



TENACIDADE À FRATURA DE AÇOS ESTRUTURAIS QUE APRESENTAM  
DELAMINAÇÕES

Pablo Javier Lara Melcher

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: Enrique Mariano Castrodeza

Rio de Janeiro

Abril de 2014

TENACIDADE À FRATURA DE AÇOS ESTRUTURAIS QUE APRESENTAM  
DELAMINAÇÕES

Pablo Javier Lara Melcher

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO  
LUIZ COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE)  
DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS  
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM  
CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Examinada por:

---

Prof. Enrique Mariano Castrodeza, D.Sc

---

Prof. Fernando Luiz Bastian, PhD.

---

Prof. Luis Volnei Sudati Sagrilo, D.Sc.

---

Dr. Eduardo Hippert Junior, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

ABRIL DE 2014

Melcher, Pablo Javier Lara

Tenacidade à Fratura de Aços Estruturais que Apresentam Delaminações/ Pablo Javier Lara Melcher.– Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2014.

XIII, 85 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Enrique Mariano Castrodeza

Dissertação (mestrado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2014.

Referências Bibliográficas: p. 81-85.

1. Tenacidade à fratura. 2. Delaminações. 3. CTOD. I. Castrodeza, Enrique Mariano. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

## Agradecimentos

Meu primeiro agradecimento é para meu orientador. Prof. Enrique Castrodeza, pelo apoio, paciência, ensinamentos e correções durante meu trabalho.

Aos colegas do laboratório pela excelente convivência e ajuda na correção do português, em especial a Camila e Leandro.

À CAPES pela bolsa de estudo nestes últimos anos e a Usiminas pelo fornecimento do aço para desenvolver o trabalho.

Aos meus pais Juan e Patrícia e meus irmãos Claudia, Rodrigo, Gabriel, Rafael e Juan, pelo ânimo para que eu continuasse trabalhando longe do meu país.

A minha namorada Karen, por suportar dois anos e seis meses a uma distância de 4270 km.

E a todas as pessoas que me ofereceram ajuda durante meu trabalho.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

## TENACIDADE À FRATURA DE AÇOS ESTRUTURAIS QUE APRESENTAM DELAMINAÇÕES

Pablo Javier Lara Melcher

Abril/2014

Orientador: Enrique Mariano Castrodeza

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Instabilidades no registro carga-deslocamento em testes de fratura podem ter origem em pequenos crescimentos instáveis da trinca principal, como usualmente acontece em juntas soldadas, ou na delaminação do ligamento remanescente, como acontece em certos aços laminados a quente. Atualmente as normas internacionais indicam que a tenacidade à fratura deve ser calculada na primeira instabilidade significativa, independentemente da origem da mesma. Na maioria dos casos, esse procedimento subestima a tenacidade à fratura do material, comprometendo consideravelmente os valores de suas propriedades à fratura. Na presença de instabilidades por delaminação, uma questão surge: qual a tenacidade à fratura de um material com delaminações se elas não tivessem acontecido? Para tentar responder a essa pergunta, uma grande quantidade de testes foram feitos em aços que apresentam ou não, instabilidades por delaminação. Como resultado, é proposto que a queda no carregamento na instabilidade por delaminação pode ser descartado, os registros corrigidos e a tenacidade calculada no ponto de carregamento máximo. Os resultados indicam que os valores de CTOD de carga máxima obtidos a partir de registros corrigidos são estatisticamente equivalentes aos valores obtidos em testes do mesmo material que não apresentaram delaminações.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

## FRACTURE TOUGHNESS OF STRUCTURAL STEELS FEATURING SPLITS

Pablo Javier Lara Melcher

April/2014

Advisor: Enrique Mariano Castrodeza

Department: Metallurgical and Materials Engineering

Instabilities (pop-ins) in load-displacement records of fracture tests can be originated from small unstable crack growth in the main crack plane, as usual in welded joints, or from delamination of the ligament (splitting), as in some rolled steels. According to the standards, no matter the origin of the instability the fracture toughness need to be reported at the first significant pop-in. In most cases this treatment greatly penalizes the fracture toughness of the material. In that way a question arose: What would be the fracture toughness of a material featuring splitting if the specimen has not suffered split? To answer this question several test were carried out in rolled steels showing and not pop-ins from splitting. It is being now proposed that the change in the system energy associated to splitting instabilities could be neglected, the records corrected by adding the load drop caused by the split to the points on the right, and the toughness calculated at the maximum load. The results (for the magnitude of the instabilities we faced) showed that maximum load CTOD from corrected records and from records of the same material without pop-ins by splitting are statistically equivalent.

## Sumário

<b>LISTA DE FIGURAS .....</b>	<b>IX</b>
<b>LISTA DE TABELAS .....</b>	<b>XII</b>
<b>LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS .....</b>	<b>XIII</b>
<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2 OBJETIVOS .....</b>	<b>4</b>
<b>3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>5</b>
3.1 COMPORTAMENTO EM FRATURA DE DIVERSOS MATERIAIS .....	5
3.2 MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA (MFLE) .....	6
3.2.1 Teoria de Griffith.....	6
3.2.2 Modificações de Irwin à teoria de Griffith.....	9
3.2.3 O fator de intensidade de tensões .....	10
3.2.4 Plasticidade na ponta da trinca.....	12
3.3 MECÂNICA DA FRATURA ELASTOPLÁSTICA (MFEP).....	19
3.3.1 CTOD (Crack-Tip Opening Displacement) .....	19
3.3.2 Determinação experimental de CTOD.....	21
3.3.3 A Integral J.....	25
3.3.4 Relação J-CTOD.....	33
3.3.5 Descontinuidades no registro carregamento deslocamento.....	36
3.4 POP-IN CAUSADO PELO CRESCIMENTO DA TRINCA PRINCIPAL .....	37
3.5 CONSEQUÊNCIAS DA DELAMINAÇÃO NA TENACIDADE À FRATURA .....	40
3.6 ORIGEM METALÚRGICA DA DELAMINAÇÃO EM AÇOS COM LAMINAÇÃO CONTROLADA E RESFRIAMENTO ACELERADO.....	43
3.7 DELAMINAÇÕES E INTEGRALIDADE ESTRUTURAL: A ABORDAGEM DE PISARSKY.....	49
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>	<b>51</b>
4.1 MATERIAIS .....	51

4.2	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	52
4.2.1	<i>Geometria dos corpos de prova.....</i>	52
4.2.2	<i>Pré-trincamento por fadiga.....</i>	52
4.2.3	<i>Testes de fratura.....</i>	53
4.2.4	<i>Procedimentos pós-teste.....</i>	53
4.3	PROCESSAMENTO DE DADOS.....	54
<b>5</b>	<b>RESULTADOS .....</b>	<b>55</b>
<b>6</b>	<b>DISCUSSÃO .....</b>	<b>62</b>
6.1	CLASSIFICAÇÃO DOS RESULTADOS EXPERIMENTAIS.....	62
6.2	ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DAS DELAMINAÇÕES NOS TESTES DE FRATURA.....	63
6.3	AValiação DA METODOLOGIA PROPOSTA EM OUTROS MATERIAIS.....	74
6.4	ANÁLISE ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS DO AÇO DH36 .....	77
<b>7</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>79</b>
<b>8</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>80</b>
<b>9</b>	<b>BIBLIOGRAFIA .....</b>	<b>81</b>



## Lista de Figuras

Figura 1 – Comportamento de aço ARBL sem controle de forma das inclusões [1].....	2
Figura 2 – Notação da ASTM para corpos de prova usinados a partir de chapa laminada. .....	2
Figura 3 – Corpo de prova de flexão em três pontos SE(B) com delaminação.....	3
Figura 4 - Faixas de aplicação das metodologias da mecânica da fratura [6]. ....	5
Figura 5 – Modos básicos de abertura de uma trinca [6].....	6
Figura 6 – Trinca vazante em uma placa infinita [7].....	7
Figura 7 – Sistema de coordenadas a partir da ponta da trinca [9].....	11
Figura 8 – Região deformada plasticamente na ponta da trinca. Primeira aproximação [9]. .....	14
Figura 9 – Região deformada plasticamente considerando a redistribuição de tensões [6]. .....	14
Figura 10 – Redistribuição de tensões elásticas na ponta da trinca em função da deformação plástica [9]. ....	15
Figura 11 – Modelo de Dugdale [6]. ....	16
Figura 12 – Modelo de Dugdale com princípio de superposição [6]. ....	17
Figura 13 – Forma das regiões deformadas plasticamente na ponta da trinca a partir do critério de Von Mises. ....	19
Figura 14 – CTOD: abordagem de Wells [11]. ....	20
Figura 15 – Avaliação da componente plástica do CTOD por semelhança de triângulos [6]. ....	22
Figura 16 – Registros possíveis em testes de tenacidade (modificado de [5]). ....	23
Figura 17 – Registros carga-deslocamento. a) material em regime elástico não linear; b) material em regime elastoplástico [6].....	25
Figura 18 – $\Gamma$ : caminho de integração arbitrário ao redor da trinca [9]. ....	27

Figura 19 – Taxa de liberação de energia não linear [9].	28
Figura 20 – Dependência de $I_n$ com $n$ e o estado de tensões [16].	30
Figura 21 – Definição de área plástica para realizar o cálculo de $J$ .	32
Figura 22 – Calculo da integral $J$ no caminho ABC [13].	34
Figura 23 - Relação empírica $J$ - $CTOD$ .	35
Figura 24 – Descontinuidades possíveis durante um teste $CTOD$ em modo I (adaptado de [5]).	36
Figura 25 – Corpo de prova com <i>pop-in</i> devido a a) crescimento instável da trinca no seu próprio plano; b) surgimento de uma trinca no plano perpendicular ao entalhe.	37
Figura 26 – Registro carga versus deslocamento apresentando múltiplos <i>pop-ins</i> .	38
Figura 27 – Restrição à deformação plástica: a) anterior à delaminação; b) após delaminação no plano central.	41
Figura 28 – Desenho esquemático da dependência tenacidade-espessura na presença de delaminações no ligamento (modificado de [24]).	42
Figura 29 – Tratamento termomecânico CLC [14].	43
Figura 30 – Inclusões na área central. a) CP sem delaminação; b) CP com delaminação (adaptado de [27]).	44
Figura 31 – Mapa de aparência da fratura de Charpy transverso ao plano da laminação (adaptado de [31]).	45
Figura 32 – Separações em um aço ao Nb deformado na região austeno-ferrítica [28].	46
Figura 33 – Esquema do comportamento do limite de escoamento e da resistência á fratura transgranular de um metal policristalino em função da temperatura.	47
Figura 34 – Esquema da dependência do limite de escoamento, da resistência à fratura transgranular longitudinal e da delaminação em função da temperatura (modificado [36]).	48
Figura 35 – Detalhe de usinagem dos CPs SE(B) (medidas em mm).	52
Figura 36 - Exemplo de resultados tipo Grupo 1 (CP12 -30°C). a) Registro P-CMOD, b) Calculo $CTOD$ , c) Imagem da superfície de fratura.	56

Figura 37 - Exemplo de resultados tipo Grupo 2 (CP09 -40°C). a) Registro P-CMOD, b) Calculo CTOD, c) Imagem da superfície de fratura.....	57
Figura 38 - Exemplo de resultados tipo Grupo 3 (CP04 -50°C). Registro P-CMOD, b) Calculo CTOD, c) Imagem da superfície de fratura.....	58
Figura 39 - Exemplo de resultados tipo Grupo 4 (CP20 -55°C). Registro P-CMOD; b) Calculo CTOD; c) Imagem da superfície de fratura.....	59
Figura 40 – Aparência da superfície de fratura em função da temperatura.....	62
Figura 41 – Exemplo de avaliação de $J-\Delta a$ para o aço DH36. CP05 -20°C, sem delaminações. ....	63
Figura 42 – Exemplo de avaliação de $J-\Delta a$ para o aço DH36. CP07 -40°C, delaminações .....	64
Figura 43 – Esquema da dependência da tenacidade à fratura com a espessura. ....	65
Figura 44 – Comparação das curvas $J-\Delta a$ obtidas em testes com e sem delaminações. 66	
Figura 45 – Registro experimental de aço Cp DH36 04 a -50°C. ....	67
Figura 46 – a) Registro P-CMOD do CP DH36 05 a -50°C;b) Curva $J-\Delta a$ .....	68
Figura 47 – a) Registro P-CMOD do CP DH36 08 a -50°C; b) Curva $J-\Delta a$ .....	68
Figura 48 – a) Registro P-CMOD do CP DH36 04 a -50°C;b) Curva $J-\Delta a$ .....	68
Figura 49 – a) Registro P-CMOD do CP DH36 17 a -50°C;b) Curva $J-\Delta a$ .....	69
Figura 50 - Esquema da mudança de energia produto do split.....	70
Figura 51 – Correção proposta 1. ....	70
Figura 52 – Correção proposta 2. ....	71
Figura 53 – Média e desvio padrão dos resultados da Tabela 6 separados em grupos. .	73
Figura 54 – Registro P-CMOD de aço X65 a) CP- A -20°C; b) CP-E a -20°C. ....	75
Figura 55 – Registro P-CMOD de aço X70 a) CP-D a -20°C; b) CP-E a -20°C. ....	75
Figura 54 – Aplicação da correção para outros materiais. ....	76

## Lista de Tabelas

Tabela 1 - Tratamento das delaminações pelas normas mais usuais.....	39
Tabela 2 - Composição química do aço DH36*.....	51
Tabela 3 – Propriedades mecânicas em tração*.....	52
Tabela 4 - Resultado dos testes CTOD.....	60
Tabela 5 – Comprimentos de trinca medidos vs. estimados por descargas parciais. ....	61
Tabela 6 – Resultados dos testes CTOD DH36 corrigidos mediante o procedimento 2.73	
Tabela 7 - Composição química típica dos aços X65 – X70 [39]. ....	74
Tabela 8 – Propriedades mecânicas em Tração*.....	75
Tabela 9 – Análise ANOVA dos resultados de testes em aço DH36.....	77

## Lista de abreviaturas e siglas

<i>ARBL</i>	Alta resistência baixa liga
<i>ASTM</i>	<i>American Society for Testing and Materials</i>
<i>BS</i>	<i>British Standard</i>
<i>CMOD</i>	Abertura na boca do entalhe
<i>CTOD</i>	Abertura na ponta da trinca
<i>EPT</i>	Estado plano de tensões
<i>EPD</i>	Estado plano de deformações
<i>HRR</i>	Hutchinson, Rice e Rosengren
<i>LLD</i>	Deslocamento do ponto de aplicação da carga
<i>P</i>	Carga
<i>Pop-in</i>	Queda de carga momentânea no registro P-CMOD ou P-LLD
<i>Split</i>	Delaminação
<i>SE(B)</i>	Single Edge Notch Bend

## 1 Introdução

Considerando o descobrimento de reservas de petróleo no litoral brasileiro, é cada vez mais usual a construção de estruturas e tubulações que precisam suportar condições de trabalho exigentes. Por esse motivo, os aços estruturais de alta resistência começaram a ser mais empregados na indústria de construção nacional. Produzir um aço de alta resistência necessita de um controle estrito das condições de laminação e composição química.

Dentro dos aços estruturais de alta resistência temos 4 grupos [1]:

- Aços laminados carbono-manganês.
- Aços ARBL.
- Aços ao carbono com tratamento térmico.
- Aços ao carbono de baixa liga com tratamento térmico.

Os aços ARBL permitem atingir propriedades mecânicas com um baixo custo, por não precisarem de tratamento térmico após a laminação, dessa forma eles são uma ótima alternativa em aplicações estruturais de alta resistência nas quais os produtos laminados são requeridos.

Uma consequência do processo de fabricação dos aços ARBL é a anisotropia das propriedades mecânicas [2]. Durante a fabricação, na direção de laminação as propriedades melhoram significativamente enquanto na direção transversal, por diversos motivos, as propriedades nem sempre são mantidas [3]. Entre as causas de anisotropia temos: alongamento das inclusões, textura e bandeamento, entre outras. O efeito dessa anisotropia é exemplificado na Figura 1, na qual é detalhada a energia de impacto Charpy de um aço ARBL que continha inclusões alongadas [1] [4].

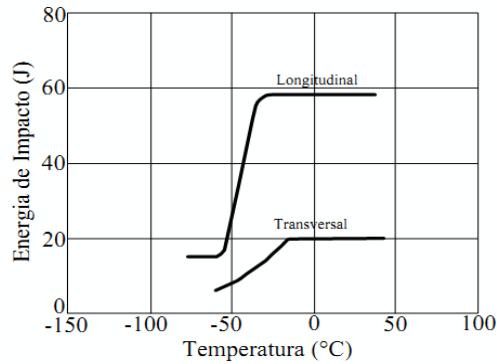


Figura 1 – Comportamento de aço ARBL sem controle de forma das inclusões [1].

Como produto dessa anisotropia, é possível, durante os testes de tenacidade na direção T-L, (Figura 2) [1] a observação do comportamento chamado *pop-in*, onde ocorre uma queda repentina de carregamento devido ao consumo de energia, proveniente da formação de uma nova interface. Este fenômeno tem como resultado o registro de uma instabilidade no gráfico P-CMOD e no gráfico P-LLD. A nova interface nem sempre está relacionada ao crescimento da trinca principal, conforme esperado; em alguns casos, as instabilidades são produto da delaminação do ligamento remanescente [1] [5].

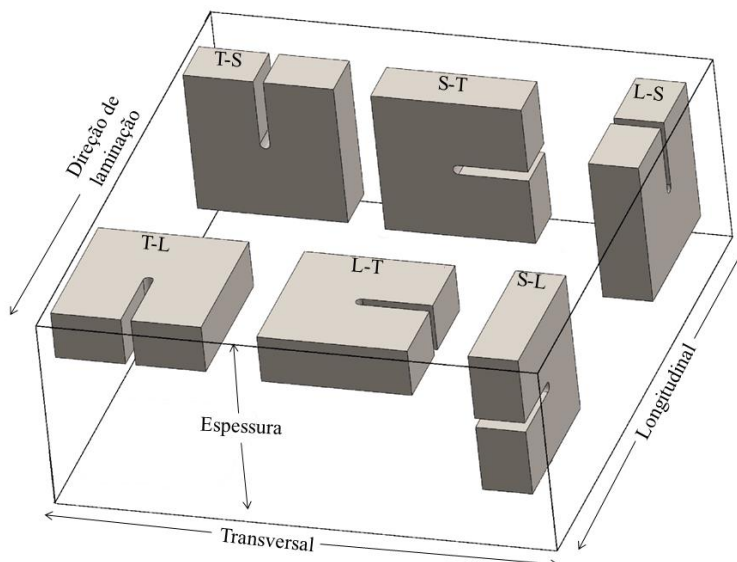


Figura 2 – Notação da ASTM para corpos de prova usinados a partir de chapa laminada.

A origem das delaminações está associada às distribuições triaxiais de carga na ponta da trinca e a menor tenacidade do material no plano de laminação, o que ocasiona uma separação do ligamento remanescente perpendicular à trinca principal, chamado pelas normas de *split-out*. O efeito da delaminação na superfície de fratura pode ser observado na Figura 3.

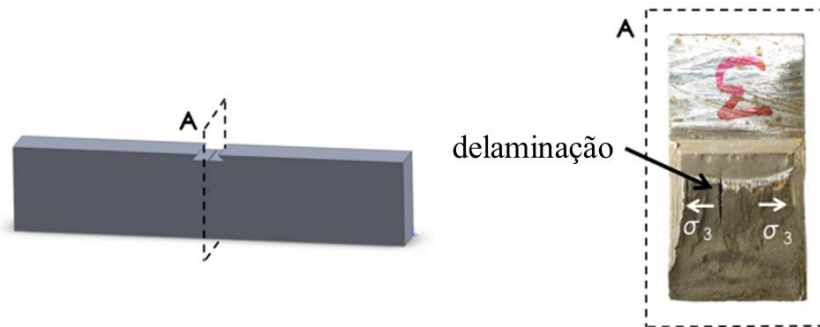


Figura 3 – Corpo de prova de flexão em três pontos SE(B) com delaminação.

Quando acontece a delaminação, as normas [1] [5] para determinar a tenacidade dos aços não oferecem alternativa para o tratamento dos dados apenas reconhecem a delaminação como uma possibilidade, porém seu escopo não inclui caracterizar a tenacidade do material na presença desse comportamento.

Na presença de uma delaminação e segundo as normas, só existem duas possibilidades para avaliar a tenacidade à fratura do material:

- Avaliar até onde a norma é válida, isto é, na primeira instabilidade significativa ou;
- Realizar testes até que um corpo de prova não apresente delaminação.

A falta de alternativas para avaliação da tenacidade compromete o material testado, especialmente quando ocorre a instabilidade nas primeiras etapas do teste. Normalmente, a análise empregada é a primeira (avaliar até onde a norma é válida), o que claramente subestima as propriedades do material, podendo até tornar inviável sua utilização estrutural. Frente esta situação, uma questão surge: Qual seria a tenacidade à fratura de um material com delaminações se estas não tivessem acontecido? Ou, em outras palavras,



seria possível estimar a resistência à fratura de um material sem delaminação a partir de um teste que apresenta delaminação?

Para responder a essa questão, propõe-se, neste trabalho, uma metodologia para corrigir o efeito da delaminação nos testes e estimar a tenacidade à fratura do material em um teste sem delaminações a partir do resultado de um teste com delaminações.

Para avaliar a correção proposta, foi testado um material com tendência a gerar delaminações em baixa temperatura. Assim, foram realizados testes a  $-20^{\circ}\text{C}$  sem presença de delaminações e testes a  $-50^{\circ}\text{C}$  com delaminações, com o intuito de comparar os resultados de testes com delaminações corrigidos, com os resultados de testes sem delaminações. Adicionalmente foram recalculados resultados anteriormente obtidos no Laboratório de Mecânica da Fratura que apresentaram delaminações aleatoriamente.

Os resultados indicam que a metodologia proposta permite estimar a tenacidade do material na direção T-L [1] a partir de testes com instabilidades por delaminação. A partir dos registros corrigidos é possível também determinar, nos corpos de prova com delaminações, empregando as equações usuais de *compliance*, o crescimento estável da trinca com erros similares aos testes sem delaminações. A determinação da tenacidade no plano da delaminação, que só pode ser avaliada mediante testes nas orientações S-T e S-L, não faz parte do objetivo deste trabalho.

## **2 Objetivos**

O objetivo principal do trabalho é estabelecer uma metodologia que permita, a partir de testes com instabilidades por delaminação, inferir a tenacidade à fratura que o material apresentaria na ausência de delaminações.

### 3 Revisão bibliográfica

#### 3.1 Comportamento em Fratura de diversos materiais

Em presença de um concentrador de tensões severo, uma estrutura pode falhar quando submetida a tensões menores que o limite de escoamento do material à temperatura de trabalho. Um concentrador de tensões é uma descontinuidade geométrica (por exemplo, trincas, porosidades, mudanças bruscas de geometria, etc.) que pode provocar uma mudança na resistência da estrutura devido ao aumento local no nível de tensões. Se o defeito for uma trinca, sua presença pode inclusive gerar um estado de tensões triaxiais, com a diminuição na capacidade de deformação plástica associada. Assim, os defeitos mais deletérios são as trincas, que podem ter origem na estrutura durante a etapa de fabricação ou durante a utilização da mesma em serviço. Mas, nem todos os materiais se comportam da mesma forma na presença de concentradores de tensão. A abordagem que a mecânica da fratura faz para cada tipo de material muda de acordo com o seu comportamento na presença de uma trinca. Assim sendo, temos diferentes abordagens, como mostrado na Figura 4.

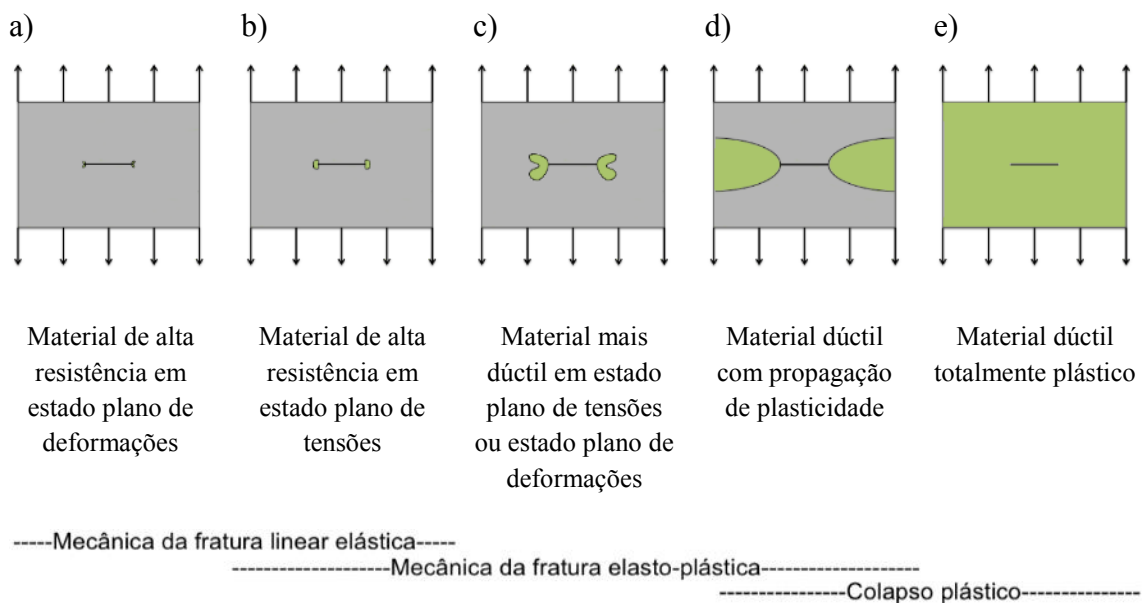


Figura 4 - Faixas de aplicação das metodologias da mecânica da fratura [6].

### 3.2 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

O desenvolvimento da mecânica da fratura teve início com o estudo de materiais frágeis, com comportamento elástico até a fratura. A seguir serão apresentadas as duas metodologias mais difundidas da mecânica da fratura linear elástica.

#### 3.2.1 Teoria de Griffith

A primeira explicação em termos da mecânica da fratura para um material contendo uma trinca foi feito por Griffith em 1921 [7]. Ele postulou que quando uma trinca é introduzida em uma placa tensionada, deveria existir um balanço entre a diminuição da energia potencial elástica da placa (devido à liberação da energia elástica armazenada pela presença da trinca) e o aumento da energia superficial (energia consumida na formação de novas superfícies).

A forma em que uma trinca crescerá em uma estrutura pode ser classificada, de acordo ao tipo e orientação do carregamento, em três tipos básicos, apresentados na Figura 5. Griffith desenvolveu equações que explicavam a fratura quando esta se encontra carregada no modo I, ou seja, quando existem esforços trativos normais ao plano da trinca.

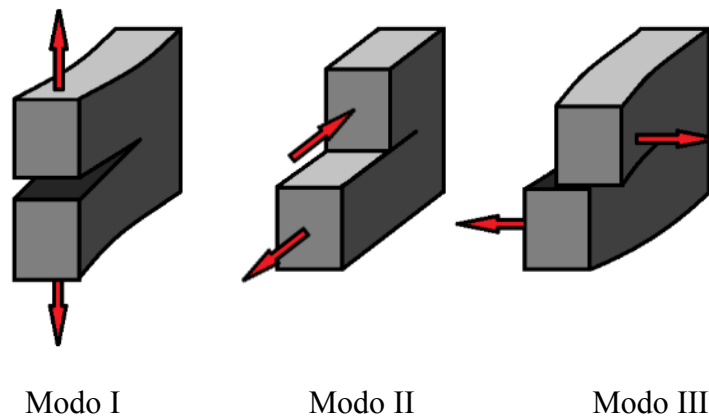


Figura 5 – Modos básicos de abertura de uma trinca [6].

Segundo o esquema da Figura 6, Griffith estimou a energia superficial, como o produto de uma trinca de dimensões  $2a2t$  e da energia superficial específica  $\gamma_s$ , que tem unidades de energia/área.

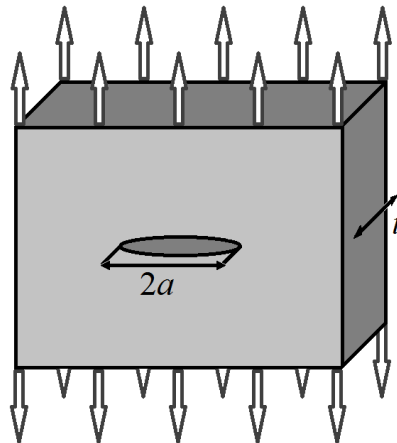


Figura 6 – Trinca vazante em uma placa infinita [7].

Para um defeito vazante em uma placa infinita carregado em modo I, baseado na análise de Inglis, Griffith calculou que a diminuição da energia potencial pela introdução da trinca pode se expressar como na Equação (1):

$$\text{Diminuição da energia potencial} = \frac{\pi \sigma^2 a^2 t}{E}, \quad (1)$$

onde:

$\sigma$  = tensão remotamente aplicada;

$a$  = comprimento da trinca;

$t$  = espessura da chapa;

$E$  = módulo de elasticidade do material.

Assim a mudança na energia do sistema produto da introdução de uma trinca de comprimento  $2a$  será:

$$U - U_0 = -\frac{\pi\sigma^2 a^2 t}{E} + 4at\gamma_s, \quad (2)$$

onde:

$U_0$  = Energia potencial da chapa sem a trinca,

$U$  = Energia potencial da chapa trincada,

$\gamma_s$  = Energia superficial específica.

Rescrevendo a equação (2), temos:

$$U = -\frac{\pi\sigma^2 a^2 t}{E} + 4at\gamma_s + U_0. \quad (3)$$

A energia potencial da chapa sem trinca  $U_0$  é independente do comprimento da trinca. Assim sendo, é possível, derivando a equação anterior, determinar a condição de equilíbrio:

$$\frac{\partial U}{\partial a} = -\frac{2\pi\sigma^2 at}{E} + 4t\gamma_s = 0, \quad (4)$$

ou, visto de outra forma, a condição de equilíbrio pode ser escrita como:

$$2\gamma_s = -\frac{\pi\sigma^2 a}{E}, \text{ ou } \sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}}. \quad (5)$$

Considerando que a segunda derivada é sempre negativa (gráfico  $dU/da$  côncavo para baixo):

$$\frac{\partial^2 U}{\partial a^2} = -\frac{2\pi\sigma^2 t}{E}, \quad (6)$$

Uma vez que a trinca atinge e supera a condição de equilíbrio da Equação (5) a mesma crescerá em forma instável.

### 3.2.2 Modificações de Irwin à teoria de Griffith

A teoria de Griffith explica muito bem o comportamento de fratura em um material frágil no regime linear elástico, mas não é aplicável para um material com comportamento elastoplástico, pois a abordagem é baseada na teoria da elasticidade.

Em 1948 Irwin [8] continuou com o desenvolvimento da teoria de Griffith, definindo a taxa de liberação energia por unidade de crescimento da trinca (que batizou como  $G$  em honra a Griffith) como a força motriz para o crescimento da trinca. Por outro lado, Irwin identificou claramente a resistência ao crescimento de trinca, que definiu como  $R$ . Dessa forma, o termo esquerdo da Equação (7) representa a força motriz para o crescimento da trinca e o termo da direita a resistência do material ao crescimento da mesma.

$$G = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} > 2\gamma_s = R. \quad (7)$$

A Equação (8) define a condição necessária para o crescimento de uma trinca vazante de comprimento  $2a$  em uma chapa infinita. Em outras palavras, a trinca crescerá quando  $G > R$ . Em estado plano de deformações  $R$  é considerado uma constante, chamado também de  $G$  crítico, ou  $G_C$ . Com a Equação (7) é possível determinar uma tensão crítica aplicada na chapa,  $\sigma_c$ , a partir da qual a trinca irá se instabilizar, como apresentado na Equação (8).

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma_s E}{a\pi}} \quad (8)$$

Sob ponto de vista do comprimento da trinca, a mesma irá se instabilizar sob um esforço quando atingir o comprimento crítico ( $2a_c$ ) definido pela Equação (9).

$$a_c = \frac{2\gamma_s E}{\sigma^2 \pi} \quad (9)$$

Em 1948, Irwin adicionou o efeito da deformação plástica que, mesmo em pequena escala, possui grande influência no balanço energético de Griffith. Assim, Irwin modificou a expressão da resistência a crescimento da trinca,  $R = 2\gamma_s$ , rescrevendo-a como o somatório da energia de superfície  $\gamma_e$  e da energia absorvida na deformação plástica  $\gamma_p$ , como apresentado na Equação (10).

$$R = 2(\gamma_e + \gamma_p) \quad (10)$$

Embora a equação descreva bem o efeito da deformação plástica, na prática  $\gamma_p$  é difícil de determinar e apresenta mudanças no seu valor em diversos casos, tais como quando ocorre o mecanismo de corrosão sob tensão. Por isso, não é muito aplicado como critério de fratura.

### 3.2.3 O fator de intensidade de tensões

Devido às limitações dos métodos anteriores, o mesmo Irwin desenvolveu outra abordagem utilizando a teoria da elasticidade linear; neste caso do ponto de vista das tensões na região vizinha à ponta da trinca. Assim, Irwin mostrou que os esforços na região próxima à ponta da trinca podem ser escritos na forma:

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \dots \text{(termos de ordem superior)} \quad (11)$$

Onde  $f_{ij}(\theta)$  é uma função adimensional que depende da carga e da geometria,  $K$  é o fator de intensidade de tensões e  $r$  e  $\theta$  são as coordenadas polares com origem na ponta da trinca (vide Figura 7).

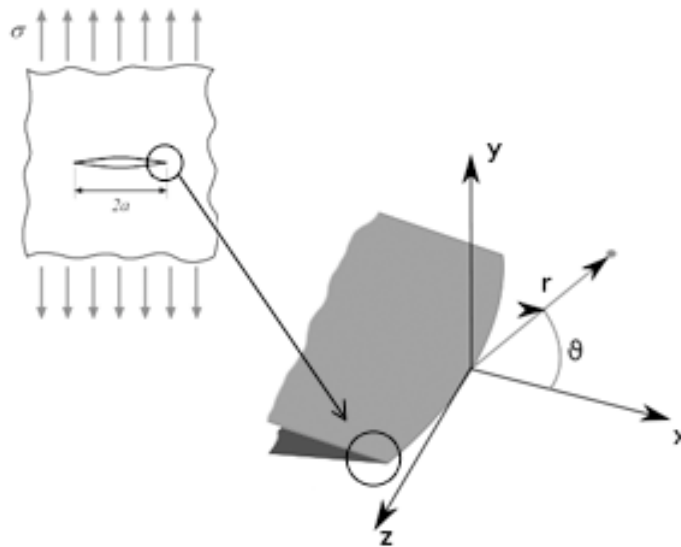


Figura 7 – Sistema de coordenadas a partir da ponta da trinca [9].

Para uma placa infinita carregada em modo I com trinca centralizada vazante de comprimento  $2a$ , Figura 6, o fator de intensidade de tensões é definido como:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (12)$$

Como pode ser visto na equação anterior, à medida em que o esforço aumenta, a intensidade das tensões na ponta da trinca também aumenta. Como critério de fratura, é proposto que o fator de intensidade de tensões  $K$  aumenta até atingir um valor crítico, correspondente a tenacidade à fratura do material, momento no qual se inicia a propagação da trinca. Em outras palavras, a fratura ocorre quando o  $K$  aplicado atinge ou



supera um valor crítico, propriedade do material chamado  $K_{IC}$ , isto é, ocorre fratura quando:

$$K_I > K_{IC} \quad (13)$$

O valor de  $K_{IC}$  deve ser determinado experimentalmente mediante um teste de fratura, para o qual existem diversas normas. Uma das vantagens dessa metodologia é que o valor de  $K_I$  aplicado na estrutura depende do tipo de carregamento e da geometria, podendo ser sempre calculado. A metodologia do fator de intensidade de tensões  $K_I$  é a mais difundida para análises de fratura de materiais com comportamento linear elástico, isto é, nos quais a falha ocorre antes de se atingir deformação plástica expressiva.

#### 3.2.4 Plasticidade na ponta da trinca

As equações anteriores estão baseadas em um material com comportamento elástico linear, onde um concentrador de tensões, idealmente, provoca crescimento da trinca sem que exista deformação plástica apreciável. Na prática, quase a totalidade dos materiais sofre deformação plástica localizada na ponta da trinca. O tamanho da região deformada plasticamente aumenta à medida em que aumenta a tenacidade do material (vide Figura 4). Quando a tensão na ponta da trinca atinge o limite de escoamento, o material escoá. Essa região de escoamento é chamada de zona plástica.

#### Tamanho da região deformada plasticamente

A primeira aproximação da dimensão da área deformada plasticamente pode ser feita a partir dos esforços na ponta de uma trinca vazante centralizada em uma placa sob carregamento biaxial. A distribuição de tensões nesse caso é descrita como [9]:

$$\sigma_x = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left(1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right) \quad (14)$$

$$\sigma_y = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left(1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right) \quad (15)$$

$$\tau_{xy} = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad (16)$$

Da Figura 7 sabemos que, para conhecer a variação dos esforços no plano da trinca, é preciso determinar o esforço na direção  $y$ , ao longo do eixo  $x$ , isto é com  $\theta = 0$ . Dessa forma, a Equação (15) toma a forma:

$$\sigma_y = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (17)$$

Para determinar a distância em que ocorre deformação plástica, como uma primeira aproximação podemos substituir, na Equação (17),  $\sigma_y$  por  $\sigma_{ys}$ , com o qual temos:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}}\right)^2 \quad (18)$$

A região deformada plasticamente de acordo com a primeira aproximação, assumindo que ela é circular (embora essa forma não tenha, a priori, sentido físico), é apresentada na Figura 8.

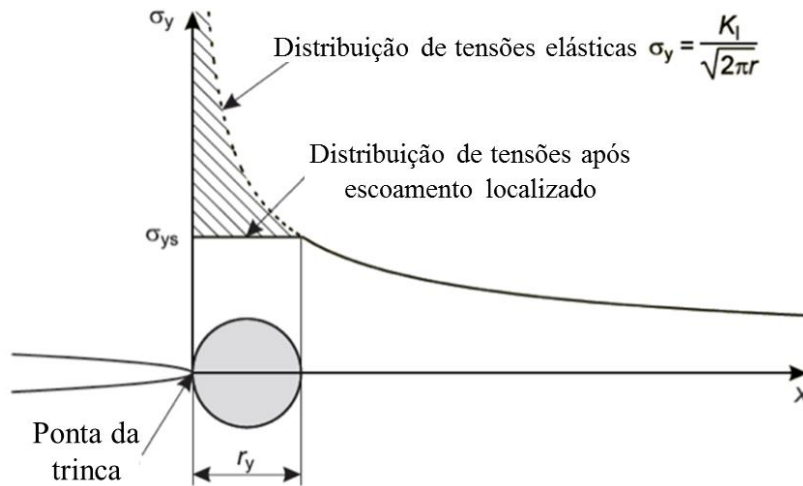


Figura 8 – Região deformada plasticamente na ponta da trinca. Primeira aproximação [9].

Na primeira aproximação do tamanho da região deformada plasticamente o volume de tensões sobre o escoamento é simplesmente descartado (vide Figura 8). Irwin propôs uma análise mais cuidadosa, que levasse em consideração a redistribuição das tensões. Para isso Irwin adicionou um comprimento fictício  $\Delta a_n$ , com o intuito de redistribuir as tensões como apresentado na Figura 9. Assim, o volume de tensões nas regiões I e II devem ser iguais [6], e conseqüentemente, as áreas I e II também. Dessa forma, é possível propor a equação (19).

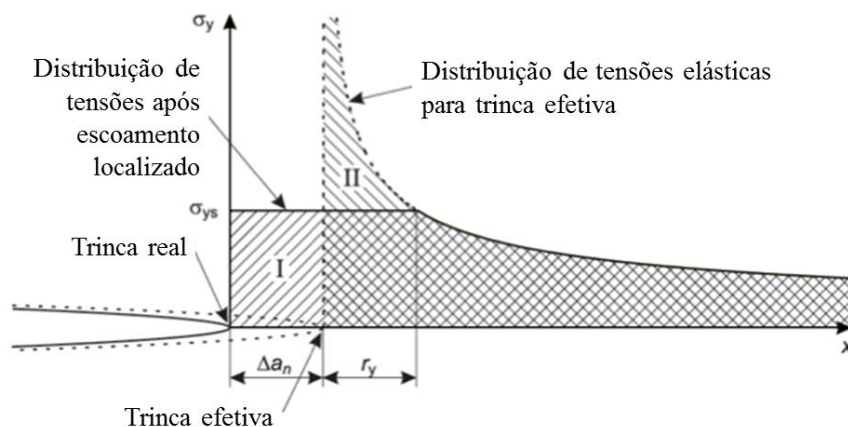


Figura 9 – Região deformada plasticamente considerando a redistribuição de tensões [6].

$$\sigma_{YS} \Delta a_n = \int_0^{r_y} \frac{\sigma \sqrt{\pi(a + \Delta a_n)}}{\sqrt{2\pi r}} dr - \sigma_{ys} r_y \quad (19)$$

Para uma trinca e comprimento  $a + \Delta a_n$

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 = \frac{\sigma^2}{2\sigma_{ys}^2} (a + \Delta a_n) \quad (20)$$

Substituindo a equação (20) na equação (19) se obtém a equação:

$$\Delta a_n + r_y = 2 r_y. \quad (21)$$

A solução de Irwin [6] resulta em um comprimento da região deformada plasticamente, duas vezes maior que a primeira aproximação, apresentada na Figura 8. Como pode ser visto, a análise de Irwin resulta em uma redistribuição das tensões na região próxima à ponta da trinca, como apresentado na Figura 10.

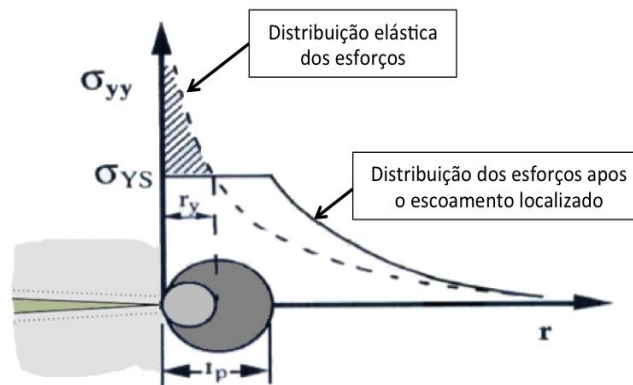


Figura 10 – Redistribuição de tensões elásticas na ponta da trinca em função da deformação plástica [9].

As análises apresentadas foram feitas em estado plano de tensões. De forma mais geral, considerando o estado de tensões na ponta da trinca, a Equação (21) é escrita como:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{le}} \right)^2 \quad (\text{estado plano de tensões}) \quad (22)$$

$$r_y = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{le}} \right)^2 \quad (\text{estado plano de deformações}) \quad (23)$$

### Modelo de Dugdale

Assim como no modelo de Irwin, o modelo de Dugdale é baseado em uma trinca efetiva maior que a trinca real. O comprimento de trinca é, neste caso, corrigido em uma distância  $\Delta a_n$  que contém toda a região deformada plasticamente (dessa forma, é diferente do  $\Delta a_n$  de Irwin). O modelo de Dugdale [10] assume que a região entre a ponta real e a ponta aparente encontra-se em deformação plástica formando uma banda (porém o modelo é chamado *strip yield* ou banda de deslizamento), veja Figura 11.

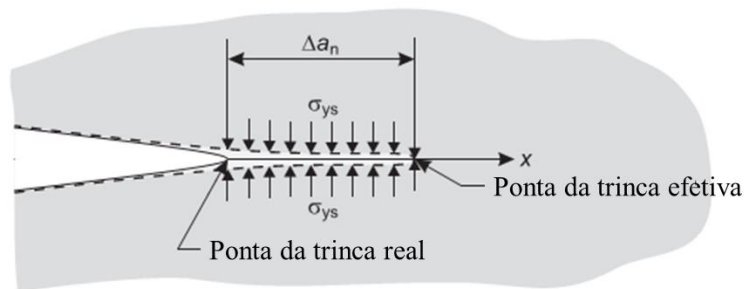


Figura 11 – Modelo de Dugdale [6].

A abordagem de Dugdale elimina a singularidade na ponta da trinca do modelo de Irwin (quando  $r \rightarrow 0$ ,  $\sigma \rightarrow \infty$ ). Para eliminar a singularidade, Dugdale assumiu que ao longo de  $\Delta a_n$  o esforço é  $-\sigma_{LE}$  e, na ponta da trinca real o somatório dos  $K_I$  aplicados é 0. Assim, para uma placa infinita com trinca centralizada vazante e aplicando o princípio de superposição, os  $K$  aplicados podem ser superpostos como indica a Figura 12.

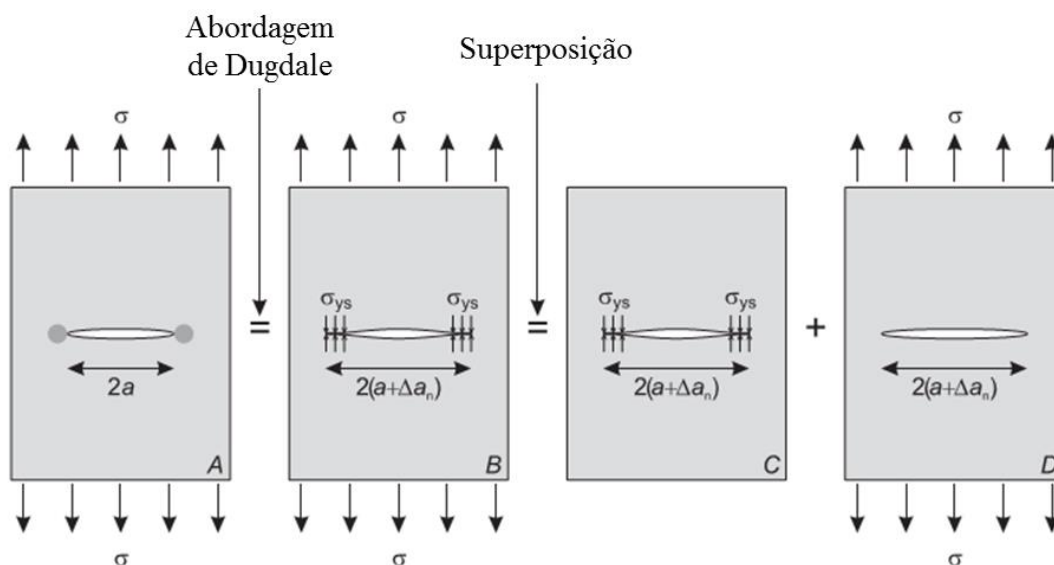


Figura 12 – Modelo de Dugdale com princípio de superposição [6].

Obtemos assim duas expressões para  $K$ . Uma delas representa o que acontece na Figura 12C enquanto que a outra representa o que acontece na Figura 12D.

$$K_I^c = -2\sigma_{le} \sqrt{\frac{a + \Delta a_n}{\pi}} \arccos \frac{a}{a + \Delta a_n} \quad (\text{assumindo } \sigma = -\sigma_{le}), \quad (24)$$

$$k_I^D = \sigma \sqrt{\pi(a + \Delta a_n)}, \quad (25)$$

Somando os  $K_I$  anteriormente definidos e igualando eles a zero na ponta da trinca, obtém-se a seguinte expressão.

$$\sec \frac{\pi\sigma}{2\sigma_{ys}} = 1 + \frac{\Delta a_n}{a} \quad (26)$$

Assim o comprimento  $\Delta a_n$ , que representa o tamanho da zona plástica pelo modelo de Dugdale, é representado pela Equação (27):

$$\Delta a_n = \frac{\pi}{8} \left( \frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (27)$$

Comparando as Equações (27) e (22) pode-se observar que o comprimento da zona plástica de acordo com o modelo de Dugdale é aproximadamente 23% maior ao tamanho da zona plástica calculado segundo o modelo de Irwin.

#### Forma da região deformada plasticamente

Nos modelos anteriores, a forma da região deformada plasticamente não era importante. Por outro lado, é possível determinar a forma dessa região com a ajuda de algum critério de escoamento, tal como Von Mises ou Tresca [9]. O procedimento é similar ao realizado na primeira aproximação, porém, neste caso, utilizam-se as tensões principais. Assumindo um caso bidimensional, o valor de  $\sigma_3 = 0$  em estado plano de tensões (EPT), ou  $\sigma_3 = \nu(\sigma_1 + \sigma_2)$  em estado plano de deformações (EPD). Assim, duas expressões são obtidas:

$$\frac{r}{r_y} = \frac{3}{4} \sin^2(\theta) + \frac{1}{18} (1 + \cos(\theta)) \quad (\text{EPT}) \quad (28)$$

$$\frac{r}{r_y} = \frac{1}{2} + \frac{3}{4} \sin^2(\theta) + \frac{1}{2} \cos(\theta) \quad (\text{EPD}) \quad (29)$$

Quando plotadas, as formas da região deformada plasticamente em EPT ou EPD apresentam o seguinte aspecto:

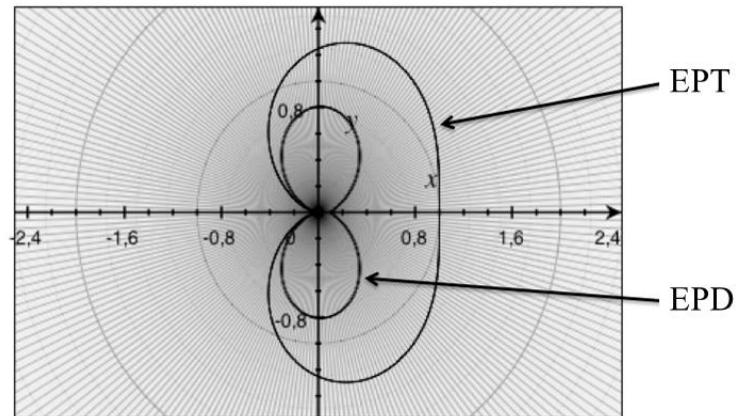


Figura 13 – Forma das regiões deformadas plasticamente na ponta da trinca a partir do critério de Von Mises.

Uma análise baseada na mecânica da fratura linear elástica só pode ser aplicada em situações nas quais os materiais apresentam comportamento linear elástico, sendo a deformação plástica (que sempre existe na ponta da trinca) vista como uma perturbação ao campo elástico. Assim, só os dois primeiros exemplos da Figura 4 seguem um comportamento linear elástico e por isso somente essas duas situações poderiam ser abordadas com as metodologias até aqui apresentadas.

### 3.3 Mecânica da Fratura Elastoplástica (MFEP)

Quando a deformação plástica não fica restrita a uma pequena região na ponta da trinca, como acontece atualmente na maioria dos materiais estruturais, a MFLE não pode ser utilizada (situações c) a e) na Figura 4). Para avaliar esses casos foram desenvolvidas metodologias específicas, das quais apresentaremos as duas mais conhecidas.

#### 3.3.1 CTOD (*Crack-Tip Opening Displacement*)

Wells, em 1961, introduziu uma abordagem diferente para a avaliação do processo de fratura [11]. Ele observou, trabalhando com aços estruturais, que em materiais com alta tenacidade existe uma deformação plástica significativa na ponta da trinca antes de ocorrer crescimento da mesma. Dessa forma, ele propôs que a propagação da trinca ocorre quando a abertura da ponta da mesma atinge certo deslocamento crítico, que foi chamado



de *CTOD*, pelas suas siglas em inglês. Um esquema da definição do *CTOD*, também conhecido como  $\delta$ , é apresentado na Figura 14.

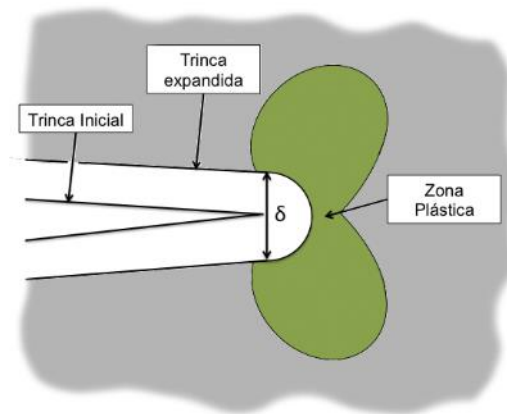


Figura 14 – CTOD: abordagem de Wells [11].

A limitação mais importante ao critério proposto por Wells é a medição confiável do deslocamento  $\delta$  na ponta da trinca ao longo da espessura do corpo de prova, que não pode ser feita diretamente.

Burdekin e Stone incorporaram à análise de Wells o conceito de Dugdale sobre banda de deformação, obtendo uma solução para uma trinca centralizada vazante em chapa infinita e material elástico-perfeitamente plástico. Essa solução é apresentada pela Equação (30).

$$\delta = \frac{8\sigma_{LE}a}{\pi E} \ln \sec \frac{\pi\sigma}{2\sigma_{LE}}. \quad (30)$$

Quando as tensões são muito menores que o limite de escoamento (deformação plástica em pequena escala, regime predominantemente elástico) a Equação (30) reduz-se a:

$$\delta_{el} = \frac{K_I^2}{EC\sigma_{le}}, \quad (31)$$

onde:

$C = 1$ , em estado plano de tensões, ou 2, em estado plano de deformações.

As expressões obtidas são compatíveis com a utilização do fator de intensidade de tensões para materiais no regime elástico linear. Assim sendo, o *CTOD* é uma metodologia mais abrangente, aplicável para materiais com comportamento elastoplástico e também para materiais com comportamento elástico linear.

### 3.3.2 Determinação experimental de *CTOD*

A medição direta da abertura na ponta da trinca durante um teste de fratura é, até o presente momento impossível. Pode-se, no entanto, determinar a abertura da ponta da trinca de forma indireta, mediante a instrumentação apropriada. Na medição do *CTOD* as componentes elástica e plástica do deslocamento são avaliadas separadamente. Assim, o *CTOD* é definido nas normas como [5] [12]:

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} \quad (32)$$

A medição do *CTOD* elástico é feita a partir da Equação 31. Para a medição da componente plástica do *CTOD*, assume-se que a componente plástica da deformação do corpo de prova, com geometria de flexão, rotaciona em torno de um ponto localizado no ligamento remanescente [13]. Essa ideia é apresentada na Figura 15. A abertura na boca do entalhe ( $V_g$ ) é composta pelas componentes elástica e plástica do material.

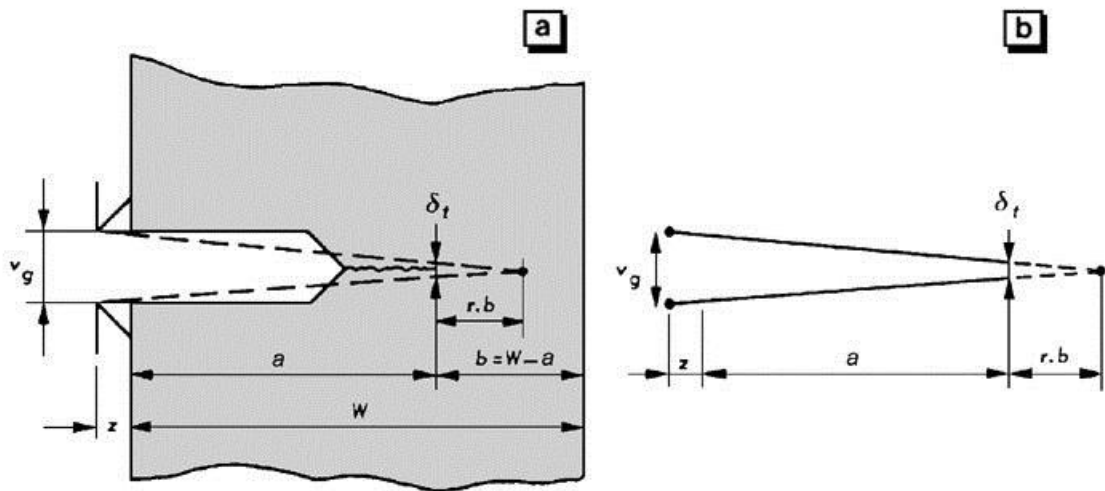


Figura 15 – Avaliação da componente plástica do CTOD por semelhança de triângulos [6].

Como pode ser visto na Figura 15, é possível inferir, por semelhança de triângulos, o *CTOD* plástico a partir de valores de deslocamento na boca do entalhe (*CMOD*). A semelhança é definida como:

$$\frac{\delta_{pl}}{rb} = \frac{V_{pl}}{rb + a} \quad (33)$$

Reescrevendo em termos de  $\delta$ :

$$\delta_{pl} = \frac{rbV_{pl}}{rb + a + z} \quad (34)$$

onde:

r: fator de rotação.

$\delta_{pl}$ : componente plástica do CTOD.

b: ligamento remanescente.

$V_{pl}$ : componente plástica da abertura da boca do entalhe (*CMOD*).

$a$ : comprimento da trinca ( $W-b$ ).

$W$ : largura do corpo de prova.

$z$ : distância entre o apoio do extensômetro e a superfície do corpo de prova.

Finalmente, o *CTOD* total é calculado a partir dos dados experimentais como indica a Equação (35).

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} = \frac{K_I^2}{E\sigma_{le}} \left( \frac{1 - \nu^2}{2} \right) + \left( \frac{rbV_{pl}}{rb + a + z} \right). \quad (35)$$

Durante os testes, dependendo do comportamento do material e das condições do ensaio, é possível obter diversos tipos de registros. Os tipos possíveis estão detalhados na Figura 16.

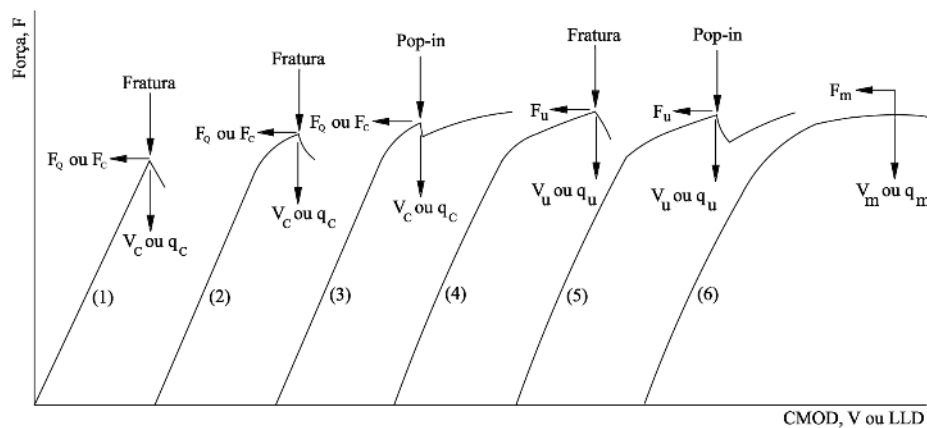


Figura 16 – Registros possíveis em testes de tenacidade (modificado de [5]).

Quando analisados individualmente, os registros P-CMOD apresentados na Figura 16 são representativos dos seguintes comportamentos:

- 1) Comportamento predominantemente elástico até a fratura, aplicabilidade da MFLE (provável  $K_{IC}$  válido).

- 2) Comportamento elastoplástico e instabilidade por fratura antes do crescimento estável da trinca.
- 3) Comportamento elastoplástico com instabilidade do tipo *pop-in* antes do crescimento estável da trinca.
- 4) Comportamento elastoplástico e instabilidade por fratura após 0,2 mm de crescimento estável da trinca.
- 5) Comportamento elastoplástico com instabilidade do tipo *pop-in* após 0,2 mm de crescimento estável da trinca.
- 6) Comportamento elastoplástico sem instabilidade, exaurimento da capacidade de carga do corpo de prova por plasticidade.

Também é possível determinar o CTOD correspondente à iniciação do crescimento estável de uma trinca, para o qual é requerida a avaliação de uma curva de resistência ao crescimento de trincas CTOD-R. O valor de CTOD de iniciação é convencionalmente definido como o valor de *CTOD* para o qual  $\Delta a = 0,2$  mm (ASTM 1290).

A partir do tipo de registro obtido durante o ensaio, diferentes valores de CTOD devem ser calculados e reportados, como segue:

$\delta_c =$  *CTOD* calculado na instabilidade sem evidência de crescimento estável da trinca superior a 0,2 mm (registro do tipo 1, 2 ou 3 na Figura 16).

$\delta_u =$  *CTOD* calculado na instabilidade após evidência de crescimento estável de trinca superior a 0,2 mm (registro do tipo 4 ou 5 na Figura 16)

$\delta_i =$  *CTOD* de iniciação do crescimento estável da trinca, correspondente a  $\Delta a = 0,2$  mm (ASTM E 1290). Este valor deve ser obtido a partir de curvas de resistência *CTOD-R*.

$\delta_m =$  *CTOD* de carga máxima (registro do tipo 6 na Figura 16).

Atualmente a metodologia do *CTOD* é muito utilizada na análise de integridade estrutural de componentes soldados, assim como na qualificação de materiais, por ser uma metodologia relativamente simples e representativa das propriedades à fratura do material.

### 3.3.3 A Integral J

A metodologia da Integral  $J$  é outra metodologia aplicável a materiais no regime elastoplástico. Foi desenvolvida nos Estados a partir do início dos anos 70 e tem forte embasamento teórico.

Modelar o comportamento de um material elastoplástico é difícil devido ao fato que o seu comportamento depende do histórico das deformações nele impostas. Efeitos como o Bauschinger [14] geram variação no comportamento do material quando cargas e descargas são aplicadas. Um material elastoplástico pode ser matematicamente modelado como um material elástico não-linear, baseado na similaridade das suas curvas tensão-deformação, mas desde que não existam descargas [6]. A diferença de comportamento de um material elastoplástico e de um material elástico não-linear são apresentadas na Figura 17.

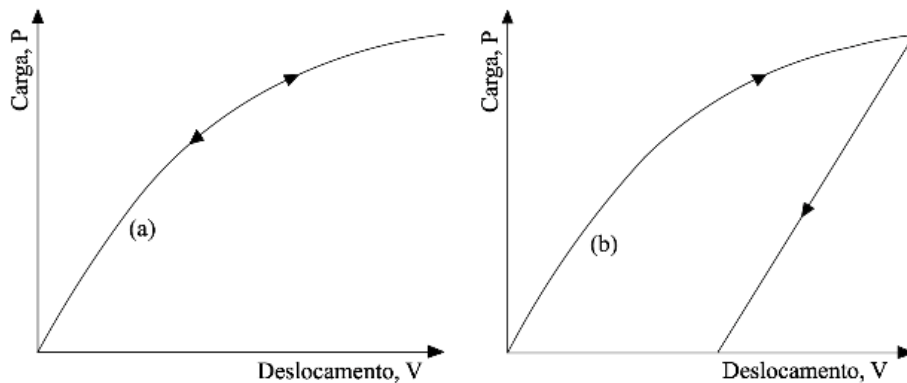


Figura 17 – Registros carga-deslocamento. a) material em regime elástico não-linear; b) material em regime elastoplástico [6].

Os materiais estruturais com comportamento elastoplástico são usualmente modelados matematicamente mediante o modelo de Ramberg-Osgood [15] que relaciona esforço e deformação:

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n, \quad (36)$$

onde:

$\sigma_0$  = tensão de referência (usualmente  $\sigma_{LE}$ ).

$\alpha$  = constante de ajuste.

$\epsilon_0$  = deformação de referência (usualmente  $\epsilon_{LE}$ ).

$n$  = constante de ajuste.

Considerando um caminho arbitrário ao redor da ponta de uma trinca  $\Gamma$  (vide Figura 18),

Rice propôs a integral  $J$  como:

$$J = \int_{\Gamma} \left( W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} dS \right), \quad (37)$$

onde:

$W$  = densidade de energia de deformação.

$T_i$  = componente do vetor tração.

$u_i$  = componente do vetor deslocamento.

$dS$  = diferencial de linha ao longo do contorno  $\Gamma$ .

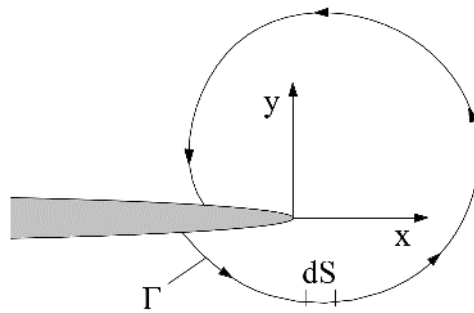


Figura 18 –  $\Gamma$ : caminho de integração arbitrário ao redor da trinca [9].

A integral  $J$  é independente do caminho de integração [16] (pelo qual pode ser avaliada da forma mais conveniente de acordo com a geometria) e caracteriza a tenacidade tanto do ponto de vista energético como do ponto de vista das tensões. Assim, a integral  $J$  é uma generalização dos parâmetros  $G$  e  $K$ , sendo aplicável a materiais elásticos lineares e materiais elastoplásticos [14].

### 3.3.3.1 $J$ como taxa de liberação de energia não-linear

Rice demonstrou que a partir da integral  $J$  pode-se obter expressões para descrever energeticamente um material elástico não-linear que contém uma trinca [9]. As expressões obtidas para descrever  $J$  variam em função do tipo de esforço aplicado, que pode ter origem em um carregamento constante (Equação (38)) ou em um deslocamento constante (Equação (39)).

$$J = \left( \frac{dU^*}{da} \right)_P, \quad (38)$$

$$J = - \left( \frac{dU}{da} \right)_\Delta. \quad (39)$$



Quando comparados esses dois tipos de carregamento para crescimentos infinitesimais da trinca é observado que eles diferem em  $\frac{1}{2}dP d\Delta$ , infinitesimal de ordem superior desprezível em comparação ao termo  $dU$ . Graficamente, isso é apresentado na Figura 19 e é análoga à análise para  $G$  em materiais sob comportamento elástico linear [9].

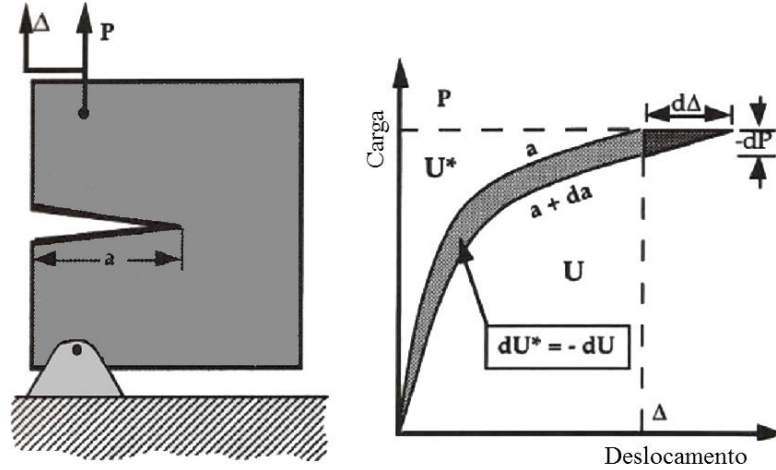


Figura 19 – Taxa de liberação de energia não-linear [9].

Assim, as expressões de  $J$  sob esforços aplicados a carga constante ou deslocamento constante são apresentadas pelas Equações (43) e (44), respectivamente.

$$J = \left( \frac{\partial}{\partial a} \int_0^P \Delta dP \right)_P = \int_0^P \left( \frac{\partial \Delta}{\partial a} \right)_P dP, \quad (40)$$

$$J = - \left( \frac{\partial}{\partial a} \int_0^\Delta P d\Delta \right)_P = - \int_0^\Delta \left( \frac{\partial P}{\partial a} \right)_\Delta d\Delta, \quad (41)$$

Integrando por partes as duas expressões obtém-se a mesma solução. Para o caso de um material linear elástico ( $n = 1$  na relação de Ramberg-Osgood) temos:

$$J = G = \frac{K_I^2}{E}, \quad (42)$$

Por outro lado, quando o material apresenta comportamento elástico (linear ou não-linear) o valor da Integral  $J$  representa a mudança na energia potencial elástica em função da mudança no comprimento da trinca (análogo ao  $G$  em materiais elástico-lineares), mas em materiais elastoplásticos uma boa parte da energia não pode ser recuperada (deformação plástica). Nesse caso,  $J$  é visto fisicamente como a diferença de energia absorvida por dois CPs idênticos, com as trincas levemente diferentes (vide Figura 19) [9].

### 3.3.3.2 $J$ como fator de intensidade das tensões

É possível caracterizar as tensões e deformações na região vizinha à ponta da trinca por meio da integral  $J$ . Isso foi demonstrado por Hutchinson e Rice [16]. Esse resultado foi apresentado por Hutchinson, Rice e Rosengren e por isso os campos de tensões e deformações são conhecidos como campos HRR [17] [18]. As expressões dos campos HRR estão apresentadas nas Equações (43) e (44) [9] [6]:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left( \frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta), \quad (43)$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left( \frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta), \quad (44)$$

onde:

$n$  = Constante de ajuste da equação Ramberg–Osgood.

$I_n$  = Constante de integração que depende de  $n$  e do estado de tensões.

A Figura 20 apresenta a mudança de  $I_n$  com  $n$  em estado plano de tensões e em estado plano de deformações [17].

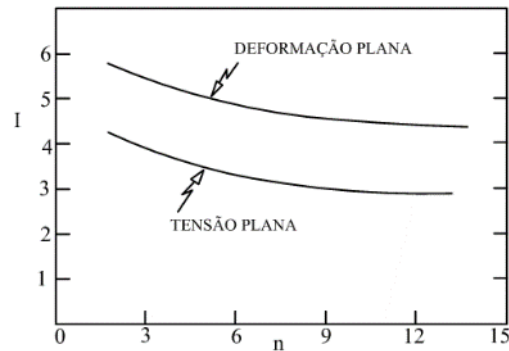


Figura 20 – Dependência de  $I_n$  com  $n$  e o estado de tensões [17].

### 3.3.3.3 Metodologia experimental para a determinação de curvas $J-a$

Para avaliar experimentalmente a curva  $J-a$  de um material a partir de um corpo de prova trincado de geometria SE(B) é preciso realizar um teste de fratura. Para determinar o comprimento da trinca ao longo do teste existem diversas técnicas experimentais. Dentre elas, queda de potencial elétrico, extensômetros na face oposta (*backface strain-gauges*), curvas chave, normalização, duplo *clip* e descargas parciais [12]. A técnica utilizada neste trabalho foi a técnica das descargas parciais (*unloading compliance*), que baseia-se na mudança da flexibilidade elástica do CP à medida em que a trinca aumenta seu comprimento, e consiste em realizar descargas parciais ao longo do teste. Para evitar efeitos indesejados de deformação plástica (dentre eles o efeito Bauschinger [14]), as descargas devem ser inferiores a 50% da carga de pré-trincamento ou 50% do carregamento instantâneo (ou que for menor) [12]. As normas fornecem equações que relacionam a inclinação da descarga com o comprimento da trinca.

Caso seja utilizado o método das descargas parciais, no início de cada descarga é avaliado o valor de  $J$  ( $J_i$ ) e, mediante a inclinação das descargas, é possível avaliar também o comprimento instantâneo da trinca naquele ponto ( $a_i$ ). Assim sendo, para cada descarga realizada durante o teste obtém-se um par ordenado  $J-a$ .

As normas calculam a integral  $J$  separando as componentes elásticas e plásticas como indicado na Equação (45).

$$J = J_{el} + J_{pl}. \quad (45)$$

No caso de um teste em geometria SE(B) as componentes  $J_{el}$  e  $J_{pl}$  são determinadas de acordo as seguintes equações [12]:

$$J_{el} = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{E}, \quad (46)$$

$$J_{pl} = \frac{n_{pl}A_{pl}}{B_N b_0}, \quad (47)$$

onde:

$K$  = Fator de intensidade de tensões.

$\nu$  = Modulo de Poisson.

$E$  = Modulo de Young.

$n_{pl}$  = 1,9 se a área plástica é calculada a partir do gráfico P-LLD.

$A_{pl}$  = Área sob a curva carga-deslocamento (P-LLD) como indica a Figura 21.

$B_n$  = Espessura efetiva do corpo de prova ( $B_n = B$  se não existem entalhes laterais).

$b_0$  =  $W - a_0$ .

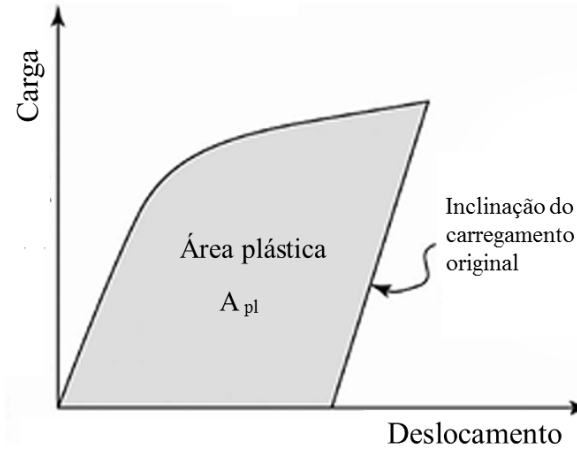


Figura 21 – Definição de área plástica para realizar o cálculo de  $J$ .

Para a geometria SE(B) é possível obter o comprimento da trinca no momento que acontece a descarga a partir das Equações (48) e (49).

$$u = \frac{1}{\left[ \frac{B_e W E C_i}{S/4} \right]^{1/2} + 1}, \quad (48)$$

$$a_i = W[0,999748 - 3,9504u + 2,982u^2 - 3,21408u^3 + 51,51564u^4 - 113,031u^5], \quad (49)$$

onde:

$$B_e = B - (B - B_n)^2 / B.$$

$$V_m = \text{CMOD no ponto de interesse.}$$

$$C_i = (\Delta V_m / \Delta P) \text{ da descarga que começa no ponto de interesse.}$$

$$S = \text{distância entre apoios.}$$

Os pares ordenados  $J$ - $a$  permitem a obtenção de curvas  $J$ - $R$  mediante ajuste de curvas potenciais e a determinação do  $J_{IC}$  (tenacidade à fratura do material), parâmetros

fundamentais para a aplicação da metodologia da Integral  $J$  em avaliações de integridade estrutural.

### 3.3.4 Relação J-CTOD

Tanto CTOD como  $J$  apresentam expressões para determinar a tenacidade dos materiais elastoplásticos. Inicialmente o conceito de CTOD foi rapidamente aplicado pela indústria de óleo e gás, enquanto o conceito de  $J$  foi aplicado pela indústria nuclear. Naturalmente, se as duas metodologias funcionam corretamente, existe uma relação intrínseca entre  $J$  e CTOD. Aplicando a definição de  $J$  essa relação é demonstrada a seguir [14].

Considerando uma trinca de tamanho  $a$  e tamanho efetivo  $a_{\text{eff}}$  (Figura 22), a ponta da trinca efetiva encontra-se no ponto B. O CTOD da trinca física corresponde à distância AC. Para essa geometria a integral  $J$  é definida pela expressão:

$$J = \int_{\Gamma} \left( W dx_2 - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} ds \right), \quad (50)$$

onde:

$W$ = Energia de deformação por unidade de volume

$T_i$ = Vetor de tração em cada ponto do recorrido  $\Gamma$

$u_i$ = Vetor do deslocamento em cada ponto do recorrido  $\Gamma$

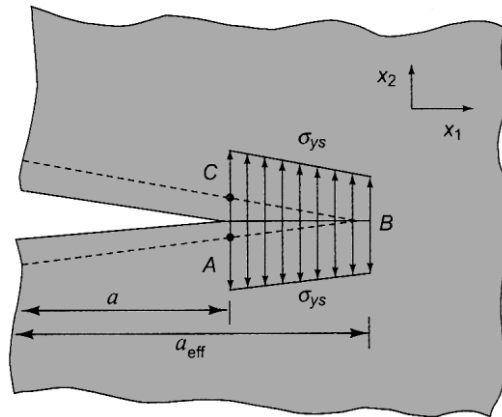


Figura 22 – Cálculo da integral J no caminho ABC [14].

Devido ao modelo empregado ser o modelo de banda de escoamento *strip-yield*, o CTOD é muito menor que o tamanho da região deformada plasticamente. Assim sendo, o termo  $W.dx_2$  é desprezível e a Equação (50) pode ser expressa como:

$$J = - \int_{\Gamma} \left( T_i \frac{\partial u_2}{\partial x_1} ds \right), \quad (51)$$

ou

$$J = \int_{\Gamma} \sigma_{ys} d(u_2^{BC} - u_2^{AB}). \quad (52)$$

Em função da definição do CTOD apresentada na Figura 22, tem-se:

$$J = \sigma_{ys} CTOD. \quad (53)$$

A Equação (53) foi obtida para um material elástico perfeitamente plástico em estado plano de tensões. Uma modificação deve ser feita para se obter uma equação adequada para materiais que apresentam endurecimento por deformação e que leve em consideração o estado de tensões. Assim sendo, as variáveis em questão podem ser adicionadas à relação entre CTOD e  $J$  reescrevendo-se a equação anterior com a inclusão do termo  $m$  que engloba ambos os parâmetros. De forma mais geral [14]:

$$CTOD = \frac{J}{m \sigma_{ys}}. \quad (54)$$

A Equação (54) indica que existe uma relação linear entre  $J$  e CTOD, o que é possível de comprovar na prática, como mostra a Figura 23. Atualmente a norma ASTM E1820 [12] calcula os valores de CTOD a partir de valores de  $J$ , o que permite o cálculo de CTOD em geometrias que não sejam de flexão.

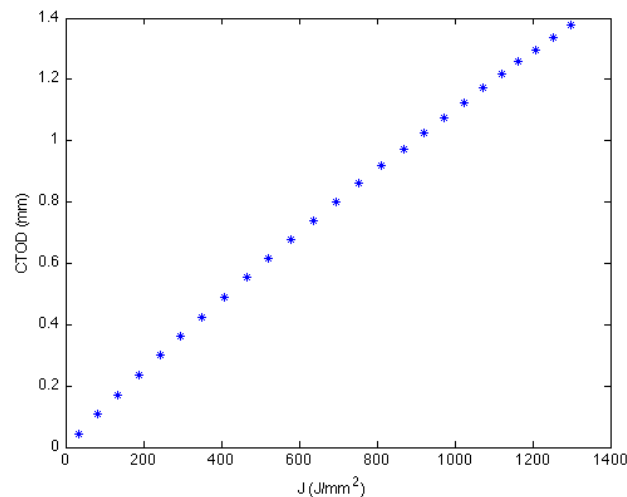


Figura 23 - Relação empírica  $J$ -CTOD.



### 3.3.5 Descontinuidades no registro carregamento-deslocamento

Segundo a norma BS7448-1 [5], quando é realizado um teste de tenacidade em modo I, é possível obter descontinuidades no registro carregamento-deslocamento, elas podem ser classificadas em dois grupos como pode ser visto na Figura 24.

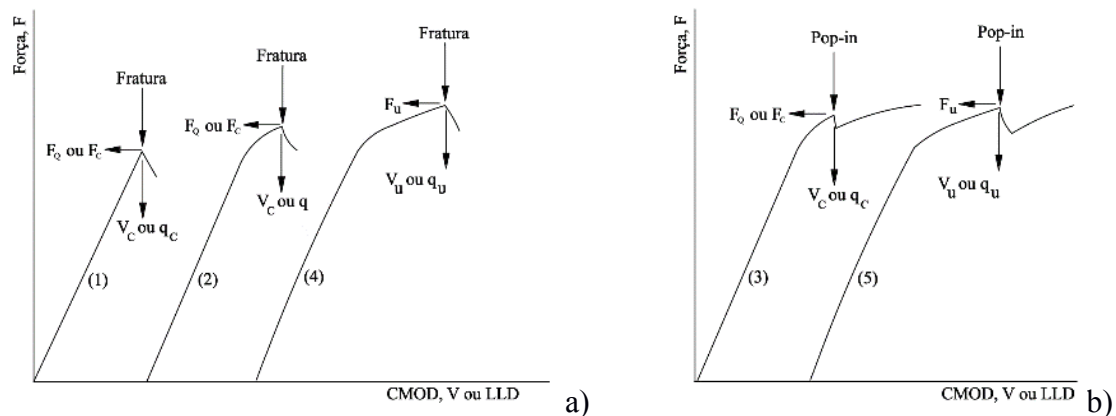


Figura 24 – Descontinuidades possíveis durante um teste CTOD em modo I (adaptado de [5]).

Nas instabilidades apresentadas na Figura 24a a trinca cresce de forma instável, o CP perde sua capacidade de resistir ao carregamento e não é possível continuar aplicando carga ao mesmo devendo o teste ser interrompido imediatamente.

Quando acontecem instabilidades do tipo *pop-in* apresentada na Figura 24b, a carga cai bruscamente, produto do crescimento instável com posterior imobilização da trinca [19]. Após essa imobilização, o CP recupera parcialmente sua capacidade de resistir ao carregamento e o teste pode ou não ser continuado. Esse crescimento instável da trinca pode estar associado à propagação da trinca no seu próprio plano, vide Figura 25a, ou ao surgimento de uma trinca no plano perpendicular ao plano do entalhe, como apresentado na Figura 25b. Esse fenômeno é chamado de *split* pelas normas (em português, delaminação). Se o entalhe é posicionado na orientação LT, o plano da delaminação é o plano de laminação da chapa.

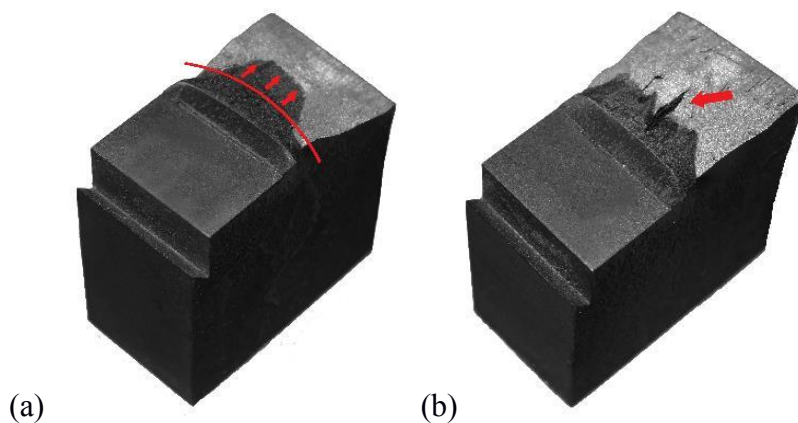


Figura 25 – Corpo de prova com *pop-in* devido a (a) crescimento instável da trinca no seu próprio plano; (b) surgimento de uma trinca no plano perpendicular ao entalhe.

Do ponto de vista das normas, quando acontece uma instabilidade nos registros com perda total da capacidade de carregamento, a tenacidade deve ser avaliada no último ponto imediatamente anterior à instabilidade. Mas, quando acontece um *pop-in*, o tratamento da instabilidade depende da sua causa. Assim sendo, podem-se diferenciar dois procedimentos, um para cada uma das origens de instabilidades mencionadas.

#### 3.4 *Pop-in* causado pelo crescimento da trinca principal.

Quando o *pop-in* é devido ao crescimento da trinca no seu próprio plano, as normas coincidem em duas abordagens [12] [5]:

- A queda de carga associada ao *pop-in* é muito pequena e por isso não é considerada significativa. Nesse caso, a instabilidade é ignorada e a tenacidade é calculada como em um teste sem instabilidades.
- A queda de carga é significativa. Nesse caso, a tenacidade deve ser avaliada no último ponto imediatamente antes do *pop-in*, mesmo que aquele ponto não seja o ponto de carregamento máximo.

A norma BS 7448 parte 1 [5], estabelece que, se a queda do carregamento e/ou aumento do deslocamento for maior que 1%, a queda é significativa, enquanto que a ASTM 1820-13 [12] permite atingir até 5%. As normas diferem no valor máximo tolerado, mas em

geral a criticidade do *pop-in* é determinada pela Equação (55), que pode ser empregada tanto para um como para múltiplos *pop-ins* consecutivos.

$$d_n \% F_1 = 100 \left[ 1 - \frac{D_1}{F_1} \left( \frac{F_n - y_n}{D_n - x_n} \right) \right] \% , \quad (55)$$

onde:

$D_n$  corresponde ao termo D, detalhado na Figura 26 para o  $n$ ésimo *pop-in* que esteja sendo avaliado. Calculado mediante as Equações (56) a (58).

$C_1$  é a *compliance* do carregamento inicial.

$D_1, F_1, F_n, Y_n, X_n$  são obtidos do registro, como indicado na Figura 26.

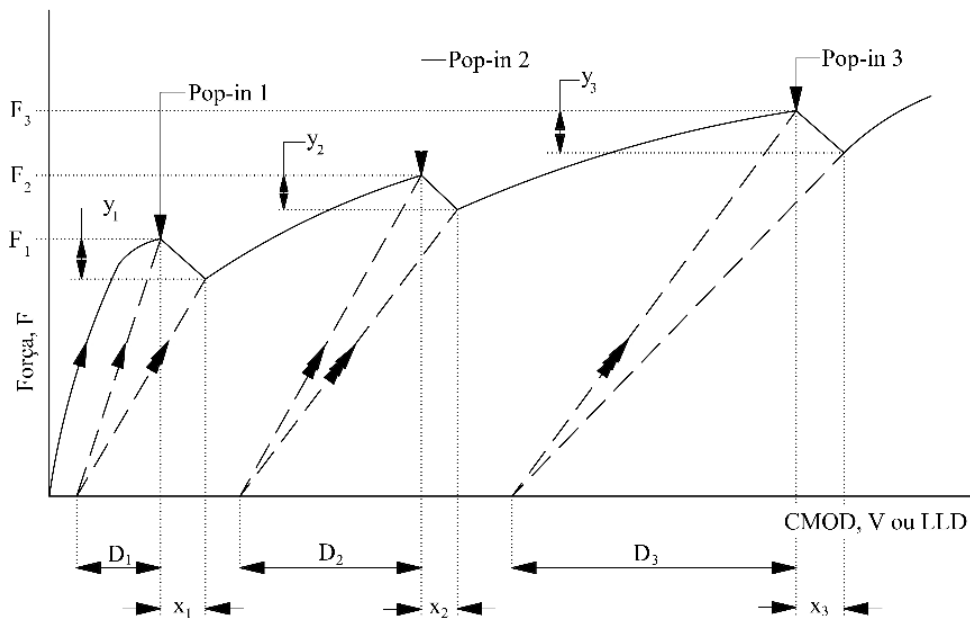


Figura 26 – Registro carga *versus* deslocamento apresentando múltiplos *pop-ins*.

$$D_1 = C_1 F_1 , \quad (56)$$

$$D_2 = \frac{F_2(D_1 + x_1)}{F_1 - y_1}, \quad (57)$$

$$D_3 = \frac{F_3(D_2 + x_2)}{F_2 - y_2}, \quad (58)$$

#### 3.4.1.1 *Pop-in* causado por delaminação

Como mencionado, outra possibilidade é que a descontinuidade no registro carga-deslocamento seja associada ao surgimento de uma trinca perpendicular ao plano da trinca principal. Nesse caso, as normas não oferecem procedimentos claros para tratar desses eventos e apresentam as seguintes abordagens:

- Limitar a aplicabilidade das normas somente para casos de *pop-ins* provocados por crescimentos instáveis da trinca no seu próprio plano (BS7448-1, ASTM E1290 e ASTM E1820).
- Reportar a tenacidade no ponto onde acontece a delaminação sem fornecer significado estrutural aquele valor, por ficar fora do escopo da norma (BS7448-2 e DS EN ISO 15653).

Os pontos anteriores são detalhados na Tabela 1, na qual é apresentado um resumo do tratamento dado pelas normas mais usuais aos *pop-ins* por delaminação:

Tabela 1 – Tratamento das delaminações pelas normas mais usuais.

Norma	Tratamento das delaminações
BS7448 parte 1	<i>Splits</i> e delaminações podem resultar em <i>pop-ins</i> sem extensão e imobilização da fratura frágil no plano da pré-trinca de fadiga.
BS7448 parte 2	<i>Pop-in</i> pode ser causado por uma trinca crescendo perpendicularmente ao plano da pré-trinca de fadiga. Isso

é comumente chamado de *split*. A tenacidade no *pop-in* causado pela delaminação deve ser informada, porém, o significado estrutural da delaminação está fora do escopo da norma.

ASTM E1290			Se o <i>pop-in</i> é atribuído ao crescimento instável e posterior imobilização da trinca no plano da pré-trinca por fadiga, o resultado deve ser considerado como sendo característico do material testado.
ASTM E1820			
DS 15653	EN	ISO	<i>Pop-in</i> pode ser causado por uma trinca crescendo perpendicularmente ao plano da pré-trinca por fadiga; isso é comumente chamado de <i>split</i> . A tenacidade no <i>pop-in</i> causado pela delaminação deve ser informada, mas pode não caracterizar a tenacidade na fratura do material para a orientação pretendida da trinca. Um corpo de prova em orientação diferente pode ser necessário para caracterizar a tenacidade do material no plano do <i>split</i> . O significado estrutural da delaminação está fora do escopo da norma.

A partir do exposto na Tabela 1, fica clara a inexistência de métodos para determinar a tenacidade de materiais que apresentam delaminações, sendo um tema ainda aberto da mecânica da fratura. Por outro lado, existe na literatura uma certa concordância no que diz respeito aos mecanismos que geram as delaminações, mas as opiniões são ainda divergentes no que se refere respeito ao efeito desse fenômeno na tenacidade à fratura do material [4] [20] [21] [22] [23].

### 3.5 Consequências da delaminação na tenacidade à fratura

Guo *et al.* [24] explicam o efeito da delaminação na tenacidade baseado no fator de restrição à deformação plástica  $T_z$ , que diminui quando a delaminação acontece. Para um teste em modo I, o fator de restrição comporta-se ao longo da espessura como apresentado na Figura 27. Lembrando que a tenacidade à fratura não é sempre uma propriedade do

material e sim que depende fortemente da espessura [24] [25] [26], existe uma espessura  $B_{\min}$  a partir da qual os valores de tenacidade obtidos são uma propriedade do material. Para Guo *et al.*, o efeito da delaminação na tenacidade à fratura pode ser estudado em função da sua dependência com a espessura do material.

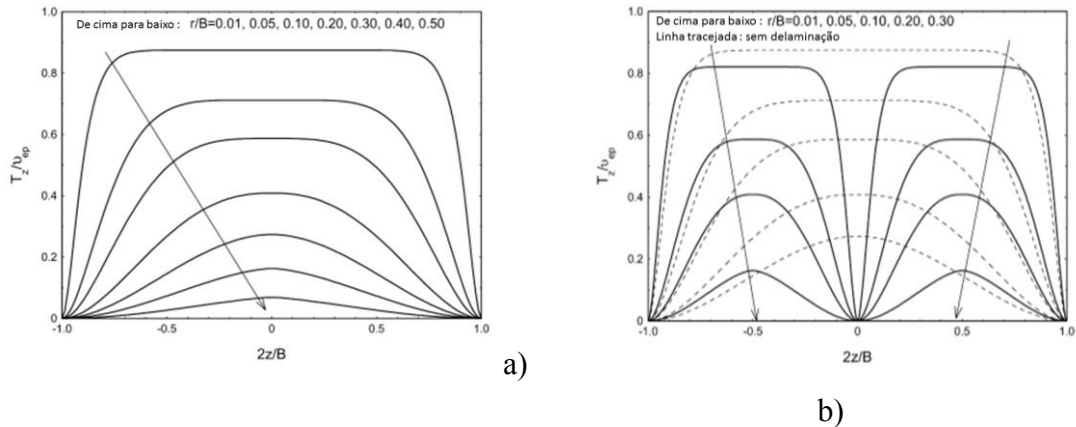


Figura 27 – Restrição à deformação plástica: a) anterior à delaminação; b) após delaminação no plano central.

A Figura 28 apresenta esquematicamente o efeito das delaminações na tenacidade do material de acordo com Guo *et al.* Segundo os autores, o surgimento de delaminações não permite ao valor de  $J_Q$  diminuir com o aumento da espessura do corpo de prova, já que o aumento na espessura é só aparente. Na realidade, o material diminui a restrição à deformação plástica mediante delaminações e comporta-se finalmente como se a sua espessura fosse menor. Na figura,  $B_D$  é a espessura mínima para acontecer delaminações e  $B_{\min}$  a espessura a partir da qual o  $J_Q$  calculado é  $J_{IC}$ .

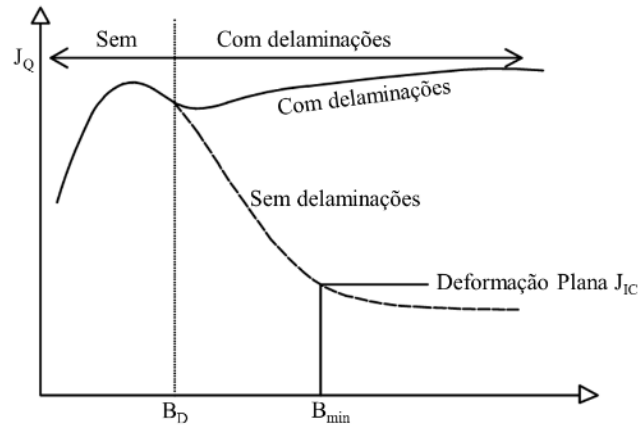


Figura 28 – Desenho esquemático da dependência tenacidade-espessura na presença de delaminações no ligamento (modificado de [24]).

As consequências da delaminação no valor de  $J_Q$  permitem inferir, segundo Guo *et al.*, que quando o material apresenta delaminações a sua tenacidade aumenta, devido à perda de restrição à deformação plástica pela diminuição da espessura.

Perez Ipiña e Korin [20] propõem que a delaminação ocasiona uma mudança na distribuição de tensões na ponta da trinca, resultando em um aumento no raio plástico. De acordo com os seus resultados, a delaminação provoca um pequeno incremento no valor de CMOD medido sem afetar o crescimento da trinca principal. Assim, existe uma queda da inclinação da curva  $J-R$  após a delaminação, que é um efeito contrário ao previsto por Guo *et al.* Em outras palavras, a tenacidade do material em termos da integral  $J$  cai por causa da delaminação e não ao contrário, como seria esperado pela queda na restrição à deformação plástica. Nas suas conclusões, Perez Ipiña e Korin indicam que mais estudos devem ser feitos para entender melhor o problema, sem oferecer uma explicação clara do comportamento experimental do material.

Fica evidente que o significado estrutural das delaminações continua ainda sem uma explicação clara, abrindo espaço para estudos nessa linha de pesquisa.

### 3.6 Origem metalúrgica da delaminação em aços com laminação controlada e resfriamento acelerado

A laminação controlada foi desenvolvida em meados dos anos 60. Essa técnica permite atingir propriedades mecânicas que até então somente eram possíveis pela adição de maiores concentrações de elementos de liga [27]. A diminuição dos elementos de liga em comparação a um aço normalizado aumenta a soldabilidade do aço, devido ao menor carbono equivalente, desde que as condições microestruturais e composicionais que provocam o melhoramento das propriedades mecânicas se mantenham após a soldagem [28].

O processo de laminação controlada consiste em três etapas [29]:

- Deformação em altas temperaturas ( $> 950^{\circ}\text{C}$ ) na zona de recristalização da austenita;
- Deformação na zona de não recristalização, em uma faixa pouco acima da  $A_r3$ ;
- Deformação na zona  $\alpha - \gamma$  (entre  $A_r3 - A_r1$ ).

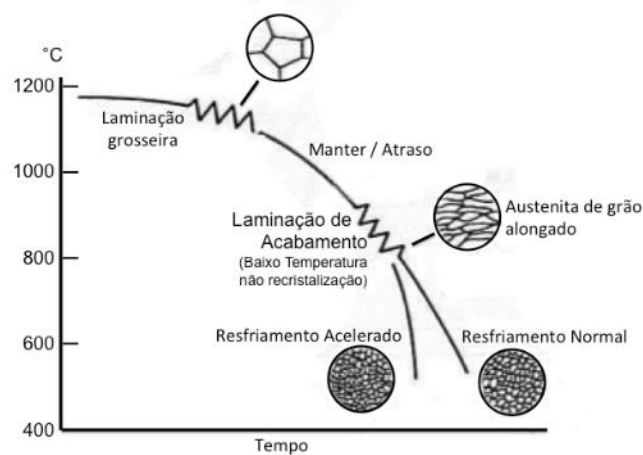


Figura 29 – Tratamento termomecânico CLC [14].

Os subgrãos formados durante a laminação abaixo da temperatura de não recristalização ( $\alpha$ - $\gamma$ ) servem como núcleos para que a ferrita não somente nucleie nos limites de grão, como também no interior dos mesmos, provocando uma diminuição de seu tamanho final [30].



O surgimento das delaminações está relacionada ao material e às condições de teste. Do ponto de vista do material, as delaminações em aços baixo carbono estão associadas à combinação de múltiplos fatores. Dentre os mais comuns, temos:

#### *Inclusões alongadas*

Thaulow *et al.* [31] avalia a influência das inclusões alongadas no surgimento de delaminações em aços C-Mn. No seu trabalho o autor demonstra que após tratamento térmico para a eliminação das inclusões alongadas existe um aumento da tenacidade à fratura do material e uma supressão da formação de delaminações.

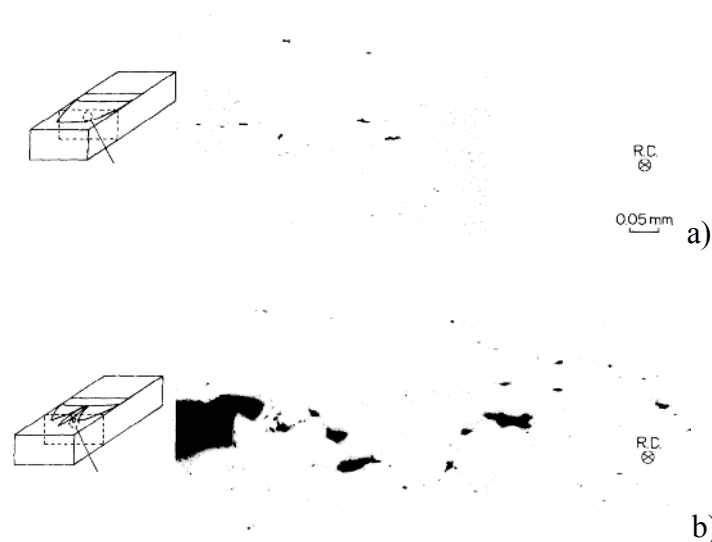


Figura 30 – Inclusões na área central. a) CP sem delaminação; b) CP com delaminação (adaptado de [31]).

#### *Textura cristalográfica*

A textura cristalográfica é uma causa usual de delaminações no aço ARBL [21] [27]. Barboza [32], na sua dissertação de mestrado, analisou o material DH36, também utilizado nesta pesquisa, e conclui que o surgimento da delaminação tem relação direta com a formação de textura na família de planos  $\{100\}$ , conhecida como textura de cubo rodado. Tanaka *et al.* [33] determinou que quando o aço ARBL é submetido a uma grande deformação, a temperatura de transformação austenita-ferrita aumenta, fenômeno chamado de  $Ar3$  induzida por deformações (*strain-induced Ar3*). Em função disso, existe

uma dificuldade em se determinar a temperatura real de transformação austenita-ferrita durante a laminação controlada. Isso abre a possibilidade de gerar deformação excessiva na ferrita, produto de laminação em temperaturas muito inferiores à  $A_{r3}$ , o que gera textura cristalográfica [34]. Existe uma relação entre a presença de textura no plano  $\{100\}$  e o surgimento de delaminações [33] [23], o que pode ser visto no trabalho de Bramfitt [35], que estudou a aparência das superfícies de fratura de CPs de Charpy em função da temperatura final de laminação. Em função do seu estudo, Bamfitt propôs um mapa para aços de baixo carbono, que pode ser visto na Figura 31. De acordo com seus resultados, para temperaturas finais de laminação acima de  $800^{\circ}\text{C}$  é possível identificar a ausência de delaminações durante os testes, o patamar inferior (*lower shelf*) do ensaio de Charpy corresponde à região frágil e o patamar superior (*upper shelf*) à região dúctil. Para temperaturas finais de laminação inferiores a  $800^{\circ}\text{C}$ , o patamar superior cai paulatinamente até que as curvas de Charpy deixam de ter a característica forma de S. Junto com a queda do patamar superior aumenta o número de delaminações presentes.

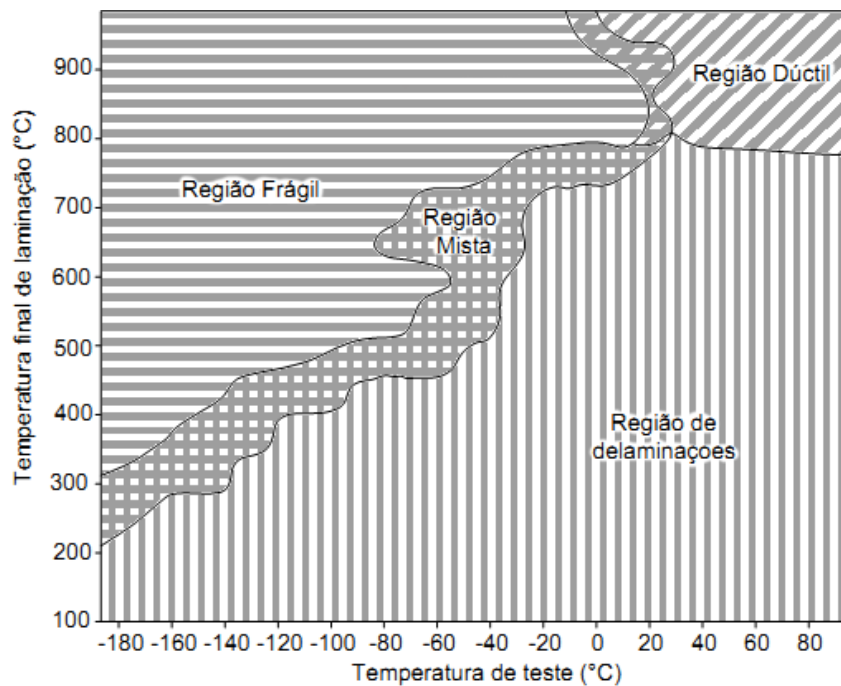


Figura 31 – Mapa de aparência da fratura de Charpy transversal ao plano da laminação (adaptado de [35]).

### *Anisotropia das microestruturas (bandeamento)*

Narasaiah [36] identificou que no aço baixo carbono 0.9% Mn SA333, a origem das trincas acontece preferencialmente na interface ferrita-perlita e que o ângulo da trinca tem relação com o ângulo do bandeamento. Assim sendo, as delaminações em aços ferrítico-perlíticos são também afetadas pelo bandeamento da microestrutura.

Do ponto de vista das condições de teste, é possível relacionar o aparecimento das separações à temperatura do teste. Altas temperaturas diminuem o efeito da restrição do material ao diminuir o limite de escoamento [37], enquanto que temperaturas baixas favorecem a geração de instabilidades no plano principal [38]. Um exemplo disso é o trabalho de Tanaka [33], que descreve, trabalhando com um aço ao Nb, que o material só apresenta separações em temperaturas na transição entre o patamar superior e inferior de energias absorvidas em testes de Charpy. Esses resultados estão apresentados na Figura 32, e são similares ao comportamento de um aço X80 reportado por Shin *et al.* [39].

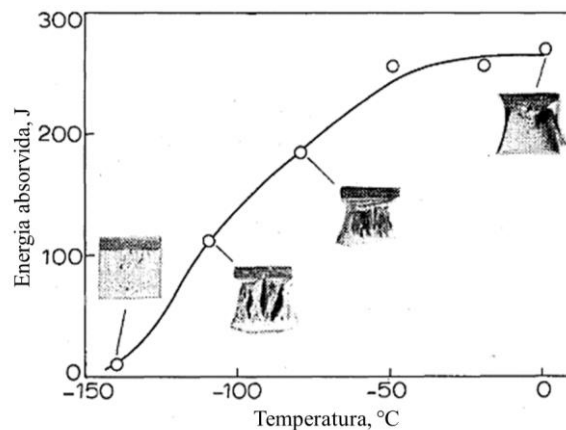


Figura 32 – Separações em um aço ao Nb deformado na região austeno-ferrítica [33].

A origem da delaminação em termos dos esforços é um tema bastante estudado mediante testes de Charpy. Bourell [31] explica de um jeito bastante simplificado a origem das delaminações pela presença de textura [21]. Mesmo o procedimento empregado por ele não seja extrapolável a testes de tenacidade à fratura, Bourell apresenta uma simplificação que explica porque acontece a delaminação. A análise de Bourell foi feita a partir do comportamento do material em tração uniaxial. A Figura 33 representa esquematicamente o comportamento de um material metálico policristalino em função da temperatura.

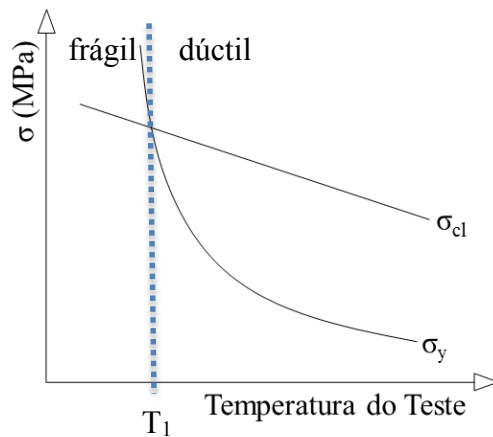


Figura 33 – Esquema do comportamento do limite de escoamento e da resistência á fratura transgranular de um metal policristalino em função da temperatura.

Na Figura 33 a curva  $\sigma_{cl}$  representa a resistência à fratura transgranular em função da temperatura, enquanto que a curva  $\sigma_y$  representa o limite de escoamento uniaxial. A temperatura de interseção das curvas  $T_1$  coincide com a temperatura de transição dúctil-frágil em estado plano de deformações (*DBTT, ductile to brittle transition temperature*). Assim, segundo Bourell, quando um material é submetido a esforços em temperaturas maiores que  $T_1$ , ele escoou, e quando o material é submetido a esforços a temperaturas menores que  $T_1$  acontece fratura transgranular (clivagem). Para aplicar a análise uniaxial ao teste de Charpy, Bourell considerou a triaxialidade gerada pelo entalhe (vide Figura 34), propondo que a tensão requerida para o escoamento aumenta 2,18 vezes na direção longitudinal e 1,68 vezes na direção transversal curta, que é a direção onde acontece a delaminação.

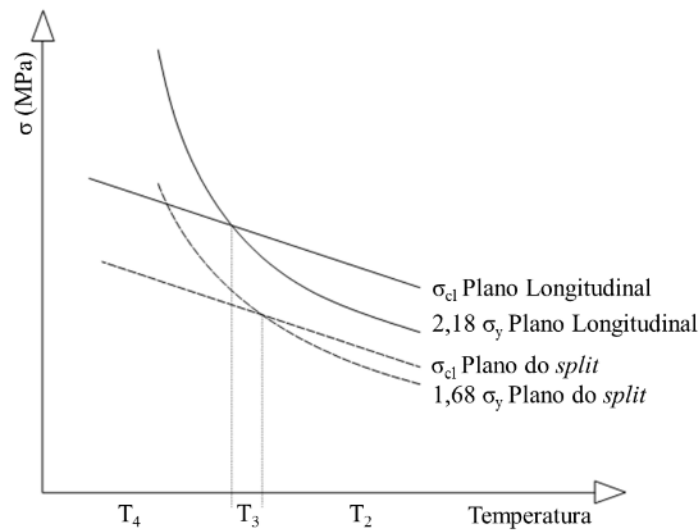


Figura 34 – Esquema da dependência do limite de escoamento, da resistência à fratura transgranular longitudinal e da delaminação em função da temperatura (modificado [21]).

Assim, para temperaturas na faixa de  $T_2$ , tanto o sentido longitudinal como o plano da delaminação apresentam resistência ao escoamento menor que a resistência à clivagem. Dessa forma, ao atingir um esforço suficientemente alto, o material nos dois planos irá escoar antes de fraturar por clivagem. Já na faixa de temperaturas  $T_3$ , o comportamento do material no plano longitudinal ainda é dúctil, mas se a triaxialidade gerar um esforço suficientemente alto perpendicular ao plano da delaminação, o material irá fraturar por clivagem naquele plano, já que a resistência à clivagem é inferior à resistência ao escoamento. Para faixas de temperatura inferiores, tais como  $T_4$ , o material fraturará por clivagem no plano longitudinal antes de gerar clivagem no plano da delaminação, já que o esforço aplicado gera uma resultante maior no plano longitudinal.

A análise de Bourell é muito simplificada, mas permite explicar o comportamento esquematizado na Figura 31. Extrapolar a análise de Bourell aos testes de tenacidade à fratura não é fácil, já que a distribuição das tensões durante um teste de fratura em regime elastoplástico é bastante complexa e as consequências da delaminação na distribuição das tensões é um tema ainda em discussão.

### 3.7 Delaminações e integralidade estrutural: a abordagem de Pisarsky

Pisarsky [22] identificou algumas séries de testes feitos em tubulações de aço ARBL já instaladas, mas ainda fora de serviço, que não atingiam à tenacidade à fratura requerida. Os baixos valores de tenacidade dessas tubulações estavam associados a *pop-ins* nos registros carga-deslocamento em testes de CTOD. Após os *pop-ins*, o carregamento nesses testes continuava aumentando, mas os testes foram paralisados e a tenacidade reportada naqueles pontos, pois essas instabilidades foram consideradas significativas pelas normas. Assim sendo, a tenacidade reportada era muito baixa, mesmo que o comportamento dos corpos de prova tivesse a aparência de um material de maior tenacidade. Testes feitos na zona afetada pelo calor do mesmo material após soldagem apresentavam maiores valores de CTOD que os do metal de base e não apresentavam *pop-in* no registro carga-deslocamento.

Exames das superfícies de fratura indicaram que uma separação (delaminação) central tinha acontecido no ligamento remanescente durante o teste, já que o crescimento estável da trinca principal tinha mudado de geometria, passando de uma única curva com tunelamento máximo na metade da espessura do corpo de prova a duas curvas, uma a cada lado da separação central. Após delaminação, o corpo de prova tinha um comportamento similar a dois corpos de prova com aproximadamente metade da espessura do corpo de prova original testados simultaneamente.

Pisarsky percebeu que, produto das segregações e textura da ferrita presente no aço, a triaxialidade na ponta da trinca gerava delaminações no ligamento dos corpos de prova. Por outro lado, a distância entre a delaminação e a pré-trinca de fadiga indicava que ela acontecia antes da propagação da trinca principal. Do ponto de vista da tenacidade, estudando também orientações que não apresentavam delaminações, Pisarsky concluiu que:

- Quando não existe carregamento significativo no sentido da espessura, a delaminação pode ser ignorada. Além disso, quando o comportamento após delaminação é do tipo dúctil, a tenacidade pode ser avaliada no ponto de máxima carga no registro (pós-delaminação), sendo prudente avaliar orientações sem delaminações para confirmar essa decisão.

- A tenacidade aparente avaliada onde acontece um *pop-in* causado por uma delaminação não caracteriza a tenacidade real do material, nem sequer no plano perpendicular à trinca principal.
- Após uma avaliação do ponto de vista da mecânica da fratura, foi mostrado que esses materiais para tubulação possuíam uma tenacidade à fratura adequada para o serviço, sendo preciso minimizar esforços na direção da espessura para evitar problemas.

O trabalho de Pisarsky não só avalia sua adequação à finalidade, como também evidencia a existência de um problema. Isto é, a tenacidade informada pelos procedimentos normalizados não representa a tenacidade do material. Para contornar esse problema, Pisarsky ofereceu uma solução prática, mas não uma solução completa do problema.

Os conceitos até aqui apresentados formam a base para o estudo do fenômeno da delaminação e, principalmente, motivaram a proposta de uma solução prática ao problema, sendo esta a principal contribuição do presente trabalho.

## 4 Materiais e métodos

O objetivo do trabalho foi estudar o comportamento em fratura de um material que apresenta delaminações. O primeiro passo no desenvolvimento do estudo foi escolher um material que fornecesse resultados com e sem delaminações em temperaturas, se possível, próximas. Baseado na informação disponível na literatura [4] [23] [36], os aços ARBL podem apresentar delaminações em baixa temperatura. Assim, o procedimento aplicado foi realizar testes em temperaturas decrescentes em um aço ARBL até que começassem a acontecer delaminações, para logo comparar os resultados de testes com e sem o fenômeno para temperaturas o mais próximas possíveis.

### 4.1 Materiais

O aço DH36 cumpre com os requisitos de apresentar delaminações em baixa temperatura e foi o aço principal para a realização deste estudo. Esse material, fabricado mediante o processo de laminação controlada e resfriamento acelerado, foi fornecido pela USIMINAS (Ipatinga), na forma de chapas de 14 mm de espessura. A composição química e as propriedades mecânicas das chapas recebidas são detalhadas na Tabela 2 e na Tabela 3, respectivamente.

Tabela 2 - Composição química do aço DH36\*.

C	Mn	Si	P	S	Al	Cu	Nb	V	Ti	Cr	Ni	Mo
0,16	1,35	0,17	0,026	0,007	0,034	0,025	0,035	0,035	0,002	0,036	0,021	0,013

\*Fonte: USIMINAS



Tabela 3 – Propriedades mecânicas em tração\*.

Material	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)
RA 1457 – 1	500	556
RA 1457 – 2	492	551
RA 1457 – 3	491	551
Média	494	553

\*Fonte: USIMINAS

## 4.2 Procedimento experimental

### 4.2.1 Geometria dos corpos de prova

Corpos de prova do aço DH36 foram usinados de acordo a norma ASTM E1820, em geometria de flexão em três pontos (SE(B)) [12]. A orientação escolhida para os corpos de prova foi a TL, de acordo a nomenclatura ASTM (vide Figura 2). Para facilitar o posicionamento do extensômetro de fratura (*clip gague*) nos corpos de prova, o entalhe (usinado por eletroerosão) inclui as facas porta *clip*. As dimensões nominais dos corpos de prova, assim como detalhes do entalhe, podem ser vistos na Figura 35.

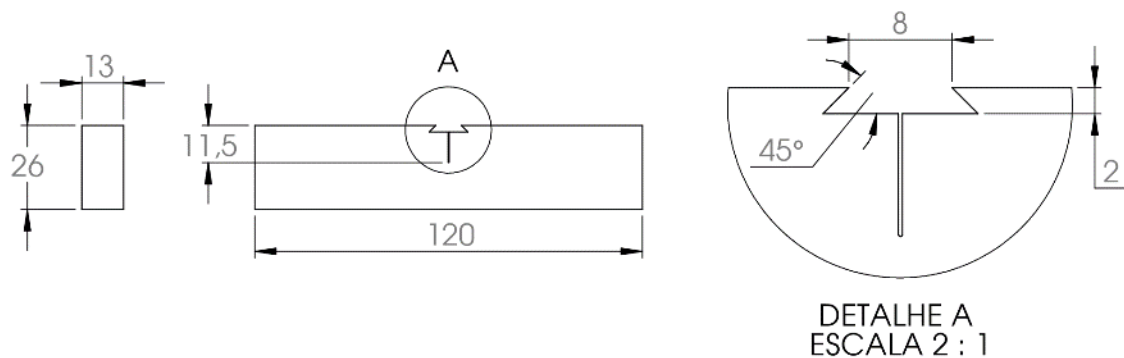


Figura 35 – Detalhe de usinagem dos CPs SE(B) (medidas em mm).

### 4.2.2 Pré-trincamento por fadiga

O pré-trincamento é um requisito para a confecção dos corpos de prova para testes de tenacidade à fratura. O crescimento da trinca por fadiga foi feita de acordo a norma ASTM

E 1820 em uma máquina para testes mecânicos Instron modelo 1332. O pré-trincamento foi realizado com o intuito de atingir a relação  $a/W = 0,5$  quando o comprimento da trinca de fadiga atingisse aproximadamente 1,5 mm de comprimento.

#### 4.2.3 Testes de fratura

Os testes foram planejados para a determinação de curvas de resistência  $J-R$  e valores de CTOD a partir de um único ensaio. Os cálculos para a obtenção das curvas  $J-R$  foram feitos a partir da norma ASTM E 1820, enquanto que os valores de CTOD foram calculados de acordo com a norma BS 7448-1.

A temperatura em que cada corpo de prova foi testado pretendia obter dois tipos de comportamento:

- Curvas de materiais sem delaminações a temperatura mais baixa possível.
- Curvas com a maior delaminação possível, de preferência nas etapas iniciais do teste.

Esses comportamentos foram forçados mediante testes em baixa temperatura. A temperatura de teste foi atingida mediante um banho de álcool com adição manual de gelo seco em *pellets*. O controle da temperatura do banho foi feito mediante dois termopares, um de contato e outro imerso no banho, que permitiram controlar a temperatura com variações inferiores a 2°C, como estipulado pelas normas. O teste foi feito empregando controle de deslocamento da linha de carregamento com uma velocidade de 1 mm/min.

#### 4.2.4 Procedimentos pós-teste

Posteriormente aos testes foi realizado um tingimento térmico para depois resfriar os corpos de prova em nitrogênio líquido e logo fraturar o ligamento remanescente para permitir a medição detalhada do comprimento de trinca de acordo a norma ASTM E 1820. O tingimento térmico foi realizado a 315°C, mantendo o CP nessa temperatura por 4 minutos por cada centímetro de espessura. Esse procedimento permite diferenciar o crescimento estável da trinca da fratura final do ligamento, em temperatura criogênica. Determinar cuidadosamente o crescimento estável de trinca durante os testes é importante para avaliar o comprimento final de trinca determinado pelo método das descargas

parciais na última descarga.

#### 4.3 Processamento de dados

O procedimento para determinar as curvas de resistência segundo o método das descargas parciais encontra-se detalhado na norma ASTM E 1820 [12] Neste trabalho foi utilizada uma máquina de ensaios Instron modelo 1332 com uma célula de carga de 250kN e um extensômetro Instron modelo 2670-122. Além da curva de resistência foi determinado o CTOD nos seguintes pontos:

- Na carga máxima se o teste não apresentou delaminações;
- Em cada descarga onde o comprimento da trinca  $a$  foi determinado pela flexibilidade do corpo de prova;
- No ponto onde a delaminação acontece, quando o teste apresenta delaminações.

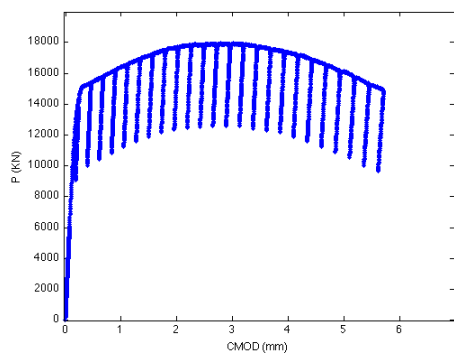
Os cálculos de CTOD forem feitos segundo a norma BS7448-1, utilizando para cálculo do deslocamento plástico naquele ponto a inclinação da descarga anterior mais próxima ao ponto avaliado.

## 5 Resultados

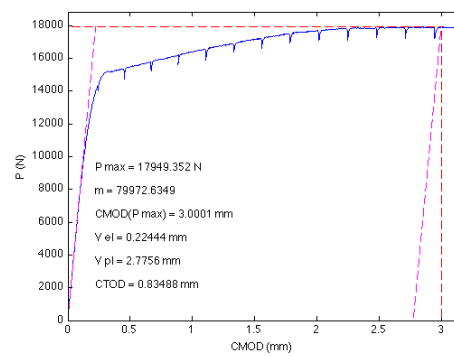
Com o intuito de simplificar a análise, os resultados dos testes de CTOD foram agrupados de acordo ao seguinte critério:

- Grupo 1: testes que não apresentaram *pop-in* como, por exemplo, no registro apresentado na Figura 36.
- Grupo 2: testes que apresentaram *pop-in* por delaminação na etapa de carga decrescente, isto é, já tendo ultrapassado o carregamento máximo. Um exemplo desse tipo de registros é apresentado na Figura 37.
- Grupo 3: testes que apresentaram *pop-in* por delaminação durante a etapa de carregamento crescente. Um exemplo desse tipo de registros é apresentado na Figura 38.
- Grupo 4: testes que apresentaram *pop-ins* tanto por delaminação quanto por crescimento da trinca no seu próprio plano mediante clivagem. Um registro desse tipo pode ser visto na Figura 39.

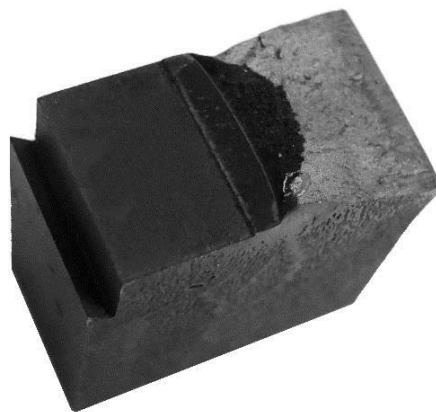
Nas figuras a seguir são apresentados, além dos registros *P-CMOD*, imagens representativas das superfícies de fratura dos corpos de prova para cada tipo de teste.



a)

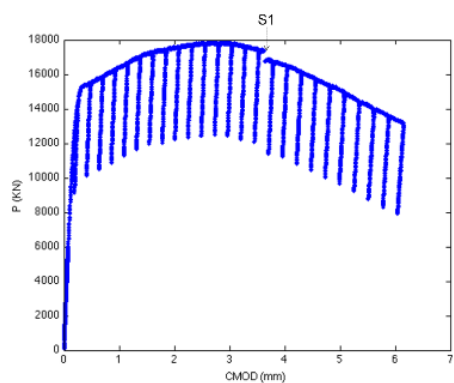


b)

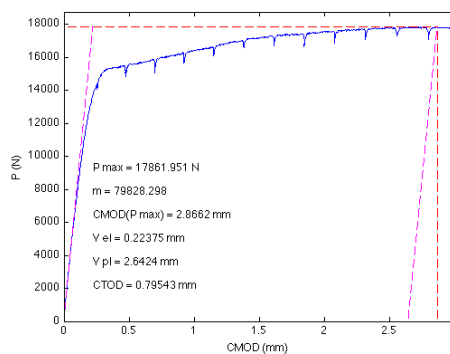


c)

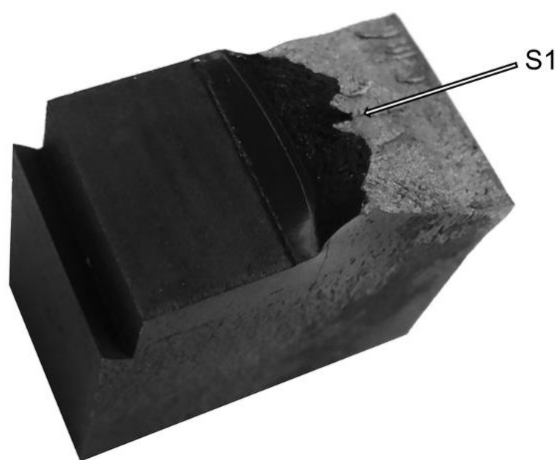
Figura 36 - Exemplo de resultados do Grupo 1 (CP12 -30°C). a) Registro  $P$ -CMOD, b) Calculo CTOD, c) Imagem da superfície de fratura.



a)

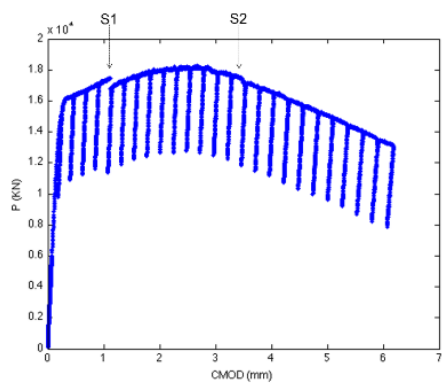


b)

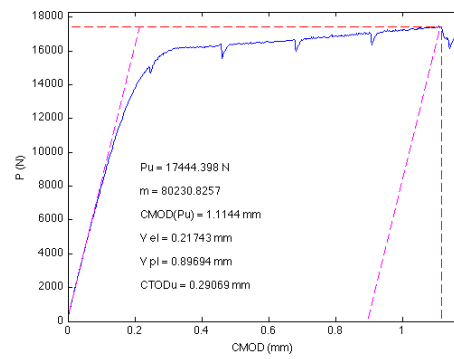


c)

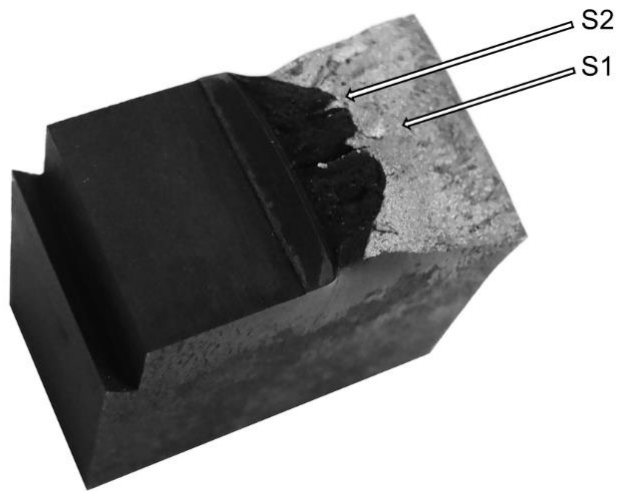
Figura 37 - Exemplo de resultados do Grupo 2 (CP09 -40°C). a) Registro  $P$ -CMOD, b) Calculo CTOD, c) Imagem da superfície de fratura.



a)

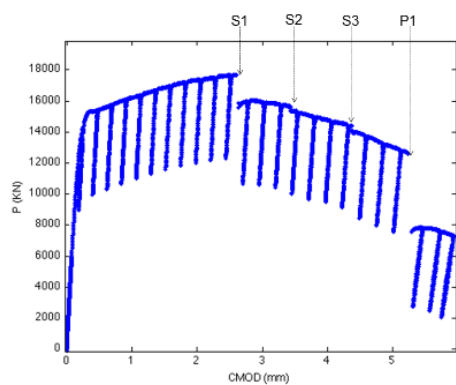


b)

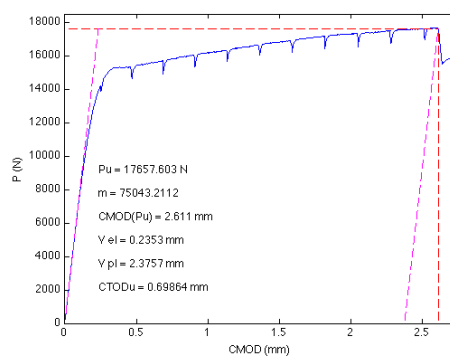


c)

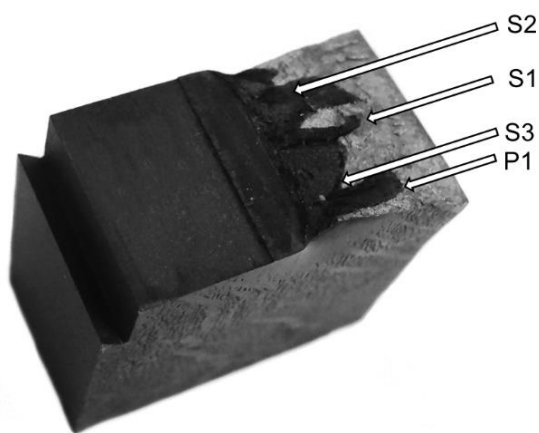
Figura 38 - Exemplo de resultados do Grupo 3 (CP04 -50°C). Registro  $P$ -CMOD, b) Calculo CTOD, c) Imagem da superfície de fratura



a)



b)



c)

Figura 39 - Exemplo de resultados do Grupo 4 (CP20 -55°C). Registro  $P$ -CMOD; b) Cálculo CTOD; c) Imagem da superfície de fratura.



O resumo dos cálculos de CTOD para todos os testes realizados em aço DH36 é apresentado na Tabela 4.

Tabela 4 - Resultado dos testes CTOD

CP	Temp. (°C)	Delaminação antes de Pmax?	$\delta_c$ ou $\delta_u$ (mm)	$\delta_m$ (mm)	Grupo
3	-50	Sim	0,736	--	3
4	-50	Sim	0,291	--	3
5	-20	Não	--	0,860	1
6	-20	Não	--	0,700	1
7	-40	Sim	0,828	--	3
8	-40	Não	--	0,740	2
9	-40	Não	--	0,795	2
10	-50	Não	--	0,808	2
11	-30	Não	--	0,685	1
12	-30	Não	--	0,835	1
13	-30	Não	--	0,797	2
14	-30	Não	--	0,718	1
15	-58	Sim	0,680	--	3
16	-55	Sim	0,613	--	4
17	-58	Sim	0,404	--	4
18	-55	Sim	0,259	--	4
19	-55	Não	--	0,770	2
20	-55	Sim	0,699	--	4

Depois de realizados os testes, foi medido o comprimento da pré-trinca de fadiga e o crescimento estável de trinca para cada corpo de prova. Esses dados foram comparados aos valores obtidos pela técnica de descargas parciais. A comparação dos resultados de ambas as medições pode ser observada na Tabela 5. Como pode ser visto, os valores estimados e os medidos diretamente nas superfícies de fratura são altamente coincidentes. Isso indica que o método das descargas parciais foi bem implementado e a instrumentação funcionou adequadamente durante os testes.

Tabela 5 – Comprimentos de trinca medidos vs. estimados por descargas parciais.

CP	a inicial (mm)	a inicial desc parciais (mm)	a final (mm)	a final desc parciais (mm)
3	13,66	13,90	16,71	16,24
4	13,28	13,59	16,83	16,30
5	13,45	13,71	16,21	15,65
6	13,29	13,71	16,52	15,87
7	12,92	13,30	16,60	15,92
8	13,29	13,73	16,46	16,03
9	13,66	13,85	16,69	16,10
10	13,59	13,75	16,56	16,04
11	13,75	13,92	16,59	15,88
12	12,64	13,75	15,32	15,52
13	13,83	14,11	16,20	15,82
14	13,28	14,13	16,16	16,05
15	13,55	13,76	16,58	16,09
16	13,55	13,28	17,72	17,68
17	13,40	13,34	17,77	16,71
18	13,72	13,58	16,84	16,61
19	13,62	12,83	16,47	16,25

A partir dos dados apresentados foi avaliado o efeito das delaminações na tenacidade do material.

## 6 Discussão

### 6.1 Classificação dos resultados experimentais

Como mencionado, os resultados dos testes do aço DH36 podem ser classificados em quatro grupos, segundo o tipo de registro *P*-CMOD. Uma outra forma de classificar os resultados experimentais pode ser de acordo com o número de delaminações em função da temperatura de teste. Esse resultado é apresentado na Figura 40. Nessa figura, as diferentes regiões podem ser discriminadas como:

- Região dúctil: contém somente testes com registros do Grupo 1;
- Região de delaminações: contém testes com registros dos Grupos 2 e 3;
- Região mista: contém testes com registros do Grupo 4;
- Região frágil: não foram feitos testes a temperaturas inferiores a  $-60^{\circ}\text{C}$ , mas a partir da literatura em testes de Charpy, existe uma temperatura suficientemente baixa para que a fratura instável aconteça antes da presença de delaminações. Neste caso a temperatura a partir da qual isso acontece é desconhecida, por esse motivo na figura a temperatura está apresentada com um sinal “?” [33] [21].

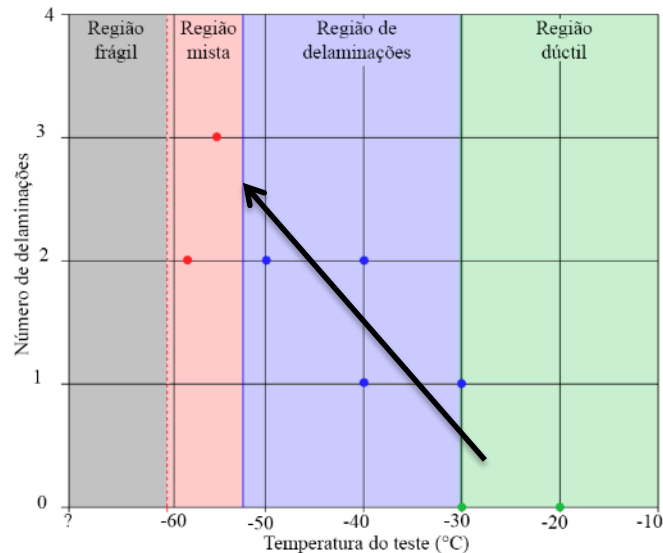


Figura 40 – Aparência da superfície de fratura em função da temperatura

Como esta classificação não é perfeita, já que os testes não foram interrompidos exatamente na mesma condição, é possível estabelecer uma relação entre a temperatura e o número de delaminações similar aquilo ao realizado a partir de testes de Charpy [21] [33].

## 6.2 Análise da influência das delaminações nos testes de fratura

A primeira análise, do ponto de vista da tenacidade, consiste em avaliar o comportamento dos resultados em comparação aos resultados nos trabalhos de Guo *et al.* e Perez Ipiña e Korin [24] [20]. Para avaliar o efeito da delaminação no valor de  $J$  detalhado por Guo, o primeiro passo foi a determinação de  $J_Q$  para um corpo de prova que apresentou delaminações e outro que não apresentou delaminações. Esses resultados são apresentados na Figura 41 e na Figura 42.

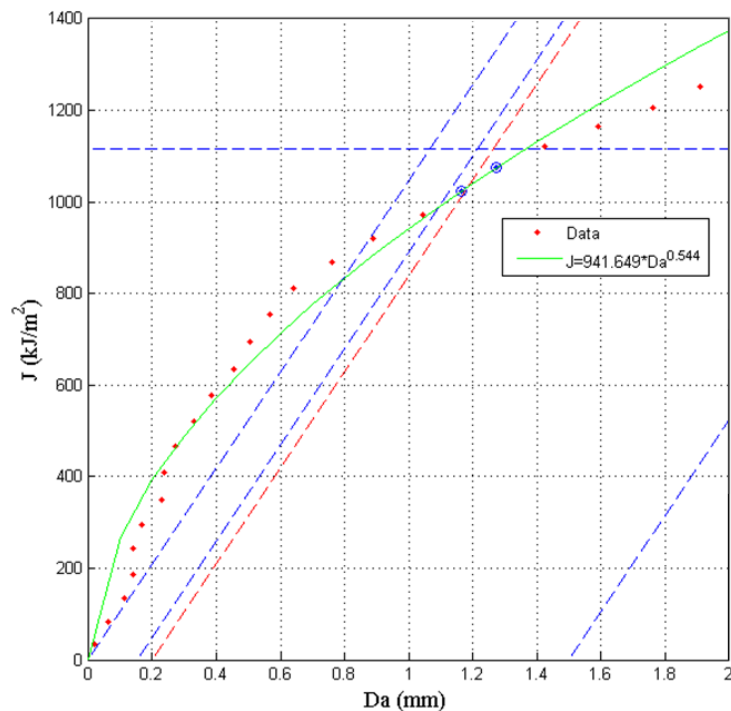


Figura 41 – Exemplo de avaliação de  $J$ - $\Delta a$  para o aço DH36. CP05 -20°C, sem delaminações.

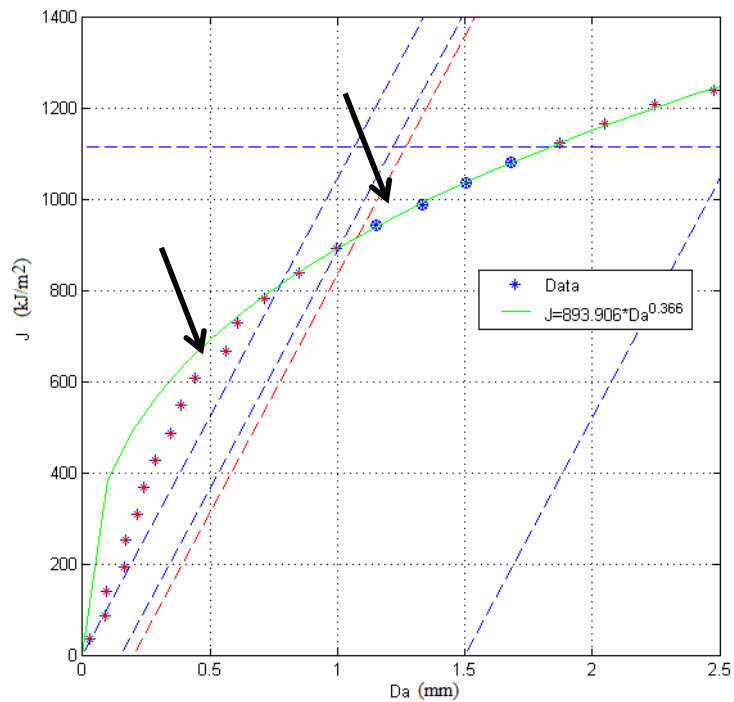


Figura 42 – Exemplo de avaliação de  $J$ - $\Delta a$  para o aço DH36. CP07 -40°C, delaminações indicadas pelas setas.

Nos dois casos a alta tenacidade do material e a baixa espessura do corpo de prova (limitada pela espessura da chapa laminada) não permite a obtenção suficiente de pontos qualificados para uma correta determinação de  $J_Q$  de acordo a norma ASTM 1820-13 [12]. Mesmo assim, com o intuito de estimar um valor aproximado de  $J_Q$ , uma curva de potência foi ajustada a partir dos poucos pontos qualificados. Segundo a norma ASTM E 1820 [12], a espessura mínima  $B_{min}$  para que um valor de  $J_Q$  seja considerado  $J_{IC}$  está definida pela Equação (59).

$$B = B_{min} \text{ se } B > 10 \frac{J_Q}{\sigma_Y}, \quad (59)$$

De acordo com os resultados obtidos (que não atingem os critérios de validade da norma ASTM E 1820), o  $B_{min}$  para uma avaliação correta de  $J_{IC}$  é de aproximadamente 22 mm.

Essa espessura é maior que a espessura nominal dos CPs utilizados, sendo a mesma limitada pela espessura da chapa recebida.

Mesmo sem a opção de calcular  $J_Q$  pela insuficiência de pontos suficientes na região válida, tampouco de utilizar o  $J_Q$  estimado para calcular  $J_{IC}$ , ainda é possível assumir que, se a proposta de Guo é correta, o material encontra-se em uma região próxima e à direita da espessura  $B_D$  (vide Figura 43), onde os valores de  $J$  não sofrem variação importante com a presença de delaminações, e já existe uma espessura tal que torna possível o surgimento das mesmas.

Esse argumento está fundamentado nas curvas de resistência apresentadas na Figura 44, avaliadas de testes com e sem delaminações. A partir da observação da Figura 44 é possível notar que, ainda com delaminações, não existe uma variação significativa entre as duas curvas. Isso reforça a hipótese de que a espessura encontra-se na região próxima à espessura  $B_D$ .

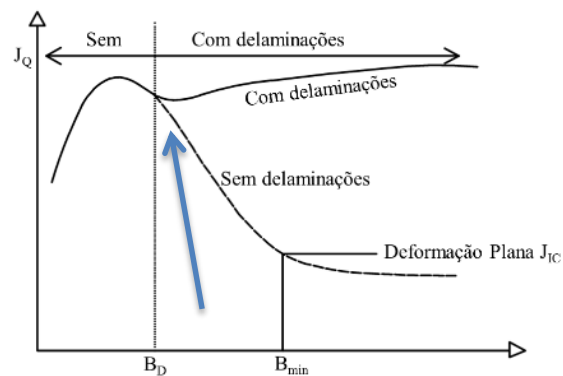


Figura 43 – Esquema da dependência da tenacidade à fratura com a espessura.

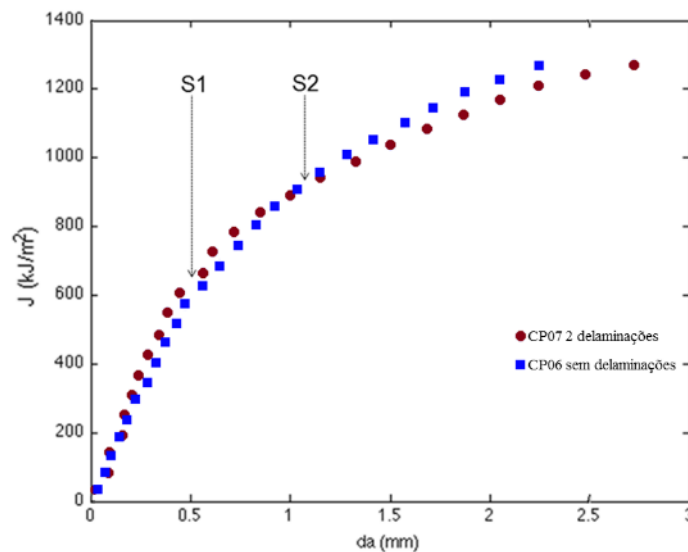


Figura 44 – Comparação das curvas  $J-\Delta a$  obtidas em testes com e sem delaminações.

Como os pontos  $J-\Delta a$  apresentados na Figura 44 foram obtidos em temperaturas próximas, não foi possível identificar uma mudança significativa na tendência no teste com delaminações, na comparação com um teste do mesmo material sem delaminações. É sim evidente que, após acontecida a delaminação, a queda de carga produto da mesma acarreta na diminuição dos valores de  $J$  nos pontos posteriores. Esse resultado está de acordo com o relatado por Perez Ipiña e Korin [20].

Do ponto de vista dos valores de CTOD, a partir dos dados da Tabela 4, é possível notar que quando acontece uma delaminação durante a carga crescente (Figura 45), o valor do CTOD da instabilidade é significativamente menor que a tenacidade dos testes sem delaminações, ainda que nos testes com delaminações a tendência após a delaminação acontecer indique que o material comporta-se de um modo dúctil [40], o qual é compatível com o informado por Pisarsky *et al* [22].

A origem desse problema está, à princípio, na não inclusão de uma avaliação do significado da delaminação no escopo das normas e muito menos da indicação se a tenacidade medida no ponto é representativa do material (vide Tabela 1). Assim, toda vez que é feito um teste, se o mesmo apresenta delaminações, não é possível aplicar as normas para determinar a tenacidade do material. Assim sendo, é necessário aprofundar o estudo da influência das delaminações nos testes de fratura.

Para avaliar o impacto das delaminações na tenacidade do material, foram inicialmente feitos cálculos de  $J-\Delta a$  em todos os testes. A Figura 45 indica o comportamento típico de um teste realizado em baixa temperatura ( $-50^{\circ}\text{C}$ ) com um *pop-in* por delaminação na etapa inicial do teste (indicado pela seta).

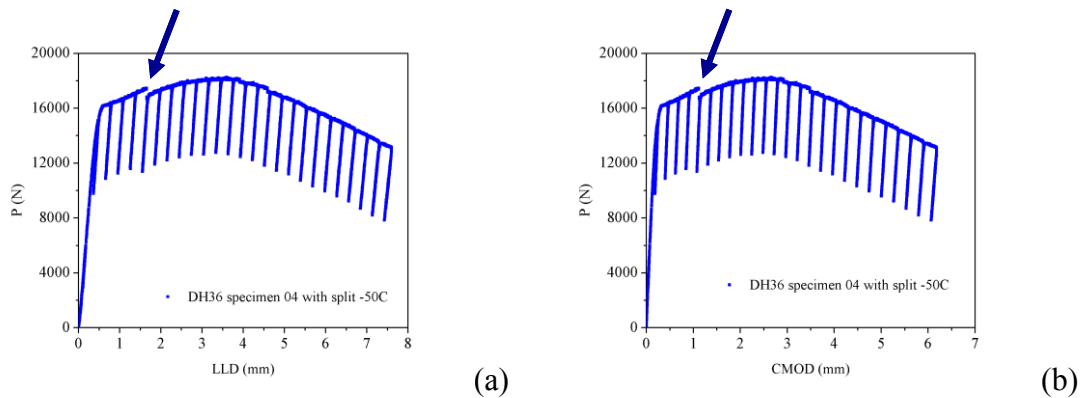


Figura 45 – Registro experimental de aço CP DH36 04 a  $-50^{\circ}\text{C}$ . a) registro  $P$ -LLD; b) registro  $P$ -CMOD.

Curvas  $J-\Delta a$  de testes sem delaminações, com delaminações no carregamento decrescente, com delaminações no carregamento crescente e com delaminações e *pop-in* no plano da trinca principal são apresentados da Figura 46 até a Figura 49, respectivamente.

Nessas figuras, a seta S indica quando acontece uma delaminação e, no caso de testes com múltiplos *pop-ins* por delaminação, o número indica a quantidade de delaminações. Por outro lado, a seta P indica *pop-ins* tradicionais, isto é, devido ao crescimento da trinca no seu próprio plano.



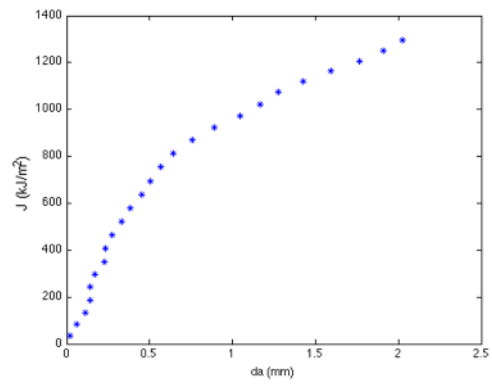
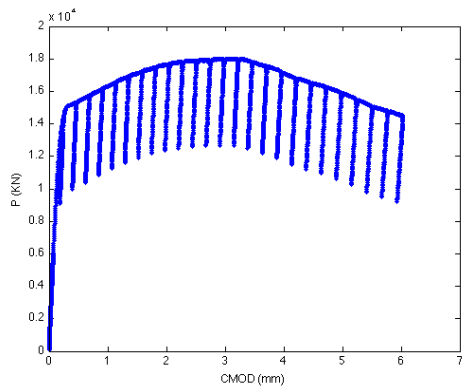


Figura 46 – a) Registro  $P$ -CMOD do CP DH36 05 a  $-50^{\circ}\text{C}$ ; b) Curva  $J$ - $\Delta a$ .

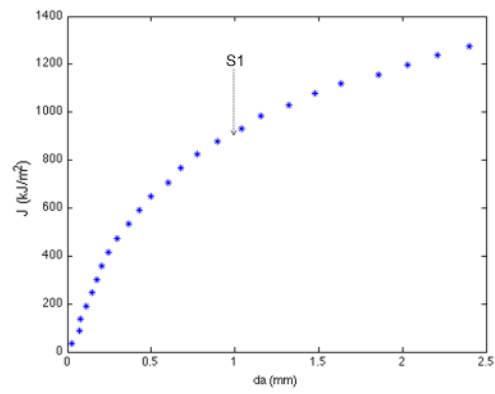
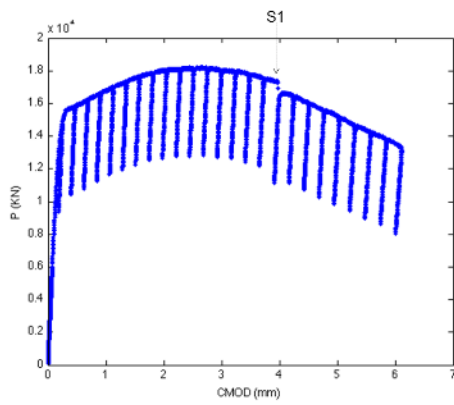


Figura 47 – a) Registro  $P$ -CMOD do CP DH36 08 a  $-50^{\circ}\text{C}$ ; b) Curva  $J$ - $\Delta a$ .

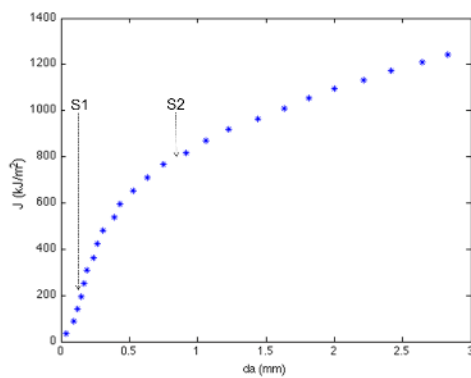
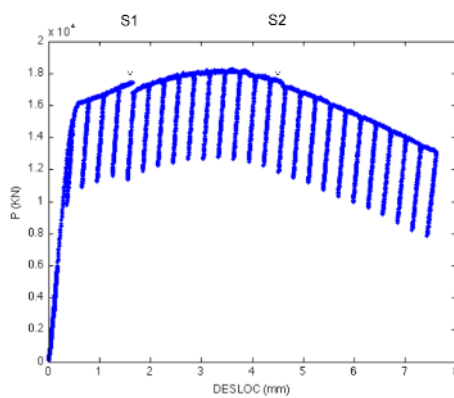


Figura 48 – a) Registro  $P$ -CMOD do CP DH36 04 a  $-50^{\circ}\text{C}$ ; b) Curva  $J$ - $\Delta a$ .

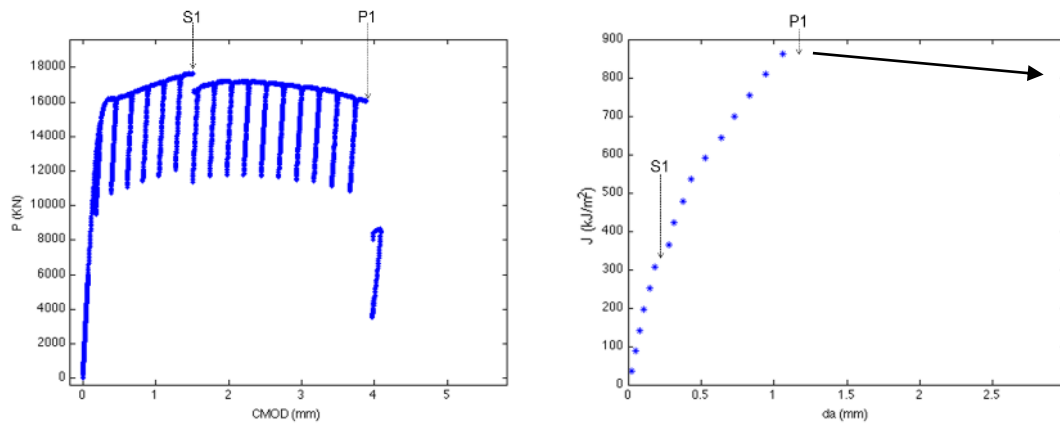


Figura 49 – a) Registro  $P$ -CMOD do CP DH36 17 a  $-50^{\circ}\text{C}$ ; b) Curva  $J$ - $\Delta a$ .

Nas figuras anteriores é possível notar que, quando acontece um *pop-in* por delaminação, o valor de  $a$  entre cada descarga não sofre um incremento anormal. Isto é, o crescimento da trinca imediatamente posterior à delaminação não se incrementa além da tendência normal nas descargas anteriores. Esse comportamento se contrapõe ao apresentado na Figura 49, onde fica em evidência o crescimento instantâneo da trinca no *pop-in* anterior à última descarga. Essa diferença é importante, já que é assim é diferenciado um *pop-in* por crescimento da trinca no seu próprio plano de um *pop-in* por delaminação.

Do ponto de vista energético, os resultados indicam que a mudança na energia do sistema associada à delaminação está relacionada quase que integralmente à formação da mesma e não ao crescimento da trinca principal no seu próprio plano. Essa ideia é apresentada esquematicamente na Figura 50, onde a curva mais baixa é representada por uma linha descontínua devido a sua forma que não é ainda conhecida. Sendo a mudança de energia durante a queda de carga integralmente associada à formação da delaminação e sendo ainda o processo independente da trinca principal, a formação da delaminação não muda substancialmente a flexibilidade do corpo de prova, como indicado nos resultados experimentais.

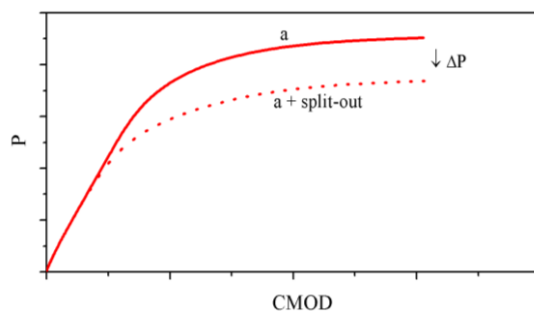


Figura 50 - Esquema da mudança de energia produzido do *split*

Se a variação energética durante um *pop-in* por delaminação for totalmente associada à criação da trinca no plano perpendicular ao plano do entalhe, conforme apresentado, a tenacidade à fratura do material, associada ao crescimento da trinca principal, poderia ainda ser estimada a partir de testes com delaminações. Uma opção para avaliar a tenacidade à fratura de um corpo de prova que apresenta delaminações seria eliminar o efeito da delaminação nos registros *P-CMOD* e *P-LLD* mediante correções dos registros experimentais. A correção proposta está baseada em descartar a queda de carga no *pop-in* por delaminação. Para corrigir os registros foram estudados dois procedimentos, que serão apresentados e discutidos a seguir.

#### Procedimento 1

A primeira correção proposta dos registros foi descartar a queda de carga no *pop-in* por delaminação mantendo a tendência dos registros *P-CMOD* anterior ao mesmo. Esse procedimento está apresentado esquematicamente na Figura 51 e detalhado a seguir.

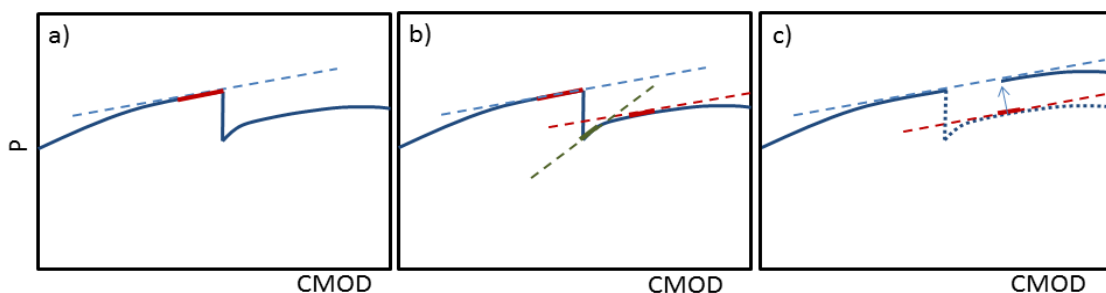


Figura 51 – Correção proposta 1.

O procedimento consiste em descartar a influência da delaminação do registro tentando manter a inclinação do registro  $P$ -CMOD anterior à delaminação nos pontos posteriores. A metodologia testada pode ser resumida aos seguintes passos:

- a) Determinação da inclinação do registro  $P$ -CMOD da região imediatamente anterior ao  $pop-in$  por delaminação;
- b) Determinação do ponto, após o  $pop-in$  por delaminação, onde o registro  $P$ -CMOD retoma a inclinação determinada no ponto a);
- c) Cálculo da diferença de carga entre as duas retas e adição desse carregamento aos pontos posteriores ao ponto onde é recuperada a inclinação;
- d) Cálculo da tenacidade à fratura no ponto de carga máxima ou de crescimento instável de trinca no seu próprio plano.

Apesar de o procedimento conseguir eliminar a queda de carregamento, a sua utilização não é trivial, já que requer um processo computacional iterativo que não é de fácil implementação.

#### *Procedimento 2*

A segunda correção proposta foi descartar a queda de carga no  $pop-in$  por delaminação simplesmente eliminando a queda de carregamento produto da delaminação dos pontos posteriores. Esse procedimento está apresentado esquematicamente na Figura 52 e detalhado como segue:

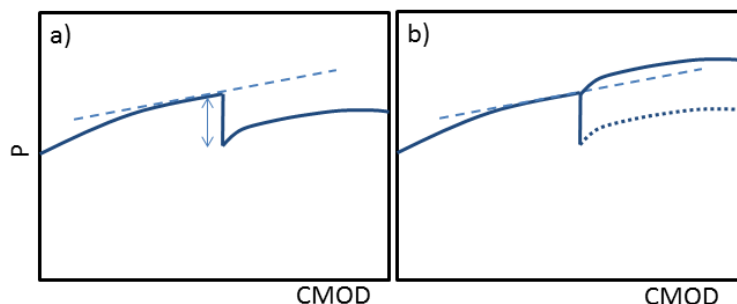


Figura 52 – Correção proposta 2.

O segundo procedimento consiste em adicionar a queda de carregamento aos pontos posteriores à instabilidade. A metodologia testada pode ser resumida aos seguintes passos:

- a) Determinação da queda de carregamento no *pop-in* por delaminação;
- b) Adição dessa queda no carregamento aos pontos no registro posteriores à delaminação;
- c) Cálculo da tenacidade à fratura no ponto de carga máxima ou de crescimento instável de trinca no seu próprio plano.

O procedimento 2 é muito simples, mas foi identificado que a adição do total da queda de carregamento deixa os pontos posteriores à delaminação com valores de carga ligeiramente superiores à corrigida mediante no procedimento 1.

Para comparar o efeito dos dois procedimentos propostos foram corrigidos 15 testes que apresentavam delaminações e logo comparados os valores de tenacidade obtidos pelos procedimentos 1 e 2. A partir desse trabalho, foi possível determinar que a diferença entre os dois procedimentos não ultrapassou 0,002 mm no valor do CTOD de carga máxima. Assim sendo, e por conta da simplicidade da correção, todos os testes foram corrigidos pelo segundo procedimento proposto, isto é, simplesmente adicionando a queda de carga no *pop-in* aos pontos do registro posteriores ao mesmo.

Os resultados apresentados na Tabela 4, que mostra os resultados dos testes CTOD segundo a metodologia para a avaliação de instabilidades indicada nas normas internacionais, foram recalculados considerando agora os valores de CTODm obtidos a partir de registros P-CMOD corrigidos. Uma comparação dos novos resultados com os originais pode ser feita a partir dos dados da Tabela 6.

Tabela 6 – Resultados dos testes CTOD DH36 corrigidos mediante o procedimento 2.

CP	Temp. (°C)	Delaminação?	$\delta$ pop-in (mm)	$\delta m$ (mm)	$\delta m$ corrigido (mm)	Grupo
5	-20	Não	--	0,860	--	1
6	-20	Não	--	0,700	--	1
11	-30	Não	--	0,685	--	1
12	-30	Não	--	0,835	--	1
14	-30	Não	--	0,718	--	1
8	-40	Não	--	0,740	--	2
9	-40	Não	--	0,795	--	2
10	-50	Não	--	0,808	--	2
13	-30	Não	--	0,797	--	2
19	-55	Não	--	0,770	--	2
3	-50	Sim	0,736	--	0,797	3
4	-50	Sim	0,291	--	0,739	3
7	-40	Sim	0,828	--	0,897	3
15	-58	Sim	0,680	--	0,749	3
16	-55	Sim	0,613	--	0,703	4
17	-58	Sim	0,404	--	0,551	4
18	-55	Sim	0,259	--	0,777	4
20	-55	Sim	0,699	--	0,769	4

A média e o desvio padrão dos dados apresentados na Tabela 6 podem ser vistos graficamente (segundo cada grupo) na Figura 53.

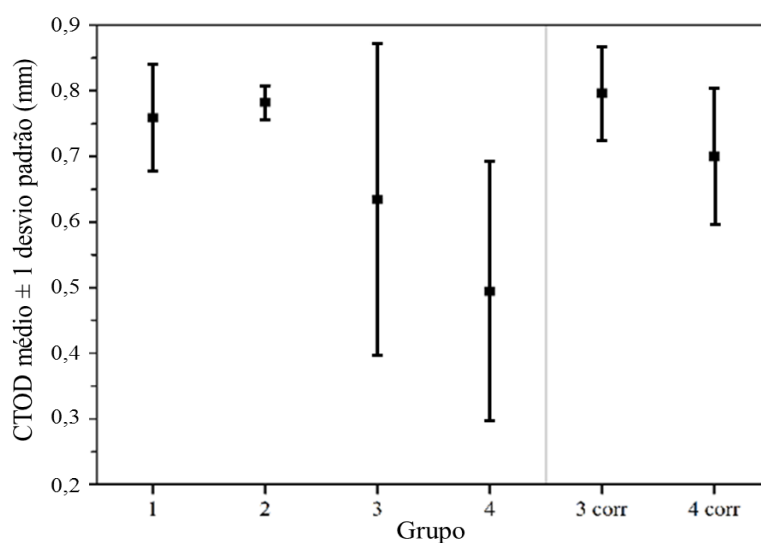


Figura 53 – Média e desvio padrão dos resultados da Tabela 6 separados em grupos.

A partir da Figura 53 é possível identificar que, mediante a correção proposta, existe um aumento dos valores de  $CTOD_m$  dos testes com *pop-ins* por delaminações a valores muito próximos àqueles apresentados pelo material em testes sem delaminações, assim como uma grande diminuição do desvio padrão desses resultados. Assim sendo, a correção proposta nos registros *P-CMOD* de testes com *pop-ins* por delaminações apresenta-se como uma opção muito interessante para estimar valores de tenacidade do aço DH36 a partir de testes com delaminações.

### 6.3 Avaliação da metodologia proposta em outros materiais

Para testar a aplicabilidade da metodologia proposta foram recalculados antigos resultados de testes de fratura em aços API 5L X65 e X70 que apresentaram delaminações. Esses testes de fratura foram conduzidos em corpos de prova de geometria SE(B) com espessura nominal de aproximadamente 20 mm, em temperaturas entre -10 e -20°C. A composição química típica desses aços é apresentada na Tabela 7, de acordo aos requerimentos da norma API 5L [41].

Tabela 7 - Composição química típica dos aços X65 – X70 [41].

C (máx.)	Mn (máx.)	P	S	Ti
0,28	1,40	0,045-0,030	0,030	0,06

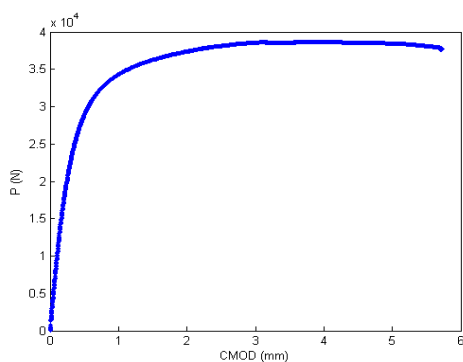
As propriedades mecânicas dos materiais anteriormente avaliados, fornecidas pelo cliente, são detalhadas na

Tabela 8.

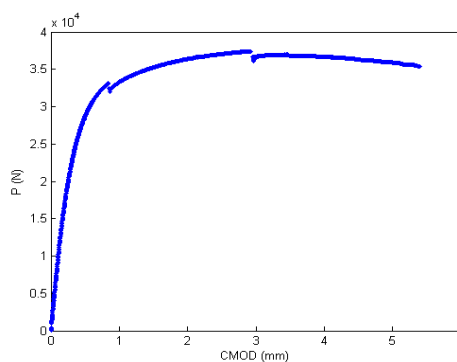
Tabela 8 – Propriedades mecânicas em Tração

Material	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)
X65	487	593
X70	567	630

A Figura 54 e Figura 55 apresentam alguns dos registros  $P$ -CMOD típicos desses testes. Como pode ser visto, esses registros apresentam *pop-ins* por delaminação antes e/ou depois da carga máxima, isto é, poderiam ser enquadrados como sendo dos grupos 1, 2 ou 3.

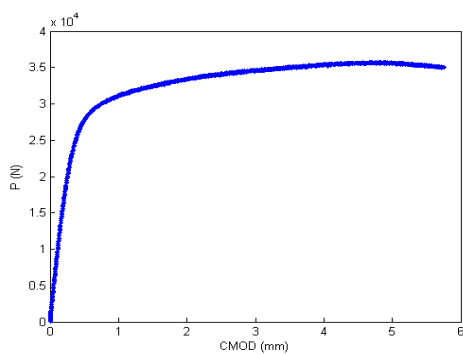


(a)

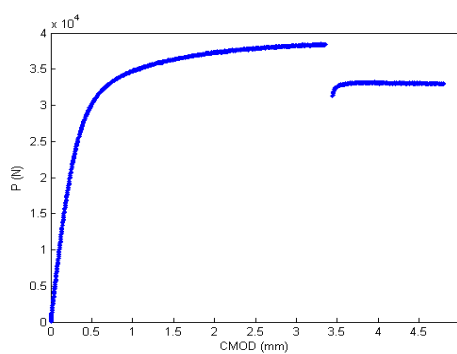


(b)

Figura 54 – Registro  $P$ -CMOD de testes em aço X65 (a) CP-A a  $-20^{\circ}\text{C}$ ; (b) CP-E a  $-20^{\circ}\text{C}$ .



(a)



(b)



Figura 55 – Registro *P*-CMOD de testes em aço X70 (a) CP-*D* a -20°C; (b) CP-*E* a -20°C.

A Figura 56 apresenta graficamente o resumo da aplicação da correção proposta segundo o procedimento 2 para 5 CPs do aço X65 e 12 CPs do aço X70. Como pode ser observado, a correção leva a média dos valores de CTOD corrigidos a valores muito próximos aos valores dos testes sem delaminação e diminuem o desvio padrão dos mesmos.

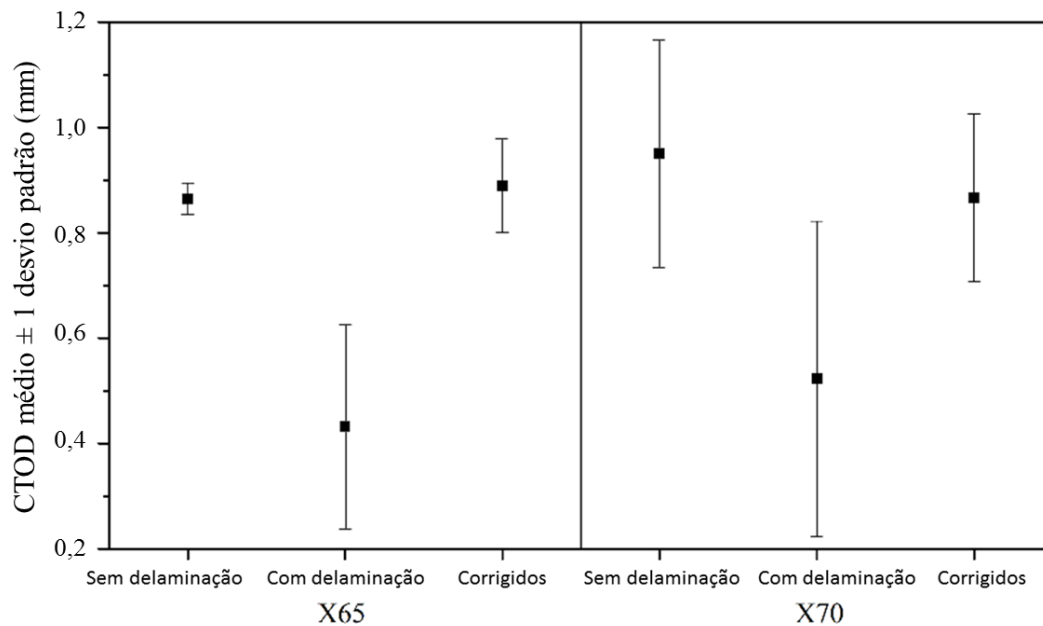


Figura 56 – Aplicação da correção para outros materiais.

A análise da aplicação da correção proposta nos aços X65 e X70 reafirma o procedimento proposto como uma boa alternativa para a determinação da tenacidade do material e oferece uma alternativa à proposta de Pisarsky. Por outro lado, mesmo a análise permitindo estimar a tenacidade na orientação T-L, nada pode ser dito das outras orientações, onde estudos devem ser feitos para avaliar sua tenacidade.

#### 6.4 Análise estatística dos resultados do aço DH36

Para testar a hipótese de que a correção não estima valores de tenacidade à fratura estatisticamente diferentes aos testes sem delaminações foi aplicada, aos resultados no aço DH36, uma análise de variância (ANOVA) [42]. Os dados foram separados em dois grupos. Um dos grupos contém os resultados dos CTOD de carga máxima dos grupos 1 e 2, isto é, de testes sem delaminações antes da carga máxima. O outro grupo contém os resultados dos grupos 3 e 4 após a correção proposta, isto é, testes com delaminações e sem *pop-in* por crescimento da trinca no seu próprio plano até a carga máxima corrigida. Antes de aplicar esse tratamento estatístico aos dados, foi comprovado que eles atingem os requisitos para a aplicação dessa análise [43], isto é, que eles apresentam uma distribuição normal.

Tabela 9 – Análise de variância (ANOVA) dos resultados de testes em aço DH36.

##### Resumo

<i>Grupo</i>	<i>Contagem</i>	<i>Soma</i>	<i>Média</i>	<i>Variância</i>
Sem delaminações até a carga máxima	9	6,8478	0,760867	0,002749
Com delaminações corrigidas	7	5,185	0,740714	0,010671

##### ANOVA

<i>Fonte da variação</i>	<i>SQ</i>	<i>GL</i>	<i>MQ</i>	<i>F</i>	<i>Valor P</i>	<i>F crítico</i>
Entre grupos	0,001599	1	0,001599	0,260262	0,617888	17,1434
Interna	0,086018	14	0,006144			
Total	0,087617	15				

Para um nível de significância de 0,001, como o F calculado ser menor que o F crítico, não existe diferença estatisticamente significativa entre as médias de testes sem

delaminações até carga máxima com as médias dos resultados dos grupos 3 e 4 após a correção proposta. Resultados idênticos são obtidos mediante uma análise de variância dos resultados de testes em aços X65 e X70.

Assim, a metodologia proposta permitiria, pelo menos em materiais similares aos analisados neste trabalho, estimar a tenacidade à fratura (CTOD de carga máxima) do material a partir de testes com *pop-ins* por delaminações, sendo os resultados médios e o desvio padrão semelhantes aos resultados obtidos a partir de testes na mesma geometria e espessura sem delaminações.

## 7 Conclusões

Baseado nos resultados apresentados e posterior discussão, é possível concluir:

- O surgimento e a quantidade de delaminações em testes de tenacidade tem relação direta com a temperatura do teste. Nesse sentido, as delaminações estariam associadas à ativação de mecanismos de transição dúctil-frágil no material dependentes da orientação.
- Quando um *pop-in* por delaminação ocorre, não existe mudança substancial no comprimento da trinca principal. Assim sendo, o *pop-in* por delaminação não muda a flexibilidade do corpo de prova, pelo menos na orientação avaliada (T-L).
- Se a mudança energética durante um *pop-in* por delaminação é integralmente relacionada à criação da própria delaminação no ligamento remanescente, é possível descartar essa influência nos registros *P-CMOD* e, a partir dos registros corrigidos, estimar a tenacidade à fratura do material obtida a partir de um teste sem *pop-ins* por delaminações.
- Não existe diferença estatisticamente significativa entre a tenacidade avaliada a partir de um registro com *pop-in* por delaminações corrigido e um ensaio sem *pop-in*. Assim sendo, a correção proposta permite estimar a tenacidade de um material sem delaminações a partir de testes que apresentem delaminação.
- Não foi possível identificar um aumento na tenacidade do material produto da delaminação, já que os valores corrigidos de CTOD não apresentam valores estatisticamente diferentes, nem uma tendência clara a serem superiores ou inferiores aos obtidos em testes sem delaminação.

## **8 Sugestões para trabalhos futuros**

As sugestões para trabalhos futuros incluem:

- A avaliação do impacto da delaminação nas curvas  $J$ - $R$  e na tenacidade à fratura  $J_{IC}$ , empregando materiais em espessuras maiores à espessura mínima para o cálculo de tenacidade.
- Estudos aprofundados das mudanças no estado de tensões no ligamento, produzido pelas delaminações no ligamento, e sua influência na tenacidade à fratura do material.

## 9 Bibliografia

- [1] ASM Handbook volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, ASM International, pp. 589-591, 1990.
- [2] SUN, J., BOYD, J.D., “Effect of thermomechanical processing on anisotropy of cleavage fracture stress in microalloyed linepipe steel,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 77, pp. 369-377, 2000.
- [3] MAGNABOSCO, R., ROSSETTO, L.C., “Toughness of two HSLA steel sheets,” *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, vol. 25, pp. 170-173, 2003.
- [4] JOO, M.S., SUH, D.W., BAE, J.H., *et al.* “Role of Delamination and Crystallography on Anisotropy of Charpy Toughness in API-X80 Steel”, *Materials Science and Engineering*, v. A546, pp. 314-322, 2012.
- [5] BS 7448-1: “Standard for Fracture Mechanics Toughness Tests – Method for Determination of KIC, Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials”, British Standards Institution, London, 1991
- [6] JANSSEN, J., ZUIDEMA, J., WANHILL, R.J.H., *Fracture Mechanics*, 2 ed., New York, Spon Press, 2002.
- [7] GRIFFITH, A.A., “The phenomena of rupture and flow in solids,” *Philosophical Transactions of the Royal Society of London.*, vol. 221, pp. 163-198, 1921.
- [8] IRWIN, G., “Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate,” *Journal of Applied Mechanics*, vol. 24, pp. 361-364, 1957.
- [9] ANDERSON, T.L., *Fracture Mechanics*, 3 ed., vol. 1, C. Press, Ed., Florida: Taylor & Francis, 2005.
- [10] DUGDALE, D.S. “Yielding of steel sheets containing slits,” *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 8, pp. 100-104, 1960.
- [11] WELLS, A.A., “Unstable crack propagation in metals: cleavage and fracture,” *Proceedings of the Crack Propagation Symposium*, vol. 1, pp. 210-230, 1961.

- [12] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, E-1820 Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, Unites States, 2013.
- [13] PANDEY, R.K., Pratap, C.R., “Significance of rotational factor  $r$  in CTOD determination and the effect of material and loading geometry on  $r$ ,” Engineering Fracture Mechanics, vol. 31, n° 1, pp. 105-118, 1988.
- [14] KUMAR, P., Elements of fracture mechanics, 2 ed., T. M. Hill, Ed., New Delhi: Tata McGraw Hill Education Private Limited, 2009.
- [15] RAMBERG, W., OSGOOD, W.R., “Description of Stress–Strain Curves by Three Parameters”, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, US National Advisory Committee for Aeronautics, Technical Note No. 902, 1943.
- [16] RICE, J.R., “A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks”, Journal of Applied Mechanics, vol. 35, pp. 379-386, 1968.
- [17] HUTCHINSON, J.W., “Singular behavior at the end of a tensile crack in a hardening metal”, Journal of the mechanics and physics of solids, vol. 16, n° 1, pp. 13-31, January 1968.
- [18] RICE, J.R., ROSENGREN, G.F., “Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material”, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 16, pp. 1-12, 1968.
- [19] ARIMOCHI, K., ISAKA, K., “A study on pop-in phenomenon in CTOD test for weldments,” Transactions of the Japan Welding Society, vol. 20, n° 2, pp. 3-15, 1989.
- [20] PEREZ IPIÑA, J., KORIN, I., “Effects of Divider Orientation Splits-out on Fracture Toughness”, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, v. 00, pp. 1-12, 2012.
- [21] BOURELL, D.L., “Cleavage delamination in impact tested warm-rolled steel,” Metallurgical transactions A, vol. 14A, pp. 2487-2496, 1983.
- [22] PISARSKI, H.G., HAMMOND, R., WATT, K., “Significance of splits and pop-ins observed during fracture toughness testing of line pipe steel”, 7<sup>th</sup> International

Pipeline Conference, IPC2008-64676, Alberta, Canada, September 29-October 3 2008.

- [23] HERØ, H., EVENSEN, J., EMBURY, J.D., “The occurrence of delamination in a control rolled HSLA steel,” *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 14, pp. 117-122, 1975.
- [24] GUO, W., DONG, H., LU, M., ZHAO, X., “The coupled effects of thickness and delamination on cracking resistance of X70 pipeine steel,” *International Journal of pressure vessels and piping* 79, pp. 403 - 412, 2002.
- [25] SHAHANI, A.R., RASTEGAR, M., DEHKORDI, M.B., *et al.* “Experimental and numerical investigation of thickness effect on ductile fracture toughness of steel alloy sheets,” *Engineering Fracture Mechanics* 77, pp. 646-659, 2010.
- [26] TERFAS, O.A, BEZENSEK, B., “The influence of the specimen thickness on the CTOD fracture toughness,” *7th EUROMECH Solid Mechanics Conference*, Lisbon, 2009.
- [27] NEMAT-NASSER, S., GUO, W.G., “Thermomechanical response of HSLA-65 steel plates: experiments and modeling”, *Mechanics of Materials*, vol. 37, n° 2-3, pp. 379-405, 2005.
- [28] MURTI, V.S.R., SRINIVAS, P.D., BANADEKI, G.H.D. *et al.*, “Effect of heat input on the metallurgical properties of HSLA steel in multi-pass MIG welding”, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 37, n° 1-4, pp. 723-729, 1993.
- [29] PATEL, J.K., WILSHIRE, B., “The challenge to produce consistent mechanical properties in Nb-HSLA strip steels,” *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 120, n° 1-3, pp. 316-321, 2002.
- [30] L'ECUYER, J.D., L'ESPÉRANCE, G., “Precipitation interactions with dynamic recrystallization of a HSLA steel,” *Acta Metallurgica*, vol. 37, n° 4, pp. 1023-1031, 1989.
- [31] THAULOW, C., PAAUW, A.J., GUNLEIKSRUD, A. *et al.*, “Fracture mechanical properties in controlled rolled CMn thermomechanically treated steels with splittings,” *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 24, pp. 263-276, 1986.



- [32] BARBOZA, R.A., “Causas microestruturais das delaminações em testes de tenacidade à fratura de aços DH36,” Dissertação de Mestrado, COPPE-UFRJ, p. 132, 2013.
- [33] TANAKA, T., “Controlled Rolling of Steel Plate and Strip”, *International Metals Reviews*, n. 4, pp. 185-212, 1981.
- [34] KOTRECHKO, S., STETSENKO, N., SHEVCHENKO, S., “Effect of texture smearing on the anisotropy of cleavage-stress of metals and alloys,” *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 42, pp. 89-98, 2004.
- [35] BRAMFITT, B.L., MARDER, A.R., “A Study of the Delamination Behavior of a Very Low-Carbon Steel”, *Metallurgical Transactions A.*, vol. 8A, pp. 1263-1273, 1977.
- [36] NARASIAH, N., RAY, K.K., “Small crack formation in a low carbon steel with banded ferrite-perlite structure,” *Materials Science & Engineering*, pp. 269-277, 2005.
- [37] SHIN, S.Y., HWANG, B., KIM, S., LEE, S., “Fracture toughness analysis in transition temperature region of API X70 pipeline steels,” *Material Science and Engineering A*, vol. 429, pp. 196-204, 2006.
- [38] LI, C., “Effects of temperature and loading rate on fracture toughness of structural steels”, *Materials and Design* 21, pp. 27-30, 2000.
- [39] SHIN, S.Y, HONG, S., BAE, J., *et al.* “Separation Phenomenon Occurring During the Charpy Impact Test of API X80 Pipeline Steels”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 40A, pp. 2333-2349, 2009.
- [40] BALDI, G., BUZZICHELLI, G., “Critical Stress for delamination fracture in HSLA steels,” *Metal Science*, pp. 459-472, October 1978.
- [41] AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, “API Specification 5L, Specification for line pipe”, pp. 1-171, March 2004.
- [42] MANDEL, J., *The Statistical Analysis of Experimental Data*, New York: Dover, 1984.

- [43] KAGAN, A., LETAC, G., “Characterization of the normal distribution through the power of a one-way ANOVA”, *Journal of Statistical Planning and Inference*, vol. 77, n° 1, pp. 1-9, 1999.