

João Lázaro Masini Rossi

Contribuição aos Estudos da Validação da Curva Mestre utilizando os
Dados (Experimentos) do Euro-Teste

São Paulo
2009

João Lázaro Masini Rossi

Contribuição aos Estudos da Validação da Curva Mestra utilizando os
Dados (Experimentos) do Euro-Teste

Dissertação apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para obtenção
do título de Mestre em Engenharia

São Paulo
2009

João Lázaro Masini Rossi

Contribuição aos Estudos da Validação da Curva Mestra utilizando os
Dados (Experimentos) do Euro-Teste

Dissertação apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para obtenção
do título de Mestre em Engenharia

Área de concentração:
Engenharia Naval e Oceânica

Orientador:
Prof. Dr. Cláudio Ruggieri

São Paulo
2009

A MEUS PAIS
A MINHA ESPOSA
A MEU FILHO

AGRADECIMENTOS

Ao prof. Dr. Cláudio Ruggieri,

**Pela orientação, compreensão e apoio no desenvolvimento
deste trabalho de pesquisa**

Ao prof. Dr. Carlos Alexandre de Jesus Miranda,

Pelo apoio do desenvolvimento deste trabalho de pesquisa

**A todos aqueles que direta ou indiretamente colaboraram para
a realização deste trabalho de pesquisa**

CONTRIBUIÇÃO AOS ESTUDOS DE VALIDAÇÃO DA CURVA MESTRA, UTILIZANDO OS DADOS (EXPERIMENTOS) DO EURO-TESTE.

JOÃO LAZARO MASINI ROSSI

Resumo

Pesquisas sobre a tenacidade à fratura dos aços ferríticos mostram uma grande dispersão dos resultados quando avaliados na região de transição dúctil-fragil. Esta dispersão é fortemente influenciada pela temperatura de ensaio, dimensões e geometria dos corpos-de-prova e também pelo nível de restrições plástica na ponta da trinca.

Tais fatores dificultam a previsão, a partir de valores experimentais, de valores de tenacidade à fratura de aços ferríticos para aplicações em casos práticos. Uma forma de contornar essa dificuldade é através do uso das curvas de referencia, descritas no Código ASME. Estas curvas representam envoltórias inferiores de tenacidade à fratura obtida a partir de ensaios envolvendo diversos tipos de aços. Portanto os valores de tenacidade estabelecidos por essas curvas são, em geral, muito conservadores.

Então foi proposta pela ASTM uma nova metodologia, chamada curva Mestre, que trata estatisticamente o comportamento à fratura dos aços ferríticos na região de transição e caracteriza um

material em particular, através de um parâmetro denominado Temperatura de Referência (T_0).

Nesta pesquisa, avaliou-se a influência da sensibilidade dos parâmetros: K_{min} , m e M envolvidos no procedimento do cálculo de um parâmetro denominado temperatura de referência. (T_0). A metodologia da curva mestra foi aplicada através dos dados (experimentos) do euro-teste, para as temperaturas: $-91\text{ }^{\circ}\text{C}$, $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$. *Em análises de sensibilidade aos parâmetros com os seguintes valores $k_{min} = 0, 10, 30$; $m = (3), (3,5), (4,5), (5,0)$ e $M = 40, 50, 60$.*

Os resultados apresentados são compatíveis comprovando a eficiência da metodologia para avaliação da tenacidade à fratura dos aços ferríticos na região de transição. Portanto, nestas condições, podemos afirmar que o conceito da curva mestra foi, realmente validado.

**CONTRIBUTION TO THE VALIDATION STUDIES OF THE
MASTER CURVE USING THE DATA (EXPERIMENTS) FROM
THE EURO TEST.**

JOÃO LAZARO MASINI ROSSI

Abstract

The characterization of the fracture behavior in the ductile-to-brittle transition for ferritic steels is a hard task because fracture toughness is a strong function of temperature in the transition, with the toughness values increasing rapidly over a relatively narrow temperature band/range and therefore cannot be easily used to evaluate integrity in structural components because of the uncertainty in how to handle these teste results.

To overcome this problem in practice, the ASME code has provided reference curves that give estimates of toughness versus temperature. These curves represent lower envelopes to a large set of fracture toughness experimental data for several heats of steel . Therefore, the fracture toughness values obtained from these curves are in general too conservative.

In the last decade, a new methodology, formalized in the ASTM standard method E1921-97, has revolutionized the approach used to characterize transition fracture behavior and has given a rationale for treating the several factors that influence the scatter in the

results. Statistical models are used to define a transition curve, called Master Curve, and the transition temperature of a given material is stated by a parameter called reference temperature (T_0). In this research, it was evaluated the sensitivity influence of the parameter: K_{min} , m and M , involved in the to measurement procedure. The master curve methodology was applied over the data (experiments) of EuroTest for the following temperatures: -91 °C, -60 °C, -40 °C and -20 °C. A parameters sensitivity analysis was made with following values: $K_{min}=0, 10, 30$; $m=(3), (3,5), (4,5), (5,0)$ and $M=40, 50, 60$.

The results are compatible, which confirm the efficiency of the methodology for evaluating the toughness to ferritic steel fracture in the transition region. Therefore, in these conditions, we can state the master curve concept has indeed been validated.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	IX
LISTAS DE TABELAS.....	XII
LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS	XIII
1 - INTRODUÇÃO	1
2 - OBJETIVO	7
3 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	9
3.1– FRATURA EM METAIS	10
3.1.1 – <i>Introdução</i>	10
3.1.2 – <i>Resistência dos metais</i>	11
3.2 – MECÂNICA LINEAR ELÁSTICA DA FRATURA (MLEF).....	14
3.2.1 – <i>Conceito de Mecânica da Fratura</i>	14
3.2.2 – <i>Modos de separação na ponta da trinca</i>	16
3.2.3 – <i>Fator de intensidade de tensão</i>	17
3.2.4 – <i>Correção para a Zona Plástica na Ponta da Trinca</i>	20
3.2.5 – <i>Aplicação de K como critério de fratura</i>	24
3.3 – MECÂNICA ELÁSTICO-PLÁSTICA DA FRATURA (MEPF).	26
3.3.1 – <i>Introdução</i>	26
3.3.2 – <i>Crack Tip Opening Displacement (CTOD)</i>	27
3.3.3 – <i>Integral J</i>	30
3.4.– ESTUDO DA TENACIDADE À FRATURA NA REGIÃO DE TRANSIÇÃO.	33
3.4.1 - <i>Introdução</i>	33
3.4.2 – <i>Teoria do elo-mais-fraco</i>	34
3.4.3 – <i>Efeitos de tamanho</i>	37
3.4.4 – <i>Efeitos da restrição à plasticidade</i>	38
3.4.5 – <i>Conceitos estatísticos aplicados à fatura frágil (Distribuição de Weibull)</i>	39
3.4.6 – <i>Curvas de Referencia ASME</i>	42
3.5. – CURVA MESTRA (“MASTER CURVE”)	44
3.5.1 – <i>Introdução</i>	44
3.5.2 – <i>Determinação da temperatura de referencia (T_0) conforme norma ASTM E1921-97</i>	47
3.5.3 – <i>Limites de Confiança Associadas ao Valor da Temperatura de Referencia (T_0)</i>	50
3.5.4 – <i>Incertezas Associadas ao Valor da Temperatura de Referência (T_0)</i>	50
3.5.5 – <i>Validades Associadas ao Valor da Temperatura de Referência (T_0)</i>	51
4 - DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DE REFERÊNCIA T_0, UTILIZANDO O “EURO-TESTE”	53

4.1 – O EURO-TESTE.....	53
4.1.2 – <i>Obtenção dos Corpos-de-Prova</i>	55
4.1.3 – <i>Ensaio de Resistência à Fratura</i>	61
4.1.4 – <i>Pré-trincamento</i>	61
4.1.5 – <i>Medidas de carga e deslocamento</i>	62
4.1.6 – <i>Temperatura de ensaio</i>	62
4.1.7 – <i>Determinação de J-integral</i>	63
4.1.8 – <i>Outros ensaios</i>	64
4.1.9 – <i>Resultados</i>	65
4.1.10 – <i>Resultados dos testes de elasticidade</i>	69
4.1.11 – <i>Discussão</i>	70
4.1.12 – <i>Conclusão Parcial</i>	75
5 - NORMA ASTM E 1921-97-DESTAQUES.....	78
6 - ANÁLISE DE SENSIBILIDADE DOS PARÂMETROS: K_{MIN}, M e m SOBRE T_0 PARA A VALIDAÇÃO DA CURVA MESTRA.....	86
6.1 - METODOLOGIA.....	86
6.2 – PROCEDIMENTO APLICATIVO DA METODOLOGIA DA CURVA MESTRA (COM VALORES DIFERENTES DOS VALORES DOS PARÂMETROS NORMALIZADOS)... 88	88
6.2.1 – <i>Cálculo realizado com parâmetro $K_{min} = 0, 10, 30, (MPa \sqrt{m})$ substituindo nas fórmulas seguintes (C, D, E) para as temperaturas: - 91°C, -60°C, -40°C, -20°C.....</i>	89
6.2.2 - <i>Cálculo realizado com parâmetros $m = (3), (3,5), (4,5), (5,0)$, substituindo nas fórmulas (C, D) para as seguintes temperaturas: - 91°C, -60°C, -40°C, -20°C.....</i>	90
6.2.3 – <i>Cálculo realizado com parâmetros $M = 40, 50, 60$, na fórmula (D) para as seguintes temperaturas: -91°C, -60°C, -40°C, -20°C. ..</i>	90
7 - RESULTADOS.....	91
7.1 - EFEITOS DO PARÂMETRO K_{MIN}	92
7.2 – EFEITOS DO PARÂMETRO M	944
7.3 – EFEITOS DO PARÂMETRO m	98
7.4 – DISCUSSÃO.....	99
8 - CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTUROS. 1044	
9 - ANEXOS I – II – III (PLANILHAS).....	1066
10 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	515

LISTA DE FIGURAS.

Figura 1: Comportamento à fratura de aços ferríticos. [Ref. 3]	2
Figura 2: Efeitos de fragilização neutrônica na tenacidade dos aços ferríticos. [Ref. 5].....	4
Figura 3: Força coesiva em função da separação dos átomos. [Ref. 8] .	11
Figura 4: Modelo de trinca elíptica [Ref. 8]	13
Figura 5: Modos de fratura. [Ref. 11]	16
Figura 6: Definição do Eixo de Coordenadas na Ponta da Trinca. [Ref. 12]	17
Figura 7: Tensão Normal para a trinca plana no modo I. [Ref.12]	19
Figura 8: Tamanho da zona plástica (Irwin). [Ref. 11]	20
Figura 9: Segunda estimativa para zona plástica de Irwin. [Ref. 11]	22
Figura 10: Zona Plástica segundo Dugdale [Ref.13].....	23
Figura 11: Comparação entre os modelos para correção da zona plástica. [Ref. 12]	24
Figura 12: Efeito da espessura na tenacidade à fratura. [Ref. 12].....	25
Figura 13: Estimativa de CTOD considerando o modelo de Irwin. [Ref. 12]	28
Figura 14: Estimativa de CTOD considerando o modelo de Dugdale. [Ref. 12]	29
Figura 15: Definição da Integral J. [Ref. 1].....	31
Figura 16: Definição dos pontos fracos e críticos. [Ref. 2].....	35
Figura 17: Interação dos Picos de tensão, pontos fracos e temperatura. [Ref. 2]	36
Figura 18: Influência da profundidade da Trinca [Ref 7]	39
Figura 19: Curva Mestre (“ <i>Master Curve</i> ”) – K_{Jc} mediano x.....	44
Figura 21: Tratamento Térmico do Material tal como Descrito pelo Fornecedor.	56
Figura 22: Grande segmento do anel, do material 22NiMoCr37.....	57
Figura 23 - Matriz de ensaios, dos corpos-de-prova compacto, usada na geração do Euro-teste de resistência à fratura.	57
Figura 24 a: Posição / Localização das amostras dos corpos dos blocos de aço SX1 e SX4, 1/2 T amostras e amostra extensiva usadas para checagem de homogeneidade.....	58
Figura 24 b: Posição das amostras C(T) do corpo do bloco de aço SX2, 1/2 T e amostra extensiva usadas para checagem de homogeneidade..	58

Figura 24 c: Posição das amostras $C(T)$ do corpo dos blocos de aço SX5, 7, 9, 11, 13, 15 e 17	59
Figura 24 d: Posição das amostras $C(T)$ e amostras extensivas do corpo dos blocos de aço SX6, 8, 10, 12, 14, 16 e 18	59
Figura 24 e: Posição das amostras $C(T)$ do corpo dos blocos de aço SX3, 19, 20, 21, 23, 24 e 25.....	60
Figura 25 a: Desenho do corpo-de-prova $C(T)$ amostras usadas no projeto. (dimensões em mm)	60
Figura 25 b: Desenho do corpo-de-prova $C(T)$ das amostras usadas no projeto. Amostra de $1/2T$ tem integrado facas afiadas (dimensões em mm).....	61
Figura 26 a – Dispersão da resistência fratura para -154°C obtido em amostras de $1/2T$, $1T$ e $2T$ $C(T)$	66
Figura 26 b – dispersão da resistência fratura para -110°C obtido em amostras de $1/2T$ $C(T)$	66
Figura 26 c – dispersão da Resistência à fratura para -91°C obtido em amostras de $1/2T$, $1T$, $2T$ e $4T$ $C(T)$	67
Figura 26 d – dispersão da resistência à fratura para -60°C obtido em amostras $C(T)$ de $1/2T$, $1T$ e $2T$	67
Figura 26 e – Dispersão da resistência à fratura para -40°C obtido em amostras $C(T)$ de $1/2T$, $1T$ e $2T$	68
Figura 26 f – Dispersão da resistência à fratura para -20°C obtido em amostras $C(T)$ de $1/2T$, $1T$, $2T$ e $4T$	68
Figura 26 g – dispersão da resistência à fratura para 0°C obtido em amostras $C(T)$ de $1/2T$, $1T$, $2T$ e $4T$	69
Figura 26 h - Dispersão da resistência à fratura para 20°C obtido em $C(T)$ de $1T$, $2T$ e $4T$	69
Figura 27 a – Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova $C(T)$ ensaiados a: -154°C	72
Figura 27 b - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova $C(T)$ ensaiados a: -110°C	73
Figura 27 c - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova $C(T)$ ensaiados a : -91°C	73
Figura 27 d - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova $c(T)$ ensaiados a: -60°C	74
Figura 27 e - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova $c(T)$ ensaiados a: -40°C	74
Figura 27 f - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova $C(T)$ ensaiados a: -20°C	74
Figura 27 g - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova $c(T)$ ensaiados a: 0°C	75

Figura 27 h - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para
corpos de prova C(T) ensaiados a: +20°C..... 75

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – Participantes do Projeto e Testes de Dureza de Fratura Providos pelos Laboratórios Individuais.....	54
TABELA 2 - Composição Química do 22NiMoCr37 (% peso).	55
TABELA 3 – Sensibilidade da fratura.....	64
TABELA 4 - Medidas do comprimento da trinca inicial na extensão “Comprimento da trinca inicial” (Painel A), Estabilidade da extensão das medidas de ruptura “Extensão da ruptura maleável” (Painel B).	65
TABELA 5 – Teste de resultado de tensão.....	70
TABELA 6 – Valor da Constante C associada ao tamanho do corpo-de- prova. ^[40]	83
TABELA 7 – Quantidades de Corpos-de-prova ensaiados.....	86
TABELA 8 – Valores de b_0 relacionado com a espessura do corpo-de- prova.....	87
TABELA 9 – Valores σ_{YS} relacionado com a temperatura de ensaio. ...	88
TABELA 10 – Valores T_0 com valores K_{min} , M e m normalizados.....	91
TABELA 11 - Valores de T_0 com $K_{min}= 20, 0, 10, 30 MPa\sqrt{m}$	92
TABELA 12 - T_0 Calculado para cada espessura (T) com os seguintes valores de K_{min} , mantidos M e m “padrão”	93
TABELA 13 - Valores de T_0 com $M=30, M=40, M=50, M=60$	95
TABELA 14 – T_0 Calculado para cada espessura (T) com os seguintes valores de M , mantidos k_{min}	96
TABELA 15 - % de corpos de prova censurados.....	97
TABELA 16 - Valores de T_0 com $m=(4), (3), (3,5), (4,5), (5)$	98

TABELA 17 - T_0 Calculado para cada espessura (T) com os seguintes valores de m , mantidos K_{min} . M "padrão"	99
TABELA 18 - Valores da variação de M	101
TABELA 19 - Valores da variação de M para cada espessura (T)...	102

LISTA DE SIGLA E ABREVIATURAS

Propriedades do material

E: Módulo de Yong

σ_{YS} : Limite de Escoamento

σ_{UTS} : Limite de Resistência

σ_Y : Tensão Efetiva (média entre σ_{YS} e σ_{UTS})

Geometria

a_0 : Comprimento Inicial da trinca

a_i : Comprimento Final da trinca

b_0 : Ligamento Remanescente

B, B_{XT} : Espessura do Corpo de prova

B_{1T} : Espessura Unitária (01 polegada)

W: Largura do Corpo de prova

1T: Espessura Unitária (25,4mm=1")

Curva Mestre e Distribuição de Weibull

P_f : Probabilidade Acumulada de Falha

K_{min} : Constante Representando um Valor Limiar para Tenacidade à Fratura

K_0 : Parâmetro de Escala

m : Coeficiente Angular do Ajuste em Coordenadas de Weibull

M : Constante para Garantia da Restrição da Zona Plástica na Ponta de uma Trinca

J : Integral J

J_{IC} : Valor Critico da integral J para Modo I

K : Fator de Intensidade de Tensão

K_{IC} : Fator de Intensidade de Tensão Critico para Modo I, no EPD

K_{JC} : Fator de Intensidade de Tensão Critico para Modo I, Calculado a partir de J_{IC}

$K_{IC(1T)}$: K_{IC} ajustado para o Corpo de prova de Espessura Unitária

$K_{IC((med))}$: K_{JC} médio

$K_{IC((lim))}$: K_{JC} Valor limite para K_{JC}

T : Temperatura para Ensaio

T_{28J} : Temperatura Relativa à Energia de 28J no ensaio de Impacto Charpy

T_0 : Temperatura de Referências (Curva Mestre)

Abreviaturas

EPT:	Estado Plano de Tensão
EPD:	Estado Plano de Deformação
MLEF:	Mecânica Linear Elástica da Fratura
MEPF:	Mecânica Elasto-Plástica da Fratura
CTOD:	Crack tip. Open Displacement
ASTM:	American Society Testing Materials
ASME:	American Society of Mechanical Engineers
ESIS:	European Structural Integrity Society

1 - Introdução

As pesquisas sobre os fenômenos referentes à fratura em metais foram estimuladas pela necessidade de prever e prevenir as falhas em construções mecânicas. Os problemas da fratura em metais são estudados por diversas esferas científicas, onde os aspectos mecânicos são um dos objetivos da mecânica da integridade, também chamada de mecânica da fratura que utiliza hipóteses e métodos da mecânica dos corpos sólidos. ^[1]

A mecânica da fratura procura caracterizar o comportamento dos materiais e dos corpos que apresentam um defeito ou trinca. Isto é realizado através de um tratamento quantitativo a partir do relacionamento da resistência à fratura do material do corpo trincado com a sua geometria e carregamento aplicado. ^[2]

Muitas vezes, leva a métodos e concepções de validade restrita à diversidade de materiais, às inúmeras condições operacionais a que estão atrelados ou à complexa geometria dos elementos estudados. Além de tratamentos analíticos e quantitativos a mecânica de integridade estrutural utiliza também procedimentos experimentais sobre os fenômenos para verificar hipóteses e para determinar inúmeros parâmetros utilizados em seus modelos.

No caso dos aços ferríticos, empregados na construção de vasos de pressão convencionais e nucleares, o comportamento à fratura se altera com a temperatura e pode ser representado conforme figura 1. [3]

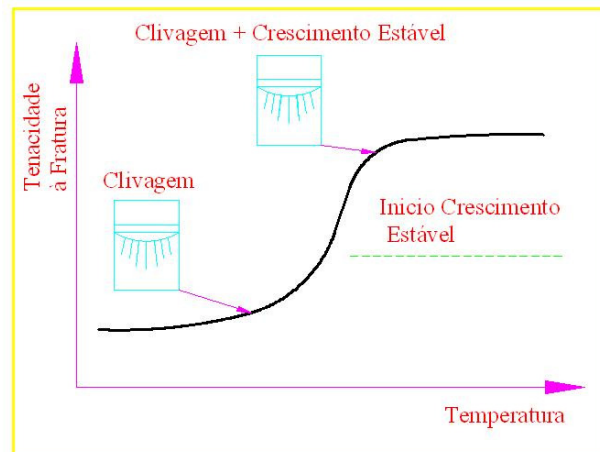


Figura 1: Comportamento à fratura de aços ferríticos. [Ref. 3]

Quanto aos patamares inferior e superior, apresentados na figura 1, significam respectivamente região de comportamento frágil do material, associado às baixas temperaturas, assim ocorrendo fratura de forma brusca (clivagem) e região de comportamento dúctil do material, caracterizada por temperaturas mais altas, obtendo-se uma fratura por crescimento estável da trinca. Entre os dois patamares encontra-se a chamada “região de transição dúctil – frágil” que é uma região no qual o comportamento à fratura demonstra uma natureza bastante estatística e sua importância vem crescendo devido ao fato de estarem em grande aceitação

programas de extensão de vida de instalações nucleares e equipamentos em todo o mundo.

Na fase de projeto de estruturas e componentes, o procedimento usual visa usar esses materiais no patamar superior, onde o comportamento é dúctil, assim é mais fácil tolerar a existência de trincas no material nessa região, uma vez que, normalmente, a falha não se dá por um fato instável de fratura frágil, mas sim, por um colapso plástico da seção transversal ou por um rasgamento dúctil, precedido do crescimento estável das trincas ^[4].

No entanto, no caso de projetos de vasos de pressão, deve-se considerar a possibilidade do aço apresentar um comportamento misto dúctil-frágil, típico da região de transição. Esta conseqüência é causada devido à degradação do material ao longo de sua vida útil, dentre os quais sobressaem: fragilizações devido ao meio e irradiação neutrônica, e também pelo envelhecimento térmico, causado pelo efeito cíclico térmico existente na variação de temperatura.

Quanto à irradiação neutrônica é característica de instalações nucleares, resultante do bombardeio da parede do vaso de pressão, do aço ferrítico pelos nêutrons rápidos, produzidos pelas reações de fusão ocorridas no interior do reator, que alteram a estrutura cristalina do material, fragilizando-o. A conseqüência da

fragilização neutrônica pode ser percebida pelo deslocamento da curva de tenacidade à fratura, conforme esquematizado na figura 2^[5].

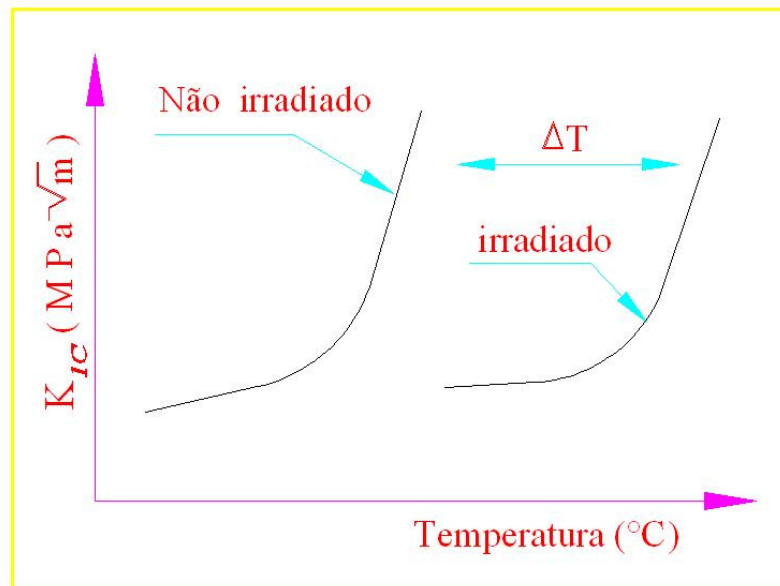


Figura 2: Efeitos de fragilização neutrônica na tenacidade dos aços ferríticos. [Ref. 5]

Visando esses fatores de fragilização, um estudo aprofundado da tenacidade à fratura na região de transição torna-se fundamental em programas de extensão de vida de componentes metálicos, em particular nas usinas nucleares e por motivo de segurança.

Diferentemente do que ocorre nos dois patamares definidos pela figura 1, na região de transição não é possível definir um único valor de tenacidade à fratura, caracterizado por J_C (integral J no movimento da clivagem), devido à forte influência da geometria, tamanho dos corpos-de-prova e espalhamento dos dados. Esses

fatores implicam a necessidade de tratamento estatístico dos resultados, para melhor esclarecimento do comportamento à fratura do material na região de transição. [6]

Até pouco tempo atrás, a única ferramenta disponível para se verificar o comportamento dos aços na região de transição era apresentada pelas curvas de referência descritas pelo código ASME [23], que são curvas limites relacionando valores de tenacidade à fratura com a temperatura de ductilidade nula (RT_{NDT}), obtida por ensaios de impacto e queda de peso.

Devido à geração de novos dados, do conservadorismo destas curvas tem sido questionada. A escolha da abordagem definida pelo código ASME, evidencia algumas desvantagens como: investimento financeiro muito alto para obtenção de curvas em vários ensaios, no qual muito dos materiais pesquisados já não são mais utilizados, não há um tratamento específico, na região de transição, quanto a dispersão dos dados decorrente das variações dos materiais e estas curvas apresentam resultados muito conservadores, pelo motivo de que a temperatura de referência (RT_{NDT}) está fundamentada em correlações empíricas, abrangendo ensaios Charpy, mecânica da fratura e queda de peso e também devido às incertezas nas correlações e altos fatores de segurança contidos no processo.

Considerando as inconveniências e a necessidade de uma abordagem moderna e econômica, existem no momento várias propostas de metodologia envolvendo métodos determinísticos e estatísticos para explicar o comportamento do material na região de transição (dúctil – frágil).

Dentre os modelos estatísticos, destaca-se a metodologia da curva mestra proposta por Wallin ^[7], posteriormente normatizada pela ASTM.

Por essa metodologia, obtém-se uma expressão para caracterização do comportamento mediano dos valores de tenacidade à fratura com a temperatura, através de estudos estatísticos, fazendo uso da distribuição de Weibull (de 3 parâmetros), da hipótese do elo-mais-fraco e considerando sempre os valores de tenacidade expressos em termos do fator intensidade de tensão obtido a partir de J_C (K_{JC}). ^[3]

A expressão proposta para a “master curve” faz uso da chamada “temperatura de referência” (T_0), que corresponde à temperatura de ensaio na qual o valor de K_{JC} mediano possui o valor de $100\sqrt{m}$.

Um grande avanço da “master curve” é a possibilidade da utilização de pequenos corpos-de-prova para execução dos ensaios e a aplicação de métodos estatísticos para o tratamento da

dispersão dos dados, permitindo assim, estabelecer níveis de confiabilidade para os resultados [6].

2 - Objetivo

Nesta pesquisa, pretendo trazer uma contribuição aos estudos de validação da curva mestra, utilizando os dados (experimentos) do euro-teste, aplicando a metodologia da curva mestra (“master curve”), em análise de sensibilidade de T_0 aos parâmetros com valores diferentes do normatizado (ASTM 1921-97). $K_{min} = 0, 10, 30$, $m = (3), (3,5), (4,5), (5,0)$ e $M = 40, 50, 60$. Para as temperaturas de: $-91^{\circ}C$, $-60^{\circ}C$, $-40^{\circ}C$, $-20^{\circ}C$.

A curva mestra é um modelo estatístico para caracterização da tenacidade à clivagem de materiais na região de transição (dúctil – frágil).

Tratando-se de uma metodologia recente, torna-se necessário um conjunto de um maior número de dados, com diversos tipos de aço, para fornecer uma maior confiabilidade ao modelo proposto. Tendo em vista essa necessidade, foi escolhido o euro-teste, como contribuição para validação dessa metodologia, sendo utilizado um aço forjado e temperado DIN (22NiMoCr37).

Decidiu-se utilizar o euro-teste pelo motivo de que este tem como objetivo de colocar à disposição da comunidade científica um

conjunto abrangente de dados que mostram os efeitos do tamanho dos corpos-de-prova e da temperatura, sobre o espalhamento da tenacidade à fratura, em toda a região de transição (dúctil – frágil), de um aço típico usado na construção de vasos de pressão.

3 - Revisão Bibliográfica

Através deste capítulo, serão apresentados aspectos gerais da integridade estrutural x mecânica da fratura, abrangendo conceitos básicos relacionados ao fenômeno de fratura em metais, também serão apresentados alguns modelos para avaliação da tenacidade à clivagem (isto é: um súbito e instável crescimento da trinca), apresenta-se também, de forma mais detalhada, a metodologia da “curva mestra” com o equacionamento normatizado.

No final, serão apresentados modos para contribuição aos estudos de validação curva mestra utilizando os dados do “euro-teste”.

3.1– Fratura em metais

3.1.1 – Introdução

Fratura é a separação ou fragmentação de um corpo sólido em duas ou mais partes, sob ação de uma tensão ^[8]. Este processo é constituído pelas fases: início ou nucleação da trinca, propagação da trinca e ruptura final.

De uma forma geral, pode ser classificada em duas categorias: fratura dúctil e fratura frágil, a primeira é caracterizada pela ocorrência de uma apreciável deformação plástica antes e durante a propagação da trinca. A fratura frágil nos metais é caracterizada pela propagação instável da trinca, sob carga constante ou decrescente, a uma velocidade próxima à de propagação do som no material, por toda a seção resistente. Durante a propagação, a zona de deformação plástica que, no caso dos metais e ligas, sempre existe na ponta da trinca, está confinada por uma região deformada elasticamente, isto é, a fratura se dá sem deformação plástica macroscópica. ^[9]

A tendência para fratura frágil aumenta com a diminuição da temperatura, com aumento da taxa de deformação e com o estado triaxial de tensões. Este tipo de fratura deve ser evitada porque normalmente ocorre sem nenhuma advertência previa, podendo provocar conseqüências desastrosas. ^[8]

3.1.2 – Resistência dos metais.

Uma trinca só se propaga se a tensão na ponta da mesma for superior à coesão do material nesta mesma região. A coesão é a resultante das forças de atração e repulsão que agem entre os átomos e é função da distância que os separa. A figura 3 mostra a variação da coesão em função da distância entre os átomos. E a_0 é o espaçamento entre os átomos para o material não deformado.

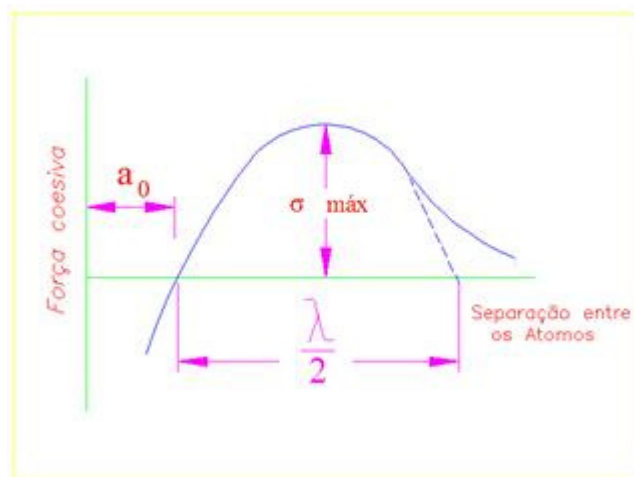


Figura 3: Força coesiva em função da separação dos átomos. [Ref. 8]

A resistência coesiva teórica pode ser aproximada por uma curva senoidal:

$$\sigma = \sigma_{\max} \cdot \text{sen} \frac{2\pi x}{\lambda} \quad (1)$$

Sendo σ_{\max} a resistência coesiva teórica máxima e $X = (a - a_0)$ corresponde ao deslocamento do espaço existente interatômico

numa rede de comprimento de onda λ . Mas falando sobre pequenos deslocamentos temos: $\text{Sen } X \approx X$:

$$\sigma = \sigma_{\max} \cdot \frac{2\pi x}{\lambda} \quad (2)$$

Para sólido elástico frágil, é encontrado pela lei de Hooke:

$$\sigma = E \cdot e = \frac{E x}{a_0} \quad (3)$$

Nas equações (2) e (3), elimina-se o X , obtém-se:

$$\sigma_{\max} = \frac{\lambda E}{2\pi a_0} \quad (4)$$

Na ocorrência de uma fratura em um sólido frágil, todo trabalho realizado para a fratura, será destinado para aparecimento de duas novas superfícies, que possuem uma energia superficial de, γ_s , ergs / cm². O trabalho realizado por unidade de área superficial, na criação da fratura, é por definição, a área sob a curva tensão – deformação:

$$U_0 = \int_0^{\lambda/2} \sigma_{\max} \text{sen} \frac{2\pi x}{\lambda} dx = \frac{\lambda \sigma_{\max}}{\pi} \quad (5)$$

Sendo essa energia destinada para o aparecimento de duas novas superfícies:

$$\frac{\lambda \sigma_{\max}}{\pi} = 2\gamma_s \quad \text{ou} \quad \lambda = \frac{2\pi\gamma_s}{\sigma_{\max}} \quad (6)$$

Fazendo a substituição na equação (4), obtém-se:

$$\sigma_{\max} = \left(\frac{E\gamma_s}{a_0} \right)^{1/2} \quad (7)$$

Usando-se valores característicos para E , γ_s , a_0 , e outras expressões para curva força x deslocamento, sendo essas muito complexas do que uma aproximação senoidal, encontra-se valores estimados para $\sigma_{m\acute{a}x}$ com variaç\~{a}o entre $E/4$ e $E/15$.

Na pr\~{a}tica as tens\~{o}es de fratura s\~{a}o at\~{e} 1.000 vezes menores que os valores te\~{o}ricos, que s\~{o} s\~{a}o alcançados em alguns casos especiais.

Dessa forma, pode-se esperar que pequenos defeitos, como as trincas, atuem como concentradores de tens\~{o}es, capazes de elevar as tens\~{o}es at\~{e} atingir a resist\~{e}ncia te\~{o}rica de coes\~{a}o $\sigma_{m\acute{a}x}$.^[9]

A suposiç\~{a}o de que as trincas influenciam na tens\~{a}o de fratura, reduzindo os valores te\~{o}ricos, pode ser investigada, por exemplo, para o caso de uma trinca el\~{i}ptica, numa placa infinitamente larga, conforme ilustrado na figura 4.

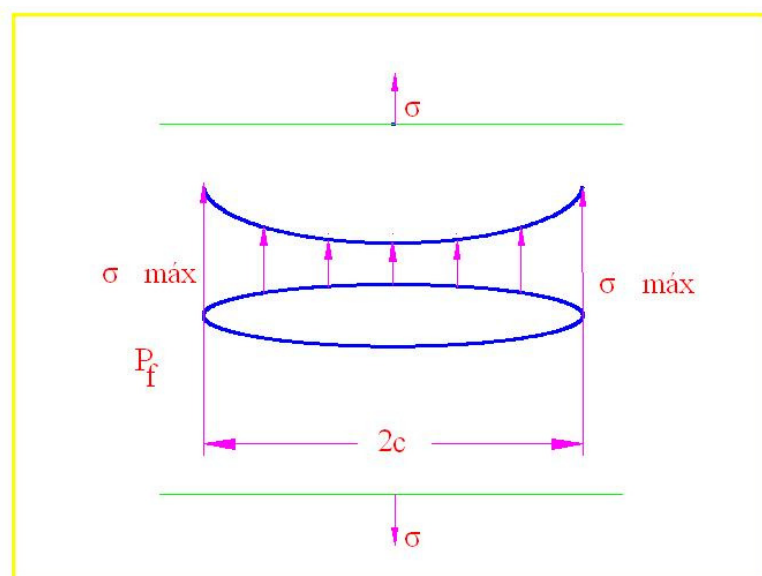


Figura 4: Modelo de trinca el\~{i}ptica [Ref. 8]

Nesta figura, o comprimento da trinca é $2C$ e ρ é o seu respectivo raio de curvatura, em seus extremos. Assim através desse modelo, pode ser demonstrado que a tensão de fratura do material contendo a trinca σ_f , é:

$$\sigma_f \approx \left(\frac{E\gamma_s \sigma_t}{4a_0 c} \right)^{1/2} \quad (8)$$

Usando-se valores práticos na equação (8), obtém-se, $\sigma_f \approx \frac{E}{1000}$, o que representa uma redução considerável da tensão de fratura, σ_f .

Um problema na aplicação da equação (8) é que para trincas muitas agudas, o valor da tensão de fratura tende a zero, o que não é observado experimentalmente, pois sempre é necessária uma tensão para que a fratura ocorra. [6]

3.2 – Mecânica Linear Elástica da Fratura (MLEF)

3.2.1 – Conceito de Mecânica da Fratura

A Mecânica da fratura procura caracterizar o comportamento dos materiais e dos corpos que apresentam um defeito ou trinca. Isto é realizado através de um tratamento quantitativo a partir do relacionamento da resistência à fratura do

material do corpo trincado com sua geometria e carregamento aplicado. [2]

A resistência a fratura ou: resistência a propagação da trinca, é chamada tenacidade à fratura do material. A força motriz da trinca, FMT, associado ao carregamento aplicado, é usualmente medida pelos parâmetros fator de intensidade de tensão (K) ou integral J (J). O primeiro se aplica no caso da mecânica da fratura linear (MFEL) quando a plasticidade é inexistente ou muito reduzida. Neste caso, quando a FMT (K) se igual a um dado valor crítico, a fratura ocorre de forma brusca (“clivagem”). [2]

A mecânica linear elástica da fratura (MLEF) trata os problemas da fratura em materiais elástico-lineares. O comportamento não-elástico é supostamente desprezível ou muito localizado. [1]

De uma forma geral, a MLEF se aplica aos materiais de comportamento frágil, e fornece um procedimento analítico que relaciona os campos de tensões nas proximidades da ponta da trinca à outros parâmetros, tais como: tensão nominal aplicada, tamanho, forma e orientação da trinca [10]. Assim, pode-se caracterizar a representação das propriedades de fratura de um material através de um único parâmetro, denominado fator de intensidade de tensões (K).

3.2.2 – Modos de separação na ponta da trinca.

Existem três modos distintos para que uma trinca se desenvolva em um material, dependendo da disposição do plano da trinca em relação à tensão aplicada. A figura 5 mostra os três modos de fratura. ^[11]

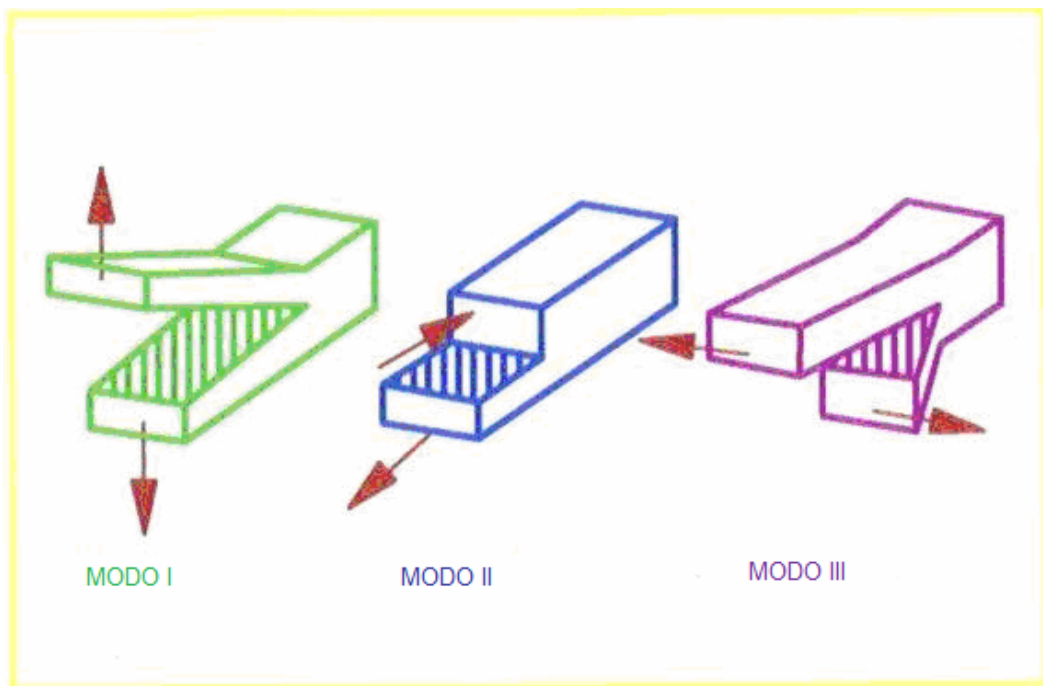


Figura 5: Modos de fratura. [Ref. 11]

O modo I é denominado de modo de abertura, onde a tensão de tração é normal às faces da trinca. O modo II é o modo de deslizamento ou cisalhamento, e a tensão é normal à aresta que avança. E o modo III denominado de rasgamento ou cisalhamento transversal apresenta a tensão de cisalhamento paralela à aresta que avança. ^[11]

3.2.3 – Fator de intensidade de tensão.

Usando um sistema de coordenadas polares (figura 6) originando-se na ponta de uma trinca e admitindo o comportamento elástico – linear do material, pode-se mostrar que o campo de tensões é definido por ^[12]:

$$\sigma_{ij} = \left[\frac{k}{\sqrt{r}} \right] f_{ij}(\theta) \quad (9)$$

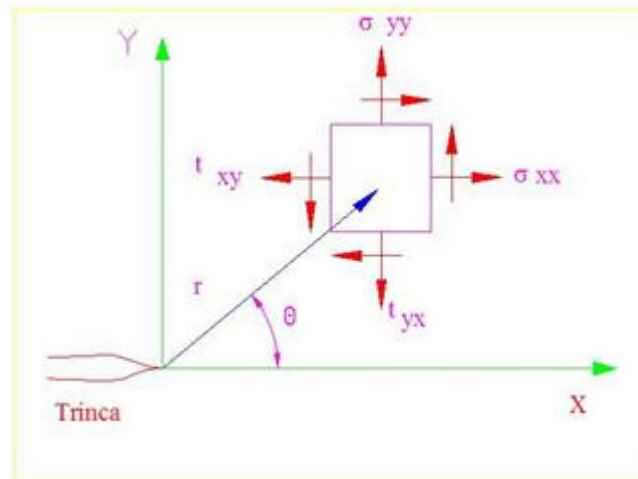


Figura 6: Definição do Eixo de Coordenadas na Ponta da Trinca. [Ref. 12]

Os termos de ordem mais elevada dependem da geometria, mas a solução para uma dada configuração sempre contém um termo proporcional a $\frac{1}{\sqrt{r}}$. Deste modo, a equação (9) descreve uma singularidade nas tensões para $r=0$. Pois quando r tende a

zero o termo $\frac{1}{\sqrt{r}}$ tende ao infinito e os demais termos permanecem finitos ou próximos de zero ^[12]. Portanto, as tensões próximas à ponta da trinca variam com $\frac{1}{\sqrt{r}}$ independente do aspecto tratado.

Cada modo de carregamento produz uma singularidade $\frac{1}{\sqrt{r}}$ na ponta da trinca, assim, a constante de proporcionalidade, K , pode ser modificada pelo fator de intensidade de tensões, K , onde $K = \sqrt{2\pi}$. Considerando o modo I, a caracterização do campo de tensões na ponta da trinca é dada por:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \quad (10)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \quad (11)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad (12)$$

$$\sigma_z = 0 \text{ (Estado Plano Tensão) ou}$$

$$\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \text{ (Estado Plano Deformação)} \quad (13)$$

$$\text{Além disso, } \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0.$$

A figura 7 ^[12] apresenta esquematicamente, a relação entre a tensão normal ao plano da trinca e a distância da ponta da trinca, para o modo I de carregamento. Observa-se que as equações (10)

a (13) tem validade somente na região próxima a trinca, onde o campo de tensões é dominado pela singularidade $\frac{1}{\sqrt{r}}$.

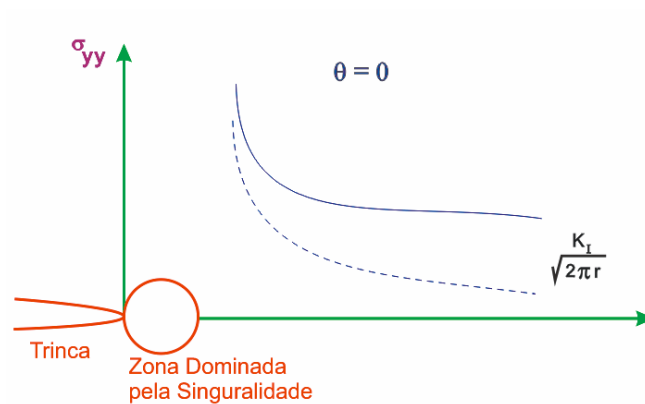


Figura 7: Tensão Normal para a trinca plana no modo I. [Ref.12]

O estado de tensões da ponta da trinca é definida pelo fator intensidade de tensões. Pode-se determinar todos os componentes de tensão, deformação e deslocamento em função de r e θ , desde que K seja conhecido. Este parâmetro, descrevendo as condições na ponta da trinca, tornou-se o mais importante conceito na mecânica de fratura. ^[12]

Pode-se dizer que as equações apresentadas são válidas somente para o modelo de uma placa infinita com trinca passante com um comprimento igual a “ $2a$ ”, sob uma tensão de tração. Já para as placas com dimensões finitas, deve-se aplicar um “fator de forma”, $f(a/w)$, onde w é a largura da placa, obtendo:

$$K_i = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot f\left(\frac{a}{w}\right) \quad (14)$$

3.2.4 – Correção para a Zona Plástica na Ponta da Trinca

A análise do comportamento linear-elástico conduz a tensões infinitas na ponta da trinca quando r tende à zero. Na realidade estas tensões elevadas não são observadas, devido à deformação plástica que o material vem apresentar. Criando-se assim junto à ponta da trinca uma “zona plástica”.

Irwin, considerando o estado plano de tensões e uma zona plástica circular e $\sigma_y = \sigma_{ys}$, propôs, numa primeira estimativa para o tamanho da zona plástica, o valor r_p . A figura (8) mostra o modelo, onde $r_p = 2r_y$ e r_y é obtido por:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (15)$$

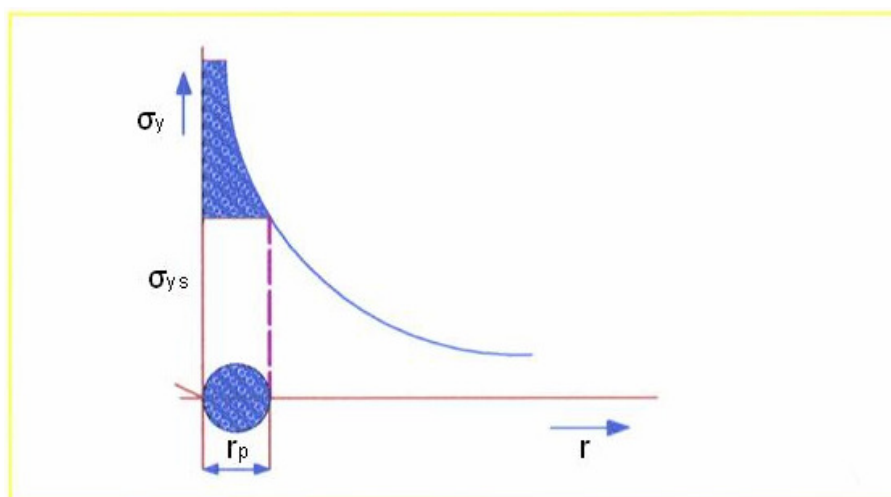


Figura 8: Tamanho da zona plástica (Irwin). [Ref. 11]

Através da figura (8), nota-se que a aproximação não é muito exata, pelo motivo que a distribuição de tensões acima de σ_{ys} (parte da figura que recebe hachura) não foi considerada. O próprio Irwin sugeriu, que dada a plasticidade na ponta, que a trinca se comporta como se fosse mais longa, tendo um comprimento efetivo a_{ef} . Assim, uma nova avaliação foi realizada considerando um tamanho efetivo da trinca, a_{ef} , dado por:

$$a_{ef} = a + \delta \quad (16)$$

Onde “ a ” é o comprimento real da trinca e “ δ ” é uma correção para a zona plástica. Deste modo o tamanho real da zona plástica r_p , passa a ser :

$$r_p = r_y + \delta \quad (17)$$

A redistribuição das tensões que estavam acima de σ_{ys} é representada pela correção δ . A figura 9 ilustra esta nova estimativa.

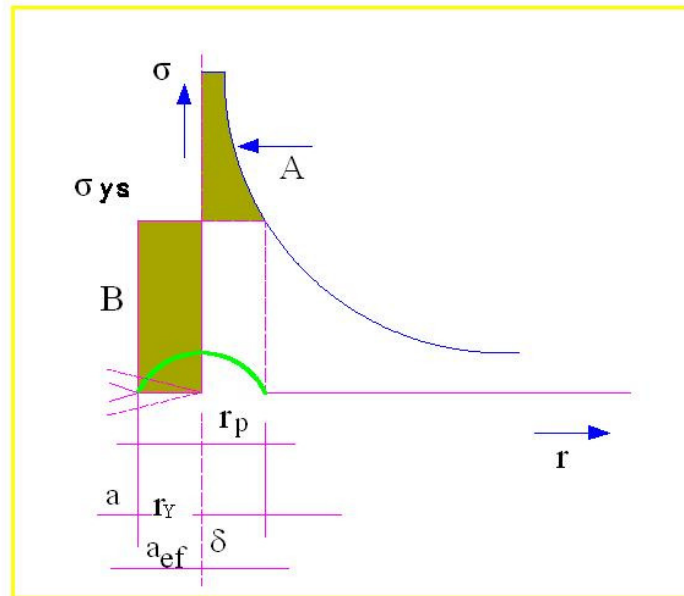


Figura 9: Segunda estimativa para zona plástica de Irwin. [Ref. 11]

Partindo da igualdade das áreas A e B, da figura 9, temos:

$$\delta = r_y \quad (\text{primeira estimativa}) \quad (18)$$

portanto, $r_p = 2r_y$, sendo assim, o tamanho da zona plástica na (2ª estimativa) é o dobro do encontrado pela primeira. Portanto, substituindo “a” por $(a + r_y)$ nas equações dos campos de tensões, fornece um ajuste necessário para considerar a plasticidade na ponta da trinca, em condições de escoamento em pequena escala [11].

Dugdale & Barenblatt propuseram um outro modelo para o tamanho da zona plástica. Através de seus estudos conclui-se que toda a deformação plástica ocorre numa faixa à frente da trinca. A zona plástica é introduzida novamente a partir de um tamanho de trinca efetivo dado por [13]:

$$a_{ef} = a + \rho \quad (19)$$

Onde ρ é o comprimento da zona plástica onde atua uma tensão igual ao limite de escoamento σ_{ys} , sendo aplicada nas duas pontas da trinca, tendendo a fechá-la. Este modelo está sendo mostrado na figura 10.

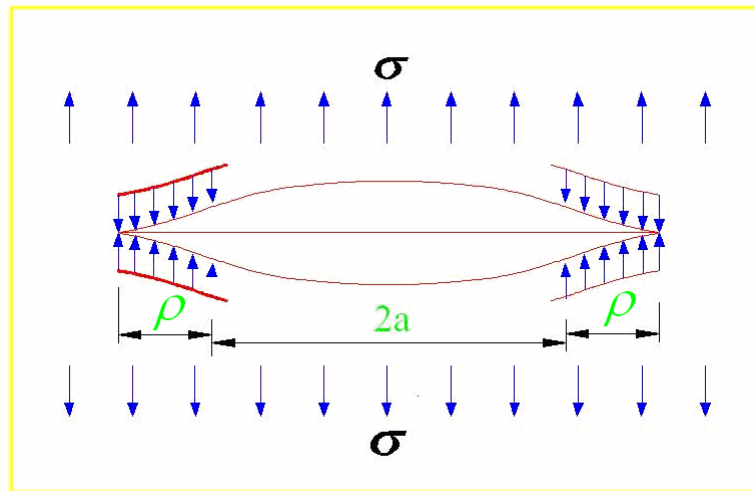


Figura 10: Zona Plástica segundo Dugdale [Ref.13]

Levando em conta que o valor do fator intensidade de tensões devido a carga aplicada (σ) é igual ao fator de intensidade de tensão, devido à tensão de escoamento, temos:

$$\frac{a}{a + \rho} = \cos\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_{ys}}\right) \quad (20)$$

Se desenvolvida a equação (20) através de série de Taylor.

Chega-se a:

$$\rho = \frac{\pi^2 \sigma^2 a}{8\sigma_{ys}^2} = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}}\right)^2 \quad (21)$$

Na comparação entre as correções propostas por Irwin e Dugdale, calculadas à partir de K_{ef} (valor de K com tamanho de trinca a_{ef}), mostrada pela figura 11, nota-se que:

- Ambas desviam da MLEF à partir de $\sigma > 0,5\sigma_{ys}$
- Os comportamentos das duas correções são semelhantes, até $0,85\sigma_{ys}$.

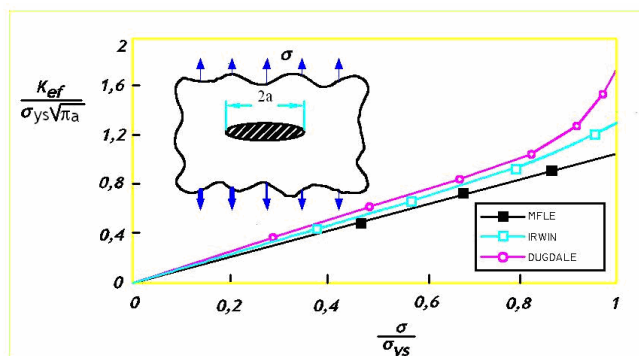


Figura 11: Comparação entre os modelos para correção da zona plástica. [Ref. 12]

3.2.5 – Aplicação de K como critério de fratura.

Como já foi apresentado, o parâmetro K define a amplitude da singularidade, caracterizando o campo de tensão na ponta da trinca. Admitindo-se que a falha de um material está associada a uma combinação de tensões, pode-se esperar que, atingindo um determinado valor crítico de intensidade de tensão (k_c), ocorra a propagação da trinca. Este valor de K_c pode então ser aplicado para caracterizar a tenacidade à fratura do corpo trincado.

Entretanto, o fator de intensidade de tensão crítico (K_c) só pode ser considerado uma propriedade do material se a zona plástica for pequena comparada às dimensões do material. A figura

12 ilustra o efeito da espessura no fator de intensidade de tensão crítico, para modo I

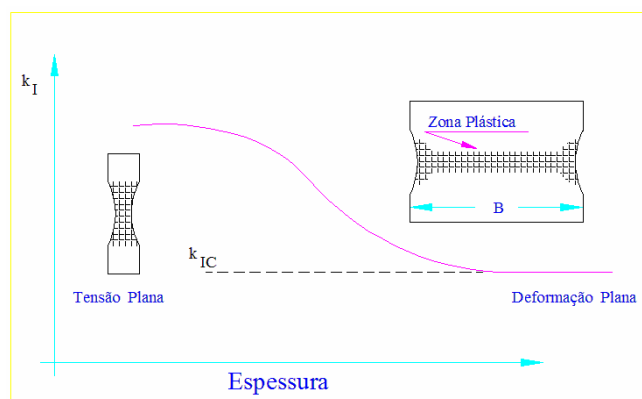


Figura 12: Efeito da espessura na tenacidade à fratura. [Ref. 12]

Como é mostrado na figura 12, as pequenas espessuras correspondem ao estado plano de tensão, onde K_I varia devido à perda de restrição do material. Aumentando a espessura do material atinge-se o estado plano de deformação e o valor de K_I torna-se constante e é neste ponto que seu valor pode ser considerado como propriedade do material e passa a ser chamado como K_{IC} .

De acordo com a ASTM ^[14], as dimensões dos corpos-de-prova para a determinação de K_{IC} , devem obedecer aos seguintes critérios:

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (22)$$

Sendo B a espessura, e W a largura do corpo de prova

A equação (22) implica que o tamanho da zona plástica, r_y , deve ser menor ou igual a 1/50 vezes as dimensões dos corpos-de-prova, a fim de se garantir a condição de deformação plana e um valor de K_{IC} independente da espessura ^[12].

Outra consideração importante refere-se aos modos de carregamento, pois os valores críticos de K são diferentes, isto é $K_{IC} \neq K_{IIC} \neq K_{IIIC}$. Como a maioria dos metais são mais susceptíveis à fratura pela ação de tensões normais do que cisalhantes, o Modo I tem maior importância prática, os outros modos de carregamento são mais empregados em estudo de interfaces, como exemplo, em compósitos.

3.3 – Mecânica elástico-plástica da fratura (MEPF).

3.3.1 – Introdução.

A mecânica linear elástica da fratura é válida apenas para materiais que apresentam deformações confinadas em uma pequena região ao redor da ponta da trinca. Nos materiais que possuem média ou baixa resistência mecânica, onde o tamanho da zona plástica é significativo em relação à espessura, os estudos desenvolvidos pela MLEF não se aplicam. Para esses materiais, utiliza-se um novo tratamento baseado em condições não-lineares

entre a tensão e a deformação, chamado mecânica elasto-plástica de fratura (MEPF) [6].

Os dois principais parâmetros considerados pela MEPF são o CTOD (Crack Tip Opening Displacement), que relaciona a abertura da ponta da trinca com a instabilidade causada pela deformação, e a integral J que se baseia na energia de deformação.

Na MEPF, quando a FMT (J) se iguala ao valor crítico do material, tem-se o início do crescimento estável (dúctil) da trinca que cresce com o aumento do carregamento. Neste caso a falha do corpo ocorre seja porque a trinca se propagou por toda largura e/ou espessura (rasgamento dúctil), seja pelo colapso plástico (quando não é mais possível o desenvolvimento de tensões no corpo que equilibrem o carregamento), ou seja, pela ocorrência de clivagem após algum crescimento dúctil da trinca [2].

3.3.2 – Crack Tip Opening Displacement (CTOD).

O deslocamento das superfícies da trinca, obtida pela correção de Dugdale é uma característica deformacional (natureza geométrica do estado do corpo, chamada de abertura da trinca) [1]. Wells, observou que a deformação plástica causava um embotamento na ponta da trinca, e que este, era proporcional à tenacidade do material. Assim Wells propôs a abertura da ponta da

trinca como um parâmetro para medição da tenacidade à fratura, chamado de CTOD ^[15].

Considerando a figura (13) Wells, ^[15] relacionou o valor de CTOD (δ) como o fator de intensidade de tensão no limite do escoamento em pequena escala. Das expressões para o campo de tensões e deformações em regime elástico podendo o deslocamento (u_y) ser expresso por:

$$u_y = \frac{k+1}{2\mu} K_1 \sqrt{\frac{r_y}{2\pi}} \quad (23)$$

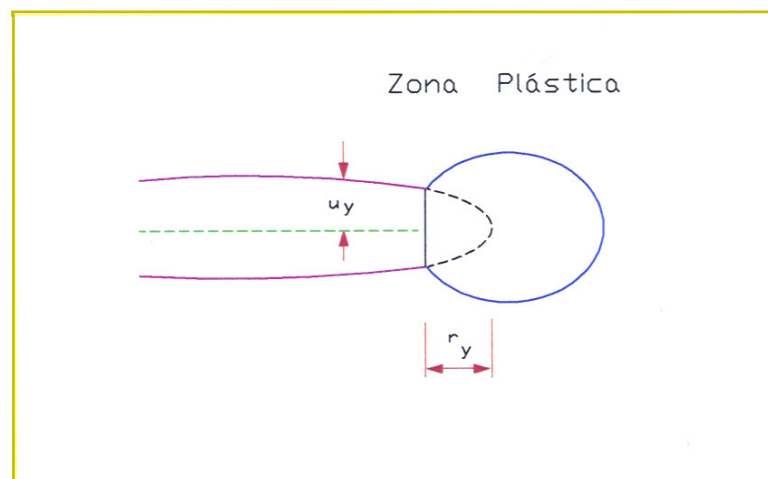


Figura 13: Estimativa de CTOD considerando o modelo de Irwin. [Ref. 12]

Utilizando a equação (16) para correção da zona plástica de IRWIN, obtém-se:

$$\delta = 2u_y = \frac{4K_1^2}{\pi\sigma_{ys}E} \quad (24)$$

A figura 14 apresenta o modelo proposto por Burdekin e Stone para o cálculo de CTOD, baseado na zona plástica segundo Dugdale ^[12].

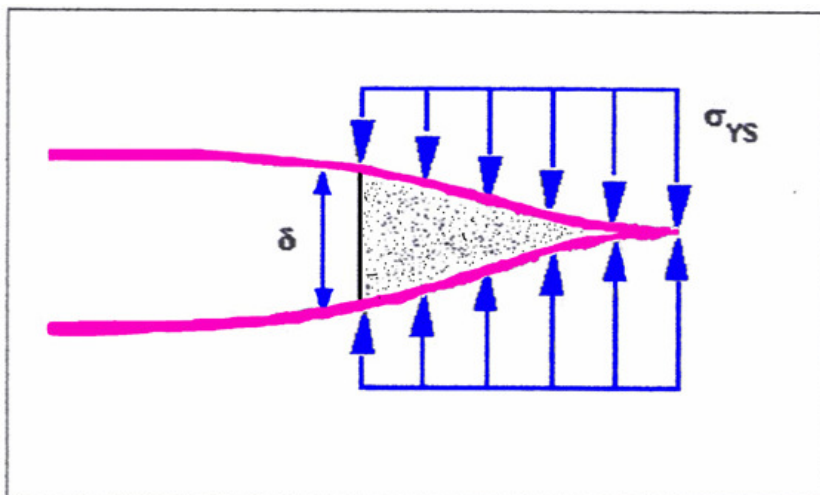


Figura 14: Estimativa de CTOD considerando o modelo de Dugdale.
[Ref. 12]

Nesse modelo, a expressão encontrada para CTOD foi:

$$\delta = \frac{8\sigma_{ys}a}{\pi E} \ln \sec\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_{ys}}\right) \quad (25)$$

Calculando-se em seqüência a equação (25), levando em conta que $\sigma \ll \sigma_{ys}$ (solicitação do regime elástico), encontra-se:

$$\delta = \frac{\pi\sigma^2 a}{E\sigma_{ys}} = \frac{K_I^2}{E\sigma_{ys}} \quad (26)$$

As equações anteriores consideram as condições do estado plano de tensão e materiais não encruáveis. Uma relação mais genérica englobando o estado de tensão e a capacidade do material em sofrer encruamento pode ser expressa por:

$$\delta = \frac{K_I^2}{mE'\sigma_{ys}} \quad (27)$$

Onde:

Para estado plano de deformação

$$m = 2 \text{ e } E' = E / (1 - \nu^2)$$

Para estado plano de tensão: $m = 1 \text{ e } E' = E$.

Sendo E o modulo de elasticidade do material

ν é o coeficiente de Poisson do material.

3.3.3 – Integral J

A aplicação de integrais invariantes para caracterização do estado de tensões e deformações em um corpo contendo uma trinca foi proposta por J. C Rice e G. P. Cherepanov no final dos anos 60. Em seus trabalhos originais, foi introduzida uma integral que representa a intensidade do trabalho mecânico na ponta da trinca ^[1].

Para um corpo com a trinca ao longo do eixo X_1 , ilustrado na figura 15, a integral J é definida por:

$$J = \int_r \left(w dx_2 - p_i \frac{du_i}{dx_1} ds \right) \quad (28)$$

Sendo r um contorno simples em torno da ponta da trinca.

ds é um elemento de contorno

$P_i = \sigma_{ij} n_j$ - São as componentes da força que representam a ação do domínio externo em relação ao contorno e a densidade de energia de deformação, W , é dada por:

$$w = w(\varepsilon) = \int_0^\varepsilon \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (29)$$

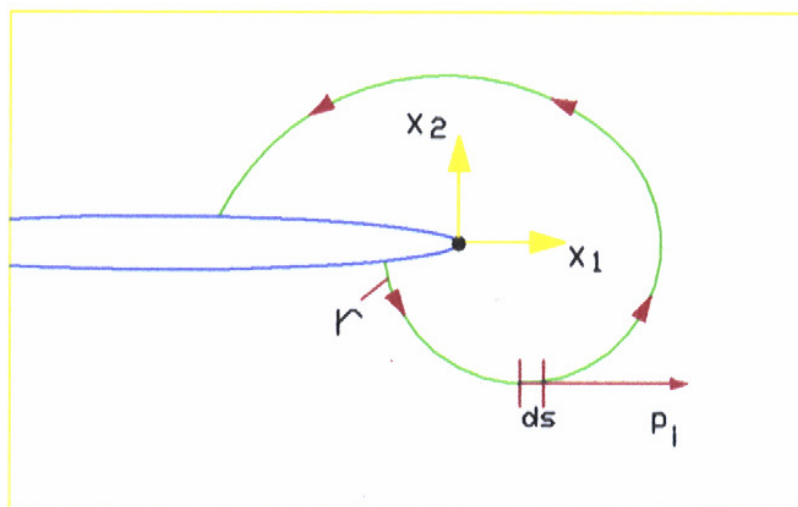


Figura 15: Definição da Integral J. [Ref. 1]

A integral J , como definida por Rice, caracteriza a conversão de energia na ponta da trinca e pode ser interpretada também, como a variação de energia armazenada, quando a trinca sofre uma extensão da sob deslocamento constante P (traduzida pela equação 30 no caso de corpo-de-prova com uma trinca lateral). Com este ultimo conceito a integral J foi inicialmente adotada por Landes e Begley^[38] para caracterizar o estado de tensões na ponta de uma trinca e a resistência do material ao crescimento de trinca e fratura (i e a : tenacidade à fratura do material).

$$J = -\frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a} \Big|_{\Delta} \quad (30)$$

Relação entre a integral J e o fator de intensidade de tensões (K):

$$J = \frac{K_I^2}{E} \quad (31)$$

(Tensão plana)

$$J = \frac{(1-\nu^2)K_I^2}{E} \quad (32)$$

(Deformação plana)

3.4.– Estudo da tenacidade à fratura na região de transição.

3.4.1 - Introdução

A mecânica da fratura é quem estabelece a determinação dos parâmetros da técnica do comportamento à fratura em um aço ferrítico.

Conforme apresentado na figura 1, para baixas temperaturas, a curva de tenacidade x temperatura mostra um patamar inferior, onde a fratura ocorre por um crescimento de trinca súbito e instável (clivagem), neste caso a tenacidade à fratura pode ser caracterizada pelo valor de K_{IC} .

Também na figura 1, pode-se observar que para altas temperaturas, a curva apresenta um patamar superior. Neste caso a fratura se dá por rasgamento dúctil ou colapso plástico. Nessa região, um dos parâmetros utilizados é a integral J , sendo o início do crescimento estável da trinca, representado pelo valor de J_{IC} .

É muito comum usar os valores da integral J na região de transição, e no momento da clivagem (J_C), convertendo-se depois para valores equivalentes em K_{JC} .

No entanto, a caracterização da tenacidade à fratura na região de transição mostra uma grande dispersão dos resultados, impossibilitando a determinação de um valor único capaz de representar este fenômeno.

A grande dispersão é causada basicamente devida à existência de pontos fracos (Teoria do “elo-mais-fraco”) no material, efeitos de tamanho (espessura) dos corpos-de-prova e pela perda da restrição à plasticidade na ponta da trinca.

3.4.2 – Teoria do elo-mais-fraco.

Landes ^[16] desenvolveu um modelo que explica qualitativamente o espalhamento dos resultados na região de transição, pelo motivo de ocorrerem partículas que representam defeitos na matriz do material, denominados de pontos críticos e pontos fracos. Neste modelo Landes relaciona a variação dos resultados devido ao efeito de tamanho e a razão pela qual corpos-de-prova menores tendem apresentar valores de J_C maiores.

Landes definiu uma zona de iniciação da trinca, contendo pontos críticos (em maior número) e pontos fracos (em menor número), mas de tamanho maior, que representam as imperfeições do material à frente da pré-trinca, figura (16). Usando argumentos estatísticos, foi estabelecido que a tenacidade à fratura é governada pelo ponto ou região de menor tenacidade à frente da trinca (elo-mais-fraco).

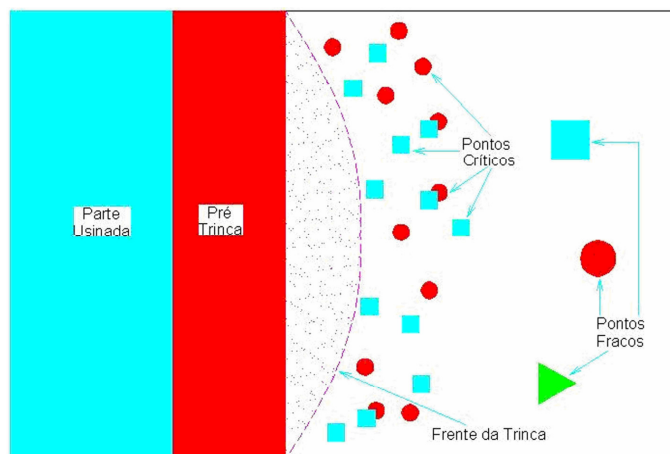


Figura 16: Definição dos pontos fracos e críticos. [Ref. 2]

Então pode-se descrever a fratura frágil da seguinte maneira: microtrincas ou partículas de impurezas existentes na matriz do material provocam concentrações de tensões em pontos dispersos. Em geral, a propagação desses defeitos é de curto alcance, mas, em um dado instante, eles podem crescer e se propagar, de modo a causar a fratura do material. Assim um certo número de pontos críticos deve ser ativado pelo campo de tensões, para que se tenha a fratura. Por outro lado, os pontos fracos, embora em menor número, necessitam de tensões menores para serem ativados. Desta forma, a descrição dos mecanismos que levam à fratura justifica o uso de modelos estatísticos (em particular a distribuição de Weibull) para caracterização do conjunto de valores de J_C ou K_{JC} [7].

O modelo também explica o efeito de tamanho e a grande dispersão dos valores da seguinte maneira: corpos-de-prova grandes tendem a apresentar uma concentração maior de

pontos fracos na proximidade da ponta da trinca, portanto, tendendo-se a um valor menor de tenacidade. Em corpos-de-prova menores, a distância entre os pontos fracos e a ponta da trinca contém uma variação desde pequenos comprimentos até comprimentos bem significativos. Como resultado, a tenacidade à fratura na região de transição é determinada por uma larga faixa de valores.

A fratura ocorre, preferencialmente, através dos pontos críticos, se as tensões forem suficientemente altas. Quando as tensões de pico não forem suficientemente altas para ativar a quantidade necessária de pontos críticos a fratura dependerá dos pontos fracos para ocorrer (conseqüentemente áreas maiores estarão sob tensão elevada e, portanto se obterá valores de tenacidade à clivagem maiores). A figura (17) mostra a interação e a ocorrência destes fenômenos com a temperatura. [2]

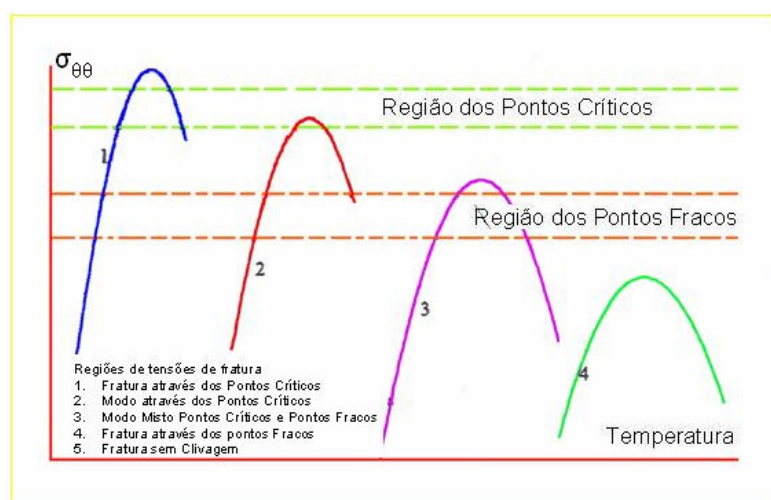


Figura 17: Interação dos Picos de tensão, pontos fracos e temperatura. [Ref. 2]

3.4.3 – Efeitos de tamanho

O “efeito de tamanho”, associado com a espessura, está relacionado à gradual transição entre a condição de estado plano de tensões – EPT (chapas finas) e a condição de estado plano de deformação – EPD (chapas grossas), explica parcialmente a variação dos valores de J_C , quando são utilizados corpos de prova de espessuras diferentes. [2]

Os valores de K_{JC} para corpos-de-prova com dimensões maiores, na região de transição, tendem a apresentar uma dispersão menor e apresenta um valor médio de tenacidade também menor, se comparados os valores encontrados para corpos-de-prova menores. [17]

No momento em que a região próxima à superfície da trinca onde predomina o estado plano de tensão (EPT) é relativamente pequena, comparando com a espessura, sua influência pode ser desprezada e o comportamento se tornando independente da espessura.

Modelos metalúrgicos e resultados experimentais revelam que existe um efeito absoluto da espessura nos valores de tenacidade à fratura que independe do nível de restrição e geometria dos corpos-de-prova ensaiados [13]. Wallin [19] obteve uma expressão para quantificar esse efeito, considerando uma

distribuição aleatória de defeitos micro estruturais no material à frente de uma trinca:

$$K_{B_{1T}} = K_{\min} + (K_{B_x} - K_{\min}) \left(\frac{B_{xT}}{B_{1T}} \right)^{1/4} \quad (33)$$

Esta expressão uniformiza para uma mesma espessura unitária (B_{1T}) os valores de tenacidade à fratura (K_{B_x}) obtida por corpos-de-prova com uma espessura B_{xT} . O valor “1T” refere-se à espessura unitária de uma polegada e “X” expressa frações ou múltiplos dessa espessura unitária.

3.4.4 – Efeitos da restrição à plasticidade

A excessiva dispersão dos valores de tenacidade à fratura na região de transição, deve-se ao nível de restrição à plasticidade na ponta da trinca. Quanto maior a restrição, menores serão os níveis de plastificação e a deformação na ponta da trinca, tendo assim o aumento da probabilidade de ocorrer fratura por clivagem nos aços ferríticos. [12]

Para uma mesma espessura, a restrição será maior no caso de trincas profundas, onde se tem uma maior quantidade de material elástico envolvendo a ponta da trinca, limitando sua

plastificação. [2] A figura 18 [2] demonstra a influência da profundidade da trinca sobre a tenacidade à fratura.

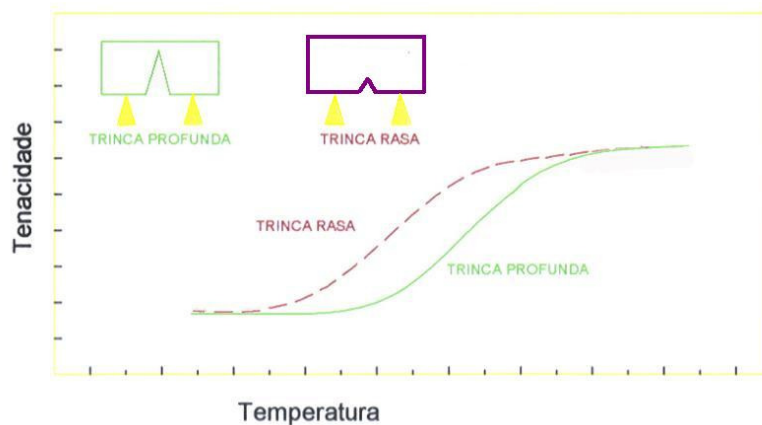


Figura 18: Influência da profundidade da Trinca [Ref 7]

3.4.5 – Conceitos estatísticos aplicados à fatura frágil (Distribuição de Weibull).

Decidiu-se pela aplicação da distribuição estatística de Weibull, para o tratamento dos valores alcançados na região de transição, pela suposição de que a tenacidade à fratura está associada a distribuição de defeitos como: microtrincas, inclusões e impurezas.

Landes & Shaffer [21] originalmente propuseram a aplicação do modelo estatístico de Weibull de dois parâmetros para o tratamento dos resultados dos valores de J_C na região de transição. Sendo esta proposta expressa pela equação (34):

$$P_f = 1 - \exp\left(-\frac{J_c}{J_0}\right)^m \quad (34)$$

Onde:

P_f = Probabilidade acumulada de que o valor de tenacidade à ruptura (J_C) seja menor que um dado J .

J_0 = Parâmetro de escala e representa o valor de J_C

onde $\ln [-\ln (1 - P_f)] = 0 \rightarrow P_f = 0,632$.

m = Ângulo da reta que melhor se ajusta aos pontos (P_f e J_C) no gráfico de $\ln [-\ln (1 - P_f)]$ Vs. $\ln J_C$.

Um baixo valor de “ m ” indica alto grau de espalhamento dos dados.

A equação (34) mostra dois inconvenientes, implicitamente associa um valor nulo de probabilidade de ocorrência de fratura só para tenacidade à clivagem nula, e prevê um espalhamento dos valores de tenacidade à clivagem maior do que o verificado experimentalmente ^[2]. Para solucionar esses problemas e utilizando valores de K_{J_C} , Landes & Mc Cabe ^[22] apresentam a distribuição de Weibull modificada, com três parâmetros, apresentada pela equação (35).

$$1 - P_f = \exp \left[- \left(\frac{K_{JC} - K_{min}}{K_0} \right)^m \right] \quad (35)$$

Onde, K_{min} é um valor limite de K , abaixo do qual, a probabilidade de ocorrência da fratura é nula.

Através de seus estudos Anderson ^[12] mostrou que a distribuição de Weibull mais adequada tem a forma apresentada pela equação (36), onde o valor de P_f é dado pela equação (37), N é o número de resultados disponíveis e “ i ” é a posição de um valor K_{JC} , no conjunto de valores após ordenação crescente.

$$1 - P_f = \exp \left[- \left(\frac{K_{JC} - K_{min}}{K_0 - K_{min}} \right)^m \right] \quad (36)$$

$$P_f = \frac{i - 0,3}{N + 0,4} \quad (37)$$

Através de um grande conjunto de dados experimentais Wallin ^[23,24] e Landes ^[20], mostraram que o expoente “ m ” tende para o valor constante 4, à medida em que o número de resultados experimentais aumentam. Wallin ^[23,24], através de simulações estatísticas mostrou que o valor do parâmetro K_{min} deveria ser $20 \text{ MPa}\sqrt{m}$.

Sendo assim, considerando os três parâmetros envolvidos na distribuição de Weibull, apenas o valor de K_0 deve ser determinado experimentalmente, uma vez conhecido o valor mediano de $K_{JC, med}$, considerando $P_f = 0,5$.

3.4.6 – Curvas de Referência ASME.

Em projetos de vasos de pressão, são utilizadas as curvas de referência descritas pelo código ASME ^[26], para fornecerem valores limites de tenacidade à fratura em diversas temperaturas.

Essas curvas, definidas pelas equações 38 e 39 ^[12], foram obtidas a partir de valores de K_{IC} , K_{Id} , K_{Ia} (Tenacidade à fratura para ensaios estáticos, dinâmicos e de parada de trinca, respectivamente) para diversos tipos de aços ensaiados em uma ampla faixa de temperaturas. Os valores foram então correlacionados à uma temperatura de referência RT_{NDT} , (Nil Ductility Temperature) obtida por ensaios de impacto e queda.

$$K_{IC} = 36,5 + 3,084 \exp[0,036 \cdot (T - RT_{NDT} + 56)] \quad (38)$$

$$K_{IR} = 29,5 + 1,344 \exp[0,026 \cdot (T - RT_{NDT} + 89)] \quad (39)$$

A curva K_{IC} tem a representação de uma envoltória inferior dos resultados de ensaios. Já a curva K_{Ir} é mais conservadora, pelo motivo de que os valores de K_{Id} e K_{Ia} são inferiores a K_{IC} .

A metodologia das curvas de referência ASME, na região de transição não apresenta um tratamento conveniente da grande dispersão dos resultados de K_{IC} , limitando-os a fornecer valores limites inferiores de tenacidade à fratura. Necessários, inclusive, para compensar as incertezas associadas à obtenção dos valores de RT_{NDT} . Por esses motivos as curvas de referência ASME apresentam em muitos casos um exagero conservadorismo.

Um outro inconveniente na aplicação dessa metodologia, é que os resultados se referem a um enorme universo de materiais e não à um aço em especial, isto deve-se à constante modificação dos limites calculados com a formação (adição) constante de novos valores.

3.5. – Curva Mestra (“master curve”)

3.5.1 – Introdução.

Wallin ^[25-27], em pesquisa na região de transição, desenvolveu a curva mestra baseada em métodos estatísticos (distribuição de Weibull de 3 parâmetros), descrita pela equação (40).

$$K_{Jc,med} = 30 + 70e^{0.019(T-T_0)} \quad (40)$$

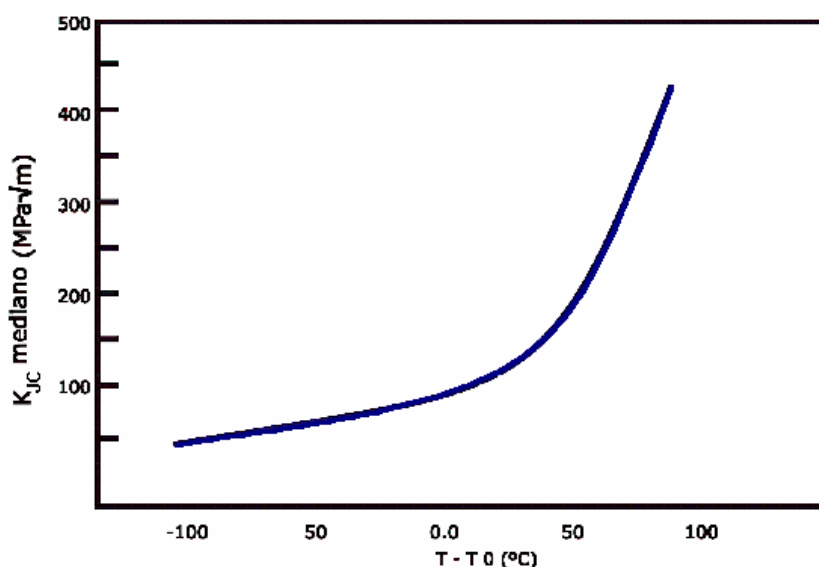


Figura 19: Curva Mestra (“Master Curve”) – K_{Jc} mediano x (T-T₀) [REF.2]

Através dessa equação matemática, caracteriza-se o comportamento mediano dos valores de tenacidade à fratura (clivagem) na região de transição, expressos em termos do fator de

intensidade de tensão equivalente ($K_{JC, med}$) associados à corpos-de-prova de espessura unitária, $1T$. A “temperatura de referência” (T_0) determina o posicionamento da curva, onde o valor mediano da tenacidade ($K_{JC, med}$), em corpos-de-prova de espessura unitária, é $100 \text{ MPa}\sqrt{M}$.

A forma da “curva mestra” é fixa e independente do material o valor T_0 serve para posicionar a “curva mestra” no eixo das temperaturas, sem a utilização das correlações empíricas (RT_{NDT}), descritas pelo código ASME. Também a dispersão de resultados, tratada por meio da distribuição de Weibull, permite estabelecer limites de confiança para os valores medianos de tenacidade.

Como usualmente na transição são medidos valores J_C , estes devem ser transformados para valores de fator intensidade de tensões equivalentes através da expressão (31), considerando $E' = E$ (para estado plano de tensões).^[2]

$$K = \sqrt{JE'} \quad (41)$$

O princípio da curva mestra é baseado em 3 premissas: (1) os efeitos de tamanho são devidos ao princípio do “elo-mais-fraco” (serve para normalizar os valores de tenacidade à fratura (clivagem) para uma espessura de referência ou unitária). (2) A distribuição de Weibull com o expoente $m = 4$, serve para descrever

/ ajustar os valores medidos para todos os aços ferríticos e, (3) uma única expressão serve para descrever toda a transição. [2]

A norma ASTM E 1921-97 [36], normatizou o procedimento para determinação da curva mestra e da temperatura de referência (T_0), onde assume que a fratura ocorre por clivagem. Através dessa norma, são considerados limites de deformação e/ou plastificação máximas pela imposição de um valor limite para tenacidade ($K_{JC,lim}$), para validar os resultados:

$$K_{JC,lim} = \sqrt{\frac{Eb_0\sigma_{YS}}{M}} \quad (42)$$

Onde: E é o módulo de elasticidade, σ_{YS} é o limite de escoamento do material, na temperatura de teste, b_0 é o ligamento remanescente dado por $(W - a)$ e M é uma constante para garantir a restrição plástica na ponta da trinca e foi estabelecido $M = 30$ para limitar o efeito de tamanho dos corpos-de-prova pequenos que introduz erros entre J existente próximo à ponta da trinca e J longe da ponta da trinca que é o valor medido no ensaio por Ruggieri [29]. Portanto este critério de triagem define, indiretamente, um valor limite superior para a temperatura de ensaio que depende da geometria e do material [2].

Segundo a norma, todos os resultados devem ser obtidos para uma única temperatura de teste, definida pela equação (43) e

associados à um tamanho unitário de corpo-de-prova, que pode ser convertido para diferentes espessuras através da equação (33).

$$T = T_{28j} + C \quad (43)$$

Onde, T_{28j} é a temperatura correspondente à absorção de $28j$, em um ensaio Charpy, e C é uma constante dependente do tamanho do corpo-de-prova, conforme seção 8.4 da norma ASTM E 1921-97^[37].

3.5.2 – Determinação da temperatura de referencia (T_0) conforme norma ASTM E 1921-97.

A temperatura de referência (T_0) é um parâmetro de escala que caracteriza a tenacidade à fratura, posicionando a curva, onde os valores ($K_{JC,med}$) de tenacidade, medido em corpos-de-prova de espessura unitária correspondem à $100MPa\sqrt{M}$.

A norma ASTM E 1921-97 prescreve os seguintes procedimentos para determinação da temperatura de referência, os quais podem ser apresentados, nas seguintes fases: A, B, C, D, E, F e G. Supondo que todos os valores /ensaios sejam obtidos / feitos em uma mesma temperatura (T).

Fase A: Determinação da temperatura de ensaio

Determina-se a temperatura de ensaio (T) “ideal” que será empregada na determinação da tenacidade à fratura, através da equação (43) e também com o levantamento da curva de transição do material (energia de impacto Charpy X temperatura).

Fase B: Determinação de K_{JC} .

Para cada corpo-de-prova, realizar ensaio para medição da tenacidade à fratura, J_C e transformar o valor obtido para K_{JC} através da equação:

$$K_{JC} = \sqrt{J_C \cdot E} \quad (44)$$

Fase C: Determinação dos Valores “Válidos” de K_{JC} .

Valores excedendo $K_{JC} \text{ (limite)}$ equação (42) são considerados “censurados”:

Fase D: Ajuste para Geometrias Diferentes de $1(T)$.

Ajustar os valores de K_{JC} para valores equivalentes $K_{JC(1T)}$:

$$K_{B1T} = K_{\min} + (K_{Bx} - K_{\min}) \left(\frac{B_{xT}}{B_{1T}} \right)^{1/4} \quad (43)$$

Fase E: Determinação de K_0 .

Utilizando-se a equação (45) e com os valores obtidos de K_{JC} determinados para cada corpo-de-prova, obtém-se o valor de K_0 .

$$K_0 = \left[\frac{\sum_{i=1}^N (K_{JC,i} - K_{\min})^4}{r - 0,3068} \right]^{1/4} + K_{\min} \quad (45)$$

r = Número de dados não censurados
($r = N$) Se todos dados são válidos.

Fase F: Determinação do Valor Mediano de K_{JC} .

O valor mediano de K_{JC} , $K_{JC(méd)}$ é dado por:

$$K_{JC,med} = (K_0 - K_{\min}) \cdot 0,9124 + K_{\min} \quad (46)$$

Fase G: Determinação da Temperatura de Referencia (T_0).

A diferença entre a temperatura de teste e a temperatura de referencia é obtida pela equação (40) escrita da seguinte maneira:

$$T_0 = T - \frac{1}{0,019} \cdot \ln \left(\frac{K_{JC,med} - 30}{70} \right) \quad (47)$$

3.5.3 – Limites de Confiança Associadas ao Valor da Temperatura de Referência (T_0).

Com a distribuição de Weibull de três parâmetros (m , K_{min} , K_0), permite estabelecer limites inferiores e superiores para os valores de tenacidade, associados a uma probabilidade de fratura.

3.5.4 – Incertezas Associadas ao Valor da Temperatura de Referência (T_0).

Quanto às incertezas do valor de temperatura de referência (T_0), a norma ASTM e 1921-97 ^[37], estabelece como sendo seis o número de testes válidos necessários para determinar T_0 .

Quando são utilizados corpos-de-prova pequenos, do tipo Charpy, existem dúvidas quanto a esse número citado.

Estudos apresentados por Chaduadi ^[30] comprovam a validade dos resultados se a quantidade for superior a seis corpos-de-prova, por outro lado em estudos, Sokolov ^[31] sugere a utilização de 10 a 12 corpos-de-prova (Charpy) para a validade da (determinação de T_0) curva mestra.

Joyce ^[39], em estudo do efeito da taxa de carregamento sobre o valor de T_0 , verificou que o valor da temperatura de referência (T_0)

aumenta expressivamente com o aumento da velocidade de aplicação do carregamento.

3.5.5 – Validade Associada ao Valor da Temperatura de Referência (T_0).

Através de estudos, Kirk & Lott ^[33], analisaram um grande número de resultados experimentais contendo aços ferríticos nucleares e não nucleares, tendo sido ensaiados corpos-de-prova com geometrias diferente e vários tamanhos. O estudo mostrou que a forma da “curva mestra” descreve corretamente o comportamento da tenacidade à fratura em uma larga faixa de temperaturas limitada entre $-75^{\circ}\text{C} \leq (T - T_0) \leq 50^{\circ}\text{C}$. Todavia a metodologia da “curva mestra” tem alguns aspectos que ainda não estão totalmente esclarecidos, por isso tornando-se objeto de estudos atualmente. Apesar de comprovada validade da “curva mestra”, com diversos estudos abrangendo materiais irradiados e não irradiados, algumas duvidas permanecem por vários, como:

- a) Efeitos do tamanho da trinca na tenacidade a clivagem.
- b) Influência da taxa de carregamento na determinação de T_0 .
- c) Efeitos de geometria.
- d) Determinação de margens de segurança.

- e) Estabelecimentos de limites apropriados para a restrição à plasticidade na ponta da trinca (valor de " M ").
- f) Cálculos da incerteza no valor de T_0 para corpos-de-prova pequenos.

4 - Determinação da Temperatura de Referência T_0 , utilizando o “Euro-teste”.

4.1 – O Euro-teste.

Os primeiros estudos para validação da Curva Mestre seja para a metodologia como um todo, seja para verificar aspectos particulares, ou ainda, para pesquisas do aumento na abrangência de sua aplicabilidade, esbarraram em uma séria limitação: a quantidade de corpos-de-prova disponíveis.

Para superar esse problema foi desenvolvido na Europa, num trabalho envolvendo 10 laboratórios de 6 diferentes países, o assim chamado Euro-teste ^[34]. Este Euro-teste contém, entre outros, os dados resultantes de cerca de 800 ensaios de resistência à fratura fornecendo, assim, um banco de dados experimentais suficientemente grande para estudar os efeitos do tamanho do corpo-de-prova e o das temperaturas sobre a resistência à fratura por clivagem na região de transição. Estes dados estão disponíveis via internet, no endereço <ftp://ftp.gkss.de/pub/eurodataset> ^[35]. A seguir na TABELA 1 tem-se uma apresentação resumida do desenvolvimento do Euro-teste.

TABELA 1 – Participantes do Projeto e Testes de Dureza de Fratura Providos pelos Laboratórios Individuais

Laboratório Número	Testes Laboratoriais	T (°C)	Tamanho	Número de Testes
1	GKSS Centro de Pesquisa, Inst. Of	-154	1/2T	11
	Mat. Pesquisa, Max-Planck	-154	1T	12
	Strasse, D21502 Geesthacht,	-154	2T	10
	Germany	-110	1/2T	55
		-91	½	10
		-91	1T	10
		-91	2T	10
		-91	4T	5
		-60	1/2T	10
		-60	1T	10
		-60	2T	10
		-60	1/2T	31
		-40	1/2T	10
		-40	1T	10
		-40	2T	10
		-20	1/2T	10
		-20	1T	10
		-20	2T	10
		-20	4T	5
	0	1/2T	10	
	0	1T	10	
	0	2T	30	
	0	4T	6	
	20	1T	10	
	20	2T	10	
	20	4T	5	
2	O welding Instituto, Abington	-91	1T	24
	Hall, Abilgton Cambridge	-60	1T	24
	CD1 6AL, United Kingdom			
3	Nuclear Eletric, Berkeley Laboratories	-154	2T	20
	Berkeley, Glou. GL. 139PB,	-91	2T	20
	Unnited Kingdom	-91	4T	10
		-20	4T	10
4	BAM Berlin, Unter den Eichen 87,	-40	1/2T	22
	D12205	-40	1T	22
	Berlin, Germany	-40	1T	22
		20	4T	10
5	CISE, Segrate Milano, Via Reggio	20	1/2T	21
	Emilia 39, P.O. Box 1208, 20134	20	2T	20
	Milano, Itália	0	4T	10
6	CEREM/SRMA, CEA-Saclay,	20	2T	20
	F91191 Gif Sur Yvette Cedex,			
	França			
7	Siemens AG, Poder de Geração	-154	1/2T	21
	Grupo, Freyeslebnt. 1, D91058	-154	1T	27
	Erlangen, Germany	-60	1/2T	21
	Technische Hochschyle aachen,	-91	1/2T	21
	Inst. F. Eisenhutenkunde, Intzestrbe 1,	-60	2T	20
	D52972 aachen, Germany	-40	2T	20
9	SCK CEN, Boeretang 200,	0	1/2T	22
	B2400 Mol, Belgium	0	1T	11
		-10	1T	5
10	VTT, Laboratório de Metais	-20	1T	20
	Kemistinttie 3, 02150 Espoo, Finland	-20	1TSG	20
		0	1T	20

Sócios Consultores		
11	Magnox Electric, Berkeley Centre, Glou, GL	139PB, United Kingdom
12	AEA Technology, Risely Lab. RD3/122, Warrington WA3 6AT, United Kingdom	
13	Univ. do Porto, Dep. De Engen.IDMEC, Rua dos Bragas, 4099, Porto, Portugal	
14	Imperial College, Dp of Mech. Engineering, exhibition Road, London SW7 2BX, United Kingdom	
15	Fraunhofer Institut fur Werkstoffmechanick, Wohlerstrasse 11, D79108 Freiburg, Germany	

4.1.2 – Obtenção dos Corpos-de-Prova.

Os corpos-de-prova foram obtidos de um grande segmento de anel de aço forjado e temperado (*DIN 22NiMoCr37*), pesando cerca de 12 toneladas, tratado termicamente.

A tabela 2 mostra sua composição química e a figura 21 mostra, esquematicamente, o tratamento térmico a que foi submetido.

TABELA 2 - Composição Química do 22NiMoCr37 (% peso).

Table 2

Chemical composition of 22NiMoCr37 (wt.%)

C	Si	P	S	Cr	Mn	Ni	Cu	Mo
0.21	0.24	0.003	0.004	0.003	0.82	0.79	0.049	0.56

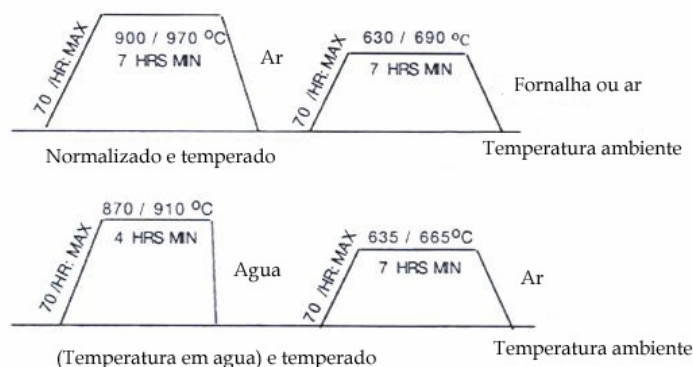


Figura 20: Tratamento Térmico do Material tal como Descrito pelo Fornecedor.

Este segmento de anel, cuidadosamente fabricado, destinava-se originalmente a uma usina nuclear.

A peça foi subdividida em 25 blocos (ver fig. 22) e, tal como fornecido pela Siemens.

Destes foram usinadas corpos-de-prova $1/2T$, $1T$, $2T$ e $4T$ $C(T)$ além de um conjunto de 20 corpos-de-prova com entalhe lateral. (ver fig. 23).

As figuras: 24 a, b, c, d, e, mostram o posicionamento das amostras $C(T)$ do corpo dos blocos do grande segmento do anel e a figura 24 f mostra o desenho do corpo-de-prova $C(T)$ amostras usadas no projeto.

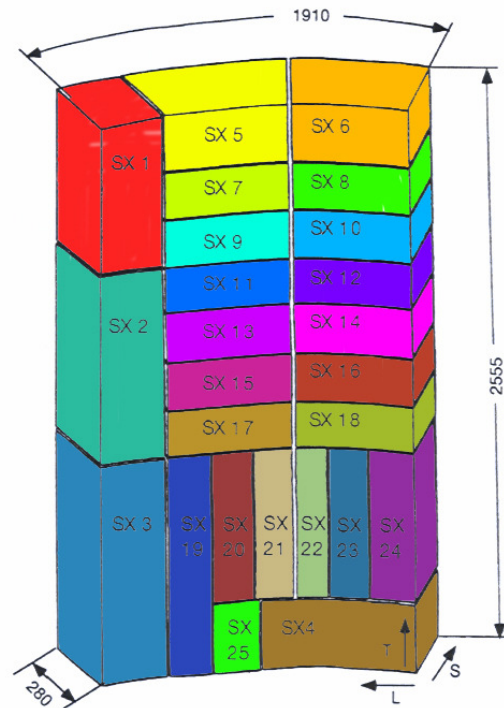


Figura 21: Grande segmento do anel, do material 22NiMoCr37.

1/2T □	31	55	31	31	32	31	32	
1T □	34		34	34	32	30	5 41 20SG	10
2T □	30		30	30	30	30	30	30
4T □			15			15	15	15
	-154	-110	-91	-60	-40	-20	0	20
	Temperature, °C							

Figura 22 - Matriz de ensaios, dos corpos-de-prova compacto, usada na geração do Euro-teste de resistência à fratura.

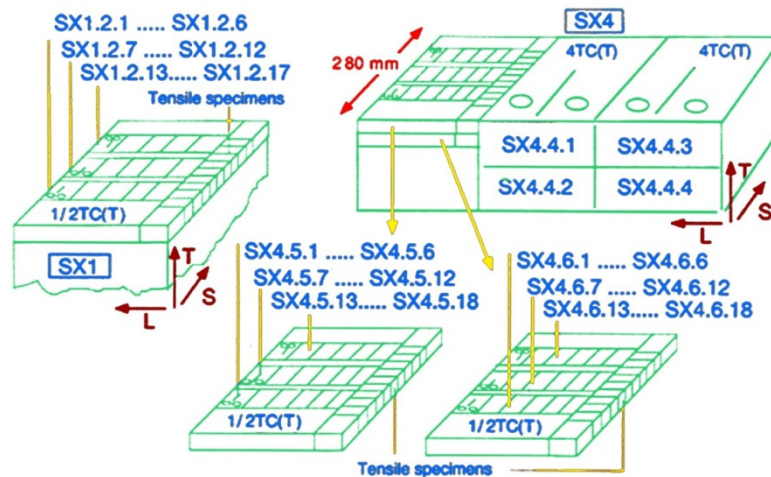


Figura 24 a: Posição / localização das amostras dos corpos dos blocos de aço SX1 e SX4, 1/2 T amostras e amostra extensiva usadas para checagem de homogeneidade.

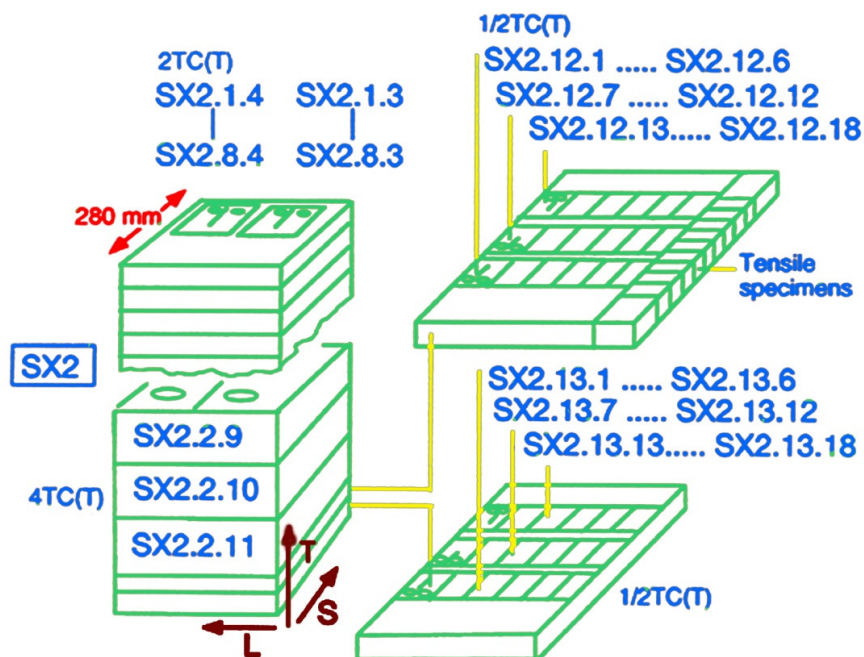


Figura 24 b: Posição das amostras C(T) do corpo do bloco de aço SX2, 1/2 T e amostra extensiva usadas para checagem de homogeneidade.

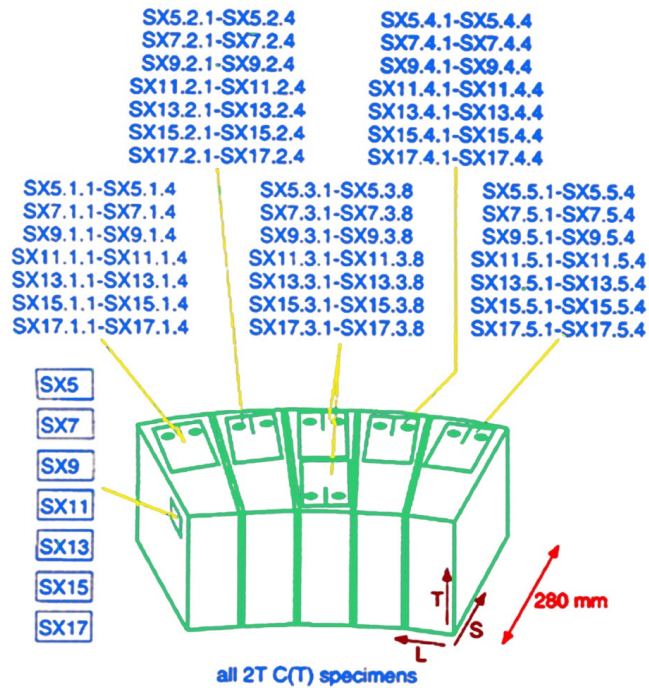


Figura 24 c: Posição das amostras C(T) do corpo dos blocos de aço SX5, 7, 9, 11, 13, 15 e 17.

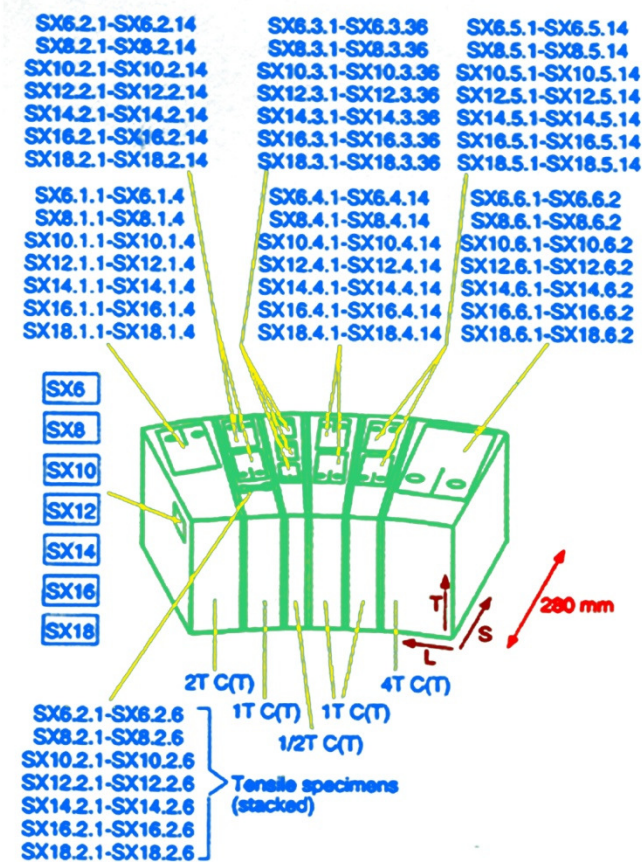


Figura 24 d: Posição das amostras C(T) e amostras extensiva do corpo dos blocos de aço SX6, 8, 10, 12, 14, 16 e 18.

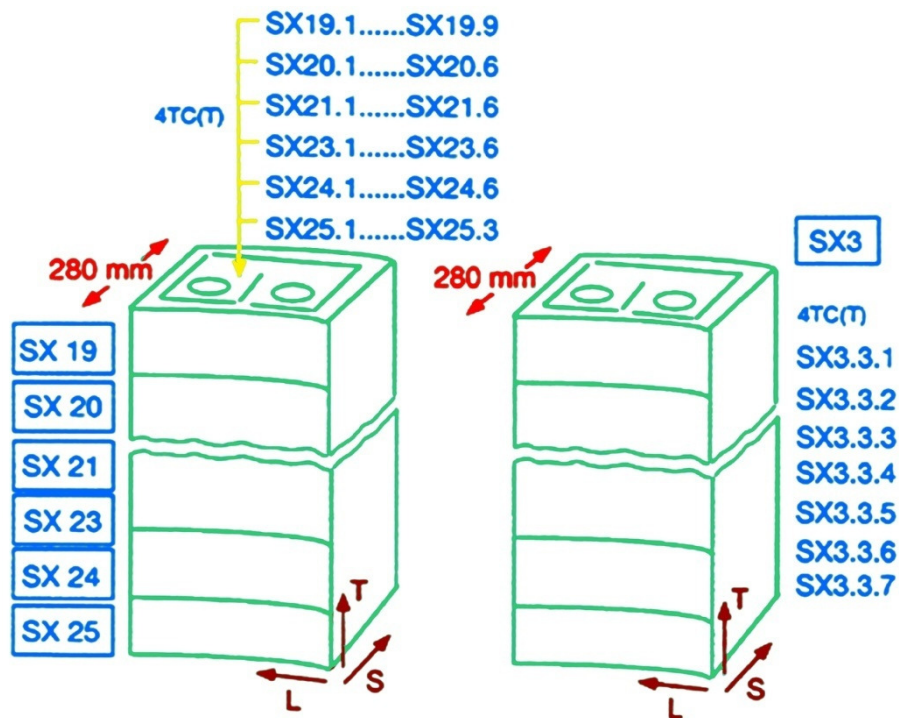
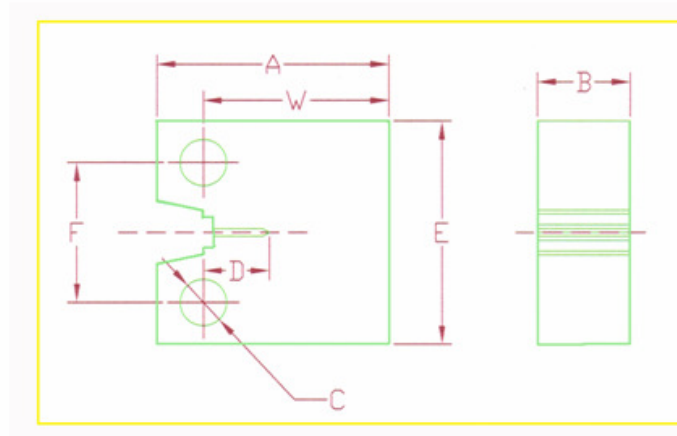


Figura 24 e: Posição das amostras $C(T)$ do corpo dos blocos de aço SX3, 19, 20, 21, 23, 24 e 25.



	W.mm	A.mm	B.mm	C.mm	D.mm	E.mm	F.mm
CT 1T	50 ±0.1	62.5 ±0.1	25 ±0.1	12,5 H11	23.5 ±0.1	60 ±0.1	37.5 ±0.1
CT 2T	100 ±0.1	125 ±0.2	50 ±0.1	25 H11	51 ±0.1	120 ±0.2	75 ±0.1
CT 4T	200 ±0.2	250 ±0.2	100 ±0.1	50 H11	105 ±0.1	240 ±0.2	150 ±0.1

Figura 25 a: Desenho do corpo-de-prova $C(T)$ amostras usadas no projeto. (dimensões em mm)

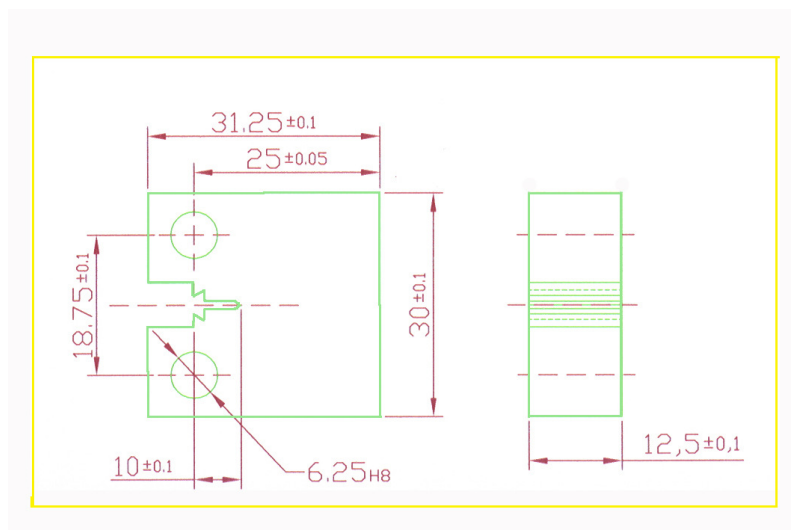


Figura 25 b: Desenho do corpo-de-prova C(T) das amostras usadas no projeto. Amostra de 1/2T tem integrado facas afiadas (dimensões em mm)

4.1.3 – Ensaio de Resistência à Fratura.

Foram feitos, em todos os 10 laboratórios, de acordo com os procedimentos de ensaio da ESIS P2-92. [32]

4.1.4 – Pré-trincamento.

O procedimento de Pré- trincamento foi feito à temperatura ambiente. O objetivo foi pré-trincar os corpos de prova usando um valor de $K_{máx}$ muito inferior ao esperado para resistência limite inferior. A razão final do comprimento do pré-trincamento ficou entre $0,52 \leq a_0/w \leq 0,6$.

4.1.5 – Medidas de carga e deslocamento.

Todos os ensaios foram feitos sob condições de deslocamento controlado, sendo que após estabilização da temperatura de ensaio, o corpo de prova era submetido à carga sob uma razão constante de deslocamento da linha de carga. Os ensaios dos corpos de prova $\frac{1}{2} T$ e $1T C(T)$ foram feitos com razão de deslocamento de $0,5mm/min$. Para os $2T$ e $4T C(T)$ a razão foi de $1mm/min$. Em todos os ensaios foi plotada uma curva carga x deslocamento. Foram obtidos dois tipos de curvas:

Tipo A: no caso de fratura instável: os dados terminam no início da instabilidade.

Tipo B: se não ocorre fratura instável, a carga e deslocamento foram medidas continuamente até que a carga baixasse para 80% da carga máxima, quando o ensaio era interrompido.

4.1.6 – Temperatura de ensaio.

Antes de cada ensaio a temperatura do corpo de prova era mantida constante, dentro de $\pm 2^{\circ}C$ por pelo menos, 30 minutos.

Os ensaios foram realizados a -154°C , -110°C , -91°C , -60°C , -40°C , 0°C e 20°C (ver fig. 23).

4.1.7 – Determinação de J -integral.

Para cada ensaio, foi calculada a resistência à fratura, J -integral, de acordo com a ESIS P2-92 ^[32]. Foram usadas as equações:

$$J_0 = nU / \{\beta(w - a_0)\} \quad (48)$$

$$n = 2 + 0,522\{1 - (a_0 / w)\} \quad (49)$$

Onde B = espessura do corpo de prova, w = largura e a_0 = comprimento da trinca. Nos corpos de prova com entalhe lateral β foi substituído por $\beta n = 0,8 \beta$.

U é a energia, área sob a curva carga x deslocamento. No caso de fratura instável (Tipo A) U foi determinada integrando a curva até a fratura. Para o tipo B, a integração foi feita até o ponto em que o ensaio foi interrompido.

4.1.8 – Outros ensaios.

Os resultados dos ensaios de resistência à fratura estão compilados em planilhas do Excel que podem ser baixadas na internet via endereço <ftp://ftp.gkss.de/pub/eurodataset> [35]. Há vários arquivos disponíveis. O arquivo indicado por “Tenacidade à fratura” cobre os resultados e as informações listadas na TABELA 1. Os arquivos “Comprimento inicial da trinca” e “Extensões da Trinca Ductil” têm as informações listadas na TABELA 3 e na TABELA 4 têm as informações listadas o comprimento da trinca inicial e extensão da ruptura maleável.

TABELA 3 – Sensibilidade da fratura

campos	Conteúdo listados
Resultados dos ensaios	
Label	Designação do corpo de prova
A	Laboratório que efetuou o ensaio
B	Tamanho do corpo de prova em termos de largura W
campos	temperatura do ensaio
D	Comprimento, a_0 , da trinca inicial
E	Quantidade de extensão da trinca, Δa , medida na superfície da fratura
F	"X" indica que o corpo de prova teve rompimento instável devido a início de clivagem
G	Resistência à fratura, J_0 , determina como mostrado na secção Z
H	Qualidade de locais de iniciação visível na superfície da fratura
I	Valor K-max usado para os 0,6mm finais de pré-rompimento
J	
Indicação dos itens listados nas colunas K a V do registro	
Detalhes técnicos	
1	$\Delta a > \Delta a_{\max} = 0, (W - a_0)$ de acordo com Esis P2 -92
2	$J_0 > J_{\max} = R_f (W - a_0) / 20$ de acordo com Esis PS-92
3	Crescimento não uniforme de pré- rompimento por fadiga de acordo com Esis PS-92
4	Crescimento insuficiente de pré- rompimento por fadiga de acordo com Esis PS-92
5	Crescimento não uniforme do rompimento de acordo com Esis PS-92
6	Máxima força de fadiga fora do limite de acordo com Esis P2-92
7	Comportamento pop-in na curva de deslocamento de carga. J no pop- in, ver linhas Nº 1106 a 1103 dos rejeitos

8	Medidor motado a 2mm fora da linha da carga. Por isso o deslocamento medido foi corrigido multiplicando-se seu valor por 0,94
9	Medição irregular do deslocamento, não deve ser usado na análise dos dados
10	Ensaio encerrado antes do final, não deve ser usado na análise dos dados
11	Ensaio interrompido duas vezes, não deve ser usado na análise dos dados
12	Teste interrompido três vezes, dados não devem ser usados na análise de dados

TABELA 4 - Medidas do comprimento da trinca inicial na extensão “Comprimento da trinca inicial” (Painel A), Estabilidade da extensão das medidas de ruptura “Extensão da ruptura maleável” (Painel B).

Campos	Itens instalados
Painel A	
Label	designação do corpo de prova
A	Laboratório onde foi feita a medição
B	Tamanho do corpo de prova
C	Temperatura de ensaio
D	Comprimento, a_0 , da trinca inicial
E até M	9 medições individuais ao longo da frente da trinca por fadiga a_{0i}
Painel B	
Label	designação do corpo de prova
A	Laboratório onde foi feita a medição
B	Tamanho do corpo de prova
C	Temperatura do ensaio
D	Comprimento a_0 , Δa , do rompimento inicial
E até M	9 medições individuais ao longo da frente da trinca por fadiga Δa_i

4.1.9 – Resultados.

Os dados de resistência à fratura, obtidos pelos vários laboratórios, são apresentados graficamente nas figuras 26 de a-h

[34]. A integral- J , J_{02} , indica o nível de J onde pode observar uma extensão na superfície da fratura. Os pontos marcados por uma seta correspondem a corpos de prova que se comportaram de modo inteiramente dúctil.

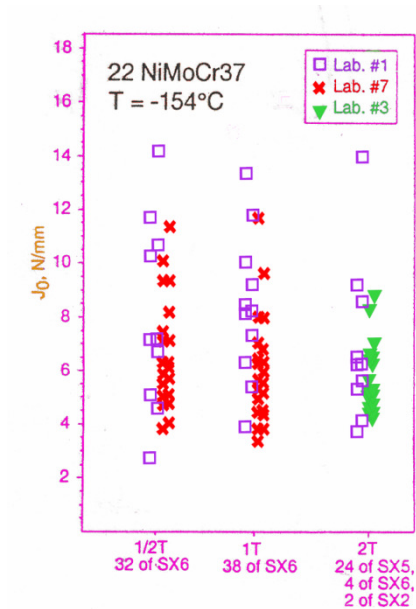


Figura 26 a – Dispersão da resistência à fratura para -154°C obtido em amostras de $1/2T$, $1T$ e $2T$ C(T).

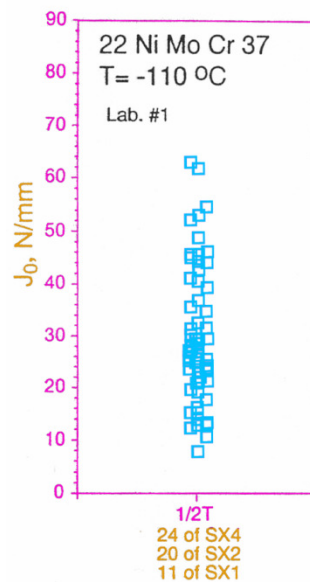


Figura 26 b – Dispersão da resistência à fratura para -110°C obtido em amostras de $1/2T$ C(T).

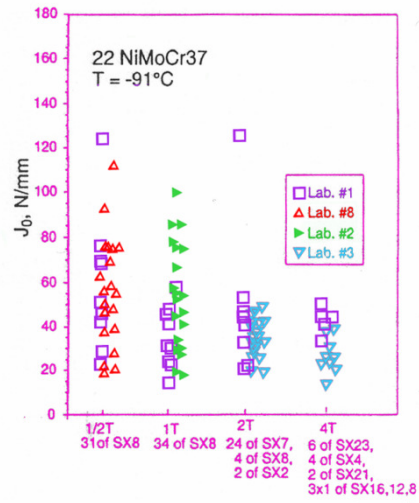


Figura 26 c – Dispersão da Resistência à fratura para -91°C obtido em amostras de $1/2T$, $1T$, $2T$ e $4T$ C(T).

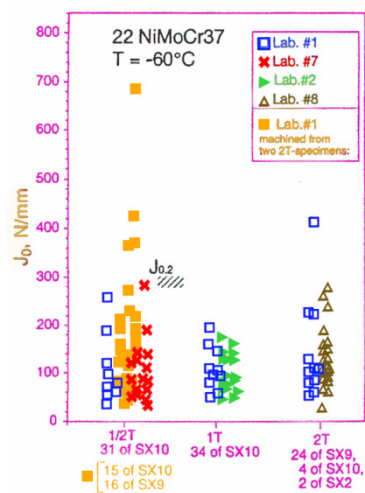


Figura 26 d – Dispersão da resistência à fratura para -60°C obtido em amostras C(T) de $1/2T$, $1T$ e $2T$.

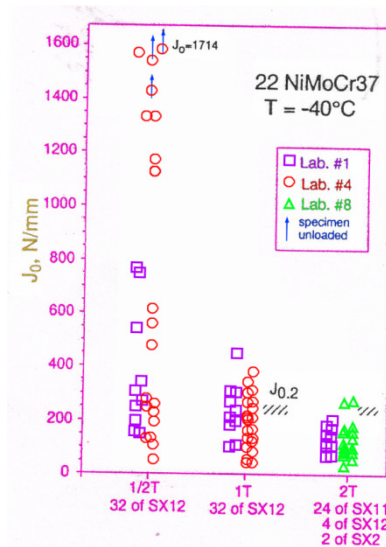


Figura 26 e – Dispersão da resistência à retirar da fratura para -40°C obtido em amostras $C(T)$ de $1/2T$, $1T$ e $2T$.

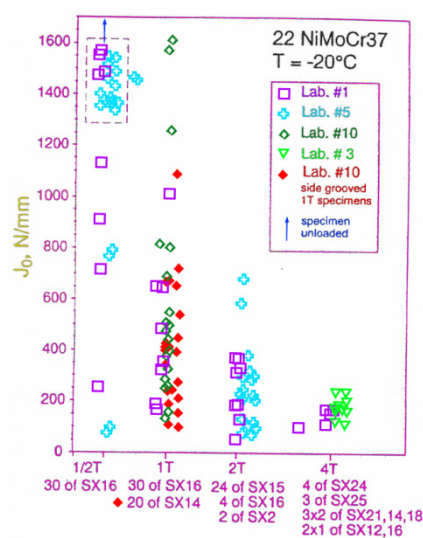


Figura 26 f – Dispersão da resistência à fratura para -20°C obtido em amostras $C(T)$ de $1/2T$, $1T$, $2T$ e $4T$.

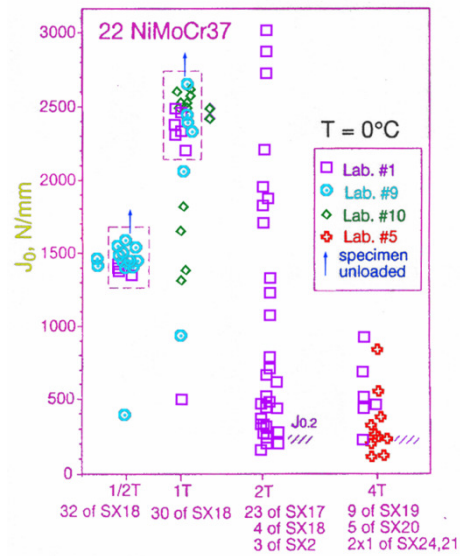


Figura 26 g – Dispersão da resistência à fratura para 0°C obtido em amostras $C(T)$ de $1/2T$, $1T$, $2T$ e $4T$.

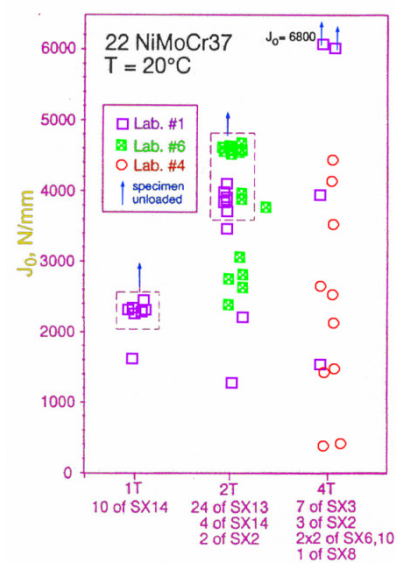


Figura 26 h - Dispersão da resistência à fratura para 20°C obtido em $C(T)$ de $1T$, $2T$ e $4T$.

4.1.10 – Resultados dos testes de elasticidade.

A dependência da temperatura, das propriedades elásticas, foi investigada efetuando mais de 35 testes em várias temperaturas

de teste, ver tabela 5 (a cada temperatura entre 4 e 5 corpo de provas foram testados). A tabela mostra os valores médios dos módulos de elasticidade e tensão limite de escoamento e o correspondente desvio padrão.

TABELA 5 – Teste de resultado de tensão.

Bloco de aço	Temperatura (°C)	Tensão de Escoamento (N/mm ²)	Tensão de limite de escoamento	Redução da área (%)
SX 6.2	-154	677± 18	807± 18	70
SX 4.12	-110	568± 7	735± 7	71
SX 8.2	-91	538± 7	699± 7	69
SX 10.2	-60	506± 3	670± 3	71
SX 12.2	-40	504± 0	661± 0	71
SX 16.2	-20	475± 0	637± 0	70
SX 18.2	0	470± 0	619± 0	68
SX14.2	20	470± 0	612± 0	70

Dados sobre carga e alongamento dos testes estão disponíveis na internet (no endereço já citado). Os dados estão armazenados nos arquivos *TT154*, *TT110*, *TT91*, *TT60*, *TT40*, *TT20*, *TT00* e *TTPLUS20*. Cada arquivo se refere a uma única temperatura de teste. Os dados foram obtidos usando espécimes de seção circular, com diâmetro de $d=6mm$. Os dados sobre alongamento dos espécimes, nos arquivos, são baseados em comprimento inicial $l_0=25mm$.

4.1.11 – Discussão.

A dispersão dos valores de resistência à fratura, mostrada na figura 26, exibe os efeitos do tamanho do corpo de prova e também

os efeitos da temperatura. Uma interpretação destes efeitos deve ser feita com certos cuidados já que nem todos os conjuntos têm a mesma quantidade de pontos (dados). Isto é particularmente importante quando se compara resultados obtidos com corpos de prova $4T C(T)$, conjunto com 15 corpos de prova, com os resultados (figura 26 c, $-91^{\circ}C$) de corpos de prova menores, quem contam com cerca de 30 pontos. De qualquer modo, no entanto, algumas tendências são óbvias na figura 26. Podem ser resumidas em:

- Os resultados do Euro-teste obtidos a $-154^{\circ}C$ não mostram efeito significativo do tamanho sobre o espalhamento (ver figura 26 a).
- Em temperaturas de ensaio na faixa $T < 0^{\circ}C$, o tamanho do corpo de prova não tem efeito significativo no valor mínimo da faixa de espalhamento da resistência: a resistência mais baixa medida é bastante similar para todos os tamanhos de corpos de prova (ver figura 26 a, c-f). Corpos de prova com entalhe lateral parecem ter o mesmo valor inferior de resistência que os corpos de prova sem entalhe.
- Em temperaturas constantes de ensaio, $T > -154^{\circ}C$, uma diminuição no tamanho do corpo de prova aumenta o espalhamento da resistência por estender a parte superior da faixa de espalhamento (ver figura 26 c, e-g).

Uma análise, com base estatística, das tendências dos efeitos do tamanho dos corpos de prova, foi feita baseada na curva de probabilidade cumulativa de rompimento de cada Euro-teste de resistência dada pela equação (37).

$$Pf_i = \frac{i-0,3}{N+0,4} \quad (37)$$

Onde N é a quantidade de pontos (dados) no Euro-teste e i indica um dado individual dentro do conjunto de dados após seu ordenamento crescente. A vantagem desta análise é que independe da quantidade de pontos (dados) de resistência e, portanto, as curvas podem ser comparadas diretamente e um possível efeito de tamanho aparece como uma diferença significativa entre as curvas, a figura 27 apresenta resultados desta análise.

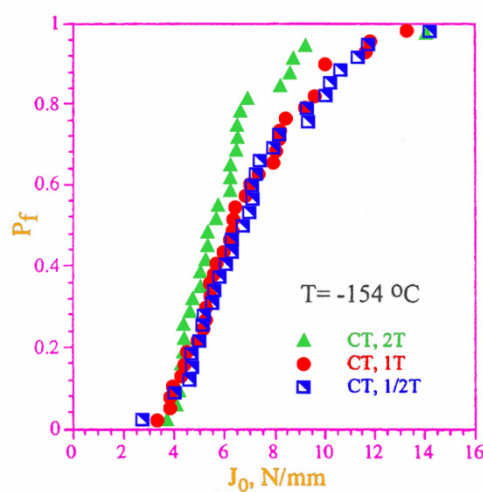


Figura 27 a – ^[34] Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova C(T) ensaiados a: -154°C .

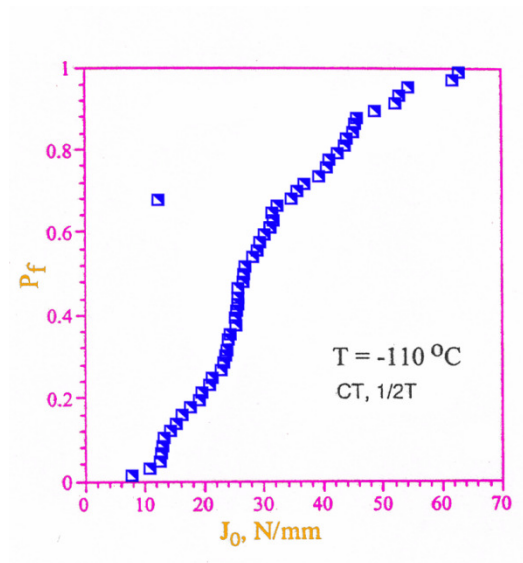


Figura 27 b ^[34] - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova C(T) ensaiados a: -110°C .

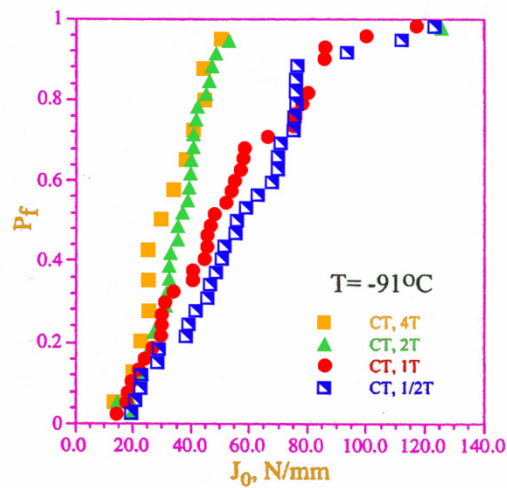


Figura 27 c ^[34] - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova C(T) ensaiados a : -91°C .

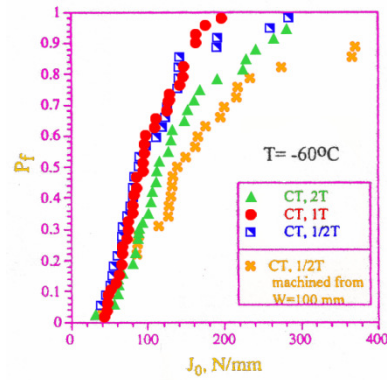


Figura 27 d ^[34] - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova c(T) ensaiados a: -60°C.

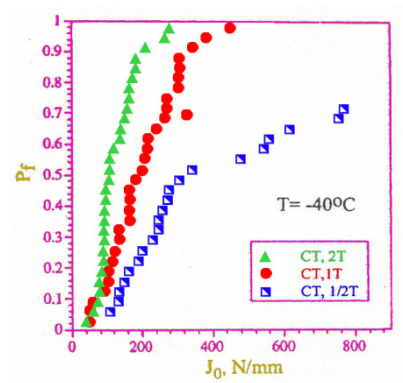


Figura 27 e ^[34] - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova c(T) ensaiados a: -40°C.

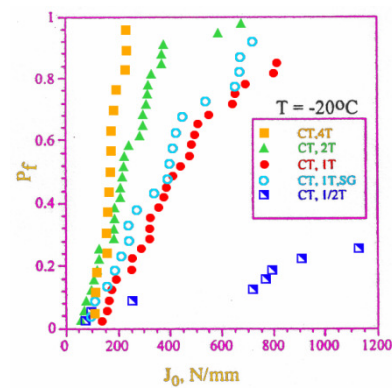


Figura 27 f ^[34] - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova C(T) ensaiados a: -20°C.

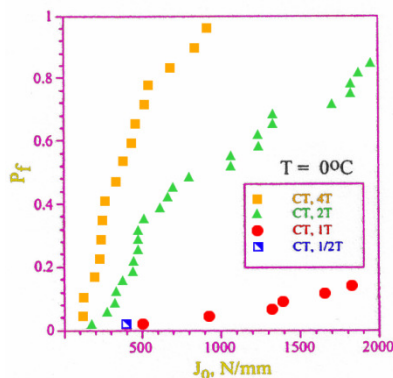


Figura 27 g ^[34] - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova C(T) ensaiados a: 0°C.

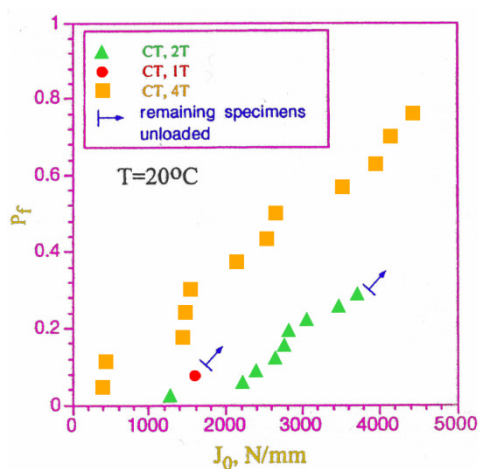


Figura 27 h ^[34] - Curvas de probabilidade cumulativa de rompimento para corpos de prova C(T) ensaiados a: +20°C.

4.1.12 – Conclusão Parcial.

O Euro-teste fornece um banco de dados experimentais suficientemente grande para estudar os efeitos do tamanho do corpo de prova e os da temperatura em regime de transição dúctil – para – frágil. O Euro-teste quantifica de modo abrangente, o comportamento de fratura de um aço para vaso de pressão (*DIN 22NiMoCr37*) originalmente destinado a uma usina nuclear. Foram

submetidos a ensaio 784 corpos de prova, com tamanhos variando entre $0,5T$ e $4T$. Para uma peça do tamanho deste segmento de anel, sua homogeneidade foi notável, mas, mesmo assim foi notado, nos ensaios a -60°C , um efeito de tamanho inconsistente que, descobriu-se, era devido à variabilidade do material nos blocos SX9 e SX10 (figura 24).

As características da fratura, na região de transição, deste aço, podem ser resumidas em:

- No regime inferior, a -154°C , não foi detectado efeito significativo de tamanho.
- Em temperaturas $T < 0^{\circ}\text{C}$, a “cauda” inferior das faixas de espalhamento não foram afetadas significativamente pelo tamanho do corpo de prova. Isto significa que corpos de prova pequenos podem ser usados para determinar o limite inferior da faixa de espalhamento. Com o decréscimo de tamanho do corpo de prova, o espalhamento se amplia devido à extensão da faixa superior.
- Efeitos de tamanho do corpo de prova foram notados em temperaturas de ensaio onde as superfícies de fratura dos corpos de prova mostraram locais únicos de iniciação de clivagem. Onde isto não ocorreu, não foi notado efeito de tamanho. Este último foi o caso na temperatura de ensaio de -154°C .

- As observações feitas corroboram a hipótese que diz que a iniciação da clivagem é “disparada” por um mecanismo de elo-mais-fraco, embora se recomende mais estudos fractográficos para aumentar o conhecimento sobre os efeitos do tamanho do corpo de prova.

5 - Norma ASTM E 1921-97-Destaques.

Para determinação da temperatura de referência (T_0) para aços ferríticos na região de transição (dúctil-frágil) a Norma E1921 apresenta:

a) Amplitude

a1 – Esta norma descreve um método de ensaio para a determinação de uma temperatura de referência T_0 , que caracteriza a tenacidade à fratura, de aços ferríticos, no início do rompimento por clivagem.

a2 – Os tipos de corpo de prova considerados são vários – $SE(B)$, $C(T)$, Charpy, etc. – sendo recomendados vários tamanhos, com dimensões proporcionais (a proporcionalidade é baseada sempre na espessura do corpo de prova). São discutidos vários tipos de corpo de prova porque os valores de $K_{JC(med)}$ tendem a variar os valores de T_0 (entre os tipos $C(T)$ e $SE(B)$ já se registrou, por exemplo diferenças de 15°C). Por essa razão a norma enfatiza a necessidade de se reportar o tipo de corpo de prova usado quando da apresentação dos resultados obtidos nos ensaios.

a3 – são usados métodos estatísticos para caracterizar a curva de transição da tenacidade com a temperatura e os limites de

tolerância para os corpos de prova $1T$ do material ensaiado. O desvio padrão da distribuição dos dados é uma função da inclinação da Weibull (m) e K_{JC} mediano. A norma prescreve o procedimento para estabelecer as determinações do deslocamento da temperatura de transição e para estabelecer os limites de tolerância.

b) Método de ensaio

b1 – O método envolve o ensaio de corpos de prova $C(T)$ ou $SE(B)$ numa faixa de temperaturas.

b2 – A tenacidade à fratura é calculada em uma condição definida de instabilidade de rompimento. O valor J -integral na instabilidade, J_C , é calculada e convertido em K_{JC} . São definidos limites de validade para aceitação dos dados na análise estatística.

b3 – Ensaio que são replicados pelo menos 6 vezes (mais, em alguns casos) podem ser usados para estimar K_{JC} mediano da distribuição de Weibull para a população de dados. É esperado um grande espalhamento de dados nos ensaios replicados. São usados métodos estatísticos para caracterizar estas populações de dados e para prever mudanças nas distribuições de dados devidas

a mudanças nos tamanhos dos corpos de prova. O relacionamento estatístico entre K_{JC} e tamanho de corpo de prova tem base na teoria do elo mais fraco. São determinados limites, na amplitude da tenacidade à fratura, dentro dos quais este método é aplicável.

b4 – Para definir a curva de transição é usado o conceito da Curva Mestra. A posição da curva, na coordenada da temperatura, é estabelecida à partir da determinação experimental da temperatura de referencia, T_0 , na qual a K_{JC} , mediana, para corpos de prova $1T$, é de $100MPa\sqrt{m}$. Se encoraja usar temperaturas de ensaio próximas de T_0 . Espécimes pequenos, como Charpys pré trincados, podem precisar ser ensaiados em temperaturas inferiores a T_0 , onde K_{JC} mediana fica muito abaixo de $100MPa\sqrt{m}$ (este é um dos casos onde pode ser necessária uma maior quantidade de ensaios).

b5 – Limites de tolerância são determinados para amplitude do espalhamento. O desvio padrão da distribuição ajustada á função da inclinação de Weibull (m) e de $K_{JC(med)}$.

c) Significância e uso.

c1 – A tenacidade à fratura é expressa em termos do fator de intensidade de tensão elasto-plástica, K_{JC} , que é derivado do J -integral calculado na fratura.

c2 – Aços ferríticos não são homogêneos e isso se manifesta numa variabilidade da associada tenacidade à fratura, a qual só pode ser caracterizada, portanto, através de método estatístico.

c3 – A distribuição dos dados de K_{JC} , obtidos nos ensaios replicados, pode ser usada para prever a distribuição de K_{JC} em corpos de prova de diferentes tamanhos e em diferentes temperaturas. Os efeitos da distribuição dos dados e tamanho do corpo de prova são caracterizados usando uma função de Weibull ligada à teoria do elo mais fraco. Um limite superior para a perda de coesão e um limite inferior para temperatura de ensaio são definidos, entre os quais as estatísticas de elo mais fraco podem ser usadas.

c4 – O valor T_o (temperatura de referência) calculado a partir dos resultados experimentais permite posicionar a Curva Mestre na abscissa (coordenada de temperatura)

c5 – Para alguns materiais, o valor de T_0 , poderá ser influenciado pelo tamanho de corpo de prova devido à perda de restrição na ponta da trinca. Quando isso ocorrer, T_0 pode ser menor do que o que seria se tivessem sido usados corpo de provas maiores.

d) Corpos de prova.

A norma descreve o formato e as proporções de corpos de prova recomendados $C(T)$, $DC(T)$ e $SE(B)$.

e) Procedimentos.

Os procedimentos de ensaios são apresentados e, entre eles, tendo em vista os objetivos deste trabalho, vamos destacar dois: “Determinação da temperatura de ensaio” e “Requisitos de tamanho para os corpos de prova”.

e1 – Temperatura de ensaio.

A norma recomenda que a temperatura de ensaio seja próxima daquela na qual o valor de $K_{JC(med)}$ esteja perto de $100MPa\sqrt{m}$ para um corpo de prova tamanho $1T$ pois, assim, o valor obtido para T_0

será o mais exato possível. Para a determinação pelo menos inicial – da temperatura de ensaio, a norma dá a equação:

$$T = T_{28J} + C \quad (43)$$

Onde T_{28J} é a temperatura correspondente á absorção de 28J num ensaio Charpy e C é uma constante associada ao tamanho do corpo de prova.

TABELA 6 – Valor da Constante C associada ao tamanho do corpo-de-prova. ^[40]

Tamanho(nT)	Constante C(°C)
0,4T	-32
0,5T	-28
1T	-18
2T	-8
3T	-1
4T	2

Nota: Para corpos de prova Charpy pré-trincados $C = -50^{\circ}C$.

A norma ressalta alguns pontos que devem ser considerados:

- A correlação acima é apropriada para determinar uma temperatura de ensaio inicial. Poderá ser necessário um processo iterativo (também descrito na norma) para

tornar mais precisa a definição da temperatura de ensaio.

- Poderá ser necessário ensaiar com temperatura inferior à obtida na equação (43) para evitar o crescimento da trinca.
- Espécimes pequenos (ex: Charpy pré-trincados) podem gerar quantidades excessivas de dados K_{JC} não válidos, para a temperatura de ensaio determinada via Eq (43). Nestes casos é aconselhável usar temperatura inferior a T_0 onde todos – ou quase todos – os valores de K_{JC} , podem ser válidos. Ver diante.

e2 – Requisitos do tamanho.

O ligamento remanescente, tamanho b_0 , do corpo de prova precisa ter um tamanho suficientemente grande para que se mantenha a condição de alta restrição na frente da trinca.

O K_{JC} máximo de um corpo de prova é dado pela eq. (42).

Dados K_{JC} excedendo o valor máximo podem ser usados num procedimento de “censura” (sujeito a restrições) que também está descrito na norma (substituição do valor encontrado pelo valor de $K_{JC(lim)}$ calculado).

Com os valores censurados devem ser feitos: 1) Testar a uma temperatura de teste mais baixa, 2) Testar com corpos-de-prova maiores ou 3) Testar mais corpos-de-prova para satisfazer os requisitos da censura.

Estes dois pontos, temperatura de ensaio e requisito de tamanho (ou antes, valor M) foram objetos de estudo neste trabalho e, como tais, serão discutidos adiante.

Quando K_{\min} de $MPa\sqrt{m}$ é usado como parâmetro no modelo estatístico de três parâmetros de Weibull, as distribuições dos dados K_{jc} tendem a mostrar uma inclinação de Weibull da aproximadamente $(m) = 4$.

6 - Análise de sensibilidade dos parâmetros: K_{min} , M e m sobre T_0 para a validação da Curva Mestra.

6.1 - Metodologia

Para a validação da curva mestra foi usado o banco de dados experimentais com cerca de 784 ensaios de tenacidade à fratura por clivagem (J_C), com corpos de prova compacto C(T), conforme a figura 26; obtidos de um grande segmento de anel de aço forjado e temperado (DIN 22NiMoCr37) destinado para uma usina nuclear como apresentado nesta pesquisa capítulo 4, com espessuras de $1T$, $2T$, $4T$ e $8T$, ensaiados nas temperaturas de -91°C , -60°C , -40°C , -20°C do euro teste.

TABELA 7 – Quantidades de Corpos-de-prova ensaiados

Temperatura = -91°C 6 4 conjuntos	1T (31)	2T (34)	4T (30)	8T (15)
Temperatura = -60°C 6 3 conjuntos	1T (62)	2T (34)	4T (30)	
Temperatura = -40°C 6 3 conjuntos	1T (30)	2T (32)	4T (30)	
Temperatura = -20°C 6 4 conjuntos	1T (31)	2T (30)	4T (30)	8T (15)

(434) Quantidades de corpos de prova ensaiados

Estes dados foram aplicados na metodologia da Curva Mestra (ASTM E 1921-97) para determinação de temperatura de referência (T_0), inicialmente com os parâmetros K_{min} , m e M da norma (respectivamente, $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, 4 e 30). Em seguida foram utilizados valores diferentes dos valores dos parâmetros

normalizados como $K_{min} = 0, 10, 30, MPa\sqrt{m}$, $m = (3), (3,5), (4,5), (5)$ e $M = 40, 50, 60$. Tendo como idéia a verificação do grau de influência de cada uma destas mudanças, individualmente sobre o valor obtido da temperatura de referência (T_0).

Foram apurados os valores de K_0 (distribuição estatística de Weibull) em cada uma das condições acima para verificar se ocorrem alterações sensíveis na probabilidade acumulada de rompimento. E assim trazendo uma contribuição aos estudos para validação da Curva Mestre.

Estes cálculos foram efetuados com programa Excel, os quais estão apresentados nos anexos desta pesquisa.

Para converter valores J_C (temperatura de teste) para valores equivalentes K_{JC} foi utilizado a EQ. (44) com módulo de elasticidade (E) = $206 \times 10^9 N/m^2$, e também para determinação dos valores de K_{JC} válidos e censurados pela fórmula (42), utilizando os valores para o ligamento remanescente (b_0) e limite de escoamento (σ_{ys}), conforme apresentado nas tabelas 8 e 9

TABELA 8 – Valores de b_0 relacionado com a espessura do corpo-de-prova.

Espessura (mm)	b_0 (m)
25	0,020
50	0,040
100	0,080
200	0,16

TABELA 9 – Valores σ_{YS} relacionado com a temperatura de ensaio.

Temperatura ($^{\circ}C$)	σ_{YS} (N/m^2)
$-91^{\circ}C$	538×10^6
$-60^{\circ}C$	506×10^6
$-40^{\circ}C$	504×10^6
$-20^{\circ}C$	475×10^6

6.2 – Procedimento aplicado à metodologia da curva mestra (com valores diferentes dos valores dos parâmetros normalizados).

A:) Converter valores J_C (temperatura de teste) para valores equivalentes K_{JC} :

$$K_{JC} = \sqrt{E \cdot J_C}$$

B:) Determinar valores “válidos” de K_{JC} , valores excedendo $K_{JC(limite)}$ são considerados “censurados”.

$$K_{JC(limite)} = \sqrt{\frac{E \cdot b \cdot \sigma_{YS}}{M}}; \quad M=30$$

C:) Para geometria diferente de $1(T)$, ajustar os valores K_{JC} para valores equivalentes:

$$K_{JC(1T)} = K_{\min} + [K_{JC(x)} - K_{\min}] \cdot \left[\frac{Bx}{B_{1T}} \right]^{1/4} \quad ; \quad (MPa\sqrt{m})$$

D:) Cálculo de K_0 na forma:

$$K_o = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{JC(i)} - K_{\min})^4}{(r - 0,3068)} \right]^{1/4} + K_{\min} \quad (MPa\sqrt{m})$$

r = Número de dados não censurados

($r=N$) Se todos os dados são válidos

E:) Cálculo do valor médio de K_{JC} :

$$K_{JC(\text{med})} = 0,9124 \cdot (K_0 - K_{\min}) + K_{\min} \quad ; \quad (MPa\sqrt{m})$$

F:) A diferença entre a temperatura de teste e a temperatura de referência é obtida por:

$$T - T_0 = \frac{1}{0,019} \ln \left[\frac{K_{JC(\text{med})} - 30}{70} \right] \quad ; \quad ({}^\circ C, MPa\sqrt{m})$$

6.2.1 – Cálculo realizado com parâmetro $K_{\min} = 0, 10, 30,$

($MPa\sqrt{m}$) substituindo nas fórmulas seguintes (C, D,

E) para as temperaturas: $-91^\circ C, -60^\circ C, -40^\circ C, -20^\circ C.$

6.2.2 - Cálculo realizado com parâmetros $m = (3), (3,5), (4,5), (5,0)$, substituindo nas fórmulas (C, D) para as seguintes temperaturas: $-91^{\circ}\text{C}, -60^{\circ}\text{C}, -40^{\circ}\text{C}, -20^{\circ}\text{C}$.

6.2.3 – Cálculo realizado com parâmetros $M = 40, 50, 60$, na fórmula (B) para as seguintes temperaturas: $-91^{\circ}\text{C}, -60^{\circ}\text{C}, -40^{\circ}\text{C}, -20^{\circ}\text{C}$.

7 - Resultados

São apresentados neste capítulo os resultados calculados em planilhas com o programa Excel (anexo Planilhas pág. 107), para determinação de uma nova temperatura de referência (T_0), através de dados obtidos do euro teste como citado no capítulo anterior, sendo o material em estudo um aço forjado e temperado (DIN 22NiMoCr37)

Usando os valores normalizados para $K_{min} = 20MPa\sqrt{m}$, $m=4$, $M=30$, obtivemos os valores para a temperatura de referência (T_0) conforme TABELA 10.

TABELA 10 – Valores T_0 com valores K_{min} , M e m normalizados

Temperatura de Ensaio (°C)	$T - T_0$ (°C)	T_0 (°C)
-91	10,07	-101,07
-60	42,75	-102,75
-40	53,18	-93,18
-20	67,99	-87,99

7.1 – Efeitos do parâmetro K_{min}

A TABELA 11 apresenta os cálculos refeitos para quatro temperatura de referencia (T_0) usando valores diferentes do valor do parâmetro normalizado $K_{min} (0, 10, 30) MPa\sqrt{m}$.

Os novos resultados não apresentam grandes variações no valor de T_0 , comparando com os resultados apresentados por Wallin,^[36] o que já era de se esperar, pois os valores propostos para K_{min} estavam bem dentro dos limites de confiança para as temperaturas de ensaio usadas.

Os resultados estão nas TABELAS 11 e 12 onde também consideramos os valores de T_0 obtidos com $K_{min} = 20MPa\sqrt{m}$ como “padrão”, para efeito de comparação. Na TABELA 12 temos valores de T_0 para cada espessura.

TABELA 11 - Valores de T_0 com $K_{min} = 20, 0, 10, 30 MPa\sqrt{m}$

Temperatura de ensaio	T_0 Calculada para os seguintes valores de K_{min}			
	$K_{min} = 20$ (padrão)	<i>Mantidas M e m “padrão”</i>		
		$K_{min} = 0$	$K_{min} = 10$	$K_{min} = 30$
°C				
-91	-101,07	-102,08	-101,90	-100,85
-60	-102,75	-89,59	-102,64	-102,90
-40	-93,18	-81,49	-93,92	-93,07

-20	-87,99	-69,35	-88,44	-85,52
-----	--------	--------	--------	--------

TABELA 12 - T_0 Calculado para cada espessura (T) com os seguintes valores de K_{min} , mantidos M e m “padrão”

Temperatura de Ensaio °C	Espessura Polegada	$K_{min}=20$ $M=30$ $m=4$ Padrão	$K_{min}=0$	$K_{min}=10$	$K_{min}=30$
-91	1T	-96,61	-94,57	-95,57	-97,71
	2T	-102,85	-102,75	-102,76	-103,05
	4T	-103,34	-105,22	-104,20	-102,75
	8T	-103,40	-108,75	-106,10	-100,70
-60	1T	-90,92	-89,49	-90,19	-91,68
	2T	-93,11	-93,31	-93,19	-93,07
	4T	-116,38	-117,16	-116,76	-116,05
-40	1T	-85,22	-84,44	-84,83	-85,62
	2T	-96,97	-97,01	-96,98	-96,97
	4T	-91,73	-85,78	-92,29	-91,21
-20	1T	-59,04	-57,93	-58,47	-59,63
	2T	-85,36	-85,57	-85,46	-85,26
	4T	-90,42	-91,17	-90,79	-90,06
	8T	-88,43	-90,49	-89,47	-87,38

- Os cálculos referentes a tabela 12 se encontram no Anexo II (Planilhas para determinação da temperatura de referência (T_0), para cada espessura).

Como mostra na TABELA 11 há uma variação de $10MPa\sqrt{m}$, para mais ou para menos, resulta numa diferença mínima nos valores calculados de temperatura de referência (T_0) especialmente quando o ensaio é realizado muito próximo da temperatura de referência (T_0). Na realidade, pelos resultados acima, até mesmo

$K_{min} = 0 \text{ MPa}\sqrt{m}$ forneceu a temperatura de referência (T_0) aceitável no ensaio com temperatura próxima a T_0 , o que nos leva a considerar que a orientação da norma (ASTM E 1921-97) de efetuar ensaios em temperatura próxima de T_0 tem realmente, grande importância e na TABELA 12 mostra os resultados para cada espessura.

7.2 – Efeitos do parâmetro M .

O ligamento remanescente, de comprimento b_0 , do corpo de prova precisa ter tamanho suficientemente grande para assegurar a condição de alta restrição da zona plástica na ponta da trinca, caso contrário os valores obtidos serão considerados “censurados”, ou seja, não válidos.

O valor de $M=30$ foi selecionado, em grande parte, com base em dados experimentais que tendem a exibir diferenças em T_0 quando. Análises teóricas mostram desvios da condição de alta restrição para valores de M abaixo de 50-60, para os aços de tenacidade moderada. Esta diferença de estimativa, computacional e experimental, para o valor de M preocupa usuários com potencial da abordagem da Curva Mestre, definida na norma E 1921. Se os valores medidos de tenacidade à fratura não correspondem a condição de alta restrição, isto causa uma diminuição da

temperatura associada a $K_{JC} = 100 \text{ MPa}\sqrt{m}$. O valor especificado para M é extremamente delicado quando se ensaia corpos de prova $SE(B)$ com dimensões Charpy ($B=W=10\text{mm}$). Para aços comumente usados em vasos de pressão, valores de tenacidade à fratura freqüentemente satisfazem a um limite de $M=30$ mas não a um de $M=60$. Quando os corpos de prova $1T$, ou maiores, podem ser usados nos ensaios, o limite de $M=60$ não apresenta, geralmente dificuldades ^[29].

Neste trabalho, foi calculado o valor de T_0 , considerando os valores do parâmetro $M = 40; 50$ e 60 , ver TABELAS 13 e 14 o que, por conseqüência, diminui os respectivos valores de $K_{JC(lim)}$ o que, por sua vez aumentou a quantidade de dados censurados.

TABELA 13 - Valores de T_0 com $M=30, M=40, M=50, M=60$.

Temperatura de Ensaio	T_0 obtido com os seguintes valores de M			
	$M=30(\text{Padrão})$	$M=40$	$M=50$	$M=60$
$^{\circ}\text{C}$	$T_0 (^{\circ}\text{C})$	$T_0 (^{\circ}\text{C})$	$T_0 (^{\circ}\text{C})$	$T_0 (^{\circ}\text{C})$
-91	-101,07	-101,07	-101,07	-101,07
-60	-102,75	-102,08	-102,29	-99,66
-40	-93,18	-91,65	-89,59	-88,11
-20	-87,99	-86,15	-86,14	-84,15

TABELA 14 – T_0 Calculado para cada espessura (T) com os seguintes valores de M , mantidos k_{min}

Temperatura de Ensaio °C	Espessura Polegada	M=30 (Padrão)	M=40	M=50	M=60
-91	1T	-96,61	-96,61	-96,61	-96,61
	2T	-102,85	-102,85	-102,85	-102,85
	4T	-103,34	-103,34	-103,34	-103,34
	8T	-103,40	-103,40	-103,40	-103,40
-60	1T	-90,92	-87,77	-85,35	-81,66
	2T	-93,11	-93,11	-93,11	-93,11
	4T	-116,38	-116,38	-116,38	-112,99
-40	1T	-85,22	-78,85	-72,89	-70,53
	2T	-96,97	-94,31	-89,77	-84,82
	4T	-91,73	-91,73	-91,73	-91,73
-20	1T	-59,04	-39,69	-39,69	-39,69
	2T	-85,36	-79,46	-72,73	-68,03
	4T	-90,42	-88,01	-88,01	-84,39
	8T	-88,43	-88,43	-88,43	-88,43

- Os cálculos referentes a tabela 14 se encontram no Anexo II (Planilhas para determinação da temperatura de referência (T_0), para cada espessura).

Vamos examinar as TABELAS 15 e 16 em conjunto com a quantidade de dados censurados.

TABELA 15 - % de corpos de prova censurados.

Dados	<i>M=30</i> (padrão)	<i>M=40</i>	<i>M=50</i>	<i>M=60</i>
Válidos	371	354	339	321
Censurado total	63	80	95	113
Censurado com <i>T=-91°C</i>	0	0	0	0
% Censurados	~17%	~18,55%	~21,9%	~26%

Na temperatura de ensaio de -91°C nenhum dado foi censurado: por isso T_0 não se alterou para qualquer valor de M .

A quantidade de dados censurados praticamente dobrou quando passamos M de 30 para 60. No nosso caso, tendo em vista o enorme dataset disponível, nós tivemos quantidade mais que suficiente de dados válidos para efetuar nossos cálculos (a norma E 1921 especifica uma quantidade mínima -6- de valores K_{JC} válidos para produzir resultado aceitável).

7.3 – Efeitos do parâmetro m .

O valor recomendado pela norma E 1921, para o m , é de 4. A título de verificação das conseqüências de alterarmos este valor, recalculamos T_0 , com dados do mesmo dataset, dando os seguintes valores ao parâmetro m : 3; 3,5; 4,5 e 5. Os resultados estão apresentados nas TABELAS 16 e 17.

TABELA 16 - Valores de T_0 com $m=(4)$, (3), (3,5), (4,5), (5).

Temperatura de Ensaio	T_0 obtido com os seguintes valores de m				
	$m=4$ (padrão)	$m=3$	$m=3,5$	$m=4,5$	$m=5$
$^{\circ}\text{C}$	$T_0 (^{\circ}\text{C})$	$T_0 (^{\circ}\text{C})$	$T_0 (^{\circ}\text{C})$	$T_0 (^{\circ}\text{C})$	$T_0 (^{\circ}\text{C})$
-91	-101,07	-104,32	-102,49	-100,93	-100,75
-60	-102,75	-103,70	-103,00	-102,78	-103,01
-40	-93,18	-93,23	-94,14	-92,60	-92,27
-20	-87,99	-91,05	-89,73	-87,11	-85,39

Como fica evidente nesta tabela, as diferenças são pequenas entre os valores obtidos com $m=4$ e outros, especialmente para os valores mais próximos (3,5 e 4,5). De novo, as diferenças maiores ocorrem nas temperaturas de ensaio mais distantes da temperatura de referência T_0 .

TABELA 17 - T_0 Calculado para cada espessura (T) com os seguintes valores de m , mantidos K_{min} . M “padrão”

Temperatura de Ensaio °C	Espessura (Polegada)	$m=4$ $T_0(^{\circ}\text{C})$ "Padrão"	$m=3$ $T_0(^{\circ}\text{C})$	$m=3,5$ $T_0(^{\circ}\text{C})$	$m=4,5$ $T_0(^{\circ}\text{C})$	$m=5$ $T_0(^{\circ}\text{C})$
-91	1T	-96,61	-95,02	-95,84	-97,34	-98,04
	2T	-102,85	-104,16	-104,86	-102,66	-102,63
	4T	-103,34	-107,41	-104,84	-102,58	-102,34
	8T	-103,40	-112,45	-107,24	-100,49	-98,22
-60	1T	-90,92	-88,95	-89,96	-91,82	-92,67
	2T	-93,11	-95,13	-93,90	-92,62	-92,32
	4T	-116,38	-120,45	-117,98	-115,36	-114,72
-40	1T	-85,22	-84,46	-84,85	-85,56	-85,89
	2T	-96,97	-95,59	-97,63	-96,57	-96,34
	4T	-91,73	-96,67	-93,75	-90,30	-89,29
-20	1T	-59,04	-57,45	-58,24	-59,80	-60,51
	2T	-85,36	-85,62	-85,22	-84,63	-82,77
	4T	-90,42	-93,14	-92,35	-91,15	-87,69
	8T	-88,43	-97,58	-92,33	-85,42	-83,05

- Os cálculos referentes a tabela 16 se encontram no Anexo II (Planilhas para determinação da temperatura de referência (T_0), para cada espessura).

7.4 – Discussão

Dentro dos limites propostos para este trabalho, podemos afirmar que a metodologia da “Curva Mestre” foi plenamente validada.

Aqui usando um grande Sub-conjunto do Dataset “euro test”, procuramos investigar a sensibilidade causada, sobre o cálculo de (T_0), para os dois parâmetros (K_{min} e m) da distribuição Weibull de

três parâmetros e para M , que indiretamente limita o tamanho dos corpos-de-prova. No qual podemos dizer que houve uma diferença de aproximadamente 10% na sensibilidade do cálculo de (T_0)

Os cálculos foram feitos variando apenas um dos parâmetros a cada vez, mantendo os outros valores recomendados pela norma E 1921. Os valores encontrados, para cada temperatura de ensaio (-91°C , -60°C , -40°C e -20°C) utilizando os valores recomendados pela norma E 1921 ($m=4$, $M=30$ e $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{m}$) foram considerados “padrão” e os resultados dos cálculos variando os parâmetros foram comparados contra o respectivo “padrão”.

Os resultados mostraram, para todas as alternativas propostas, uma variação relativamente pequena no respectivo T_0 calculado, dando a entender que a metodologia utilizada é muito “estável”.

Um ponto que não era, especificamente, objeto deste estudo, chamou nossa atenção: a recomendação da norma E 1921 de que se deve tentar efetuar os ensaios a uma temperatura de ensaio mais próximo possível da presumível temperatura T_0 . Recomenda também, que a temperatura de ensaio esteja dentre os limites $T_0 \pm 50^{\circ}\text{C}$. Em todos os nossos cálculos as maiores discrepâncias ocorreram sempre em temperaturas de ensaio mais distantes de T_0 ($\sim -90^{\circ}\text{C}$). Uma das quais (-20°C) está completamente fora dos limites e outra (-40°C) está virtualmente no limite.

A norma recomenda, também, que se a quantidade de valores K_{JC} censurados for excessiva, para uma dada temperatura de ensaio (devido, por exemplo, ao pequeno tamanho do corpo de prova e exemplifica este fato indicando corpo de prova $SE(B)$ com dimensões Charpy), que se faça ensaios com T_0 . Este ponto não foi objeto deste trabalho, mas, dadas as temperaturas de ensaio, podemos verificar o inverso: a quantidade de valores censurados cresce com o aumento da temperatura de ensaio, ver TABELAS 18 e 19.

TABELA 18 - Valores da variação de M

Temperatura de Ensaio	V/C	$M=30$	$M=40$	$M=50$	$M=60$
°C		Qtd	Qtd	Qtd	Qtd
-91	V	110	110	110	110
	C	-(A)	-	-	-
-60	V	121	118	115	109
	C	5	8	11	17
-40	V	77	70	62	56
	C	15	22	30	36
-20	V	63	56	52	46

	C	43 (B)	50	54	60 (C)
--	---	--------	----	----	--------

Por isso T_0 não mudou com M .

V= válidos

C= censurados

A= 0% B= 40% C= 56,6% sobre o total de espécimes ensaiadas naquela temperatura.

TABELA 19 - Valores da variação de M para cada espessura (T)

Temperatura de Ensaio °C	Espessura Polegada	M=30(Padrão)		M=40		M=50		M=60	
		Val.	Cens.	Val.	Cens.	Val.	Cens.	Val.	Cens.
-91	1T	31	0	31	0	31	0	31	0
	2T	34	0	34	0	34	0	34	0
	4T	30	0	30	0	30	0	30	0
	8T	15	0	15	0	15	0	15	0
-60	1T	57	5	54	8	51	11	46	16
	2T	34	0	34	0	34	0	34	0
	4T	30	0	30	0	30	0	29	1
-40	1T	15	15	10	20	7	23	6	24
	2T	32	0	30	2	25	7	20	12
	4T	30	0	30	0	30	0	30	0
-20	1T	3	28	2	29	2	29	2	29
	2T	16	14	11	19	7	23	5	25
	4T	29	1	28	2	28	2	24	6
	8T	15	0	15	0	15	0	15	0

Dada a enorme quantidade de corpos-de-prova usadas para compor o dataset Euro, não houve problema, quanto à quantidade mínima de resultados válidos, mas os resultados, nos cálculos de T_0 , foram afetados pela diminuição da quantidade de resultados válidos, exceto na temperatura de ensaio de $T = -91^{\circ}\text{C}$ onde apesar do M maior, todos os corpos-de-prova geraram dados válidos.

8 - CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTUROS.

Dentro das limitações de trabalho, podemos concluir o seguinte:

- Os resultados validaram a metodologia da “Curva Mestre”.
- A metodologia mostrou ser bastante “estável”, no sentido de que alterações em seus parâmetros têm como consequência somente pequenas distorções nos resultados.
- Pela mesma razão o conceito mostrou ser “flexível”, no sentido de que se pode usar a metodologia, tendo menos de 6 resultados (válidos), caso se tenha muito pouco material para realizar o ensaio. Usar parâmetros com valores diferentes (dentro de limites) daqueles recomendados, sem temer por resultados totalmente inaceitáveis.
- Do ponto de vista de engenharia, os 3 quesitos acima fazem da metodologia da Curva Mestre, uma ferramenta preciosa porque produz resultados aceitáveis, pois:

1 - Há flexibilidade quanto à temperatura de ensaio recomendada o que gera diferenças aceitáveis no cálculo de T_0 .

2 - Há flexibilidade quanto às dimensões já que resultados dos corpos-de-prova com tamanhos diferentes são conversíveis para o padrão *1T*.

3 - Destes dois pontos segue-se que corpos-de-prova “diferentes” (como, por exemplo, os “Charpy” utilizados armazenados em vasos de pressão de reatores nucleares, para inspeções periódicas, que foram introduzidos nos reatores armazenados a muitos anos atrás), podem ser utilizados com a certeza que fornecerão resultados razoavelmente precisos, pois a metodologia permite “jogar” com temperatura de ensaio e geometria do corpo de prova (por exemplo, corpo de prova que viola o $K_{JC(lim)}$ na temperatura ideal de ensaio pode ser ensaiado a uma temperatura mais baixa).

Sugestões para estudos:

- Validação para outros tipos de aços estruturais;
- Introdução da metodologia para geometrias diferentes.

9 - Anexos I – II – III (Planilhas)

- Anexo I (Planilhas para determinação da temperatura de referência (T_0)).
- Anexo II (Planilhas para determinação da temperatura de referência (T_0), para cada espessura.
- Anexo III (Gráficos da distribuição de Weibull e os valores utilizados para construção dos mesmos).

Neste Anexo, são mostrados os gráfico da distribuição Weibull com $m = (3), (3,5), (4), (4,5), (5)$ para os valores de K_{JC} correspondentes às temperaturas ensaiadas.

10 - Referências Bibliográficas.

- [1] Pastoukhov, V. a, Woorwald, H. J. C. Introdução á Mecânica da Integridade Estrutural São Paulo: UNESP, 1995. 192p.
- [2] Miranda, C. A. J. Obtenção da tensão de Clivagem e Nível de Confiabilidade na Determinação da Temperatura de Referencia de Aços Ferríticos na Transição: Abordagem numérica e experimental.
São Paulo: Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 1999. 139p. (Teses, Doutorado em Ciências, Área de Reatores Nucleares de Potencia e Tecnologia do Combustível Nuclear).
- [3] De Aquino ET. Al. Levantamento da Curva Mestra de Tenacidade à Fratura na Região de Transição Dúctil – Frágil de Aços a 508 Classe 3 Utilizados em Projetos de Vasos de Pressão. 1m. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, 13, 1998. Curitiba Anais ... Curitiba, 1998 – p. 851-857.
- [4] Landes, J. D. Approaches to Ductile Testing and Aplications in the USA. In Assembly of the International Institute of Welding, Commission X, 1995, Estocolmo. 1995.

- [5] De Aquino ET. Al. Uma Nova Abordagem ao Fenômeno da Variação da Tenacidade à Fratura na Transição Dúctil – Frágil de Aços Ferríticos. In. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, 13, 1998. Curitiba, Anais ... Curitiba. 1998. p. 858-867.
- [6] Rabello, E. G. Determinação da Temperatura de Referência para um Aço DIN 15M.3 Normalizado e Tratado Termicamente, Simulado uma ZTA. Ouro Preto: UFOP, 2000. 105p. (Dissertação de Mestrado, Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais).
- [7] Walin, K. Recommendations Toughness Data for Structural Integrity Analysis, Proceedings of the CSNI/ IAEA Specialists Meeting, Oak Ridge. Tennessee, Oct. 26-29, 1992.
- [8] Dieter, G. E. Metalurgia Mecânica .2 Ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981, 65p.
- [9] Cetlin, P. R. Da Silva, P. S. P. Análise de Fraturas. São Paulo: Associação Brasileira de Metais. 229p.
- [10] Rolfe, S. T; Barson, J. M. Fracture Control Structures Applications of Fracture Mechanics. New Jersey: Prentice Hall, inc. 1997.

- [11] Meyers, M. A. Chawla, K. K. Princípios de Metalurgia Mecânica. São Paulo: Edgard Blucher, 1982. 505p.
- [12] Anderson, T. L. Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications. Boca Raton: Crc Press, 1991. 793p.
- [13] Godefroid, L. B. Aplicação da Mecânica de Fratura no Projeto Estrutural. Ouro Preto, 1995. 220p.
- [14] ASTM Standart. Test Method for Measurement of Fracture Toughness. American Society for Testing and Materials. Philadelphia, PA. ASTM e 1820-96. 1997
- [15] Wells, A. A. Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture, Proceedings of the Crack Propagation Symposium, Vol. 1, Paper B4. Grangfield, 1961.
- [16] Landes, J. D. The Effect of the Size, Thickness and Geometry on Fracture Toughness in the Transition. Geeesthacht: Gkss, 1992 (Report Gkss 92/e/43).

- [17] Mc Cabe, D. E, Zerbst, U., Heerens, J. Development of Test Practice Requirments for a Standart Method o Fracture Toughness Testing in the Transition Range. Geeesthacht: Ckss, 1992 (Report Gkss 93/e/81).
- [18] Nevalainen, M., Dodds Jr, R. H. Numerical Investigation of 3-D Constraint Effects on the Brittle Fracture in Se(B) and C(T) Speciments. International Journal of Fracture, 1995, V. 74, p. 131-161.
- [19] Wallin, K. The Scatter in KIC Results. Engineering Fracture Mechanics, 1984, V. 19. p. 1085-1093.
- [20] Landes, J. D. The Effect of the Size, Thickness and Geometry on Fracture Thoughness in the Transition. Geeesthacht: Gkss, 1992 (Report Gkss 92/e/43).
- [21] Landes, J. D., Shaffer, D. H. Statistical Characterization of Fracture in the Transition Range. In: Fracture Mechanics. Twelfth Conference. American Society for Testing and Materials. Philadelphia PA. ASTM STP 700, p. 368-372.
- [22] Landes, J. D. Mc Cabe, D. E. Effects of Transition Temperature Behavior Strutural Streels. In Fracture Mechanics Fifteenth Symposium. Americam Society for Testing and Materials. Philadelphia, P. A ASTM STP 833, p. 378-392. 1984.

- [23] Wallin , K. The Size Effects in K_{IC} Results. Engineering Fracture Mechanics. 1985, V. 22. M.1. p. 149-163.
- [24] Wallin, k. The Effect on Ligament Size on Cleavage Toughness. Engineering Fracture Mechanics. 1989, V. 32. M.3 p. 449-457.
- [25] Wallin, K. Simple Theoretical Charpy – V K_{IC} Correlation for Irradiation Brittleness. In: ASME Pressure Vessel and Piping Conference, V. 170. p. 93-100 Proceedings...
- [26] ASME Boiler & Pressure Vessel Code Section XI. Rules for In service Inspection of Nuclear Power Plant Components. American Society of Mechanical Engineers. New York, 1992.
- [27] Wallin, K. Statistical Modeling of Fracture in the Ductile-to-Brittle Transition Region. In: Defects assessment in Components Fundamentals an Applications. London, England Mechanical Engineering Publications.ESIS / EGF9, p. 415-445.
- [28] ASTM Standart. Test Method for Measurement of Fracture Toughness. American Society for Testing and Materials. Philadelphia, PA. ASTM e 1820-96. 1997.

- [29] Ruggieri, C. Dodds Jr, R. H. , Wallin, K. , 1998. Constraint Effects on Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Region. Engineering Fracture Mechanics, V. 60, M. 1. p. 19-36.
- [30] Chauouadi, R. et al on the Use of the Master Curve Based on the Precracked Charpy Specimens. In: ASME Pressure Vessel and Piping Conference. August 2-5 Boston, M. A Proceedings... 1999
- [31] Sokolov, M. A. et al, Application of Small Specimens to Fracture Mechanics Characterization of Irradiated Pressure Vessels Steels. In Fatigue and Fracture Mechanics: 28th volume. American Society for Testing and Materials. Philadelphia, P. A . ASTM STP 1321, p. 263-279, 1997.
- [32] ESIS P2/92. Procedure for determining the fracture behaviour of materials, January 1992.
- [33] KIRK, M. T., LOTT, R. , 1998 empirical validation of the master curve for irradiated and un-irradiated reactor pressure vessels. In:1998 ASME/ JSME ASME. Pressure vessel, and piping conference, July 27-30, San Diego, CA Proceedings...
- [34] Development of the euro fracture toughness dataset. J. Heerens, D. Hellmann. Institute of Materials research, GKSS research centre geesthacht, max

– Planck – street, d- 21502 geesthacht, Germany received 7 February 2000, received form 12 January 2001, accepted 26 January 2001.

- [35] 2002 elsevier science LTD, All rights reserved.
- [36] Wallin KIM, 7 February 2000, Master curve analysis of the “euro” fracture toughness dataset. materials and structural integrity, VTT Manufacturing technology, P.O. Box 1704 Fin – 02044 VTT, Finland.
- [37] ASTM Standard Test method for determination of the reference temperature T_0 for ferritic steels in the transition range. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM E1921-97. 1997.
- [38] LANDES, J. D.; BEGLEY, J. A., 1972. The Effect of Specimen Geometry on J_{IC} , in Fracture Toughness. In: ***Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics Part II***. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 514, p.24-39.
- [39] JOYCE, J. A., 1998. On the utilization of High Rate Pre-Cracked Charpy test Results and the Master Curve to obtain Accurate Lower Bound Toughness Predictions in the Ductile-to-Brittle. In: ***Small Specimen Test Technique***, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1329, p. 253-273.

- [40] WALLIN, K., "A Simple Theoretical Charpy V-K_{IC} Correlation for Irradiation Embrittlement," *ASME Pressure Vessels and Piping Conference, Innovative Approaches to Irradiation Damage and Fracture Analysis*, PVP-Vol 170, American Society of Mechanical Engineers, New York, July 1989.