

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA
EM ARAMES DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA

Jefferson Haag

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Doutor Telmo Roberto Strohaecker

Porto Alegre
2012

Dedico esta dissertação aos meus pais, a minha namorada, a minha família, meus amigos e a todas as pessoas que contribuíram para realização desse trabalho.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Telmo Roberto Strohaecker pela orientação;

Ao Professor Dr. Afonso Reguly pelos conselhos;

Ao Engenheiro Leandro Pereira Costa pelos ensinamentos;

Aos Engenheiros Marcelo Favaro e Genaro Zanon pela contribuição técnica;

Ao Bill Paiva pelo apoio nos ensaios e análises;

Ao Engenheiro DAO Ngoc Ha pela cooperação nos ensaios de da/dN;

Aos futuros Engenheiros Filipe Kroeff e Juliana Steinbach pelo suporte;

Ao Laboratório de Metalurgia Física e seus colaboradores pela realização do trabalho.

Ao CNPq pelo apoio financeiro.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	V
LISTA DE TABELAS	IX
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	X
RESUMO	XII
ABSTRACT	XIII
1.0 INTRODUÇÃO	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Fadiga de Metais	3
2.2 Mecânica da Fratura.....	5
2.2.1 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).....	6
2.2.2 Mecânica da Fratura Elasto Plástica (MFEP).....	6
2.2.3 Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga	7
2.3 Tenacidade à Fratura.....	9
2.3.1 Configurações de Corpos de Prova	10
2.3.2 Orientação do Corpo de Prova.....	11
2.3.3 Pré-trincamento por Fadiga	12
2.3.4 Ensaio de K_{IC}	13
2.3.5 Ensaio de CTOD.....	16
2.4 Propagação de Trincas por Fadiga.....	18
2.4.1 Equações de Propagação de Trincas por Fadiga	19
2.4.2 Compliance.....	20
2.5 Retardo de Trinca por Sobrecarga Mecânica.....	21
2.6 Risers Flexíveis.....	22
3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	25
3.1 Material	25
3.1.1 Caracterização Metalúrgica	25
3.1.2 Caracterização Mecânica.....	26

3.2	Definições para os Ensaios de Mecânica da Fratura.....	26
3.2.1	Corpos de Prova	27
3.2.2	Dispositivo de Ensaio	27
3.3	Tenacidade à Fratura.....	28
3.4	Propagação de Trincas por Fadiga (da/dN)	29
3.5	Retardo de Trinca por Sobrecargas Mecânicas.....	30
4.0	RESULTADOS E DISCUSSÃO	32
4.1	Caracterização dos Arames.....	32
4.1.1	Caracterização Metalúrgica	32
4.1.2	Caracterização Mecânica.....	33
4.2	Tenacidade à Fratura.....	35
4.3	Propagação de Trincas por Fadiga (da/dN)	40
4.4	Retardo de Trinca por Sobrecargas Mecânicas.....	44
5.0	CONCLUSÕES	52
6.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	53
7.0	REFERÊNCIAS	54

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Detalhe da ruptura de tendões próximos à interface com o conector (BUENO 2010).	1
Figura 2.1	Representação esquemática dos três fatores necessários para que aconteçam falhas por fadiga em materiais metálicos.	3
Figura 2.2	Mecanismos de nucleação de trinca. (a) Representação esquemática. (b) Micrografia em microscopia eletrônica de varredura (STROHAECKER 2012).	4
Figura 2.3	Curva log-log de $da/dN \times \Delta K$ (SHIGLEY 2006).	5
Figura 2.4	Abordagem do projeto de componentes baseado na mecânica da fratura.	5
Figura 2.5	Representação esquemática do parâmetro CTOD (δ) (CHIODO 2009).	7
Figura 2.6	Crescimento de trinca por fadiga (MTS SYSTEM CORPORATION 1998).	8
Figura 2.7	Fluxograma da escolha do parâmetro de tenacidade à fratura, geometria de corpo de prova e medida de deslocamento (BRITISH STANDARD 1991).	9
Figura 2.8	Corpos de prova padronizados para ensaios de tenacidade à fratura . (a) <i>Compact Tension C(T)</i> . (b) <i>Single Edge Notch Bending SE(B)</i> (BOWER 2009).	10
Figura 2.9	Comparação entre os perfis dos corpos de prova compacto e SE(B) com as mesmas dimensões características (ANDERSON 2005).	11
Figura 2.10	Identificação básica do plano de fratura para seção retangular (BRITISH STANDARD 1991).	12
Figura 2.11	Pré-trincamento por fadiga. A trinca de fadiga é introduzida na ponta do entalhe usinado através de um carregamento cíclico (ANDERSON 2005).	13

Figura 2.12	Principais tipos de comportamento da curva força versus deslocamento em um ensaio de K_{IC} (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS 2009)...	15
Figura 2.13	(a) Modelo de eixo de rotação do deslocamento plástico em um corpo de prova do tipo SE(B) (ANDERSON 2005). (b) Detalhes do modelo, onde um extensômetro é empregado para acompanhar a abertura da boca do entalhe (STROHAECKER 2012).	17
Figura 2.14	Definição do V_p para determinação do CTOD (BRITISH STANDARD 1991).	17
Figura 2.15	Obtenção da taxa de propagação de trincas. (a) Corpo de prova e carregamento cíclico; (b) Dados mensurados; (c) Dados da taxa de propagação de trincas (BROEK 1989).	18
Figura 2.16	Representação gráfica da Compliance (MTS SYSTEM CORPORATION 1998).	20
Figura 2.17	Fenômeno de retardo de trinca após sobrecargas mecânicas (BROEK 1989)...	21
Figura 2.18	Comportamento típico de crescimento de trinca após o uso da sobrecarga mecânica (ANDERSON 2005).	22
Figura 2.19	Sistemas de produção de petróleo off-shore: Plataforma fixa, Navio de produção FPSO e Plataforma semi-submersível (MARTINS 2008).	23
Figura 2.20	Concepção típica de um duto flexível de camada não aderentes (RUBIN 2006).	23
Figura 3.1	Arames como recebidos.	25
Figura 3.2	Procedimento de execução de perfis de microdureza.	26

Figura 3.3	Corpo de prova do tipo SE(B). (a) Desenho esquemático com dimensões em milímetros. (b) Macrografia de uma das amostras.	27
Figura 3.4	Representação esquemática e fotografia da configuração do dispositivo para ensaios em flexão três pontos.	28
Figura 4.1	Micrografia da seção transversal do arame. 1000x.	33
Figura 4.2	Micrografia da seção longitudinal do arame. 500x.	33
Figura 4.3	Curva tensão-deformação de engenharia.	34
Figura 4.4	Perfil de microdureza da seção transversal do arame.	35
Figura 4.5	Perfil de microdureza da seção longitudinal do arame.	35
Figura 4.6	Curva Carga versus CMOD dos ensaios de tenacidade à fratura dos corpos de prova do tipo SE(B).	36
Figura 4.7	Resultados para o corpo de prova E1-1.	37
Figura 4.8	Resultados para o corpo de prova E1-2.	38
Figura 4.9	Resultados para o corpo de prova E1-3.	38
Figura 4.10	Fractografia do corpo de prova E1-2, apresentando as delaminações na zona de estiramento em detalhe. 500x.	39
Figura 4.11	Fractografia do corpo de prova E1-3. Mecanismo de fratura de coalescimento de microcavidades ocorre entre as trincas internas. 1000x.	40
Figura 4.12	Efeito da razão de carregamento nos coeficientes da Lei de Paris.	41
Figura 4.13	Macrografia da superfície de fratura.	42
Figura 4.14	Curva da/dN versus ΔK do arame da armadura de tração com razão de carregamento de 0,1.	42
Figura 4.15	Curva da/dN versus ΔK do arame da armadura de tração com razão de carregamento de 0,3.	43

Figura 4.16	Curva da/dN versus ΔK do arame da armadura de tração com razão de carregamento de 0,5.....	43
Figura 4.17	Resultados de todas as amostras para os ensaios de da/dN.....	44
Figura 4.18	Curva tamanho de trinca versus número de ciclos com R=0,1, apresentando o efeito da OLR no retardo de trinca de arames de alta resistência mecânica.	46
Figura 4.19	Curva tamanho de trinca versus número de ciclos e R=0,5, apresentando o efeito da OLR no retardo de trinca de arames de alta resistência mecânica.	47
Figura 4.20	Superfície de fratura das amostras F2-1, F2-2 e F2-4 com OLR de 1,50; 1,75 e 2,00; respectivamente, e R igual a 0,1.....	48
Figura 4.21	Superfície de fratura das amostras F2-5, F2-8 e F2-7 com OLR de 1,50; 1,75 e 2,00; respectivamente, e R igual a 0,5.....	49
Figura 4.22	Efeito de uma sobrecarga mecânica com OLR=2,00 em um arame de aço de alta resistência com R=0,1. Corpo de prova F2-3.	50
Figura 4.23	Curva da/dN x tamanho de trinca do corpo de prova F2-3, com R=0,1 e OLR=2,00.....	50
Figura 4.24	Curva tamanho de trinca versus número de ciclos e R=0,5, mostrando o aumento da vida em fadiga com o uso de três OLR=2,00 em comparação com a propagação sem sobrecarga mecânica.....	51

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Dimensões dos corpos de prova do tipo SE(B):	29
Tabela 3.2	Matriz de ensaios de da/dN:	30
Tabela 3.3	Matriz de ensaios de da/dN com retardo de trinca e ΔK constante:	31
Tabela 4.1	Composição química do material ensaiado:	32
Tabela 4.2	Resultados do ensaio de tração:	34
Tabela 4.3	Resultados dos ensaios dos corpos de prova do tipo SE(B):	36
Tabela 4.4	Coeficientes da Lei de Paris para razão de carregamento de 0,1:	40
Tabela 4.5	Coeficientes da Lei de Paris para razão de carregamento de 0,3:	40
Tabela 4.6	Coeficientes da Lei de Paris para razão de carregamento de 0,5:	41
Tabela 4.7	Coeficientes da equação de Walker para os arames da armadura de tração.....	44
Tabela 4.8	Resultados dos ensaios de da/dN com sobrecargas mecânicas com R=0,1.	45
Tabela 4.9	Resultados dos ensaios de da/dN com sobrecargas mecânicas com R=0,5.	45
Tabela 4.10	Médias e desvio padrões do tamanho da zona plástica e número de ciclos em retardo com R=0,5.	46

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

P	Carga aplicada;
K	Fator intensidade de tensões;
LE	Limite de escoamento;
LR	Limite de resistência à tração;
ΔK	Amplitude do fator intensidade de tensões;
ΔK_{eff}	Amplitude do fator intensidade de tensões efetiva;
R	Razão de carregamento;
B	Espessura do corpo de prova;
W	Largura do corpo de prova;
a_0	Tamanho de trinca inicial;
a_c	Tamanho de trinca crítico;
a	Tamanho de trinca;
σ	Tensão aplicada;
Y	Fator de forma;
a/W	Razão entre tamanho de trinca e largura do corpo de prova;
$f(a/W)$ é uma função adimensional do tamanho da trinca (a) sobre a largura (W).	
da/dN	Taxa de propagação de trincas por fadiga;
C_p	Coefficiente da equação de Paris;
m_p	Coefficiente da equação de Paris;
C_w	Coefficiente da equação de Walker;
m_w	Coefficiente da equação de Walker;
γ_w	Coefficiente da equação de Walker;
C	Compliance;
N	Número de ciclos;
δ	Deslocamento de abertura na ponta da trinca (CTOD);
δ_c	CTOD crítico no início da fratura instável ou <i>pop-in</i> com menos de 0,2mm de crescimento estável de trinca;

δ_u CTOD crítico no início da fratura instável ou *pop-in* que possui mais de 0,2mm de crescimento estável de trinca;

δ_m valor de CTOD no ponto de carga máxima, correspondendo a um comportamento totalmente plástico;

K_{IC} Valor crítico do fator intensidade de tensões;

K_Q Valor provisório do fator intensidade de tensões crítico;

K_m Valor máximo do fator intensidade de tensões;

W-a Ligamento do corpo de prova;

$K_{mín}$ Fator intensidade de tensões mínimo do ciclo de fadiga;

$K_{máx}$ Fator intensidade de tensões máximo do ciclo de fadiga;

K_{OL} Fator intensidade de tensões da sobrecarga mecânica;

OLR Razão de sobrecarga mecânica;

N_d Número de ciclos em retardo de trinca;

a_r Tamanho de trinca afetado pela sobrecarga mecânica;

CP Corpo de prova.

LAMEF Laboratório de Metalurgia Física

GEM Grupo de Ensaio Mecânicos

GAF Grupo de Análise de Falhas

RESUMO

O pré-tensionamento, gerando a plastificação de regiões desejadas, é um processo amplamente consolidado para o aumento da vida em fadiga de componentes e estruturas fabricados com materiais de boa ductilidade. Autofretagem de tubos e o teste de carga em ganchos são exemplos do emprego desse procedimento. Entretanto, é pouco conhecido o comportamento de materiais de alta resistência mecânica quando submetidos a sobrecargas mecânicas.

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a propagação de trincas por fadiga em arames de alta resistência mecânica, utilizados na forma de tendões na armadura de tração de dutos flexíveis de camadas não aderentes. Foram realizados ensaios de tenacidade à fratura para determinar o intervalo de fator intensidade de tensões que o material resiste, apresentando deformação plástica na ponta da trinca. Ensaios de da/dN foram desenvolvidos com a finalidade de obter os coeficientes das equações de Paris e Walker, e, para isso, foram realizados ensaios com controle de ΔK crescente em diferentes razões de carregamento (0,1, 0,3 e 0,5). O efeito de sobrecargas mecânicas no comportamento em fadiga foi estudado com o auxílio de ensaios de da/dN com controle de ΔK constante e diferentes magnitudes de razão de sobrecarga mecânica (OLR) em duas razões de carregamento (0,1 e 0,5).

Os resultados obtidos mostram que a aplicação de sobrecargas mecânicas, se controladas, gera retardo de trinca e aumento na vida em fadiga dos arames, elevando o número de ciclos em mais de 31%. Esse comportamento é evidente para a razão de carregamento igual a 0,5, visto que o fechamento de trinca é minimizado com aumento da tensão média aplicada.

ABSTRACT

The preload producing plasticizing in desired regions is a process widely consolidated to increase fatigue life of components and structures made of good ductility materials. The autofrettage on tubes and hooks is an example of the use of this procedure. However, it is not well known the behavior of high strength materials when subjected to mechanical overloads.

This work aims to evaluate the fatigue crack growth of high strength wires which are used on tensile armour of flexible pipes. Fracture toughness testing was performed to define the stress intensity factor range that the material resists, presenting plastic strain at the crack tip. Fatigue crack growth testing was developed in order to obtain the coefficients of Paris law and Walker law and, therefore, tests with increasing ΔK control were conducted at different stress ratio (0.1, 0.3 and 0.5). The overload effect on fatigue behavior was studied with constant ΔK control fatigue crack growth testing applying different overload ratios (OLR) magnitudes and two stress ratios (0.1 and 0.5) .

The achieved outcomes show that the application of mechanical overloads, if controlled, creates the phenomenon of retardation and increasing of fatigue life on wires, raising the number of cycle over than 31%. This behavior is evident on stress ration of 0.5, since crack closure is minimized with the increasing of applied mean stress.

1.0 INTRODUÇÃO

Materiais de alta resistência mecânica são vastamente utilizados na indústria de alto desempenho para suportarem os carregamentos estáticos e dinâmicos impostos pelas condições severas de serviço. Na exploração offshore de petróleo são utilizados dutos rígidos e flexíveis com o objetivo de conduzir o petróleo do poço no fundo do mar até a plataforma responsável pela primeira separação de óleo, gás e água. Os dutos precisam suportar esforços provenientes das pressões internas e externas, do peso próprio, das correntes marinhas, etc. O desafio da seleção de materiais é desenvolver ligas capazes de resistir às condições rigorosas de trabalho em que os dutos são submetidos, sobretudo com a descoberta do Pré-sal e o aumento da lâmina d'água na exploração de petróleo.

Arames de aço com composição química próxima ao eutetóide são utilizados na forma de tendões na armadura de tração de dutos flexíveis de camadas não aderentes, sendo que o modo de falha desses sistemas offshore consiste na ruptura por fadiga dos tendões próximos ou dentro do conector, conforme apresentado na Figura 1.1. Assim, torna-se necessário obter técnicas que possibilitem o aumento da segurança dos processos de exploração de petróleo.



Figura 1.1 Detalhe da ruptura de tendões próximos à interface com o conector (BUENO 2010).

A utilização de pré-tensionamento, gerando a plastificação de regiões desejadas, é um processo amplamente consolidado para o aumento da vida em fadiga de componentes e estruturas fabricados com materiais de boa ductilidade. Autofretagem de tubos e testes de carga em ganchos são exemplos do emprego desse procedimento. Além de gerar tensões residuais compressivas na região de interesse, o pré-tensionamento tem a capacidade de reduzir a velocidade de propagação de trincas através do fenômeno conhecido como retardo de trinca.

Há diversos estudos avaliando o efeito de sobrecargas mecânicas na taxa de crescimento de trincas por fadiga. Zanon comprovou que as sobrecargas mecânicas são capazes de reduzir a propagação em aço API 5L-X65, empregado em dutos rígidos para exploração de gás e óleo (ZANON 2006). Buschiazzo et al avaliaram o comportamento em fadiga do aço API 5L-X70, aplicando diferentes magnitudes de razão de carregamento e sobrecargas mecânicas, e obtiveram resultados úteis quanto ao retardo de trinca nesse material (BUSCHIAZZO e et al 2006). Entretanto, é pouco conhecido o comportamento de materiais de alta resistência mecânica quando submetidos a sobrecargas mecânicas.

Sendo inerente a presença de descontinuidades em estruturas, torna-se imprescindível o emprego de ferramentas que permitam a definição das propriedades do material em condições críticas. A mecânica da fratura é amplamente utilizada em códigos de segurança e boas práticas de engenharia para cálculo da integridade estrutural, tanto por colapso plástico quanto por danos de fadiga.

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a propagação de trincas por fadiga em arames de alta resistência mecânica, utilizados na fabricação da armadura de tração de dutos flexíveis. Além disso, visa-se realizar estudos preliminares para o uso do processo de pré-tensionamento nos tendões antes de sua montagem para aumento da vida dos componentes em serviço.

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Fadiga de Metais

Fadiga é uma falha mecânica em estruturas e componentes decorrente de esforços cíclicos ou flutuantes a tensões relativamente baixas. Para que ocorra uma falha por fadiga é necessário que três fatores sejam aplicados simultaneamente no material: solicitações dinâmicas, solicitações de tração e deformação plástica. A Figura 2.1 apresenta uma representação esquemática dos fatores necessários para que aconteça fadiga em materiais metálicos.



Figura 2.1 Representação esquemática dos três fatores necessários para que aconteçam falhas por fadiga em materiais metálicos.

Na prática, são observadas falhas por fadiga em situações onde não há solicitações em tração simples, porém há sempre alguma componente de tração localizada. Para exemplificar, pode-se analisar um material submetido a uma solicitação de flexão unidirecional em três pontos, onde há tensão máxima de compressão na região de carga ortogonal aplicada e, no lado diretamente oposto, ter-se-á uma tensão máxima de tração.

Associado à fadiga sempre há deformação plástica, mesmo que não seja perceptível macroscopicamente. Deve ser destacado que a existência de defeitos é inerente aos metais,

logo ocorrerá deformação plástica localizada nessas discontinuidades, acarretando em uma falha catastrófica.

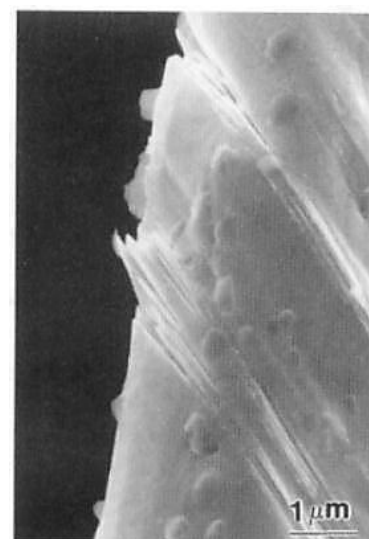
A fadiga pode ser dividida em três etapas distintas:

- Região I: Nucleação da trinca;
- Região II: Propagação da trinca;
- Região III: Fratura.

A nucleação da trinca de fadiga ocorrerá em locais propícios, ou seja, em regiões de maior concentração de tensão. Normalmente, a trinca inicia na superfície do material, devido ao mecanismo de bandas de escorregamento, sendo que este já foi amplamente discutido na literatura (DIETER 1981). A Figura 2.2 apresenta uma representação esquemática e uma micrografia do mecanismo de bandas de escorregamento.



(a)



(b)

Figura 2.2 Mecanismos de nucleação de trinca. (a) Representação esquemática. (b) Micrografia em microscopia eletrônica de varredura (STROHAECKER 2012).

A propagação da trinca ocorre na direção ortogonal à tensão normal principal aplicada no material, apresentando uma superfície de textura lisa e avança de forma semicircular provocada pelo estado triaxial de tensões encontrado na ponta da trinca. A velocidade de propagação nessa região é função da amplitude do fator intensidade de tensões, como é apresentado na Figura 2.3. Essa relação será abordada mais profundamente no capítulo que relaciona mecânica da fratura com fadiga.

Por fim, a trinca alcança um tamanho crítico, tornando-se instável, assim a seção remanescente não suporta mais o carregamento aplicado e ocorre a fratura do material.

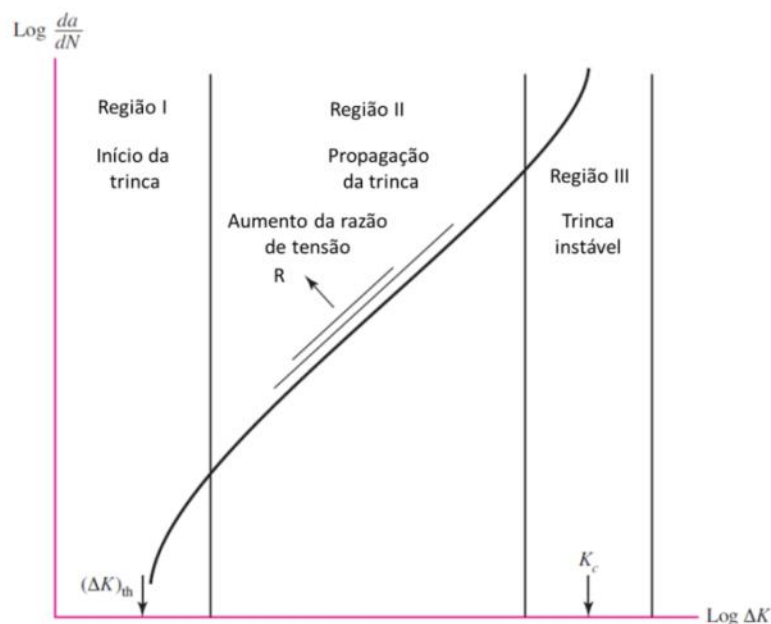


Figura 2.3 Curva log-log de $da/dN \times \Delta K$ (SHIGLEY 2006).

2.2 Mecânica da Fratura

O projeto de um componente ou estrutura exige que a possibilidade de ocorrer uma falha seja minimizada, utilizando a seleção apropriada dos materiais e/ou redução de agentes que incentivam a formação de trincas, como filetes, rasgos de chavetas, reduções bruscas de seção e outras descontinuidades. A existência de defeitos nos materiais implica que seja necessário adotar uma abordagem para o desenvolvimento de projetos diferente da utilizada no projeto convencional de engenharia, que busca evitar a falha por colapso plástico. Logo, o projeto convencional não abrange a possibilidade de fratura por um modo alternativo, como a fratura frágil. O projeto de componentes baseado na mecânica da fratura visa determinar se um defeito do tipo trinca irá ou não levar o componente à fratura catastrófica para tensões normais de serviço. A Figura 2.4 apresenta a abordagem do projeto baseada na mecânica da fratura, onde a existência de defeitos é incorporada.

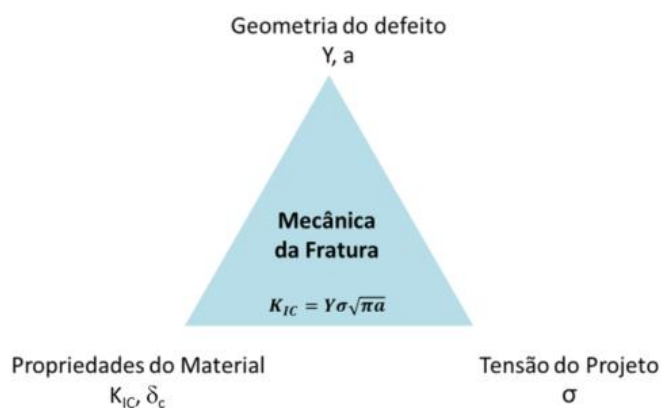


Figura 2.4 Abordagem do projeto de componentes baseado na mecânica da fratura.

A mecânica da fratura é adequada para prever condições para falha de estruturas/componentes e seus conceitos são abordados em duas áreas. A primeira é regida pelo comportamento linear-elástico (MFLE) e a segunda pelo comportamento elasto-plástico (MFEP).

2.2.1 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

É a metodologia empregada para materiais que apresentam comportamento frágil em fratura, apresentando restrição à deformação plástica. Esse comportamento pode ser proveniente das propriedades do material (microestrutura, resistência mecânica, etc.), de fatores geométricos (grandes espessuras) ou de fatores ambientais (baixa temperatura para aços ferríticos).

O parâmetro utilizado na mecânica da fratura linear-elástica (MFLE) para avaliar a tenacidade à fratura de materiais metálicos é o valor crítico do fator intensidade de tensões (K_{IC}), sendo esta uma propriedade intrínseca do material. O K_{IC} consegue correlacionar a tensão aplicada (σ) no material com o tipo (Y) e tamanho (a) do defeito. A Equação 2.1 apresenta a definição do fator intensidade de tensões para uma forma genérica de trinca.

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a}$$

Equação 2.1

Onde:

K é o fator intensidade de tensões;

Y é o fator de forma;

σ é a tensão aplicada;

a é o tamanho da trinca.

2.2.2 Mecânica da Fratura Elasto Plástica (MFEP)

A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica possui duas correntes distintas, que procuram resolver os problemas que envolvem materiais com tenacidade elevada, que apresentam deformação plástica na ponta da trinca. Estas duas abordagens são: método *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD) e método da Integral J. A corrente do método CTOD foi desenvolvido por Wells, proveniente da escola europeia, e é baseado em um conceito físico, enquanto que o método da Integral J utiliza o conceito de balanço de energia e foi desenvolvida por Rice nos Estados Unidos.

Ambos os métodos fornecem parâmetros que podem ser utilizados como critério para fratura. A validação dos valores críticos de CTOD e Integral J apresentam pequena dependência das dimensões da amostra, apresentando limites dimensionais menos rigorosos que a Mecânica da Fratura Linear-Elástica (ANDERSON 2005).

O parâmetro CTOD (δ) é amplamente utilizado para avaliar a integridade de estruturas e componentes, desde estruturas offshore até juntas soldadas. Existem diversas definições para avaliar o CTOD, sendo as duas mais conhecidas: o deslocamento normal ao plano da trinca em relação à posição original da ponta da mesma [Figura 2.5 (a)] e a distância entre duas retas ortogonais posicionadas na ponta deformada da trinca com as suas faces [Figura 2.5 (b)]. A segunda definição, também conhecida como CTOD 90°, foi proposta por Rice e é comumente aplicada para medir o CTOD em modelos de elementos finitos. É importante destacar que apesar de simples o significado, este parâmetro contempla efeitos que a estrutura do material possa ter sido submetida, como tensões residuais, tipo de defeito (trinca lateral, central, etc.), tamanho de grão, entre outros.

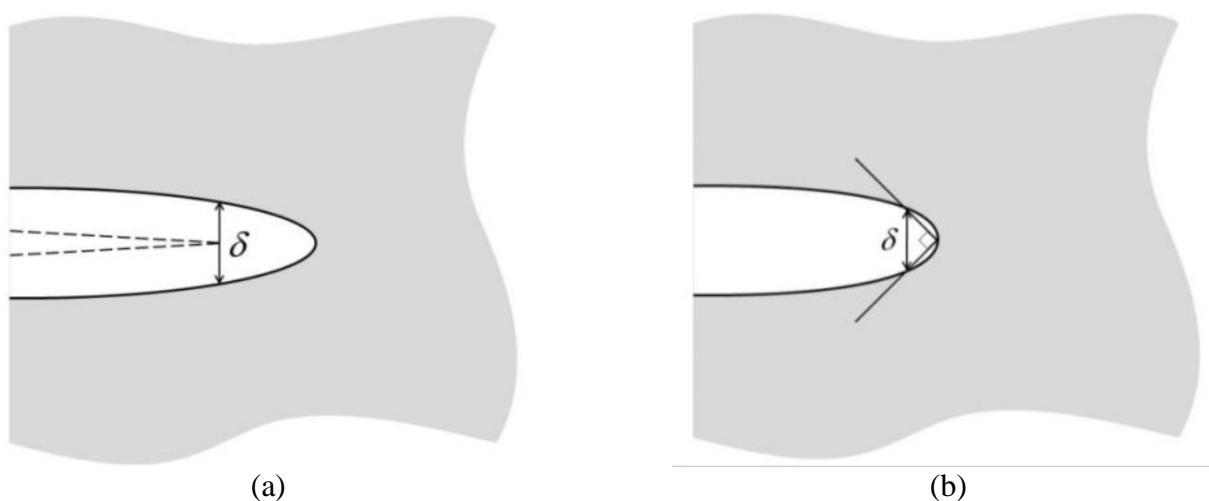


Figura 2.5 Representação esquemática do parâmetro CTOD (δ) (CHIODO 2009).

2.2.3 Mecânica da Fratura Aplicada à Fadiga

A mecânica da fratura consegue prever o quão rápido uma trinca por fadiga vai crescer em uma estrutura. Esse conhecimento é extremamente valioso para as indústrias de alto desempenho, como a aeronáutica, por exemplo, devido à possibilidade de cálculo da vida remanescente de estruturas, cujos reparos geram perdas de produção e altos custos. A Figura 2.6 apresenta uma representação gráfica do crescimento de uma trinca através da curva tamanho de trinca (a) versus número de ciclos. Se o material apresenta uma boa tenacidade e

o carregamento cíclico é baixo, haverá muitos ciclos até que ocorra a fratura, ou seja, a trinca demorará a alcançar seu tamanho crítico.

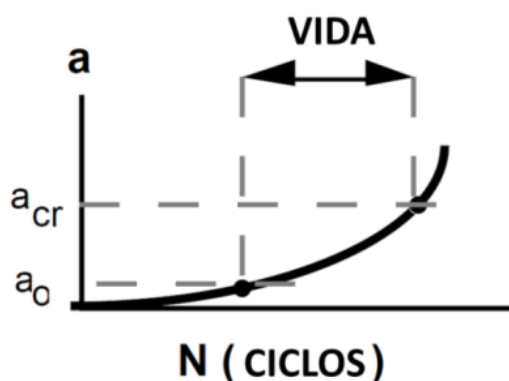


Figura 2.6 Crescimento de trinca por fadiga (MTS SYSTEM CORPORATION 1998).

A partir das curvas a versus N , a taxa de propagação de trincas de fadiga (da/dN) pode ser calculada tomando a derivada em cada ponto da curva. Sob carregamento constante ($\Delta\sigma$), pode-se constatar que o da/dN depende do crescimento da trinca, sendo que a taxa de propagação cresce juntamente com o tamanho da trinca, devido ao fator intensidade de tensões (K) também aumentar com o crescimento da trinca. Portanto, pode-se concluir que existe uma relação entre da/dN e a amplitude do fator intensidade de tensões (ΔK) em um carregamento cíclico.

A razão de carregamento (R), usualmente utilizada em ensaios de fadiga, pode ser denotada de acordo com a Equação 2.2, quando aplicada na mecânica da fratura. Este parâmetro influencia diretamente na taxa de propagação de trincas (da/dN) dos materiais, assim como o ΔK . Logo, o da/dN é função tanto do ΔK quanto do R , conforme é apresentado na Equação 2.3.

$$R = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} = \frac{K_{\max} - \Delta K}{K_{\max}} \text{ ou } K_{\max} = \frac{\Delta K}{1-R} \quad \text{Equação 2.2}$$

Onde:

K_{\min} é o valor do fator intensidade de tensões mínimo do ciclo de fadiga;
 K_{\max} é o valor do fator intensidade de tensões máximo do ciclo de fadiga;
 ΔK é a amplitude do fator intensidade de tensões.

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad \text{Equação 2.3}$$

2.3 Tenacidade à Fratura

Os ensaios de tenacidade à fratura são utilizados para determinar a resistência de um material frente a um defeito do tipo trinca. A partir de ensaios, pode-se produzir tanto valores de tenacidade à fratura quanto curvas de resistência, onde um parâmetro de tenacidade, como o K_{IC} , J ou CTOD, é plotado contra a extensão da trinca (Δa).

A Norma Britânica BS 7448-1 fornece um procedimento para determinação da tenacidade à fratura, desde a seleção do parâmetro que será mensurado até a escolha da geometria do corpo de prova utilizado no ensaio. A Figura 2.7 apresenta o fluxograma do procedimento de escolha do parâmetro, corpo de prova e medida de deslocamento. Inicialmente, são escolhidos os parâmetros a serem mensurados (K_{IC} /CTOD ou K_{IC} / J). Em seguida, é escolhido o tipo de corpo de prova e o deslocamento apropriado (V ou q) para o parâmetro selecionado. No final do ensaio, são utilizados requisitos para validação do parâmetro K_{IC} , que se não forem atendidos, fazem necessário o cálculo do CTOD ou do J .

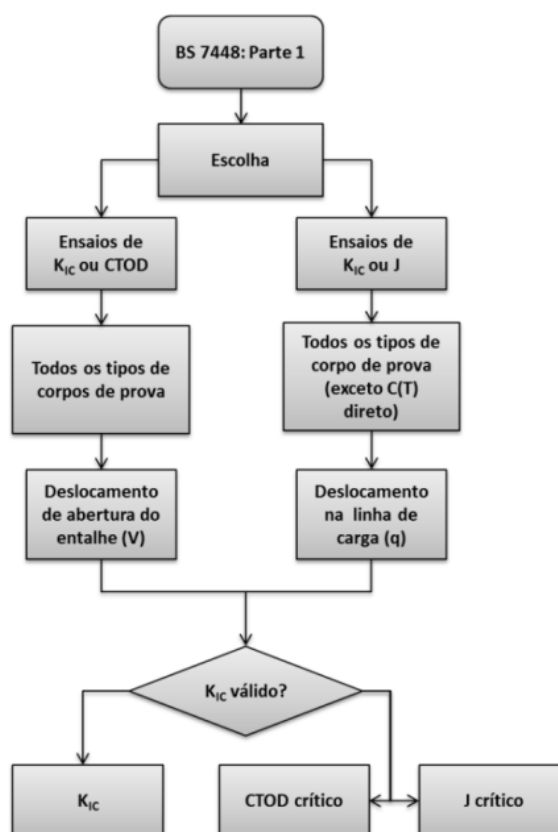


Figura 2.7 Fluxograma da escolha do parâmetro de tenacidade à fratura, geometria de corpo de prova e medida de deslocamento (BRITISH STANDARD 1991).

2.3.1 Configurações de Corpos de Prova

Existem diversos tipos de corpos de prova normatizados permitidos pelas normas internacionais. Entre eles, os corpos de prova mais utilizados são os do tipo *Compact Tension* C(T) e do tipo *Single Edge Bending* SE(B). A Figura 2.8 apresenta uma representação esquemática dos dois corpos de prova que são aplicados em ensaios de tenacidade à fratura. Cada configuração de corpo de prova apresenta três dimensões características importantes: o tamanho da trinca (a), a espessura (B) e a largura (W). Na maioria dos casos, $W=2B$ e $a/W=0,5$.

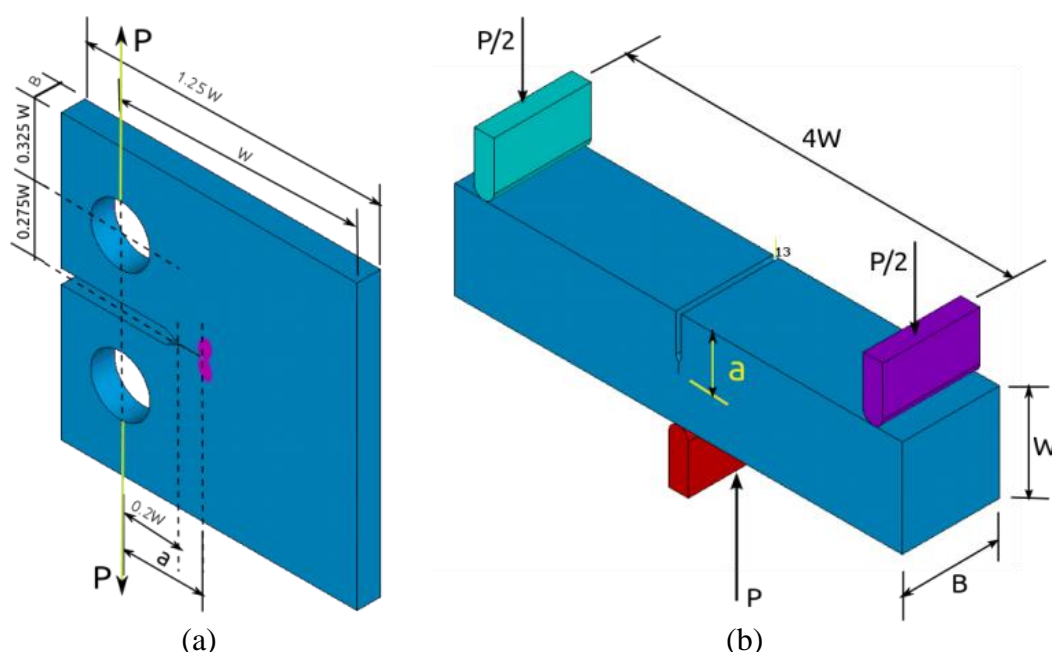


Figura 2.8 Corpos de prova padronizados para ensaios de tenacidade à fratura . (a) *Compact Tension* C(T). (b) *Single Edge Notch Bending* SE(B) (BOWER 2009).

Há algumas diferenças entre a utilização de um ou outro corpo de prova. Os perfis dos corpos de prova dos tipos C(T) e SE(B), assumindo as mesmas dimensões características, são ilustrados na Figura 2.9. A geometria compacta, obviamente, consome menos material, mas esta geometria precisa de material extra na direção da largura, devido as furos de fixação. Se uma placa ou uma peça forjada for testada é preferível utilizar o corpo de prova compacto, já que ele é mais econômico. Entretanto, a configuração SE(B) é a escolhida para ensaios em juntas soldadas, porque consome-se menos metal de solda em algumas orientações.

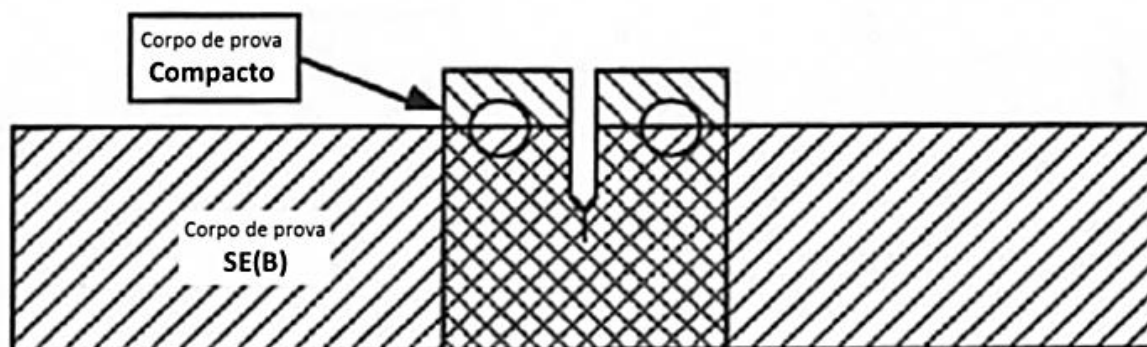


Figura 2.9 Comparação entre os perfis dos corpos de prova compacto e SE(B) com as mesmas dimensões características (ANDERSON 2005).

2.3.2 Orientação do Corpo de Prova

Os materiais de engenharia são raramente homogêneos e isotrópicos. A microestrutura, e, com isso, as propriedades mecânicas são sensíveis a direção de orientação dos grãos. A sensibilidade à orientação é, particularmente, pronunciada nas propriedades de tenacidade à fratura, já que uma microestrutura com orientação preferencial pode conter planos de menor energia de ligação, onde a propagação de uma trinca é relativamente facilitada. Como a orientação do corpo de prova é uma variável importante na mecânica da fratura, todas as normas da ASTM e da BSI exigem que a orientação seja reportada juntamente com a tenacidade à fratura.

Existem alguns sistemas de identificação nas normas técnicas, sendo estes similares. A Figura 2.10 apresenta a notação utilizada pelo *British Standard Institute*. A BS 7448-1 adota um sistema de identificação com sistemas de eixos, onde:

- X é a direção longitudinal, paralelo ao de fluxo dos grãos (direção de laminação, por exemplo);
- Y é a direção transversal, isto é, normal a X e Z;
- Z é a direção transversal mais curta, por exemplo, coincidente com a direção da espessura.

Utilizando um código de duas letras, a primeira letra indica a direção perpendicular a do plano da trinca e a segunda letra a direção do movimento da ponta da trinca. Por exemplo, se a o plano da trinca está na longitudinal e a direção perpendicular é a espessura, a notação que deve ser utilizada é “Z-X”, conforme pode ser observado na Figura 2.10.

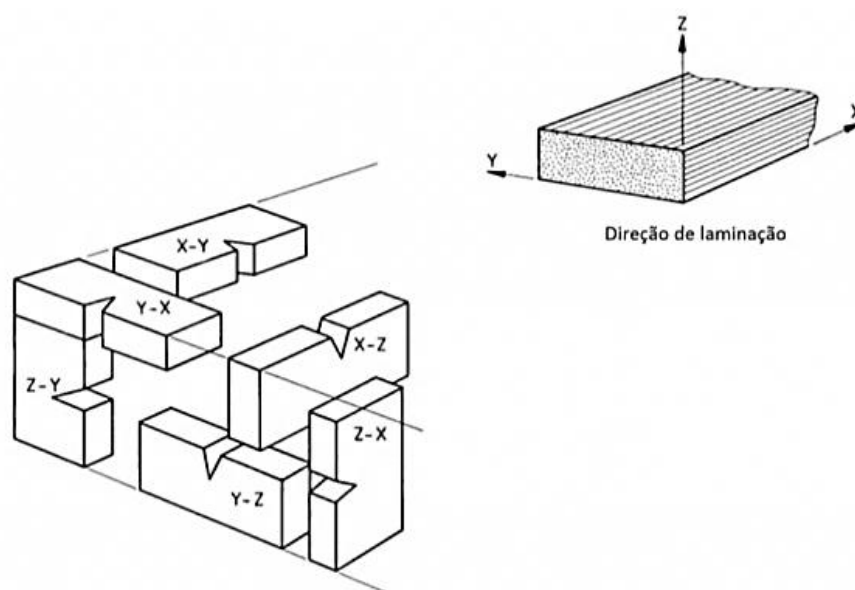


Figura 2.10 Identificação básica do plano de fratura para seção retangular (BRITISH STANDARD 1991).

Para seções cilíndricas, há um sistema equivalente ao da seção retangular, podendo ser consultado em qualquer norma técnica. A notação empregada pela ASTM utiliza os símbolos L (longitudinal), T (transversal) e S (short transversal), que representam o X, Y e Z, respectivamente, da BSI.

É possível utilizar qualquer uma das seis orientações possíveis quando se deseja ensaiar materiais, entretanto é necessário se avaliar como a trinca se propagará em um componente ou estrutura para realizar essa seleção. Normalmente, é o plano da trinca é posto na direção de laminação do material, ou seja, Y-X ou Z-X, porém quando a proposta do ensaio é simular o comportamento de um defeito em uma estrutura a orientação deve beirar a do defeito estrutural.

2.3.3 Pré-trincamento por Fadiga

A teoria da mecânica da fratura se aplica para trincas que sejam infinitamente agudas antes do carregamento. Embora seja impossível de se reproduzir em laboratório uma condição idealizada, é possível introduzir trincas que sejam suficientemente agudas para fins práticos. A forma mais eficiente de se introduzir trincas em materiais é através do carregamento cíclico, ou seja, por fadiga. A Figura 2.11 ilustra o procedimento de pré-trincamento por fadiga em um corpo de prova padronizado, onde a trinca de fadiga se inicia na ponta do entalhe usinado e cresce até um valor de desejado através de um carregamento cíclico controlado cuidadosamente.

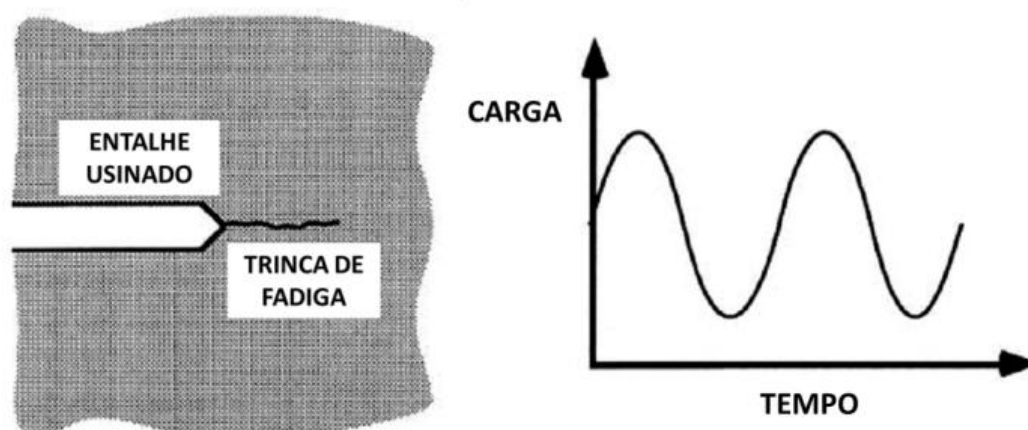


Figura 2.11 Pré-trincamento por fadiga. A trinca de fadiga é introduzida na ponta do entalhe usinado através de um carregamento cíclico (ANDERSON 2005).

Cada procedimento de ensaio contém restrições para o carregamento de fadiga, nos quais satisfazem os requisitos necessários para produzir trincas que não mascarem o ensaio. Em ensaios de K_{IC} , por exemplo, o K máximo durante o carregamento cíclico ($K_{m\acute{a}x}$) não deve ser maior que uma fração do K_{IC} do material (aproximadamente, 60%). Obviamente, pode-se utilizar um carregamento mais conservador, ou seja, com valores menores, porém o tempo para produzir uma trinca de fadiga aumenta significativamente com a diminuição do carregamento cíclico, tornando o processo muito lento e até inviável.

2.3.4 Ensaio de K_{IC}

O parâmetro de fratura apropriado para materiais que se comportam de forma linear-elástica antes de fraturarem, de tal modo que a zona plástica na frente da trinca é pequena comparada com as dimensões do corpo de prova, é o valor crítico do fator intensidades de tensões, K_{IC} . Há métodos padronizados para determinar o K_{IC} de materiais metálicos, como as normas ASTM E399 e BS 7448-1. Os requisitos de validação destas normas são extremamente rigorosos, visto que até mesmo uma relativamente pequena quantidade de deformação plástica invalida as premissas da mecânica da fratura linear-elástica.

Normalmente, os corpos de provas são usinados com a largura (W) igual a duas vezes a espessura (B). Entretanto, algumas normas permitem essa relação (W/B) de até quatro vezes. Então, os corpos de prova são pré-trincados de tal modo que a relação tamanho da trinca por largura (a/W) encontre-se entre 0,45 e 0,55. Desse modo, o corpo de prova apresenta dimensões críticas [a , B e ($W-a$)] aproximadamente, iguais.

Por causa dos restritos requisitos dimensionais, as normas internacionais fornecem metodologias para pré-determinar as dimensões adequadas dos corpos de prova. Há dois métodos:

- Utilizar uma estimativa do K_{IC} ou realizar um teste preliminar.
- Utilizar a relação entre o limite de escoamento pelo módulo de elasticidade do material (σ_e/E).

Experimentalmente, constatou-se que é necessária uma “pequena” zona plástica a frente da trinca, na ordem de 15 vezes menor que as dimensões significativas da amostra [espessura (B), tamanho da trinca (a) e seção remanescente (W-a)], para que a teoria da MFLE seja válida. De fato, esse requisito é atendido utilizando a Equação 2.4, que está presente em todas as normas de ensaios de tenacidade á fratura K_{IC} .

$$a, B, (W - a) > 2,5 \frac{(K_{IC})^2}{(\sigma_e)^2} \quad \text{Equação 2.4}$$

Onde:

σ_e é o limite de escoamento (LE) do material.

Então, o ensaio de K_{IC} consiste em submeter um corpo de prova pré-trincado a um carregamento que o leve a fratura. Enquanto se realiza o ensaio, é monitorada a força e o deslocamento, podendo este ser na boca do entalhe e/ou na linha de carga aplicada.

A Figura 2.12 apresenta três características curvas no ensaio de K_{IC} . A força crítica (P_Q) é definida de diversas maneiras, dependendo do tipo de curva. A mais comum é construir uma linha secante 5% (isto é, uma linha a partir da origem com a inclinação igual a 95% da inclinação da região elástica) e determinar o P_5 . O Tipo I apresenta um comportamento suave, onde um desvio significativo da região elástica antes de ocorrer à fratura no $P_{máx}$, isto pode ocorrer devido à plastificação, o crescimento subcrítico de trinca ou ambos. Para o caso do Tipo I, $P_Q=P_5$. O Tipo II é caracterizado por apresentar uma pequena quantidade de crescimento de trinca instável antes de P_5 , também chamado de *pop-in*. Neste caso, P_Q será o valor do *pop-in*. Na curva do Tipo III, o corpo de prova falha completamente antes do desvio da linearidade 5%. Logo, nesse caso o $P_Q=P_{máx}$.

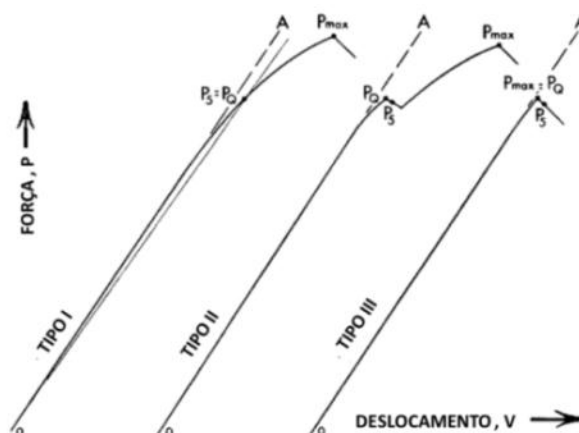


Figura 2.12 Principais tipos de comportamento da curva força versus deslocamento em um ensaio de K_{IC} (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS 2009).

O tamanho da trinca (a) deve ser medido utilizando a superfície de fratura. No ensaio de K_{IC} , especificamente, deve-se realizar três medidas igualmente espaçadas e a média das três medidas representa o valor do tamanho de trinca. Assim, com a determinação de P_Q e do tamanho da trinca, a tenacidade à fratura provisória (K_Q) pode ser calculada, utilizando a Equação 2.5, onde o $f(a/W)$ é uma função adimensional do tamanho da trinca (a) sobre a largura (W). Esta função é fornecida na forma de um polinômio nas normas ASTM E399 e BS 7448-1 para diversas geometrias de corpos de prova.

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f(a/W) \quad \text{Equação 2.5}$$

O valor de K_Q calculado na Equação 2.5 é o K_{IC} válido somente se todos os requisitos de validação da norma forem atendidos, incluído, principalmente:

- $0,45 \leq a/W \leq 0,55$
- $B, a \geq 2,5 \frac{(K_{IC})^2}{(\sigma_e)^2}$
- $P_{m\acute{a}x} \leq 1,10P_Q$

Outros requisitos de validação incluem as restrições ao carregamento em fadiga já mencionado, assim como também limites de alinhamento da trinca de fadiga. Se todos os requisitos forem de acordo ASTM E399 e/ou BS 7448-1, então $K_Q = K_{IC}$.

Devido às restrições dimensionais das normas para ensaio de K_{IC} serem muito rigorosas, é muito difícil e, às vezes, impossível determinar um valor de K_{IC} válido para a maioria dos materiais estruturais. O material deve ser relativamente frágil ou o corpo de prova

do ensaio deve possuir dimensões grandes para que a mecânica da fratura linear elástica seja válida. Em materiais de baixa e média resistência mecânica, ensaios de K_{IC} válidos só podem ser mensurados em valores baixos de tenacidade, como abaixo da transição dúctil-frágil de materiais ferríticos. Para valores de tenacidade superiores, somente parâmetros da mecânica da fratura elasto-plástica, como a integral J ou o CTOD, podem ser utilizados para caracterizar o material.

2.3.5 Ensaio de CTOD

Experimentalmente, pode-se determinar o CTOD do material separando o CTOD em componentes elásticas e plásticas (Equação 2.6). O CTOD elástico (δ_{el}) é obtido através do K elástico, conforme a Equação 2.7. O K elástico é calculado a partir da Equação 2.8 para corpos de prova do tipo SE(B).

$$\delta = \delta_{el} + \delta_p \quad \text{Equação 2.6}$$

$$\delta_{el} = \frac{K^2(1-\nu)^2}{2\sigma_y E} \quad \text{Equação 2.7}$$

$$K = \frac{PS}{BW^{1,5}} f(a/W) \quad \text{Equação 2.8}$$

A componente plástica do CTOD é obtida assumindo que o corpo de prova gira sobre um eixo aparente de rotação, também chamado de centro de giro. Esse conceito é ilustrado na Figura 2.13 para um corpo de prova do tipo SE(B). O deslocamento plástico na abertura da boca do entalhe (V_p) é relacionado com o CTOD plástico por uma semelhança de triângulos. A Equação 2.9 abrange esta relação para o cálculo do CTOD plástico.

$$\delta_{pl} = \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p(W-a)+a+z} \quad \text{Equação 2.9}$$

O fator rotacional plástico (r_p) é uma constante entre 0 e 1, que define a posição relativa do ponto do eixo de rotação. Segundo as normas BS 7448-1 e ASTM E1290, r_p é igual a 0,40 e 0,44, respectivamente, para corpos de prova do tipo SE(B). O procedimento de CTOD permite o uso de um suporte (“*knife edge*”) e sua altura (z) deve ser considerada no cálculo do CTOD plástica, caso este suporte seja utilizado. A componente plástica de V é obtida através da análise gráfica da curva carga-deslocamento pela construção de uma linha paralela a linha da região elástica, conforme apresentado na Figura 2.14.

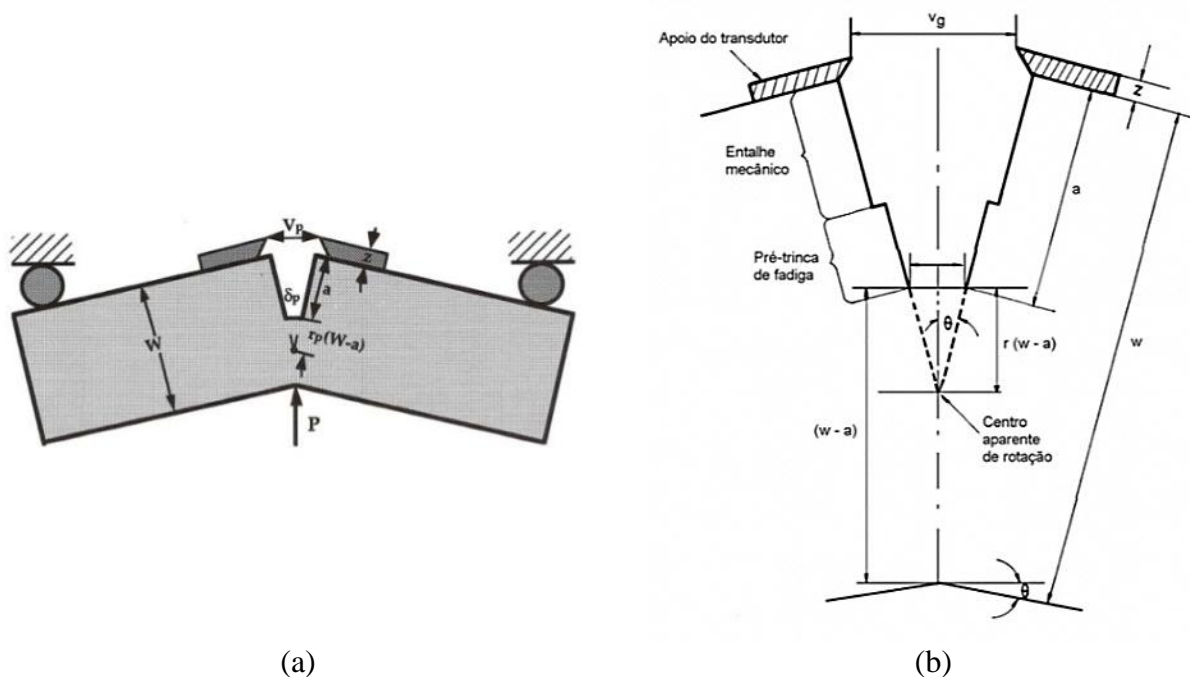


Figura 2.13 (a) Modelo de eixo de rotação do deslocamento plástico em um corpo de prova do tipo SE(B) (ANDERSON 2005). (b) Detalhes do modelo, onde um extensômetro é empregado para acompanhar a abertura da boca do entalhe (STROHAECKER 2012).

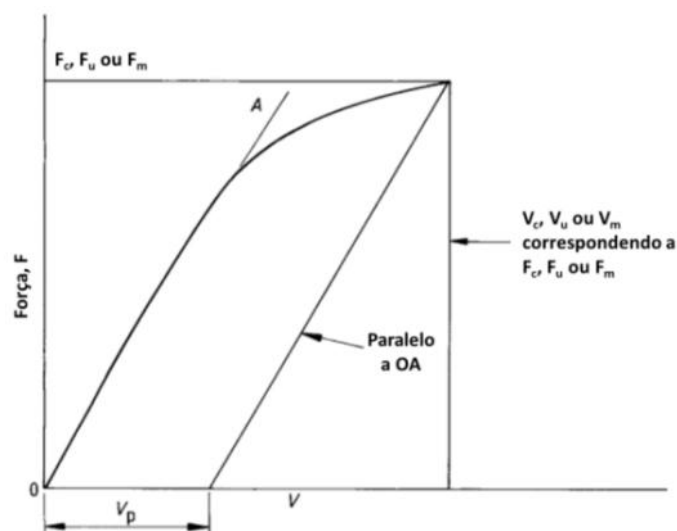


Figura 2.14 Definição do V_p para determinação do CTOD (BRITISH STANDARD 1991).

A norma BS 7448-1 é aplicável para materiais dúcteis, além de aços na transição dúctil-frágil. Há uma notação para o CTOD crítico, que descreve o comportamento em fratura dos ensaios de CTOD:

- δ_c – CTOD crítico no início da fratura instável ou *pop-in* com menos de 0,2mm de crescimento estável de trinca. Isso corresponde às regiões inferiores de tenacidade e de transição de aços onde o mecanismo de fratura é clivagem pura;

- δ_u – CTOD crítico no início da fratura instável ou *pop-in* que possui mais de 0,2mm de crescimento estável de trinca. No caso de aços ferríticos, corresponde ao bico da região superior da transição dúctil-frágil;
- δ_m – valor de CTOD no ponto de carga máxima, correspondendo a um comportamento totalmente plástico. Esse valor corresponde à região superior de tenacidade dos aços.

Nas normas da BSI e ASTM, o único requisito dimensional é referente à recomendação de utilizar a espessura total do material no ensaio.

2.4 Propagação de Trincas por Fadiga

É possível obter dados referentes à propagação de trincas em um material, aplicando um carregamento cíclico sobre um corpo de prova. Com base nos conceitos de mecânica da fratura, é necessário conhecer o fator de forma do corpo de prova e, assim, calcular o fator intensidade de tensões.

Na Figura 2.15, um painel é projetado com um entalhe central agudo para que trincas, em ambos os lados, comecem a se propagar simultaneamente. Submetendo-o a uma amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) constante, a trinca irá propagar e, com o crescimento de trinca, o valor da amplitude do fator intensidade de tensões (ΔK) aumentará. Logo, o objetivo desse ensaio é determinar o comportamento da taxa de propagação de trincas (da/dN) em função do ΔK aplicado.

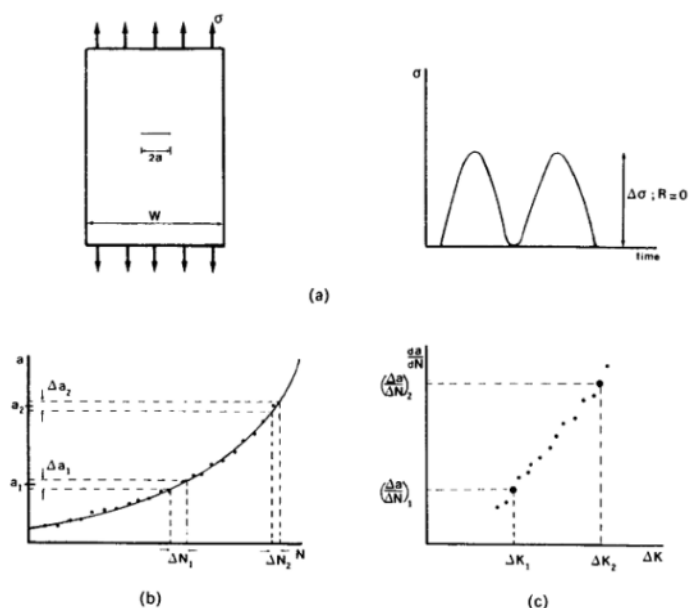


Figura 2.15 Obtenção da taxa de propagação de trincas. (a) Corpo de prova e carregamento cíclico; (b) Dados mensurados; (c) Dados da taxa de propagação de trincas (BROEK 1989).

2.4.1 Equações de Propagação de Trincas por Fadiga

Existem diversos modelos de propagação de trincas por fadiga que são capazes de descrever o comportamento em fadiga de um material sujeito a uma amplitude de carregamento constante. Entretanto, os modelos variam em fatores e número de parâmetros requeridos para o ajuste da curva. Dois modelos serão abordados a seguir: o modelo de Paris e o modelo de Walker (BEDEN e et al 2009).

Modelo de Paris

É o método mais simples e bem conhecido para prever a propagação de trincas por fadiga. A Equação 2.10 apresenta a correlação de Paris e Erdogan (1963) para a taxa de propagação da trinca (da/dN) e a amplitude do fator intensidade de tensões (ΔK).

$$\frac{da}{dN} = C_p \Delta K^{m_p} \quad \text{Equação 2.10}$$

Onde:

C_p é o coeficiente linear (intercepto) da curva log-log da/dN versus (ΔK);

m_p é o coeficiente angular (inclinação) da curva log-log da/dN versus (ΔK).

A Lei de Paris é simples de utilizar e requer a determinação de dois parâmetros de ajuste de curva, que são facilmente obtidos. A limitação principal dessa Lei é que ela só é capaz de descrever o comportamento na região II (ver Figura 2.3). Por fim, a equação de Paris não considera o efeito da razão de carregamento (R). Para aços ensaios em varias razões de fadiga, geralmente, uma família de linhas paralelas entre si é produzida para diferentes valores de R . Isto é, possuem o mesmo valor de m_p para todos os valores de razão de carregamento, mas o valor de C_p é específico para cada R .

Modelo de Walker

A grande limitação da Lei de Paris em não considerar a da razão de carregamento (R) no comportamento em fadiga fez com que Walker (1970) melhorasse o modelo, incluindo o efeito da razão de carregamento. Walker propôs um parâmetro $\overline{\Delta K}$ que varia de zero ao máximo ($R=0$) fator intensidade de tensões do ciclo ($K_{m\acute{a}x}$), conforme Equação 2.11.

$$\overline{\Delta K} = K_{m\acute{a}x} (1 - R)^{\gamma_w} \quad \text{Equação 2.11}$$

Onde:

γ_w é uma constante proposta por Walker para avaliar o efeito de R .

A equação de Walker, por fim, pode ser expressa segundo a Equação 2.12, tomando o parâmetro $\overline{\Delta K}$ como o ΔK da equação de Paris. Se γ_w é igual a 1, significa que a razão de carregamento não apresenta efeito sobre o comportamento em fadiga do material.

$$\frac{da}{dN} = C_w \left[\frac{\Delta K}{(1-R)^{1-\gamma_w}} \right]^{m_w} \quad \text{Equação 2.12}$$

Onde:

C_w e m_w são constantes modificadas para a equação de Walker .

Em resumo, a equação de Walker é uma modificação da Lei de Paris que leva em conta o efeito da razão de carregamento com o “custo” de introduzir um terceiro parâmetro de ajuste da curva.

2.4.2 Compliance

A *compliance* é definida como o deslocamento necessário para obter-se uma unidade de força, ou seja, o inverso da rigidez do material. Em ensaios de taxa de crescimento de trinca, o parâmetro *compliance* (C) é o que se deseja obter, visto que foram desenvolvidas e aperfeiçoadas equações que correlacionam a compliance com o tamanho da trinca. A Figura 2.16 apresenta a obtenção da compliance durante um carregamento cíclico, podendo ser monitorada instantaneamente a cada ciclo em um ensaio.

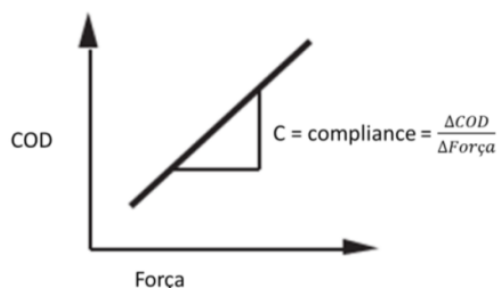


Figura 2.16 Representação gráfica da Compliance (MTS SYSTEM CORPORATION 1998).

A correlação entre tamanho da trinca e compliance é apresentada na Equação 2.13.

$$\frac{a}{W} = C_0 + C_1 u + C_2 u^2 + C_3 u^3 + C_4 u^4 + C_5 u^5 \quad \text{Equação 2.13}$$

Onde:

a/W é tamanho da trinca normalizado;

C_0, C_1, C_2, C_3, C_4 e C_5 são constantes definidas para cada tipo de corpo de prova.

O parâmetro “ u ” é uma função da compliance, espessura, módulo de elasticidade, largura e distância entre os apoios do corpo de prova [$u = u(C,B,E,W,S)$]. Para corpos de prova do tipo SE(B), “ u ” é definido conforme a Equação 2.14.

$$u = \frac{1}{1 + \left[EBC \left(\frac{4W}{S} \right) \right]^{1/2}} \quad \text{Equação 2.14}$$

Onde:

E é o módulo de elasticidade (MPa);
 B é a espessura do corpo de prova (mm);
 W é a largura do corpo de prova (mm);
 S é a distância entre os apoios (mm).

2.5 Retardo de Trinca por Sobrecarga Mecânica

Quando é aplicado um único ciclo de alta tensão mecânica em um componente com um histórico de amplitude constante de carregamento, o crescimento da trinca imediatamente após o ciclo é muito mais devagar que antes do ciclo. A Figura 2.17 mostra como três sobrecargas individuais aumentam a vida em fadiga em quase cinco vezes (comparação entre A e B), de 100.000 ciclos para 500.000 ciclos, aproximadamente. Após um período de crescimento da trinca lento, a velocidade de propagação, aos poucos, assume seu valor original. Este fenômeno é conhecido como retardo de trinca.

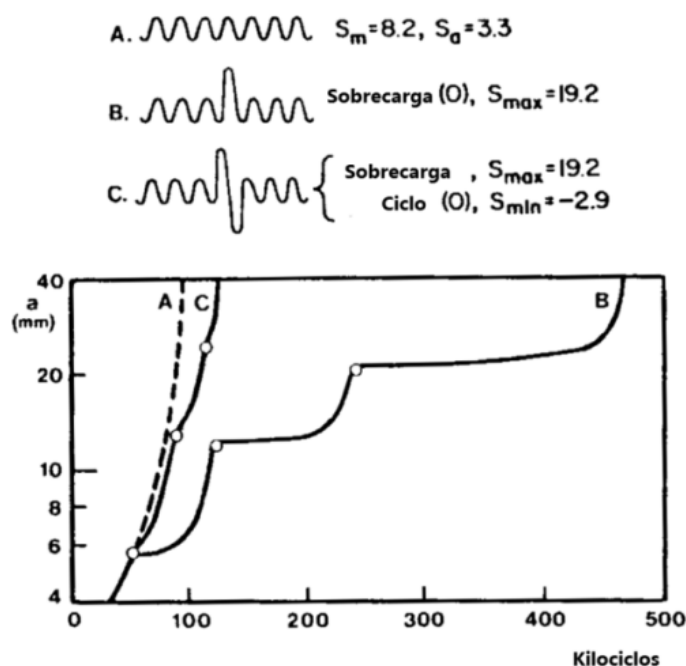


Figura 2.17 Fenômeno de retardo de trinca após sobrecargas mecânicas (BROEK 1989).

Há três possíveis mecanismos propostos para explicar o retardo de trinca decorrente de uma sobrecarga mecânica:

1. A trinca é cegada plasticamente após a sobrecarga mecânica e crescimento de trinca é atrasado, enquanto a ponta da trinca é reaguçada.
2. Tensões residuais compressivas na frente da ponta da trinca retardam a taxa de propagação da trinca.
3. Conforme a trinca cresce na zona de sobrecarga, tensões residuais atrás da ponta da trinca resultam no fechamento de trinca induzido por plasticidade.

O fechamento de trinca por plasticidade é considerado o mecanismo mais adequado para explicar o retardo de trinca por muitos especialistas (ANDERSON 2005) (SCHIJVE 2004), devido ao fenômeno de retardo atrasado de trinca, ou seja, o retardo de trinca geralmente não ocorre imediatamente após sobrecarga. Em alguns casos, a taxa de crescimento de trinca acelera por um breve período após a sobrecarga. A Figura 2.18 apresenta o comportamento típico do crescimento de trinca após uma única sobrecarga mecânica.

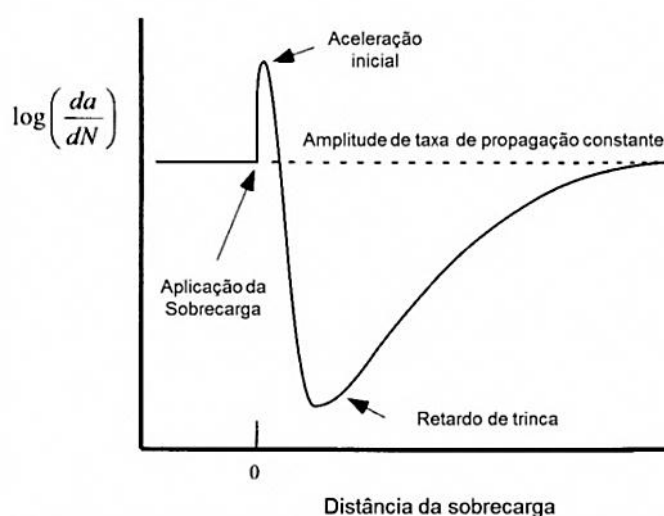


Figura 2.18 Comportamento típico de crescimento de trinca após o uso da sobrecarga mecânica (ANDERSON 2005).

2.6 Risers Flexíveis

As plataformas e navios de produção off-shore são ligados a poços de petróleo através de dutos rígidos ou flexíveis, conforme observado na Figura 2.19. Os tubos flexíveis são estruturas compostas que oferecem alta resistência aos carregamentos aximétricos, tais como tração, torção e pressão e possuem também uma baixa resistência ao dobramento. Este

desempenho é alcançado através da utilização de tubos poliméricos complacentes e camadas helicoidais de aço (MARTINS 2008).

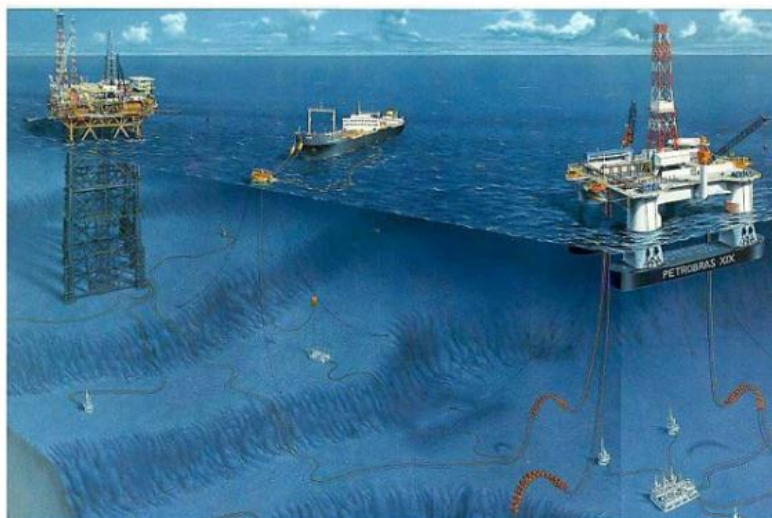


Figura 2.19 Sistemas de produção de petróleo off-shore: Plataforma fixa, Navio de produção FPSO e Plataforma semi-submersível (MARTINS 2008).

A Figura 2.20 apresenta a estrutura típica de um duto flexível com multicamadas, sendo este classificado de acordo com a natureza da sua utilização: *Flowline* (utilizado em estruturas estáticas) e *Risers* (utilizados em aplicações dinâmicas). Os Risers ainda podem ser classificados de acordo com a presença de adesivos entre as camadas, ou seja, Risers de camadas aderentes e Risers de camadas não aderentes, com e sem adesivo entre as camadas, respectivamente.



Figura 2.20 Conceção típica de um duto flexível de camada não aderentes (RUBIN 2006).

A seguir é segue uma breve descrição das camadas, tipicamente, presentes em Risers flexível de camadas não aderentes:

- Carcaça: tem a função de prevenir o colapso plástico devido às cargas radiais distribuídas, como a pressão externa e o *squeeze*. Além disso, fornece resistência à abrasão por partículas existentes no fluido transportado ou pela passagem de ferramentas por dentro da linha flexível. É a camada mais interna e é composta por anéis de aço inoxidável do tipo 316L ou 304L.
- Camada de Estanqueidade: tem a função de impedir a permeabilidade de fluidos. É formada por polímeros variados, dependendo da temperatura de aplicação do duto.
- Armadura de Pressão: tem a função de suportar esforços no sentido radial devido à pressão interna. É utilizado aços ao carbono de alta resistência mecânica do tipo ABNT 1060.
- Armadura de Tração: tem a função de resistir aos esforços axiais e de flexão durante o serviço do duto. Funciona também para o balanceamento à torção, apresentando camadas de arames helicoidais distribuídos aos pares. É confeccionada com aços ao carbono de alta resistência mecânica do tipo ABNT 1060 encruado.
- Camada Externa: tem a função de garantir resistência à corrosão e à abrasão a armadura de tração. É formada por material polimérico como, por exemplo, Nylon 11.

3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Material

O material empregado nesse trabalho é o aço carbono DIN FI41, equivalente ao aço ABNT 1070, cuja aplicação é em arames da armadura de tração de risers flexíveis. Os arames são processados através da trefilação controlada a frio, possuindo no final a seção de 15x5mm. A Figura 3.1 apresenta alguns dos arames como recebidos para realização dos ensaios.



Figura 3.1 Arames como recebidos.

Foram realizadas as caracterizações metalúrgica e mecânica dos arames para obter uma base de informações para realizações dos ensaios de tenacidade à fratura, propagação de trincas e avaliação do efeito de sobrecargas mecânicas no retardo de trinca. Assim, avaliaram-se a composição química, a microestrutura, as propriedades do ensaio de tração (limite de escoamento, limite de resistência e módulo de elasticidade) e a variação das propriedades ao longo da seção transversal e longitudinal com ensaios de microdureza dos arames.

3.1.1 Caracterização Metalúrgica

Amostras foram retiradas do material como recebido, a fim de realizar a análise da composição química. Para isso, foram realizadas três análises no espectrômetro de emissão ótica, modelo Spectrolab tipo LAVFA18B, da empresa Spectro, situado na GAF-LAMEF do prédio da Escola de Engenharia da UFRGS.

Para avaliação microestrutural das seções longitudinal e transversal do arame, a preparação metalográfica padrão foi utilizada, contando com o corte da amostra, sendo

realizado posterior embutimento em resina termofixa, lixamento e polimento. O ataque químico realizado foi com Nital 2%. As metalografias foram analisadas em um microscópio ótico Olympus BX51M com sistema de aquisição digital de imagens, situado no GAF-LAMEF no prédio da Escola de Engenharia da UFRGS.

3.1.2 Caracterização Mecânica

O material foi submetido a três ensaios de tração em uma máquina marca Instron modelo 5585H com capacidade de 250kN, situada no GEM-LAMEF do prédio Château da UFRGS. O objetivo desse ensaio foi determinar propriedades de limite de resistência à tração (LR), limite de escoamento (LE) e módulo de elasticidade (E).

Para avaliar a variação de microdureza, foi utilizado o microdurômetro automático marca Instron modelo Tukon 2100 B, situado no GAF-LAMEF do prédio da Escola de Engenharia da UFRGS, e realizado perfis na escala Vickers nas mesmas amostras embutidas que passaram pelas avaliações microestruturais anteriormente vistas. Os perfis tiveram espaçamento de 0,2mm entre cada indentação, começando sempre a 0,2 mm da superfície da amostra, com uma carga de 300gf. A Figura 3.2 mostra o procedimento adotado para realização dos perfis de microdureza na seção longitudinal (acima) e transversal (abaixo) com a nomenclatura dos dois perfis realizados em cada seção.

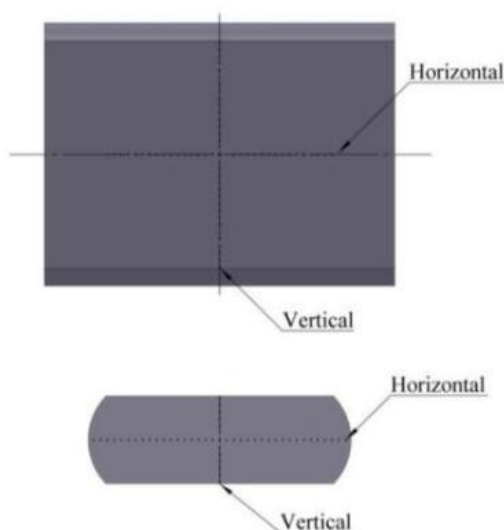


Figura 3.2 Procedimento de execução de perfis de microdureza.

3.2 Definições para os Ensaios de Mecânica da Fratura

Os ensaios de mecânica da fratura, isto é, ensaios de tenacidade à fratura, ensaios de da/dN para avaliação da propagação de trincas por fadiga e ensaios de da/dN para

determinação do efeito das sobrecargas mecânicas no retardo de trinca, apresentaram conformidades, pois utilizam as mesmas geometrias de corpos de prova e o mesmo dispositivo de ensaio.

3.2.1 Corpos de Prova

Para obtenção dos corpos de prova, os arames foram cortados com o auxílio de uma máquina de corte a disco para obter o comprimento desejado dos corpos de prova. Após essa etapa, foi realizada a usinagem do entalhe e do “rabo de andorinha” para posicionamento do extensômetro de fratura através do processo de eletroerosão. A geometria dos corpos de prova do SE(B) é apresentada na Figura 3.3, através de um desenho representativo e uma macrografia. A orientação selecionada do entalhe foi a X-Y, segundo a notação da norma BS 7448-1 (ou L-T, conforme as normas da ASTM).

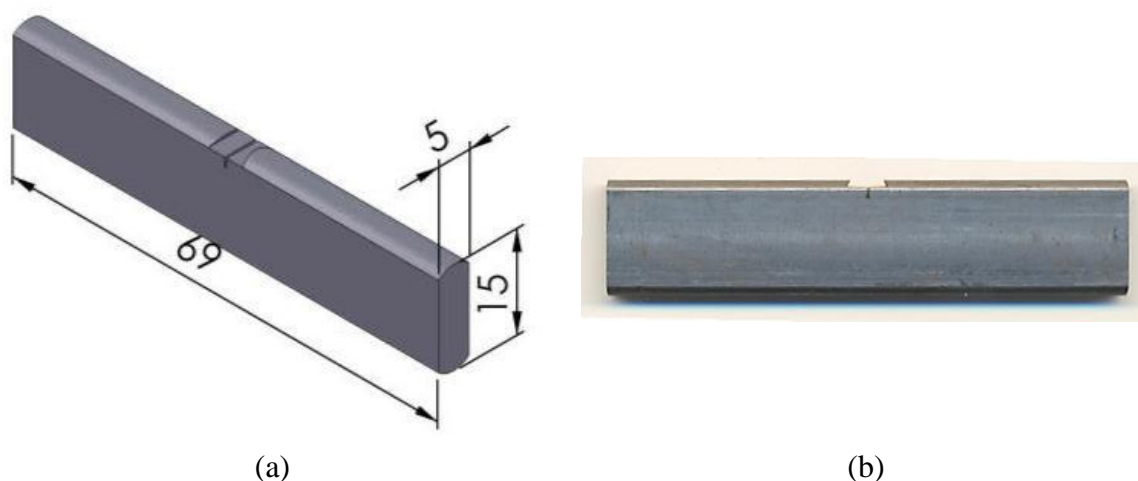


Figura 3.3 Corpo de prova do tipo SE(B). (a) Desenho esquemático com dimensões em milímetros. (b) Macrografia de uma das amostras.

3.2.2 Dispositivo de Ensaio

Devido à curvatura dos arames nas regiões de fixação em contato com os roletes, foi necessário projetar um dispositivo para a realização dos ensaios em flexão três pontos, que pudesse permitir o alinhamento dos corpos de prova. A solução encontrada foi utilizar parafusos de fixação (prisioneiros) nas laterais dos corpos de prova e roletes que pudessem acomodar a curvatura do arame sem influenciar o ensaio. O dispositivo de flexão três pontos projetado para os ensaios de mecânica da fratura em arames é apresentado na Figura 3.4.

Esse projeto mecânico foi de suma importância para o desenvolvimento de todos os ensaios realizados nesse trabalho, visto que os resultados anteriores ao uso com esse dispositivo apresentavam incerteza quanto a sua confiabilidade.

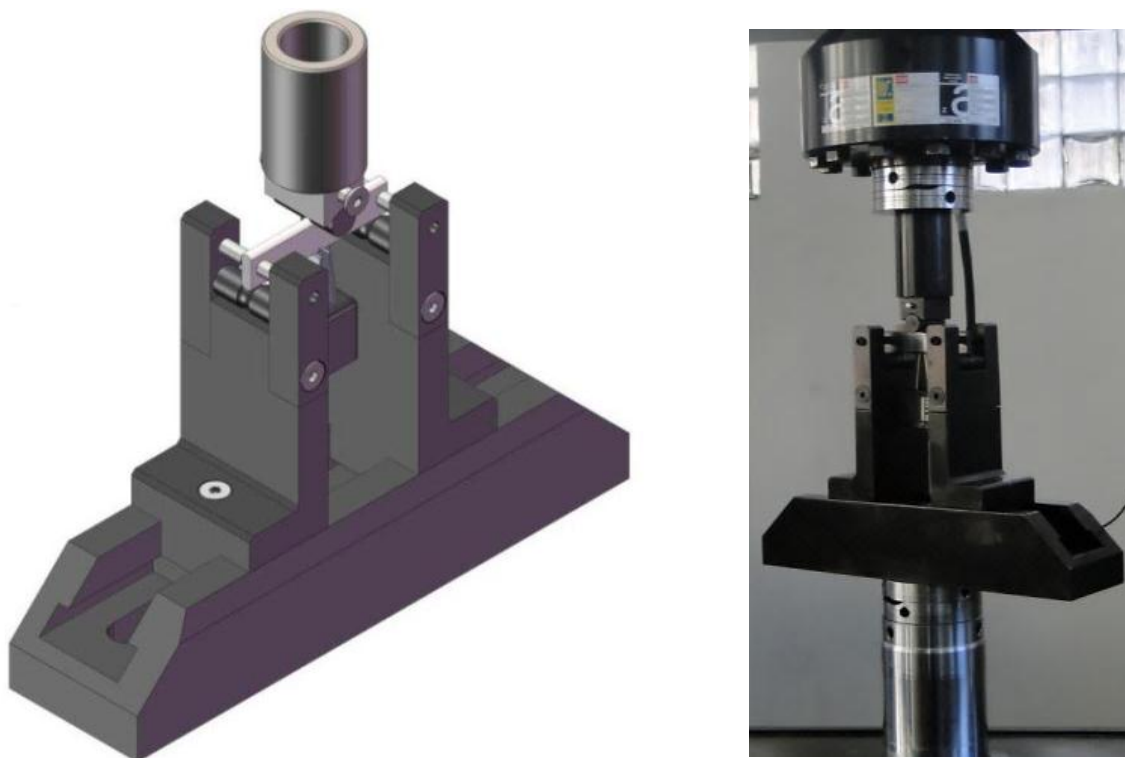


Figura 3.4 Representação esquemática e fotografia da configuração do dispositivo para ensaios em flexão três pontos.

3.3 Tenacidade à Fratura

Os ensaios de tenacidade à fratura permitem obter valores de resistência à fratura do material e, assim, compreender o comportamento dele frente a um defeito. A tenacidade à fratura, também, fornece informações que nos permitem desenvolver um procedimento de ensaio de propagação de trincas por fadiga mais adequado para adquirir a maior gama de valores de amplitudes do fator intensidade de tensões (ΔK) e, conseqüentemente, de valores de taxas de propagação de trincas (da/dN). Além disso, o objetivo desses ensaios é avaliar a possibilidade dos arames sofrerem deformação plástica na ponta da trinca, sendo esse um dos princípios básicos da retardo de trinca por sobrecarga mecânica.

Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados, segundo a norma BS 7448-1, em uma máquina servo-hidráulica marca MTS modelo 810 com capacidade de 100kN, situada no GEM-LAMEF do prédio Château da UFRGS, na temperatura ambiente (23°C). Foi utilizado controle de deslocamento com uma taxa de carregamento de 1mm/min. A carga e o deslocamento na boca do entalhe foram monitorados com uma célula de carga e um extensômetro, respectivamente. A Tabela 3.1 apresenta as dimensões dos corpos de prova do SE(B) utilizados nos ensaios de tenacidade à fratura. Foram realizados três ensaios com base na norma Britânica BS 7448-1.

Tabela 3.1 Dimensões dos corpos de prova do tipo SE(B):

Corpo de Prova	W (mm)	B (mm)	S (mm)
E1-1	15,01	5,04	60,25
E1-2	15,04	5,01	60,25
E1-3	15,02	5,03	60,25

O pré-trincamento foi executado com carregamento cíclico com controle de ΔK decrescente, onde a razão de carregamento utilizada foi 0,1; a frequência foi 20Hz e o $K_{m\acute{a}x}$ nos últimos ciclos foi $25\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

Após o ensaio, os corpos de prova foram pós-fadigados com a finalidade de identificar as regiões de fratura após a fratura. A análise da superfície de fratura foi realizada em lupa de baixo aumento da marca Olympus modelo SZ4045 TR CTV, contando com um equipamento de aquisição de imagens. Adicionalmente foram avaliados os micromecanismos de fratura através da análise via microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo SSX-550 Superscan da marca Shimadzu, situado no GEM-LAMEF do prédio Château da UFRGS.

3.4 Propagação de Trincas por Fadiga (da/dN)

Os ensaios de propagação de trincas por fadiga (da/dN), bem como o pré-trincamento, foram realizados numa máquina servo-hidráulica marca MTS modelo 810 com capacidade de 100kN, controlada pelo software *MTS Fatigue Crack Growth*, na temperatura ambiente (23°C). As recomendações das normas ASTM E647-11 e BS 6835-1 foram utilizadas.

Os corpos de prova utilizados na propagação de trincas por fadiga foram produzidos a partir dos arames da armadura de tração recebidos. Foram utilizados corpos de prova de flexão em três pontos (SE(B) - Figura 3.3).

Os corpos de prova foram pré-trincados até a razão a/W de 0,30 com $K_{m\acute{a}x}$ final de $19\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ e razão de carregamento 0,1. Como alguns corpos de prova apresentaram frentes de propagação de trinca irregulares durante o pré-trincamento, foi utilizado uma razão de carregamento de 0,5. Este procedimento é baseado na norma PETROBRAS N-1859 para avaliação de consumíveis de soldagem (PETROBRAS 2005) e visa obter uma propagação uniforme de trinca.

Utilizaram-se ensaios de propagação de trincas por fadiga com controle de ΔK crescente para avaliar os coeficientes das equações de Paris e de Walker. Este procedimento de ensaio realiza incrementos no ΔK conforme a trinca cresce. Assim, podem ser obtidos dados uniformemente distribuídos ao longo de todo o ensaio.

A frequência do ensaio foi de 20Hz e a trinca foi propagada até a razão a/W de 0,70. O monitoramento do tamanho da trinca foi realizado pelo método da *compliance*, isto é, utilizando um extensômetro de medição fixado na região usinada na boca do entalhe.

O objetivo do ensaio é determinar o comportamento em fadiga e avaliar o efeito da razão de carregamento na curva da/dN versus ΔK . Para isso, foram utilizados três níveis de razão de carregamento: 0,1; 0,3 e 0,5. A Tabela 3.2 apresenta a identificação dos seis corpos de provas ensaiados e as respectivas razões de fadiga empregadas em cada um deles.

Tabela 3.2 Matriz de ensaios de da/dN :

Identificação	Razão de carregamento, R
F1-1	0,1
F1-2	0,1
F1-3	0,3
F1-4	0,3
F1-5	0,5
F1-6	0,5

Após o término dos ensaios, os corpos de prova foram totalmente fraturados com o objetivo de medição da trinca e, caso fosse necessário, realizar a correção linear das curvas medidas pelo software.

A partir dos resultados experimentais, a curva a versus N foi obtida, assim como a relação da/dN versus ΔK , em escala logarítmica, que foi determinada pelo método polinomial indiciado na norma ASTM E647-11.

3.5 Retardo de Trinca por Sobrecargas Mecânicas

Para avaliar o efeito das sobrecargas mecânicas sobre a propagação de trinca por fadiga, ensaios com controle de ΔK constante foram desenvolvidos em máquina servo-hidráulica marca MTS modelo 810 com capacidade de 100kN, controlada pelo software *MTS*

Fatigue Crack Growth, na temperatura ambiente (23°C). Os ensaios com controle de ΔK constante foram realizados para avaliar o efeito da magnitude da sobrecarga sobre o retardo de trinca em dois níveis de razão de carregamento.

Foram utilizados corpos de prova do tipo SE(B) retirados da orientação L-T (X-Y) dos arames, que foram pré-trincados até a razão a/W de 0,25 com $K_{m\acute{a}x}$ final de $25 \text{ MPa.m}^{1/2}$. A razão de carregamento foi variada seguindo o mesmo procedimento do ensaio de da/dN (ou seja, R entre 0,5 e 0,1), com o propósito de obter-se uma frente de propagação uniforme. A frequência utilizada no ensaio foi de 30Hz e a trinca foi propagada até a razão máxima de a/W de 0,80.

A Tabela 3.3 apresenta a matriz dos ensaios para a avaliação do efeito das sobrecargas mecânicas sobre o retardo de trinca, utilizando controle de ΔK constante. Nos ensaios com controle de ΔK constante e com $K_{m\acute{a}x}$ igual a $40 \text{ MPa.m}^{1/2}$, três magnitudes de sobrecargas (K_{OL}) foram empregadas: 60, 70 e $80 \text{ MPa.m}^{1/2}$, correspondendo a razões de sobrecarga (OLR) de 1,50; 1,75 e 2,00, respectivamente. Ainda, três sobrecargas em cada amostra nas profundidades de trinca (a/W) de 0,33; 0,47 e 0,60 foram realizadas. Por fim, os ensaios foram desenvolvidos em dois níveis de razão de carregamento: 0,1 e 0,5.

Ainda foi realizado um ensaio (F2-3) para avaliar o efeito de apenas uma sobrecarga sobre a vida em fadiga para o caso de razão de sobrecarga (OLR) de 2,00.

As amostras foram fraturas no término do ensaio para analisar a superfície de fratura, utilizando uma lupa de baixo aumento da marca Olympus modelo SZ4045 TR CTV.

Tabela 3.3 Matriz de ensaios de da/dN com retardo de trinca e ΔK constante:

Identificação	K_{OL} $\text{MPa.m}^{1/2}$	OLR	R
F2-1	60	1,50	0,1
F2-2	70	1,75	0,1
F2-3	80	2,00	0,1
F2-4	80	2,00	0,1
F2-5	60	1,50	0,5
F2-6	70	1,75	0,5
F2-7	80	2,00	0,5
F2-8	70	1,75	0,5

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção, serão apresentados os resultados obtidos da caracterização dos arames, assim como os ensaios de mecânica da fratura utilizados para avaliar as propriedades de tenacidade à fratura, propagação e retardo de trinca dos arames da armadura de tração de risers flexíveis.

4.1 Caracterização dos Arames

4.1.1 Caracterização Metalúrgica

A caracterização metalúrgica dos arames foi realizada com o auxílio das técnicas de análise química e metalografia. A Tabela 4.1 mostra o resultado da análise química dos arames, sendo apresentada a média aritmética de três medidas e os desvios padrões para cada elemento químico analisado que apresentou quantidade significativa no material. Com base nesse resultado, constata-se que o material pode ser classificado como aço ABNT 1070, pois todos os elementos químicos encontram-se dentro da faixa de composições determinada pela norma.

Tabela 4.1 Composição química do material ensaiado:

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Fe
% em massa	0,685	0,791	0,291	0,0200	0,0208	0,0224	0,00970	0,0390	98,1
Desvio padrão	0,00867	0,00133	0,00489	0,000467	0,000511	0,00300	0,00271	0,00713	0,00889

A Figura 4.1 e a Figura 4.2 mostram a microestrutura do material nas seções transversal e longitudinal, respectivamente. O material apresenta uma estrutura fortemente deformada composta por colônias de perlita e pequena quantidade de ferrita. Na seção longitudinal, é possível visualizar a orientação dos grãos deformados no sentido de trefilação do material. A altíssima resistência mecânica desse material, no qual não é empregado tratamento térmico para endurecimento (têmpera, envelhecimento, etc.), é devido à estrutura fortemente deformada e ao elevado percentual de carbono. Essa combinação contribui

sinergicamente para o aumento significativo da resistência desse material, levando a elevada dureza e resistência mecânica.

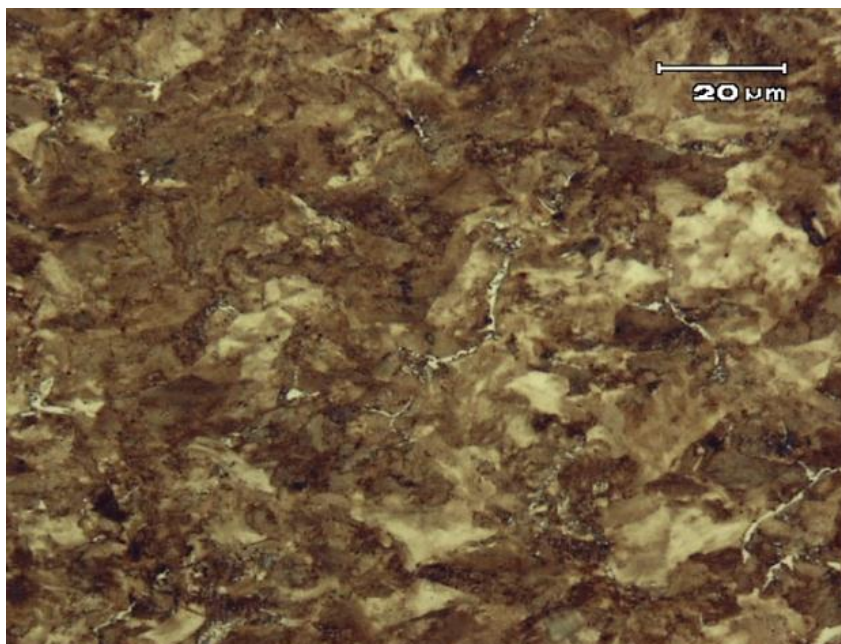


Figura 4.1 Micrografia da seção transversal do arame. 1000x.



Figura 4.2 Micrografia da seção longitudinal do arame. 500x.

4.1.2 Caracterização Mecânica

Foram realizados ensaios de tração e de microdureza com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas e avaliar a variação da dureza ao longo da seção transversal e longitudinal do arame.

Foram realizados três ensaios de tração para determinar as propriedades de limite de escoamento, limite de resistência à tração e módulo de elasticidade e, assim, conseguir informações necessárias ao auxílio dos ensaios posteriores. A Tabela 4.2 apresenta os resultados do ensaio de tração, onde há uma baixa dispersão entre os valores obtidos e calculou-se a média aritmética para cada propriedade.

Tabela 4.2 Resultados do ensaio de tração:

Corpo de Prova	Limite de Escoamento, LE (MPa)	Limite de Resistência, LR (MPa)	Módulo de Elasticidade, E (MPa)
1	1328	1491	184848
2	1317	1493	183973
3	1327	1504	176862
Média	1324	1496	181894

A curva tensão-deformação de engenharia é apresentada na Figura 4.3. Nota-se um comportamento similar entre as amostras até o ponto de tensão máxima. Entretanto, ocorre variação das curvas logo após o LR, devido à formação da estrição modificar a fixação dos extensômetros (modificação da curva da amostra 1 para as das amostras 2 e 3). Portanto, não foi possível determinar o alongamento percentual do material através do tratamento de dados.

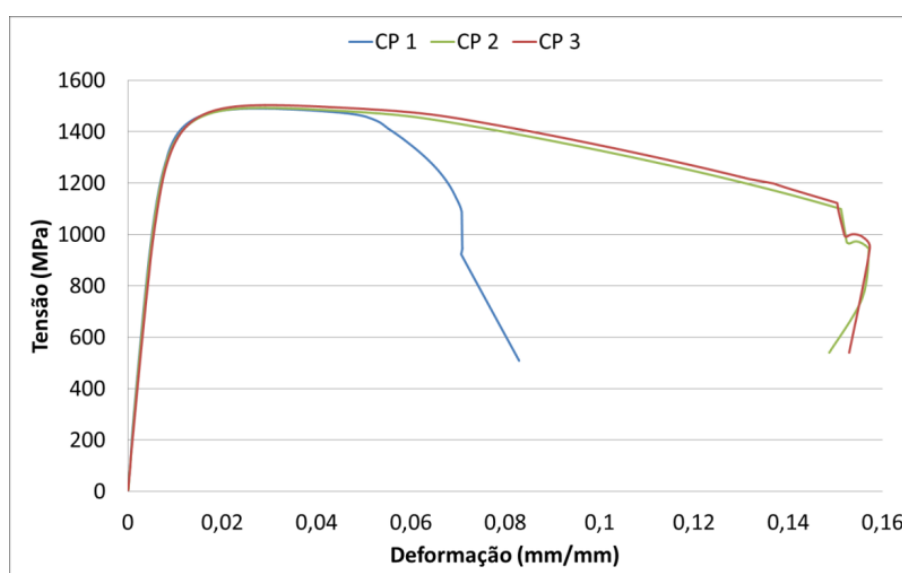


Figura 4.3 Curva tensão-deformação de engenharia.

Perfis de microdureza foram realizados visando avaliar a variação das propriedades mecânicas ao longo das dimensões do arame. A Figura 4.4 e a Figura 4.5 apresentam os perfis de microdureza da seção transversal e longitudinal do arame, respectivamente. Analisando os resultados, visualiza-se que há pequena ou nenhuma variação da dureza ao longo da distância percorrida pelo indentedor, tanto na comparação entre os perfis da mesma seção, quanto na comparação entre seção transversal e longitudinal. Então, conclui-se que a microdureza dos arames é de, aproximadamente, 450 HV e a direção gera pequena influência nas propriedades mecânicas do material.

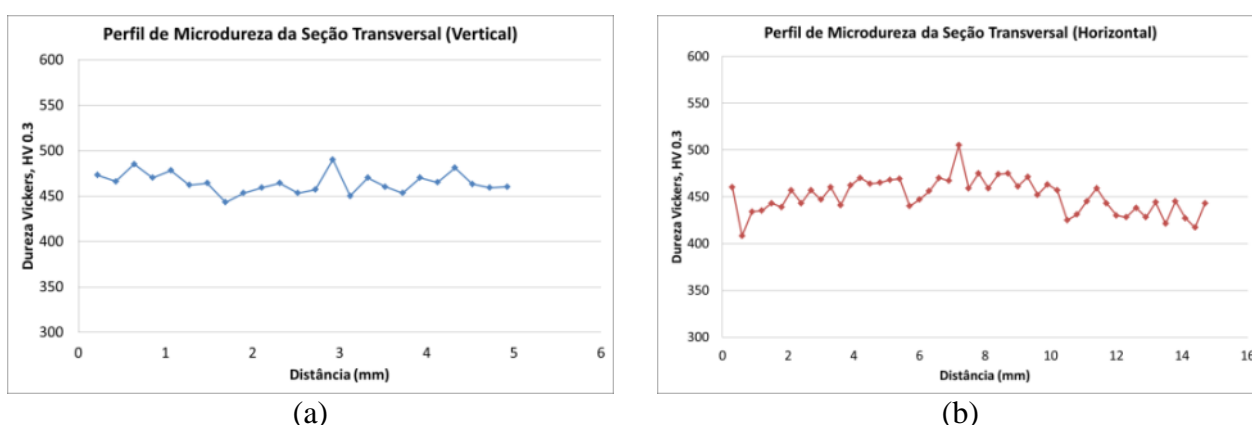


Figura 4.4 Perfil de microdureza da seção transversal do arame.

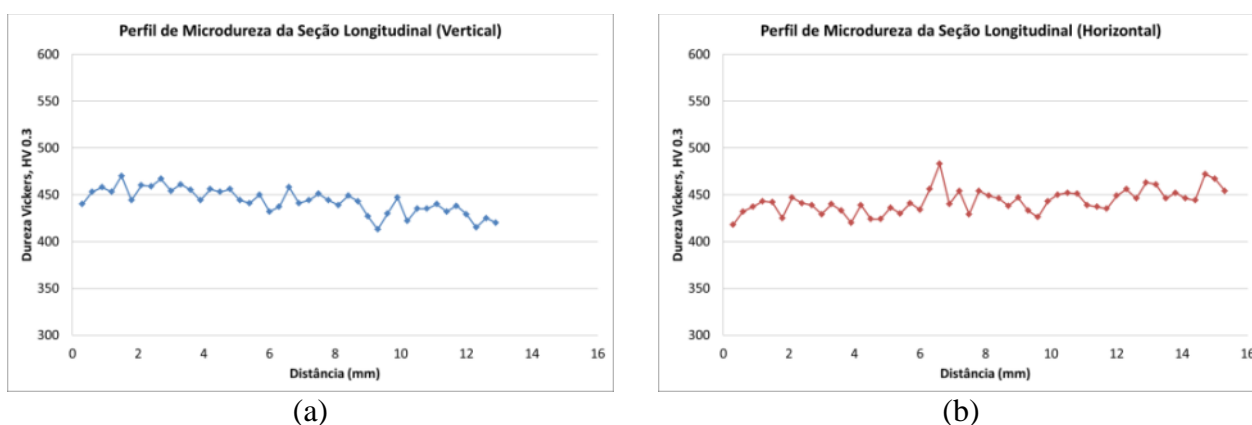


Figura 4.5 Perfil de microdureza da seção longitudinal do arame.

4.2 Tenacidade à Fratura

As curvas carga versus abertura da boca do entalhe (CMOD) de todas as amostras ensaiadas são apresentadas na Figura 4.6. Na Tabela 4.3, são apresentados os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura do material com média dos resultados para o valor de CTOD, valor provisório do fator intensidade de tensões crítico (K_Q) e valor máximo do fator intensidade de tensões (K_m).

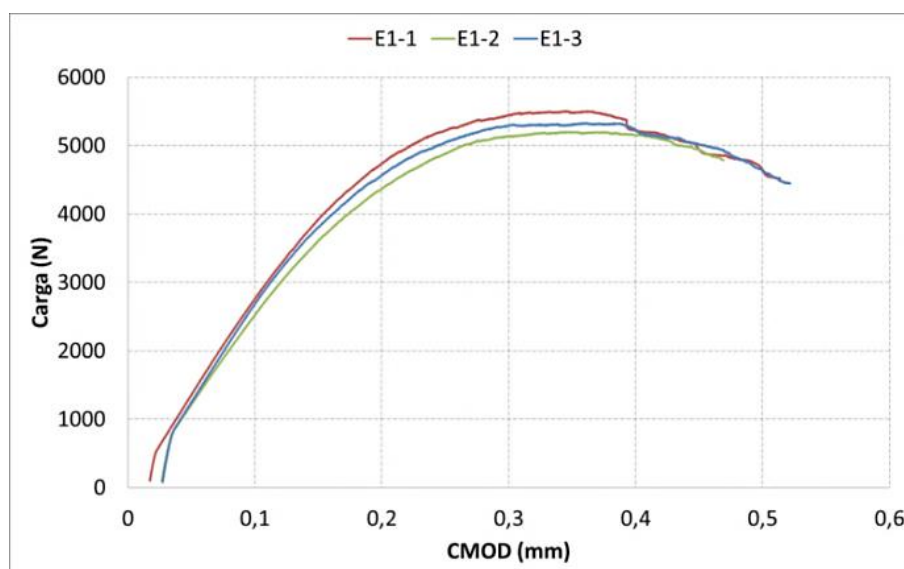


Figura 4.6 Curva Carga versus CMOD dos ensaios de tenacidade à fratura dos corpos de prova do tipo SE(B).

Tabela 4.3 Resultados dos ensaios dos corpos de prova do tipo SE(B):

Corpo de Prova	P_m (N)	V_p (mm)	a (mm)	a/W	δ_u (mm)	K_Q (MPa.m ^{1/2})	K_m (MPa.m ^{1/2})
E1-1	5507	0,14	7,87	0,52	0,058	74	103
E1-2	5202	0,14	7,50	0,50	0,054	65	90
E1-3	5332	0,16	7,45	0,50	0,061	68	91
Média					0,058	69	95

Os resultados obtidos nos ensaios confirmaram a expectativa inicial de não ser possível calcular um valor de K_{IC} válido para o material através das dimensões de arames disponíveis. Assim, foram calculados o valor de CTOD, o valor provisório do fator intensidade de tensões crítico (K_Q) e o valor máximo do fator intensidade de tensões (K_m) dos arames. Todos os corpos de prova apresentaram critérios válidos para o ensaio de CTOD, segundo a BS 7448-1, que classifica o tipo de CTOD desses ensaios como δ_u , pois o material tende a fraturar de forma crítica (decréscimo acentuado da carga com o deslocamento, após a carga máxima) e apresenta mais de 0,2mm de propagação estável (constatado pela análise das superfícies de fratura com lupa de baixo aumento).

Mesmo o material não possuindo as condições necessárias para que os conceitos da mecânica da fratura linear elástica sejam validados, as informações obtidas nesse ensaio são de grande importância para diversos fins.

No caso deste trabalho, foi utilizado o valor de K_m para calcular o K-gradiente normalizado do ensaio de da/dN e aproveitar ao máximo o ligamento do arame para obter maior amostragem de dados. Além disso, o intervalo de K_Q a K_m é a referência para avaliar o efeito de sobrecargas mecânicas no retardo de trinca e aplicar um carregamento que propicie gerar deformação plástica na ponta da trinca. Ainda, o valor de CTOD calculado é uma propriedade do material para as dimensões do arame, permitindo quantificar a tenacidade, que, apesar de possuir altíssima resistência mecânica, possui certa capacidade de desenvolver deformação plástica a frente da trinca. Todavia os valores de tenacidade são baixos em comparação com, por exemplo, juntas soldadas de materiais estruturais espessos (metal de solda de aços de baixo carbono, por exemplo), sendo, aproximadamente, quatro vezes menor que a tenacidade mínima exigida pelas juntas como soldadas (PETROBRAS 2009). Por fim, foram constatados, na análise gráfica, fortes indícios de fechamento de trinca induzido por plasticidade, devido à modificação da inclinação na região linear-elástica no início do ensaio.

A seguir, são apresentados os resultados individuais dos ensaios de tenacidade à fratura (curva Carga versus CMOD e superfície de fratura) das amostras E1-1, E1-2 e E1-3 na Figura 4.7, na Figura 4.8 e na Figura 4.9, respectivamente.

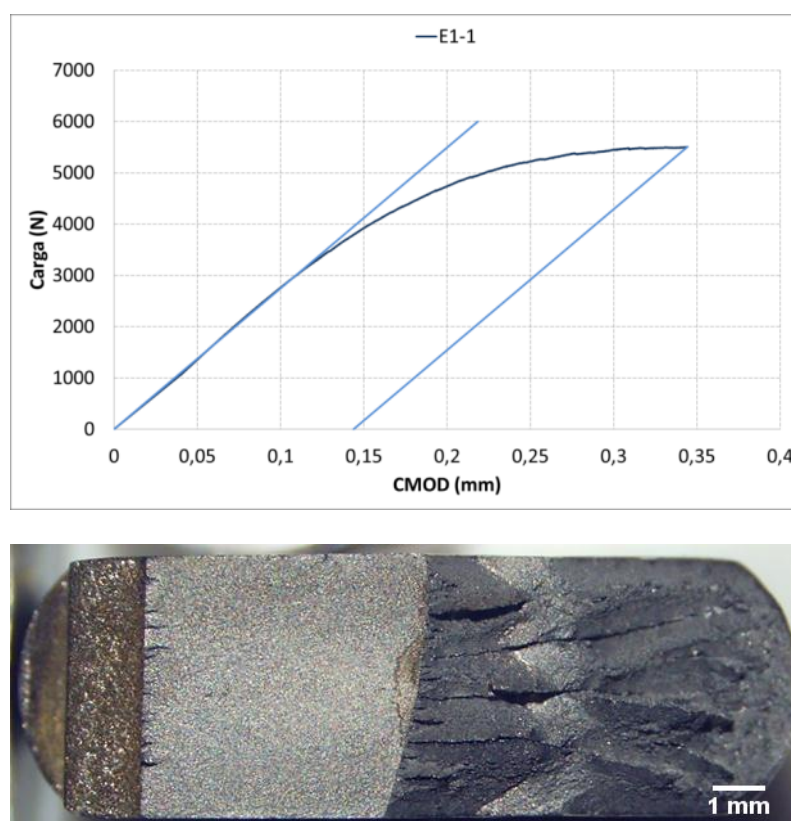


Figura 4.7 Resultados para o corpo de prova E1-1.

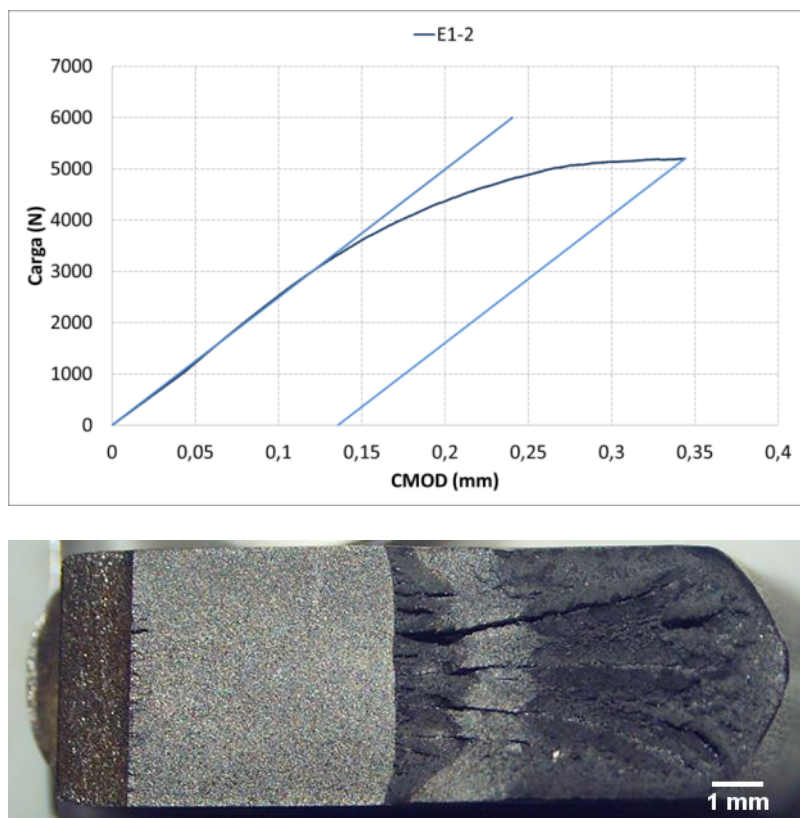


Figura 4.8 Resultados para o corpo de prova E1-2.

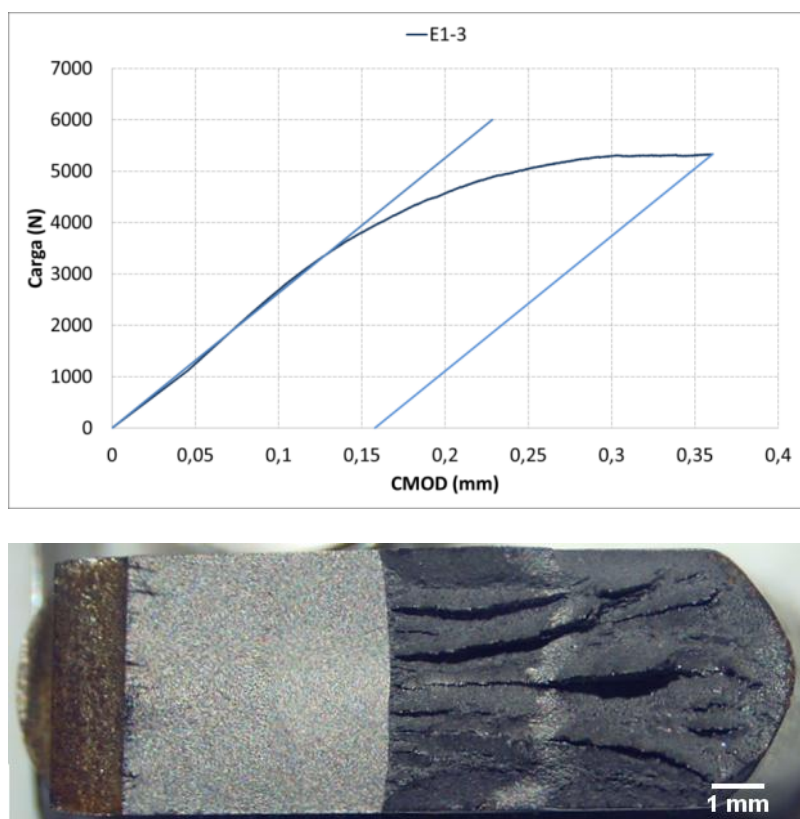


Figura 4.9 Resultados para o corpo de prova E1-3.

A superfície de fratura apresenta algumas regiões que se pode identificar pela coloração e relevo das macrografias apresentadas, conforme a evolução da esquerda para a direita: entalhe usinado por eletroerosão (marrom), pré-trinca de fadiga (cinza claro), região de ensaio (cinza escuro), pós-fadiga (cinza claro) e região de fratura (cinza escuro). As regiões em cinza claro são referentes à propagação da trinca em fadiga, enquanto que as regiões cinza escuro ocorrem devido ao carregamento estático. É através da superfície de fratura que se quantificar o tamanho de trinca inicial e o tamanho da região do ensaio, assim bem como a região de propagação estável (em MEV), que nos permite classificar o tipo de CTOD obtido no ensaio de tenacidade à fratura.

A análise da superfície de fratura foi realizada em todas as amostras e os micromecanismos de fratura encontrados foram aparentemente os mesmos. A Figura 4.10 mostra a formação de delaminações na zona de estiramento, devido à textura dos arames decorrente do processo de fabricação. As delaminações propiciam um alívio da triaxialidade do material, submetendo-o a um estado plano de tensões nessas regiões e, assim, fornecendo certa tenacidade ao arame. Assim, há a formação de coalescimento de microcavidades (dimples) entre as delaminações, conforme pode ser visto em detalhe na Figura 4.11.

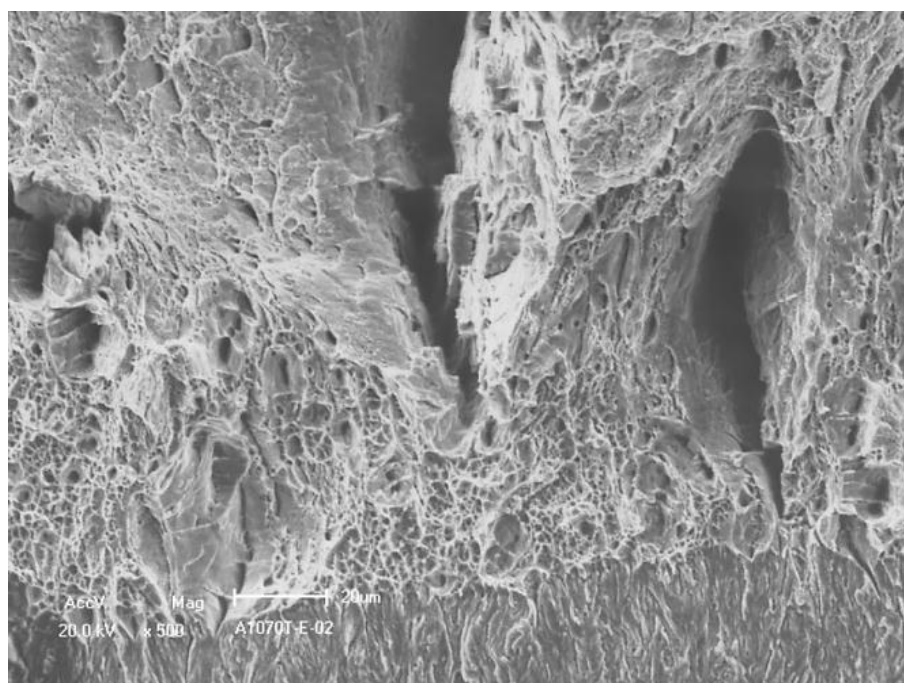


Figura 4.10 Fractografia do corpo de prova E1-2, apresentando as delaminações na zona de estiramento em detalhe. 500x.

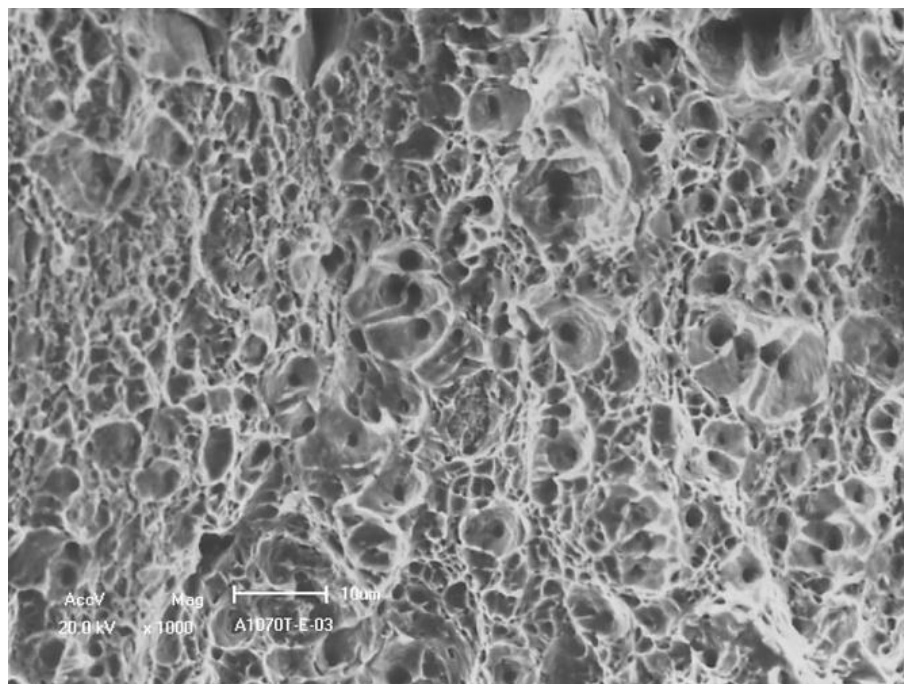


Figura 4.11 Fractografia do corpo de prova E1-3. Mecanismo de fratura de coalescimento de microcavidades ocorre entre as trincas internas. 1000x.

4.3 Propagação de Trincas por Fadiga (da/dN)

Foram realizados seis ensaios de da/dN para obter os coeficientes das equações de Paris e Walker. Os coeficientes obtidos experimentalmente para a Lei de Paris dos corpos de prova com razões de fadiga de 0,1, 0,3 e 0,5 são apresentados na Tabela 4.4, na Tabela 4.5 e na Tabela 4.6, respectivamente. Foi constatado que o aumento da razão de carregamento proporciona o aumento do C_p e redução do m_p para os arames de alta resistência.

Tabela 4.4 Coeficientes da Lei de Paris para razão de carregamento de 0,1:

Corpo de Prova	R	C_p	m_p
F1-1	0,1	1,77 E-10	3,76
F1-2	0,1	1,47 E-10	3,80
Média		1,62 E-10	3,78

Tabela 4.5 Coeficientes da Lei de Paris para razão de carregamento de 0,3:

Corpo de Prova	R	C_p	m_p
F1-3	0,3	6,81 E-09	2,91
F1-4	0,3	2,32 E-09	3,22
Média		4,57 E-09	3,07

Tabela 4.6 Coeficientes da Lei de Paris para razão de carregamento de 0,5:

Corpo de Prova	R	C_p	m_p
F1-5	0,5	2,18 E-08	2,61
F1-6	0,5	1,01 E-08	2,86
Média		1,60 E-08	2,73

A Figura 4.12 mostra o efeito da razão de carregamento sobre os coeficientes na Lei de Paris. Os corpos de provas que foram submetidos à razão de carregamento maior ($R=0,5$) apresentaram os maiores valores do coeficiente “ C_p ”. Este comportamento era esperado, pois o aumento da razão de carregamento acarreta deslocamento da curva da/dN versus ΔK para cima e para a esquerda e, subsequentemente, gera o aumento de “ C_p ”, conforme Figura 2.3. Por outro lado, os valores do coeficiente “ m_p ” tiveram comportamento inverso ao do outro coeficiente de Paris, ou seja, conforme foi aumentado o valor de R, o valor de “ m_p ” foi reduzido. Esperava-se que houvesse pouca ou nenhuma influência no coeficiente “ m_p ” com da razão de carregamento.

Analisando o estudo realizado por Pinheiro (PINHEIRO 2010), foi encontrado o mesmo comportamento do coeficiente “ m_p ” no material base do aço API 2H Grau 50. Portanto, a modificação da inclinação da curva com o aumento da razão de carregamento é um processo já reportado na literatura.

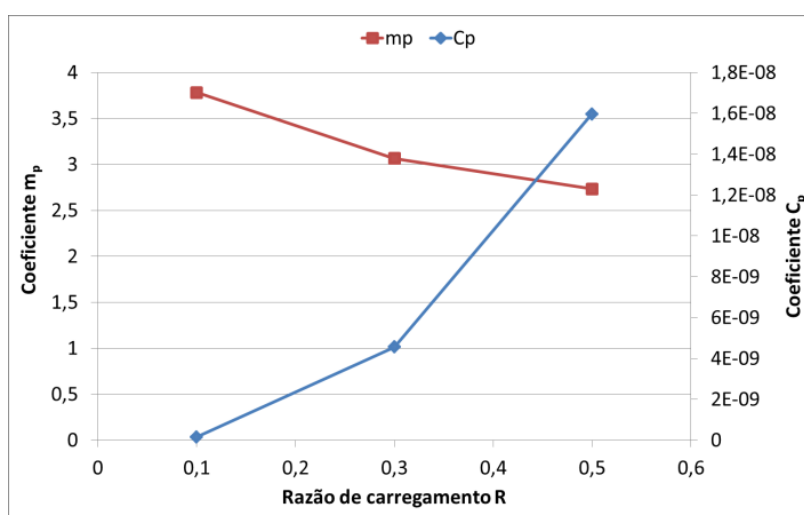


Figura 4.12 Efeito da razão de carregamento nos coeficientes da Lei de Paris.

O comportamento em fadiga dos arames é fortemente influenciado pela formação das delaminações, que ocorrem inclusive durante a propagação de trincas em fadiga, conforme pode ser visto na Figura 4.13. Em tensões médias mais elevadas e em carregamentos

próximos ao K_Q do material, se torna bem evidente a ocorrência desse mecanismo de fratura, que acaba sendo ligeiramente benéfico para a tenacidade do material. As delaminações geram um alívio na triaxialidade e, assim, modificação do estado de tensões, que aumenta a tenacidade do material localmente. O aumento de tenacidade local é o possível responsável pela redução da inclinação (m_p) da curva da/dN versus ΔK com o aumento do R.

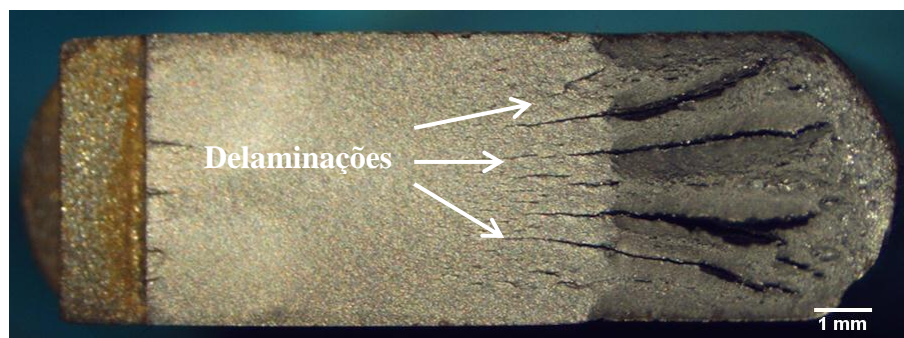


Figura 4.13 Macrografia da superfície de fratura.

As curvas da/dN versus ΔK para as razões de fadiga de 0,1; 0,3 e 0,5 são apresentadas na Figura 4.14, na Figura 4.15 e na Figura 4.16, respectivamente. As curvas foram obtidas através do método de regressão de sete pontos, que calcula os valores de da/dN e de ΔK a partir dos dados de entrada do equipamento (força, tamanho de trinca, número de ciclos, etc.). Os resultados obtidos por esse método convergem com os valores calculados pelo método de regressão do software *MTS Fatigue Crack Growth*. A partir dessas curvas, os coeficientes da Lei de Paris foram determinados e, para isso, foram desconsiderados os pontos iniciais e finais das curvas antes de utilizar a regressão.

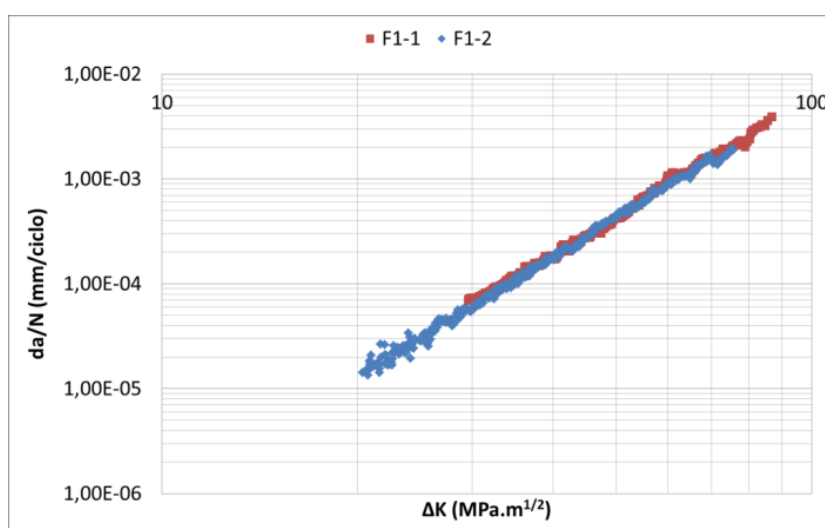


Figura 4.14 Curva da/dN versus ΔK do arame da armadura de tração com razão de carregamento de 0,1.

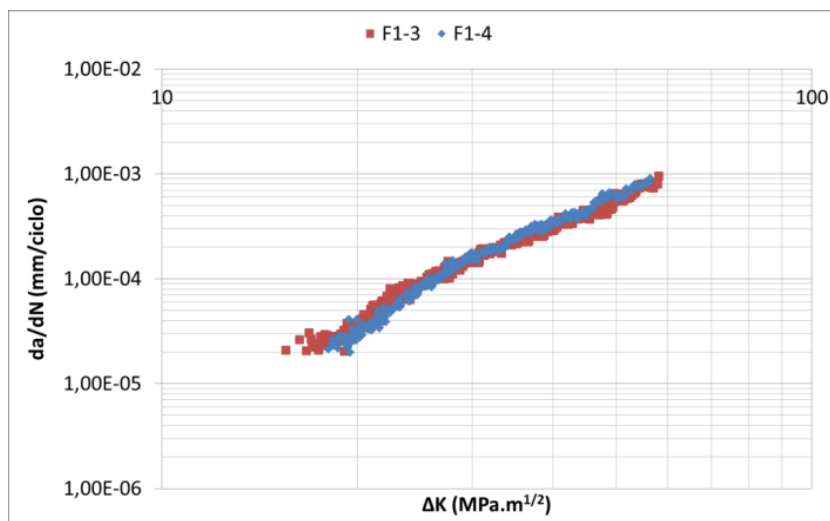


Figura 4.15 Curva da/dN versus ΔK do arame da armadura de tração com razão de carregamento de 0,3.

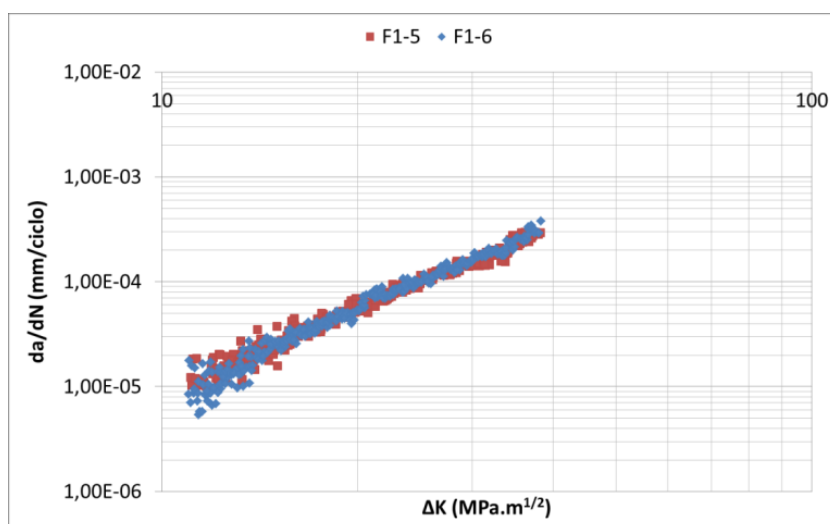


Figura 4.16 Curva da/dN versus ΔK do arame da armadura de tração com razão de carregamento de 0,5.

A partir de todos dados obtidos nos ensaios de da/dN com diferentes razões de carregamento, foi realizado a regressão linear para obtenção dos coeficientes da equação de Walker, sendo as curvas de todos os ensaios apresentadas na Figura 4.17. A Tabela 4.7 apresenta o resultado da regressão linear para determinação dos coeficientes da equação de Walker para os arames da armadura de tração.

Os valores obtidos da equação de Walker permitem compreender o efeito da razão de carregamento sobre o material em carregamento cíclico. No caso do arame de armadura de tração, o coeficiente “ γ_w ” representa que o material apresenta uma moderada influência do R na curva da/dN versus ΔK . Os outros coeficientes (“ C_w ” e “ m_w ”) possuem valores

relativamente elevados se comparados com aços estruturais ou ligas de alumínio. Assim, o material possuiu grande sensibilidade às condições impostas de carregamento, isto é, a modificação da forma do esforço que armadura de tração é submetida pode acarretar no aumento da propagação de trinca para valores elevados que podem levar a ruptura prévia do componente.

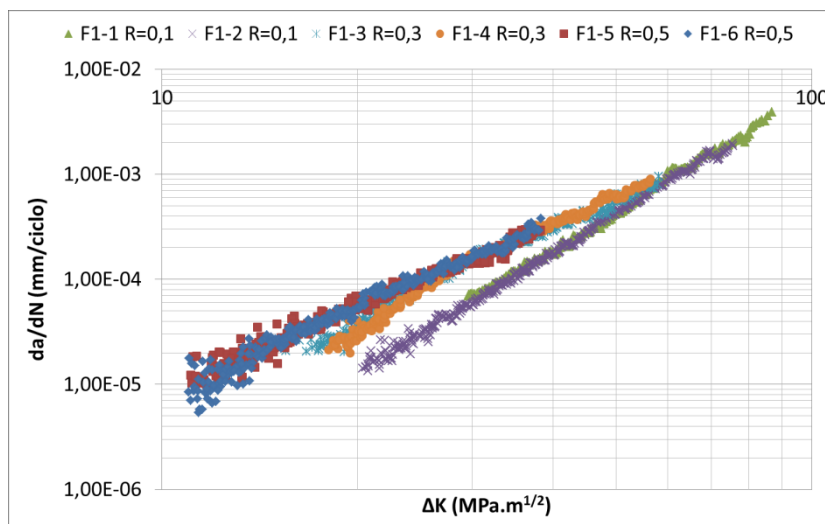


Figura 4.17 Resultados de todas as amostras para os ensaios de da/dN.

Tabela 4.7 Coeficientes da equação de Walker para os arames da armadura de tração.

C_w	m_w	γ_w
1,26 E-09	3,20	0,51

Cardinal et al. determinaram os coeficientes da equação de Walker para o aço carbonomanganes TC-128B (0,25%C e 1%Mn), utilizado em revestimento de carros-tanque (CARDINAL e et al 2006). Esse material apresentou menores valores de “ C_w ” e “ m_w ” e maiores valores de “ γ_w ”. Logo, as propriedades de fadiga do aço da armadura de tração são inferiores as determinadas no estudo do aço TC128B, pois caso se altere o ΔK ou o R haverá um aumento mais significativo da propagação de trincas dos arames.

4.4 Retardo de Trinca por Sobrecargas Mecânicas

A Tabela 4.8 e a Tabela 4.9 apresentam os resultados dos ensaios de da/dN com utilização de sobrecargas mecânicas de diferentes magnitudes e razão de carregamento igual a 0,1 e 0,5, respectivamente. Observou-se que o aumento da razão de sobrecarga mecânica (OLR) gera aumento no número de ciclos em retardo (N_d), aumentando também o tamanho da

zona plástica produzida pela sobrecarga (a_r) e o número total de ciclos do ensaio (N_{total}), conforme esperado.

Tabela 4.8 Resultados dos ensaios de da/dN com sobrecargas mecânicas com R=0,1.

OLR	K_{OL} (MPa.m ^{1/2})	N_{total} (ciclos)	a (mm)	a_r (mm)	N_d (ciclos)
1,50	60	58950	5,00	0,17	2195
			7,00	0,23	2255
			9,02	0,33	2311
1,75	70	64158	5,00	0,30	5568
			7,01	0,51	6781
			9,02	0,78	6695
2,00	80	83758	5,00	0,40	10679
			7,01	0,85	12999
			9,01	1,22	22587

Tabela 4.9 Resultados dos ensaios de da/dN com sobrecargas mecânicas com R=0,5.

OLR	K_{OL} (MPa.m ^{1/2})	N_{total} (ciclos)	a (mm)	a_r (mm)	N_d (ciclos)
1,50	60	152440	5,01	0,18	5665
			7,02	0,22	5606
			9,00	0,17	5524
1,75	70	162743	5,01	0,29	10629
			7,00	0,39	11488
			9,01	0,33	10219
2,00	80	178419	5,01	0,53	25863
			7,00	0,66	27690
			9,00	0,57	28023

Analisando os dados dos corpos de prova submetidos a razão de carregamento igual a 0,1, constatou-se que uma sobrecarga mecânica tem influência sobre a outra, mesmo com uma distância de 2mm entre cada uma das sobrecargas, cuja distância supera o tamanho da zona afetada pelo retardo de trinca. Esse fato é constatado, principalmente, pelo aumento de “ a_r ” com a evolução das sobrecargas na mesma amostra, sendo que as mesmas magnitudes de sobrecarga foram empregadas.

Para a razão de carregamento igual a 0,5, houve pouca dispersão entre os resultados obtidos. Assim, é possível calcular a média e o desvio padrão dos resultados de a_r e N_d ,

conforme a Tabela 4.10. Logo, a profundidade de aplicação da OLR não influencia os valores desses dois resultados para este R.

Tabela 4.10 Médias e desvio padrões do tamanho da zona plástica e número de ciclos em retardo com $R=0,5$.

OLR	a_r (mm)	N_d (ciclos)
1,50	$0,19 \pm 0,03$	5598 ± 71
1,75	$0,34 \pm 0,05$	10779 ± 648
2,00	$0,58 \pm 0,07$	27192 ± 1163

O efeito da sobrecarga mecânica sobre a vida em fadiga para as razões de carregamento iguais a 0,1 e 0,5 é observado na Figura 4.18 e na Figura 4.19. Percebe-se a evolução do retardo de trinca com o aumento da magnitude de sobrecarga mecânica, sendo constatado que o fenômeno ocorre nos arames da armadura de tração. Após o período de redução da propagação de trinca, ocorre o retorno ao patamar de propagação anterior a sobrecarga mecânica. Por fim, constata-se que os corpos de provas submetidos ao $R=0,1$ apresentam maior influência das sobrecargas mecânicas, chegando a uma diferença no número de ciclos total de 42% entre nível maior (OLR=2,00) e menor (OLR=1,50), enquanto que para o $R=0,5$ são apenas 17%.

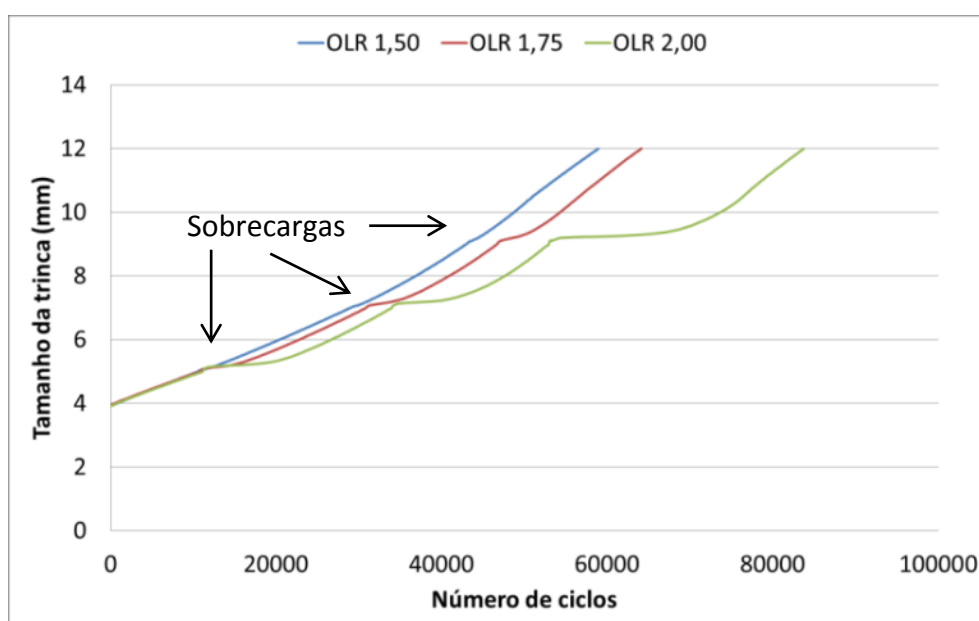


Figura 4.18 Curva tamanho de trinca versus número de ciclos com $R=0,1$, apresentando o efeito da OLR no retardo de trinca de arames de alta resistência mecânica.

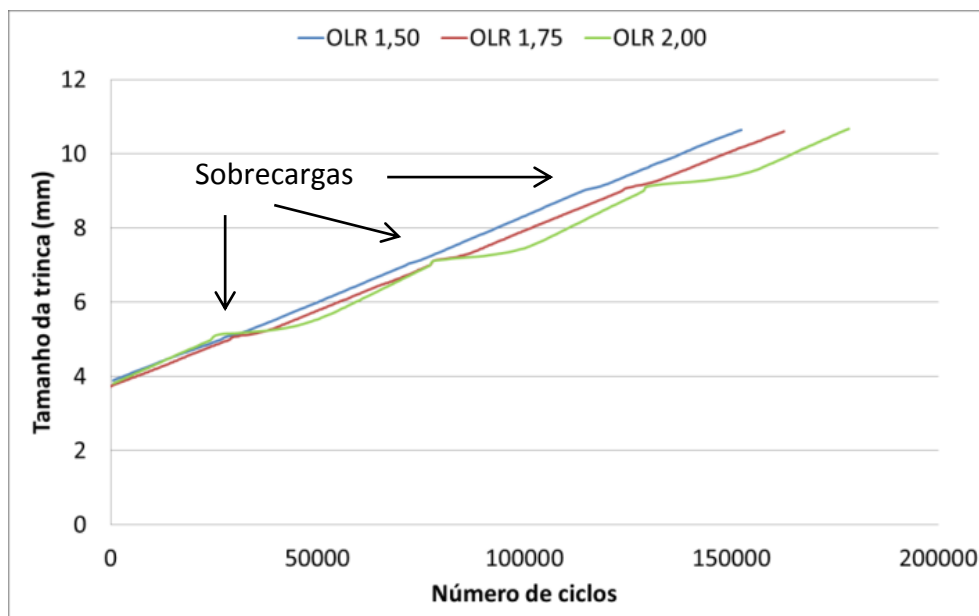


Figura 4.19 Curva tamanho de trinca versus número de ciclos e $R=0,5$, apresentando o efeito da OLR no retardo de trinca de arames de alta resistência mecânica.

A Figura 4.20 apresenta a superfície de fratura dos corpos de prova F2-1, F2-2 e F2-4, que sofreram três sobrecargas mecânicas com OLR iguais a 1,50, 1,75 e 2,00, respectivamente, com razão de carregamento igual a 0,1. Conforme é aumentada a magnitude da razão de sobrecarga mecânica (evolução de F2-1 para F2-4), ocorre o aumento gradativo da zona de plastificação, onde são observadas delaminações. Mesmo na amostra F2-1, cuja sobrecarga foi menor que o K_Q do material, percebe-se a ligeira formação da zona de plastificação. Além disso, ocorre a alteração da frente de propagação de trinca com a aplicação das sobrecargas mecânica. Antes da sobrecarga mecânica, a trinca propaga-se com dificuldade no centro do arame, visto que há tensões residuais compressivas nessa região. Isto fica evidenciado na análise da superfície de fratura que, no início apresentam um tunelamento invertido e, após as sobrecargas, passa a ter uma frente plana de propagação e, posteriormente, até um tunelamento. Após a sobrecarga mecânica, ocorre o alívio de tensões do arame e, a trinca tende a propagar-se normalmente.

Assim, a presença das tensões residuais compressivas reduz a amplitude do fator intensidade de tensões efetiva (ΔK_{eff}) no centro do arame, causando fechamento de trinca e, com isso, cobrindo o efeito do retardo de trinca pelas sobrecargas.

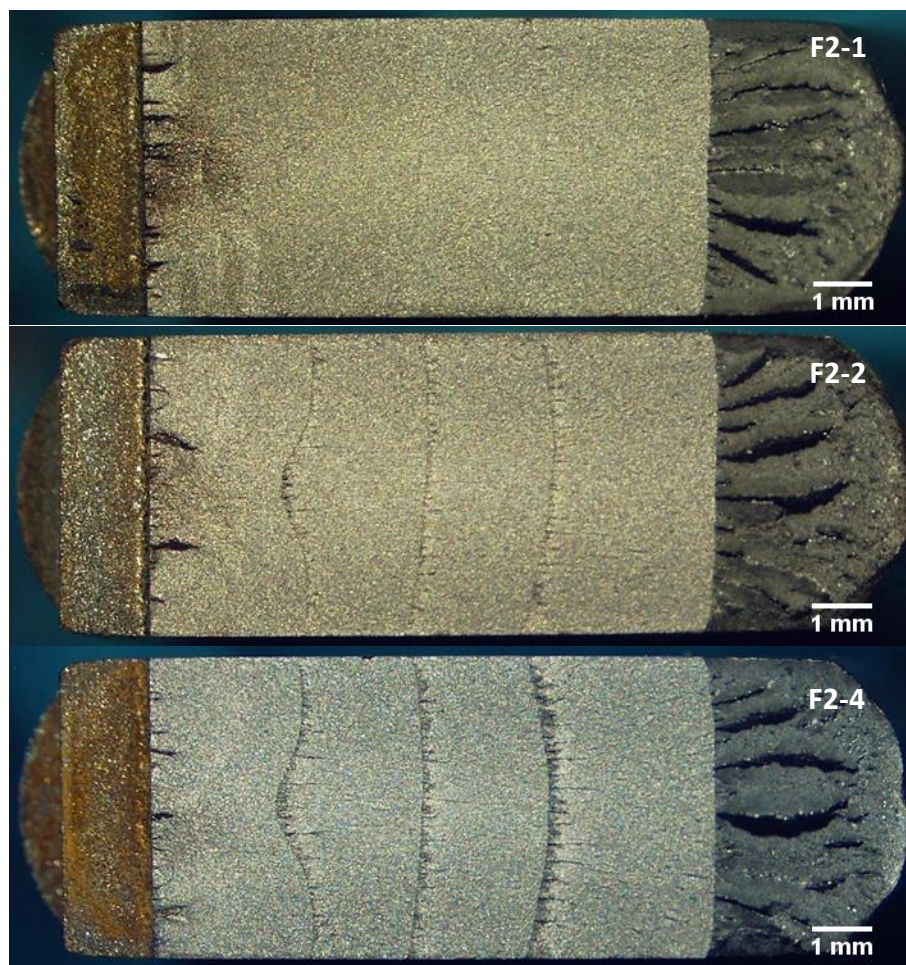


Figura 4.20 Superfície de fratura das amostras F2-1, F2-2 e F2-4 com OLR de 1,50; 1,75 e 2,00; respectivamente, e R igual a 0,1.

As superfícies de fratura dos corpos de prova F2-5, F2-8 e F2-7 que sofreram três sobrecargas mecânicas com OLR iguais a 1,50, 1,75 e 2,00, respectivamente, com razão de carregamento igual a 0,5, são observadas na Figura 4.21. Assim, como para o caso anterior, há crescimento da zona de plastificação com o aumento da OLR aplicada. Entretanto, com o efeito do aumento da tensão média decorrente de um R maior, a frente de propagação é mais plana desde a primeira sobrecarga. Isso comprova que o material apresenta alto nível de tensões residuais compressivas, acarretando no fechamento de trinca através da redução da amplitude do fator intensidade de tensões efetiva (ΔK_{eff}).

Portanto, o uso de sobrecargas mecânicas em arames de aço de alta resistência mecânica mostrou-se efetivo para aumentar a vida em fadiga de arames de alta resistência. No caso de risers flexíveis, cujo peso da estrutura gera uma tensão média próxima à razão de carregamento de 0,5, as sobrecargas mecânicas são visivelmente benéficas para causar retardo de trinca.

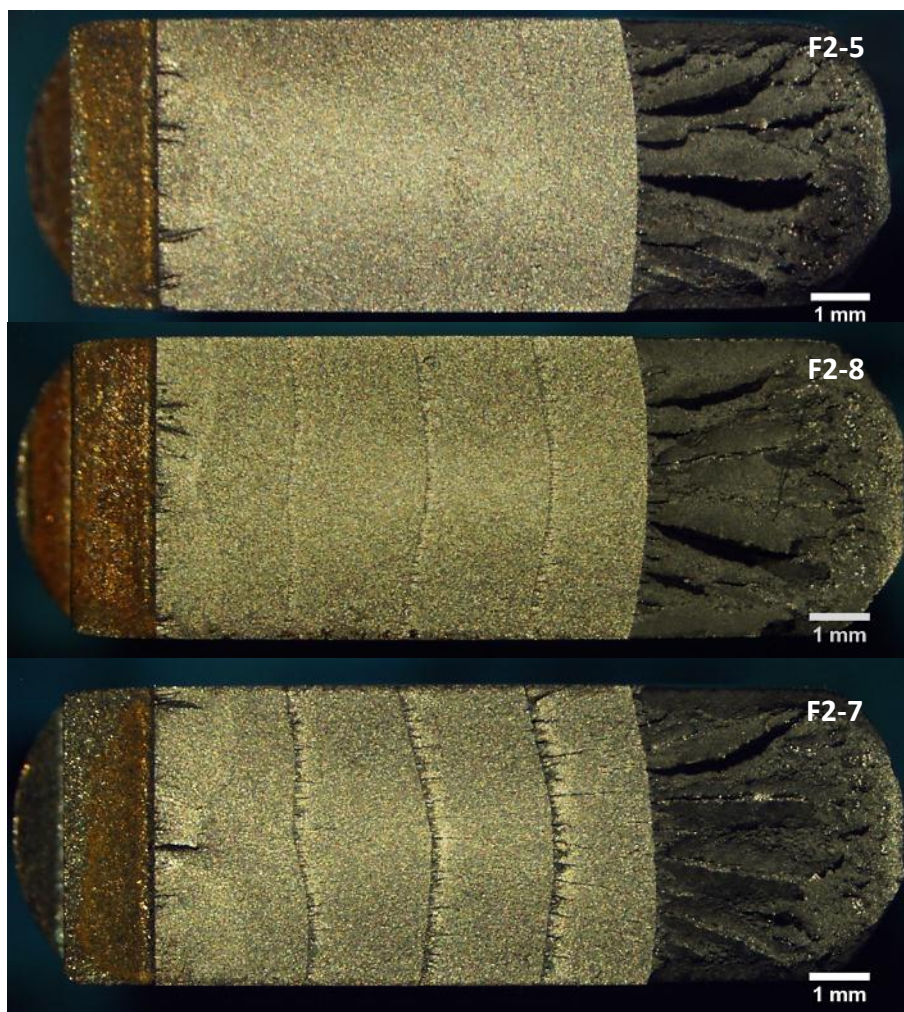


Figura 4.21 Superfície de fratura das amostras F2-5, F2-8 e F2-7 com OLR de 1,50; 1,75 e 2,00; respectivamente, e R igual a 0,5.

Para verificar que ocorre influência do fechamento de trinca no centro do arame na razão de carregamento igual a 0,1, foi realizada uma sobrecarga com magnitude de OLR=2,00 em uma profundidade de trinca (a/W) mais centralizada. A Figura 4.22 e Figura 4.23 apresentam o comportamento em fadiga da amostra submetida à OLR igual a 2,00 e R de 0,1. Antes da sobrecarga mecânica, observa-se que a taxa de propagação de trinca (da/dN) é constante. Porém, após um período em retardo de trinca, ocorre aumento gradativo da taxa de propagação com o crescimento de trinca, mesmo com ΔK aplicado sendo constante. Após o aumento do da/dN , há estabilização da taxa em um patamar superior de propagação. Assim, há a redução no número de ciclos suportados pelo arame na comparação entre a amostra sem sobrecarga e com OLR igual a 2,00. Deste modo, constata-se a existência de tensões residuais atuantes no material e que interferem na propagação da trinca nos arames.

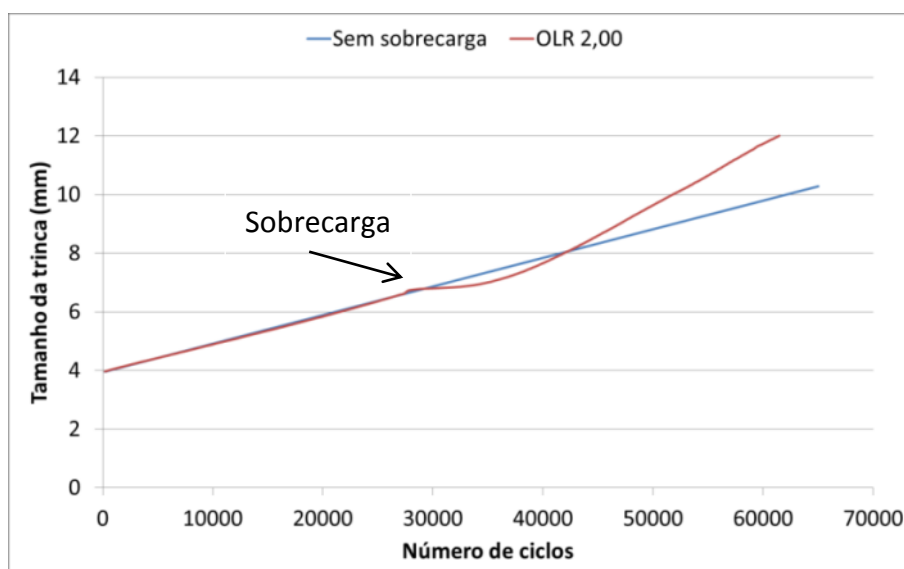


Figura 4.22 Efeito de uma sobrecarga mecânica com OLR=2,00 em um arame de aço de alta resistência com $R=0,1$. Corpo de prova F2-3.

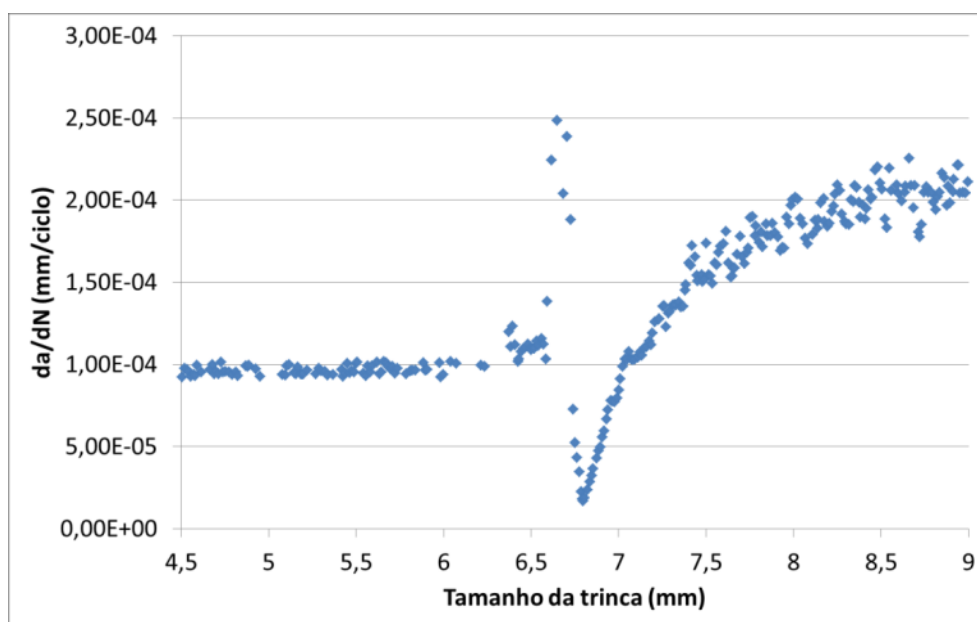


Figura 4.23 Curva da/dN x tamanho de trinca do corpo de prova F2-3, com $R=0,1$ e OLR=2,00.

A conclusão final desse estudo preliminar para o uso da técnica de pré-tensionamento de componentes é de haver a possibilidade da utilização das sobrecargas para aumento da vida em fadiga pelo retardo de trinca. Foi quantificado o aumento em mais de 31% o número de ciclos total suportado pelo arame com o uso de três sobrecargas para a razão de carregamento de 0,5 se comparados com um arame sem o uso de sobrecarga mecânica, como pode ser visualizado na Figura 4.24.

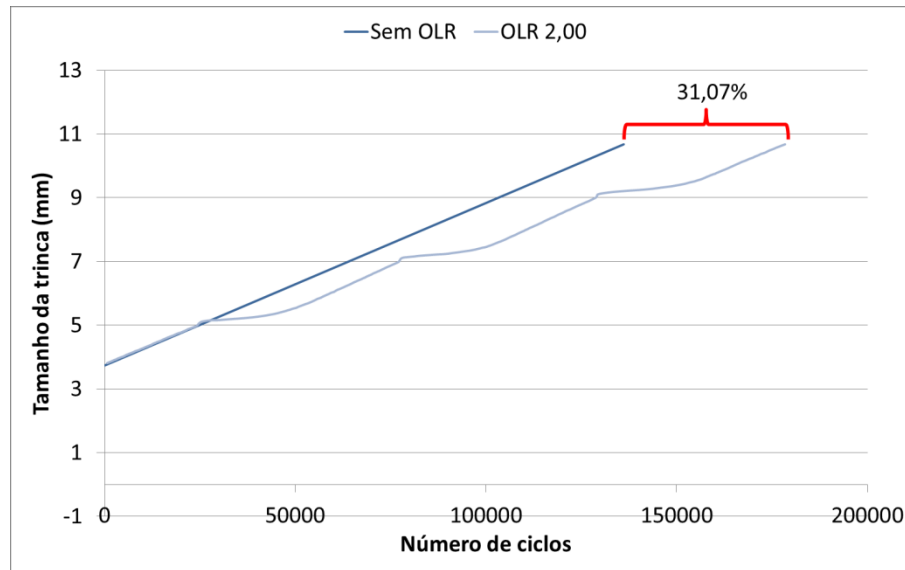


Figura 4.24 Curva tamanho de trinca versus número de ciclos e $R=0,5$, mostrando o aumento da vida em fadiga com o uso de três $OLR=2,00$ em comparação com a propagação sem sobrecarga mecânica.

5.0 CONCLUSÕES

Os resultados apresentados neste trabalho permitem as seguintes conclusões:

- A tenacidade à fratura dos arames é relativamente baixa, apresentando δ_u de apenas 0,058mm, que representa um valor cerca de quatro vezes menor do que o mínimo exigido para juntas soldadas de aços com baixo carbono de grandes espessuras. Entretanto, foi provado que há a possibilidade de gerar deformação plástica na ponta da trinca, através de processos controlados, dentro do intervalo de fator intensidade de tensões de 69 a 95MPa.m^{1/2};
- Os arames possuem sensibilidade à variação da configuração do carregamento aplicado, uma vez que os coeficientes determinados da equação de Walker C_w , m_w e γ_w apresentaram valores de 1,29E-09, 3,20 e 0,51, respectivamente, permitindo compreender o comportamento do material em diferentes níveis de ΔK e R.
- Foram observados vários indícios de tensões residuais compressivas no centro da seção transversal dos arames, como, por exemplo, o tunelamento invertido na propagação com razão de carregamento igual a 0,1. Assim, foram necessárias técnicas que permitissem a obtenção de resultados confiáveis.
- O efeito de sobrecargas mecânicas, desde que controladas, retardam o crescimento de trinca, aumentando a vida em fadiga dos arames na presença de trincas. O fenômeno é facilmente observado para a razão de carregamento de 0,5, visto que esta diminui o fechamento de trinca por aumentar a tensão média aplicada no arame.
- A magnitude da razão de sobrecarga mecânica (OLR) igual a 2,00 apresentou maior efeito de retardo de trinca nos arames de alta resistência mecânica, aumentando a vida em fadiga em mais de 31% para o R=0,5.

6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se para trabalhos futuros a serem realizados a partir dos resultados obtidos nesse estudo:

- Desenvolver uma metodologia para o uso da técnica de pré-tensionamento controlado dos arames da armadura de tração, como forma de prolongar a vida dos componentes em fadiga;
- Estudar o comportamento das sobrecargas mecânicas em carregamento constante e calcular modelos de predição do retardo de trinca (por exemplo, modelo de Wheeler) e, assim, determinar a OLR mais eficiente;
- Avaliar o efeito da constrictão plástica com o uso de corpos de prova *Single Edge Tension* SE(T) através de ensaios de tenacidade à fratura;
- Determinar e desenvolver o comportamento em fadiga em carregamento trativo, através da propagação de trincas com o uso de corpos de prova SE(T);
- Determinar a tenacidade à fratura em meio agressivo com o uso de proteção catódica e efeito da fragilização por hidrogênio.

7.0 REFERÊNCIAS

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *ASTM E 399: Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials*. West Conshohocken, 2009.
- ANDERSON, T.L. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications, Thrid Edition*. New York: CRC Press, 2005.
- BEDEN, S.M., e et al. “Review of Fatigue Crack Propagation Models for Metallic Components .” *European Journal of Scientific Research* , 2009: 364-397.
- BOWER, A. F. *Applied Mechanics of Solids*. Rhode Island: CRC Press, 2009.
- BRITISH STANDARD. *BS 7448: Fracture mechanics toughness tests – Part I: Method for determination of K_{IC}, critical CTOD and critical J values of metallic materials*. London, 1991.
- BROEK, D. *The Practical Use of Fracture Mechanics*. Dordrecht, Netherlands: Kluwer Academic Publishers, 1989.
- BUENO, A. *Avaliação das armaduras de tração de riser flexível durante ensaios axiais de tração e fadiga*. Porto Alegre: UFRGS, 2010.
- BUSCHIAZZO, A.A., e et al. “Crescimento de trincas por fadiga em aço da classe API 5L-X70.” *17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 15 a 19 de Novembro de 2006, Foz do Iguaçu, PR, Brasil*, 2006: 4700-4711.
- CARDINAL, J., e et al. “Fatigue Crack Growth Equations for TC-128B Tank Car Steel.” *Southwest Research Institute*, 2006.
- CHIODO, M. *Procedimento de Avaliação da Integral J e CTOD para Dutos com Trincas Circunferenciais Submetidos à Flexão e Aplicação à Instalação de Risers pelo Método Carretel*. São Paulo, 2009.
- DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica, 2ª edição*. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan S.A., 1981.
- MARTINS, C. *Desenvolvimento de Metodologias de Inspeção e Monitoramento de Risers Flexíveis através de Técnicas Micromagnéticas de Análise de Tensões*. Porto Alegre: UFRGS, 2008.
- MTS SYSTEM CORPORATION. *Fatigue Crack Growth: Fatigue and Fracture Test Applications*. 1998.
- PETROBRAS. *PETROBRAS N-1678: Estruturas Oceânicas - Aço*. Rio de Janeiro, 2009.
- . *PETROBRAS N-1859: Consumível de Soldagem com Propriedade Assegurada*. Rio de Janeiro, 2005.
- PINHEIRO, J. *Avaliação do comportamento à fadiga de uma junta soldada do aço API 2H Grau 50*. Porto Alegre: UFRGS, 2010.
- RUBIN, A. “Qualification of Steel Wire for Flexible Pipes.” *61st Annual Conference & Exposition Corrosion, NACE*, 2006.
- SCHIJVE, J. *Fadigue os Structures and Materials*. New York: Kluwer Academic Publishers, 2004.
- SHIGLEY, J. E. *Mechanical Engineering Design*. New York: McGraw–Hill, 2006.
- STROHAECKER, T. R. *Mecânica da Fratura*. Porto Alegre, 2012.

ZANON, G. *Estudo sobre retardo no crescimento de trincas por sobrecargas mecânicas em aço 5L X65*. Porto Alegre, 2006.