



UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

FACULDADE UNB GAMA – FACULDADE DE TECNOLOGIA

**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE
MATERIAIS DA ENGENHARIA**

**ANÁLISE E MEDIÇÃO DA TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCAS
POR FADIGA EM FERRO FUNDIDO NODULAR**

JOSÉ DAVID HURTADO AGUALIMPIA

ORIENTADOR (A): Dr(a). CARLA TATIANA MOTA ANFLOR

CO-ORIENTADOR (A): Dr(a). VOLKER FRANCO STEIER

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS
DA ENGENHARIA**

PUBLICAÇÃO: FGA.DM – N°.59A/2018

BRASÍLIA/DF: 05/2018




**UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
FACULDADE GAMA/FACULDADE DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE
MATERIAIS DA ENGENHARIA**

**ANÁLISE E MEDIÇÃO DA TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCAS POR FADIGA
EM FERRO FUNDIDO NODULAR**


JOSÉ DAVID HURTADO AGUALIMPIA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO SUBMETIDA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA DA FACULDADE GAMA E FACULDADE DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA, COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM INTEGRIDADE DE MATERIAIS DA ENGENHARIA.

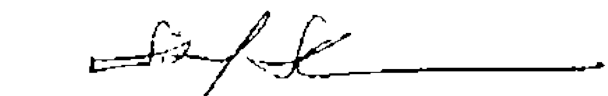
APROVADA POR:



Prof.ª Dr.ª. Carla Tatiana Mota Anflor
(Orientador)



Prof. Dr. Daniel Monteiro Rosa
(Examinador Interno)



Prof. Dr. Sergio Henrique da Silva Carneiro
(Examinador Externo)

FICHA CATALOGRÁFICA

JOSÉ DAVID HURTADO AGUALIMPIA.

ANÁLISE E MEDIÇÃO DA TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCAS POR FADIGA EM FERRO FUNDIDO NODULAR, [Distrito Federal] 2018.

105p. 210 x 297 mm (FGA/FT/UnB, Mestre, Integridade de Materiais da Engenharia, 2018).

Dissertação de Mestrado - Universidade de Brasília. Faculdade UnB Gama. Programa de Pós-Graduação em Integridade de Materiais da Engenharia.

1. FERRO FUNDIDO NODULAR.

2. CRESCIMENTO DE TRINCA.

3. FATOR INTENSIDADE DE TENSÃO.

4. CDI.

I. FGA/FT/UnB.

II. FGA.DM - 59A/2018.

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

HURTADO, A. J. D. (2018). ANÁLISE E MEDIÇÃO DA TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCAS POR FADIGA EM FERRO FUNDIDO NODULAR Dissertação de Mestrado em Integridade de Materiais de Engenharia, publicação N°.59A/2018. Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, DF, 105p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: JOSÉ DAVID HURTADO AGUALIMPIA

TÍTULO: ANÁLISE E MEDIÇÃO DA TAXA DE CRESCIMENTO DE TRINCAS POR FADIGA EM FERRO FUNDIDO NODULAR.

GRAU: Mestre ANO: 2018

É concedida à Universidade de Brasília permissão para produzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte desta dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem autorização por escrito do autor.



JOSÉ DAVID HURTADO AGUALIMPIA

*“O caminho até nossos sonhos está cimentado
na capacidade de acreditar na sua realização”*

José David Hurtado Agualimpia.

AGRADECIMENTOS

A Deus pela oportunidade de estar aqui e ter experiências tão gratificantes, a minha família; o meu pai José, minha mãe Bertilda, minhas irmãs Erika e Yuly e também aos meus queridos sobrinhos Xilena, Matías e Salomé, por ser a minha principal motivação para tentar dar o meu melhor sempre. A Mayra pelo seu apoio, acompanhamento, ajuda e amor, tornando-se uma pessoa muito importante para mim e que agora eu considero parte da minha família.

Especialmente a todas aquelas pessoas que de alguma ou outra forma foram fundamentais no desenvolvimento da minha pesquisa e elaboração do presente trabalho, a minha orientadora a professora Dra. Carla Anflor e o meu co-orientador o professor Dr. Volker Steier, por me acompanhar e guiar durante o desenvolvimento deste trabalho e serem pessoas fundamentais no meu aprendizado. Aos professores Dr. Sergio Carneiro e Dr. Jorge Almeida pela guia e acompanhamento durante o desenvolvimento dos testes da mecânica da fratura. Ao professor Dr. Jhon Goulart e ao Grupo de Mecânica Experimental e Computacional (GMEC) os quais representaram um apoio ao desenvolvimento das minhas pesquisas e onde conheci pessoas muito disciplinadas, dedicadas e principalmente boas pessoas.

Às Faculdades do Gama (FGA) e Engenharia Mecânica (SG9), por disponibilizar os laboratórios de materiais e mecânica da fratura respectivamente, para eu poder desenvolver os meus ensaios. Ao Allan e o Rolan pela ajuda durante o desenvolvimento dos meus ensaios. Ao Wilber, Sergio, Mateo e a Paula pelo acompanhamento e amizade durante o tempo que levo neste grande país.

Finalmente mas não menos importante, eu agradeço à Universidade de Brasília (UnB) e às entidades CAPES e DPP pela contribuição na minha educação e fazerem possível o desenvolvimento deste projeto de pesquisa. Ao Brasil por me oferecer a oportunidade de ter grandes experiências conhecendo um pouco mais da sua gente e a sua cultura e crescer pessoal e profissionalmente.

RESUMO

O principal objetivo deste trabalho consiste na determinação da taxa de crescimento de trinca em um Ferro Fundido Nodular (FFN), conhecido comercialmente como GGG-40.3, onde foram testados vários corpos de prova compactos para tensão (CTS). O objetivo desta pesquisa consiste em determinar a vida em fadiga, propriedades de resistência do material e a variação do fator de intensidade de tensões (K) sob as condições de carga. Adicionalmente, se aplicou a técnica de Correlação Digital de Imagem (CDI) sobre a superfície do CTS. Por meio das imagens obtidas foi possível calcular os campos de deslocamentos e deformações nas amostras testadas. A CDI, além de acompanhar a propagação de trinca em tempo real, permite expandir a capacidade de análise do material.

Palavras-chave: Fator de Intensidade de Tensão, Taxa de Propagação de Trinca, Correlação Digital de Imagem, GGG-40.3.

ABSTRACT

The main goal of this work is to determine the crack growth rate of a Nodular Cast Iron (NCI), commercially well known as GGG-40.3. Several Compact Tension Specimens (CTS) were tested. The aim of this research was to estimate the fatigue life, the material properties resistance and the variation of Stress Intensity Factor (K) of the material under load conditions. Additionally, a Digital Image Correlation (DIC) technique was simultaneously performed on the CTS surface. The displacement field was acquired during the fracture mechanics test and the strain field was calculated with the set of images. The DIC also allowed monitoring the fatigue crack propagation in real time. The traditional test procedure for determining the crack propagation in combination with the DIC technique allowed to expand the analysis capacity.

Keywords: Stress Intensity Factor, Crack Growth Rate, Fatigue, Digital Image Correlation (DIC), GGG-40.3.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Modos básicos deslocamento de superfície de trinca. Fonte: Adaptado de Dowling (2013)	22
Figura 2.2 – Coordenadas polares na ponta de trinca. Fonte: Adaptado de Dowling (2013).....	24
Figura 2.3 – Zona plástica estimada para um plano de tensões. Fonte: Adaptado de Dowling (2013).	27
Figura 2.4 – Dimensões de um corpo de prova.....	29
Figura 2.5 – CTOD na ponta de trinca.	30
Figura 2.6 – Contorno arbitrário ao redor da ponta de trinca. Fonte: Adaptado de Zhu e Joyce (2012).....	32
Figura 2.7 – Tensões cíclicas de amplitude constante.....	34
Figura 2.8 – Curva da/dN vs ΔK esquemática. Fonte: Adaptada de Ritchie (2000). 37	
Figura 2.9 – Ferros Fundidos Nodulares: (a) Ferrítico, (b) Ferrítico-Perlítico, (c) Perlítico Fonte: Modificado de Hütter, Zybelle e Kuna (2015).	43
Figura 2.10 – Esquema de Subconjunto quadrado antes e depois da deformação. Adaptado de Ribeiro et al. (2012).....	48
Figura 2.11 – Sistema de CDI Q-400. Fonte: DANTEC Dynamics (2017).	49
Figura 3.1 – Geometria do corpo de prova compacto (CTS).....	51
Figura 3.2 – Geometria Corpos de Prova: (a) Tipo A, (b) Tipo B.	52
Figura 3.3 – Calibrador traçador de altura.....	54
Figura 3.4 – Máquina Servo-hidráulica MTS 810.	55
Figura 3.5 – Fixação de Garras e Pinos.....	56
Figura 3.6 – Encaixe do Clip Gauge no CTS	57
Figura 3.7 – Pontos de medição do CMOD.....	58

Figura 3.8 – Desenho de padrão de pontos nos CTS.	64
Figura 3.9 – Máquina de tração universal INSTRON 8801.	65
Figura 3.10 – Desenho de garras conforme Norma ASTM E647.	66
Figura 3.11 – Garras adaptadas na INSTRON 8801.	66
Figura 3.12 – Montagem do equipamento experimental.	67
Figura 3.13 – Placa de Calibração DANTEC Dynamics AI MBM 11 mm. Fonte: Adaptada de Siebert (2006).	68
Figura 3.14 – Visualização do CTS após de calibração das câmeras.	69
Figura 3.15 – Iluminação do CTS para aplicação do CDI.	70
Figura 3.16 – Método de carregamento durante o teste com CDI.	71
Figura 3.17 – Deformações e deslocamentos em região de interesse do corpo de prova.	72
Figura 4.1 – Curva da/dN vs ΔK para CTS #1A.	74
Figura 4.2 – Curva da/dN vs ΔK para CTS #2A.	75
Figura 4.3 – Curva da/dN vs ΔK para CTS #3A.	76
Figura 4.4 – Curva da/dN vs ΔK para CTS #1B.	76
Figura 4.5 – Comparação das curvas da/dN vs ΔK (CTS #1A, #2A, #3A e #1B).	77
Figura 4.6 – Curva da/dN vs ΔK para CTS #4A.	79
Figura 4.7 – Curva da/dN vs ΔK para CTS #2B.	80
Figura 4.8 – Curva da/dN vs ΔK para CTS #3B.	80
Figura 4.9 – Comparação das curvas da/dN vs ΔK (CTS #4A, #2B, #3B).	81
Figura 4.10 – Comparação de Curvas da/dN vs ΔK completas.	82
Figura 4.11 – Curva da/dN vs ΔK para os CTS #2A, #3A, #1B, #2B e #3B.	83
Figura 4.12 – Curva da/dN vs ΔK para os CTS #1A, #4A.	84

Figura 4.13 – (a) Comportamento das deformações na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deformações ao longo das cinco linhas no estágio 1.....	85
Figura 4.14 – (a) Comportamento das deformações na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deformações ao longo das cinco linhas no estágio 2.....	86
Figura 4.15 – (a) Comportamento das deformações na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deformações ao longo das cinco linhas no estágio 4.....	87
Figura 4.16 – (a) Comportamento das deformações na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deformações ao longo das cinco linhas no estágio 5.....	88
Figura 4.17 – (a) Comportamento dos deslocamentos na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deslocamentos ao longo das cinco linhas no estágio 1.	89
Figura 4.18 – (a) Comportamento dos deslocamentos na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deslocamentos ao longo das cinco linhas no estágio 2.	90
Figura 4.19 – (a) Comportamento dos deslocamentos na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deslocamentos ao longo das cinco linhas no estágio 4.	91
Figura 4.20 – (a) Comportamento dos deslocamentos na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deslocamentos ao longo das cinco linhas no estágio 5.	92
Figura 4.21 – Comparação das deformações no CTS durante os estágios 1, 2,4 e 5.	93
Figura 4.22 – Comparação dos deslocamentos no CTS durante os estágios 1, 2,4 e 5.	94
Figura 4.23 – Esquema do Estado Plano de Tensões no CTS. Fonte: Adaptado de Brocks (2018).....	95

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Composição Química do FFN GGG-40.3. Fonte: Adaptado de Mottiska et al., (2012)	43
Tabela 2.2 – Propriedades Mecânicas do FFN GGG-40.3.....	44
Tabela 3.1 – Dimensões dos corpos de prova utilizados.	52
Tabela 3.2 – Composição Química do FFN GGG-40.3 das amostras CTS (A). Fonte: Adaptada de Betancur (2017).	53
Tabela 3.3 – Propriedades Mecânicas do FFN GGG-40.3 das amostras CTS (A). Fonte: Adaptada de Betancur (2017).	53
Tabela 3.4 – Coeficientes para medição do CMOD.	58
Tabela 3.5 – Parâmetros para testes de K crescente.	61
Tabela 3.6 – Parâmetros para testes de K decrescente.	61
Tabela 4.1 – Resumo dos ensaios de crescimento de trinca.	73
Tabela 4.2 – Resultados dos testes com K crescente.	77
Tabela 4.3 – Resultados dos testes com K decrescente.	81

LISTA DE SIMBOLOS E ABREVIATURAS

a : Comprimento de trinca.
 α : Longitude relativa de trinca, $\alpha = a/W$.
 B : Espessura do corpo de prova.
 C : Constante da equação de Paris.
CDI: Correlação Digital de Imagem.
CMOD: Deslocamento da abertura da boca de trinca.
CTOD (δ): Crack Tip Opening Displacement/ Deslocamento da abertura na ponta de trinca.
CTS: Corpo de prova Compacto.
 D : Diâmetro do corpo de prova.
 da/dN : Taxa de crescimento da trinca.
 ΔK : Intervalo de fator de intensidade de tensão.
 ΔK_{th} : Limiar do intervalo de Fator de intensidade de tensão.
 E : Módulo de elasticidade.
EPD: Estado Plano de Deformação.
EPT: Estrado plano de tensão
 F : Fator de geometria.
FFN: Ferro Fundido Nodular.
 G : Razão de taxa de energia de deformação.
 h : Altura do corpo de prova.
 J : Parâmetro da Integral- J .
 K : Fator de intensidade de tensão.
 K_I : Fator de intensidade de tensão do Modo I de carregamento.
 K_{IC} : Tenacidade à fratura.
 $K_{máx}$: Fator de intensidade de tensão máximo.
 $K_{mín}$: Fator de intensidade de tensão mínimo.
 K_t : Fator de concentração de tensões.
 m : Constante da equação de Paris.
MFEP: Mecânica da Fratura Elasto-plástica.
MFLE: Mecânica da Fratura Linear Elástica.
 N : Quantidade de ciclos.
 N_f : Número de ciclos de vida em fadiga.
 P : Carga aplicada.
 R : Razão de carregamento ou tensões aplicadas.
 $r_{o\sigma}$: Tamanho da zona plástica.
 σ_a : Amplitude de tensão.
 σ_m : Tensão média.
 $\sigma_{máx}$: Tensão máxima.
 $\sigma_{mín}$: Tensão mínima.
 σ_n : Tensão nominal.
 σ_0 : Tensão de escoamento.
 W : Largura do Corpo de prova.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	15
1.1. OBJETIVO PRINCIPAL.....	15
1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	16
1.3. ORGANIZAÇÃO DO TEXTO.....	16
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	18
2.1. CONCEITOS GERAIS DA MECÂNICA DA FRATURA	18
2.1.1. Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)	19
2.1.2. Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)	29
2.1.3. Iniciação e Propagação de Trinca por Fadiga.....	33
2.2. OS FERROS FUNDIDOS NODULARES E O CRESCIMENTO DE TRINCA.....	41
2.2.1. Ferro Fundido Nodular (FFN).....	41
2.2.2. Propagação de trinca por fadiga no FFN	44
2.3. A CORRELAÇÃO DIGITAL DE IMAGEM (CDI) NO FFN.....	46
3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL APLICADA	51
3.1. PROCEDIMENTO DE ENSAIOS DE CRESCIMENTO DE TRINCA..	51
3.1.1. Dimensões dos corpos de prova.....	51
3.1.2. Preparação dos corpos de prova	54
3.1.3. Equipamentos Experimentais	55
3.1.4. Pré-trinca por fadiga no CTS	59
3.1.5. Ensaios de crescimento de trinca por fadiga	60
3.2. Procedimentos de ensaios com CDI	63
3.2.1. Preparação dos corpos de prova	63

3.2.2. Equipamentos experimentais.....	64
3.2.3. Ensaio de crescimento de trinca usando a CDI	68
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	73
4.1. Testes de crescimento de trinca por fadiga.....	74
4.1.1. Testes de crescimento de trinca com K crescente (Estágios II e III).....	74
4.1.2. Testes de crescimento de trinca com K decrescente (Estágio I)	78
4.2. Teste de crescimento de trinca com aplicação de CDI	84
4.2.1. Deformações na ponta de trinca	84
4.2.2. Deslocamentos na ponta de trinca.....	89
5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS.....	96
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	99

1. INTRODUÇÃO

De acordo com Vaško et al. (2016), os Ferros Fundidos Nodulares (FFN) são materiais estruturais que têm uma ampla aplicação na engenharia, principalmente na área automotiva . Este tipo de material normalmente é caracterizado por ter uma alta resistência à tração, alta resistência à fadiga e apresentar plasticidade, sendo usado para fusões sintéticas nos últimos anos. Pelas suas diversas propriedades o FFN poder ser utilizado para a usinagem de diferentes peças tais como: compressores, polias, rodas dentadas, válvulas, pinhões, engrenagens, rolamentos, entre outros.

Os ferros fundidos nodulares têm sido objeto de múltiplas pesquisas e aplicações devido às propriedades e características que apresentam. Desta forma, diversos métodos foram desenvolvidos com a finalidade de caracterizar o comportamento mecânico acerca dos efeitos da propagação de trinca pelas cargas aplicadas sobre este material. Neste caso, o presente trabalho busca explorar alguns dos conceitos gerais da mecânica da fratura, principalmente os relacionados com o crescimento de trinca por fadiga em um tipo de FFN e assim poder caracterizar suas propriedades para estes fenômenos.

Caracterizar as propriedades de determinado FFN aos efeitos de crescimento de trinca por fadiga, implica uma grande importância no momento de definir os parâmetros de segurança e de vida útil de diversos componentes utilizados em engenharias como a automotiva, aeroespacial ou mecânica. Além permite a possibilidade de expandir o uso deste tipo de materiais para outras áreas das engenharias como, por exemplo, a engenharia civil.

1.1. OBJETIVO PRINCIPAL

- Estimar as propriedades de um ferro fundido nodular sob a ótica da mecânica da fratura, por meio da medição da taxa de crescimento de trinca em corpos de prova elaborados com esse material. Onde será considerado o método de Correlação Digital de Imagem (CDI), para a medição das deformações e deslocamentos gerados pela concentração de tensões na ponta de trinca da amostra.

1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Investigar a taxa de propagação de trinca em relação ao fator de intensidade de tensão (da/dN versus ΔK) para um FFN por meio de testes mecânicos.
- Obter uma abordagem da vida de fadiga do FFN por meio dos testes de crescimento de trinca.
- Conferir a possível mudança nos resultados com duas geometrias diferentes mantendo os mesmos parâmetros de ensaio.
- Calcular as deformações e os deslocamentos na ponta de trinca de amostras de FFN, usando a Correlação Digital de Imagem (CDI).

1.3. ORGANIZAÇÃO DO TEXTO

- **Capítulo 1:** Se faz uma introdução do trabalho, onde se expõe a motivação para a escolha do material a ser testado e se mostra os objetivos principais e específicos a serem desenvolvidos no trabalho experimental.
- **Capítulo 2:** Este capítulo mostra uma revisão bibliográfica e alguns dos conceitos gerais e específicos da mecânica da fratura a ter em conta para compreender, executar e analisar os ensaios experimentais necessários para caracterizar o material escolhido.
- **Capítulo 3:** Neste capítulo se faz uma descrição da metodologia, procedimentos e equipamentos utilizados durante os ensaios, fazendo uso de recursos gráficos (imagens) e tabelas para ter uma melhor contextualização da metodologia experimental aplicada.
- **Capítulo 4:** Este capítulo mostra os resultados obtidos dos ensaios executados, onde por meio da análise e discussão se faz um complemento destes resultados.

- **Capítulo 5:** Se mostram as conclusões geradas depois de fazer a análise e discussão dos resultados.
- **Capítulo 6:** Este capítulo apresenta as referências bibliográficas relacionadas com os autores e normas citadas no presente trabalho.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo tem como objetivo mostrar os conceitos básicos da mecânica da fratura que podem ser de grande importância para o desenvolvimento e entendimento dos trabalhos experimentais que têm como finalidade caracterizar as propriedades de resistência à propagação de trinca por fadiga em amostras de um ferro fundido nodular.

2.1. CONCEITOS GERAIS DA MECÂNICA DA FRATURA

De acordo com Dowling (2013), a fratura é a separação de um corpo em dois ou mais pedaços em resposta a uma tensão imposta, a qual deve ter uma natureza estática. A fratura pode ser de natureza dúctil ou frágil, que pode se apresentar com frequência nos materiais de engenharia, dependendo da habilidade do material em experimentar uma deformação plástica.

O material dúctil é aquele que apresenta uma grande deformação plástica, absorvendo muita energia antes da ocorrência da fratura, enquanto o material frágil tem pouca deformação plástica apresentando uma baixa absorção de energia no processo de fratura.

Um processo de fratura geralmente tem duas etapas, a) a formação de trincas e b) a propagação de trincas, isto como consequência de uma tensão imposta. Por exemplo: uma fratura dúctil se caracteriza por ter uma grande deformação plástica em torno de uma trinca que está avançando, isto acontece de maneira lenta toda vez que o comprimento da trinca vai se acrescentando, tendo assim, uma trinca de comportamento estável.

Na fratura frágil, a propagação da trinca pode ser muito rápida, apresentando uma deformação plástica pequena. Essas trincas são conhecidas como instáveis, já que a propagação da trinca, após de iniciar, vai continuar de forma espontânea mantendo uma tensão aplicada.

Na fratura dúctil, à presença de uma deformação plástica faz necessária a aplicação de uma maior energia de deformação para produzir uma fratura. De acordo com o mesmo autor, no processo de fratura dúctil é mais fácil prever a iminente ocorrência de uma fratura, o que permite ter algum tipo de precaução.

2.1.1. Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) se baseia na análise de tensões elásticas em materiais relativamente frágeis. Neste caso um material com uma trinca tem um comportamento principalmente linear-elástico, até o ponto onde ocorre uma fratura frágil instável. Há uma grande plasticidade localizada na ponta de trinca, que precede à fratura frágil, mas a influência dessa plasticidade é muito pequena e não afeta a relação entre a carga e a deflexão do material.

Na década de 1920, A. A. Griffith, por meio da aplicação de métodos de energia na mecânica da fratura, desenvolveu um critério para a propagação de trinca elíptica, onde conseguiu demonstrar que a tensão crítica (σ_c) para a propagação de trinca em um material completamente frágil é descrita pela Equação (2.1).

$$\sigma_c = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a^*} \right)^{1/2} \quad (2.1)$$

Onde,

E = Módulo de elasticidade

γ_s = Energia de superfície específica

a^* = Metade de comprimento de uma trinca interna

No ano 1948, Irwin e Orowan fizeram uma modificação no critério de Griffith, sugerindo assim, que a equação de Griffith também pudesse ser usada para materiais submetidos a uma deformação plástica antes da fratura, ou seja, materiais com um comportamento dúctil (BILBY; COTTRELL; SWINDEN, 1963). Sendo a expressão γ_s é substituída pela expressão $\gamma_s + \gamma_p$, onde γ_p representa a energia de deformação plástica associada à extensão da trinca, dessa forma se resulta a Equação (2.2):

$$\sigma_c = \left[\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a} \right]^{1/2} \quad (2.2)$$

Quando um material é altamente dúctil, pode significar que $\gamma_p \gg \gamma_s$, então se pode obter a Equação (2.3):

$$\sigma_c = \left(\frac{2E\gamma_p}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (2.3)$$

Os conceitos definidos por Griffith fizeram possível a definição de uma expressão em termos de energia liberada na propagação de trinca, sendo representada pela Equação (2.4):

$$G = -\frac{1}{t} \frac{dU}{da} \quad (2.4)$$

onde,

dU = Taxa de variação decrescente da energia potencial.

$t da$ = Área crescente de trinca para um material linear-elástico.

Onde G representa a energia necessária por unidade de comprimento da área da trinca, para ampliar a trinca, onde toda a energia liberada foi usada na criação de novas superfícies livres nas faces da trinca. Isto é relativamente cumprido por materiais sem deformação plástica, como o vidro usado por Griffith em seus ensaios. Porém nos materiais dúcteis, a maior parte da energia pode ser usada na deformação do material na zona plástica que envolve a ponta de trinca. De acordo com Dowling (2013), Irwin demonstrou que esses conceitos são aplicados sempre que a zona plástica seja pequena.

Em 1956, Irwin desenvolveu novos conceitos da taxa de liberação energia, derivados da teoria de Griffith (ANDERSON, 2005). Ele incorporou as expressões γ_p e γ_s em um único termo, conhecido como a taxa crítica de liberação de deformação (G_c), resultando as equações (2.5) e (2.6):

$$G_c = 2E(\gamma_s + \gamma_p) \quad (2.5)$$

Portanto,

$$G_c = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (2.6)$$

Quando acontece a fratura $G = G_c$, é possível a medição da tenacidade à fratura do material (ANDERSON, 2005).

2.1.1.1. Concentração de Tensão

Até a década de 1920, as resistências à fratura obtidas experimentalmente para a maioria de materiais empregados na engenharia mostrava uma discrepância com os valores teóricos da resistência à tração. A. A Griffith (1920) propôs que dita discrepância poderia ser explicada pela presença de defeitos ou trinca microscópicos, que sempre existem em condições normais na superfície e no interior do corpo de um material.

Os defeitos microscópicos que se apresentam em um material sólido, podem deteriorar a resistência à fratura, já que esses defeitos podem amplificar ou concentrar uma tensão aplicada. De acordo com a teoria de A. A Griffith (1920), a magnitude da amplificação de uma tensão localizada depende da orientação de geometria da trinca no material, diminuindo em função da distância para a extremidade da trinca. Quando a tensão está localizada em extremidades distantes de trinca, a tensão aplicada é igual à tensão nominal σ_n .

Os defeitos descritos pelo A. A Griffith também são conhecidos como fatores de concentração de tensões que dependem de uma tensão máxima $\sigma_{m\acute{a}x}$ na ponta de trinca, a qual é descrita pela Equação (2.7):

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \sigma_n \left[1 + 2 \left(\frac{a}{r} \right)^{1/2} \right] \quad (2.7)$$

Onde, a representa o tamanho da trinca superficial e r o raio de curvatura na trinca. Assim o fator de concentração de tensões pode se determinar pela Equação (2.8):

$$K_t = \frac{\sigma_{\text{máx}}}{\sigma_n} \quad (2.8)$$

As variações na tensão nominal σ_n em um campo de tensões acontecem geralmente pela proximidade de descontinuidades geométricas, já que descontinuidades tais como, furos, entalhes ou detalhes parecidos, usados para fixação ou funcionamento de componentes de engenharia, principalmente mecânicos, geram concentrações de tensões nominais. Por isto é de vital importância que durante um projeto de engenharia exista um especial cuidado com o controle de descontinuidades geométricas nos componentes trabalhados e assim reduzir no possível altas concentrações de tensões.

2.1.1.2. Modos de Carregamento

De acordo com Dowling, (2013), aplicando cargas uniaxiais, é possível obter três modos de deslocamentos (modos I, II e III), os quais são apresentados na Figura 2.1. O modo I chamado de modo de abertura, consiste em que as faces da trinca simplesmente se afastam. O modo II, conhecido como o modo de deslizamento, há um deslizamento relativo de uma face com outra, em direção normal à borda frontal da trinca. Enquanto o modo III começa um processo de rasgado e deslizamento relativo das faces da trinca na direção paralela à borda frontal da mesma.

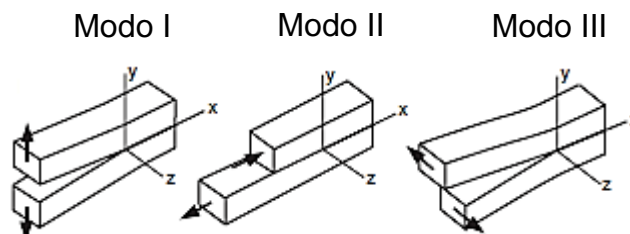


Figura 2.1– Modos básicos deslocamento de superfície de trinca. Fonte: Adaptado de Dowling (2013)

2.1.1.3. Fator de Intensidade de Tensão

O fator de intensidade de tensão K , é considerado como um fator que quantifica a severidade que depende do tamanho da trinca, a carga aplicada e a geometria do espécimen de análise. O uso do parâmetro K permite ter uma especificação da distribuição de tensão ao redor de um defeito. Em termos gerais K caracteriza a intensidade das tensões na vizinhança de uma ponta de trinca aguda, em um material isotrópico e linear-elástico (DOWLING, 2013).

O fator de intensidade de tensão também é descrito como o nível de tensão ao redor de uma singularidade. Segundo Radaj e Vorwald (2013), um ponto de trinca com singularidade de tensão local tridimensional pode ser descrito pela superimposição de singularidades de tensões tridimensionais correspondentes a três independentes modos de abertura de ponta de trinca (Modo I, Modo II e Modo III) com fatores de intensidade de tensões correspondentes K_I , K_{II} e K_{III} .

Conforme Westergaard (1939) e posteriormente autores como Sneddon (1946), Irwin (1957) e Williams (1957), para os três modos básicos de carregamento com tensões singulares na ponta de trinca, existem uma distribuição de tensão assintótica, representada pela Equação (2.9).

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \left[K_I f_{I,ij}(\theta) + K_{II} f_{II,ij}(\theta) + K_{III} f_{III,kz}(\theta) \right] \quad (2.9)$$

Com ($i, j=x, y$ e $k= x, y$ ou $i, j=r, \theta$ e $k= r, \theta$).

A relação entre os fatores de intensidade de tensão de cada modo de carregamento K_I , K_{II} e K_{III} , depende da magnitude da carga aplicada, comprimento da trinca e os parâmetros geométricos da configuração considerada. A relação dos ângulos (θ) de cada modo é dada por as funções $f_{I,ij}$, $f_{II,ij}$ e $f_{III,kz}$, estas funções descrevem a distribuição angular de tensões na ponta de trinca.

A Figura 2.2 representa um sistema de coordenadas polares r e θ que descreve o campo de tensões na vizinhança da trinca, no plano x-y, que é normal ao plano da trinca (DOWLING, 2013).

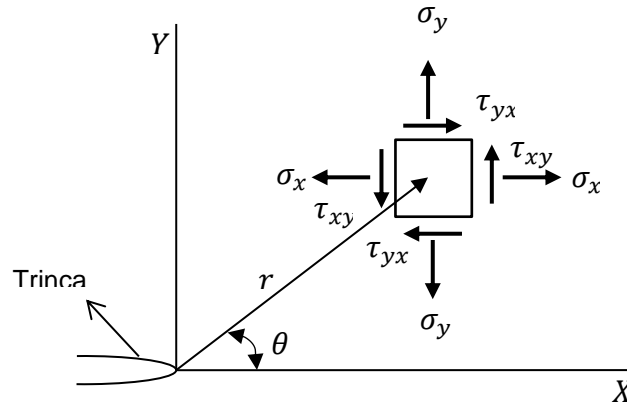


Figura 2.2 – Coordenadas polares na ponta de trinca. Fonte: Adaptado de Dowling (2013).

As tensões (σ e τ) na vizinhança da ponta de trinca são funções da distância (r) e do ângulo (θ), para qualquer caso de carregamento em tração (Modo I), sendo representadas pelas equações (2.10), (2.11), (2.12), (2.13), (2.14) e (2.15) geradas da Equação (2.9):

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right] + \dots \quad (2.10)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2} \right] + \dots \quad (2.11)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} + \dots \quad (2.12)$$

$$\sigma_z = 0 \text{ EPT (Estado Plano de Tensões)} \quad (2.13)$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \text{ EPD (Estado Plano de Deformações; } \varepsilon_z = 0) \quad (2.14)$$

$$\tau_{yz} = \tau_{zx} = 0 \quad (2.15)$$

Estas equações são baseadas na Teoria da Elasticidade Linear, propostas por Westergaard (1939), com o objetivo de descrever o campo de tensões perto da ponta de trinca. Assim, permitem conferir um aumento rápido das tensões nas proximidades da trinca. Por tanto, à medida que o parâmetro r se aproxima de zero, as componentes não nulas nas equações (2.7), (2.8) e (2.9) se aproximam de infinito, isto acontece porque as tensões são inversamente proporcionais de \sqrt{r} .

Tudo isto indica a existência de uma singularidade matemática no modelo que define a ponta de trinca, mas nenhum valor de tensão na ponta de trinca pode ser previsto pelo uso das equações já mencionadas. Das equações (2.10), (2.11) e (2.12), também foi possível inferir que as componentes não nulas são proporcionais à quantidade K_I , e os fatores restantes só fornecem a variação com r e θ . Assim o valor do fator K_I pode caracterizar a magnitude do campo de tensões próximo à ponta de trinca, e pode se definir pelas equações (2.16) e (2.17):

$$K_I = \lim_{r, \theta \rightarrow 0} \left(\sigma_y \sqrt{2\pi r} \right) \quad (2.16)$$

$$K_I = F \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.17)$$

Onde σ representa a tensão nominal aplicada e F é um fator adimensional que depende de diferentes geometrias. Se um espécimen tem diferentes comprimentos de trinca (a), a relação entre o comprimento e a largura (W) também vão ser diferentes, portanto terá uma variação no fator F .

No caso dos modos de carga II e III, também existem um sistema de equações para seus correspondentes campos de tensões, com fatores K_{II} , K_{III} e análogos com K_I .

Por meio das equações (2.18) e (2.19), desenvolvidas por Griffith e Irwin para a taxa de liberação de energia (G) e o fator de intensidade de tensão (K), foi possível estabelecer um relacionamento direto entre $K - G$ para o Modo I de carregamento, o modo de carga misto e confinado.

$$G = \frac{K_I^2}{E'} \quad (2.18)$$

$$G = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{K_{II}^2}{E'} + \frac{K_{III}^2}{2\mu} \quad (2.19)$$

onde E' é o valor obtido do Módulo de Elasticidade do material e ν a relação de Poisson.

Com,

$$E' = E \quad (\text{Estado Plano de Tensões; } \sigma_z = 0)$$

$$E' = E / (1 - \nu^2) \quad (\text{Estado Plano de Deformações; } \varepsilon_z = 0)$$

Com as características de K conhecidas, diferentes autores da literatura puderam estabelecer que, a propagação de trinca começa quando K é maior que o parâmetro de tenacidade à fratura (K_{IC}) em condições de deformação plana.

2.1.1.4. Tenacidade à Fratura

A tenacidade à fratura (K_{IC}) representa a resistência que um material tem ao crescimento de trinca, dependendo de uma tensão crítica aplicada para a propagação da trinca, e da relação entre o comprimento da trinca a e a largura W .

A tenacidade à fratura (K_{IC}) caracteriza a capacidade que tem um material para absorver uma determinada quantidade de energia até o momento de falha. Essa propriedade é uma maneira quantitativa de expressar a resistência à fratura frágil de um material quando uma trinca está presente. De acordo com Mandai (2010) em materiais frágeis, normalmente se têm valores baixos de tenacidade à fratura, enquanto em materiais dúcteis se obtêm valores altos.

Existem métodos padronizados para calcular K_{IC} , que são válidos sempre e quando o tamanho da zona plástica à frente da ponta de trinca seja pequeno. Porém, para materiais que apresentam um tamanho significativo da zona plástica antes do crescimento estável da trinca, não são aplicáveis os métodos de K_{IC} . Para esses casos, são aplicados conceitos da Mecânica da Fratura Elasto-plástica (MFEP), com a qual se utiliza diversos métodos que trabalham com as relações não lineares entre o campo de tensões e o de deformações.

2.1.1.5. Zona Plástica no Estado Plano de Tensões

Um material principalmente metálico tende a mostrar uma tensão acima da tensão de escoamento enquanto se deforma plasticamente. De acordo com Broek (1982), um material metálico sempre terá uma região ao redor da ponta de uma trinca, onde ocorrem deformações plásticas, esta região é conhecida como a zona plástica. A distribuição de tensão na região da ponta de trinca para um plano de tensões é mostrada na Figura 2.3

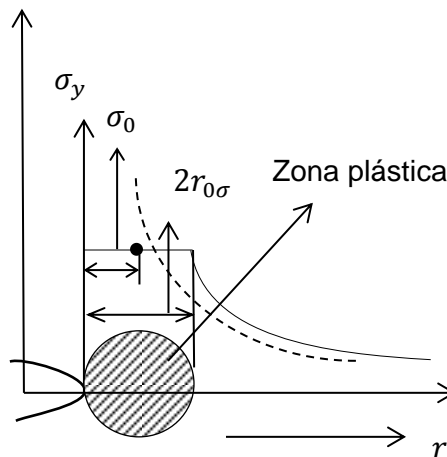


Figura 2.3 – Zona plástica estimada para um plano de tensões. Fonte: Adaptado de Dowling (2013).

onde, a estimativa do tamanho da zona plástica para um Estado Plano de Tensão é representada pela Equação (2.20):

$$2r_{0\sigma} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_0} \right)^2 \quad (2.20)$$

onde $2r_{0\sigma}$ representa o tamanho da zona plástica e a tensão de escoamento ($\sigma_0 = \sigma_x = \sigma_y$ e $\sigma_z = \tau_{xy} = \tau_{yz} = \tau_{zx} = 0$).

2.1.1.6. Zona Plástica no Estado Plano de Deformações

Quando um material com uma trinca tem uma espessura grande em comparação com o tamanho da zona plástica, a região externa da zona plástica recebe tensões σ_x e σ_y relativamente baixas, tendo uma pequena contração da relação de Poisson no eixo z. Por esta razão o material no interior da zona plástica apresenta uma dificuldade a se deformar na direção z, portanto, o material tem um comportamento dentro do plano de deformação, onde $\varepsilon_z = 0$.

Um material em estado plano de deformação indica um aumento nas tensões necessárias para gerar escoamento, à vez que o tamanho da zona plástica diminui em relação ao estado plano de tensão. Os estudos feitos por Irwin (1957) sugerem que os efeitos gerados na tensão de escoamento diminuem um pouco, quando $\sigma_y = \sqrt{3}\sigma_0$, obtendo assim, uma expressão para a medição da zona plástica, mostrada na Equação (2.21):

$$2r_{0\sigma} = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_0} \right)^2 \quad (2.21)$$

onde se tem um valor três vezes menor do que o obtido para um Estado Plano de Tensões.

2.1.1.7. Limitações para a validade de MFLE

A teoria da MFLE é aplicável enquanto a zona plástica for pequena em relação ao tamanho de trinca e as dimensões do elemento que a contém e onde existe uma região de domínio de K . Conforme Dowling (2013) para isto é fundamental manter um K caracterizando a severidade da trinca, onde o campo

de K rodeia e tem o controle do comportamento da Zona plástica e a área da ponta de trinca.

É importante ressaltar que tanto a espessura quanto o comprimento da trinca devem manter uma relação tal que o plano de deformações seja considerado. Tal relação deve cumprir com a Equação (2.22) e principalmente a Equação (2.23) que garante o cumprimento de todas as condições:

$$h, a, (W - a) \geq \frac{4}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma} \right)^2 \quad (2.22)$$

$$B, a, (W - a), h \geq 2,5 \left(\frac{K_I}{\sigma} \right)^2 \quad (2.23)$$

onde se tem uma altura h , um comprimento de trinca a , uma largura W , B como a espessura do corpo de prova (Figura 2.4), σ é uma tensão inicial e o fator de intensidade de tensão no modo I de carga K_I .

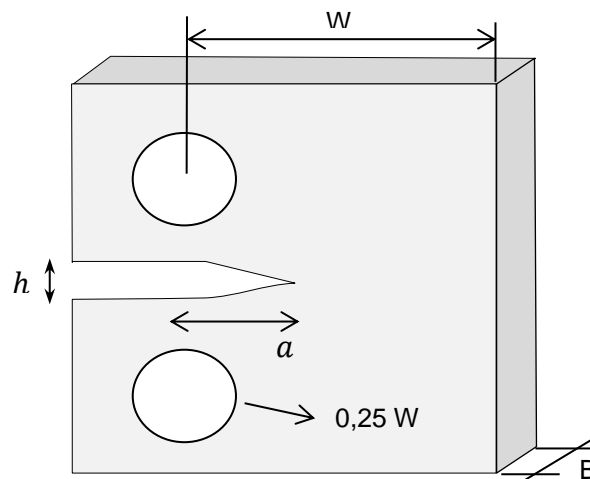


Figura 2.4 – Dimensões de um corpo de prova

2.1.2. Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

Quando um determinado elemento com uma trinca mostra uma zona plástica significativa em relação com o tamanho da trinca e as suas dimensões,

a teoria da MFLE já não é aplicável. Portanto por meio da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) é possível aplicar diversos métodos que permitem lidar com as relações não lineares entre o campo de tensões e o de deformações.

Há dois métodos amplamente utilizados para fazer a caracterização de elementos com grandes deformações plásticas na ponta de trinca considerando a MFEP. Tais métodos são conhecidos como o método CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) e o método de Integral- J .

2.1.2.1. Método CTOD (Crack Tip Opening Displacement)

O Método de deslocamento da abertura na ponta de trinca (CTOD) representa a distância entre as duas superfícies de trinca em uma amostra medida na ponta de trinca. Este método foi proposto por Wells (1963) para determinar o K_{IC} , percebendo assim, a dificuldade de caracterizar materiais com valores altos de tenacidade à fratura, devido às trincas nas amostras começavam a se deformar, ficando com uma forma arredonda na ponta, como mostrado na Figura 2.5:

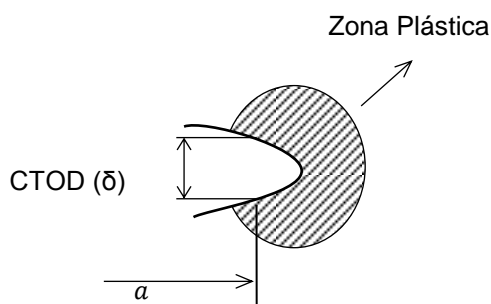


Figura 2.5 – CTOD na ponta de trinca.

Por meio do uso da Equação (2.21) fornecida por Irwin para a correção do tamanho da zona plástica em um estado plano de tensão, e as equações (2.18) e (2.20) para uma taxa de liberação de energia (G), é possível relacionar os parâmetros K e G com o cálculo do parâmetro CTOD. Tendo assim a Equação (2.24):

$$CTOD = \delta = \frac{4 K_I^2}{\pi E \sigma_0} = \frac{4 G}{\pi \sigma_0} \quad (2.24)$$

Onde finalmente se tem a relação mostrada na Equação (2.25):

$$\delta = \frac{K_I^2}{E \sigma_0} = \frac{G}{\sigma_0} \quad (2.25)$$

onde σ_0 é a tensão de escoamento.

O critério CTOD assume que a fratura ocorre, quando um valor crítico (δ_c) medido em um corpo de prova é ultrapassado, sendo $\delta \geq \delta_c$, assim se tem uma equivalência com o critério de K_I para uma propagação de trinca linear elástica (ZHU; JOYCE, 2012).

2.1.2.2. Método Integral- J

Quando o tamanho da zona plástica na frente da trinca é considerável, os parâmetros como G , aplicados na MFLE são limitados, sendo que esse parâmetro, usado para medir a resistência à propagação de trinca em termos de energia é altamente afetado por não ter uma solução para um comportamento Elasto-plástico. Devido a isto, Rice (1968) propôs um novo parâmetro chamado Integral- J , o qual substitui o parâmetro G proposto por Griffith.

A integral de contorno J tem sido usada desde a metade do século XX como um parâmetro de caracterização mecânica de materiais elásticos não lineares, representando a liberação de energia que ocorre na propagação de trinca quando se tem um determinado estado de tensões. Segundo Arana e González (2002), a integral- J pode expressar a diferença entre o trabalho de forças externas e a energia elástica acumulada ao longo do caminho da curva (Γ), para qualquer meio contínuo sólido que não contém falhas nem trincas. A Integral- J é representada pela Equação (2.26):

$$J = \oint_{\Gamma} \left(w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (2.26)$$

Onde Γ é um contorno arbitrário na ponta de trinca, como mostrado na Figura 2.6.

Com uma densidade da energia de deformação w , T_i é o vetor de componentes de tração, u_i é o vetor de componentes de deslocamento, e ds sendo o incremento de comprimento ao longo do contorno, x e y são coordenadas retangulares, com a direção y perpendicular à linha da trinca e o começo da ponta de trinca. Com esta equação Rice conseguiu demonstrar que a integral- J é independente do caminho de integração em torno à ponta de trinca, isto foi confirmado nas abordagens feitas por vários autores por meio da análise de elementos finitos (ZHU; JOYCE, 2012).

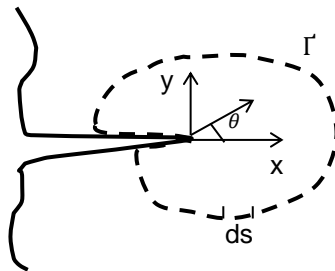


Figura 2.6 – Contorno arbitrário ao redor da ponta de trinca. Fonte: Adaptado de Zhu e Joyce (2012).

O parâmetro J além de ser um parâmetro de energia, também é um parâmetro de tensão e deformação. Hutchinson (1968) e Rice e Rosengren (1968), de forma independente concluíram que J define o estado de σ_{ij} e ϵ_{ij} , permitindo a caracterização de um material elástico não linear. Hutchinson (1968) fez uma avaliação das condições tanto para o estado plano de tensões quanto para o estado de deformações enquanto que Rice e Rosengren (1968), só avaliaram as condições no estado plano de deformação.

Por meio de um conjunto de equações aplicando os conceitos desenvolvidos para o parâmetro J , é possível obter a relação entre os

parâmetros J e G , por tanto também se pode uma relação entre J e G com o fator de intensidade de tensão K_I , como se mostra nas equações (2.27) e (2.28):

$$J = G = \frac{K_I^2}{E} \quad (2.27)$$

onde se tem um Estado Plano de Tensões e portanto é possível relacionar a tenacidade à fratura KIC com um valor crítico de J , sendo $K_{IC} = \sqrt{J_{IC}E}$.

$$J = \frac{(1-\nu^2)K_I^2}{E} \quad (2.28)$$

onde se tem um Estado Plano de Deformação. Portanto J se pode expressar como a somatória das suas componentes elásticas e plásticas, de tal forma que $J = J_{el} + J_{pl}$, sendo J_{el} a componente elástica e J_{pl} a componente plástica.

2.1.3. Iniciação e Propagação de Trinca por Fadiga

Para qualquer componente o material utilizado na engenharia, a presença de uma falha ou trinca pode representar uma diminuição na sua resistência, gerando possíveis fraturas frágeis, mesmo em materiais dúcteis. Isto normalmente acontece depois de um processo onde aquele componente consegue cumprir com determinadas condições de serviço, inclusive sem ter ultrapassado o limite de carga previsto. Um dos processos mais estudados é a fadiga, a qual é gerada pela ocorrência de tensões cíclicas, porém a propagação de trinca também pode ser gerada pela presença de um ambiente hostil, mesmo que se tenha uma carga estável aplicada.

No processo de propagação de trinca em um material, o estudo da fadiga é de grande importância, de acordo com Dowling (2013), a fadiga é considerada a maior causa individual de falhas nos metais, tendo também influência nas falhas ocorridas em materiais cerâmicos.

A fadiga é definida como uma forma de falha que normalmente ocorre quando uma estrutura está sujeita a tensões dinâmicas e oscilantes. Portanto é possível a ocorrência de falha em um nível de tensão inferior ao limite de resistência à tração ou ao limite de escoamento para uma carga estática.

As tensões cíclicas de amplitude constante, responsáveis pela ocorrência de fadiga, geralmente são definidas por parâmetros como: a tensão média (σ_m), que é a média entre a tensão máxima e mínima em um ciclo, a amplitude de tensão (σ_a), sendo a média da diferença de tensões máximas e mínimas em um ciclo, e finalmente a frequência (ω), sendo a grandeza física que mede o número de ciclos ocorridos durante um intervalo de tempo, como mostrado na Figura 2.7. A razão de carregamento cíclico (R) pode se expressar pela relação das tensões mínima e máxima, sendo $R = \sigma_{min}/\sigma_{máx}$.

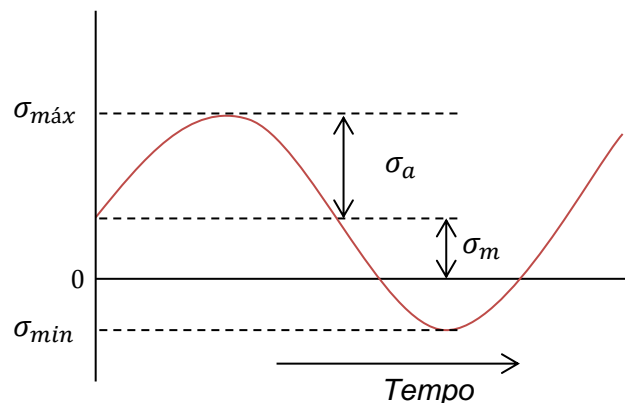


Figura 2.7 – Tensões cíclicas de amplitude constante.

Em um processo de fadiga é possível identificar três etapas que ocorrem de forma sucessiva até a ruptura. A primeira etapa é a nucleação e iniciação da trinca, onde se forma uma pequena trinca em algum ponto de altas concentrações de tensões gerando deformações plásticas cíclicas. A segunda etapa é caracterizada pela propagação de trinca, onde a trinca avança na zona plástica de acordo com cada incremento de ciclo. Na terceira etapa ocorre uma fratura final, neste caso a trinca se propaga fora da zona de interferência da

concentração de tensões que começou a propagação de trinca, tendo assim um comportamento elástico em escala microscópica.

2.1.3.1. Estimativa da vida em fadiga

Estabelecer a duração ou a quantidade de ciclos de carga que um determinado componente pode se manter submetido à fadiga, é um dos fatores mais importantes a considerar no momento da concepção e fabricação desse elemento. Considerando as etapas apresentadas no processo de iniciação e propagação de trinca a vida em fadiga (N_f) pode ser definida pela Equação (2.29).

$$N_f = N_i + (N_p)_p + (N_p)_e \quad (2.29)$$

onde, N_i representa o número de ciclos na etapa de iniciação de trinca, $(N_p)_p$ é o número de ciclos que ocorrem na etapa de propagação de trinca e $(N_p)_e$ são os ciclos na etapa de ruptura com um comportamento microscopicamente elástico.

Desde os primeiros estudos no campo experimental realizados por Wöhler no final do século XIX, onde ele fez uma análise da falha por fadiga com um alto número de ciclos aplicados é possível estabelecer a relação entre as deformações plásticas e elásticas e o número de ciclos da vida em fadiga. Neste sentido Arana e González (2002), indicam que em um componente que apresenta deformações plásticas menores que as deformações elásticas se obtêm a quantidade de ciclos finais $N_f > 10^5$, quando acontece o oposto se tem os ciclos finais $N_f < 10^5$.

Um dos fatores que mais influenciam a taxa de crescimento de uma trinca é o fator de intensidade de tensão K , onde a taxa de crescimento da trinca pode se expressar como uma função dependente de K , a ou R , conforme mostrado na Equação (2.30):

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, a), \quad (\Delta K = K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n}) \quad (2.30)$$

onde,

$K_{m\acute{a}x}$ = Fator de intensidade de tensão máximo.

$K_{m\acute{i}n}$ = Fator de intensidade de tensão mínimo.

Da Equação (2.30), se pode obter uma expressão que permite a estimativa do número de ciclos totais, durante uma etapa de propagação de trinca estável, ou seja, que não apresenta alterações durante o crescimento de trinca constante, com um comprimento de trinca inicial a_i e um com comprimento final a_f , tendo assim, a Equação (2.31):

$$N_f = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{f(\Delta K, a)} \quad (2.31)$$

2.1.3.2. Lei de Paris e a curva de crescimento de trincas por fadiga

Uma premissa muito importante no campo experimental sobre os efeitos da fadiga durante a década dos anos 60 foi caracterizar a propagação de trinca em função do intervalo de tensões aplicado e o comprimento da trinca. Seguindo essa premissa, Paris e Erdogan (1963) apresentaram os resultados obtidos por meio de testes em amostras de alumínio, definindo uma expressão que consegue caracterizar a taxa de propagação de trinca em relação com o fator de intensidade de tensão, dita expressão é conhecida como a equação de Paris, mostrada na Equação (2.32):

$$\frac{da}{dN} = C_p (\Delta K)^{m_p} \quad (2.32)$$

onde C_p e m_p são valores constantes da equação de Paris que dependem do tipo de material, das suas características micro estruturais, condições ambientais e de temperatura.

A constante C normalmente tem valores entre 10^{-6} e 10^{-8} e m tem valores entre dois (2) e quatro (4) para ligas dúcteis, além disso, representa o declive de uma curva em escala logarítmica, conhecida como a curva da/dN vs ΔK . A partir da equação de Paris, e usando as equações (2.17) e (2.32)

anteriormente mencionadas, é possível obter a Equação (2.33), a qual permite calcular o número total de ciclos ocorridos entre a iniciação da propagação de trinca e a falha de um material por fadiga.

$$N_f = \frac{2}{C(F^2 \Delta \sigma^2 \pi)} \ln \frac{a_f}{a_i} \quad (m \neq 2) \quad (2.33)$$

Na Figura 2.8 se mostra a curva característica de propagação de trinca em um material dúctil, onde se identifica três estágios diferentes durante o processo de crescimento de trinca (Estágio I, II e III).

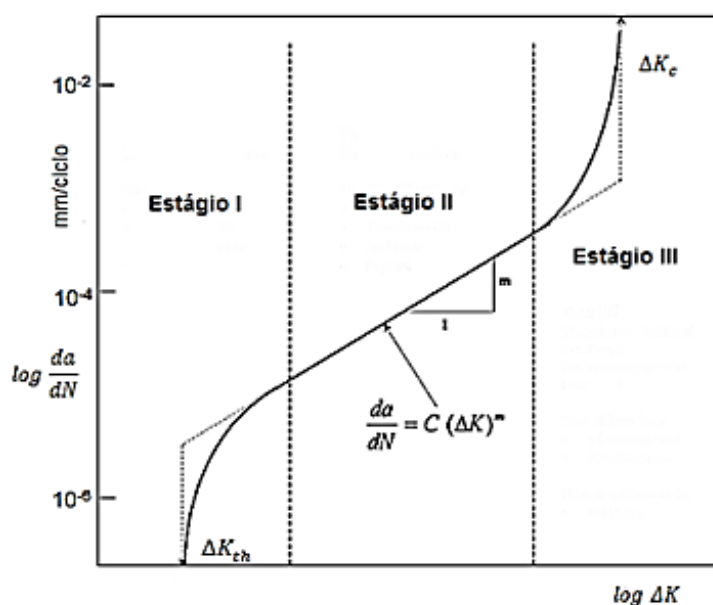


Figura 2.8 – Curva da/dN vs ΔK esquemática. Fonte: Adaptada de Ritchie (2000).

A equação de Paris descreve uma linha reta, que por meio de uma escala logarítmica mostra os resultados experimentais da propagação de trinca em um material. Normalmente no diagrama gerado pela curva da/dN vs ΔK , se pode identificar uma zona (Estágio II) onde a equação de Paris atinge uma melhor descrição do comportamento linear do crescimento de trinca, dita zona está tipicamente entre os valores de 10^{-3} e 10^{-5} mm/ciclo, como mostrado na ordenada do gráfico apresentado na Figura 2.8.

Cada estágio mostrado no diagrama da/dN apresenta características específicas, fazendo uma breve descrição se tem o seguinte:

O Estágio I: é um processo onde a propagação de trinca ocorre lentamente, atingindo uma taxa de crescimento de trinca da ordem de 10^{-7} mm/ciclo. De acordo com Arana e González (2002), a propagação de trinca começa quando o valor de intensidade de tensão alcança um valor limiar (ΔK_{th}) o qual depende do material, da razão de carregamento (R) e o ambiente. Normalmente para aços e ligas ferrosas o valor de ΔK_{th} é pequeno e está entre 2 e 7 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ tendo alguns casos excepcionais com valores entre 10 e 15 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Considerando o aspecto microscópico no Estágio I, o processo de crescimento de trinca é altamente dependente dos parâmetros microestruturais do material, a tensão média aplicada, o meio ambiente e o tamanho da zona plástica na ponta de trinca. Para materiais dúcteis, dito estágio é influenciado pela concentração de deformações na ponta de trinca, onde se apresentam planos de deslizamentos que geram a ocorrência de novas trincas em uma direção determinada.

O Estágio II: é um estágio descrito pela equação de Paris, onde o crescimento de trinca é contínuo e estável, isto permite fazer uma estimativa da vida a fadiga com maior precisão durante este estágio.

Este estágio se caracteriza pela formação de estrias superficiais, que são lineares, paralelas entre si e perpendiculares à direção da propagação da trinca. Também durante estágio se destaca a pouca dependência da microestrutura do material testado, a tensão média, o meio ambiente e da espessura do componente.

O Estágio III: começa uma transição entre a propagação contínua subcrítica e a propagação instável final da trinca, onde se alcançam velocidades de propagação muito altas. Neste caso há uma alta influência da razão de carregamento (R), a espessura do componente e também da microestrutura do material ao igual que no Estágio I.

Durante este estágio, o fator de intensidade de tensões atinge um valor crítico, K_c , isto ocorre quando o fator de intensidade de tensão máximo, $K_{máx}$ se aproxima ao valor da tenacidade à fratura do material avaliado. Tendo um K_c é possível estimar o comprimento crítico de trinca, a_c , como mostrado na Equação (2.34).

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{F \sigma_{máx}} \right)^2 \quad (2.34)$$

2.1.3.3. Efeitos de R na propagação de trinca

Quando a razão de carregamento (R) aumenta, também aumenta o crescimento de trinca para um ΔK determinado. Segundo Dowling (2013), este efeito tem uma alta influência em materiais frágeis, mas não afeta de maneira importante a região intermediária da curva da/dN dos materiais dúcteis.

Além do modelo de Paris, foram propostos outros modelos que consideram a influência que tem vários parâmetros sobre taxa de propagação de trinca, entre eles R . Tendo vários desses modelos uma maior aproximação para casos determinados na realidade.

De acordo com autores como Beden, Abdullah e Ariffin (2009) que fizeram uma revisão dos diferentes modelos propostos por vários autores durante várias décadas, para a previsão da vida de fadiga de componentes metálicos, existem vários modelos onde fatores como R e a amplitude de carga constante e variável têm uma grande influência.

Elber (1971) propôs um método que modifica a equação de Paris, tendo uma boa descrição dos estágios I e II, porém gera resultados que não são conservativos tendo um ΔK alto ou um ΔK baixo com um R alto. Este modelo é descrito pela Equação (2.35).

$$\frac{da}{dN} = C_p (U \Delta K)^{m_p} \quad (2.35)$$

com $U = 0,5 + 0,4R$ e $-0,1 \leq R \leq 0,7$.

onde, C_p e m_p são constantes da equação de Elber.

McEvily (1974) propôs um modelo para a uma carga de amplitude constante, ele determinou que o comportamento da taxa de crescimento da trinca é independente da tensão média até uma taxa de 10^{-3} mm/ciclo ou até a região II da curva da/dN . Tendo assim a Equação (2.36).

$$\frac{da}{dN} = \frac{C}{\sigma_{ys} E} (\Delta K^2 - \Delta K_{th}^2) \left(1 + \frac{\Delta K}{K_c - K_{máx}} \right) \quad (2.36)$$

Forman (1967) propôs um método que faz parte dos métodos onde se considera uma amplitude de carga variável, a relação de tensões e a frequência de carga. Com este método é possível modelar o estágio III da curva da/dN , porém tem uma precisão menor no estágio I, dito modelo é representado pela Equação (2.37).

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_F (\Delta K)^{m_F}}{(1-R)(K_c - K_{máx})} \quad (2.37)$$

onde, C_F e m_F são constantes da equação de Forman.

Walker (1970) propôs um método que considera os efeitos do parâmetro R e também de ΔK que atinge um valor máximo ($K_{máx}$) quando $R = 0$. Este modelo consegue modelar adequadamente o efeito da carga média no estágio II, mas não tem uma boa descrição desses efeitos nos estágios I e III, dito modelo é representado pela equação (2.38).

$$\frac{da}{dN} = C_W \left[\frac{\Delta K}{(1-R)^{1-\gamma_W}} \right]^{m_W} \quad (2.38)$$

onde, C_W , m_W e γ_W são constantes da equação de Walker.

Collis Priest (1972) propôs um método que consegue descrever os três estágios (I, II e III) da curva da/dN , incluindo os efeitos de R . Este método é representado pela Equação (2.39).

$$\frac{da}{dN} = C (K_c \Delta K)^{m/2} \text{Exp} \left[\ln \left(\frac{K_c}{\Delta K_0} \right)^{m/2} \tanh^{-1} \left(\frac{\ln \left[\frac{\Delta K^2}{(1-R) K_c \Delta K_0} \right]}{\ln \left[\frac{(1-R) K_c}{\Delta K_0} \right]} \right) \right] \quad (2.39)$$

onde, C e m são constantes referentes à equação de Paris e ΔK_0 é um intervalo de intensidade de tensão inicial.

2.2. OS FERROS FUNDIDOS NODULARES E O CRESCIMENTO DE TRINCA

A avaliação dos fatores e efeitos que influenciam o crescimento de trinca em um material, faz parte da caracterização de dito material, que pode ser usado no desenvolvimento de um determinado componente. O ferro fundido é um dos materiais que está tendo uma maior relevância no desenvolvimento de diferentes componentes mecânicos principalmente para a indústria automotiva, por isto é o material escolhido neste trabalho para avaliar suas propriedades em relação com a propagação de trinca por fadiga.

No texto seguinte se faz uma descrição do ferro fundido nodular e as suas características, as quais têm uma grande importância para poder entender o comportamento deste tipo de material à propagação de trinca por fadiga. Além disso, se mostra a possível complementariedade que pode ter o método de Correlação Digital de Imagem (CDI) na análise deste material, todo conforme informação da literatura.

2.2.1. Ferro Fundido Nodular (FFN)

De acordo com Dowling (2013) e a norma ASTM A644, há diferentes tipos de ferros fundidos (branco, cinzento, maleável, nodular entre outros), caracterizados por ter uma grande quantidade de carbono (C) que representa entre o 2 e 4% do seu peso, além disso, têm entre 1 e 3% de silício (Si). O

Ferro Fundido Nodular (FFN) ou Ferro Dúctil, de acordo com Chiaverini (2002), é uma liga de ferro-carbono (Fe-C) com um teor maior a 2%, onde a presença ou adição do Silício (Si) junto com outros elementos é fundamental para gerar os nódulos de grafita na matriz da liga. Segundo Dionicio et al. (2013), o FFN foi descoberto pelos cientistas britânicos H. Morrogh e W. Williams ao trabalhar com a adição de Cério (Ce) na composição química do ferro fundido. De acordo com Cavallini, Di Bartolomeo e Iacoviello (2008), no ano 1948, em trabalhos posteriores desenvolvidos no *International Nickel Company Research Laboratory*, foi adicionado o elemento Magnésio (Mg), obtendo um ferro fundido sem flocos e com nódulos de grafita esféricos quase perfeitos.

2.2.1.1. Classificação do FFN

A norma internacional DIN EN-1563 define e classifica o ferro fundido nodular conforme a composição da sua microestrutura e propriedades mecânicas como a resistência à tração e o alongamento percentual na fratura. Baseando-se na norma mencionada, Hütter, Zybell e Kuna (2015) no seu trabalho sobre micromecânica da fratura nos ferros fundidos nodulares, fazem uma classificação destes materiais dependendo da composição da sua matriz. Os mesmos autores mencionam que o FFN pode ter uma estrutura ferrítica, perlítica, austenítica ou estágios intermediários, que dependem da composição química da matriz e o tratamento térmico aplicado.

Na Figura 2.9 se mostram os três tipos de microestruturas da matriz do FFN (ferrítica, ferrítica-perlítica e perlítica), onde se podem ver a forma esferoidal dos nódulos de grafita envolvidos em uma matriz de ferrita e/ou perlita. Esses nódulos geram uma melhor ductilidade e resistência à fratura que outros ferros fundidos como o cinzento, onde a grafita têm forma de veios. (HANDBOOK, 1990),

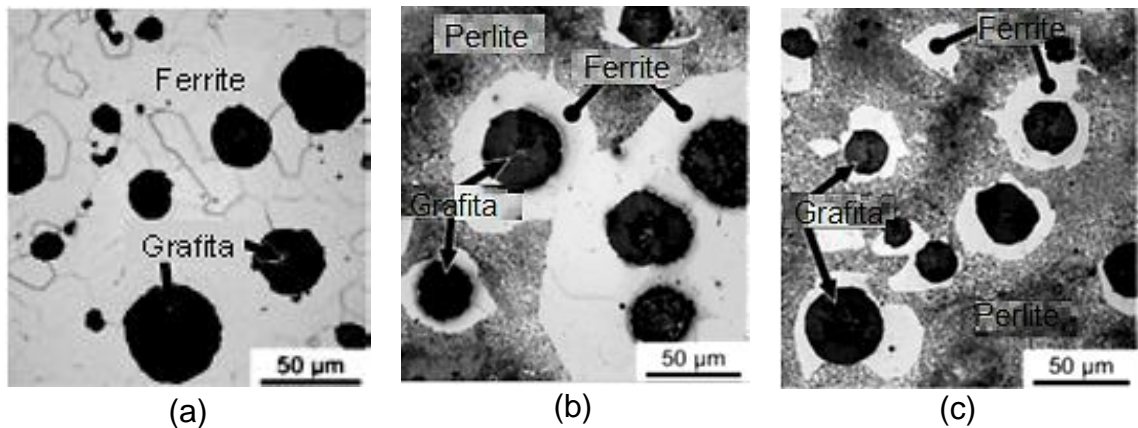


Figura 2.9 – Ferros Fundidos Nodulares: (a) Ferrítico, (b) Ferrítico-Perlítico, (c) Perlítico Fonte: Modificado de Hütter, Zybell e Kuna (2015).

O material escolhido para o desenvolvimento do presente trabalho está definido pela norma alemã DIN EN-1563 como EN-GJS-400, onde de acordo com suas características pode ter diferentes classificações. O FFN usado neste trabalho tem características que podem classificá-lo como EN-GJS-400-18 LT pela norma DIN EN-1563 ou GGG-40.3 pela norma DIN 1693. Este FFN está conformado por uma matriz predominantemente ferrítica com presença de perlita, podendo-se considerar como um material com uma boa ductilidade, usinabilidade e boa resistência a cargas de fadiga.

O FFN GGG-40.3 pode ter algumas pequenas variações na sua composição química, porém, regularmente dita composição é representada pelas porcentagens mostradas na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 – Composição Química do FFN GGG-40.3. Fonte: Adaptado de Mottiska et al., (2012)

Elemento	Fe	C	Si	Mn	Mg	P	S
Peso (%)	94.14	3.58	2.08	0.13	0.046	0.019	0.004

Na Tabela 2.2 se mostra as propriedades mecânicas do FFN GGG-40.3 de acordo com a norma DIN-EN-1563, ditas propriedades podem ter uma

grande influência no comportamento da propagação de trinca por fadiga em uma amostra deste material.

Tabela 2.2 – Propriedades Mecânicas do FFN GGG-40.3.

Módulo de elasticidade [GPa]	169
Limite de resistência à tração [MPa]	400
Resistência ao escoamento [MPa]	250
Alongamento percentual [%]	18
Coeficiente de Poisson	0,275
Dureza HB	130-175

As propriedades mecânicas do ferro fundido, de acordo com a Norma ASTM A536, são influenciadas durante a modelagem deste por fatores como: a taxa de resfriamento durante e após da solidificação do ferro, a composição química, o tratamento térmico e também pelo desenho e tipo do molde.

2.2.2. Propagação de trinca por fadiga no FFN

Os micromecanismos de falha no FFN têm sido pesquisados considerando diferentes condições de carregamento, entre elas as condições cíclicas de carga que geram fadiga e o processo de propagação de trinca. De acordo como autores como D'Agostino et al. (2017), mencionam que a resistência de um FFN à propagação e trinca por fadiga está fortemente influenciada pela matriz, as partículas morfológicas de grafita e as condições de carga. Os mesmos autores evidenciam no seu trabalho a influencia de fatores como a razão de tensões (R), a descolagem dos nódulos de grafita, a clivagem do escudo ferrítico.

Outros autores como Iacoviello, Di Cocco e Cavallini (2015), destacam a importância dos nódulos de grafita e a microestrutura dependendo da matriz do FFN. Por exemplo, considerando uma condição de tensão por tração, a possível influência nos nódulos de grafita dependerá do tipo de matriz da qual faz parte, se a matriz é completamente ferrítica haverá pouca influência dos processos de nucleação e crescimento secundário de trincas no interior dos nódulos. Iacoviello, Di Cocco e Cavallini (2015), no seu trabalho em um FFN

com uma matriz ferrítica-perlítica, também concluem que a deformação e a zona plástica neste material diminuem quando o K aplicado também diminui. Onde se salienta a importância dos nódulos de grafita na propagação de trincas secundárias no interior da zona plástica.

Autores como Hübner et al. (2007), mencionam no seu trabalho a influência da morfologia e o tamanho dos grãos de ferrita e os nódulos de grafita no processo de propagação de trinca no FFN. Os mesmos autores também indicam que quando ocorre uma abertura cíclica na ponta de trinca, sendo maior que o diâmetro dos nódulos de grafita, a propagação de trinca no FFN pode parar pela degradação das partículas de grafita.

Em relação com o diagrama de Paris, vários autores desenvolveram trabalhos onde fazem a análise de diferentes parâmetros que influenciam a curva da/dN vs ΔK . De alguns desses trabalhos é possível identificar um intervalo de valores característicos para o fator de intensidade de tensões (K) para o FFN GGG-40.3, tanto para um valor crítico (ΔK_{IC}) como o limiar (ΔK_{th}).

A razão de tensões (R) é apresentada em vários trabalhos como um dos principais fatores para ter valores diferentes de K , porém o valor de $R = 0,1$ é um dos mais usados em vários dos trabalhos que aparecem na literatura, como na maioria dos seguintes casos:

- Clement et al. (1984) reportou um valor de $K_{th} = 8,5 \text{ MPa}$ usando um $R = 0,1$.
- Wallin e Öberg (1986) reportaram um valor de $K_{th} = 13 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para um $R = 0,1$.
- Autores como Wasén e Heier (1998) obtiveram no seu trabalho valores de ΔK_{th} que oscilam entre $14 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e $6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ dependendo de fatores como a alta concentração de ferrite no material, vale a pena mencionar que eles usaram um $R = 0,05$.
- Dahlberg (2004) baseado nos resultados de trabalhos anteriores reportou um valor de $K_{th} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para um $R = 0,1$.
- Cavallini, Di Bartolomeo e Iacoviello (2008), por meio de testes de FFN com diferentes porcentagens de ferrita e perlita na composição de sua

matriz, reportaram valores para $K_{th} \cong 9,5 \text{ MPa}\sqrt{m}$ com uma razão de carga $R = 0,1$.

- Mottitschka et al. (2010), obtiveram para vários FFN com matriz ferrítica valores de $K_{th} = 10,1 \text{ MPa}\sqrt{m}$ e $K_{th} = 10,2 \text{ MPa}\sqrt{m}$ aplicando um $R = 0,1$.
- Iacoviello et al. (2013) reportam para vários ferros fundidos nodulares com uma microestrutura tanto ferrítica como ferrítica-perlítica, valores para $\Delta K_{th} = 9 \text{ MPa}\sqrt{m}$ e $K_{IC} = 32 \text{ MPa}\sqrt{m}$.
- A norma DIN EN-1563 indica que para um FFN GGG-40.3 se tem um $K_{IC} = 30 \text{ MPa}\sqrt{m}$.

Em relação com os valores dos parâmetros da curva da/dN vs ΔK , C e m para o FFN, na literatura não aparecem suficientes valores para definir um intervalo de valores característicos. Porém autores como Caldera et al. (2007) reportaram valores de 4×10^{-13} e 3×10^{-10} [mm/ciclo/ $\text{MPa}\sqrt{m}^m$] para C e valores de 6,44 e 5,80 para m aplicando um $R = 0,1$ nos seus ensaios.

De acordo com Dowling (2013) há outros valores que podem se considerar dependendo de que o material testado tenha uma matriz ferrítica-perlítica onde os valores característicos para C e m são $6,89 \times 10^{-9}$ e 3 aplicando um $R \approx 0$.

2.3. A CORRELAÇÃO DIGITAL DE IMAGEM (CDI) NO FFN

Na década dos anos 80 começa o desenvolvimento da Correlação Digital de Imagem (CDI), um dos primeiros trabalhos sobre este método é o apresentado por Peters e Ranson (1982) por meio da avaliação do deslocamento de pontos na superfície de um material para obter o seu campo de deslocamentos. Mais tarde autores como Sutton et al. (1983) e Chu et al. (1985), apresentaram trabalhos complementares para o desenvolvimento do método da CDI.

Com o passar do tempo o método de CDI tem tido grandes avanços, permitindo o desenvolvimento de trabalhos em diferentes áreas de pesquisa,

porém maior número de trabalhos relacionados CDI foram desenvolvidos durante a última década. Autores como Hild e Roux (2006) e Pan et al. (2009) tem sido grandes contribuintes de trabalhos que aplicam a CDI na análise e medição de deslocamentos, deformações e propriedades elásticas de materiais.

Na atualidade a CDI se tornou em umas das alternativas para a medição de deslocamentos e deformações em pontos de interesse da superfície de um material. Uma das empresas que oferece sistemas de CDI na atualidade é DANTEC Dynamics, eles descrevem a CDI como um método de imagem de campo completo baseado nos valores de imagens digitais cinzas. Assim, por meio da CDI é possível determinar o contorno e os deslocamentos em três dimensões de um objeto com uma carga aplicada.

A CDI é considerada um método que permite calcular parâmetros dentro de uma gama de deformação plástica para caracterizar um material, tendo uma boa utilidade para a determinação de parâmetros relacionados com a Mecânica de Fratura. De acordo com McCormic e Lord (2010), a CDI trabalha comparando as fotografias digitais de um componente ou amostra em diferentes estágios de deformação. Os mesmos autores mencionam que por meio do rastreamento de blocos de pixels, a CDI pode medir o deslocamento de uma superfície e construir campos completos de vetores de deformação em 2D e 3D (dois e três dimensões).

A técnica de CDI basicamente faz uma comparação de imagens que são adquiridas em diferentes estágios antes e depois de uma deformação, como se mostra na Figura 2.10. Segundo Ribeiro et al. (2012), esta técnica consiste na iluminação de um objeto por meio de uma fonte de luz, onde os padrões de intensidade resultantes vão depender da textura da superfície testada.

Na aplicação da técnica da CDI os padrões de intensidade gerados na superfície de um objeto devem ter uma distribuição aleatória, onde ocorre uma subdivisão dos padrões em áreas menores. Assim, as subdivisões dos padrões de intensidade poderão se correlacionar por meio de imagens gravadas antes e depois da deformação na superfície de um objeto.

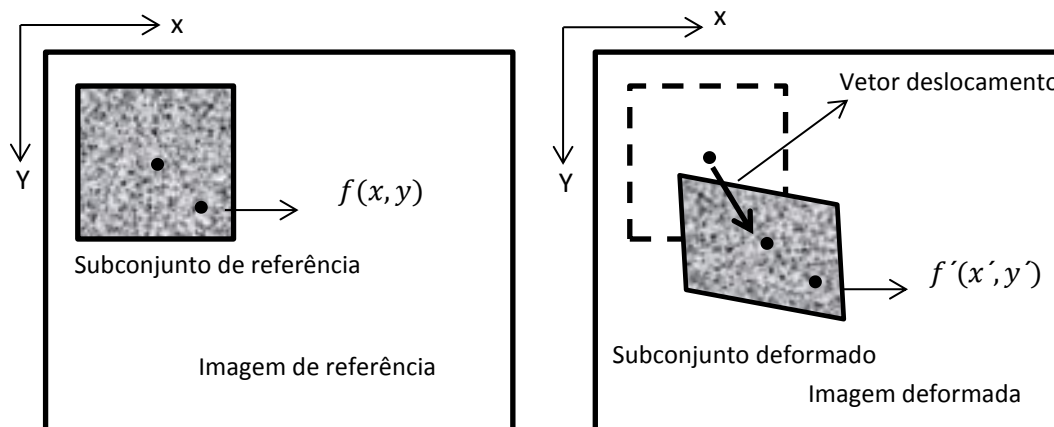


Figura 2.10 – Esquema de Subconjunto quadrado antes e depois da deformação.
Adaptado de Ribeiro et al. (2012).

onde $f(x,y)$ é uma função discreta que define os níveis de cinzento dos pixels da imagem inicial e $f'(x',y')$ é uma função que faz o mesmo para a imagem final (MARCELLIER et al., 2001). As funções $f(x,y)$ e $f'(x',y')$ são relacionadas por meio da Equação (2.40).

$$f'(x',y') = f(x + u(x,y), y + v(x,y)) \quad (2.40)$$

onde $u(x,y)$ e $v(x,y)$ são os campos de deslocamentos resultantes da correlação matemática das funções $f(x,y)$ e $f'(x',y')$.

Como afirma Ramírez (2017), existem três passos de grande importância na aplicação da técnica de CDI; o primeiro passo consiste na preparação da amostra que vai ser deformada, sendo necessária a elaboração de um padrão de pontos aleatórios. O segundo passo consiste na aquisição sequencial de imagens fotográficas, onde é importante ter uma primeira imagem de referência (imagem antes da deformação da amostra). Finalmente por meio das fotografias obtidas durante a deformação da amostra, o sistema de CDI pode fazer o cálculo dos campos de deslocamentos e deformações nos pontos da superfície da amostra avaliada. A Figura 2.11 mostra o sistema de CDI desenvolvido pela empresa DANTEC Dynamics, o qual é um exemplo dos

sistemas que estão sendo utilizados na atualidade. Este modelo de CDI está composto por um sistema de câmeras múltiplas, uma fonte de luz LED fria, além do software ISTRÁ 4D encarregado de processar as fotografias adquiridas das amostras avaliadas e calcular os seus respectivos campos de deslocamentos e deformações.

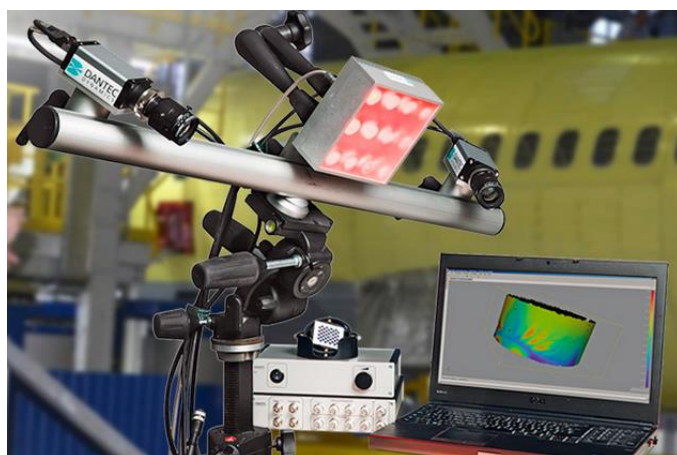


Figura 2.11 – Sistema de CDI Q-400. Fonte: DANTEC Dynamics (2017).

2.3.1.1. A propagação de trinca e o método de CDI

A aplicação da correlação digital de imagem na análise da mecânica da fratura começa na década de 1980, quando este método foi utilizado na avaliação de parâmetros como o fator de intensidade de tensão (K). O trabalho proposto por McNell, Peters e Sutton (1987) foi um dos primeiros onde se usou a CDI para o cálculo de K . Porém, não houve um grande avanço neste tipo de trabalhos até o começo do século XXI.

Durante a última década vários autores têm proposto trabalhos para avaliar diferentes propriedades da propagação de trinca com a aplicação de CDI. Por exemplo, Carroll et al. (2008), aprofundam no uso da CDI por meio da análise de múltipla escala da propagação de trinca por fadiga, obtendo o campo de deslocamentos e os parâmetros que influenciam na abertura e fechamento de trinca na região de interesse de uma amostra. Limodin et al. (2009), aplicam a CDI no cálculo de K e a análise de propagação de trinca em um FFN, concluindo que a CDI é uma das melhores técnicas para o cálculo de

campos de deslocamentos neste tipo de amostra em comparação de outros métodos como Raios-X. Wenman e Chard-Tuckey (2010) utilizam o CDI para calcular as deformações tangenciais na ponta de trinca de um corpo de prova compacto feito de um material ferrítico. Brynk, Pakiela e Kurzydowski (2011), aplicam o método de CDI para a automatização na medição e cálculo de K e o comprimento de trinca, mostrando a vantagem que apresenta a CDI no momento de fazer um seguimento visual da ponta de trinca em uma amostra. Mathieu, Hild e Roux (2012), indicam que a CDI além de permitir calcular K e posição da ponta de trinca, permite o cálculo da zona plástica por meio da medição do campo de deslocamentos e seu campo de tensões correspondente. Nowell, Kartial e De Matos (2012), também fazem uma avaliação por meio da CDI para caracterizar a ponta de trinca e o fechamento de trinca em uma amostra sob os efeitos de uma amplitude constante de carga.

3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL APLICADA

Para o desenvolvimento do trabalho experimental é de grande importância aplicar os conceitos e procedimentos expostos nas normas relacionados com o material a avaliar e o tipo de tipo de ensaio a fazer. Por isto, a norma ASTM E647 focada no procedimento de medição da taxa de propagação de trinca por fadiga, é a principal guia no desenvolvimento do presente trabalho. Além de considerar os conceitos e procedimentos para aplicar o sistema CDI como método complementar na análise dos efeitos da propagação de trinca em uma amostra.

3.1. PROCEDIMENTO DE ENSAIOS DE CRESCIMENTO DE TRINCA

3.1.1. Dimensões dos corpos de prova

A norma ASTM E647 fornece as recomendações para projetar os corpos de prova para ensaios de propagação de trincas. Onde define este tipo de amostra como um corpo de prova compacto para tensão ou CTS (*Compact Tension Specimen*), com uma geometria que está em função da largura (W), espessura (B), entalhe (a_n), comprimento de trinca (a), altura (H) e o diâmetro (D), como mostrado na Figura 3.1.

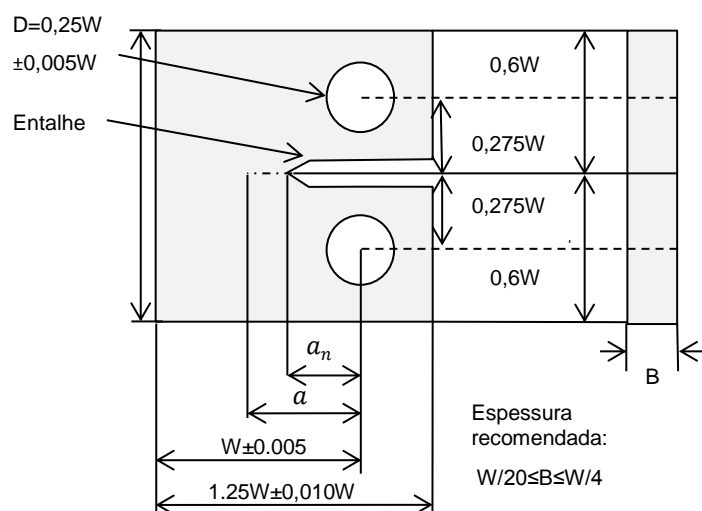


Figura 3.1 – Geometria do corpo de prova compacto (CTS).

A norma ASTM E647 indica um limite máximo para a altura de entalhe (h) da amostra, a qual não deve ultrapassar o valor equivalente de $h = w/16$. Para este trabalho foi escolhido um entalhe de tipo passante direto, o qual tem uma terminação em “v” feito por Eletroerosão e com um ângulo de inclinação de 30° de seus vértices.

Para realizar os testes, se projetaram duas geometrias, as quais foram chamadas de geometria A e B respectivamente, como mostrado na Figura 3.2, com principal diferença no desenho do entalhe, isto com a finalidade de posteriormente analisar a possível influência da geometria nos resultados obtidos.

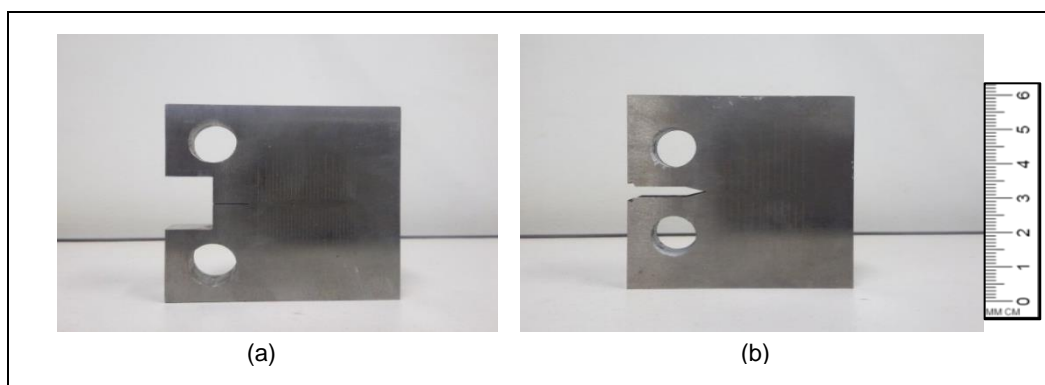


Figura 3.2 – Geometria Corpos de Prova: (a) Tipo A, (b) Tipo B.

Na Tabela são apresentadas as dimensões de cada tipo de amostra de acordo com as tolerâncias mostradas na Figura 3.1.

Tabela 3.1 – Dimensões dos corpos de prova utilizados.

Componente	Dimensão CTS (A) (mm)	Dimensão CTS (B) (mm)
W	50	50
B	12,5	12,5
D	12,5	12,5
H	60	60
a_n	10	10
h	0,3	3,5

Os corpos de prova CTS (A) fazem parte de um primeiro lote de amostras para as quais se tinha como matéria prima uma barra do FFN GGG - 40.3 previamente caracterizado por meios de ensaios mecânicos pelo Grupo de Pesquisa de Mecânica Computacional da UnB (GMEC). A composição química desta parte das amostras é mostrada na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Composição Química do FFN GGG-40.3 das amostras CTS (A). Fonte: Adaptada de Betancur (2017).

Elemento	Fe	C	Si	Mg	P	S
Peso (%)	93,52	3,6	2.45	0,33	0,08	0,02

Como observado na Tabela 3.2 a composição química para as amostras CTS (A) apresentam pequenas variações em comparação com a composição característica deste material (apresentada na Tabela 2.1), onde a porcentagem de Silício (Si) é maior. Vale a pena salientar que uma maior porcentagem de Si na composição química de um FFN pode significar uma maior concentração de nódulos de grafita durante o processo de fundição do material. De acordo com Betancur (2017) os nódulos de grafita para este tipo de FFN representa o 7% da sua estrutura, enquanto o 93% pertence à sua matriz ferrítica-perlítica.

Na Tabela 3.3 são mostradas algumas das propriedades mecânicas obtidas no processo de caracterização desta parte das amostras. Onde se pode observar uma variação em comparação dos valores observados na literatura (mostrado na Tabela 2.2), isto como possível resultado da diferença apresentada na composição química do material em relação com os valores teóricos.

Tabela 3.3 – Propriedades Mecânicas do FFN GGG-40.3 das amostras CTS (A). Fonte: Adaptada de Betancur (2017).

Módulo de elasticidade [GPa]	181
Limite de resistência à tração [MPa]	437
Resistência ao escoamento [MPa]	325
Coeficiente de Poisson	0,28

3.1.2. Preparação dos corpos de prova

3.1.2.1. Polimento do CTS

O polimento da superfície do CTS é um dos primeiros passos a ser executado durante a preparação do mesmo, isto para evitar possíveis corrosões na amostra e poder observar com maior clareza e precisão o comprimento e propagação da trinca, o qual acontece a uma escala pequena. Para isto, se usaram folhas de lixa N^o 240, 400, 800, 1200 e 2400, para finalmente aplicar uma emulsão abrasiva de alumina (Al_2O_3 , 0.5 μm) na superfície da amostra.

3.1.2.2. Marcação do CTS

A marcação do CTS foi feita com a finalidade de facilitar o acompanhamento visual do comprimento da trinca e verificar o crescimento simultâneo de trinca em ambas as faces do corpo do corpo de prova. As marcações no CTS foram feitas cada um (1) mm a partir do entalhe do CTS, até atingir os 40 mm e foi usado um calibrador traçador de altura digital marca Digimess (Figura 3.3), com uma capacidade de 300 mm, uma exatidão de $\pm 0,04$ mm e uma ponta de riscador em metal duro.



Figura 3.3 – Calibrador traçador de altura.

3.1.3. Equipamentos Experimentais

Para aplicar o carregamento sobre o corpo de prova se usou a máquina servo-hidráulica MTS 810. Esta máquina contém uma célula de carga, uma estação de controle remoto, um transdutor de deslocamento integrado a um atuador para medição e controle de posição, como mostrado na Figura 3.4. Além disso, permite a adaptabilidade de diversos tipos de garras e acessórios.



Figura 3.4 – Máquina Servo-hidráulica MTS 810.

As garras adaptadas na máquina MTS 810, mostradas na Figura 3.5, são responsáveis de alinhar e transmitir a carga de tensão que vai se aplicar sobre o CTS, onde adicionalmente se usam pinos metálicos para fixar o CTS entre as garras. Ditas Garras cumprem os requerimentos da norma ASTM E647.

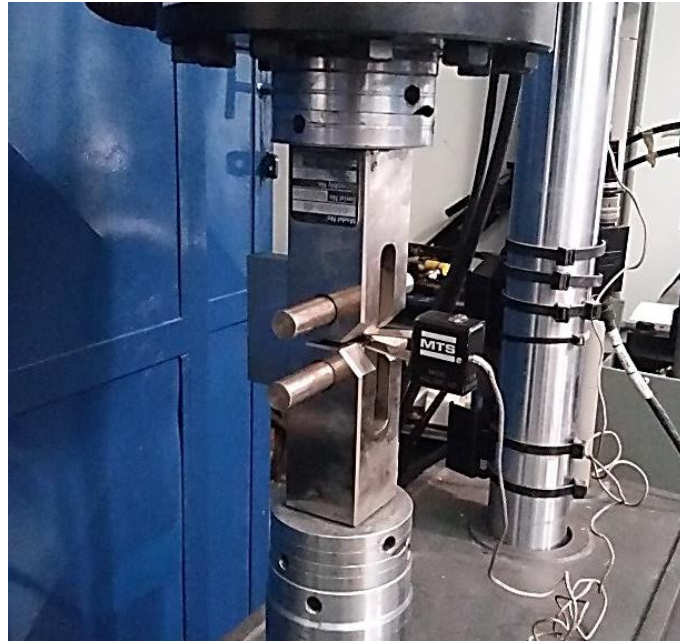


Figura 3.5 – Fixação de Garras e Pinos.

Para garantir uma maior precisão na medida do deslocamento da abertura da boca de trinca ou CMOD (*Crack Mouth Open Displacement*), o qual depende da carga aplicada e da rigidez da amostra, se usou um aparelho conhecido como *clip gauge*. Este aparelho contém quatro medidores de tensões ligados a duas vigas em balanço. Quando acontece a deflexão das vigas muda a voltagem dos medidores, fazendo com que tenha uma variação linearmente junto com o deslocamento.

Para adaptar o *clip gauge* no CTS, este deve ter um encaixe conhecido como “rabo de andorinha” ou se deve adaptar dito encaixe por meio da fixação de pequenas chapas metálicas no começo do entalhe como mostrado na Figura 3.6. Nos testes realizados foram utilizados os dois tipos de encaixe.

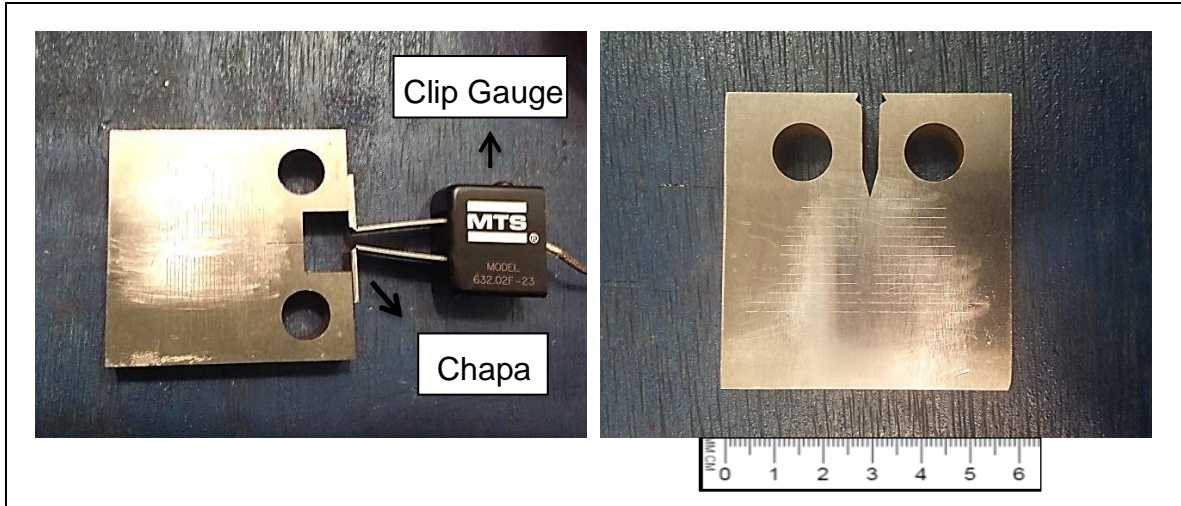


Figura 3.6 – Encaixe do Clip Gauge no CTS

A norma ASTM E647, mostra a medida de deslocamento da boca de trinca como um parâmetro de grande importância durante o ensaio, devido a que este se relaciona com o comprimento de trinca (a). Portanto, para ter um controle adequado da medição do CMOD, o comprimento de trinca (a) e a carga aplicada (P), a norma ASTM E647 fornece as equações (3.1) e (3.2) que relacionam ditos parâmetros conforme determinados pontos de medição na boca da trinca.

$$u_x = \frac{1}{\left[1 + \sqrt{\left(\frac{E'vB}{P} \right)} \right]} \quad (3.1)$$

onde,

P = Carga aplicada

E' = Modulo de Young efetivo

B = Espessura do CTS

v = Abertura de boca de trinca

$$\alpha = a/W = C_0 + C_1 u_x + C_2 (u_x)^2 + C_3 (u_x)^3 + C_4 (u_x)^4 + C_5 (u_x)^5 \quad (3.2)$$

Onde α é o comprimento relativo de trinca, o qual é a relação do comprimento de trinca (a) e a largura (W), e $C_0, C_1, C_2, C_3, C_4, C_5$ são coeficientes relacionados com os pontos de medição na abertura da boca de trinca, mostrados pela Figura 3.7 e na Tabela 3.4, onde os valores utilizados nos testes estão em destaque.

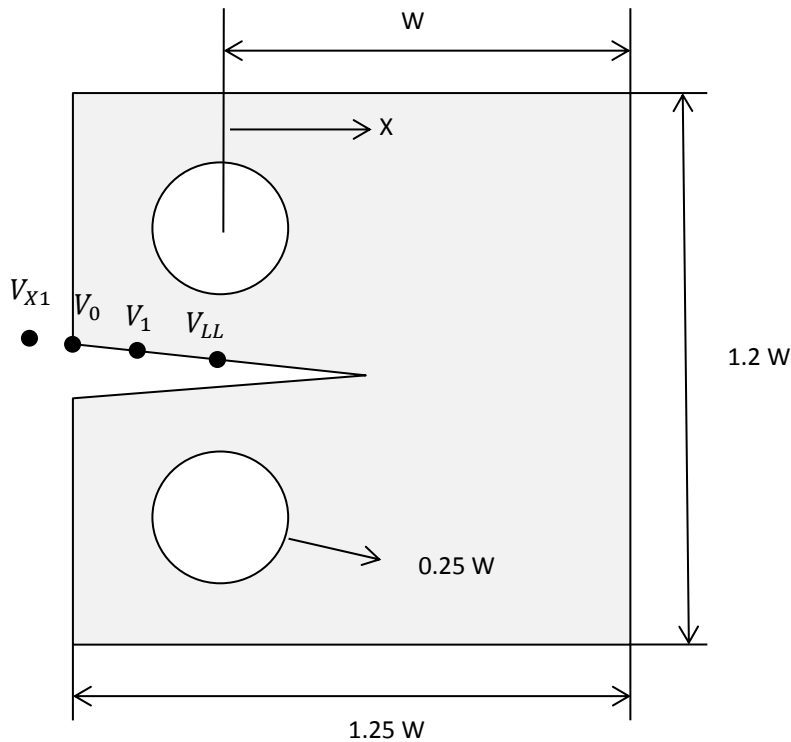


Figura 3.7 – Pontos de medição do CMOD

Tabela 3.4 – Coeficientes para medição do CMOD.

Localização de medida	X/W	C_0	C_1	C_2	C_3	C_4	C_5
V_{x1}	-0.345	1.0012	-4.9165	23.057	-323.91	1799.3	-3513.2
V_0	-0.250	1.0010	-4.6695	18.460	-236.82	1214.9	-2143.6
V_1	-0.1576	1.0008	-4.4473	15.400	-180.55	870.92	-1411.3
V_{LL}	0	1.0002	-4.0632	11.242	-106.04	464.33	-650.68

Por meio dos valores medidos na abertura de boca da trinca, é possível obter os valores de ΔK à medida que a trinca vai crescendo, de acordo com a norma ASTM E647. O valor de ΔK é calculado com a Equação (3.3).

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2 + \alpha)}{(1 - \alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (3.3)$$

onde a relação de $\alpha = a/W$ só é uma expressão válida para $a/W \geq 0,2$.

3.1.4. Pré-trinca por fadiga no CTS

A pré-trinca é de grande importância na obtenção de uma trinca por fadiga aguda, a qual deve ter um tamanho adequado para cumprir com a teoria da mecânica da fratura. Por isto, a norma ASTM E647 menciona que a pré-trinca deve ser de tal forma, que a distribuição de força seja simétrica em relação ao entalhe no CTS. De igual forma, a norma ASTM E399 fornece a informação sobre os requerimentos que uma pré-trinca deve cumprir para ser válido em ensaios do K_{IC} e de crescimento de trinca com K crescente e decrescente.

Para ter uma pré-trinca com as condições adequadas de ensaio, esta deve ser o mais aguda possível, para isto é necessário gerar uma trinca controlada por meio do carregamento cíclico. O comprimento da pré-trinca deve ser mínimo de $0,10B$, h ou 1 mm (onde B é a espessura e h a altura de entalhe do CTS), isto com a finalidade de evitar um possível encruamento do entalhe ou qualquer efeito na sua geometria. Para o desenvolvimento de todos os testes se usou um comprimento de 2 mm de pré-trinca.

Durante a execução da pré-trinca o valor do $K_{m\acute{a}x}$ atingido, não deve ultrapassar o valor do $K_{m\acute{a}x}$ no início da seguinte fase do teste, isto, para evitar o retardo de crescimento de trinca. Neste caso a norma ASTM E399 sugere aplicar um carregamento inicial por fadiga, de tal forma que o $K_{m\acute{a}x}$ aplicado, não exceda o 60% do K_{IC} do material testado. De acordo com a norma DIN EN-1563 os valores teóricos de tenacidade à fratura (K_{IC}) estão em um intervalo entre $25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para o FFN escolhido para o desenvolvimento dos testes. Devido a isto, para a execução da pré-trinca por fadiga no corpo de prova, se aplicou uma carga de tal forma que o $K_{m\acute{a}x}$ durante a pré-trinca não fosse exceder o valor de $12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

3.1.5. Ensaios de crescimento de trinca por fadiga

Depois de ter executado a propagação da pré-trinca no CTS, se pode continuar com os testes de propagação de trinca por fadiga com a finalidade de obter os valores de K_C e K_{th} da curva da/dN versus ΔK para o FFN. Para obter o valor de tenacidade à fratura (K_{IC}), se considerou os valores achados na literatura para o FFN, devido a fatores relacionados com as condições adequadas e tempo de desenvolvimento deste tipo de testes. Os ensaios foram focados nos procedimentos descritos pela norma ASTM E647 para o crescimento de trinca tendo um K controlado, neste caso há dois tipos de procedimento; o teste de amplitude de carga constante com um K crescente e o teste com K decrescente.

3.1.5.1. Teste com amplitude de carga constante e K crescente

Para a execução deste teste a norma ASTM E647 recomenda manter um K crescente, sendo possível obter uma taxa de crescimento de trinca adequada para a medição dos parâmetros da curva da/dN vs ΔK . Dita taxa de crescimento de trinca deve ser superior a 10^{-5} mm/ciclo, já que taxa de crescimento de trinca menor podem gerar dificuldades em relação às considerações de pré-trinca por fadiga.

Neste teste se recomenda manter uma amplitude de carga (ΔP) constante e manter uma razão de tensões (R) e frequência (ω) fixas. Por isto, em três dos quatro CTS utilizados para a elaboração dos testes de propagação de trinca com um K crescente se aplicaram os mesmos valores para cada parâmetro com um ΔK inicial próximo dos $12 \text{ MPa}\sqrt{m}$, sendo o CTS #1A o único caso onde se usou um carregamento menor, como mostrado na Tabela 3.5.

Tabela 3.5 – Parâmetros para testes de K crescente.

Amostra	ω (Hz)	R	ΔP (kN)
CTS #1A	30	0.1	7.94
CTS #2A	30	0.1	6.55
CTS #3A	30	0.1	7.94
CTS #1B	30	0.1	7.94

3.1.5.2. Teste com K decrescente

Durante este tipo de teste a amplitude de carregamento decresce até atingir um gradiente negativo de K . A finalidade deste tipo de ensaio é obter o valor de ΔK_{th} , para isto é necessário definir um $K_{m\acute{a}x}$ e a partir desse valor o ΔK vai diminuir até atingir um valor onde o crescimento de trinca é desprezível. Para o calculo de ΔK_{th} na curva da/dN vs ΔK , se deve aplicar uma regressão linear do logaritmo de da/dN versus o logaritmo de ΔK usando no mínimo cinco pontos igualmente espaçados da curva entre 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo.

A diferença do ensaio com um K crescente recai no fato de que não se aplica um controle sobre o ΔP , mas sim um controle do parâmetro de $K_{m\acute{a}x}$. Tal parâmetro deve ser mantido com um valor superior a $13 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para os três CTS testados, como mostrado na Tabela 3.6.

Tabela 3.6 – Parâmetros para testes de K decrescente.

Amostra	ω (Hz)	R	$\Delta K_{m\acute{a}x}$ ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)
CTS #4A	30	0,1	15
CTS #2B	30	0,1	15
CTS #3B	30	0,1	15

A norma ASTM E647, indica que para ter um controle adequado de ΔK ao longo do ensaio, se deve considerar o gradiente de K normalizado, o qual é descrito como a variação fracionaria de K em relação com o tamanho da trinca, esse gradiente é dado pela Equação (3.4).

$$C^* = \left(\frac{1}{K} \right) \cdot \left(\frac{dK}{da} \right) = \frac{1}{\Delta K} \cdot \frac{d\Delta K}{da} \quad (3.4)$$

onde o valor do gradiente C^* não pode ser menor do que $-0,08 \text{ mm}^{-1}$.

A importância do controle de C^* está em evitar um possível retardo do crescimento de trinca, devido a que cada ciclo prévio represente uma zona plástica maior. Este fator não tem influência no caso do teste com um K crescente, já que toda vez que a trinca cresce com cada ciclo de carga, a zona plástica diminui.

3.1.5.3. Validação dos ensaios de crescimento de trincas

Durante a execução dos ensaios de crescimento de trinca é muito importante fazer um acompanhamento da tendência da trinca. Para isto a norma ASTM E 647 fornece alguns aspectos a considerar no momento de avaliar a validade de um ensaio. Por exemplo, a trinca deve ter uma simetria em ambas às faces do corpo de prova, além disso, a trinca não deve ter uma inclinação excessiva. É possível fazer interrupções no carregamento cíclico durante o ensaio com a finalidade de medir visualmente o tamanho da trinca, isto sempre e quando esta interrupção não seja maior que 10 minutos. Desta forma se podem evitar que defeitos externos como a oxidação possam alterar a superfície da trinca.

Na medição visual do tamanho da trinca em ambas as faces frontal e traseira, se deve conferir que o tamanho da trinca não difira mais do que $0,25B$ durante o processo de pré-trinca. Se acontecesse um desvio na trinca maior do que um ângulo $\theta = 20^\circ$ para uma distância $L = 0.1W$, este ensaio deverá considerar-se inválido. No caso de ter um θ entre 10° e 20° se deve reportar durante o ensaio e se $\theta \leq 10^\circ$ a medida do tamanho da trinca se considera válida.

3.2. PROCEDIMENTOS DE ENSAIOS COM CDI

3.2.1. Preparação dos corpos de prova

Para o desenvolvimento dos ensaios aplicando a técnica de CDI, foram utilizados corpos de provas com as mesmas dimensões, geometrias e procedimentos de polimento e marcação mostrados nas secções anteriores 3.1.1, 3.1.2.1 e 3.1.2.2.

3.2.1.1. Desenho de padrão de pontos

Depois de ter feito os procedimentos de polimento e marcação dos CTS, se continuou com o desenho de um padrão de pontos aleatórios sobre a superfície destes. O desenho de padrão de pontos é necessário para aplicar a técnica da CDI, já que por meio de ditos pontos, o sistema de CDI consegue avaliar as deformações ocorridas no corpo de prova.

O desenho do padrão de pontos pode ser feito por meio de uma impressora de pontos, que possa garantir uma distribuição aleatória e o tamanho adequado dos pontos para serem reconhecidos pelo sistema de CDI. Outra opção um pouco mais simples é fazer a distribuição aleatória dos pontos manualmente por meio do uso de sprays de cor preta, o qual é aplicado sobre uma escova de cerdas que serve como espalhador dos pontos sobre uma superfície previamente pintada com um spray de cor branco. Para a preparação dos CTS se aplicou o desenho do padrão de pontos de forma manual, já que pelas dimensões dos CTS, esta opção representou a melhor forma de garantir uma distribuição e tamanho dos pontos adequado para fazer os testes, como mostrado na Figura 3.8.

O sistema da CDI fornece as ferramentas para conferir a validade da distribuição e tamanho dos pontos aleatórios sobre a superfície do corpo de prova. Isto é feito por meio do software que faz a contagem dos pontos identificados no corpo de prova pelas câmeras que fazem parte do equipamento da CDI. Posteriormente este software faz uma avaliação para aprovar ou não a quantidade de pontos detectados para fazer o teste.

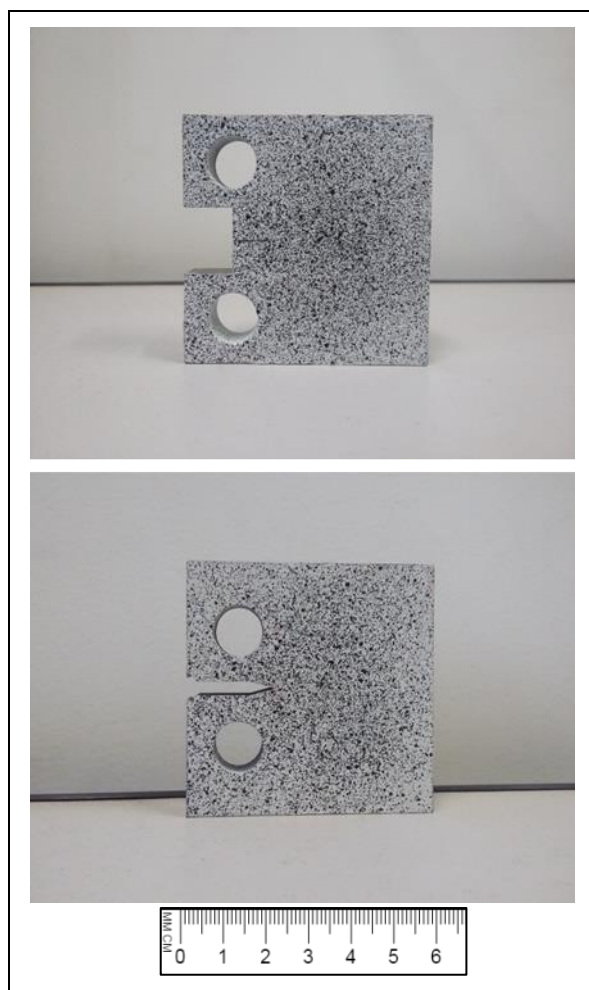


Figura 3.8 – Desenho de padrão de pontos nos CTS.

3.2.2. Equipamentos experimentais

As máquinas e equipamentos utilizados para a execução desta parte dos ensaios pertencem aos laboratórios de materiais e o Grupo de Mecânica Experimental e Computacional (GMEC) da Faculdade do Gama da UnB. Para a execução dos ensaios de crescimento de trinca com uso simultâneo do sistema CDI, foi utilizada a máquina de tração universal INSTRON 8801 conforme a Figura 3.9. Esta máquina possui uma célula de carga de 100 kN e um software para desenvolver testes com aplicação carregamento por tração cíclica (WaveMatrix) e estático (Bluehill 3).



Figura 3.9 – Máquina de tração universal INSTRON 8801.

Devido que a máquina INSTRON 8801 não possui garras adaptáveis aos corpos de provas utilizados para o desenvolvimento dos testes de propagação de trinca por fadiga, foi necessário fazer o projeto e manufatura das garras e pinos para este fim. A norma ASTM E647 fornece indicações para projetar as garras e pinos conforme as dimensões do CTS (Figura 3.10), desta forma se utilizaram as garras mostradas na Figura 3.11 manufaturadas em aço AISI 4340.

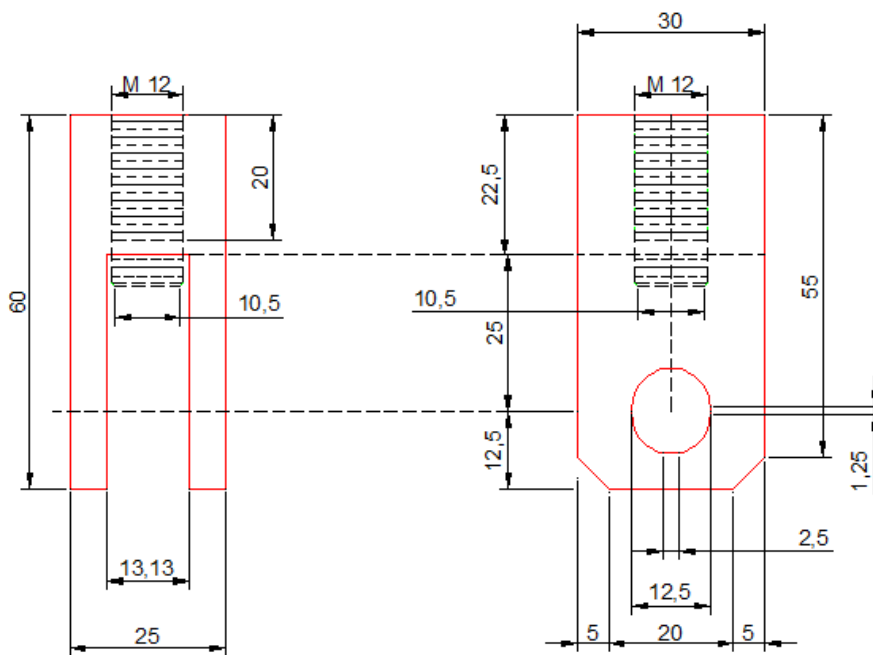


Figura 3.10 – Desenho de garras conforme Norma ASTM E647.



Figura 3.11 – Garras adaptadas na INSTRON 8801.

onde, todas as dimensões dependem da largura ($W = 50 \text{ mm}$) e espessura ($B = 12.5 \text{ mm}$) dos CTS, as medidas são dadas em mm e o tipo de parafuso utilizado é de especificação M12.

A parte experimental que está relacionada com a correlação digital de imagem utilizou o equipamento Q-400 da empresa Dantec Dynamics. Este equipamento é composto por um hardware e software (Istra 4D) com a capacidade de adquirir e processar imagens para obter os deslocamentos e deformações que ocorrem na superfície de uma amostra preparada previamente. Para isto, o software permite escolher uma região de interesse depois da aquisição de imagens por meio de duas câmeras de cinco megapixels. Além disso, este equipamento possui um sistema para controlar a iluminação por meio de luz fria de LED. Na Figura 3.12 é mostrada a montagem do equipamento da CDI junto à máquina INSTRON 8801 para a execução dos testes de crescimento de trinca.

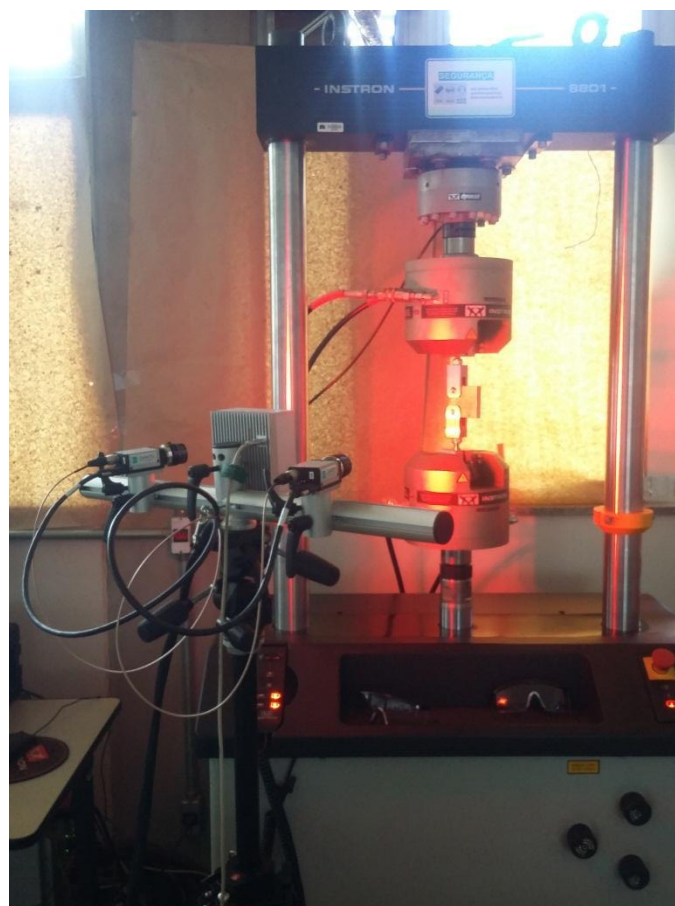


Figura 3.12 – Montagem do equipamento experimental.

3.2.3. Ensaio de crescimento de trinca usando a CDI

O controle das ferramentas da análise oferecida pela CDI é continuado depois de ter preparado os corpos de prova, para isto é importante fazer a instalação adequada dos componentes do sistema da CDI, além de garantir boas condições de iluminação da sala ou laboratório onde os testes serão realizados.

Antes de começar o teste utilizando simultaneamente a máquina servo-hidráulica INSTRON 8801 e o equipamento da CDI, se faz necessário ativar o software ISTR4 4D além de calibrar alguns dos parâmetros de medição da CDI tais como, a distância focal e a distorção que possa aparecer na lente das câmeras. Para fazer isto se usou uma placa de calibração DANTEC Dynamics AI MBM 11mm que faz parte do sistema Q-400, esta placa é de alumínio e tem uma espessura de 11 mm (Figura 3.13), possui três (3) pontos no centro, os quais indicam os eixos principais de reconhecimento e os vetores de deslocamento e rotação para a câmera.

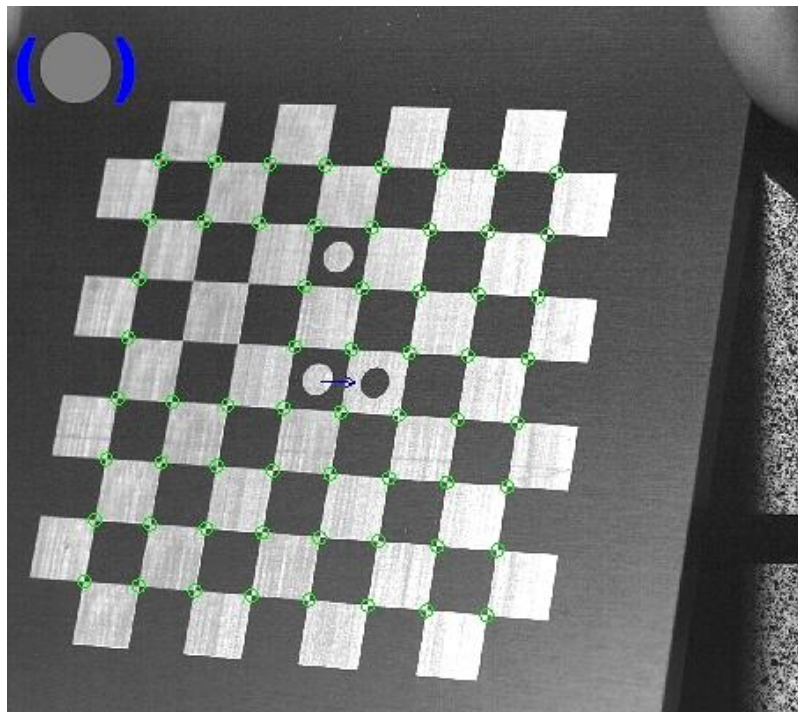


Figura 3.13 – Placa de Calibração DANTEC Dynamics AI MBM 11 mm.
Fonte: Adaptada de Siebert (2006).

Para realizar adequadamente a calibração devem-se manter boas condições de iluminação do objeto ou região de interesse assim, por meio da fonte de luz fria que faz parte do equipamento Q-400, foi mantido o controle deste parâmetro. Neste caso o sistema de CDI foi configurado para calibrar as câmeras por meio de oito (8) posições diferentes da placa de calibração nos eixos principais. Ao ter um posicionamento certo da placa em relação à câmera, o círculo cinza na parte superior da tela do computador conectado às câmeras mostrada na Figura 3.13, vai se tornar de uma cor verde indicando a mudança à nova posição da placa. Depois de ter configurado as câmeras, é possível visualizar o corpo de prova em uma ou ambas das câmeras para poder escolher uma região de interesse, como mostrado na Figura 3.14.



Figura 3.14 – Visualização do CTS após de calibração das câmeras.

Depois de ativado o software ISTR4 4D e calibrado as câmeras, o software disponibiliza as ferramentas para a obtenção e correlação das imagens. Para começar o processo de obtenção das imagens devem-se garantir condições ótimas de iluminação para garantir a identificação dos pontos na superfície do corpo de prova. Para ter o controle da iluminação foi utilizado o sistema de iluminação Hills de luz fria de LED que faz parte do sistema Q-400 e que permitiu aumentar ou diminuir a luz do entorno da amostra para evitar refletância ou pouca visualização dos pontos nos CTS como mostrado na Figura 3.15.

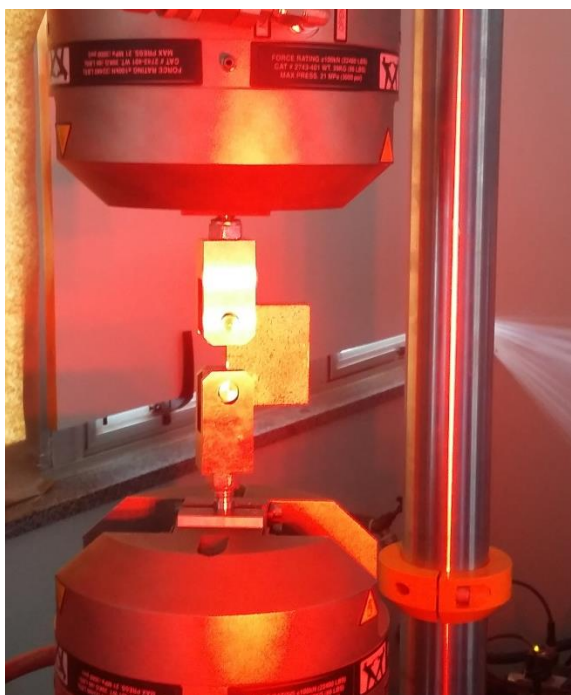


Figura 3.15 – Iluminação do CTS para aplicação do CDI.

Para a obtenção das imagens se tem a opção manual e a opção automática. A captura de imagem manual permite tirar fotos em qualquer momento durante a execução do teste e a captura de imagem automática depende de uma configuração de frequência dependendo do tempo de duração e quantidades de fotos durante o teste. Foi escolhida a aplicação da captura de imagens automáticas para obter o maior número de imagens em uma frequência compatível com a frequência do teste de fadiga na INSTRON 8801. É importante salientar que o equipamento de CDI tem um comportamento independente da máquina INSTRON 8801 durante a execução do ensaio.

Para a execução do teste de crescimento de trinca na máquina INSTRON 8801 foi necessário definir um método na máquina, o qual passasse por cinco (5) estágios durante o teste, como mostrado na Figura 3.16.

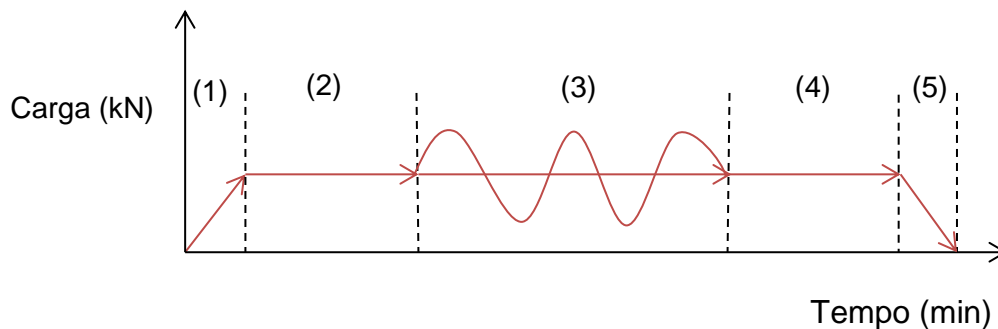


Figura 3.16 – Método de carregamento durante o teste com CDI.

Os estágios mostrados na Figura 3.16 consistem em uma rampa de carregamento de cinco (5) minutos de duração, seguida por um carregamento estável com uma força média (f_m) de 6,11 kN durante dez (10) minutos. No terceiro estágio se aplicou um carregamento cíclico (3000 ciclos) com uma frequência de 1Hz, mantendo a mesma f_m e uma amplitude de carga de 10 kN com a finalidade de reproduzir condições de aplicação de ΔK similares com os testes executados na máquina MTS 810. Nos dois (2) últimos estágios seguintes o ensaio retorna a um carregamento estável e uma rampa de carregamento com a mesma duração dos primeiros estágios até um valor de zero (0).

A aquisição de imagens se fez de tal forma que as imagens adquiridas registrassem o comportamento da ponta de trinca nas amostras principalmente nos estágios 1, 2, 4 e 5. O carregamento cíclico do estágio 3 foi excluído devido a limitação da placa de aquisição do CDI.

Para analisar as deformações e os deslocamentos na ponta de trinca, foram criadas cinco linhas (L1, L2, L3, L4 e L5) que começam desde a ponta do entalhe da amostra (esquerda a direita) e são transversais à direção da ponta de trinca com um afastamento de 2 mm entre si. Cada linha tem um comprimento aproximado de 4mm, conforme mostrado na Figura 3.17. Além das cinco linhas apresentadas na Figura 3.17, também é possível observar a

escala de cores que indica a intensidade de deformação ou deslocamentos dos pontos de uma região de interesse na amostra.

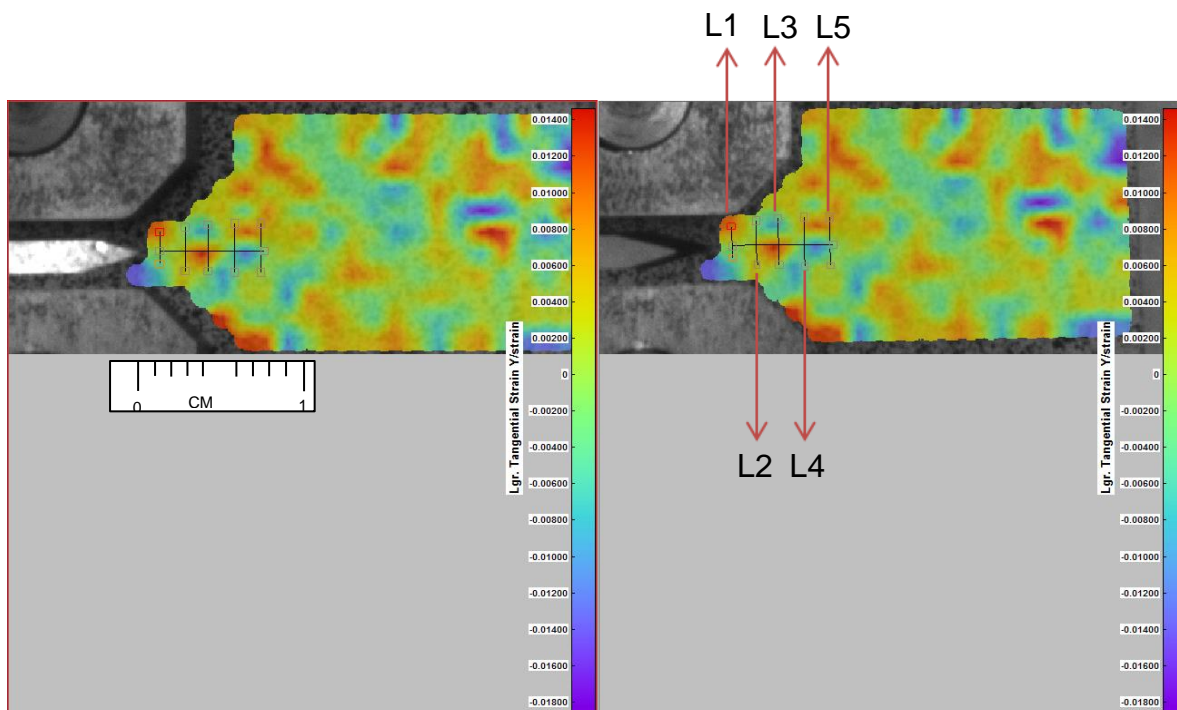


Figura 3.17 – Deformações e deslocamentos em região de interesse do corpo de prova.

A correlação digital das imagens adquiridas é realizada a partir da construção de uma malha virtual para subdividir a região de interesse escolhida, permitindo assim, com as diferentes ferramentas de cálculo que oferece o CDI, obter os deslocamentos e deformações de cada ponto e sub-região da malha.

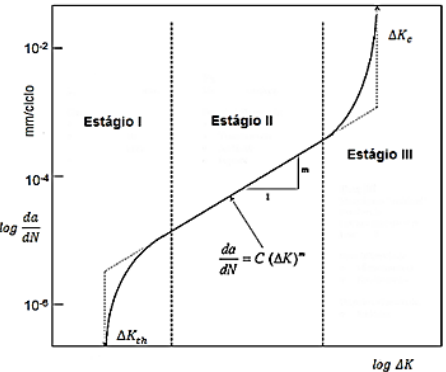
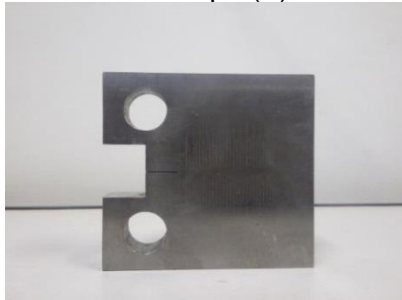
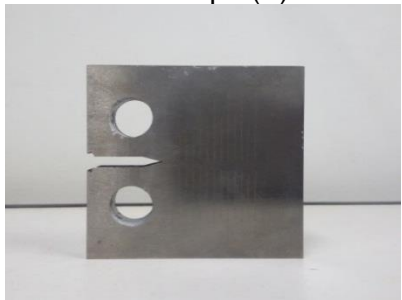
A metodologia para fazer os cálculos das deformações e deslocamentos na ponta de trinca utilizando o sistema de CDI foi baseada na utilizada por Wenman e Chard-Tuckey (2010) em um corpo de prova compacto de um material ferrítico.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão expostos os resultados obtidos durante os testes experimentais, onde os resultados se dividem em duas partes; os obtidos por meio da máquina MTS 810 e os resultados obtidos por meio do uso da máquina INSTRON 8801 e o equipamento de CDI (Q-400).

Na Tabela 4.1 se mostra o resumo das principais características e parâmetros dos testes experimentais de crescimento de trinca por fadiga para cada corpo de prova.

Tabela 4.1 – Resumo dos ensaios de crescimento de trinca.

<p>Curva da/dN vs ΔK</p> 	<p>Estágio da curva da/dN vs ΔK</p>	<p>Estágio I</p>	<p>Estágio II e III</p>
<p>Tipo de teste</p>		<p>Testes com K decrescente, controle de ΔK com gradiente negativo, ω e R fixas.</p>	<p>Testes com K crescente, ΔP constante, ω e R fixas.</p>
<p>Parâmetros de controle</p>		<p>$K_{máx}$, ω, R</p>	<p>ΔP, ω, R</p>
<p>CTS Tipo (A)</p> 	<p>CTS #1A</p>		
<td data-bbox="694 1321 901 1411"> <p>CTS #2A</p> </td> <td data-bbox="901 1321 1141 1411"></td> <td data-bbox="1141 1321 1372 1411"></td>	<p>CTS #2A</p>		
<td data-bbox="694 1411 901 1500"> <p>CTS #3A</p> </td> <td data-bbox="901 1411 1141 1500"></td> <td data-bbox="1141 1411 1372 1500"></td>	<p>CTS #3A</p>		
<td data-bbox="694 1500 901 1579"> <p>CTS #4A</p> </td> <td data-bbox="901 1500 1141 1579"></td> <td data-bbox="1141 1500 1372 1579"></td>	<p>CTS #4A</p>		
<p>CTS Tipo (B)</p> 	<p>CTS #1B</p>		
<p>CTS #2B</p>			
<p>CTS #3B</p>			

4.1. TESTES DE CRESCIMENTO DE TRINCA POR FADIGA

4.1.1. Testes de crescimento de trinca com K crescente (Estágios II e III)

Como mencionado na secção 3.1.5.1, nesta parte dos ensaios se aplicou uma amplitude de carregamento constante com um K crescente para cada um dos quatro CTS testados (#1A, #2A, #3A e #1B).

Por meio do software “*MTS Fatigue Crack Growth TestWare*” da máquina MTS 810, foi possível obter os valores dos parâmetros das curvas da/dN versus ΔK de cada CTS principalmente para os Estágios II e III das curvas.

Na Figura 4.1 a amostra CTS #1A descreve uma curva que se diferencia das outras curvas obtidas para este tipo de ensaio pela sua inclinação e maior taxa de propagação de trinca. É importante salientar que a amostra CTS #1A faz parte de um lote de amostras diferente do lote de amostras de geometria tipo B. Por isto, existe a possibilidade de que fatores como a distribuição de grafita na direção da trinca seja maior nesta amostra do que nas outras. Portanto a amostra CTS #1A apresentou as condições necessárias para uma maior aceleração do crescimento de trinca tendo menor quantidade de ciclos executados.

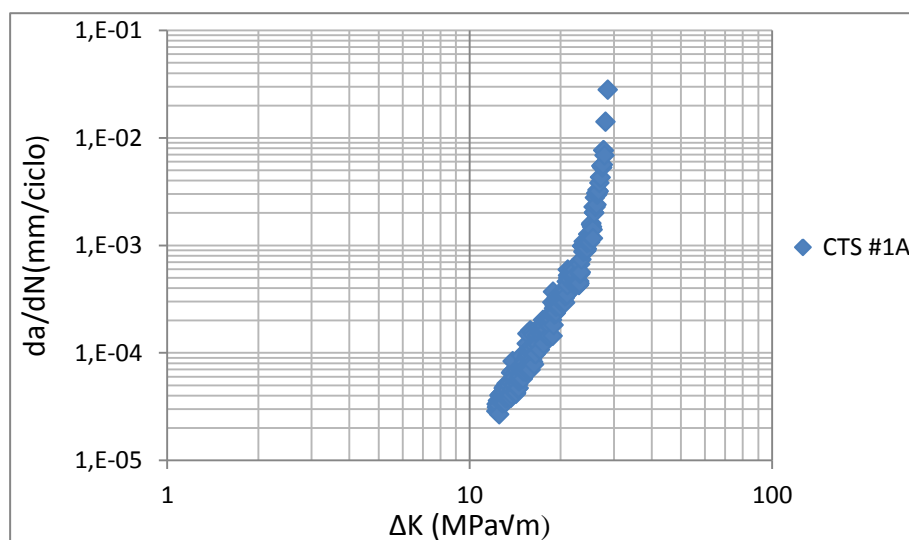


Figura 4.1 – Curva da/dN vs ΔK para CTS #1A.

Com o corpo de prova CTS #2A mostrado na Figura 4.2 se testou o comportamento da curva ao diminuir a amplitude de carga aplicada em aproximadamente 20%, passando de 7,94 kN à 6,55 kN, com a finalidade de ter observar o comportamento da curva da/dN com uma maior taxa de propagação de trinca. Assim, mesmo que a carga tenha sido diminuída e mantida a razão de carregamento (R) de 0,1, o comportamento da curva em relação das outras não teve uma grande variação.

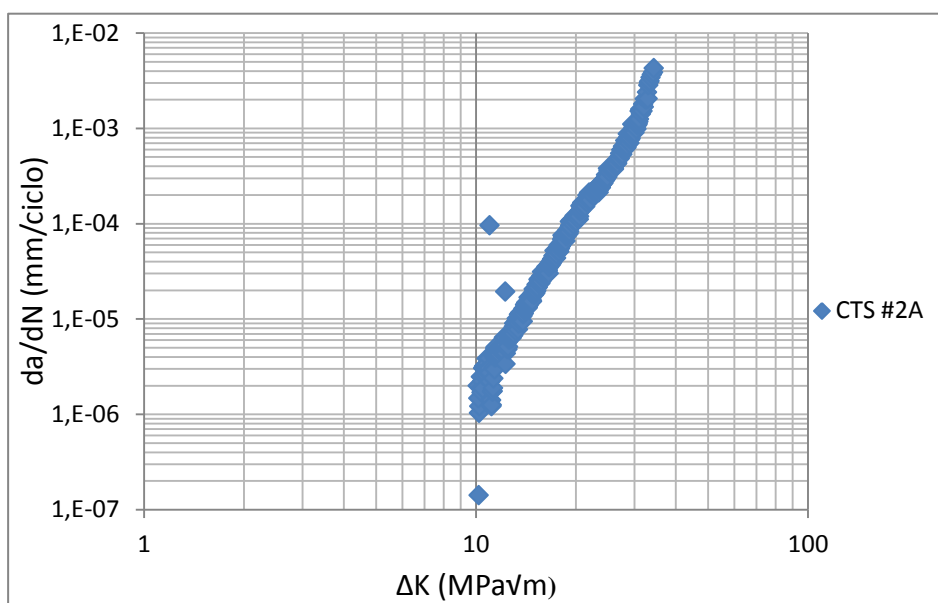


Figura 4.2 – Curva da/dN vs ΔK para CTS #2A.

Nas Figuras 4.2, 4.3 e 4.4 é possível observar um comportamento muito similar para as curvas obtidas nas amostras CTS #2A, #3A e #1B, o que indicaria que embora estas amostras de FFN tenham geometrias diferentes (A e B) isto não representou uma grande influência nos resultados. Além disso, não se observa uma dispersão significativa nos pontos que formam as curvas nem uma grande variação na tendência das mesmas. Assim, os fatores como a presença de nódulos de grafita nas amostras, neste caso, não influenciou na aceleração da propagação de trinca nem na mudança da direção da trinca.

Nas Figuras 4.2 e 4.4 é possível observar alguns pontos um pouco dispersos e uma pequena variação da inclinação das curvas no Estágio III

devido a possíveis deslocamentos do *clip gage* no momento da máquina MTS 810 começar a executar os ciclos durante os testes.

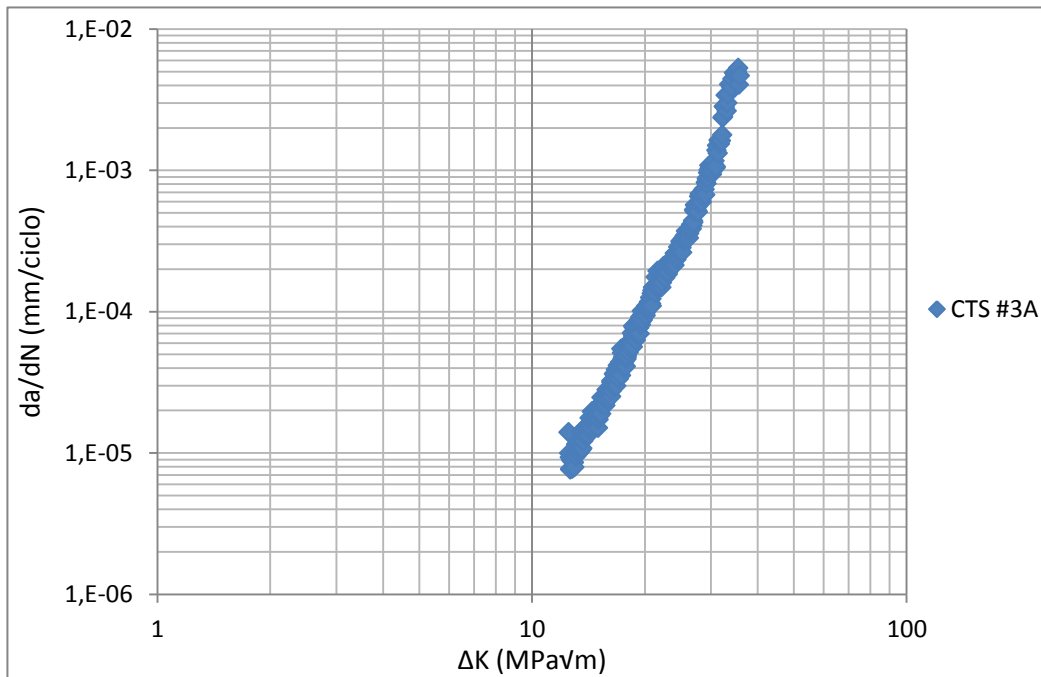


Figura 4.3 – Curva da/dN vs ΔK para CTS #3A.

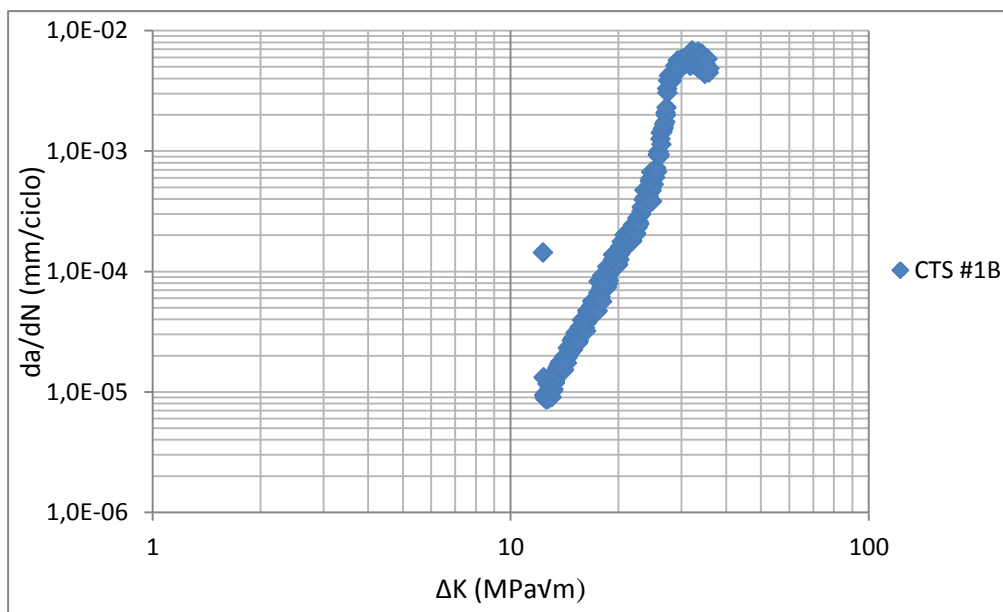


Figura 4.4 – Curva da/dN vs ΔK para CTS #1B.

A Figura 4.5 ilustra simultaneamente os resultados apresentados da Figura 4.1 à Figura 4.4, onde é possível observar que as curvas praticamente formam uma única curva com os estágios I, II e III.

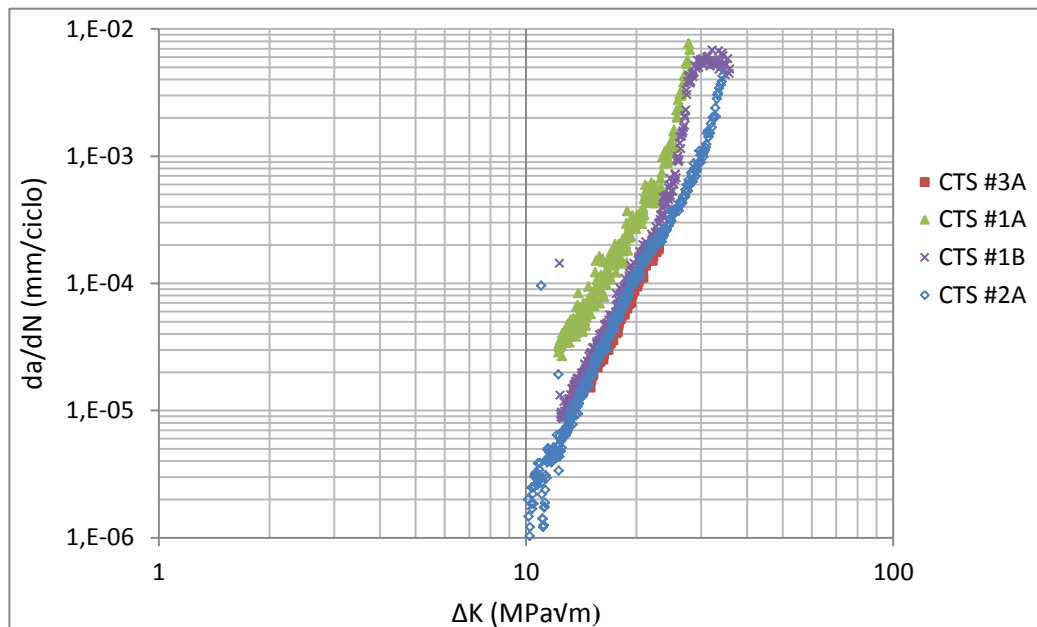


Figura 4.5 – Comparação das curvas da/dN vs ΔK (CTS #1A, #2A, #3A e #1B).

Para cada curva gerada, foram calculados os parâmetros relacionados com os estágios II e III, sendo possível obter os valores do diferencial do fator de intensidade de tensão crítico (ΔK_c), comprimento de trinca (a) e as constantes da equação de Paris (C e m) para o Estágio II, além do cálculo da vida de fadiga (N_f) de cada CTS. Estes resultados são mostrados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Resultados dos testes com K crescente.

CTS	N_f (Ciclos)	a_c (mm)	ΔK_c (Mpa \sqrt{m})	C (mm/ciclo/MPa \sqrt{m}^m)	m
CTS #1A	456.783	27,76	28,58	$1,906 \times 10^{-10}$	4,76
CTS #2A	2.886.647	35,47	34,32	$7,994 \times 10^{-13}$	6,27
CTS #3A	824.411	34,47	35,87	$6,259 \times 10^{-12}$	5,52
CTS #1B	809.397	32,78	35,89	$4,609 \times 10^{-12}$	5,73

Na Tabela 4.2 são apresentados os resultados dos parâmetros avaliados para cada curva, sendo os valores dos parâmetros a_c , ΔK_c , C e m para as amostras CTS #2A, #3A e #1B foram muito próximos entre si. Sendo os valores de C e m os mais próximos aos valores mencionados na literatura, vale a pena salientar que os valores para estes dois parâmetros são característicos de cada material e para o FFN avaliado não se tem um intervalo claramente definido. Portanto a análise destes parâmetros neste caso é baseada principalmente na proximidade dos resultados, os quais são conferidos satisfatoriamente.

Os resultados do CTS #1A, se mostram afastados das maiorias dos resultados obtidos pelos outros corpos de prova pelo mencionado na explicação da Figura 4.1.

Na Tabela 4.2 pode observar-se que a amostra CTS #1A, tem uma quantidade de ciclos finais (N_f) muito menores em comparação das outras amostras, portanto valores de a_c e ΔK_c também menores. Porém, da mesma maneira que para as outras amostras, o valor para ΔK_c ficou muito próximo ao valor de ΔK_{IC} de $30 \text{ MPa}\sqrt{m}$ indicado pela norma DIN EN 1563 para um FFN GGG-40.3.

4.1.2. Testes de crescimento de trinca com K decrescente (Estágio I)

Para esta parte dos ensaios se seguiram o procedimento mostrado na secção 3.1.5.2, onde se fez um ensaio para controlar o K aplicado. Os testes foram feitos sobre três corpos de prova, denominados CTS #4A, #2B e #3B.

Por meio do software “*MTS Fatigue Crack Growth TestWare*” da máquina MTS 810, foi possível obter os valores dos parâmetros das curvas da/dN versus ΔK de cada CTS principalmente no Estágio I das curvas.

Na Figura 4.6 se pode observar que a curva da amostra CTS #4A tem uma inclinação maior do que as mostradas nas curvas das amostras CTS #2B e #3B. Neste caso é muito provável o acontecimento do mesmo fenômeno da amostra CTS #1A durante os ensaios com K crescente, onde mesmo que a amostra avaliada tem as mesmas condições de carregamento que as outras amostras, demonstra uma possível distribuição diferente dos nódulos de grafita

em relação da direção do crescimento de trinca. Tal diferença na composição da amostra faz com que o comportamento do corpo de prova seja mais frágil do que os outros, o que implica um maior crescimento de trinca e um decréscimo maior de k até atingir um ΔK_{th} muito pequeno em comparação com os outros valores obtidos.

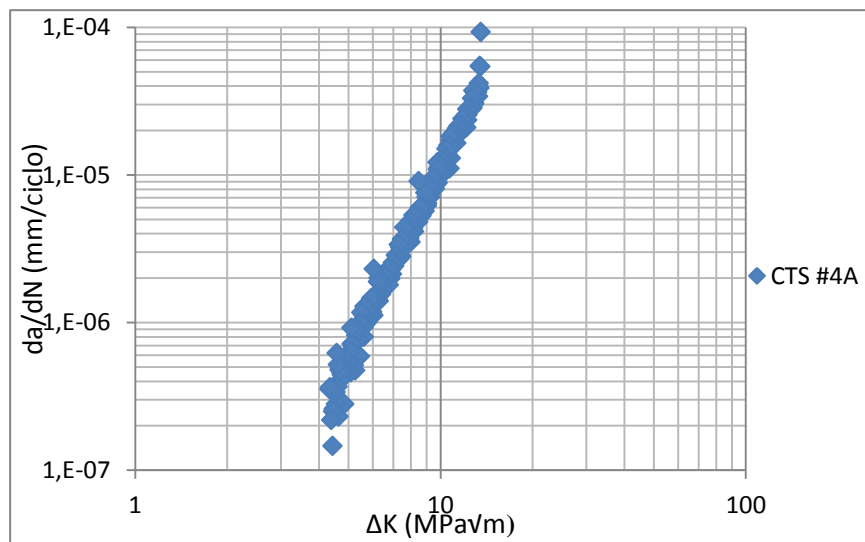


Figura 4.6 – Curva da/dN vs ΔK para CTS #4A.

As Figura 4.7 e Figura 4.8 mostram as curvas para as amostras CTS #2B e #3B, as quais apresentam uma inclinação similar e taxas de propagação de trinca muito parecidas. Que a diferença da curva mostrada pela amostra CTS #4A, indicam uma menor propagação de trinca e um ΔK_{th} entre 10 e 12MPa \sqrt{m} que concordam com os valores sugeridos na literatura. Estas curvas mostram o comportamento esperado para um FFN GGG-40.3 com uma distribuição mais homogênea dos seus nódulos de grafita e a sua estrutura com uma matriz ferrítica-perlítica.

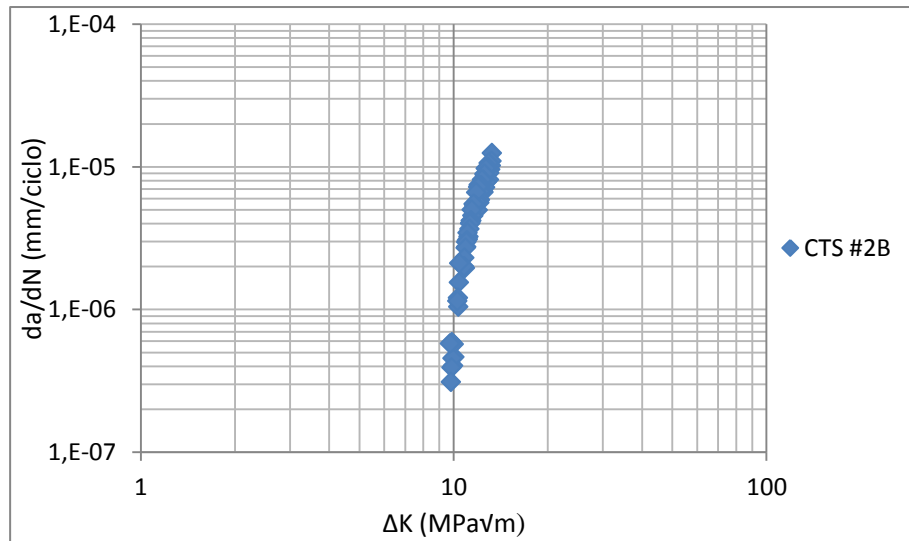


Figura 4.7– Curva da/dN vs ΔK para CTS #2B.

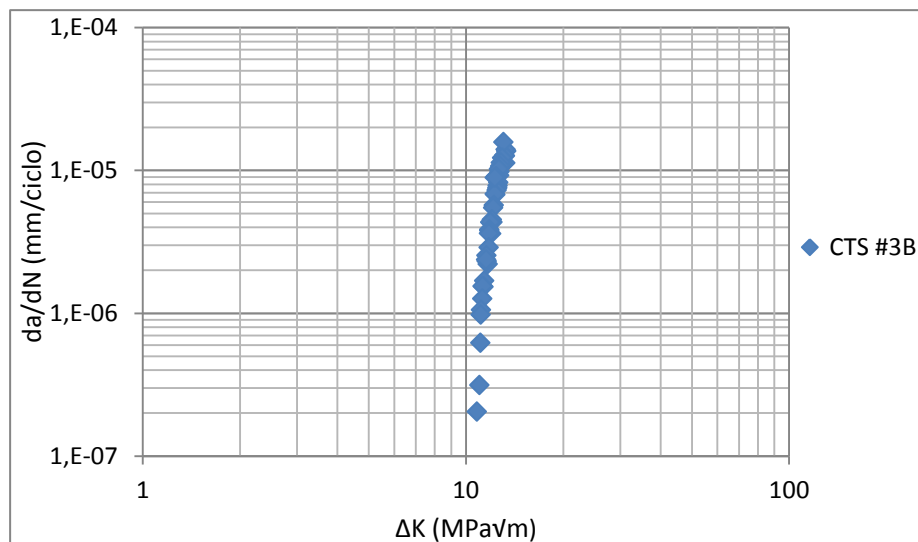


Figura 4.8 – Curva da/dN vs ΔK para CTS #3B.

Na Figura 4.9, é apresentada a comparação das curvas mostradas da Figura 4.6 à Figura 4.8, onde se pode observar com maior clareza o comportamento das taxas de crescimento de trinca para cada amostra até atingir o valor limiar do fator de intensidade de tensão (ΔK_{th}) no Estágio I.

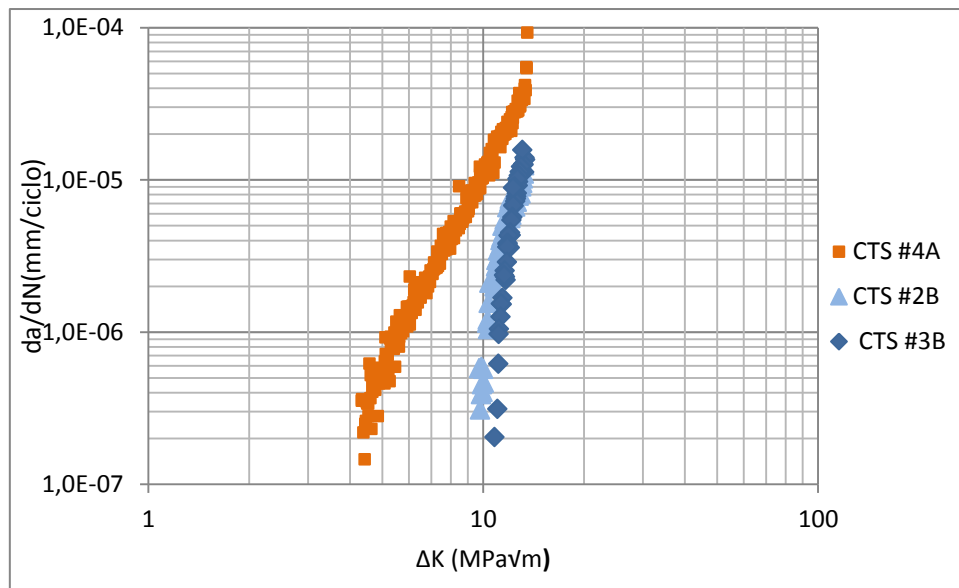


Figura 4.9 – Comparação das curvas da/dN vs ΔK (CTS #4A, #2B, #3B)

Os resultados obtidos para parâmetros como o limiar do fator de intensidade de tensão (ΔK_{th}), correspondentes ao Estágio I da curva da/dN vs ΔK se mostram na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Resultados dos testes com K decrescente.

CTS	N (Ciclos)	a (mm)	ΔK_{th} (MPa \sqrt{m})
CTS #4A	9.229.601	26,37	4,35
CTS #2B	11.669.033	17,21	10,03
CTS #3B	3.807.131	17,37	11,68

Os resultados mostrados na Tabela 4.3 confirmam o observado na Figura 4.9, neste caso a diferença de ciclos se deve ao controle feito do ensaio, já que em cada teste a execução dos ciclos se manteve até observar uma mínima ou quase nula variação do tamanho de trinca. Sendo na amostra CTS #3B onde a propagação de trinca se estabilizou mais rapidamente. O tamanho de trinca (a) foi muito próximo entre as amostras CTS #2B e CTS #3B, o que demonstra um comportamento muito similar entre as taxas de crescimento de trinca destas amostras, conferido com valores de ΔK_{th} muito parecidos, além

de encaixar com os valores sugeridos na literatura por alguns autores como Mottitschka et al. (2010) e Dahlberg (2004). No caso do CTS #4A se mostra um tamanho de trinca (a) maior e um ΔK_{th} muito menor aos outros, sendo o valor de ΔK_{th} atípico conforme o achado na literatura. Mesmo que esse valor de ΔK_{th} não está tão afastado de valores achados por autores como Wasén e Heier (1998). A partir dos gráficos obtidos, foi possível juntar e comparar as diferentes curvas com a finalidade de observar a curva completa com todos os estágios (I, II e III) e obter uma maior informação do comportamento geral do material avaliado conforme com os parâmetros definidos para cada teste. Na Figura 4.10 se mostra os gráficos obtidos após de comparar as curvas de Paris para os estágios I, II e III de cada corpo de prova. Da Figura 4.10 se podem observar dois tipos de curvas: as primeiras das curvas mostram uma mesma tendência, a qual se repete em cada comparação entre as curvas obtidas dos testes com K crescente para os CTS #2A, #3A, #1B e as curvas obtidas com um K decrescente para os CTS #2B e #3B, como mostrado na Figura 4.11. O segundo tipo de curva, mostra uma tendência e inclinação diferente às maiorias de CTS testados, sendo a curva obtida para o CTS #1A com um K crescente e a curva obtida para o CTS #4A com um K decrescente, as curvas que indicam um comportamento diferente do material avaliado, como mostrado na Figura 4.12.

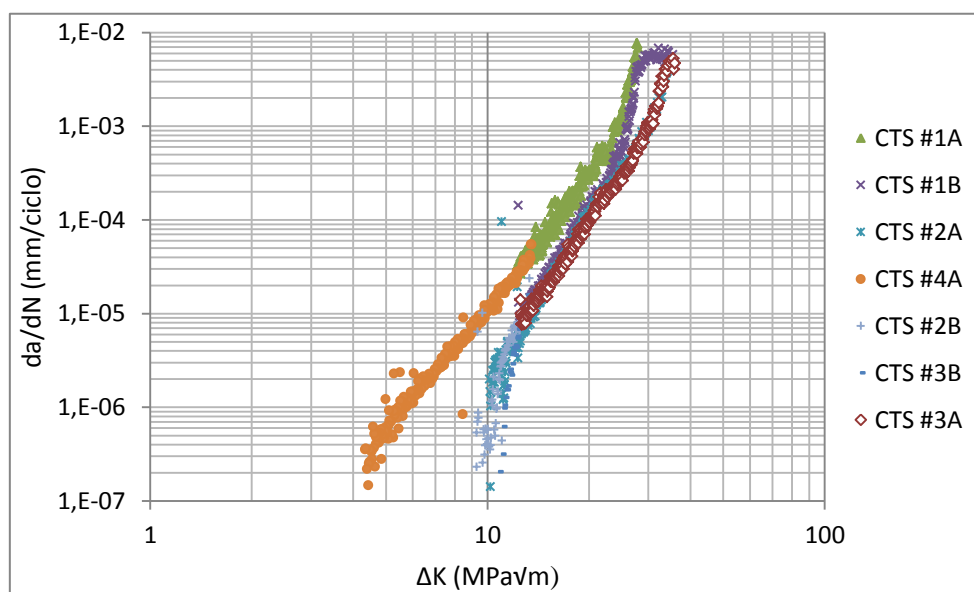


Figura 4.10 – Comparação de Curvas da/dN vs ΔK completas.

A Figura 4.11 mostra as curvas com valores de ΔK que estão dentro dos valores teóricos achados na literatura (Seção 2.2.2), onde se tem um valor médio de $\Delta K_{th} = 10,85 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e um valor médio de $\Delta K_c = 34,24 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, sendo assim as curvas que melhor descrevem o comportamento esperado para o FFN escolhido para o desenvolvimento dos ensaios.

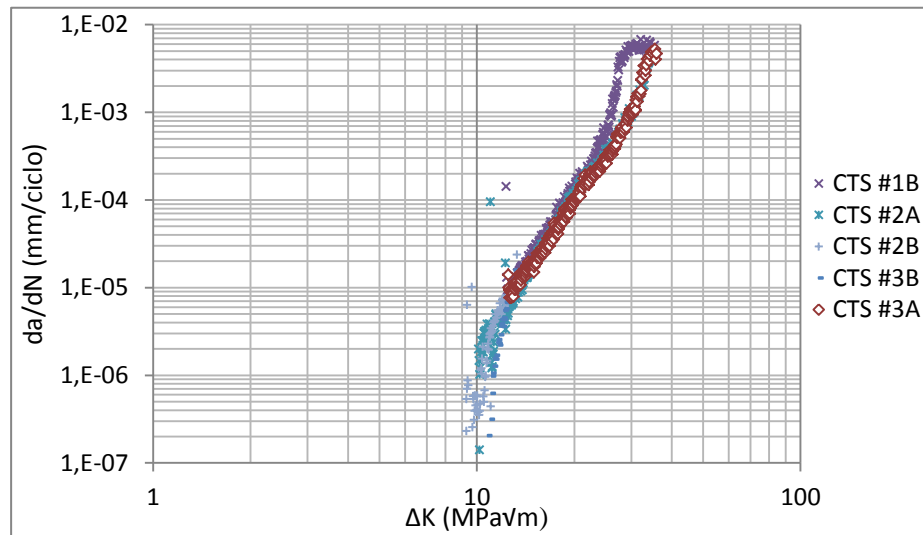


Figura 4.11 – Curva da/dN vs ΔK para os CTS #2A, #3A, #1B, #2B e #3B.

Por outra parte a curva mostrada na Figura 4.12, apresenta valores de ΔK que não são completamente característicos do FFN, embora o valor de $\Delta K_c = 28,58 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ está dentro dos parâmetros encontrados na literatura, o valor de $\Delta K_{th} = 4,35 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ é muito baixo e não pertence a valores característicos do material testado. Isto indica uma fragilidade maior em um material que normalmente se mostra um pouco mais dúctil em relação com o crescimento de trinca, mostrando uma possível influência dos nódulos de grafita especificamente nestas amostras para acelerar a propagação de trinca, tendo assim um material de comportamento mais frágil.

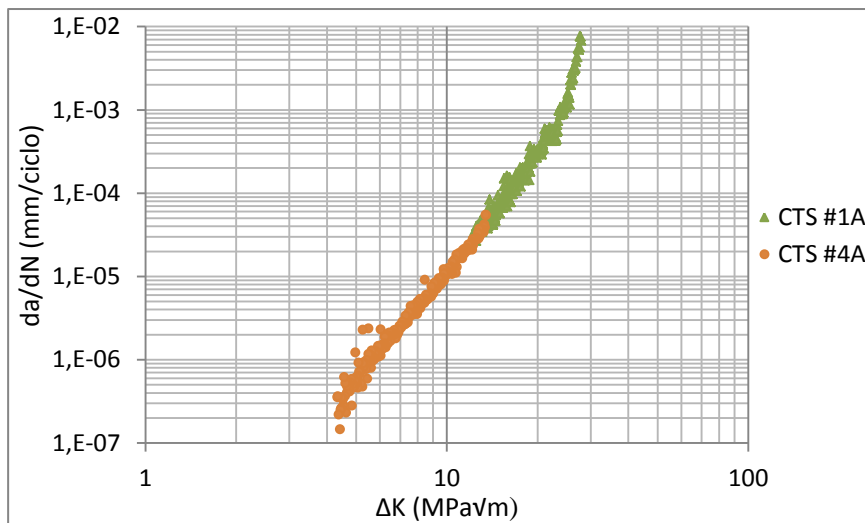


Figura 4.12 – Curva da/dN vs ΔK para os CTS #1A, #4A.

4.2. TESTE DE CRESCIMENTO DE TRINCA COM APLICAÇÃO DE CDI

4.2.1. Deformações na ponta de trinca

Após a execução do teste de tração aplicando cinco estágios de carregamento e a obtenção das imagens por meio do sistema de CDI, se realizou a correlação das imagens para cada estágio do método de ensaio aplicado. O cálculo do campo de deformações ao longo das cinco linhas criadas na direção da ponta de trinca foram feitas por meio da ferramenta “Deformação Tangencial no eixo Y” que faz parte do sistema ISTRÁ 4D. Os gráficos obtidos para cada linha e cada estágio do ensaio foram processados em uma rotina do programa MATLAB.

Na Figura 4.13 (a), pode observar-se por meio da escala de cores geradas pelo sistema de CDI, o começo das deformações distribuídas na ponta da trinca do corpo de prova representado por uma maior intensidade da cor vermelha nessa parte da amostra. Isto acontece durante o estágio 1 mostrado na Figura 4.13 (b). A Figura 4.13 (c) mostra o gráfico das deformações obtidas para cada linha na frente da ponta de trinca, onde se pode observar que as deformações mais representativas para as maiorias das linhas acontecem em um comprimento próximo de 2,5 mm, onde coincide com a ponta de trinca. É importante salientar que as deformações com sinal negativo mostradas na

Figura 4.13 (c) indicam uma deformação por compressão que precede à abertura de trinca nas linhas mais afastadas dentro do trajeto da mesma, como no caso das linhas 1,4 e 5. De igual forma as linhas onde se tem uma deformação positiva por tração estariam indicando uma abertura na ponta da trinca como observado nas linhas 2 e 3.

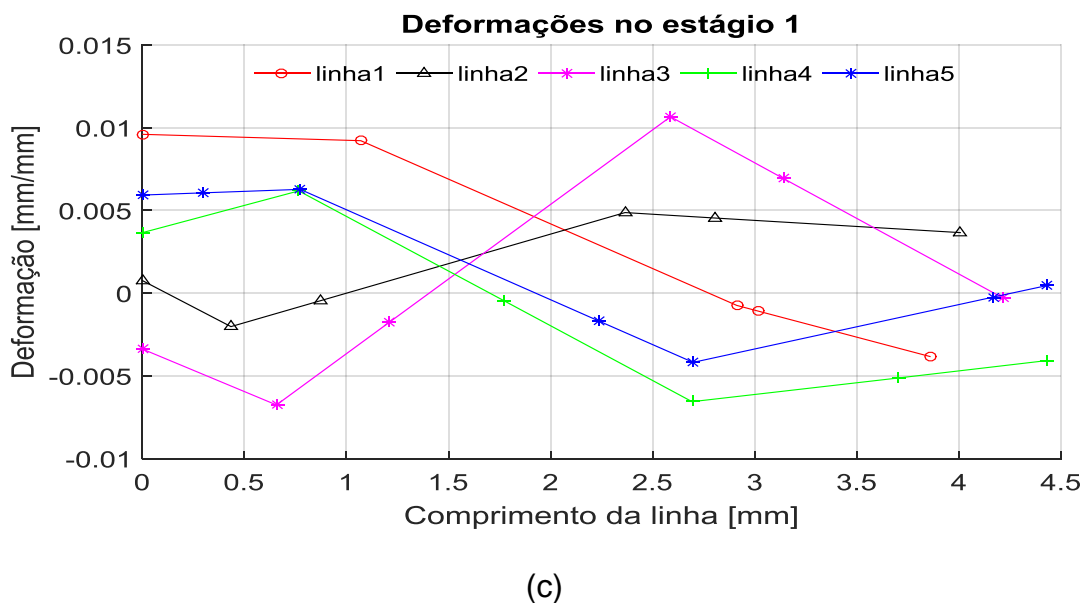
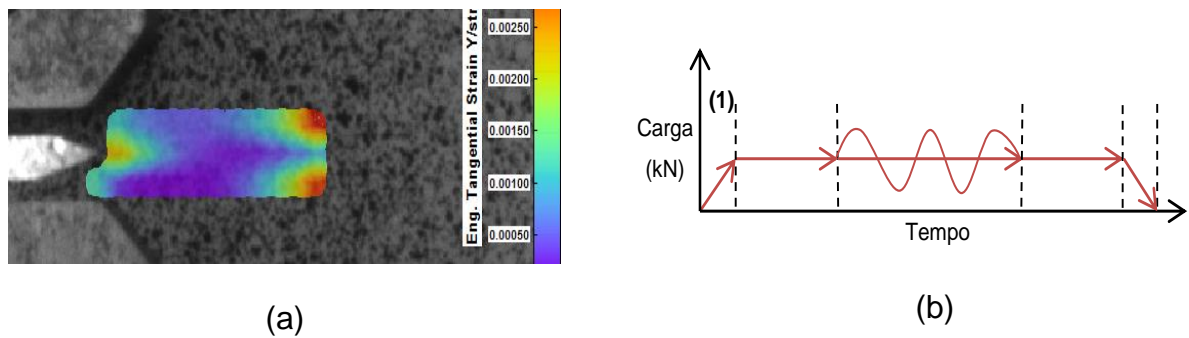
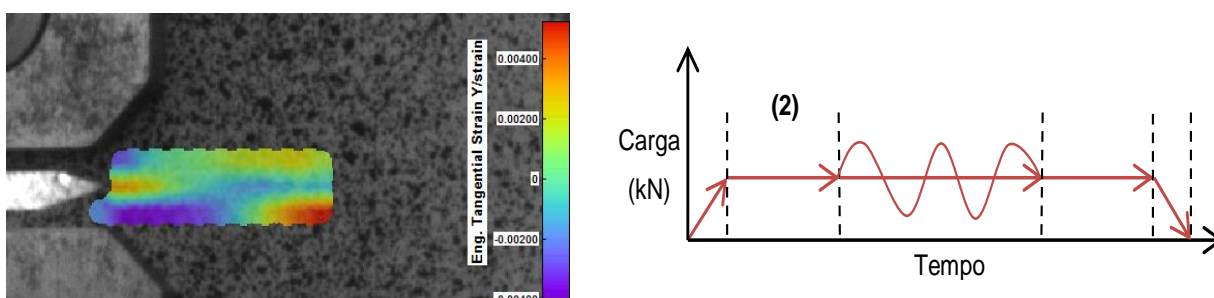


Figura 4.13 – (a) Comportamento das deformações na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deformações ao longo das cinco linhas no estágio 1.

Na Figura 4.14 se apresenta as imagens e gráfico correspondente ao estágio 2 do teste, onde foi aplicada uma carga de tração constante (Figura 4.14 (b)). Desta figura se podem fazer várias observações: a Figura 4.14 (a) mostra uma maior intensidade na escala de cores ao redor da ponta de trinca e da linha 1, assim indicado um pequeno aumento das deformações nesta zona (atingindo um valor de $-0,02$ aprox.) em comparação ao observado no estágio 1 do ensaio (um valor de $\pm 0,01$). Na Figura 4.14 (a) também se pode observar

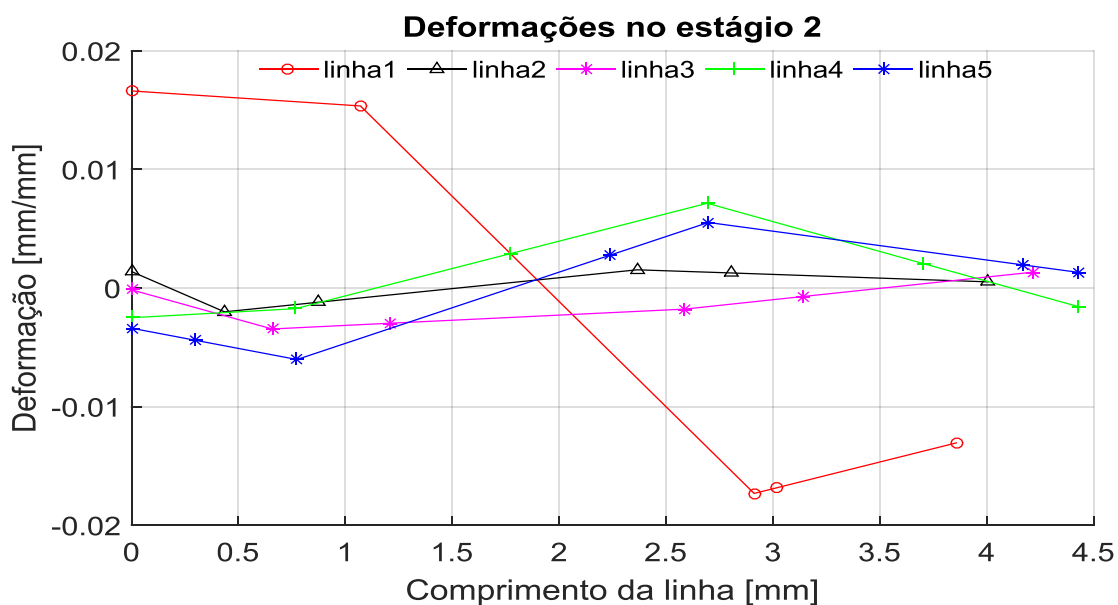
um aumento das deformações na ponta de trinca e em outros pontos da região de interesse do corpo de prova.

No gráfico da Figura 4.14 (C) se quantifica o observado na Figura 4.14 (a), onde se mostra que ao longo das linhas 2, 3, 4 e 5 o comportamento das deformações é mais estável, onde os valores máximos, próximos a 0,01, continuam à altura de 2,5 mm aprox. do comprimento das linhas. No caso da linha 1 se mantém uma deformação relativamente alta, com efeitos compressivos.



(a)

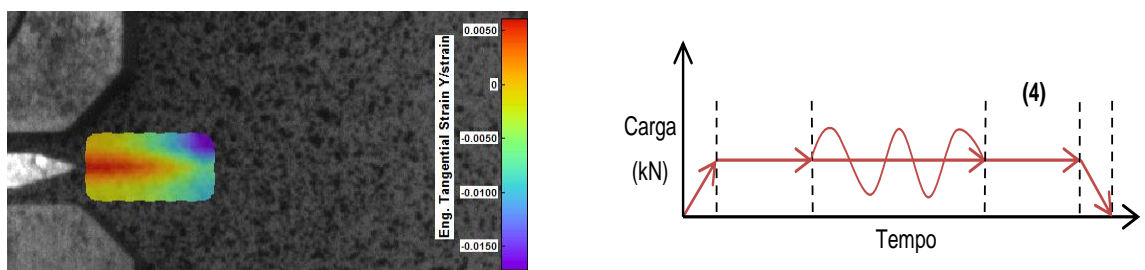
(b)



(c)

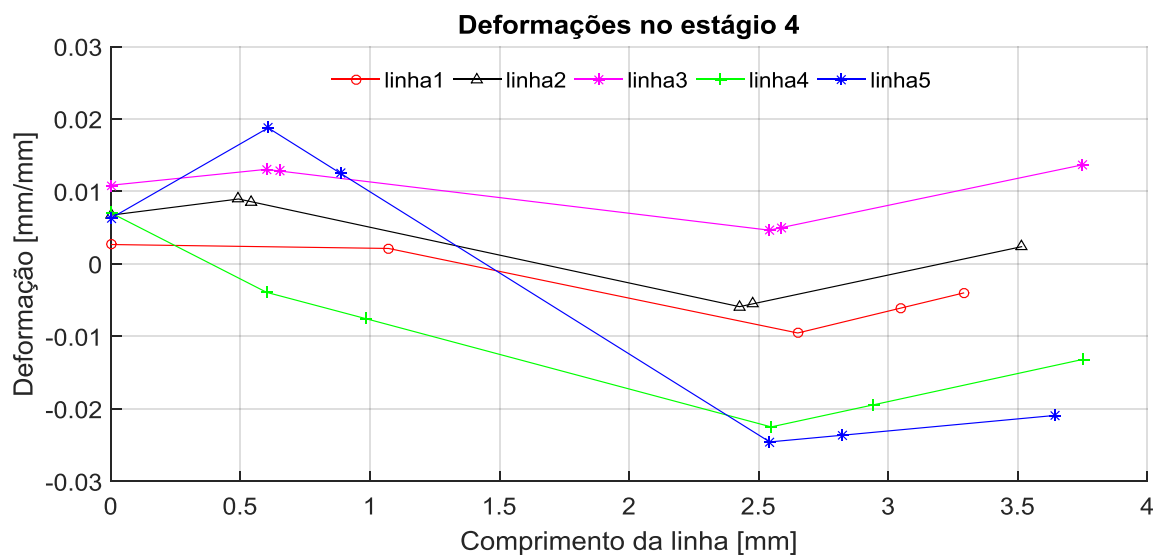
Figura 4.14 – (a) Comportamento das deformações na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deformações ao longo das cinco linhas no estágio 2.

A Figura 4.15 mostra o comportamento das deformações depois de ter aplicado um carregamento cíclico durante o estágio 3, passando ao estágio 4 onde se continua aplicando uma carga estável como mostrado na Figura 4.15 (b). A Figura 4.15 (a) se observa maior intensidade da cor vermelha, Indicando um aumento das deformações na ponta de trinca em comparação das deformações nos estágios 1 e 2. Isto se pode conferir na Figura 4.15 (c) que indica uma maior deformação por tração na linha 3 na altura da ponta de trinca, seguida pelas deformações nas linhas 1 e 2 as quais tendem a se estabilizar. Portanto nas linhas seguintes (linhas 4 e 5) se observa uma deformação compressiva ao estar no trajeto próximo à ponta de trinca.



(a)

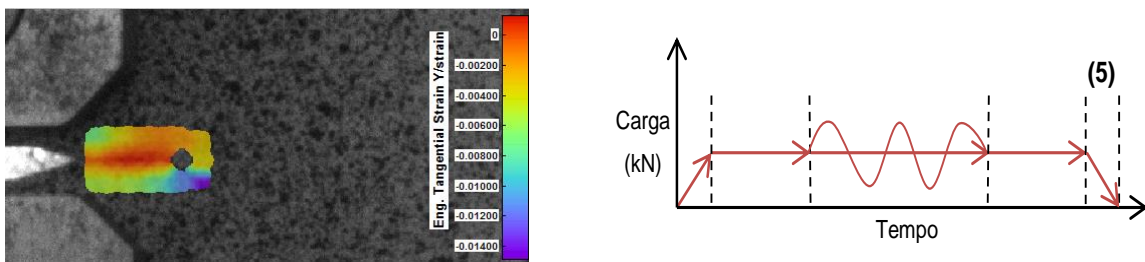
(b)



(c)

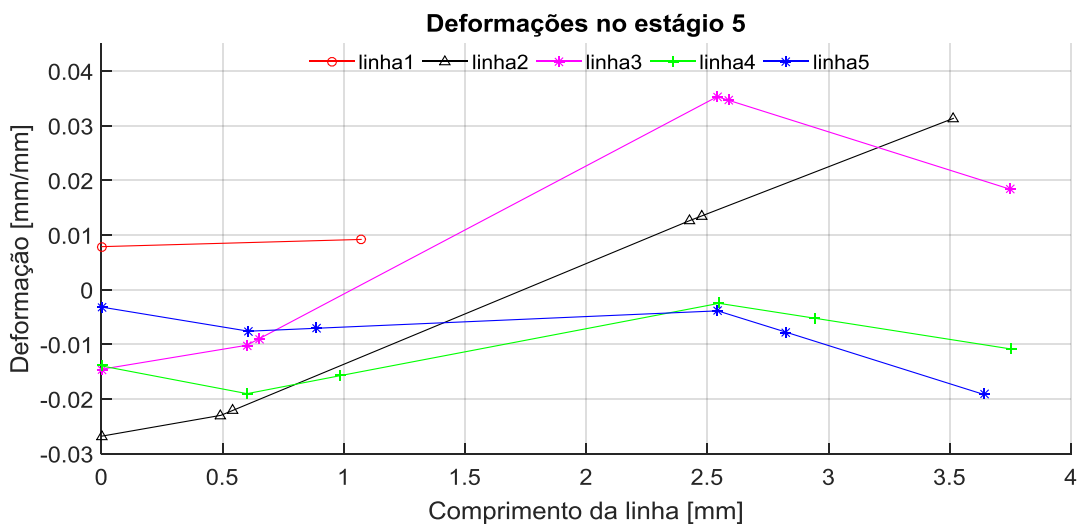
Figura 4.15 – (a) Comportamento das deformações na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deformações ao longo das cinco linhas no estágio 4.

A Figura 4.16 corresponde às deformações na amostra principalmente na ponta de trinca depois de uma diminuição de carga até um valor de zero durante o estágio 5, dos resultados obtidos nesta parte do ensaio podem-se fazer as seguintes observações: a Figura 4.16 (a) mostra que as deformações na ponta da trinca se montem relativamente estáveis em relação com as deformações observadas no estágio 4, onde mesmo que a carga aplicada durante o ensaio está decrescendo (como mostrado na Figura 4.16 (b)) a deformação na superfície do corpo de prova continua se distribuindo. Estas deformações são quantificadas por meio do comportamento mostrado nas linhas transversais á ponta de trinca (Figura 4.16 (c)). Onde mesmo que se observar uma tendência de estabilização das deformações ao longo do comprimento das linhas, entre as linhas 2 e 3 se atinge um valor próximo de 0,04 mm/mm maior do que as deformações atingidas no estágio 4.



(a)

(b)



(c)

Figura 4.16 – (a) Comportamento das deformações na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deformações ao longo das cinco linhas no estágio 5.

4.2.2. Deslocamentos na ponta de trinca

A próxima análise consiste na avaliação do campo de deslocamentos por meio da ferramenta “Deslocamento no eixo Y” que faz parte do sistema ISTRA 4D.

Como observado na Figura 4.17 (a) ao começar o estágio 1 (Figura 4.17 (b)) do ensaio, a escala de cores, onde a cor vermelha ao redor da ponta de trinca indica que os maiores deslocamentos começam aos lados da linha de crescimento de trinca, indicando a possível separação das faces da trinca. O gráfico mostrado na Figura 4.17 (c) confirma o observado na Figura 4.17 (a), onde as deformações mais altas acontecem nas extremidades de cada linha, principalmente na linha 1.

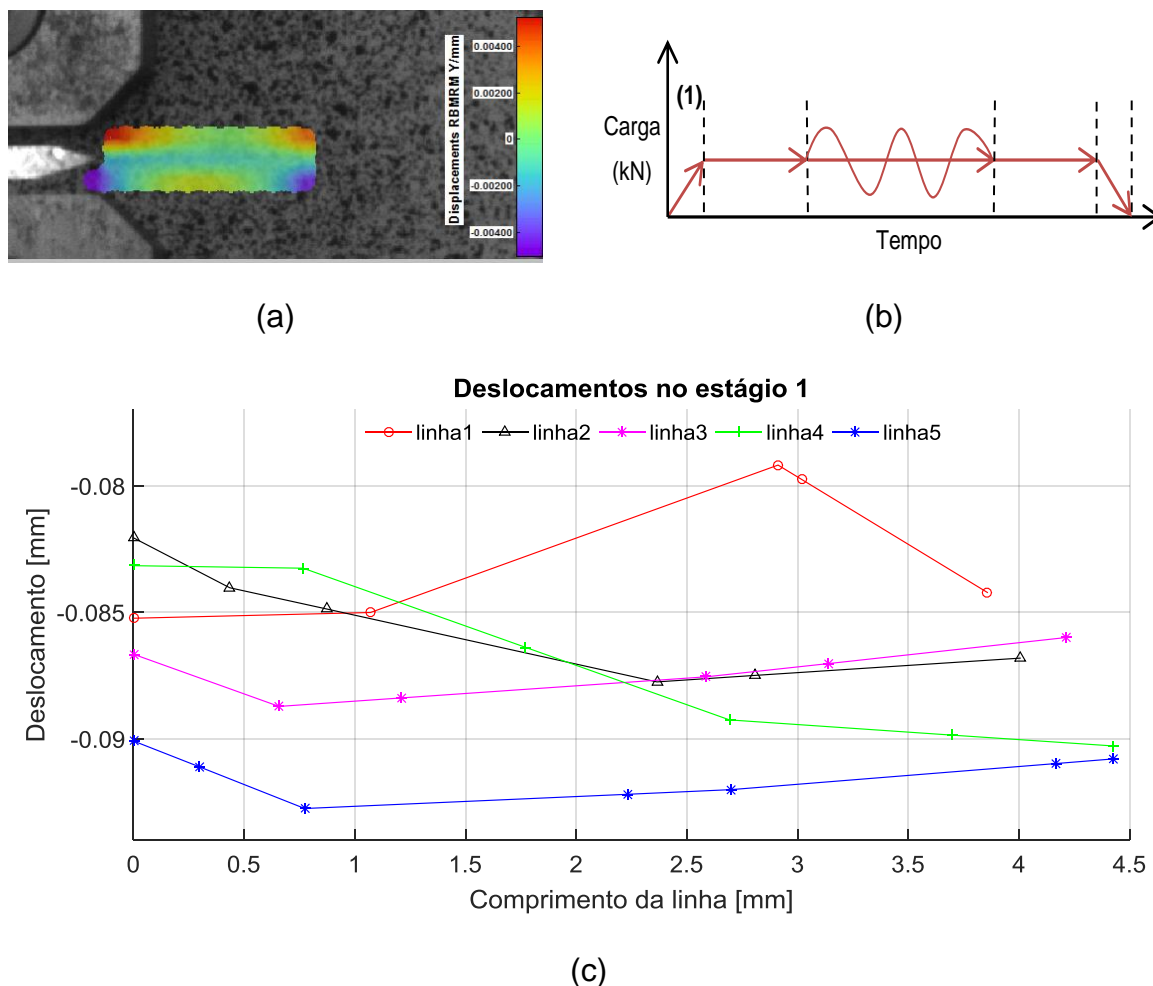
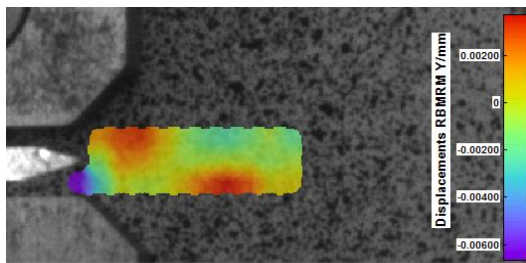
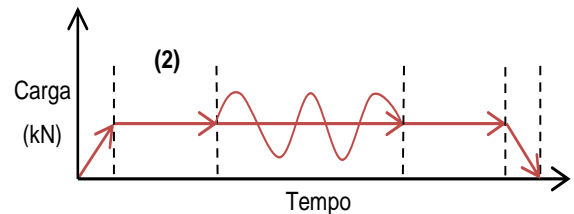


Figura 4.17 – (a) Comportamento dos deslocamentos na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deslocamentos ao longo das cinco linhas no estágio 1.

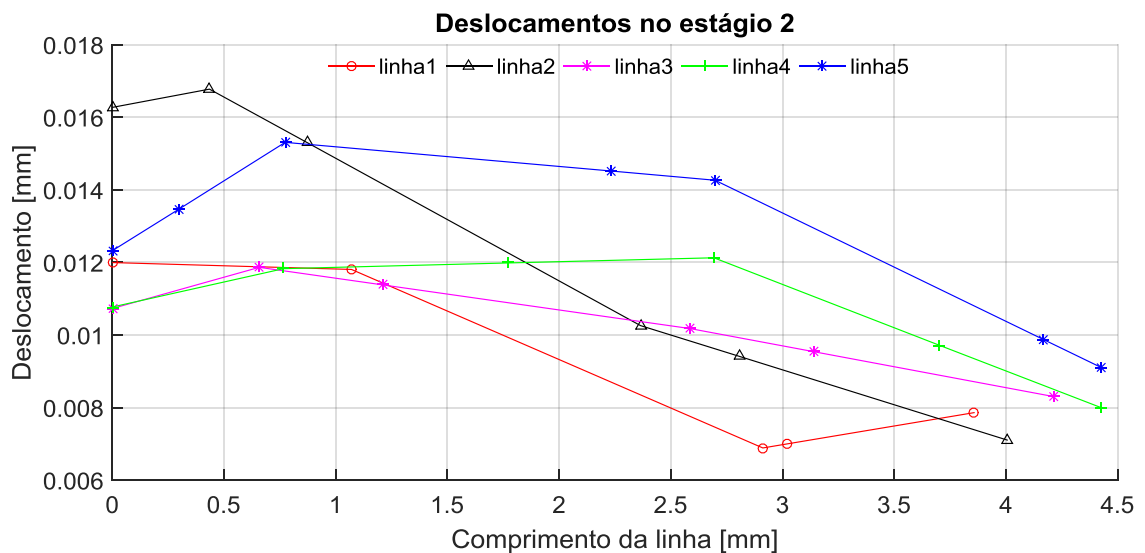
A Figura 4.18 (a) mostra como os deslocamentos durante o estágio 2 (Figura 4.18 (b)) são cada vez maiores e se pode observar com maior clareza a distribuição destes deslocamentos a ambos lados da linha de crescimento de trinca. Na Figura 4.18 (c) mostra um aumento dos deslocamentos nas cinco linhas em comparação com os deslocamentos durante o estágio 1 (Figura 4.17 (c)), confirmando o observado na (Figura 4.18 (a)). As maiorias das linhas avaliadas descrevem deslocamentos com tendências relativamente similares, sendo os deslocamentos com um valor aproximado de 0,005 mm na linha 1 os de menor magnitude. Os deslocamentos entre as linhas 2, 3, 4 e 5 estão entre 0,01 e 0,015 mm sem mostrar uma diferencia significativa nos deslocamentos próximos à ponta de trinca.



(a)



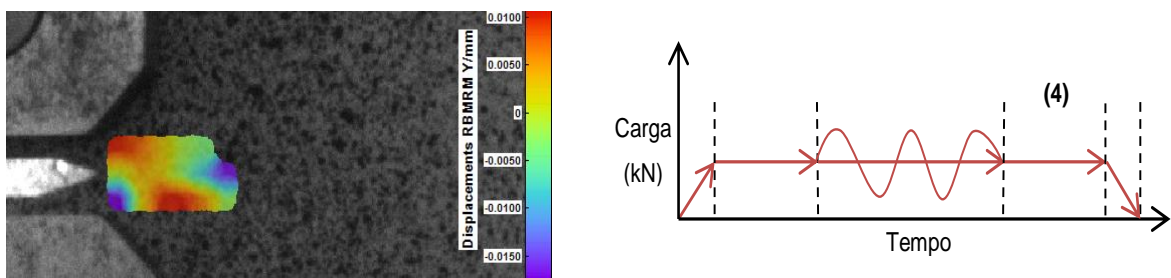
(b)



(c)

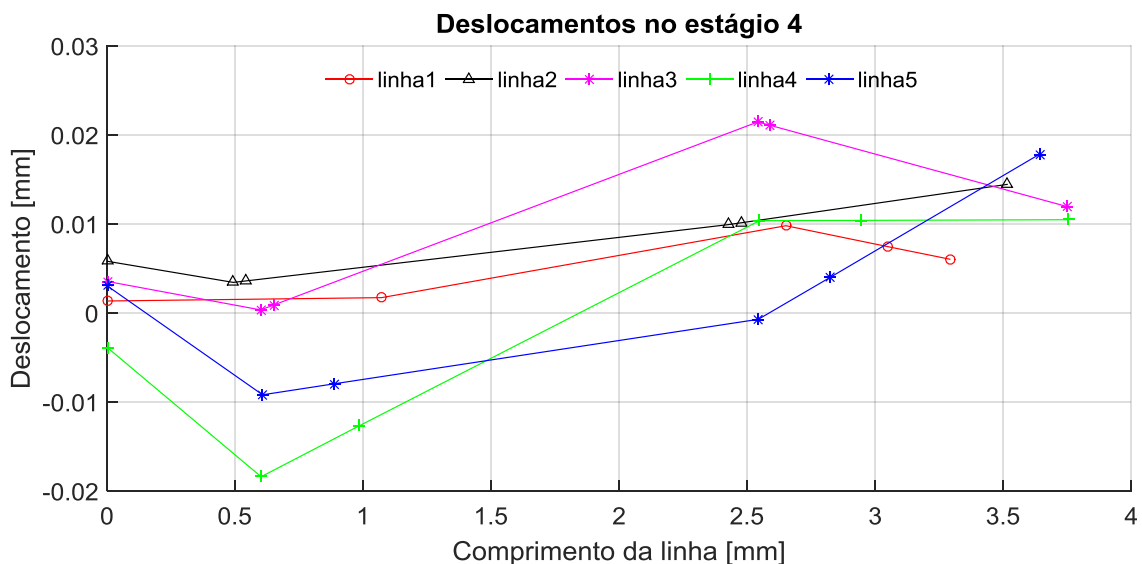
Figura 4.18 – (a) Comportamento dos deslocamentos na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deslocamentos ao longo das cinco linhas no estágio 2.

A Figura 4.19 (a) mostra como após do carregamento cíclico do estágio 3 e começo de um carregamento estável no estágio 4 (Figura 4.19 (b)) aumentam os deslocamentos entorno da ponta de trinca, representado por uma maior intensidade da cor vermelha na escala de cores da CDI. A Figura 4.19 (c) confere o mostrado pela escala de cores, indicando por meio das curvas no gráfico uma tendência no aumento dos deslocamentos no comprimento de todas as linhas. Sendo a linha 3 a que atinge o maior deslocamento (0,02 mm aprox.), seguida pelas linhas 1 e 2 com deslocamentos próximos a 0,01 mm seguido pelos deslocamentos apresentados nas linhas 4 e 5 os quais mostram uma tendência crescente nas extremidades do comprimento de linha ou seja indicando uma tendência no aumentos dos deslocamentos tangencias à linha de crescimento de trinca.



(a)

(b)



(c)

Figura 4.19 – (a) Comportamento dos deslocamentos na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deslocamentos ao longo das cinco linhas no estágio 4.

A Figura 4.20 (a) mostra que durante o estágio 5 (Figura 4.20 (b)) com a diminuição da carga aplicada aconteceu uma diminuição dos deslocamentos no começo da linha de trinca em relação com o acontecido durante o estágio 4, onde a carga era constante. Mesmo assim, os deslocamentos no final da linha de trinca continuam sendo altos. Igualmente a Figura 4.20 (c) indica um crescimento considerável dos deslocamentos em todas as linhas em comparação com estágios anteriores. Sendo a linha 1 a que mostra menos dados devido a que o sistema CDI não reconheceu uma quantidade de pontos suficientes que se deslocassem. A linha 2 mostra a maior quantidade de pontos com deslocamentos á altura da ponta de trinca (0,3 mm aprox.), no caso das linhas 3, 4 e 5 se mantém um crescimento estável entre 0,05 e 0,07 mm.

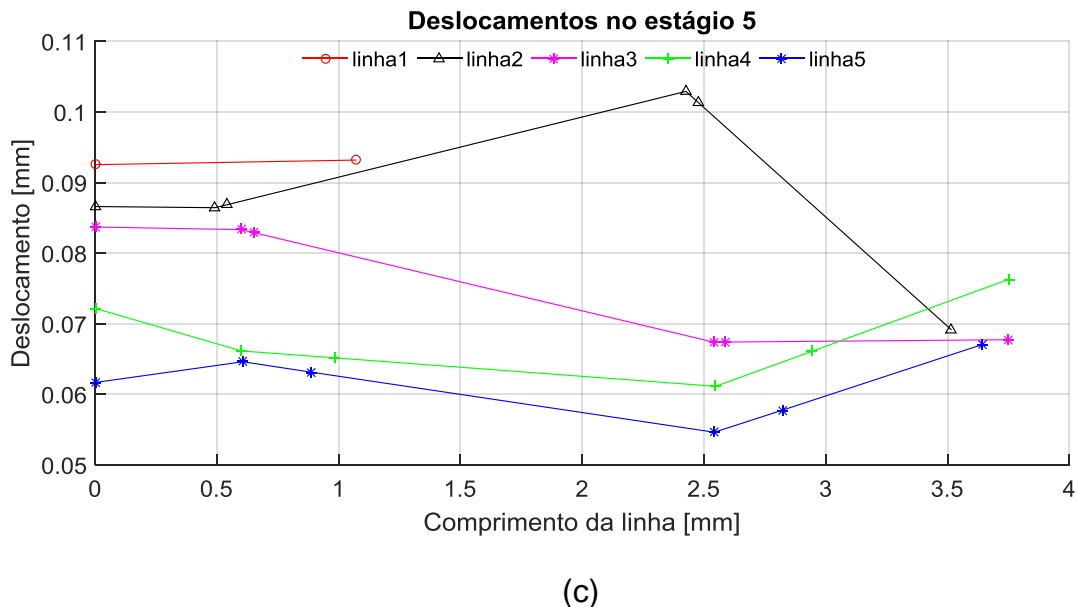
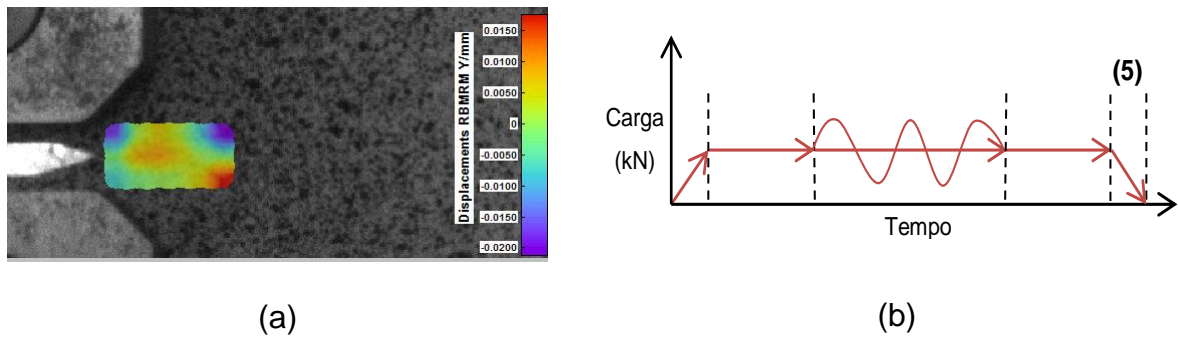


Figura 4.20 – (a) Comportamento dos deslocamentos na ponta de trinca, (b) Estágio executado, (c) Deslocamentos ao longo das cinco linhas no estágio 5.

Na Figura 4.21 se mostra de forma comparativa as deformações experimentadas pelo corpo de prova durante os estágios 1, 2,4 e 5, onde se pode observar a tendência crescente das deformações antes e depois de aplicar um carregamento cíclico no estágio 3.

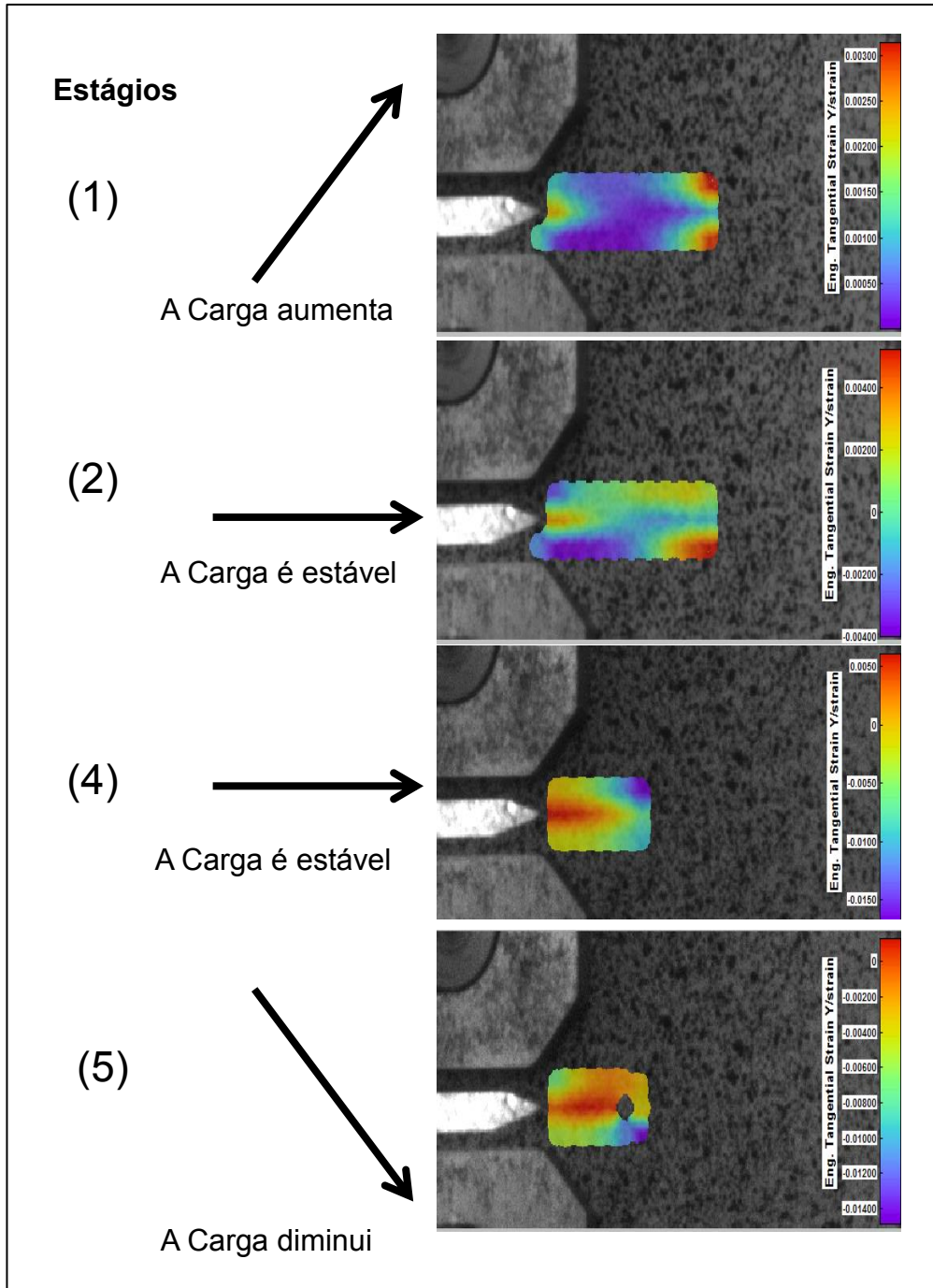


Figura 4.21 – Comparação das deformações no CTS durante os estágios 1, 2,4 e 5.

Na Figura 4.21 se mostra de forma comparativa os deslocamentos experimentados pelo corpo de prova durante os estágios 1, 2,4 e 5, onde se pode observar o aumento dos deslocamentos nos estágios onde a carga aumentava ou era mantida constante.

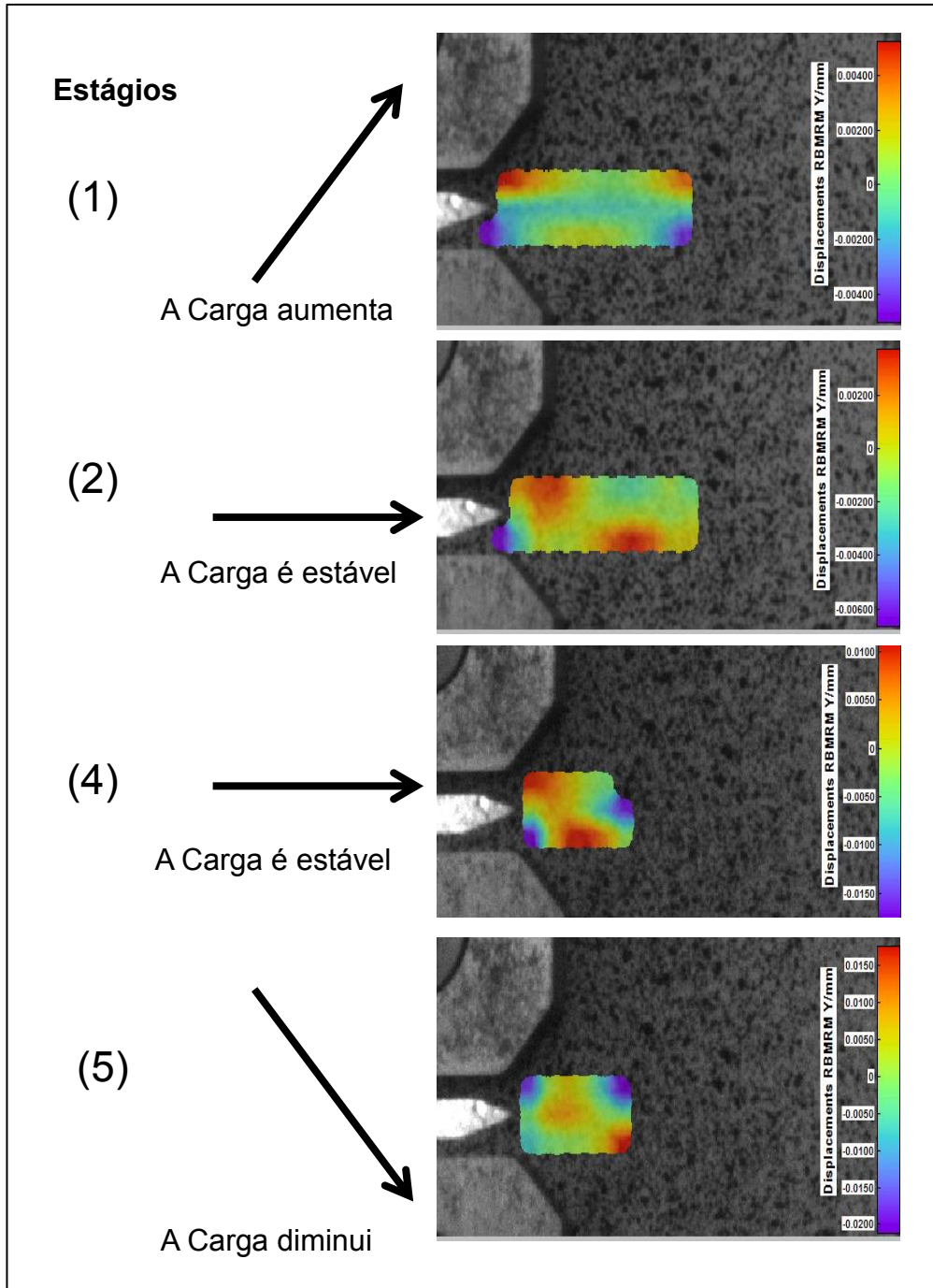


Figura 4.22 – Comparação dos deslocamentos no CTS durante os estágios 1, 2,4 e 5.

A obtenção das deformações e os deslocamentos nas amostras por meio do CDI permitiu conferir se que estes valores estão dentro de um Estado Plano de Tensões na superfície do corpo de prova (Figura 4.23). O qual pode ser conferido por meio do calculo do tamanho da zona plástica conforme a Equação (2.20) mencionada na Secção 2.1.1.5, onde se tem a seguinte expressão; aqui replicada por conveniência.

$$2r_{0\sigma} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_0} \right)^2 \quad (4.1)$$

Com $K_I = 9,30 \text{ Mpa} \sqrt{\text{m}}$ correspondente à carga de 6,11 kN aplicada durante o teste e com $\sigma_0 = 250 \text{ Mpa}$ que é o valor teórico da tensão de escoamento do FFN GGG 40.3. Assim o tamanho da zona plástica é $2r_{0\sigma} = 0,44 \text{ mm}$ aproximadamente.

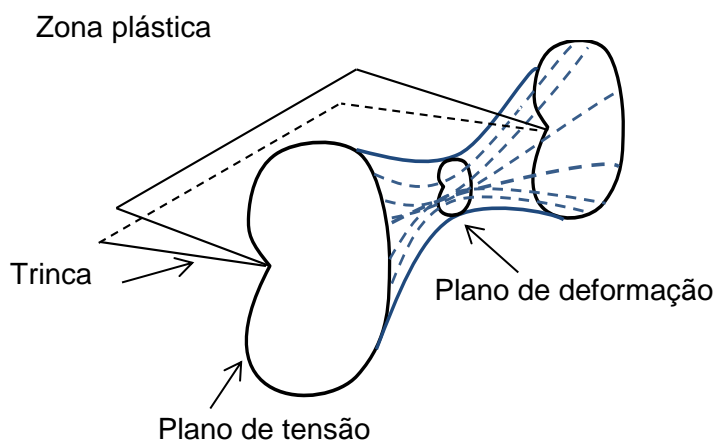


Figura 4.23 – Esquema do Estado Plano de Tensões no CTS. Fonte: Adaptado de Brocks (2018).

5. CONCLUSÕES E TRABALHOS FUTUROS

Dos resultados obtidos nos ensaios foi possível estimar as propriedades do FFN em relação com a taxa de propagação de trinca nos corpos de prova testados, mostrando principalmente um comportamento de fratura frágil. Foi obtido os valores esperados para os parâmetros principais da curva da/dN vs ΔK , permitindo obter uma maior informação e caracterização do ferro fundido nodular tipo GGG-40.3.

A maioria dos resultados para ΔK_{th} estão dentro dos valores característicos para um FFN, nas condições do ensaio aplicado de acordo com alguns dos valores mostrados na literatura. Foi evidenciado que a composição deste material pode gerar eventualmente algumas alterações dos valores característicos gerando um efeito parecido aos gerados por uma razão de tensões ou carregamento (r) menor que 0,1. Os resultados obtidos para ΔK_c , são coerentes com os valores mostrados na literatura, sendo inclusive, valores muito próximos ao da tenacidade à fratura (ΔK_{IC}) característico para um FFN GGG-40.3.

A vida em fadiga (N_f), analisada principalmente durante o estágio II da taxa de propagação de trinca (curva da/dN vs ΔK), apresentou um comportamento estável e congruente na maioria das amostras testadas. Foi observada uma diferença significativa principalmente nas amostras onde os nódulos de grafita que compõe a matriz do FFN tiveram maior influência na propagação de trinca.

Apesar de utilizar uma geometria não muito comum para os ensaios realizados (CTS tipo A) e uma geometria padronizada e mais usada (CTS tipo B), para o desenvolvimento dos testes, a diferença de geometrias dos corpos de provas durante os ensaios não foi um fator que tivesse uma influência significativa nos resultados.

A distribuição dos nódulos de grafita na superfície de algumas mostras foi um fator que pode ter influenciado na taxa de propagação de trinca principalmente nas amostras CTS #1A e CTS #4A, precisamente essas

amostras foram usinadas da mesma barra de FFN GGG-40.3, a qual tem uma alta concentração de nódulos de grafita de acordo com a sua composição química (mostrada na Tabela 3.2 da Secção 3.1.1). Este detalhe pode ser explicado, pelo processo de fundição da barra, já que quando começa o processo de resfriamento de uma barra de FFN é muito comum ter uma grande quantidade dos nódulos de grafita emigrar para uma das faces da barra. Assim, no momento de usinagem das amostras é muito provável que algumas apresentem mais nódulos na sua estrutura do que outras amostras.

Considerando que a presença dos nódulos de grafita na trajetória de uma trinca tem um efeito direcionador facilitando a propagação das mesmas, representa uma maior taxa de crescimento de trinca. Por isto, um adequado controle e revisão do processo de fundição e usinagem das amostras podem ser fundamentais para obtenção de resultados mais exatos durante os testes desenvolvidos.

Na segunda parte desta pesquisa consistiu no uso do sistema de CDI permitindo uma análise dos deslocamentos e deformações na ponta de trinca de um corpo de prova. Em termos gerais foi observado um campo de deformações e deslocamentos de baixa intensidade na ponta de trinca, mas que indicam a presença de uma zona plástica no corpo de prova. Portanto, os valores das deformações e deslocamentos observados permitiu conferir um comportamento linear-elástico do FFN testado.

Por meio do teste usando a CDI, também se conseguiu observar que depois de submeter o corpo de prova a um carregamento cíclico e manter a aplicação de uma carga constante os deslocamentos ao redor da ponta da trinca mantêm um crescimento constante. Porém, no caso das deformações não se observou uma mudança significativa com relação ao corpo de prova sem aplicação de carga cíclica.

Os resultados obtidos durante o desenvolvimento do presente trabalho abrem a porta para trabalhos futuros onde seja possível fazer uma análise mais detalhada do comportamento do campo de deformações e deslocamentos para diferentes materiais metálicos por meio do uso do sistema da CDI. Tal sistema

oferece múltiplas ferramentas de cálculo e análise para conferir diversas propriedades mecânicas em diferentes materiais. Também se pode considerar a caracterização do FFN aos efeitos da taxa de crescimento de trinca por fadiga usando várias razões de carregamento (R), permitindo analisar e comparar as diferenças entre as curvas conforme a mudança.

Outra possível análise que pode ser feita em futuros trabalhos sobre a mecânica da fratura e propagação de trinca em um FFN, consiste na análise das faces dos corpos de prova fraturados por meio do método de microscopia de varredura ou um sistema similar. Onde se possa observar de uma forma mais detalhada e microscópica o que acontece entre a interação dos nódulos de grafita, a forma e distribuição dos mesmos com o tamanho e crescimento de trincas.

Assim, neste trabalho experimental foi feita uma nova contribuição para o entendimento das várias características e propriedades do FFN em condições de fadiga e como este processo influi na formação de trincas e a posterior fratura. Desta forma é possível considerar a abertura a novas possibilidades de pesquisa seguindo a mesma ou similar metodologia experimental. Esta metodologia pode se complementar com a pesquisa computacional mantendo como objeto de estudo o FFN e impulsar o uso deste tipo de materiais nas áreas das engenharias mecânica, aeroespacial e automotiva.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ANDERSON, T. L. Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, 3rd Edition, CRC Press, USA, 2005.
- ARANA, J. L.; GONZÁLEZ, J. J. Mecánica de fractura. Serviço Editorial da EHU-UPV, 2002.
- ASTM-A536. Standard Specification for Ductile Iron Castings 1. n. Reapproved 2014, p. 1–6, 2014.
- ASTM E399. Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic MaterialE 399, p. 1–33, 2013
- ASTM STANDARD E647 – 13A. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. American Society for Testing and Materials, p. 1–50, 2014.
- BETANCUR, A. A. Estudo da Homogeneização de Materiais Micro-Heterogêneos e Viscoelásticos. P. 1-155, 2017.
- BILBY, B. A.; COTTRELL, A. H.; SWINDEN, K. H. The Spread of Plastic Yield from a Notch. Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 272(1350), 304–314, 1963.
- BROCKS, W. Extension of LEFM for Small-Scale Yielding. In: [s.l: s.n.]. p. 39–48.

- BROEK, D. The crack tip plastic zone. In: Elementary engineering fracture mechanics. Springer, Dordrecht, 1982.
- BRYNK, T.; PAKIELA, Z.; KURZYDLOWSKI, K. J. Measurements of fatigue crack growth rate using mini-samples and Digital Image Correlation inverse method. CMM-2011-Computer Methods in Mechanics, n. May, p. 1–3, 2011.
- CARROLL, J. et al. Multiscale Analysis of Fatigue Crack Growth Using Digital Image Correlation University of Illinois at Urbana-Champaign Corresponding Author. Address : Department of Mechanical Science and Engineering , Load 258 pixels / mm 921 pixels / mm 3023 pixels / m. p. 2–7, 2008.
- CAVALLINI, M.; DI BARTOLOMEO, O.; IACOVIELLO, F. Fatigue crack propagation damaging micromechanisms in ductile cast irons. Engineering Fracture Mechanics, v. 75, n. 3–4, p. 694–704, 2008.
- CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos. [S.l.: s.n.]. 7^a Edição. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM). 2002.
- CHU, T. C. et al. Applications of digital-image-correlation techniques to experimental mechanics. Experimental Mechanics, v. 25, n. 3, p. 232–244, 1985.
- D'AGOSTINO, L. et al. Fatigue crack propagation in Ductile Cast Irons: an Artificial Neural Networks based model. Procedia Structural Integrity, v. 3, p. 291–298, 2017.

- DAHLBERG, M. Fatigue crack propagation in nodular graphite cast iron. v. 17, n. 1, p. 29–37, 2004.
- DANTEC DYNAMICS. Q-400 Basics of 3D Digital Image Correlation. Manual of System Q-400 Dantec. 2002.
- DONG, M. et al. Damage Effect in the Fracture Toughness of Nodular Cast Iron To cite this version : 1996.
- DOWLING, N. E. Mechanical Behavior of Materials (Fourth Edi). Blacksburg, Virginia. 2013
- HILD, F.; ROUX, S. Digital image correlation: From displacement measurement to identification of elastic properties - A review. Strain, v. 42, n. 2, p. 69–80, 2006.
- HÜBNER, P. et al. Load history effects in ductile cast iron for wind turbine components. International Journal of Fatigue, v. 29, n. 9–11, p. 1788–1796, 2007.
- HUTCHINSON, J. W. Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 16(1), 13-31, 1968.
- IACOVIELLO, F. et al. Ferritic-pearlitic ductile cast irons : is K a useful parameter ? 2. DCIs fatigue crack propagation : Materials and tests results analysis. p. 1–9, 2013.

- IACOVIELLO, F.; DI COCCO, V.; CAVALLINI, M. Fatigue Crack Propagation in a Ferritic-pearlitic DCI: Overload Effects on Damaging Mechanisms. *Procedia Engineering*, v. 109, p. 35–42, 2015.
- IRWIN, G. R. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *J Appl Mech* 24:361–364, 1957.
- LIMODIN, N. et al. Crack closure and stress intensity factor measurements in nodular graphite cast iron using three-dimensional correlation of laboratory X-ray microtomography images. v. 57, p. 4090–4101, 2009.
- MANDAI, J. T. Crescimento De Trinca Em Ligas Metálicas : Modelagem E Experimentação [s.l: s.n.].
- MARCELLIER, H. et al. Optical analysis of displacement and strain fields on human skin. *Skin research and technology: official journal of International Society for Bioengineering and the Skin (ISBS) [and] International Society for Digital Imaging of Skin (ISDIS) [and] International Society for Skin Imaging (ISSI)*, v. 7, n. 4, p. 246–53, 2001.
- MATHIEU, F.; HILD, F.; ROUX, S. Identification of a crack propagation law by digital image correlation To cite this version : *International Journal of Fatigue*, 2012.
- MCCORMICK, N.; LORD, J. Digital image correlation. *Materials Today*, v. 13, n. 12, p. 52–54, 2010.

- MCEVILY, A. J. Metal failures: mechanisms, analysis, prevention. John Wiley & Sons, 2002.
- MCNEILL, S. R.; PETERS, W. H.; SUTTON, M. A. Estimation of stress intensity factor by digital image correlation. v. 28, n. 1, p. 101–112, 1987.
- MOTTITSCHKA, T. et al. Influence of graphite spherical size on fatigue behaviour and fracture toughness of ductile cast iron EN-GJS-400-18LT. International Journal of Materials Research, v. 103, p. 87–96, 2012.
- MOTTITSCHKA, T. et al. Influence of overloads on the fatigue crack growth in nodular cast iron: Experiments and numerical simulation. Procedia Engineering, v. 2, n. 1, p. 1557–1567, 2010.
- NOWELL, D.; KARTAL, M. E.; DE MATOS, P. F. P. Digital image correlation measurement of near-tip fatigue crack displacement fields: constant amplitude loading. p. 1–11, 2012.
- PAN, B. et al. Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement: a review. Measurement Science and Technology, v. 20, n. 6, p. 62001, 2009.
- PARIS, P. C.; ERDOGAN, F. A critical analysis of crack propagation laws. ASME., 1963
- RADAJ, D.; VORMWALD, M. Chapter 2. Extenden Stress Intensity Factor Concepts. In Advanced Methods of Fatigue Assessment, pp. 1–166, 2013.

- RAMÍREZ, R. Ensaio Mecânico e Correlação Digital de Imagens Aplicados à Caracterização das Propriedades Mecânicas de um Ferro Fundido e Poliestireno. [s.l.: s.n.].
- RIBEIRO, J. et al. Determinação Do Campo De Deslocamentos De Tecidos. Revista iberoamericana de Ingenieria Mecánica, v. 16, p. 37–49, 2012.
- RICE, J.; ROSENGREN, G. F. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 16(1), 1-12, 1968.
- RITCHIE, R. O. Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids. p. 55–83, 2000.
- SIEBERT, T. Analysis of advanced materials under load. SPIE Newsroom, v. 1, p. 3–5, 2006.
- SNEDDON, I. N. The distribution of stress in the neighbourhood of a crack in an elastic solid, Proc Roy Soc, Ser A 187:229–260, 1946.
- SUTTON, M. A. et al. Determination of displacements using an improved digital correlation method. n. 3, 1983.
- VAŠKO, A. et al. Influence of Raw Material Composition on Microstructure and Mechanical Properties of Nodular Cast Iron. v. 10, n. 5, p. 504–509, 2016.

- WELLS, A. A. Application of fracture mechanics at and beyond general yielding. *Br Weld J*;10:563–70, 1963.
- WENMAN, M. R.; CHARD-TUCKEY, P. R. Modelling and experimental characterization of the Lüders strain in complex loaded ferritic steel compact tension specimens. *International Journal of Plasticity*, v. 26, n. 7, p. 1013–1028, 2010.
- WESTERGAARD, H. M. Bearing pressures and cracks. *J Appl Mech* 6:A49–A53, 1939.
- WILLIAMS, M. L. On the stress distribution at the base of a stationary crack. *J Appl Mech* 24:109–114, 1957.
- ZHU, X.; JOYCE, J. A. Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization. 2012.