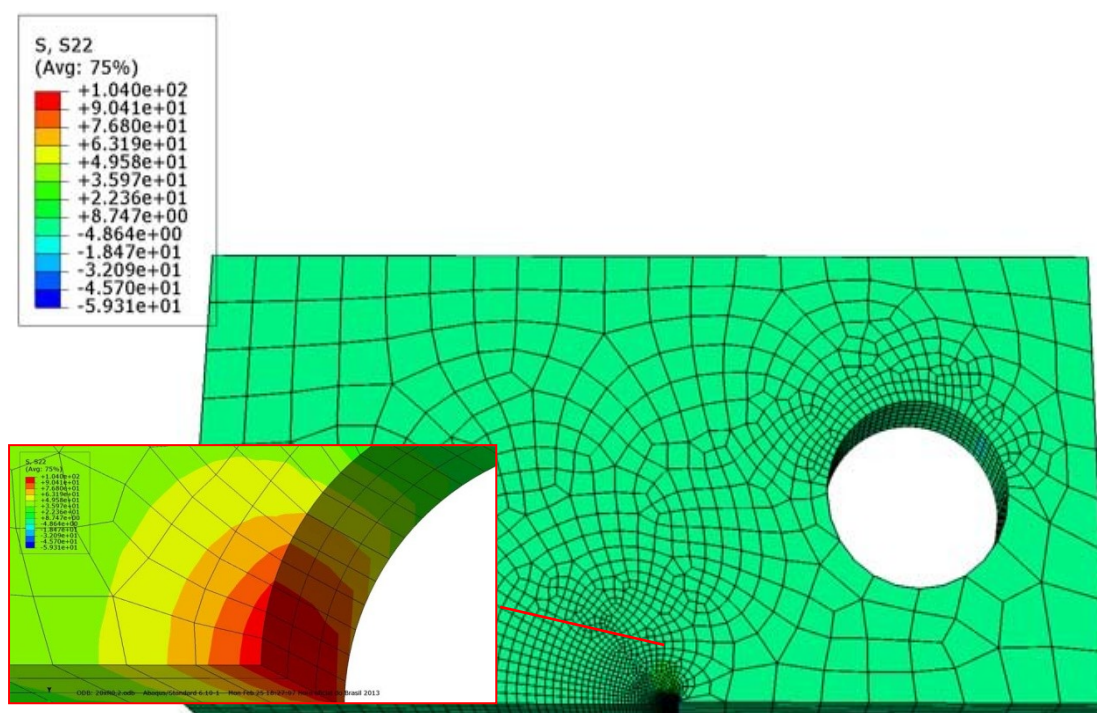


Figura 43 – Pós-tratamento da simulação pelo MEF apresentando em destaque a distribuição da Tensão Principal σ_{YMEF} , apresentada como S_{22} , na raiz do entalhe (C), onde $a_0 = 20\text{mm}$ e $\rho = 0,2\text{mm}$.

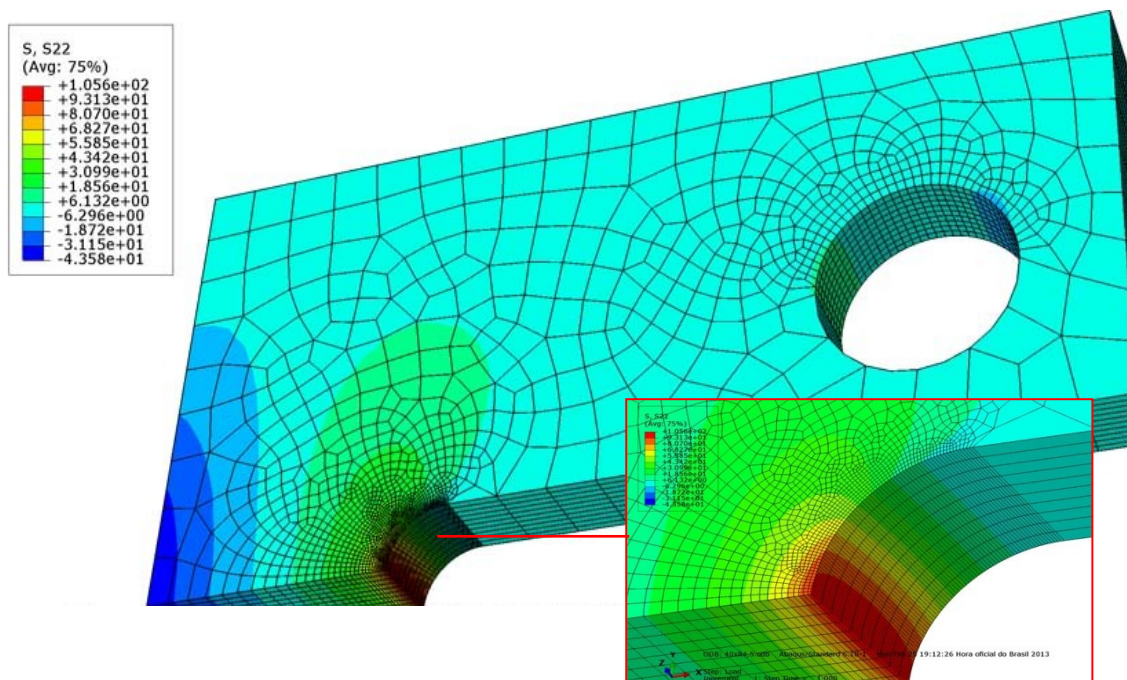


Figura 44 – Pós-tratamento da simulação pelo MEF apresentando em destaque a distribuição da Tensão Principal σ_{YMEF} , apresentada como S_{22} , na raiz do entalhe (D), onde $a_0 = 40\text{mm}$ e $\rho = 4,5\text{mm}$.

As configurações de entalhe apresentadas alcançaram valores de σ_Y superiores a duas vezes o S_{EAC} e inferiores ao YS , tanto pela estimativa de Creager e Paris quanto pelo MEF, os quais estão apresentados na Tabela 8, assim como o K_t e a carga P

Tabela 8 – Valores de σ_Y e K_t determinados pelo MEF e através da estimativa Creager e Paris.

| Configuração de Entalhe | a_0 (mm) | ρ (mm) | $\sigma_{Y\text{ MEF}}$ (MPa) | $\sigma_{Y\text{ CP}}$ (MPa) | $K_{t\text{ MEF}}$ | $K_{t\text{ CP}}$ | σ_n (MPa) | P (N) |
|-------------------------|------------|-------------|-------------------------------|------------------------------|--------------------|-------------------|------------------|---------|
| A | 20 | 0,5 | 98 | 90 | 8,19 | 7,21 | 12 | 435 |
| B | 12 | 0,5 | 100 | 90 | 8.30 | 7.68 | 12 | 625 |
| C | 20 | 0,2 | 104 | 90 | 13.00 | 11.40 | 8 | 275 |
| D | 40 | 4,5 | 105 | 90 | 1.85 | 1.56 | 57 | 435 |

De forma a verificar a distribuição das tensões a frente do entalhe, foi estimado com base na Equação (23) do item 4.1, onde é apresentado o

desenvolvimento proposto por Creager e Paris a partir do FIT em modo I, apresentada novamente na Equação (33) o gradiente de tensões $f(a)$ para cada uma das geometrias de entalhe apresentadas na Tabela 8.

$$f(a) = \frac{K_I(a_0)}{\sigma_n \sqrt{\pi(2a + \rho)}} \left(1 + \frac{\rho}{2a + \rho} \right) \quad (34)$$

O $f(a)$ foi calculado pelo MEF a partir dos modelos apresentados anteriormente nas Figuras de 41 a 44, com o intuito de poder comparar a eficácia da estimativa obtida a partir do modelo de Creager e Paris. Conforme apresentado nas Figuras de 45 a 48 é possível observar que as tensões decrescem rapidamente conforme se distanciam da raiz do entalhe e que ambos os métodos apresentaram resultados muito semelhantes.

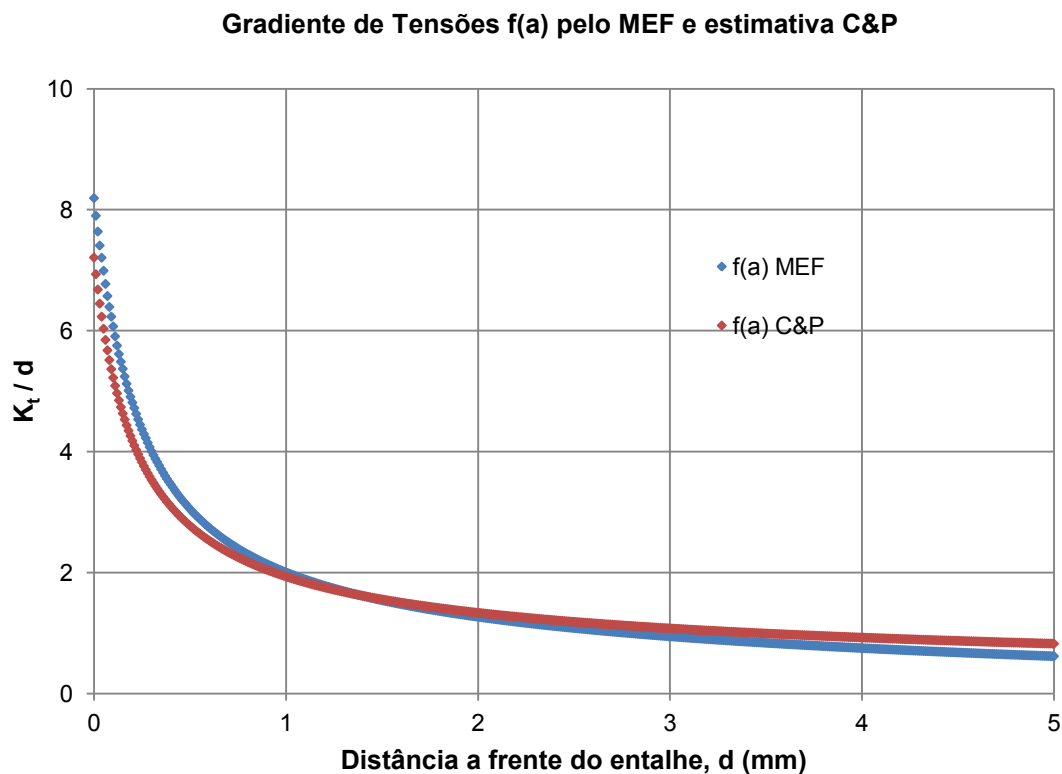


Figura 45 – Curvas do gradiente de Tensões $f(a)$ obtidas pelos MEF e estimativa Creager e Paris, C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando os primeiros 5 mm a frente do entalhe (A), onde $a_0 = 20\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$.

Gradiente de Tensões $f(a)$ pelo MEF e estimativa C&P

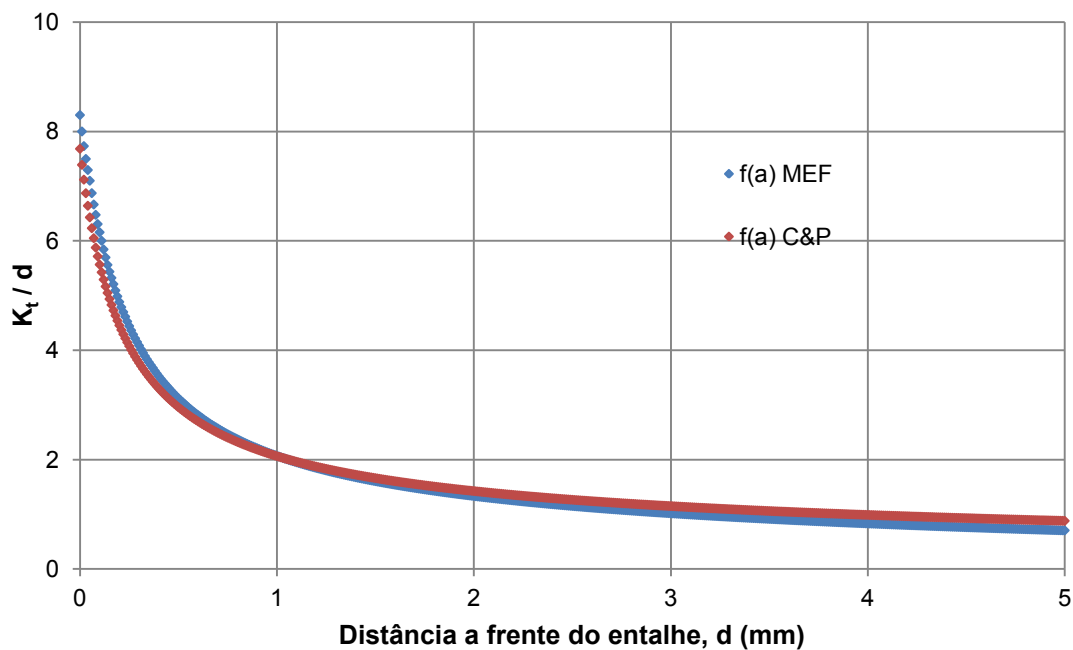


Figura 46 – Curvas do gradiente de Tensões $f(a)$ obtidas pelos MEF e estimativa Creager e Paris, C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando os primeiros 5 mm a frente do entalhe (B), onde $a_0 = 12\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$.

Gradiente de Tensões $f(a)$ pelo MEF e estimativa C&P

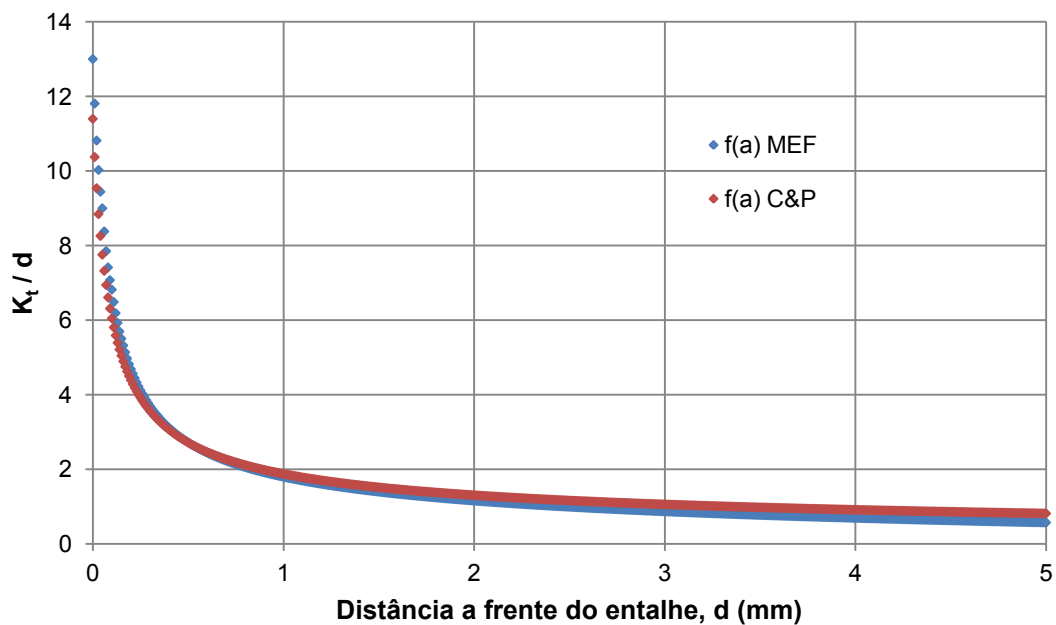


Figura 47 – Curvas do gradiente de Tensões $f(a)$ obtidas pelos MEF e estimativa Creager e Paris, C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando os primeiros 5 mm a frente do entalhe (C), onde $a_0 = 20\text{mm}$ e $\rho = 0,2\text{mm}$.

Gradiente de Tensões pelo MEF e estimativa C&P

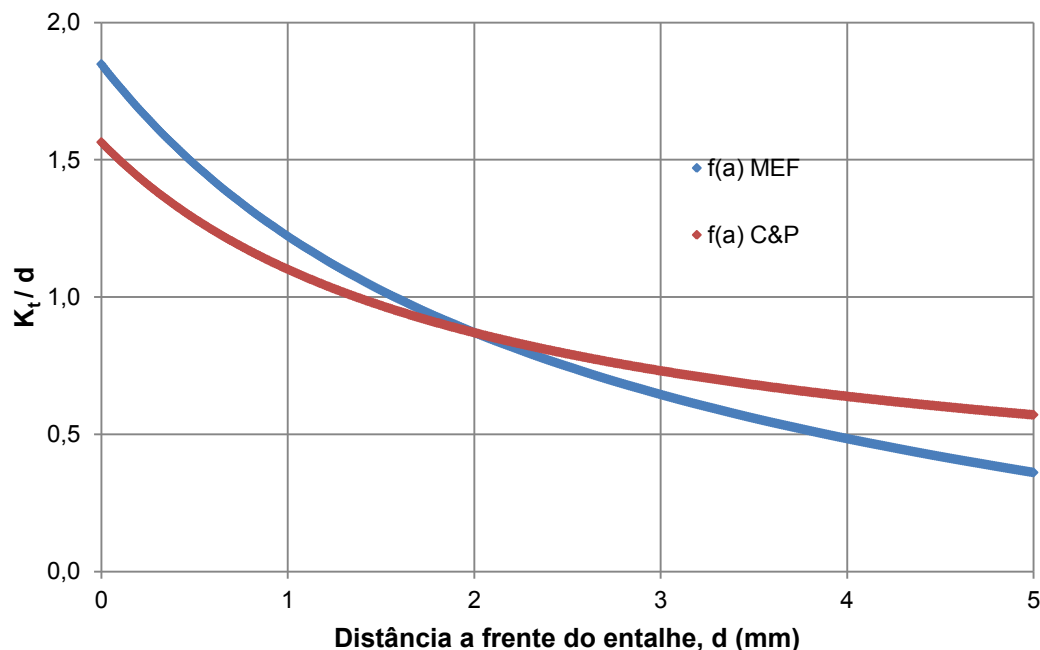


Figura 48 – Curvas do gradiente de Tensões $f(a)$ obtidas pelos MEF e estimativa Creager e Paris, C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando os primeiros 5 mm a frente do entalhe (D), onde $a_0 = 40\text{mm}$ e $\rho = 4,5\text{mm}$.

Conhecendo o gradiente de tensões $f(a)$, apresentados nas Figuras de 45 a 48, e sabendo que a queda acentuada das tensões podem indicar que as possíveis trincas iniciadas se tornem não propagantes caso $K_I < K_{th}$, foi considerada a Equação 25 para a obtenção do K_I . Onde o $f(a)$ obtido pela estimativa de C&P e pelo MEF foram utilizados na Equação 25 para obter o $K_{I(a)}$ C&P e o $K_{I(a)}$ MEF respectivamente.

O K_{Ith} também foi obtido através da Equação 25 e foi expresso nas Figuras de 49 a 52, de forma que é possível observar nessas o momento em que a trinca deve parar. Isso ocorre quando o $K_{I(a)}$ se torna inferior ao K_{Ith} .

O detalhamento do procedimento utilizado para obtenção do K_I utilizando o $f(a)$ obtido pela estimativa de Creager e Paris e pelo MEF calculado conforme os esta descrito no item 4.1, bem como o K_{th} , obtido a partir do K_{IEAC} apresentado no item 5.3.1.2.

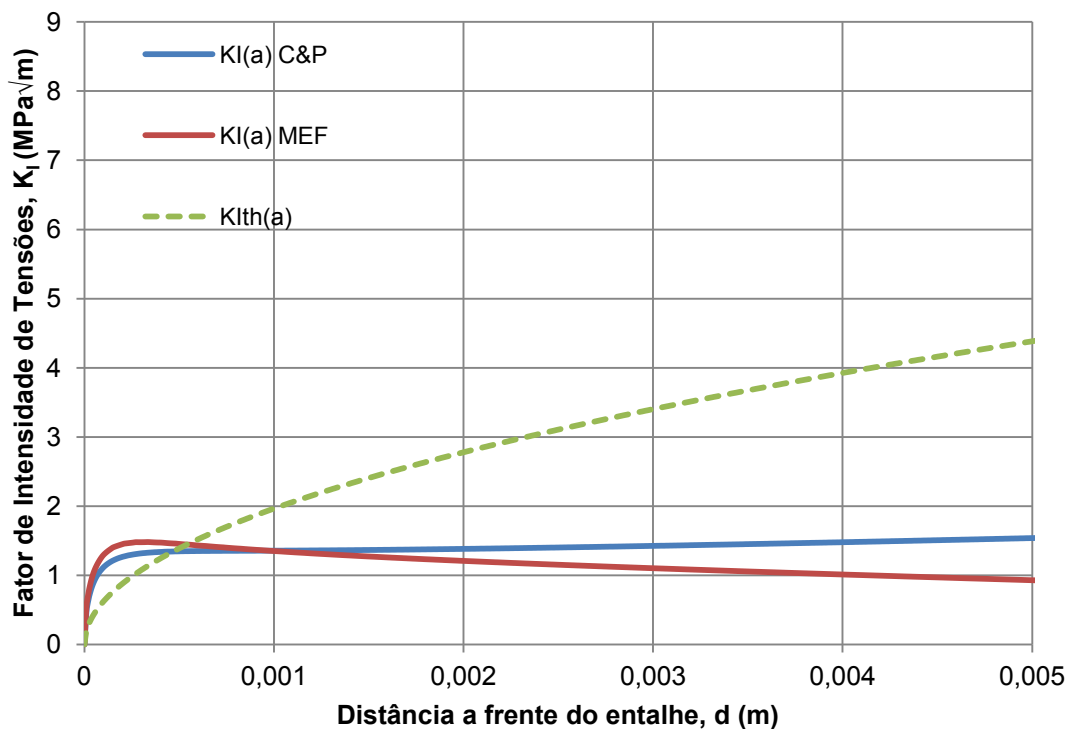


Figura 49 – Curvas do $K_I(a)$ obtidas a partir do gradiente de tensões calculado pelos MEF, $K_I(a)$ MEF e pela estimativa C&P, $K_I(a)$ C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando a parada da trinca no momento em que $K_I(a) \leq K_{It(h)}$ a frente do entalhe (A), onde $a_0 = 20\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$.

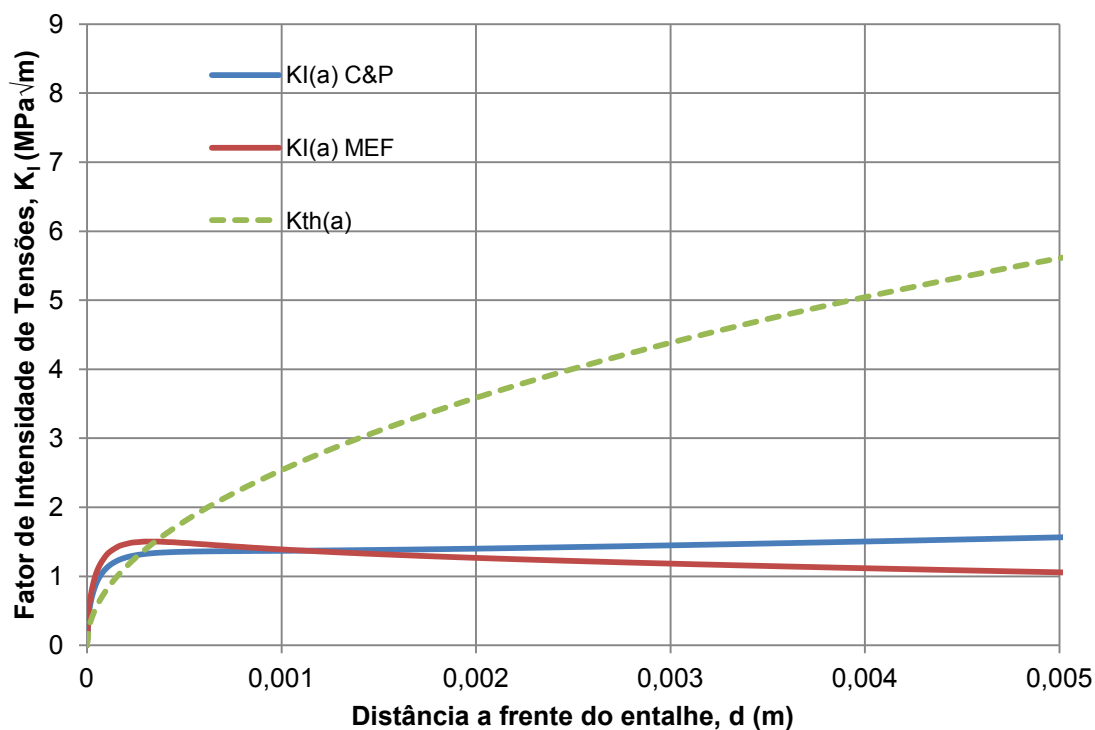


Figura 50 – Curvas do $K_I(a)$ obtidas a partir do gradiente de tensões calculado pelos MEF, $K_I(a)$ MEF e pela estimativa C&P, $K_I(a)$ C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando a parada da trinca no momento em que $K_I(a) \leq K_{It(h)}$ a frente do entalhe (B), onde $a_0 = 12\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$.

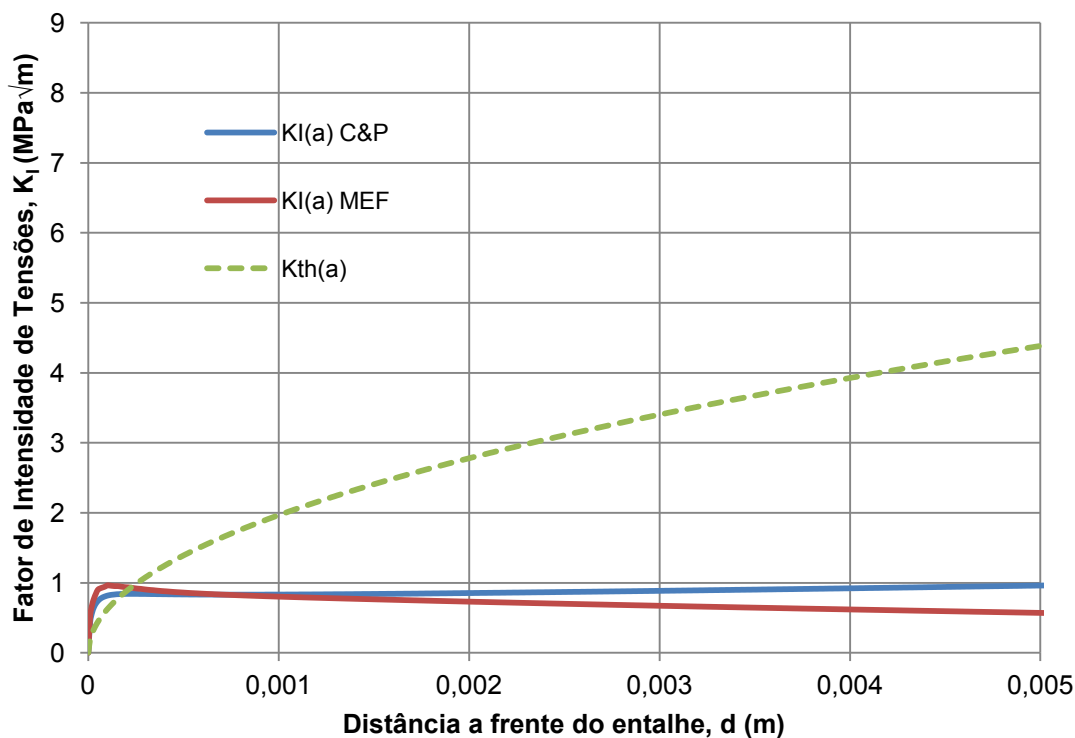


Figura 51 – Curvas do $K_I(a)$ obtidas a partir do gradiente de tensões calculado pelos MEF, $K_I(a)$ MEF e pela estimativa C&P, $K_I(a)$ C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando a parada da trinca no momento em que $K_I(a) \leq K_{th}$ a frente do entalhe (C), onde $a_0 = 20\text{mm}$ e $p = 0,2\text{mm}$.

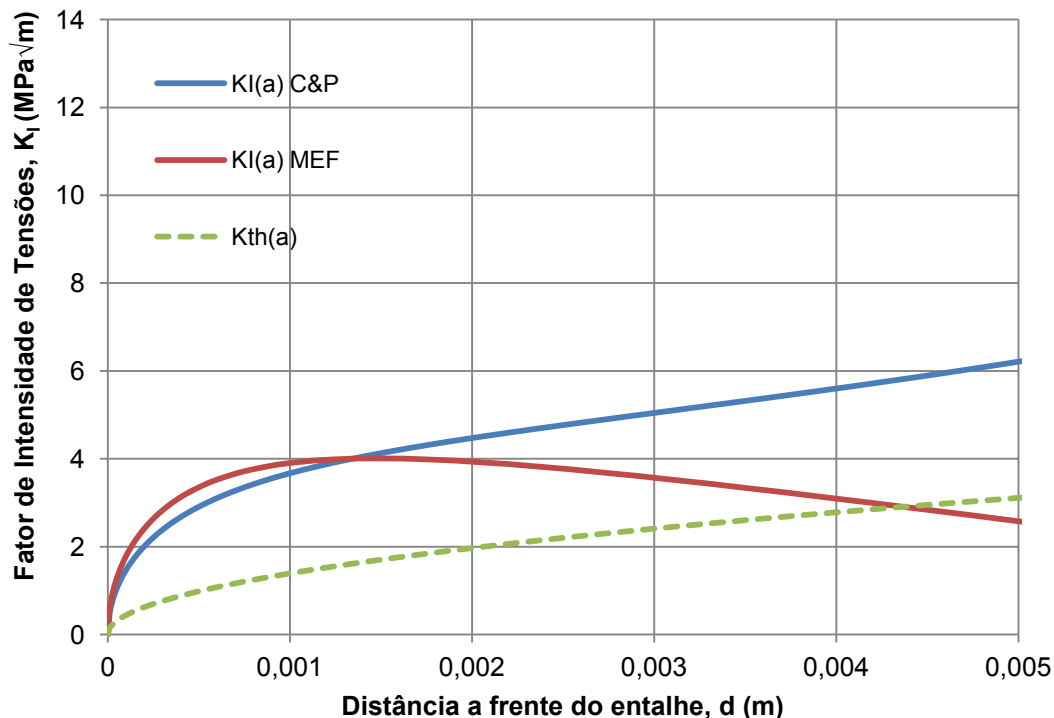


Figura 52 – Curvas do $K_I(a)$ obtidas a partir do gradiente de tensões calculado pelos MEF, $K_I(a)$ MEF e pela estimativa C&P, $K_I(a)$ C&P, apresentadas a partir da raiz do entalhe, evidenciando a parada da trinca no momento em que $K_I(a) \leq K_{th}$ a frente do entalhe (D), onde $a_0 = 40\text{mm}$ e $p = 4,5\text{mm}$.

Para as quatro configurações de entalhes apresentadas nas Figuras de 49 a 52, observa-se que: conforme a trinca se distância da frente do entalhe, o gradiente de tensões cai muito rapidamente, e com isso o $K_I(a)$ se torna inferior ao limite de propagação $K_{th}(a)$, indicando que por mais que uma trinca possa nascer, devido à tensão na ponta do entalhe, considerando o K_t , ser superior ao σ_{EAC} , isso não é suficiente para que a trinca venha a propagar. Podendo haver a ocorrência das chamadas trincas *curtas* ou *não propagantes*.

A aproximação de utilizar a equação do K_I do corpo de prova do tipo C(T) para todas as configurações de entalhe, pelo método de C&P apresentou dados coerentes para as configurações de entalhe (A), (B) e (C), onde todas as trincas aparecem não propagantes, no entanto o entalhe (D) indicou a existência de trincas propagantes ao indicar que o $K_I(a)$ C&P não se torna inferior ao limiar de propagação K_{th} . Enquanto pelo MEF, o qual *não* foi utilizada a equação do K_I do C(T), a configuração de entalhe (D) também indica existência de trincas não propagantes.

A variação dos resultados pelo MEF e C&P para a configuração (D) pode ter se tornado mais acentuada devido a grande distorção em relação à geometria do C(T) dada pelo entalhe exótico escolhido.

Sendo comprovado que todas as configurações de entalhe gerariam trincas não propagantes, foram quantificados os efeitos de sensibilidade ao entalhe, através do sistema de Equações (27) e da Equação (28), onde foram determinados os fatores de sensibilidade ao entalhe q_c e o fator de concentração de tensões ao trincamento assistido por meios corrosivos, K_{tc} .

As Figuras de 53 a 56 apresentam os resultados obtidos com os cálculos do sistema de Equações (27), no qual é possível visualizar o $f(a)$ obtido por C&P, o $g(a)$ considerando possíveis fatores de concentração de tensão, inclusive um chute inicial igual ao K_t e o K_{tc} determinado pela curva $g(a)$ que tangencia a curva $f(a)$ [2].

Nas Figuras de 53 a 56 é possível observar ainda que o comprimento de parada das trincas esta em valores entre 2mm e 3mm para todas as configurações de entalhe apresentadas na Tabela 8.

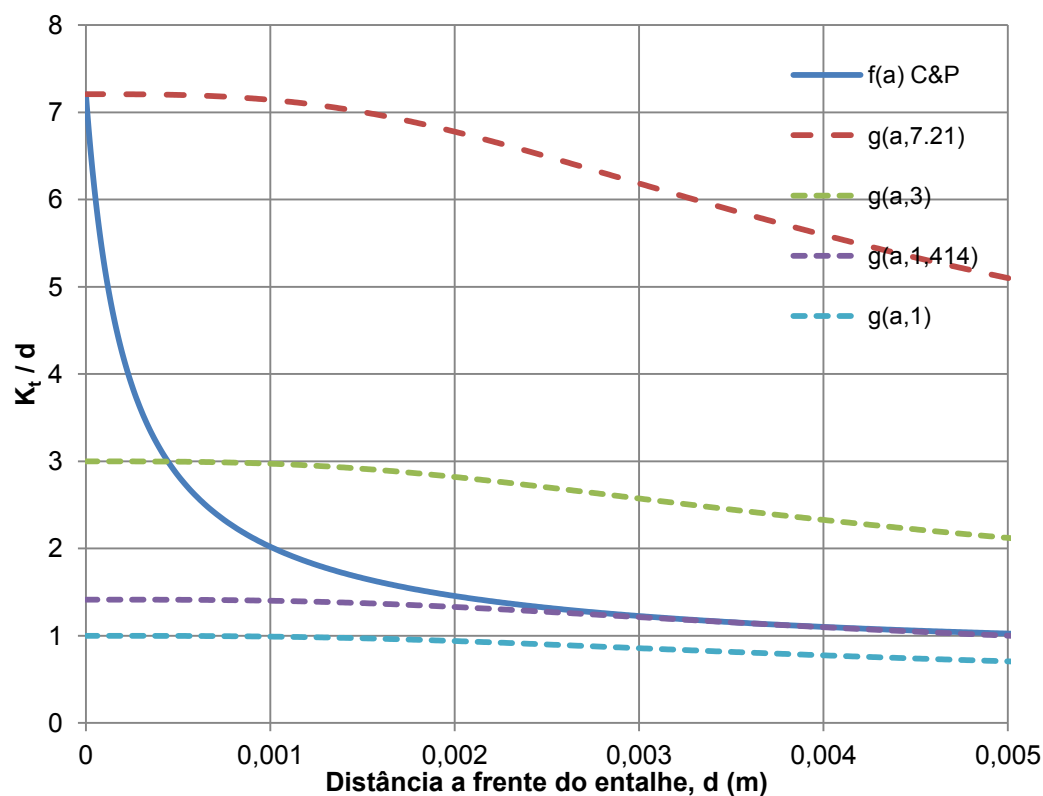


Figura 53 – Curvas $f(a)$ e $g(a, K_{tc})$ obtidas através das estimativas descritas no Capítulo 4 para o entalhe (A), $a_0 = 20\text{mm}$, $\rho = 0.5\text{mm}$

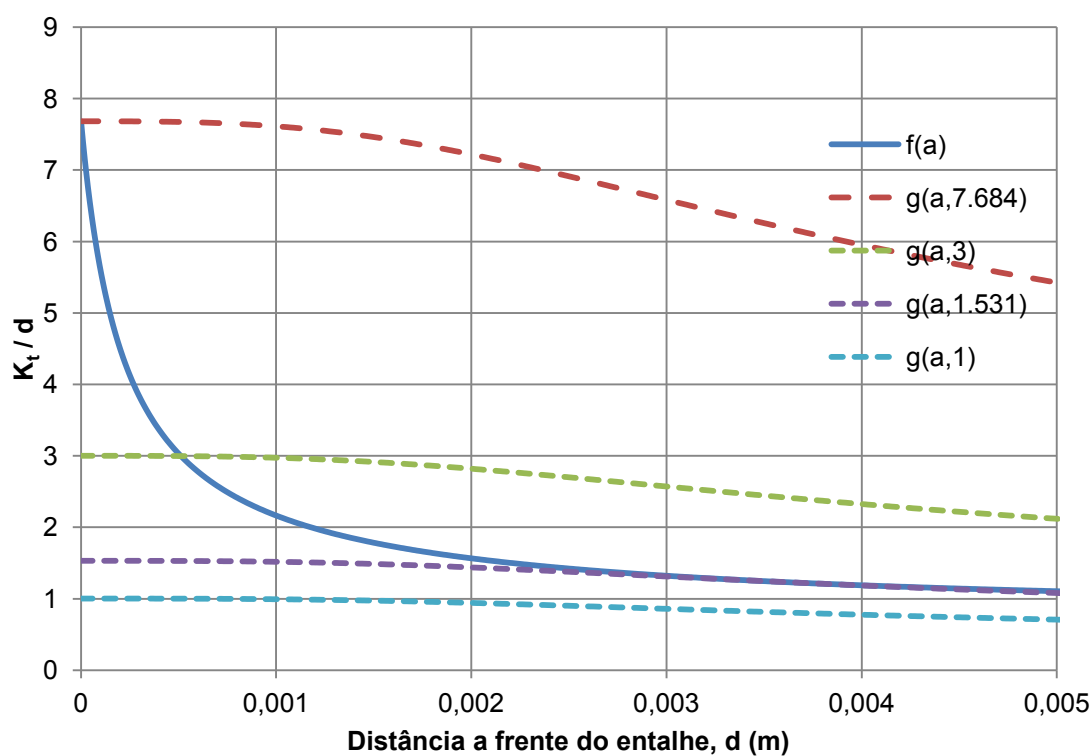


Figura 54 – Curvas $f(a)$ e $g(a, K_{tc})$ obtidas através das estimativas descritas no Capítulo 4 para o entalhe (B), $a_0 = 12\text{mm}$, $\rho = 0.5\text{mm}$

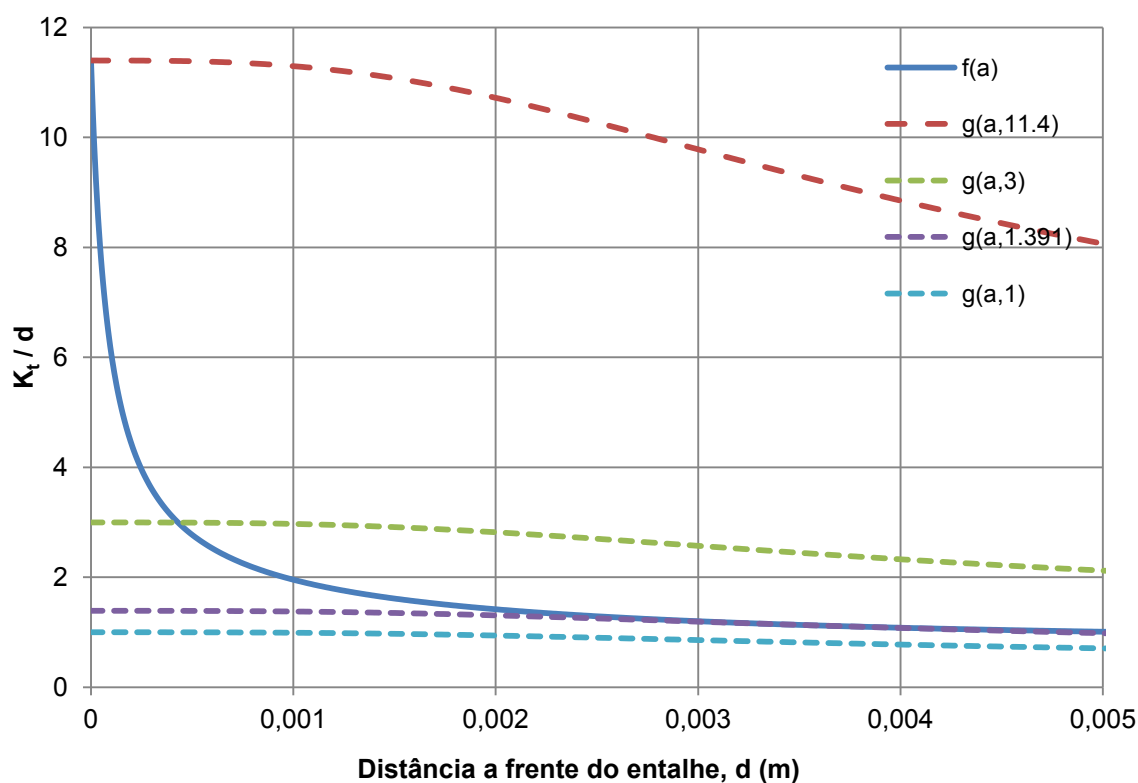


Figura 55 – Curvas $f(a)$ e $g(a, K_{tc})$ obtidas através das estimativas descritas no Capítulo 4 para o entalhe (C), $a_0 = 20\text{mm}$, $\rho = 0,2\text{mm}$

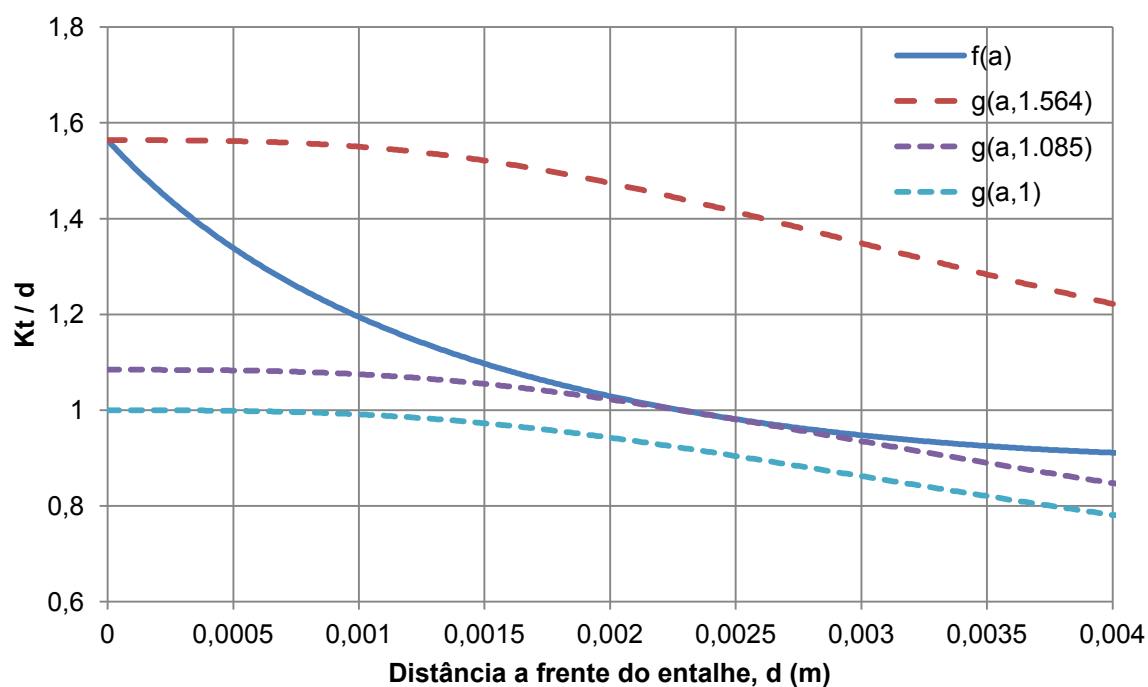


Figura 56 – Curvas $f(a)$ e $g(a, K_{tc})$ obtidas através das estimativas descritas no Capítulo 4 para o entalhe (D), $a_0 = 40\text{mm}$, $\rho = 4,5\text{mm}$

Com os resultados apresentados nesta seção, foram quantificados os fatores de sensibilidade ao entalhe e concentração de tensão em condições de EAC para cada configuração de entalhe na condição de exposição do Alumínio 2024 recozido a um revestimento de Gálio Líquido a 35°C.

A Tabela 9 apresenta os resultados obtidos nos cálculos de K_{tc} e q_c .

Tabela 9 – Valores de K_{tc} e q_c obtidos para cada configuração de entalhe na condição a ser ensaiada.

| Configuração de Entalhe | a_0 (mm) | ρ (mm) | σ_{YMEF} (MPa) | σ_{YCP} (MPa) | K_{tMEF} | K_{tCP} | K_{tc} | q_c |
|-------------------------|------------|-------------|-----------------------|----------------------|------------|-----------|----------|-------|
| A | 20 | 0,5 | 98 | 90 | 8,19 | 7,21 | 1,41 | 0,067 |
| B | 12 | 0,5 | 100 | 90 | 8.30 | 7.68 | 1,53 | 0,079 |
| C | 20 | 0,2 | 104 | 90 | 13.00 | 11.40 | 1,39 | 0,038 |
| D | 40 | 4,5 | 105 | 90 | 1.85 | 1.56 | 1,00 | 0,15 |

Tendo realizado os cálculos do modelo proposto no Capítulo 4 para as quatro geometrias de entalhe, passou-se a elaboração os ensaios de Trincamento Assistido por Meios Corrosivos seguindo os procedimentos experimentais apresentados no Capítulo 2.

5.5.

Ensaio realizado para comprovação do modelo proposto.

Oito corpos de prova foram usinados por eletroerosão a fio de forma a evitar qualquer tensão residual na ponta dos entalhes, confeccionaram-se dois corpos de

prova para cada configuração de entalhe apresentada anteriormente na Tabela 7 e indicado na Tabela 9.

Tabela 10 – Geometria dos corpos de prova e dimensões dos entalhes.

| CPs | Entalhe | a_0 (mm) | ρ (mm) | a_0/w |
|-----|---------|------------|-------------|---------|
| E1 | (A) | 20 | 0,5 | 0,33 |
| E2 | (A) | 20 | 0,5 | 0,33 |
| E3 | (B) | 12 | 0,5 | 0,20 |
| E4 | (B) | 12 | 0,5 | 0,20 |
| E5 | (C) | 20 | 0,2 | 0,33 |
| E6 | (C) | 20 | 0,2 | 0,33 |
| E7 | (D) | 40 | 4,5 | 0,67 |
| E8 | (D) | 40 | 4,5 | 0,67 |

A Figura 57 mostra em exemplo dois corpos de prova usinados e preparados, antes do ensaio.

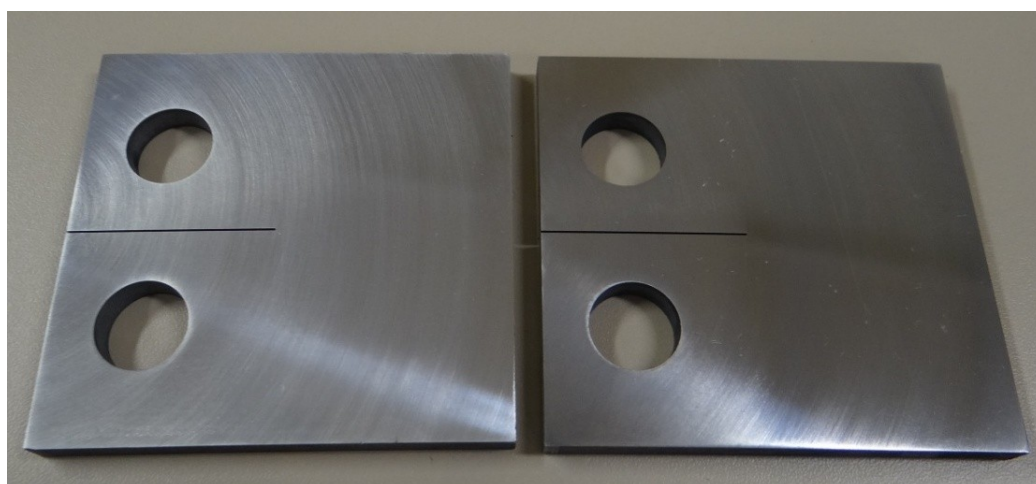


Figura 57 – Corpos de Prova E5 e E6 utilizados para os ensaios de efeito do gradiente de tensões e sensibilidade ao entalhe, entalhe $a_0 = 20\text{mm}$ e $\rho = 0,5\text{mm}$.

As dimensões do entalhe e dos corpos de prova usinados por eletroerosão a fio foram verificadas no projetor de perfil apresentado na Figura 58.

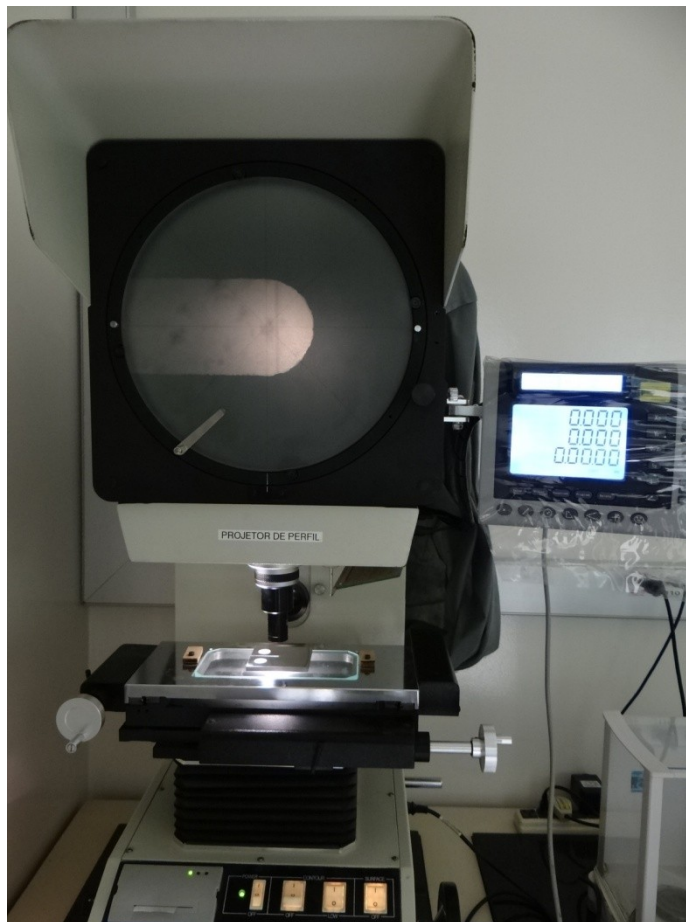


Figura 58 – Verificação das medidas dos entalhes em Projetor de perfil.

Com base nos resultados obtidos, as oito amostras de Alumínio 2024 Recozido foram submetidas a ensaios de carga constante, vide Figura 11(b), expostas a **condição v Tabela 1** e sob as condições de carregamentos apresentados na Tabela 8 pelo período mínimo de 48 horas.

Para tal ensaio foi utilizada uma máquina eletromecânica INSTRON modelo Eletropulse E10000 de forma a aplicar o carregamento de forma constante durante todo o ensaio, vide Figura 58.

A máquina eletromecânica foi escolhida devido à alta precisão e sistema de controle com capacidade de manter a carga **P** aplicada constante durante todo o ensaio.

A Figura 59 evidencia a máquina de ensaio utilizada na elaboração dos ensaios de Trincamento Assistido por Meio Corrosivo, bem como o sistema de aquecimento, monitoramento da temperatura, CP e computador utilizada para controlar o ensaio.

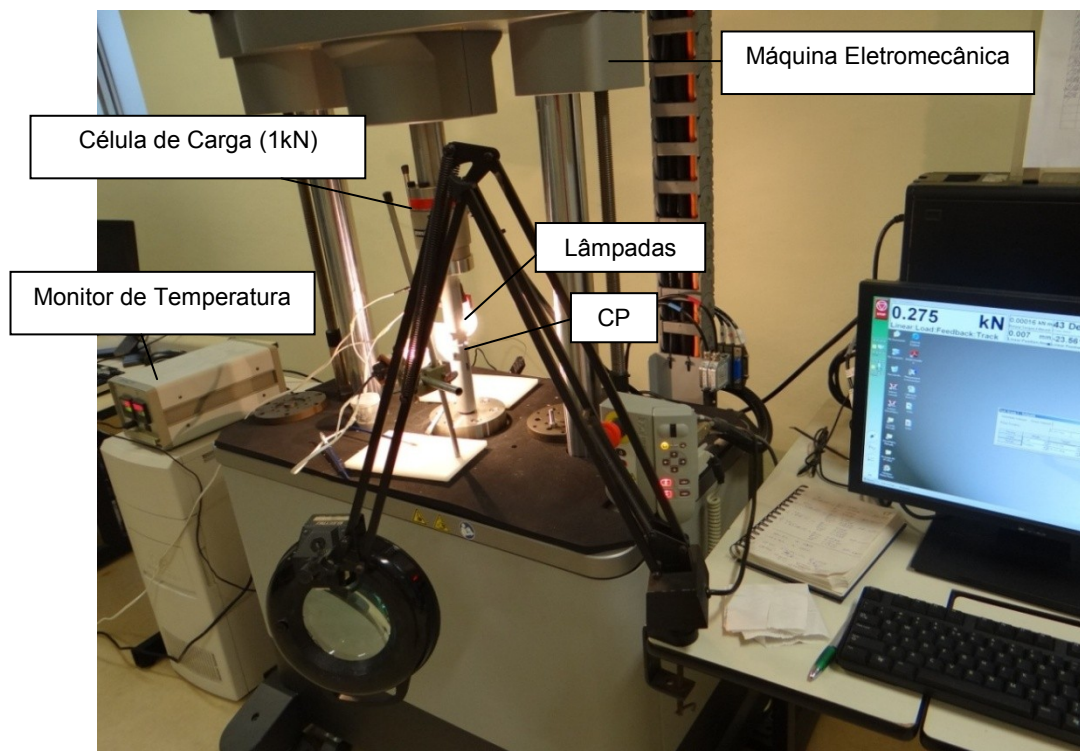


Figura 59 – Equipamento utilizado nos ensaios de carga constante.

Após os ensaios, a ponta dos entalhes foi analisada em microscópio confocal Karl Zeiss modelo AXIO CSM 700 (Figura 60) com aumento de 100X.



Figura 60 – Microscópio Confocal Karl Zeiss utilizado para analisar a superfície dos CP's após ensaio.

Todos os oito CP's ensaiados na condição de carregamento constante para as quatro configurações de entalhe revestidos com Gálio a 35°C, não apresentaram fratura, mesmo com exposição de tempo superior a 48 horas, mais de 10 vezes o tempo necessário para a fratura dos CP's utilizados para obter o K_{IEAC} , equivalente a aproximadamente 3 horas.

Como a tensão aplicada na raiz dos entalhes foram superiores a 2 vezes a resistência ao trincamento medida e apresentada no item 5.3.1, foi pressuposto que existissem trincas não propagantes na raiz do entalhe. As Figuras de 61 a 68 apresentam o aspecto macroscópico e microscópico de cada corpo de prova ensaiado.

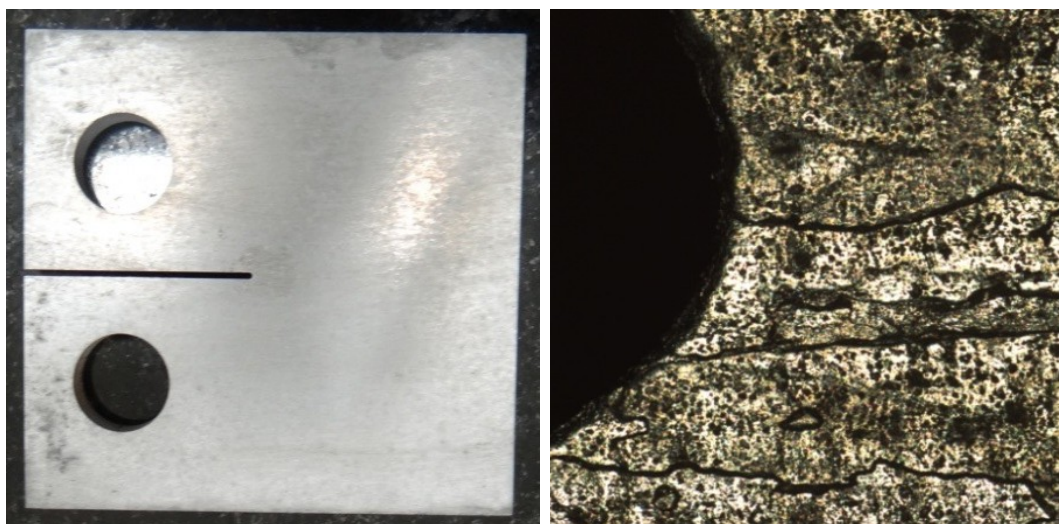


Figura 61 – Corpo de E01 com configuração de Entalhe (A) após ensaio.

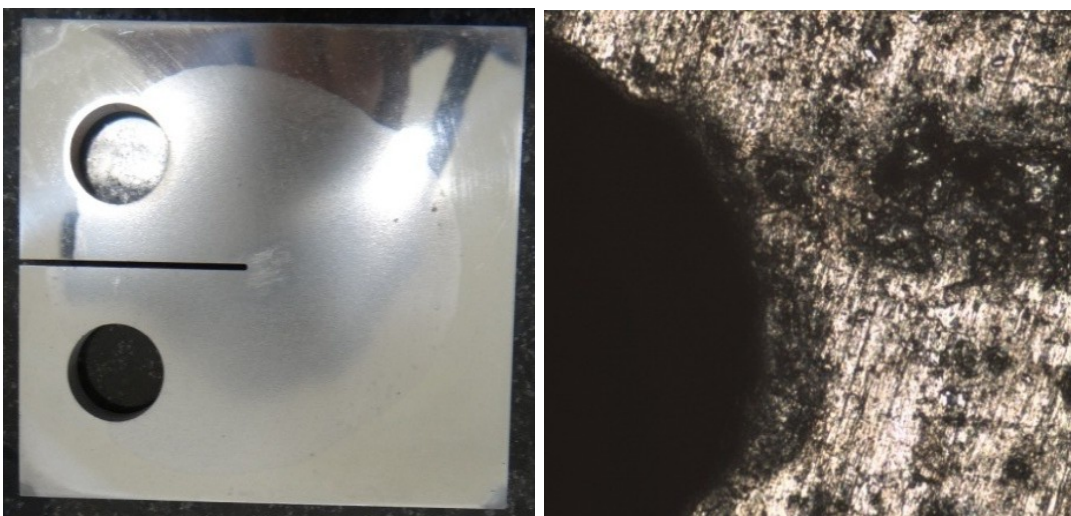


Figura 62 – Corpo de E02 com configuração de Entalhe (A) após ensaio.

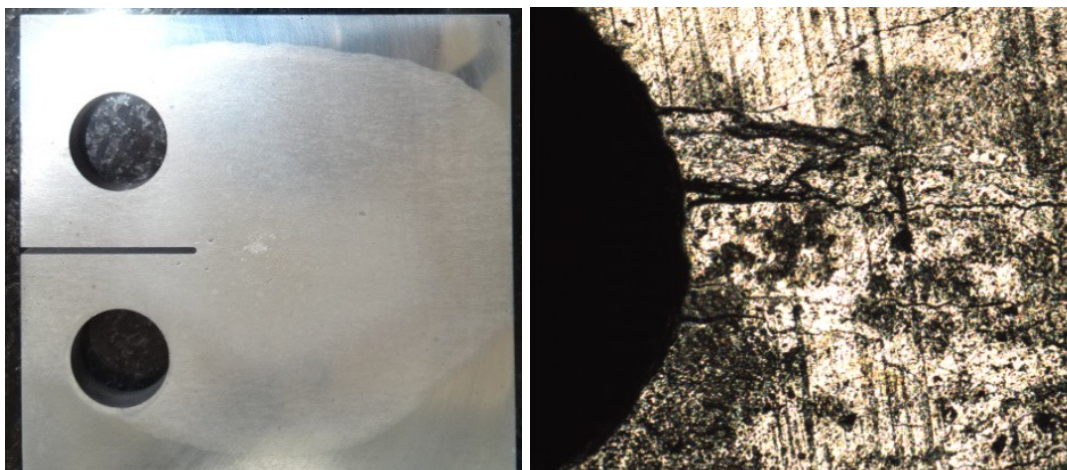


Figura 63 – Corpo de E03 com configuração de Entalhe (B) após ensaio.

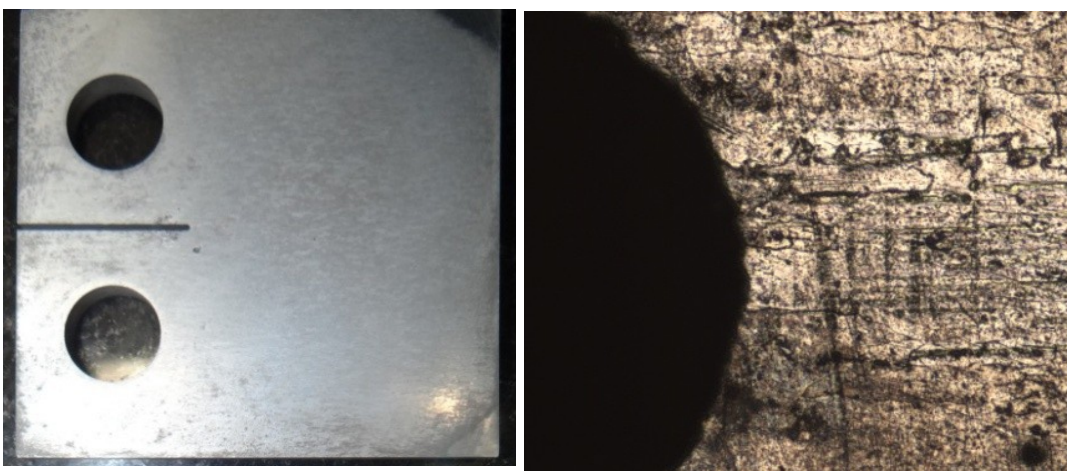


Figura 64 – Corpo de E04 com configuração de Entalhe (B) após ensaio.

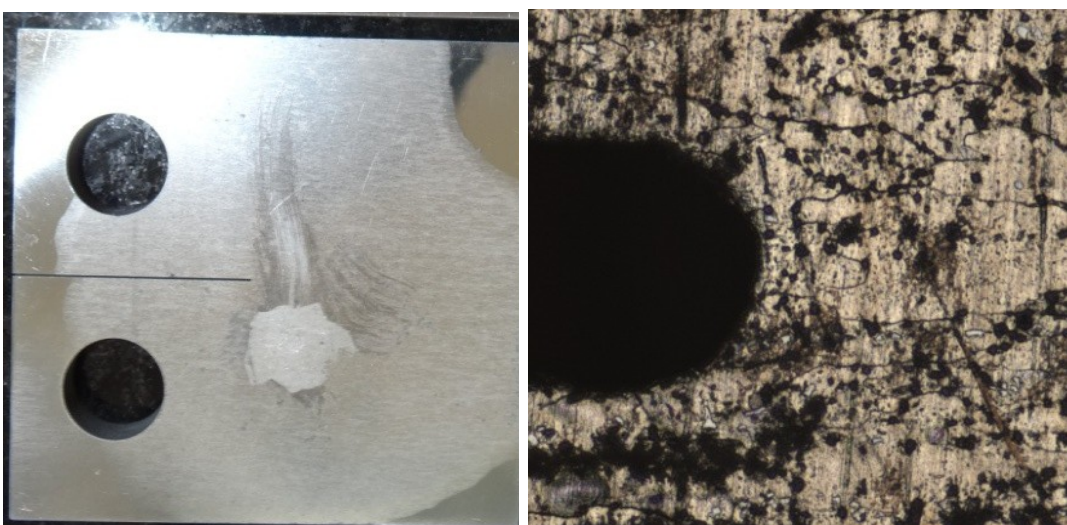


Figura 65 – Corpo de E05 com configuração de Entalhe (C) após ensaio.

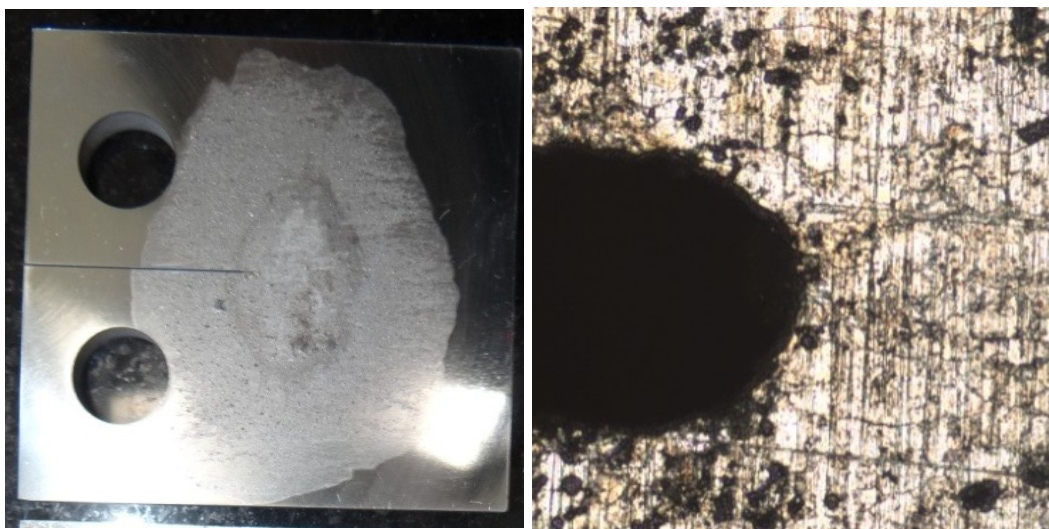


Figura 66 – Corpo de E06 com configuração de Entalhe (C) após ensaio.

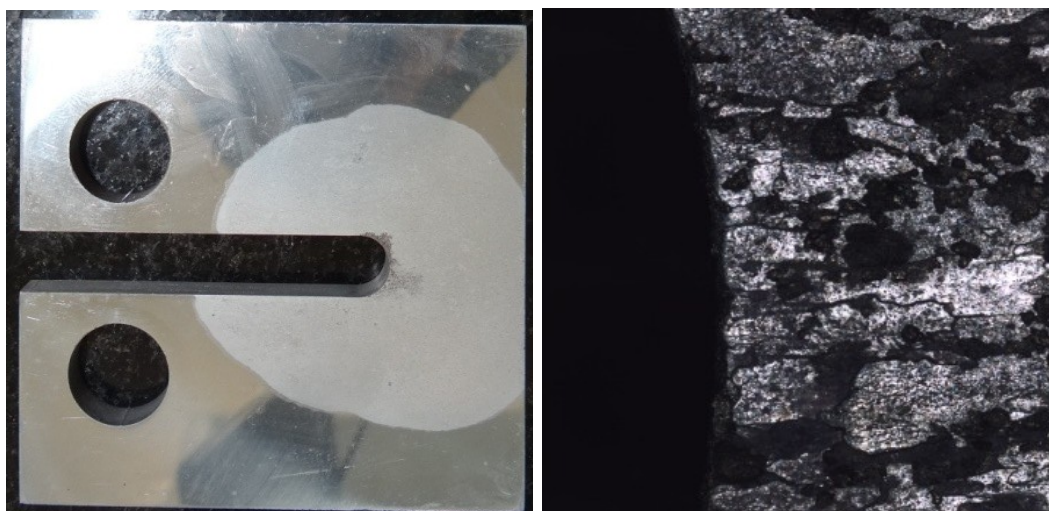


Figura 67 – Corpo de E07 com configuração de Entalhe (D) após ensaio.

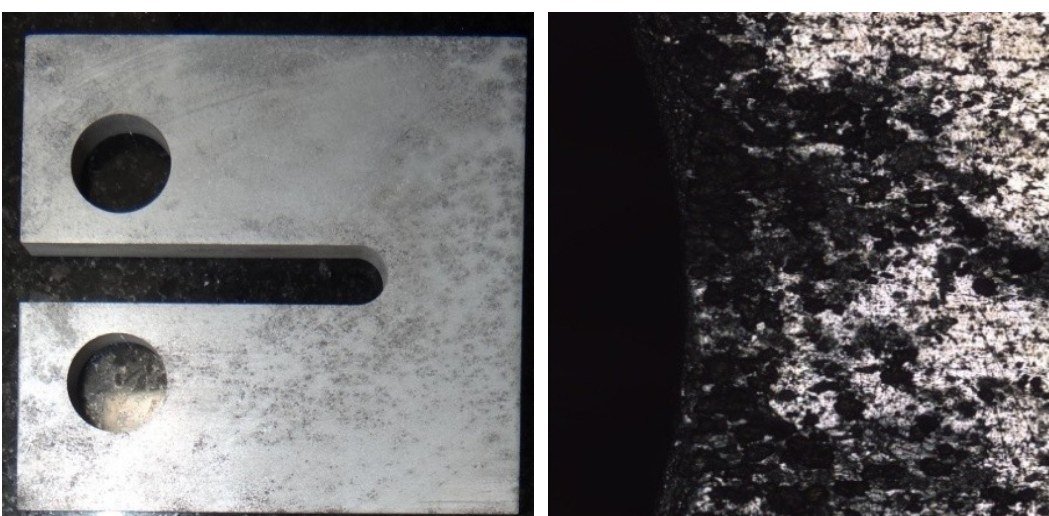


Figura 68 – Corpo de E08 com configuração de Entalhe (D) após ensaio.

As amostras E01, E03, E04, E05 e E06 apresentaram possíveis trincas curtas não propagantes na superfície do corpo de prova próximo a borda do entalhe, na maioria inferiores a 2mm. No entanto devido ao severo ataque corrosivo observado na região em contato com o Gálio líquido na temperatura de 35°C, não foi possível comprovar a existência de trincas não propagantes em todos os CP's testados.

Entretanto como será apresentado no próximo Capítulo, o modelo proposto neste trabalho é válido para a condição de ensaio realizada.

6. Conclusões

O modelo proposto neste trabalho prevê a existência de uma sensibilidade ao entalhe q_c em problemas de EAC quando $S_{EAC}/K_t < \sigma_{max} < S_{EAC}/[1 + q_c(Kt - 1)]$, que pode ser mecanicamente quantificada por técnicas análogas às aquelas utilizadas com sucesso para quantificar q em fadiga.

Os experimentos realizados no sistema Alumínio 2024 recozido vs. Gálio a temperatura de 35°C, com oito corpos de prova entalhados, projetados para alcançar e suportar a máxima tensão na ponta de seus entalhes de **duas** vezes a resistência ao EAC, S_{EAC} , previram a interação do gradiente de tensões à frente da ponta do entalhe com as pequenas trincas neles iniciadas, que permaneceram não-propagantes.

Com os valores estimados de K_{tc} e q_c , e após a análise do aspecto macroscópico e microscópico da superfície dos corpos de prova após ensaio é possível considerar que o mecanismo de EAC obedece, de forma semelhante que em fadiga, a $K_t \cdot \sigma_n > S_{EAC} > K_{tc} \cdot \sigma_n$.

Como nenhum dos corpos de prova projetados falhou nesses testes, pode-se concluir que o modelo é eficiente no sistema estudado, Alumínio / Gálio, o qual pode ser bastante útil como ferramenta de dimensionamento mecânico no tratamento do efeito de entalhes em problemas de EAC.

O mecanismo de LMIE é bastante útil para este tipo de pesquisa, devido à alta velocidade de resposta nos ensaios, mecanismo de fragilização de simples reprodução e de fácil entendimento.

Durante a execução dos ensaios preliminares de baixa taxa de deformação, foi possível observar que em condições onde a taxa de carregamento seja considerada lenta em relação a taxa de propagação das trincas por EAC, esse mecanismo pode ser utilizado também como método de quantificar a resistência a EAC, S_{EAC} .

Podendo concluir que os resultados obtidos, comprovam a existência do fator de sensibilidade ao entalhe, também para condições de EAC, mas

especificamente LMIE para o par estudado. Consequentemente é possível dizer que no dimensionamento mecânico de componentes carregados estaticamente em condições de EAC, não é sensato utilizar indiscriminadamente o fator de concentração de tensões K_t , o qual possivelmente pode ser substituído por um outro fator, denominado nesse trabalho como K_{tc} .

6.1.

Proposições futuras

Para comprovar a eficiência do modelo proposto, a fim de garantir que possa ser utilizado para todos os mecanismos de EAC, torna-se interessante a reprodução dos ensaios e cálculos realizados neste trabalho, para outros pares de Material e meio corrosivo, como por exemplo, o par Alumínio 2024 T351 em meio aquoso contendo cloreto;

Como a condição de projeto estabelecida para o par Material vs. Meio corrosivo estudado abrange apenas condições de carregamento Lineares Elásticos é interessante expandir os conceitos propostos para casos em que possa ocorrer plasticidade na ponta das trincas, fato muito comum na operação de componentes entalhados.

Estudar outras geometrias de corpos de prova que facilitem a previsão de trincas não propagantes, onde seja possível considerar efeitos de entalhes com profundidades menores.

Enfim associar o mecanismo de fadiga, utilizado como base para o estudo da sensibilidade ao entalhe em EAC, associado a esse, em estudos de trincas não propagantes por corrosão-fadiga.

7. Referências Bibliográficas

- 1 CASTRO, J.T.P.; MEGGIOLARO, M.A. **Fadiga - Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço**, paperback; 2009
- 2 MEGGIOLARO, M.A.; MIRANDA, A.C.O.; CASTRO, J.T.P. **Short crack threshold estimates to predict notch sensitivity factors in fatigue**, Int J Fatigue v.29, p.2022–2031, 2007
- 3 WU, H.; IMAD, A.; NOUREDDINE, B.; CASTRO, J.T.P.; MEGGIOLARO, M.A.; MIRANDA, A.C.O. **On the prediction of the residual fatigue life of cracked structures repaired by the stop-hole method**. Int J Fatigue v.32, p.670-677, 2010.
- 4 BROWN, B.F., **A Preface to the Problem of Stress Corrosion Cracking," Stress Corrosion Cracking of Metals-A State of the Art**, ASTM STP 518, American Society for Testing and Materials, p. 3-15, 1972.
- 5 R.H. JONES, **Stress-Corrosion Cracking, Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection**", Vol 13A, ASM Handbook, ASM International, p 346–366 p 880, 2003.
- 6 B. CRAIG, **Introduction to Environmentally Induced Cracking, Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection**, Vol 13A, ASM Handbook, ASM International, p 345, 2003.
- 7 BROWN, R.H., SPROWLS, D.O., AND SHUMAKER, M.B., **"The Resistance of Wrought High Strength Aluminum Alloys to Stress Corrosion Cracking," Stress Corrosion Cracking of Metals-A State of the Art**, ASTM STP 518, American Society for Testing and Materials, p. 87-118, 1972.
- 8 A.K. VASUDEVAN, **Applied Stress Affecting the Environmentally Assisted Cracking**, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2013.
- 9 D.G. KOLMAN, **Liquid Metal Induced Embrittlement, Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection**, Vol 13A, ASM Handbook, ASM International, , p 381–392, 2003.

- 10 CHENG-CHIA CHANG; JUN-YEN UAN, **Ductile-to-brittle transition for the aluminum alloy contacting to liquid gallium metal**, Journal of Alloys and Compounds, Vol 464, p 146–149, 2008.
- 11 EVGENY E. GLICKMAN, **Dissolution Condensation Mechanism of Stress Corrosion Cracking in Liquid Metals”: Driving Force and Crack Kinetics**, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International Vol 42A, p 250 – 266, 2011.
- 12 INA, K.; KOIZUMI, H. **Penetration of liquid metals into solid metals and liquid metal Embrittlement**. Materials Science and Engineering, Vol. A 387-389, p. 390-394, December 15, 2004.
- 13 ROBERTSON W M, **Propagation of a crack filled with liquid**, Transactions of the Metallurgical Society of AIME 236 1478, 1966.
- 14 GLICKMAN, E. É.; GORYUNOV Y. V., **Mechanism of embrittlement by liquid metals and other manifestations of the Rebinder effect in metal systems**, Soviet Materials Science 14, p. 355-364 , 1978.
- 15 S NAMILAE; B RADHAKRISHNAN; J R MORRIS, **Atomistic simulation of the effect of Ga on crack tip opening in Al bicrystals, Modelling And Simulation In Materials Science And Engineering**, Vol 16, 2008, 11p.
- 16 NACE INTERNATIONAL, **Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H2S Environments**, NACE Standard TM0177-2005, Item No. 21212
- 17 B. PHULL, **Evaluating Stress-Corrosion Cracking, Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection**, Vol 13A, ASM Handbook, ASM International, p 575–616, 2003.
- 18 ASTM INTERNATIONAL, **Standard Practice for Preparation and Use of Direct Tension Stress-Corrosion Test Specimens**, ASTM STANDARD G 49, (Reapproved 2005)
- 19 ISO INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION, **Corrosion of metals and alloys -- Stress corrosion testing -- Part 4: Preparation and use of uniaxially loaded tension specimens**, ISO 7539-4, 1989.
- 20 ASTM INTERNATIONAL, **Standard Practice for Preparation and Use of Bent-Beam Stress-Corrosion Test Specimens**, ASTM STANDARD G39, (Reapproved 2005)

- 21 ISO INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION, **Corrosion of metals and alloys -- Stress corrosion testing -- Part 2: Preparation and use of bent-beam specimens**, ISO7539-2, 1989.
- 22 ASTM INTERNATIONAL, **Standard Practice for Making and Using C-Ring Stress-Corrosion Test Specimens**, ASTM STANDARD G38, (Reapproved 2007)
- 23 ISO INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION, **Corrosion of metals and alloys -- Stress corrosion testing -- Part 5: Preparation and use of C-ring specimens**, ISO7539-5, 1989.
- 24 ASTM INTERNATIONAL, **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**, ASTM STANDARD E08/E08M, 2009.
- 25 ASTM INTERNATIONAL, **Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking**, ASTM STANDARD G129, (Reapproved 2006).
- 26 ISO INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION, **Corrosion of metals and alloys -- Stress corrosion testing -- Part 9: Preparation and use of pre-cracked specimens for tests under rising load or rising displacement**, ISO7539-9, 2003.
- 27 NACE INTERNATIONAL, **Standard Test Method Slow Strain Rate Test Method for Screening Corrosion-Resistant Alloys (CRAs) for Stress Corrosion Cracking in Sour Oilfield Service**, NACE Standard TM0198, Item No. 21232, 2004.
- 28 S. TIMOSHENKO; J. N. GOODIER, **Theory of Elasticity**, MCGRAW-HILL BOOK COMPANY, Inc., 1951.
- 29 J. T. P CASTRO; M. A. MEGGIOLARO, **Fadiga – Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço: Volume I - Iniciação de Trincas**, 2009.
- 30 J. T. P CASTRO; M. A. MEGGIOLARO, **Fadiga - Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço: Volume II - Propagação de Trincas, Efeitos Térmicos e Estocásticos**, 2009.
- 31 CREAGER, M; PARIS, P.C. **Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking**, International Journal of Fracture Mechanics, Vol.3, p.247-252, 1967.

- 32 EL HADDAD MH; TOPPER TH; SMITH KN, **Prediction of non-propagating cracks**, Engineering Fracture Mechanics, Vol.11, p.573-584, 1979.
- 33 KITAGAWA, H.; TAKAHASHI, S. **Applicability of fracture mechanics to very small crack or cracks in the early stage**, Proceedings of the 2nd International Conference on Mechanical Behavior of Materials. ASM, 1976.
- 34 YU, M.T.; DUQUESNAY, D.L.; TOPPER, T.H; **Notch fatigue behavior of 1045 steel**, International Journal of Fatigue, Vol.10, p.109-116, 1988.
- 35 BAZANT ZP., **Scaling of quasibrittle fracture: asymptotic analysis**, International Journal Fracture, Vol. 83, p.19-40, 1977.
- 36 CASTRO, J. T. P.; LEITE, J. C. C.; LANDIM, R. V.; **Does notch sensibility exists in environmentally assisted cracking?** 67th ABM International Congress, 2012
- 37 D.O. SPROWLS *ET AL.*, **A Study of Environmental Characterization of Conventional and Advanced Aluminum Alloys for Selection and Design: Phase II—The Breaking Load Test Method, 106 Liquid-Metal Embrittlement of 7075 Aluminum and 4340 Steel Compact Tension Specimens by Gallium** D. G. Kolman¹ and R. Chavarria **TECHNICAL NOTE**, Contract NASI-16424, NASA Contractor Report 172387, 1984
- 38 D.O. SPROWLS *ET AL.*, **A Study of Environmental Characterization of Conventional and Advanced Aluminum Alloys for Selection and Design: Phase II—The Breaking Load Test Method**, Contract NASI- 16424, NASA Contractor Report 172387, 1984.
- 39 ASTM INTERNATIONAL, **Standard Test Method for Measurement of Hydrogen Embrittlement Threshold in Steel by the Incremental Step Loading Technique**, ASTM STANDARD F1624, 2009
- 40 ASTM INTERNATIONAL, **Standard Test Method for Determining Threshold Stress Intensity Factor for Environment-Assisted Cracking of Metallic Materials**, ASTM STANDARD E1681, (Reapproved 2008).
- 41 ASTM INTERNATIONAL, **Standard Test Method for Macroetching Metals and Alloys**, ASTM STANDARD E340, 2006

8.

APÊNDICE 1**Ensaio Preliminares para escolha do par: Material vs. Meio Corrosivo.**

A escolha do par material vs. meio corrosivo foi idealizada a partir de dois materiais em 5 condições distintas, através de ensaios de iniciação de trinca para determinação e avaliação da resistência do material ao EAC, S_{EAC} , vide Tabela A1.

Tabela A1 – Condições utilizadas antes da definição do par material vs. meio corrosivo.

| Condição Nº | Material | Meio Ambiente | Pressão | Temperatura °C |
|----------------|----------------------------------|--|--------------|-------------------|
| I | Aço Inoxidável Super 13 Cromo | Água destilada + 100g/l Cl^- | 1bara H_2S | 25 ± 1 |
| ii | | Solução B NACE TM0177 | 1bara H_2S | 25 ± 1 |
| iii | Alúminio 2024 T351 | Água destilada + 3,5% $NaCl^-$ + 0,3% H_2O_2 | Aerado | 25 ± 1 |
| iv | | Gálio Líquido | Aerado | 35 ± 1 |

8.1.

- **Condição i**

Aço Inoxidável Super 13 Cromo em solução de Água destilada contendo 100g/l Cl^- adicionado na forma de NaCl a temperatura controlada de $23 \pm 1^\circ C$.

Procedimento de ensaio:

Com base na norma ASTM G39, o S_{EAC} foi determinado a partir de ensaios de corrosão sobtensão onde o carregamento foi aplicado por flexão em 4 pontos. O carregamento aplicado foi medido através da utilização de extensômetros de resistência elétrica “strain-gauges”, sendo utilizados três corpos

de prova para cada condição de teste. A Figura A1 apresenta o dispositivos de ensaio utilizado.



Figura A1 – Dispositivo de dobramento em 4 pontos utilizado na condução dos ensaios, sem e com o corpo-de-prova após deflexão.

A deformação foi aplicada a cada corpo de prova e a leitura do carregamento obtida por meio de um multicondicionador de canais KYOWA MGC21A, contendo 4 canais, um sistema de aquisição de dados com placa GPIB e software LABVIEW, STRAIN-GAGES HBM 3/120 LY41, os quais foram colados no ponto de máxima tensão, vide Figura A2. Após o carregamento os *strain gauges* foram removidos.

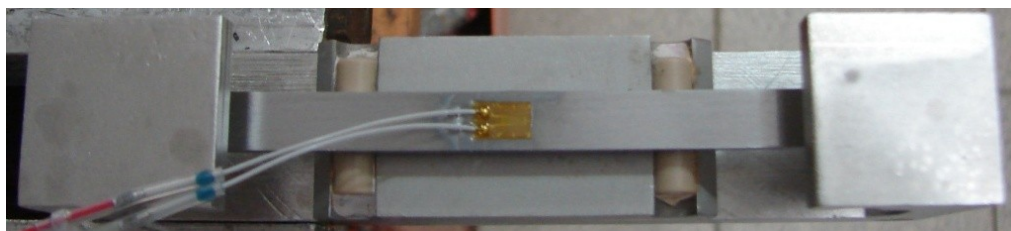


Figura A2 – Montagem dos Corpos de prova no dispositivo de 4 pontos com o *Strain Gauge* colado.

A deformação medida pelo ERE foi correlacionada através da equação A1 utilizando $\frac{1}{4}$ da ponte de Wheatstone.:

$$v = \frac{\left(\frac{1}{4}\right)k(\mu\varepsilon)V}{E} \quad (A1)$$

onde:

V = tensão de entrada (5 V);

k = constante do extensômetro “strain-gauge” (2,00);

E = escala de amplificação utilizada no multicondicionador de canais;

$\mu\varepsilon$ = deformação a ser aplicada em ($\mu\text{m}/\text{m}$) estimada através da Lei de Hooke

($\varepsilon = \sigma / E$)

Montagem do Sistema de Teste

- Montagem da linha de gás ;
- Distribuição dos corpos de prova na cuba de ensaio. A cuba de ensaio foi fechada e a seguir foi feita a desaeração do sistema de teste com Nitrogênio (N_2 5.0.). Posteriormente o meio foi saturado com uma vazão de 200 ml/min com o gás sulfídrico H_2S 99,5%, mantendo-se a relação de 1 hora/litro de solução.
- Após a saturação, a solução de ensaio foi mantida sob fluxo contínuo da mistura mencionada, porém a uma taxa bem menor (poucas bolhas por minuto) até o término do ensaio, que teve a duração de 720 horas.



Figura A3 –Distribuição dos corpos de prova na cuba de ensaio.

As amostras foram testadas nas condições de 95%, 85%, 75%, 65% e 55% do YS, e todas as amostras falharam, entretanto não foi dada a continuidade aos ensaios devido à alta densidade de pites encontrados nas amostras, o que alterou o campo de tensões aplicado.



Figura A4 – Corpos de prova ensaiados a 55% do AYS, figura representativa dos corpos de prova após ensaio.

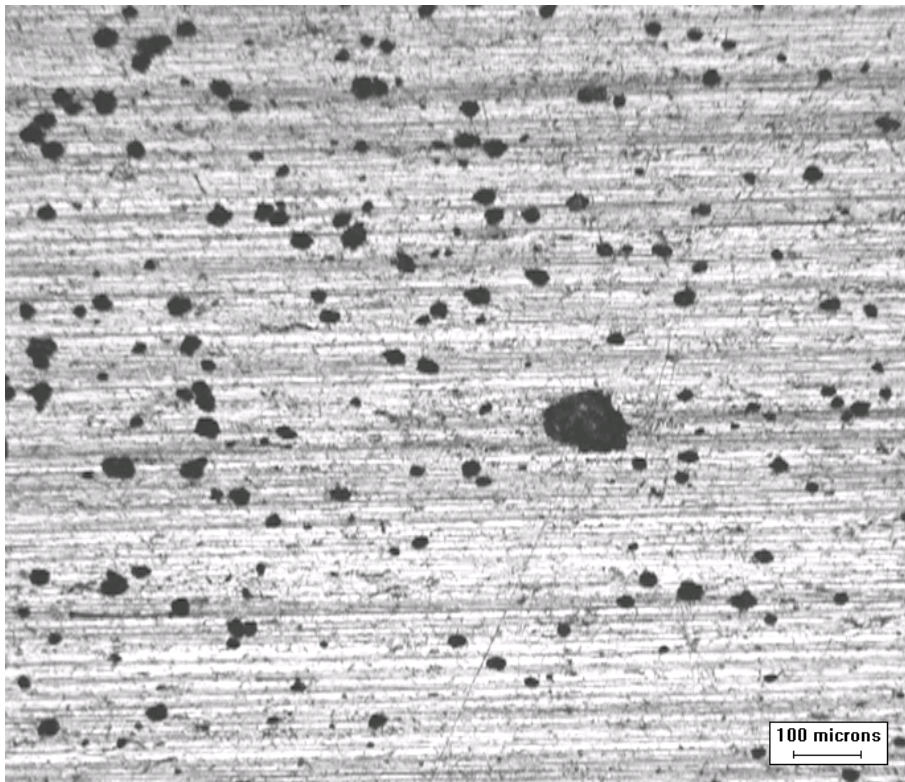


Figura A5 – Imagem representativa do aspecto microscópico dos corpos de prova após ensaio evidenciando corrosão localizada do tipo pite de alta densidade.

- **Condição ii**

Com o intuito de minimizar a ocorrência de pites na superfície dos corpos de prova foi alterada na **condição i** apenas a solução de ensaio, a qual foi substituída por uma solução mais branda descrita na norma NACE TM 0177 como solução B.

Para a condição **ii** foram aplicados os carregamentos conforme descrito na Tabela A2.

Tabela A2 – Carregamento aplicado no par material x meio ambiente.

| % do YS | Tensão Aplicada |
|---------|-----------------|
| 60% | 62 ksi |
| 50% | 52 ksi |
| 40% | 42 ksi |
| 30% | 31 ksi |
| 20% | 21 ksi |
| 10% | 10 ksi |

As amostras com 60%, 50%, 40% , 30% do YS apresentaram trincas de SSC, vide Figuras de A6 a A9, em algumas amostras foi possível observar a ocorrência de corrosão localizada do tipo pite conforme Figura A12, entretanto em baixa densidade.

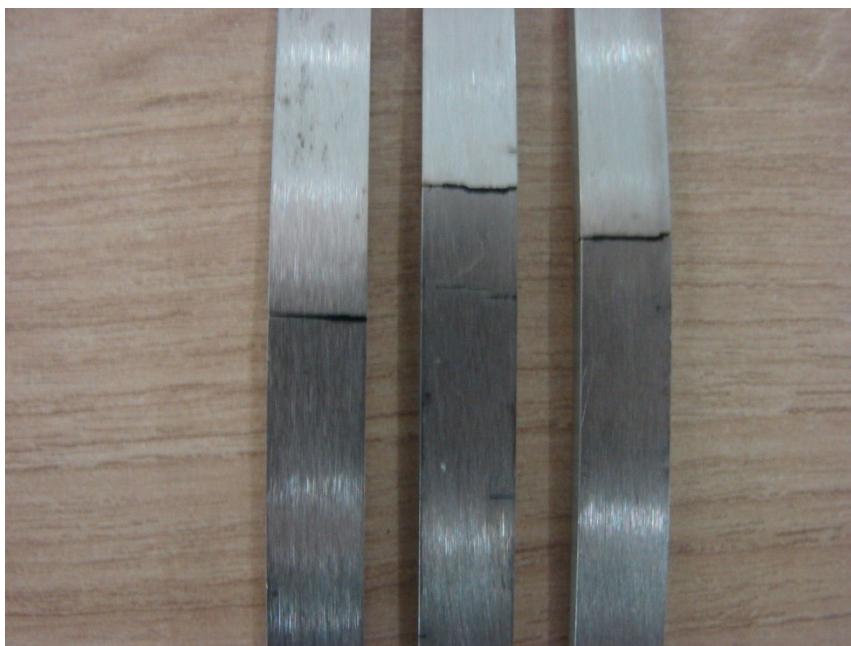


Figura A6 – Amostras carregadas a 60% do YS após ensaio.

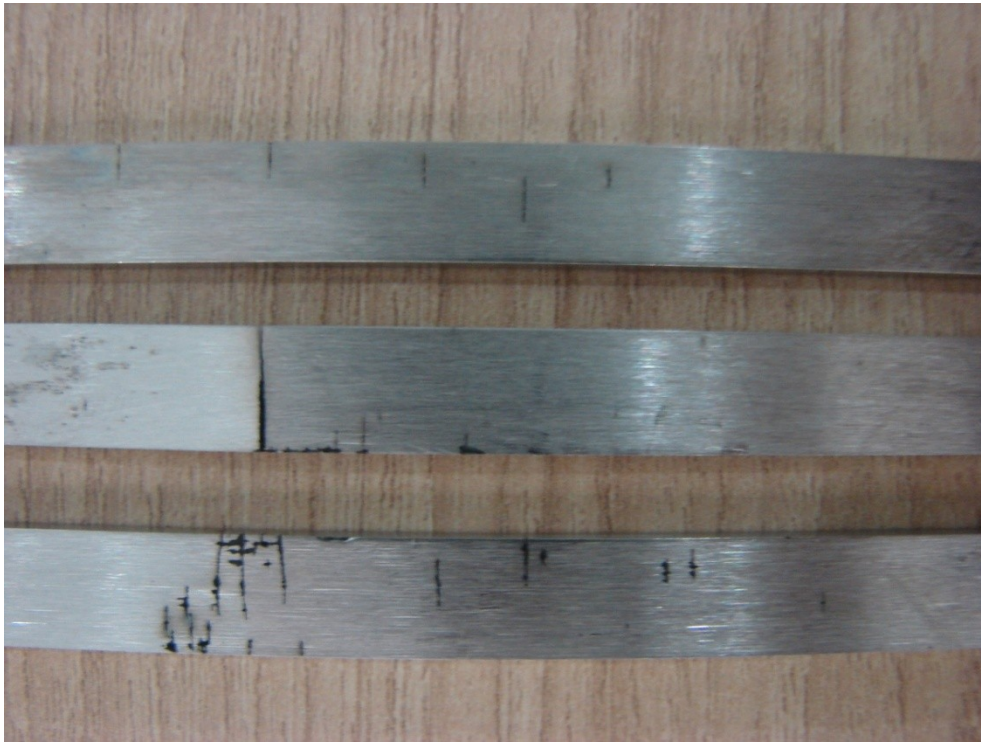


Figura A7 – Amostras carregadas a 50% do YS após ensaio.

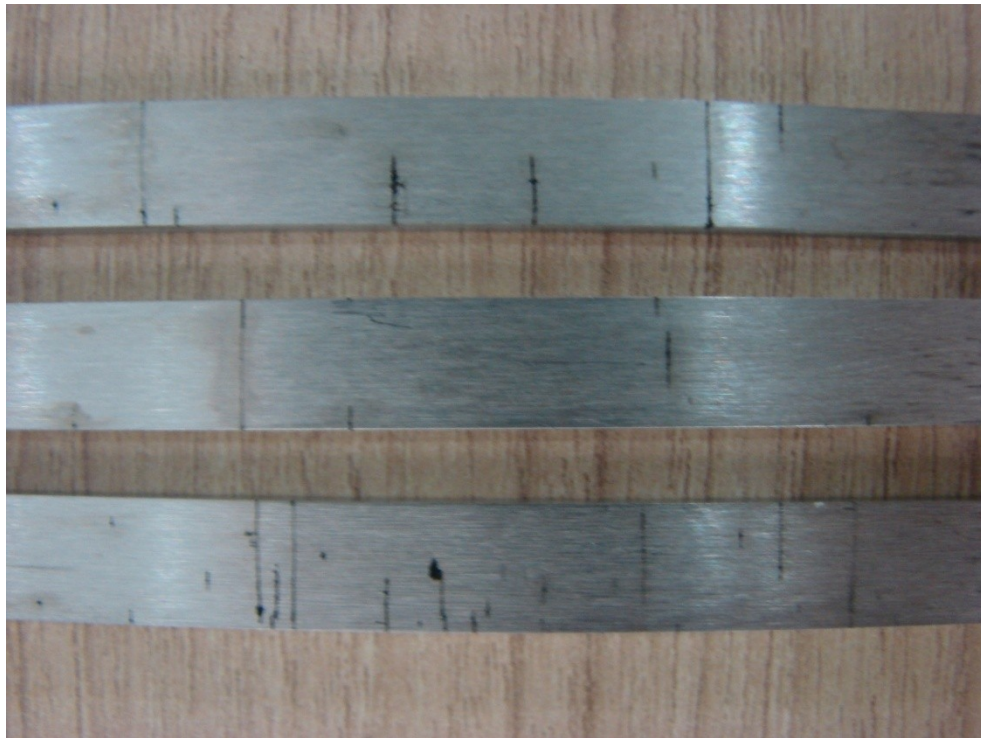


Figura A8 – Amostras carregadas a 40% do YS após ensaio.



Figura A9 – Amostras carregadas a 30% do YS após ensaio.

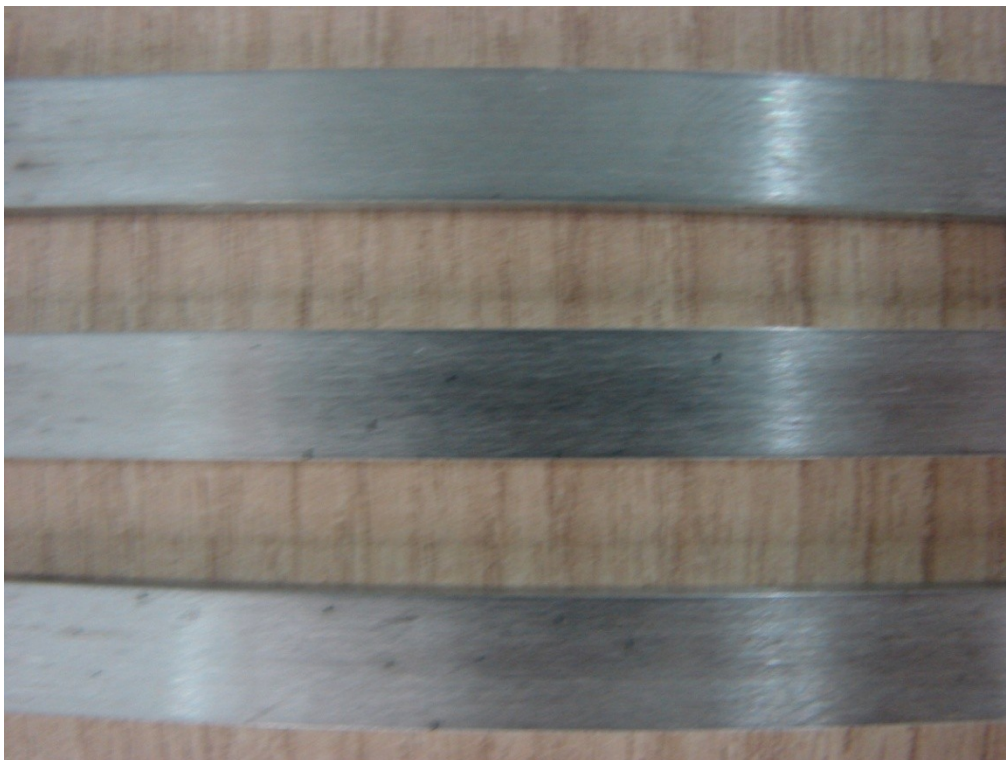


Figura A10 – Amostras carregadas a 20% do YS após ensaio.

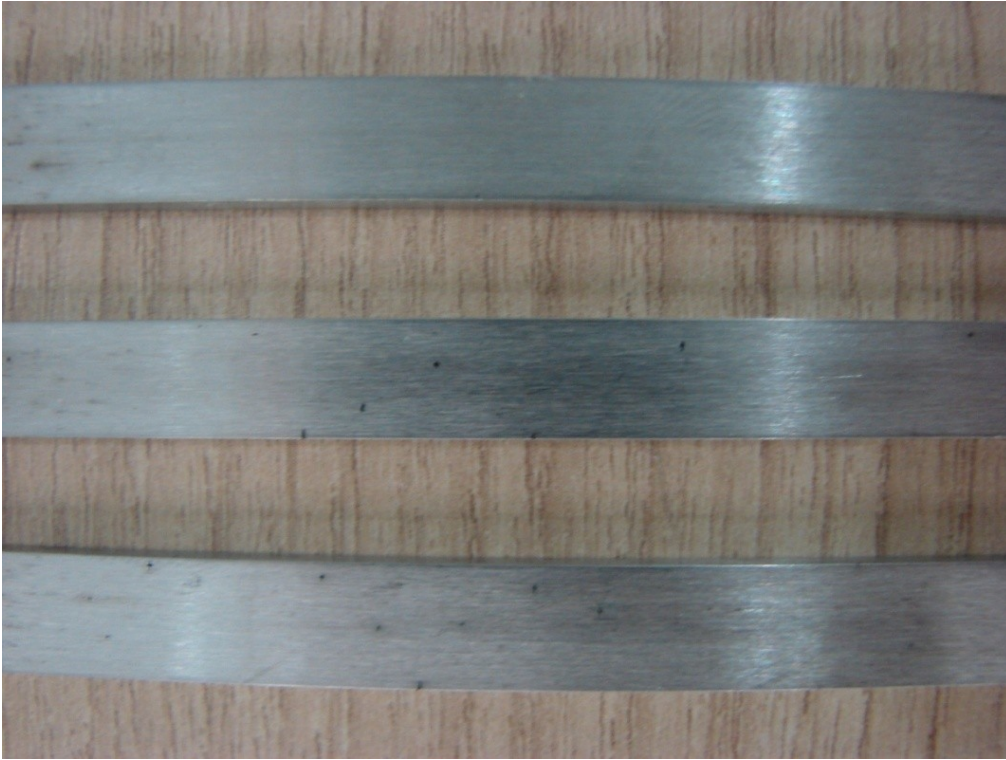


Figura A11 – Amostras carregadas a 10% do YS após ensaio.



Figura A12 – Imagem representativa do aspecto microscópico dos corpos de prova após ensaio evidenciando corrosão localizada do tipo pite.

De acordo com os ensaios realizados na condição ii o S_{EAC} foi determinado como $30\%YS > S_{EAC} > 20\%YS$.

- **Condição iii**

Como condição alternativa aos ensaios de SCC em meio contendo H_2S , foi utilizado o material Al 2024 T351 em solução aquosa contendo 3,5% de NaCl e 0,3% H_2O_2 .

De forma a conhecer o material e avaliar a susceptibilidade do material por corpos de prova retirados no sentido T-L foi inicialmente realizado ensaios de baixa taxa de deformação de acordo com a norma ASTM G129.



Figura A13 – Amostra de Al 2024T351 ensaiada em máquina servo-mecânica INSTRON modelo 3382.

Um ensaio de tração convencional segundo norma ASTM E8 e dois ensaios de baixa taxa de deformação segundo norma ASTM G-129 na velocidade de 1 x

10⁻⁵ mm/s, um em atmosfera inerte (N₂ 5.0) e outro na solução de ensaio (solução aquosa contendo 3,5% NaCl e 0,3% H₂O₂)

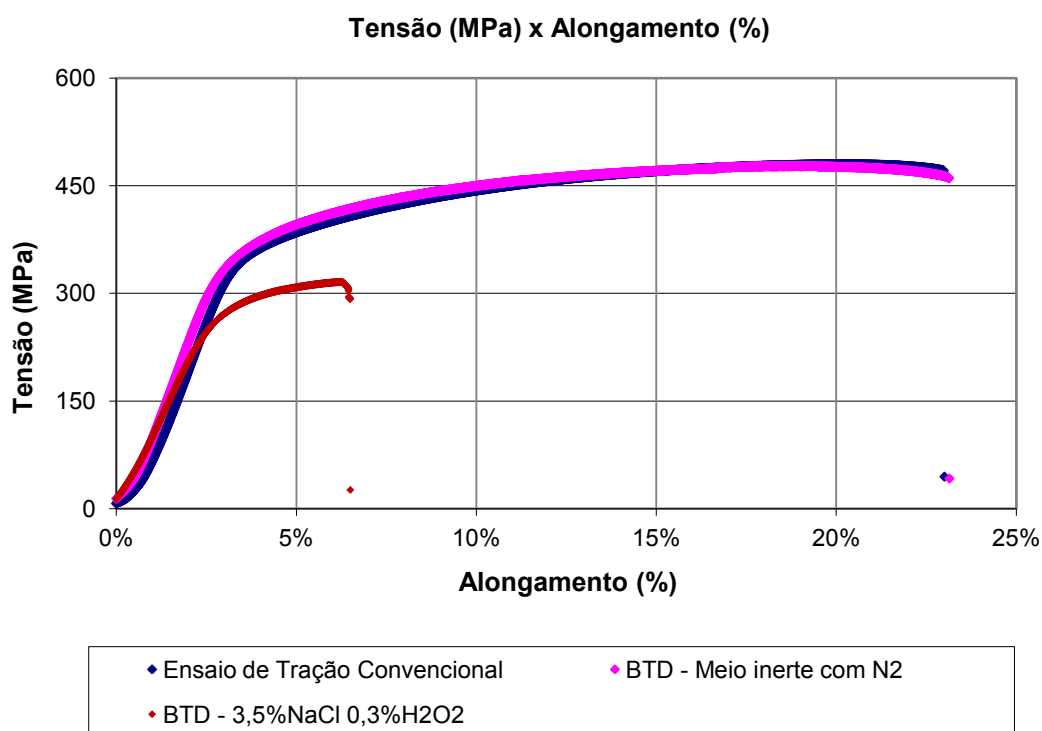


Figura A14 – Resultado dos ensaios segundo ASTM G129 e ASTM E8.

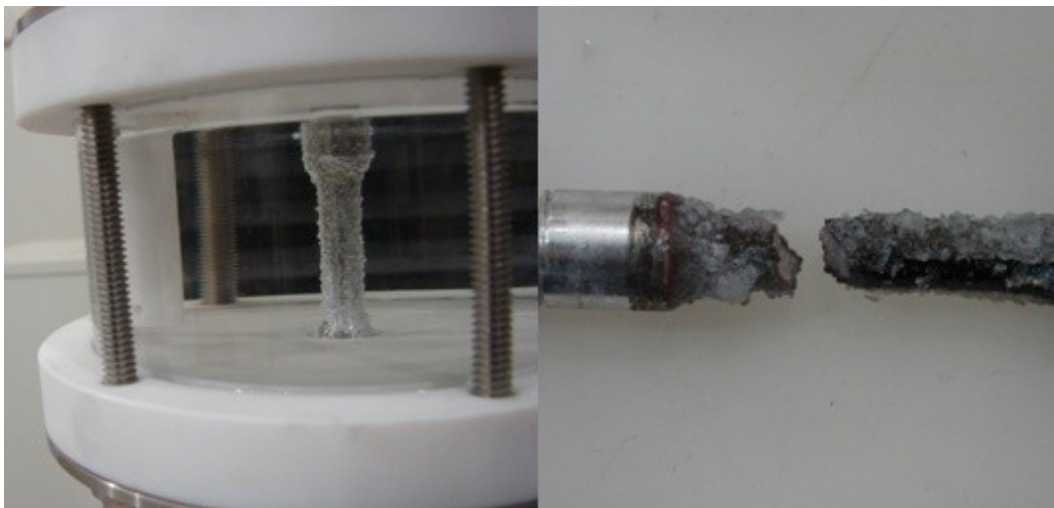


Figura A15 – Amostra de ensaio durante e após ensaio de BTM, evidenciando a reação de hidrogenação na superfície do corpo de prova (H⁻ como agente fragilizante do Al em água salgada).

Como foi observado um efeito fragilizante considerável pelo meio escolhido foram realizados ensaios segundo norma NACE TM 0177 Método A, o qual foi

aplicado o carregamento de 90% do YS pelo período de 60 dias para determinar o S_{EAC} .

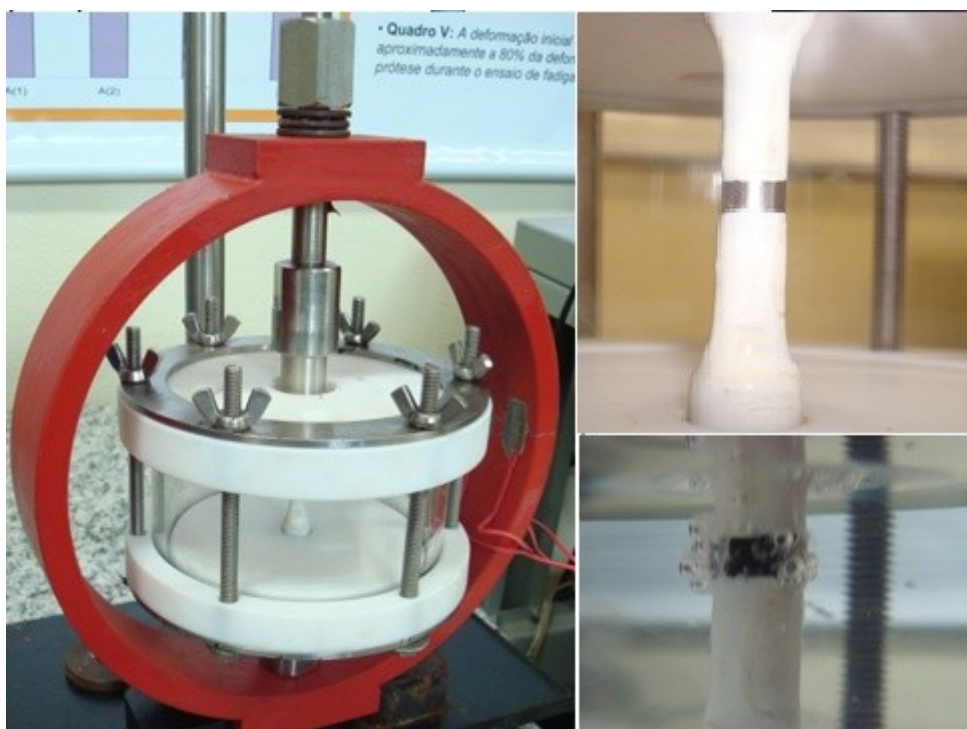


Figura A16 – Dispositivo de ensaio com amostra antes e durante o ensaio NACE TM 0177 método A, evidenciando a reação de hidrogenação na superfície do corpo de prova.

Ocorreu que no período de ensaio nenhum dos 03 corpos de prova apresentaram falha por SCC o que fez com que fosse descartada a utilização da condição **iii**.

- **Condição iv**

Como alternativa rápida para a obtenção dos resultados necessários para a validação do modelo foi avaliada a utilização do mecanismo de LMIE e foram realizados ensaios com o material Al 2024 T351 em Gálio na temperatura de 35°C.

O ensaio escolhido foi do tipo “*step loading*”, baseado na norma ASTM F1624 e utilizando o dispositivo baseado na norma NACE TM 0177 método A para aplicar o carregamento.

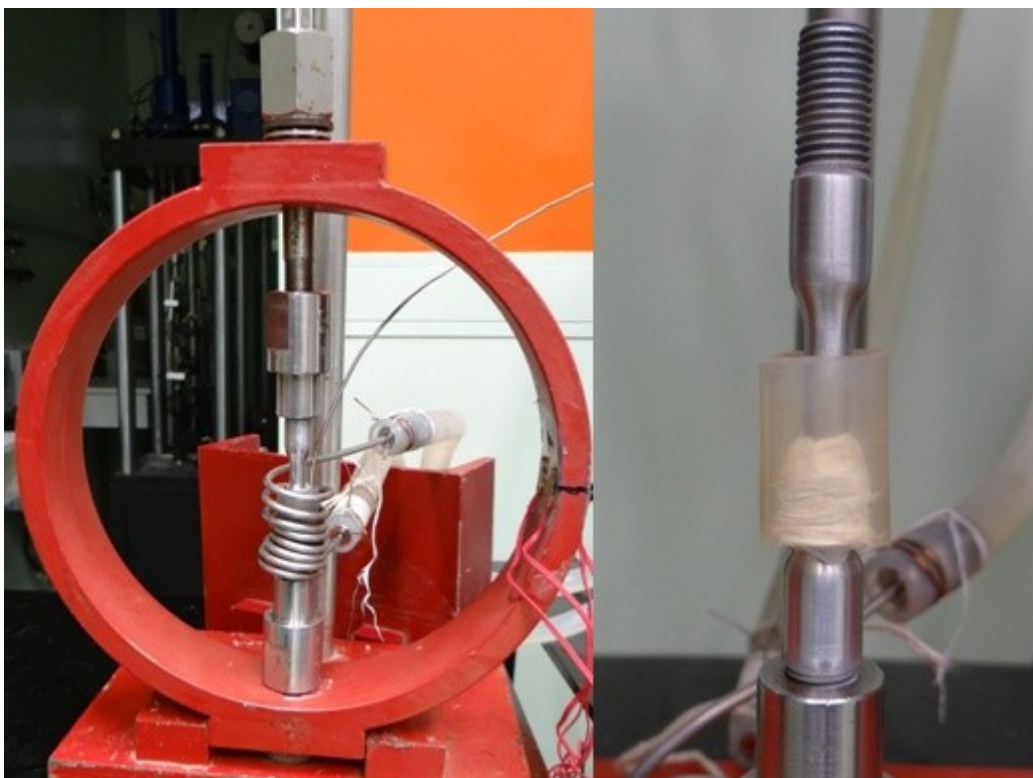



Figura A17 – Dispositivo de ensaio utilizado, com destaque para o recipiente onde foi mantido o Ga na forma líquida e a serpentina utilizada no aquecimento do Ga e o monitoramento através de Termopar do tipo J.

Com a existência de possíveis tensões residuais devido ao tratamento térmico T351, o corpo de prova fraturou em carregamento inferior a capacidade de leitura do instrumento, Tensão aplicada $< 5\text{MPa}$.

O que abriu a possibilidade de utilizar o material após recozimento, conforme a condição v utilizada e descrita no corpo da dissertação.

9.

ANEXO 1**Análise Química da Liga Al 2024.**

| | |
|---|---|
|  GRUPO Labmat REFERÊNCIA EM CONFIABILIDADE | RELATÓRIO DE ENSAIO/ANÁLISE Nº 0819-05877-13M-001 VIA ORIGINAL |
|---|---|

Empresa Solicitante: INSTITUTO NACIONAL DE TECNOLOGIA* -INT
AVENIDA VENEZUELA 82, SAÚDE – CEP: 20081-312 – RIO DE JANEIRO/RJ

Informações fornecidas pelo solicitante:

Material.....: Liga de Alumínio
Amostra.....: Tese Rodrigo
Documento.....: Orçamento 001786/13A
Fornecedor Declarado.....: ---
Natureza do ensaio/análise.....: Química

RESULTADOS OBTIDOS**1. Análise Química (% massa/massa):**

| Elementos | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr |
|-----------|------|------|-------|------|-------|--------|
| Obtido | 0,12 | 0,16 | 4,44 | 0,54 | 1,349 | 0,02 |
| Elementos | Ni | Zn | Ti | Ca | P | Pb |
| Obtido | 0,01 | 0,18 | 0,020 | ND | ND | ND |
| Elementos | Sb | Sn | Sr | V | Zr | B |
| Obtido | ND | ND | ND | 0,01 | 0,01 | 0,0010 |
| Elementos | Cd | Co | Al | *** | *** | *** |
| Obtido | ND | ND | Base | *** | *** | *** |

Nota:

NA = Não analisado.

ND = Não detectado.


NC = Não considerado – Valor da incerteza não considerado devido à baixa concentração do elemento resultar em valores de incerteza próximos ao valor da concentração.

Interpretações: A composição química atende a norma ABNT NBR 6834:2006 - 2024A.**Obs:** As interpretações descritas acima, não fazem parte do escopo de serviços acreditados pelo INMETRO/ANVISA.> **Norma Referencia:** Norma ASTM A 751:2008, Norma ASTM E 1086:2008, Norma ASTM E 415:2008> **Condições Ambientais:** Temperatura: 22,0°C Umidade: 57,0**Equipamento:** LBM-007 - Espectrômetro de Emissão Óptica - Calibração Interna conforme PO-01 - Rev H**Procedimento de análises/ensaios:** PT-01 Análise Química via Espectrometria de Emissão Óptica por Centelha. Rev.M

PO-01 Instrução de Operação para a Calibração do Espectrômetro Óptico ARL 3460.Rev.J

Local do ensaio: GRUPO LABMAT - MATRIZ**Data do recebimento da amostra:** 13/03/2013**Data da conclusão do ensaio/análise:** 15/03/2013

PIRACICABA - SP, 18 de Março de 2013

| | |
|---|---|
|  MSc. Honório A. Cancilieri Diretor de Pesquisa e Desenvolvimento |  Margarete Rajante Gerente da Qualidade CRQ-IV-04409727 |
|---|---|

Signatário Autorizado
Carimbo e Assinatura

Carimbo e Assinatura

Os resultados apresentados no presente relatório têm significação restrita e se aplicam apenas às amostras ensaiadas/ensaiadas.
As amostras enviadas para análise são realizadas pelo próprio cliente.
Este documento tem sua marca de autenticidade gravada. Este Relatório de Ensaio/Análise só deve ser reproduzido completo. Reprodução de partes requer aprovação escrita do Laboratório.

Fim do Relatório**LABMAT ANÁLISE E ENSAIOS DE MATERIAIS LTDA.****MATRIZ:** Rua João Leonardo Fustalino, 201 – Distrito Industrial Uninorte – Piracicaba/SP – CEP: 13413-102 Tel./ Fax: (19) 3917-1670/ 3433-1091**UNIDADE GRANDE SÃO PAULO:** Rua Águia, 208 – Itapegica – Guarulhos/SP – CEP: 07043-040 – Tel./Fax: (11) 2086-9090
www.grupolabmat.com.br
sac@grupolabmat.com.br

LM-034

Elaborado Por: Roginei

Aprovado Por: Salto

Data: 09/06/2009

Rev.C

Pg. 1/1