



**AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE  
DE SÃO PAULO**

**OBTENÇÃO DA TENSÃO DE CLIVAGEM E NÍVEL DE  
CONFIABILIDADE NA DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA  
DE REFERÊNCIA DE AÇOS FERRÍTICOS NA TRANSIÇÃO:  
ABORDAGEM NUMÉRICA E EXPERIMENTAL**

**CARLOS ALEXANDRE DE JESUS MIRANDA**

**Tese apresentada como parte dos  
requisitos para obtenção do Grau de  
Doutor em Ciências na Área de Reatores  
Nucleares de Potência e Tecnologia do  
Combustível Nuclear.**

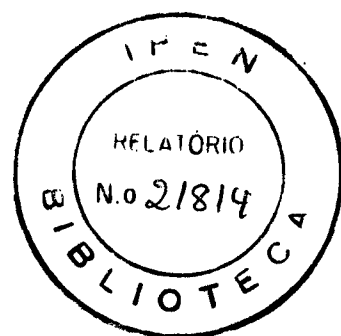
**Orientador:  
Prof. Dr. Arnaldo H. Paes de Andrade**

**São Paulo  
1999**

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES  
Autarquia associada à Universidade de São Paulo

OBTENÇÃO DA TENSÃO DE CLIVAGEM E NÍVEL DE CONFIABILIDADE  
NA DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DE REFERÊNCIA DE AÇOS  
FERRÍTICOS NA TRANSIÇÃO: ABORDAGEM NUMÉRICA E EXPERIMENTAL

CARLOS ALEXANDRE DE JESUS MIRANDA



Tese apresentada como parte dos requisitos para  
obtenção do grau de Doutor em Ciências na Área de  
Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do  
Combustível Nuclear.

Orientador:

Prof. Dr. Arnaldo H. Paes de Andrade

SÃO PAULO

1999

A meus pais

## **AGRADECIMENTOS**

Ao Prof. Dr. Arnaldo H. Paes de Andrade, pela orientação e apoio no desenvolvimento deste trabalho de pesquisa.

Ao Prof. Dr. John D. Landes, pela supervisão e atenção recebidas durante os estágios na University of Tennessee, em Knoxville, TN, EUA.

Ao IPEN-CNEN/SP e ao CNPq, pelo apoio e suporte financeiro para os estágios na University of Tennessee.

Ao ORNL, nas pessoas do Dr. Randy Nanstad pela autorização para a execução dos ensaios, do Dr. Donald McCabe com quem os resultados foram discutidos e do técnico Ronald Swain responsável pela execução dos ensaios.

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

# OBTENÇÃO DA TENSÃO DE CLIVAGEM E NÍVEL DE CONFIABILIDADE NA DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DE REFERÊNCIA DE AÇOS FERRÍTICOS NA TRANSIÇÃO: ABORDAGEM NUMÉRICA E EXPERIMENTAL

**Carlos Alexandre de Jesus Miranda**

## RESUMO

Na região de transição entre os regimes de fratura frágil e dúctil dos aços ferríticos os valores de tenacidade à clivagem ( $J_c$ ,  $K_{Jc}$ ) apresentam grande espalhamento, dependem fortemente da temperatura e da geometria, tamanho e nível de restrição à plasticidade; corpos de prova (CPs) pequenos fornecem valores  $J_c$  médios superiores aos valores obtidos com CPs grandes e não é possível definir um único parâmetro característico da fratura, sendo necessário o tratamento estatístico e uso de teorias de dois parâmetros (J-Q). Estes fatos tornam difícil transferir ou prever valores de  $J_c$  para uma geometria ou estrutura a partir dos valores obtidos em ensaios. A partir da teoria J-Q e do princípio do elo-mais-fraco, foi desenvolvida uma metodologia de previsão de  $J_c$  que utiliza a tensão de clivagem  $\sigma_c$ . Esta é superior ao limite de resistência só podendo ser medida de forma indireta. O tratamento estatístico permitiu o desenvolvimento da chamada Curva Mestre que faz uso da temperatura de referência  $T_0$ . Torna-se necessário definir explicitamente níveis de confiabilidade no valor de  $T_0$ , que varia com a temperatura de ensaio  $T$  e quantidade  $N$  de corpos de prova. Neste trabalho de pesquisa apresentam-se: um programa experimental, onde foram obtidos 63 valores  $J_c$  para 4 temperaturas na transição e 3 geometrias com  $B < 1T$ , um procedimento para obtenção de  $\sigma_c$  a partir de valores  $J_c$  e um procedimento para determinar o nível de confiabilidade  $\mathcal{C}$  na obtenção de  $T_0$ . Os valores de  $\sigma_c$  obtidos concordam muito bem com os valores disponíveis medidos para 2 aços, com erro  $< 10\%$ . As curvas " $J_c$  previsto *versus*  $\sigma_c$ " obtidas para os 7 aços estudados, apresentam o comportamento preconizado pelas equações envolvidas. Das simulações numéricas (Monte Carlo) para determinar  $\mathcal{C}$  foram obtidas duas famílias de curvas que fornecem  $\mathcal{C}$  *versus*  $T - T_0$  para serem usadas nas situações pré- e pós-ensaios. Para  $T - T_0 = 0$  °C, estas mostram que, com  $N=6$ , tem-se  $\mathcal{C} < 90\%$ . Para se ter  $\mathcal{C} \approx 95\%$  é necessário  $N \approx 10$ . Os valores  $J_c$  experimentais mostram uma boa concordância com o comportamento esperado na transição e com as análises numéricas de confiabilidade, e foram utilizados para determinar a tensão  $\sigma_c$  do material ensaiado e para estabelecer a temperatura máxima de ensaio, destas geometrias, para obter  $T_0$ .

**CLEAVAGE STRESS CALCULATION AND CONFIDENCE LEVEL IN THE  
DETERMINATION OF THE REFERENCE TEMPERATURE OF FERRITIC  
STEELS IN THE TRANSITION: NUMERICAL AND EXPERIMENTAL APPROACH**

**Carlos Alexandre de Jesus Miranda**

**ABSTRACT**

*Ferritic steels present a typical toughness versus temperature transition behavior where the toughness values ( $J_c$ ,  $K_{Jc}$ ) are strongly influenced by geometry, size and constraint besides the temperature itself and a large amount of scatter. In this transition region the average  $J_c$  values obtained from small specimens are higher than those from bigger ones. So, in the transition, there is no single parameter to characterize the fracture and, to do this, it is necessary to use statistical treatment and, also, the two parameter J-Q theory. Using the J-Q theory, the weakest-link principle, and the cleavage stress  $\sigma_c$  concept, a methodology was developed to predict toughness in the transition region. This  $\sigma_c$  is higher than the material ultimate stress and can not be measured by direct methods. The statistical treatment allowed the development of the Master Curve which makes use of the reference temperature  $T_0$ . Since  $T_0$  comes from an statistical treatment, it is necessary to define the confidence level, that depends on the test temperature  $T$  and the number  $N$  of toughness values. This research work comprehends: an experimental program using 63 specimens tested at 4 temperatures and 3 geometries with  $B < 1T$ , a method to estimate the  $\sigma_c$  average value and a Monte Carlo numerical simulation to obtain the confidence level  $\mathcal{C}$  in the  $T_0$  determination. The obtained average  $\sigma_c$  values agree very well with the average values obtained experimentally for two ferritic steels with error  $< 10\%$ . All the "Predicted  $J_c$  versus  $\sigma_c$ " curves obtained for 7 studied steels present the expected behavior predicted by the analysis of the involved equations. From the Monte Carlo simulations two family of " $\mathcal{C}$  versus  $T-T_0$ " curves were obtained to be applied before and after tests. With  $T-T_0=0$  °C these curves show, for  $N=6$ ,  $\mathcal{C}=90\%$ . To have  $\mathcal{C}\approx 95\%$  it is necessary  $N\approx 10$ . The experimental  $J_c$  results agree very well with the expected behavior in the transition and with the numerical simulations. They were used also to obtain  $\sigma_c$  for the tested material and to establish the maximum test temperature for the used geometries to obtain  $T_0$ .*

# SUMÁRIO

	Página
<b>LISTA DE FIGURAS</b>	viii
<b>LISTA DE TABELAS</b>	xi
<b>LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS</b>	xii
<b>NOMENCLATURA</b>	xiii
<b>1 INTRODUÇÃO</b>	<b>1</b>
1.1 Conceitos Básicos de Mecânica da Fratura	1
1.2 Considerações Gerais	3
1.3 Fundamentos Para o Trabalho	5
1.4 Objetivos da Pesquisa	13
1.5 Plano do Trabalho	13
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>16</b>
2.1 Introdução	16
2.2 Nível de Restrição à Plasticidade e Efeitos de Tamanho	19
2.2.1 Influência da Relação $a/W$	20
2.2.2 Ajuste para Espessura Normalizada	21
2.3 Tensão Crítica de Clivagem e Elo-mais-Fraco	22
2.4 Pontos Críticos x Pontos Fracos	24
2.5 Tratamento Estatístico e Distribuição de Weibull	27
2.6 Teoria de Dois Parâmetros (J-Q)	29
2.6.1 Obtenção do Parâmetro Q	32
2.7 Previsão de Valores de Tenacidade à Clivagem na Transição	34
2.7.1 Limites de Aplicação da Metodologia de Previsão de Tenacidade à Clivagem na Transição	36
2.7.2 Automatização da Metodologia	38
2.7.3 Aplicação da Metodologia de Previsão de Tenacidade à Clivagem	38
2.8 “ <i>Master Curve</i> ” e Temperatura de Referência ( $T_0$ )	40
2.8.1 Cálculo de $T_0$ pela Norma ASTM E1921-97	42

	Página
2.8.2 Cálculo de $T_0$ Multi-Temperatura	43
2.8.3 Faixa de Validade, Incertezas e Correção do Valor de $T_0$	43
<b>3 RESULTADOS EXPERIMENTAIS</b>	<b>47</b>
3.1 Introdução	47
3.2 Resultados da Análise Química e dos Ensaios de Tração, Valores Adotados Para os Ensaios	49
3.3 Resultados Obtidos nos Ensaios de Mecânica da Fratura	51
3.3.1 Corpos de Prova Charpy	51
3.3.2 Corpos de Prova SENB	53
3.3.3 Corpos de Prova CT	55
3.3.4 “ <i>Master Curve</i> ” do Material Ensaiado	57
3.4 Distâncias $r_{wt}$ Medidas nos Corpos de Prova Ensaeados	59
3.5 Fractografias	65
3.6 Discussão Geral - Resultados Experimentais	68
<b>4 OBTENÇÃO DA TENSÃO DE CLIVAGEM</b>	<b>72</b>
4.1 Introdução	72
4.2 Proposta Para Obtenção da Tensão de Clivagem - Utilizando a Convergência	73
4.3 Resultados dos “Casos Teste”	75
4.3.1 Discussão dos Resultados dos “Casos Teste” - Convergência	76
4.4 Proposta Utilizando o Comportamento Máximo/Mínimo	78
4.4.1 Análise dos Resultados dos “Casos Teste” - Máx/Mín	79
4.5 Justificativa para a Não Convergência de Alguns Casos	80
4.6 Previsão para os Aços A508 e A533B	81
4.7 Previsão para os Aços HSLA 80 e A131 EH36	82
4.8 Previsão para o Aço A508 Utilizado neste Trabalho de Pesquisa	86
4.9 Influência da Tolerância TolQ na Previsão de $J_c$ e de $\sigma_c$	88
4.10 Discussão Geral - Previsão da Tensão de Clivagem	90
4.10.1 Previsão de Tenacidade à Clivagem com os Valores de $\sigma_c$ Obtidos	94

	Página
<b>5 NÍVEL DE CONFIABILIDADE <math>\mathcal{C}</math> NA DETERMINAÇÃO DE <math>T_o</math></b>	96
5.1 Introdução	96
5.2 Metodologia de Trabalho Adotada	97
5.3 Resultados Básicos	99
5.3.1 Distribuições dos Valores $(T-T_o)_s$	99
5.3.2 Contagens Relativas nas Regiões #1, #2 e #3	99
5.4 Mínimo N Para Obter um dado Nível de Confiabilidade $\mathcal{C}$ na Determinação de $T_o$	103
5.5 Nível de Confiabilidade $\mathcal{C}$ em Função de $(T-T_o)_u$ Para N Valores	105
5.6 Influência da Largura $\mathcal{L}$ da Região #2 nos Resultados	106
5.7 Discussão Geral – Nível de Confiabilidade $\mathcal{C}$ na Determinação de $T_o$	109
<b>6 CONCLUSÕES</b>	113
<b>APÊNDICE A.</b> Existência de Mínimo/Máximo nas Curvas “ $J_c$ Previsto <i>versus</i> $\sigma_c$ Arbitrada”	117
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	125

## LISTA DE FIGURAS

	Página
Figura 1.1 - Sistema de coordenadas na ponta da trinca	6
Figura 1.2 - Curva Mestre (“ <i>Master Curve</i> ”) - $K_{Jc}$ mediano x $(T-T_0)$	12
Figura 2.1 - Variação típica de $K_{Jc}$ (ou $J_c$ ) com a temperatura, para um aço ferrítico	17
Figura 2.2 - Influência da profundidade da trinca ( $a/W$ )	20
Figura 2.3 - Influência da profundidade da trinca (parte hachurada) e tamanho	21
Figura 2.4 - Esquema do modelo RKR	23
Figura 2.5 - Zonas de iniciação - pontos críticos e pontos fracos	25
Figura 2.6 - Interação dos picos de tensão, pontos críticos e pontos fracos com a temperatura	26
Figura 2.7 - Curvas típicas do parâmetro Q [O’Dowd & Shih, 1993]	33
Figura 2.8 - Campo de tensões normalizados [O’Dowd & Shih, 1993]	33
Figura 2.9 - Esquema da metodologia para prever tenacidade à clivagem na transição	35
Figura 2.10 - Previsão de $J_c$ para o aço 20MnMoNi55	39
Figura 2.11 - Previsão de $J_c$ para o aço 1CrMoV	39
Figura 3.1 - Curva tensão x deformação (típica) obtida no ensaio do CP #2	50
Figura 3.2 - Valores medidos com os corpos de prova Charpy pré-trincados	53
Figura 3.3 - Valores medidos com os corpos de prova SENB	55
Figura 3.4 - Valores medidos com os corpos de prova $\frac{1}{2}T$ CT	56
Figura 3.5 - “ <i>Master Curve</i> ” e curvas limites associadas a 5% e a 95%	59
Figura 3.6 - Distâncias $r_{wl}$ – valores teóricos <i>versus</i> valores experimentais – Charpy	64
Figura 3.7 - Distâncias $r_{wl}$ – valores teóricos <i>versus</i> valores experimentais – CT	64
Figura 3.8 - Distâncias $r_{wl}$ – valores teóricos <i>versus</i> valores experimentais – SENB	64
Figura 3.9 - Fractografia CT 04, $T = -100$ °C - Provável	66
Figura 3.10 - Fractografia CT 13, $T = -100$ °C - Incerto	66
Figura 3.11 - Fractografia CT 11, $T = -75$ °C - Certeza	66
Figura 3.12 - Fractografia Charpy 17, $T = -90$ °C - Provável	67
Figura 3.13 - Fractografia Charpy 17 (aumento de 500 X)	67
Figura 3.14 - Fractografia Charpy 22, $T = -90$ °C - Certeza	67
Figura 3.15 - Fractografia Charpy 22 (aumento de 602X)	68

Figura 4.1 - Esquema proposto para prever a tensão de clivagem	74
Figura 4.2 - Previsão de $\sigma_c$ - Aço 20MnMoNi55 - $T_1 = -90$ °C, $T_2 = -60$ °C	77
Figura 4.3 - Previsão de $\sigma_c$ - Aço 20MnMoNi55 - $T_1 = -60$ °C, $T_2 = -90$ °C	77
Figura 4.4 - Previsão de $\sigma_c$ - Aço 1CrMoV - $T_1 = 100$ °C, $T_2 = 80$ °C	77
Figura 4.5 - Previsão de $\sigma_c$ - Aço 1CrMoV - $T_1 = 80$ °C, $T_2 = 100$ °C	78
Figura 4.6 - Previsão de $\sigma_c$ - Aço 1CrMoV - $T_1 = 100$ °C, $T_2 = 20$ °C	78
Figura 4.7 - Previsão de $\sigma_c$ - Aço A508 - $T_1 = -100$ °C, $T_2 = -50$ °C	83
Figura 4.8 - Previsão de $\sigma_c$ - Aço A508 - $T_1 = -50$ °C, $T_2 = -100$ °C	83
Figura 4.9 - Previsão de $\sigma_c$ - Aço A533B - $T_1 = -18$ °C, $T_2 = -75$ °C	83
Figura 4.10 - Previsão de $\sigma_c$ - Aço A533B - $T_1 = -75$ °C, $T_2 = -18$ °C	84
Figura 4.11 - Previsão de $\sigma_c$ - Aço HSLA 80 (usando $J_c$ mínimo a $-40$ °C)	85
Figura 4.12 - Previsão de $\sigma_c$ - Aço HSLA 80 (usando $J_c$ mediano $-40$ °C)	85
Figura 4.13 - Previsão de $\sigma_c$ - Aço HSLA 80 (usando $J_c$ máximo $-40$ °C)	85
Figura 4.14 - Previsão de $\sigma_c$ - Aço A131 EH36, $T_1 = -80$ °C, $T_2 = -60$ °C	86
Figura 4.15 - Previsão de $\sigma_c$ usando $J_c$ mínimo ( $-100$ °C e $-75$ °C)	87
Figura 4.16 - Previsão de $\sigma_c$ usando $J_c$ mediano ( $-100$ °C e $-75$ °C)	87
Figura 4.17 - Previsão de $\sigma_c$ usando $J_c$ máximo ( $-100$ °C e $-75$ °C)	87
Figura 4.18 - Influência de TolQ na previsão de $J_c$ e de $\sigma_c$ usando $J_c$ mínimo	89
Figura 4.19 - Influência de TolQ na previsão de $J_c$ e de $\sigma_c$ usando $J_c$ mediano	89
Figura 4.20 - Influência de TolQ na previsão de $J_c$ e de $\sigma_c$ usando $J_c$ máximo	89
Figura 4.21 - Previsões de $J_c$ para dois aços A533B	95
Figura 4.22 - Previsão de $J_c$ para o aço A508 cl3 "JSPS/MPC"	95
Figura 4.23 - Previsão de $J_c$ para o aço "CAJM A508"	95
Figura 5.1 - Distribuições de $(T-T_o)_s$ para $(T-T_o)_u = -25$ °C	100
Figura 5.2 - Distribuições de $(T-T_o)_s$ para $(T-T_o)_u = 0$ °C	100
Figura 5.3 - Distribuições de $(T-T_o)_s$ para $N = 3$	101
Figura 5.4 - Distribuições de $(T-T_o)_s$ para $N = 6$	101
Figura 5.5 - Mínimos e máximos das distribuições $(T-T_o)_s$ como função de $N$ e $(T-T_o)_u$	101
Figura 5.6.a - Contagem relativa na região #1	102
Figura 5.6.b - Contagem relativa na região #2	102

	Página
Figura 5.6.c - Contagem relativa na região #3	102
Figura 5.7 - Curvas "Mínimo $N \times (T-T_o)_u$ " para um dado $\mathcal{C}$	105
Figura 5.8 - Comparação entre as curvas original (contínua) e ajustada (tracejada)	105
Figura 5.9 - $\mathcal{C}$ (%) para um dado $N$ como função de $(T-T_o)_u$	106
Figura 5.10 - Caso #1 - Curvas "Mínimo $N \times (T-T_o)_u$ ", $\mathcal{L} = \pm 5$ °C	108
Figura 5.11 - Caso #2 - Curvas "Mínimo $N \times (T-T_o)_u$ ", $\mathcal{L} = \pm 7,5$ °C	108
Figura 5.12 - Caso #4 - Curvas "Mínimo $N \times (T-T_o)_u$ ", $\mathcal{L} = \pm 12,5$ °C	108
Figura 5.13 - Caso #5 - Curvas "Mínimo $N \times (T-T_o)_u$ ", $\mathcal{L} = \pm 15$ °C	109
Figura 5.14 - Influência de $\mathcal{L}$ no número mínimo de ensaios para obter um dado nível de confiabilidade $\mathcal{C}$ – para $(T-T_o)_u = 0$ °C	109
Figura A.1 - Curva obtida com a expressão aproximada para o parâmetro Q	118
Figura A.2 - Curva $r/(J/\sigma_o)$ versus $\sigma_{00}/\sigma_o$ – comparação do ajuste	120
Figura A.3 - Curva $\sigma_{00}/\sigma_o$ versus $r/(J/\sigma_o)$ – comparação do ajuste	120
Figura A.4 - Curvas $r/(J/\sigma_o)$ versus $\sigma_{00}/\sigma_o$ e $\sigma_{00}/\sigma_o$ versus $r/(J/\sigma_o)$ com eixos invertidos – comparação dos ajustes	120
Figura A.5 - Valores $J_{c2}$ previstos a partir de $J_{c1} = 50$ kJ/m <sup>2</sup>	122
Figura A.6 - Valores $J_{c2}$ previstos a partir de $J_{c1} = 150$ kJ/m <sup>2</sup>	123
Figura A.7 - Valores $J_{c2}$ previstos a partir de $J_{c1} = 360$ kJ/m <sup>2</sup>	123
Figura A.8 - Valores $J_{c2}$ previstos a partir de $J_{c1} = 700$ kJ/m <sup>2</sup>	123

## LISTA DE TABELAS

	Página
Tabela 2.1 - Valores de $\beta$ [E1921-97, 1997] de acordo com $K_{Jc,med}$	46
Tabela 3.1 - Quadro geral dos corpos de prova ensaiados	48
Tabela 3.2 - Composição química do aço A508 classe 3 (Valores em %, em peso)	50
Tabela 3.3 - Resultados dos ensaios à tração – temperatura ambiente	50
Tabela 3.4 - Geometria Charpy – valores medidos a $-106\text{ }^{\circ}\text{C}$	51
Tabela 3.5 - Geometria Charpy – valores medidos a $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$	52
Tabela 3.6 - Geometria Charpy – valores medidos a $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$	52
Tabela 3.7 - Geometria SENB (9mm x 18mm) – valores medidos a $-106\text{ }^{\circ}\text{C}$	54
Tabela 3.8 - Geometria SENB (9mm x 18mm) – valores medidos a $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$	54
Tabela 3.9 - Geometria CT - valores medidos a $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$	56
Tabela 3.10 - Geometria CT - valores medidos a $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$	57
Tabela 3.11 - Parâmetros da “ <i>Master Curve</i> ” obtidos	58
Tabela 3.12 - Medidas dos elos-mais-fracos – Corpos de prova Charpy	61
Tabela 3.13 - Medidas dos elos-mais-fracos – Corpos de prova SENB	62
Tabela 3.14 - Medidas dos elos-mais-fracos – Corpos de prova CT	63
Tabela 3.15 Número de resultados válidos em função de $K_{Jc,med}$ (MPa $\sqrt{\text{m}}$ )	70
Tabela 4.1 - Valores previstos de $\sigma_c$ (MPa) - Aço 20MnMoNi55 (Pela proposta inicial - convergência)	76
Tabela 4.2 - Valores previstos de $\sigma_c$ (MPa) - Aços 20MnMoNi55 e 1CrMoV (Pelo comportamento máx/min)	80
Tabela 4.3 - Valores previstos de $\sigma_c$ (MPa) – Aços A508 cl3 e A533B	82
Tabela 4.4 - Valores previstos de $\sigma_c$ (MPa) – Aços HSLA 80 e A131 EH36	84
Tabela 4.5 - Valores de $\sigma_{ys}$ , MPa, utilizados (aço HSLA 80)	84
Tabela 4.6 - Valores previstos de $\sigma_c$ (MPa) – Aço “CAJM A508”	88
Tabela 4.7 - Resumo dos valores de $\sigma_c$ (MPa) obtidos	91
Tabela 5.1 - Primeiro ajuste – coeficientes $a_i$ , $b_i$ e $c_i$	104
Tabela 5.2 - Segundo ajuste - coeficientes $d$ , $e$ , $f$ e $g$	104
Tabela A.1 Tensão <i>versus</i> Distância normalizadas (SENB, n=5)	118
Tabela A.2 Ajuste da curva Tensão <i>versus</i> Distância normalizadas (SENB, n=5)	119
Tabela A.3 Valores de $\sigma_c$ correspondentes aos pontos de máximo ou mínimo	124

## LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

ASME - *American Society of Mechanical Engineers*

ASTM - *American Society for Testing and Materials*

CDS - Zonas de pontos críticos (“*Critical Damage Sites*”)

CP - Corpo de Prova

CT - Corpo de prova compacto sob tração (“*Compact Tension*”)

CCT - Corpo de prova com trinca central sob tração (“*Center Cracked Tension Panel*”)

CTOD - Deslocamento de abertura da ponta da trinca (“*Crack-Tip Opening Displacement*”)

EPT - Estado Plano de Tensões

EUA - Estados Unidos da América

$\exp(x)$  - Exponencial de  $x$  ( $e^x$ )

FMT - Força Motriz da Trinca

IPEN - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares

JSPS - Japan Society for the Promotion of Science

MinN - Número mínimo de resultados para obter um dado nível de confiabilidade em  $T_0$

MFEL - Mecânica da Fratura Elástica Linear

MFEP - Mecânica da Fratura Elasto-Plástica

MPC - Materials Properties Council

NRC - *Nuclear Regulatory Commission*

ORNL - *Oak Ridge National Laboratory*

PWR - Reator (refrigerado) a água pressurizada (“*Pressurized Water Reactor*”)

PTS - Choque térmico pressurizado (“*Pressurized Thermal Shock*”)

$RT_{NDT}$  - Temperatura de referência atualmente adotada na norma ASME

$RT_{T_0}$  - Temperatura de referência “equivalente” a  $RT_{NDT}$  baseado em  $T_0$

SENB - Barra sob flexão em três pontos com entalhe em um dos lados (“*Single Edge Notch Bend*”)

SSY - Situação em que há escoamento (plasticidade) em pequena escala (“*Small Scale Yielding*”)

TN - Sigla do estado do Tennessee

TolQ - Tolerância no valor do parâmetro Q

VPR - Vaso de Pressão do Reator

WLS - Zonas de pontos fracos (“*Weak-Link Sites*”)

## NOMENCLATURA

Variável	Descrição / Significado	Unidade SI
$a, b, c$	Constantes	
$a$	Tamanho da trinca	mm
$a/W$	Relação entre o tamanho da trinca e a largura do corpo de prova	-----
$B$	Espessura de um corpo de prova	mm
$B_{1T} (B_{xT})$	Espessura "unitária" (espessura genérica) de um corpo de prova	mm
$b_0$	Ligamento remanescente de um corpo de prova ( $= W - a$ )	mm
$\zeta$	Nível de confiabilidade (%) no valor obtido para $T_0$	
$da$	Extensão infinitesimal de uma trinca	
$E (E')$	Módulo de elasticidade ('efetivo')	GPa
$f_{ij}$	Funções genéricas	
$i$	Ordem de um dado valor em um conjunto de valores de tenacidade ou ordem da iteração	-----
$I_n$	Constante de integração na expansão em série do campo de tensões	-----
$J (J_c)$	Integral J (Integral J na clivagem ou tenacidade à clivagem)	$\text{kJ/m}^2$
$J_{c1} (J_{c2})$	Integral J na clivagem, medida na geometria/temperatura 1 (2)	$\text{kJ/m}^2$
$J_{c2p}$	Valor $J_c$ previsto na temperatura 2	$\text{kJ/m}^2$
$J_{lc}$	Tenacidade associada ao início de crescimento de uma trinca	$\text{kJ/m}^2$
$J_{cmin} (J_{cmed}, J_{cmax})$	Valor mínimo (mediano, máximo) de uma distribuição de valores $J_c$	$\text{kJ/m}^2$
$J_{new,i}$	Valor provisório de $J_c$ previsto na iteração $i$	$\text{kJ/m}^2$
$J_0$	Parâmetro de ajuste da distribuição estatística de Weibull	$\text{kJ/m}^2$
$K (K_{Jc})$	Fator intensidade de tensão (equivalente a $J_c$ )	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
$K_I$	Fator intensidade de tensão associado ao modo I	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
$K_{lc}$	Fator intensidade de tensão crítico no estado plano de deformações, associado com o crescimento instável da trinca	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
$K_{BxT}$	Valor de K associado a uma espessura genérica	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
$K_{B1T}$	Valor de K associado a uma espessura unitária	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
$K_{Jc,limite}$	Valor máximo de K para considerar como válido resultado de ensaio para determinar $T_0$	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
$K_{Jc,med}$	Valor $K_{Jc}$ mediano (50% de probabilidade de fratura por clivagem)	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

Variável	Descrição / Significado	Unidade SI
$K_{Jc(0,05)}$	- Valores $K_{Jc}$ associados respectivamente a $P_f = 5\%$ e $95\%$	MPa $\sqrt{m}$
$K_{Jc(0,95)}$		
$K_{min}$	- Valor de K abaixo do qual não ocorre fratura por clivagem	MPa $\sqrt{m}$
$K_0$	- Parâmetro de ajuste da distribuição estatística de Weibull	MPa $\sqrt{m}$
$K_{\infty}$	- Valor $K_0$ associado a um conjunto infinito	MPa $\sqrt{m}$
$\Delta$	- Largura da faixa associada a $\varphi$	°C
$m$	- Expoente da distribuição de Weibull	---
$M$	- Fator para limitar o efeito de tamanho, em um corpo de prova	----
MinDt (MaxDt)	- Valor mínimo (máximo) de uma distribuição de valores ( $T-T_0$ )	°C
$N$	- Número de resultados experimentais em um conjunto	----
$n$	- Expoente do ajuste de Ramberg-Osgood	----
$P_{fi}$	- Probabilidade acumulada de que ocorra fratura por clivagem associada ao $i$ -ésimo valor $K_{Jc}$ de uma distribuição	----
$Q$	- Parâmetro associado com o nível de restrição à plasticidade	----
$Q_i$	- Parâmetro $Q$ da iteração $i$	----
$Q_1$ ( $Q_2$ )	- Parâmetro $Q$ associado a geometria/temperatura 1 (2)	----
$Q_{2,i}$	- Parâmetro $Q$ estimado na 2ª fase, iteração $i$ , da metodologia de previsão de tenacidade à clivagem	----
$Q^*_{2,i}$	- Parâmetro $Q$ calculado na 3ª fase (de verificação), iteração $i$ , da metodologia de previsão de tenacidade à clivagem	----
$\Delta Q$	- $=  Q_{2,i} - Q^*_{2,i} $	----
$r$	- Distância de um ponto até a ponta da trinca ou quantidade de valores válidos para determinar $T_0$ entre $N$ valores de tenacidade à clivagem	mm
$r$	- 1ª coordenada no sistema cilíndrico	
$r_{0,i}$	- Distância do elo-mais-fraco até a ponta da trinca	mm
$sd$	- Desvio padrão	
(T) $T_0$	- Temperatura (de ensaio) de referência dos aços ferríticos na transição	°C
$T_{inf}$ , $T_{os}$	- Valor $T_0$ “real”, associado a um conjunto infinito (associado a um conjunto com $N$ valores)	°C
$T_1$ , $T_2$	- Temperatura para a qual existe um conjunto de valores de tenacidade à clivagem	°C
$T$	- Tensão $T$	

Variável	Descrição / Significado	Unidade SI
U	Energia	
$u, (v)$	Deslocamento na direção x (y)	
W	Largura de um corpo de prova	mm
$\alpha$	Coefficiente do ajuste de Ramberg-Osgood	-----
$\beta$	Parâmetro da norma ASTM E1921-97 para estimar $sd$ em função de N	-----
$\gamma$	Fator que depende do nível de confiabilidade desejado	-----
$\Delta a_{\max}$	Crescimento máximo permitido da trinca ( $= 0,05b_0$ ) para que um valor de tenacidade seja válido para determinar $T_0$	mm
$\partial$	Indica variação do parâmetro que o segue	
$(\epsilon) \epsilon_{0,ref}$	(Deformação genérica) de referência do ajuste de Ramberg-Osgood	-----
$\sigma (\sigma_c)$	Tensão genérica (Tensão de clivagem de um aço ferrítico)	MPa
$\sigma_{0,ref}$	Tensão de referência do ajuste de Ramberg-Osgood	MPa
$\sigma_0$	Tensão de escoamento genérica (“ <i>flow stress</i> ”) utilizada para normalização de grandezas, aqui considerada como $(\sigma_{ys} + \sigma_{uts})/2$	MPa
$\sigma_{0,1} / \sigma_{0,2}$	Tensão de escoamento (“ <i>flow stress</i> ”) na temperatura 1 / 2	MPa
$\sigma_{uts}$	Tensão de ruptura (ou Limite de resistência a tração)	MPa
$\sigma_{vs} (\sigma_{vs,1}/\sigma_{vs,2})$	Limite de escoamento (associado a temperatura 1 / 2)	MPa
$\sigma_{\theta\theta}$	Componente de tensão na direção $\theta$ , perpendicular ao plano da trinca se $\theta = 0$ (e igual a $\sigma_{yy}$ neste caso)	MPa
$\sigma_{ij}$	Tensor de tensões	
$(\sigma_{ij})_{diff}$	Tensor que representa a diferença entre o campo de tensões real e aquele da condição SSY	
$\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{zz}, \sigma_{xy}, \sigma_{xz}, \sigma_{yz}$	Componentes do tensor de tensões	MPa
$\theta$	Ângulo genérico ou 2ª coordenada do sistema cilíndrico	
$\nu$	Coefficiente de Poisson	-----
1T	Espessura “unitária” ( $= 25,4 \text{ mm} = 1''$ )	-----
$\frac{1}{2}T$	Metade da espessura “unitária” ( $= 12,7 \text{ mm} = 0,5''$ )	-----

# 1 INTRODUÇÃO

---

## 1.1 Conceitos Básicos 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 a fratura do material do corpo trincado com a sua geometria e carregamento aplicado.

A resistência a fratura ou: resistência a propagação da trinca, é chamada tenacidade à fratura do material. A força motriz da trinca FMT, associada ao carregamento aplicado, é usualmente medida pelos parâmetros Fator Intensidade de Tensão (K) ou Integral J (J). O primeiro se aplica no caso da Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL) quando a plasticidade é inexistente ou muito reduzida. Neste caso, quando a FMT (K) se iguala a um dado valor crítico, a fratura ocorre de forma brusca (“clivagem”).

Quando a plasticidade é significativa, e o Fator Intensidade de Tensão não pode ser aplicado, se passa para o âmbito da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) onde se utiliza a Integral J (ou o seu equivalente: CTOD - “*Crack-Tip Opening Displacement*”, o Deslocamento de Abertura da Ponta da Trinca). Na MFEP, 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 a 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.

Embora fora do escopo deste trabalho deve ser citado que, se a plasticidade é generalizada ou se há influência do tempo na resposta do corpo trincado, existem outros parâmetros a serem utilizados para quantificar a força motriz da trinca.

Nos aços ferríticos a curva de variação da tenacidade com a temperatura

apresenta dois patamares bem definidos [Dowling, 1993, Anderson, 1995]. Na região do patamar inferior a fratura ocorre de forma brusca e instável por clivagem (MFEL). Na região do patamar superior, onde o nível de plastificação é significativo, a fratura ocorre pelo crescimento estável da trinca (rasgamento dúctil - MFEP) ou por colapso plástico.

Entre os dois patamares citados há a chamada região de transição entre os regimes de fratura frágil e de fratura dúctil. Nesta região de transição é comum que a fratura súbita por clivagem ocorra após algum crescimento dúctil da trinca e/ou após uma significativa plastificação na ponta da trinca. O parâmetro que caracteriza a resistência à fratura no momento da clivagem é representado por  $J_c$  – integral J no momento da clivagem ou tenacidade à clivagem. Em certas situações por conveniência, torna-se vantajoso trabalhar com valores do fator K ( $K_{Jc}$ ) equivalentes aos valores de  $J_c$ .

Diferentemente do que ocorre nos dois patamares, na região de transição não é possível definir um tamanho de corpo de prova que forneça um único valor de tenacidade à clivagem ( $J_c$ ). Praticamente cada ensaio de um mesmo material, geometria e tamanho de corpo de prova e temperatura, fornece um valor diferente para  $J_c$ , dentro de uma larga faixa [Landes & McCabe, 1984]. Ressalta-se que isto ocorre mesmo quando os corpos de prova atendem aos requisitos de tamanho das normas específicas para obtenção experimental de J [ASTM E813, 1989] e de K [ASTM E399, 1990] impostos para garantir a independência dos resultados medidos com o tamanho e com a geometria dos corpos de prova.

Para tratar este grande espalhamento dos resultados obtidos, para uma mesma geometria, tamanho e temperatura de ensaio, onde é comum se ter valores máximos cerca de 10 vezes maiores do que os valores mínimos, se torna necessário o tratamento estatístico dos mesmos. Esta faixa de variação dos valores de  $J_c$  medidos nos ensaios é ainda maior no caso de se utilizar corpos de prova pequenos que apresentam, também, valores  $J_c$  médios maiores do que os valores médios obtidos com corpos de prova grandes. Isto causa uma dificuldade adicional quando da utilização destes corpos de prova pequenos.

Estes fatos: grande espalhamento, forte influência do tamanho e da geometria e necessidade de tratamento estatístico, tornam difícil a previsão do comportamento à fratura do material e a transferência de resultados obtidos com ensaios de corpos de prova padronizados,

para as estruturas reais trincadas, que venham a operar em temperaturas na região da transição. Existem propostas envolvendo métodos determinísticos e estatísticos para prever o comportamento à fratura e esta transferência de resultados entre ensaios e estrutura. Entre os primeiros este trabalho de pesquisa abordará, a metodologia proposta por Landes [1993, 1995] e entre os segundos, a metodologia da Curva Mestre (“*Master Curve*”) [ASTM, 1997].

## 1.2 Considerações Gerais

Na área nuclear, tipicamente para os reatores tipo PWR, os aços utilizados na barreira de pressão (Vaso de Pressão do Reator - VPR, Tubulações, Pressurizador, Bombas, Gerador de Vapor, etc.) são do tipo austenítico ou do tipo ferrítico. Em geral são utilizados aços austeníticos nas tubulações e aços ferríticos nos demais componentes. Os aços austeníticos não apresentam fratura frágil ou clivagem, enquanto que os aços ferríticos podem apresentar fratura por clivagem, em condições de operação envolvendo baixas temperaturas associadas a níveis acentuados de fragilização neutrônica e/ou envelhecimento térmico do material.

A fragilização neutrônica e o envelhecimento térmico provocam uma degradação lenta do material que pode ser traduzida por um deslocamento da curva de tenacidade *versus* temperatura em direção a temperaturas mais elevadas. Isto significa que, após algum tempo em operação, o material passa a ter comportamento frágil em temperaturas para as quais apresentava comportamento dúctil. A situação mais crítica é a do VPR que sofre o efeito direto da intensa irradiação neutrônica. Associando este fato com os problemas e dificuldades já mencionados, para a caracterização e previsão de comportamento à fratura dos aços ferríticos na *transição*, no projeto de equipamentos se procura evitar que o material trabalhe na *transição*.

Embora a temperatura de operação dos reatores PWR seja suficientemente elevada para garantir que o material trabalhe no patamar superior, há situações anormais de operação ou de acidentes, postuladas no projeto, que podem levar o material a trabalhar na *transição*. A estas situações se superpõe a necessidade de considerar a existência de uma trinca em um componente a qual pode ter sido detectada em uma inspeção programada ou

pode ser postulada na fase de projeto de acordo com a norma aplicável ao mesmo. No projeto e na inspeção em serviço de reatores nucleares usualmente se utiliza a norma ASME [1992a, 1992b]. Broek [1987] e Wilson [1992] fazem um resumo das principais técnicas de inspeção para detecção de trincas, divididas em métodos diretos e indiretos, associadas aos princípios físicos em que se baseiam e as situações em que cada técnica melhor se aplica, suas dificuldades, precisão, limitações, etc.

Entre as condições de operação em que o material do VPR pode vir a trabalhar na transição, estão o desligamento e a partida do reator. Para estas operações serem seguras devem ser seguidas as curvas “pressão *versus* temperatura”, definidas para garantir que o reator operará sempre na região dúctil. Desta forma se houver uma trinca, e esta tiver tendência a crescer, o fará de forma dúctil (estável) e não de forma brusca (instável). Estas curvas levam em conta a degradação do material do vaso do reator com o tempo de irradiação e de ciclagem térmica.

Para verificar que o material do VPR está se comportando conforme o previsto, e para eventuais ajustes que se façam necessários nas mencionadas curvas, são colocados corpos de prova no interior do VPR, fabricados com mesmo material do VPR, como parte do chamado programa de vigilância ou “*surveillance*”. Nos reatores mais antigos estes eram corpos de prova Charpy, basicamente para ensaios de impacto. Nos reatores mais recentes estão sendo colocados corpos de prova de mecânica da fratura (CT, SENB, etc).

Entre as situações postuladas no projeto, ou pelo órgão licenciador, cite-se o caso de Choque Térmico Pressurizado (PTS – “*Pressurized Thermal Shock*”) que, fundamentalmente é uma situação emergencial onde é realizada a injeção de água fria no reator para prevenir que os elementos combustíveis fiquem sem refrigeração. Neste momento a parede do vaso de reator sofre um brusco resfriamento, desde a temperatura de operação (cerca de 270 °C) até a temperatura ambiente (da água injetada). Isto induz um forte gradiente térmico na parede do VPR que, por sua vez, produz tensões elevadas no VPR.

Para maior segurança do projeto a pior combinação de fatores deve ser examinada. Assim, em uma análise de mecânica da fratura estas situações devem ser consideradas como ocorrendo próximo do fim de vida útil do VPR, quando é maior a

possibilidade do material do mesmo vir a trabalhar na região de *transição* por conta do efeitos da fragilização devida a irradiação neutrônica. Para que tal fato não ocorra, as condições de operação podem ficar drasticamente limitadas até mesmo inviabilizando a operação do reator após algum tempo. Na realidade é este efeito de fragilização do material do vaso do reator que determina a vida útil de uma planta nuclear, em particular do tipo PWR.

Além destes fatos, nos últimos anos tem sido possível notar uma forte tendência à extensão da vida útil de plantas nucleares em operação, por motivos econômicos e estratégicos (a manutenção do fornecimento de energia). Os materiais destas centrais, notadamente do VPR e de outros componentes do circuito primário, estão sofrendo o problema de envelhecimento (“*aging*”), tanto térmico quanto neutrônico, se fragilizando pouco a pouco. Assim a necessidade intrínseca de segurança e confiabilidade das instalações nucleares gera, por sua vez, a necessidade de desenvolver métodos confiáveis de análise na *transição* para melhor previsão do comportamento dos materiais dos componentes em aço ferrítico nesta região entre os mecanismos de fratura frágil e dúctil. Região, esta, de (temperatura de) trabalho até então evitada, tanto na fase de projeto quanto na fase de operação. Ressalte-se, ainda, o largo uso de corpos de prova pequenos, principalmente Charpy, muito utilizados nos programas de “*surveillance*” destas centrais, para caracterizar o estado do material, sendo irradiados nos reatores, com os seus problemas intrínsecos já mencionados.

### **1.3 Fundamentos Para o Trabalho**

Na MFEL o estado de tensões na ponta da trinca é caracterizado univocamente pelo parâmetro  $K$ . Esta conclusão é genérica e válida para todos os modos de carregamento. (No que se segue, e no decorrer deste trabalho, se fará referência apenas ao modo I de carregamento, portanto o subscrito que denota o modo de carregamento não será usado). Assim, se  $K$  é conhecido, então é possível obter todos os componentes de tensão, deslocamento e deformação na região em torno da ponta da trinca, eq. (1.1), onde o sistema de coordenadas é definido na fig. 1.1 e para  $\theta = 0$ , tem-se  $\sigma_{yy} = \sigma_{00}$ . Esta é a característica fundamental das abordagens de parâmetro único para descrever ou caracterizar o campo de tensões na ponta da trinca. Quando há excessiva plastificação na ponta da trinca a MFEL não é mais aplicável e os parâmetros da MFEP devem ser utilizados.

$$\begin{aligned}
 \sigma_{xx} &= \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\
 \sigma_{yy} &= \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\
 \tau_{xy} &= \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\
 \tau_{yz} &= \tau_{xz} = 0
 \end{aligned} \tag{1.1}$$

$\sigma_{xx} = \begin{cases} 0 & \text{Estado Plano de Tensões} \\ \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) & \text{Estado Plano de Deformações} \end{cases}$

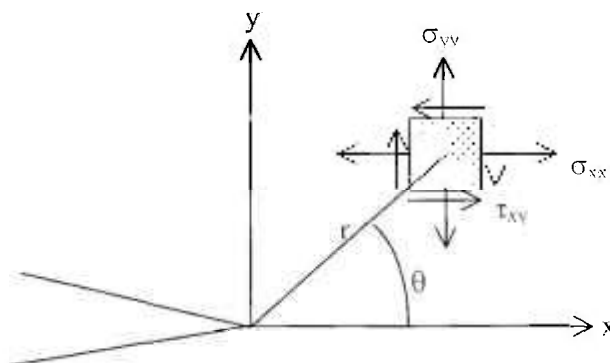


Figura 1.1: Sistema de coordenadas na ponta da trinca

Landes [1998] cita diversos parâmetros que foram propostos ao longo do tempo, dentre os quais o CTOD introduzido por Wells [1961] e a integral J, desenvolvida por Rice [1968], estão bem estabelecidos. É possível mostrar que existe uma relação entre CTOD e a integral J [Anderson, 1995]. Neste trabalho de pesquisa considera-se que, no âmbito da MFEP, o parâmetro que caracteriza o campo de tensões na ponta da trinca, e que é adotado como critério de fratura, é a integral J.

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 U quando a trinca sofre uma extensão *da* sob deslocamento constante  $\Delta$  (traduzida pela eq. 1.2

no caso de corpo de prova com uma trinca lateral) [Hagedon & Pardun, 1998, Anderson, 1995]. Com este último conceito a Integral J foi inicialmente adotada por Landes e Begley como parâmetro 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) quando a MFEL não mais é aplicável, em dois trabalhos pioneiros [Begley & Landes, 1972 e Landes & Begley, 1972].

$$J = -\frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a} \Big|_L \quad (1.2)$$

Em regime totalmente linear ou de pequena plastificação (SSY – “*Small Scale Yielding*”) há uma relação simples entre K e J de forma que é indiferente calcular um parâmetro ou outro - eq. (1.3), onde  $\nu$  é o coeficiente de Poisson do material e  $E' = E$  (para estado plano de tensões) ou  $E' = E/(1-\nu^2)$  (para estado plano de deformações) sendo E o módulo de elasticidade do material). A mesma relação é utilizada em algumas situações, como no estudo abordado no capítulo 5, em que é mais conveniente trabalhar com valores de K equivalentes a J.

$$K = \sqrt{J E'} \quad (1.3)$$

*Teorias de dois parâmetros.* Há certas situações em que a caracterização do estado de tensões na ponta da trinca começa a falhar com o uso de apenas um parâmetro (K ou J) quando, por exemplo, há excessiva plastificação na ponta da trinca, a tenacidade a fratura depende do tamanho e da geometria do corpo de prova ensaiado. Como forma de contornar esta dificuldade, e ampliar a aplicabilidade das formulações com um único parâmetro, é possível lançar mão de parâmetros adicionais. Estes são vistos como termos adicionais, em geral o 2º termo, da expansão em série da expressão generalizada do campo de tensões na frente da ponta da trinca.

No âmbito da MFEL este segundo parâmetro é a tensão  $T$ : componente de tensão paralelo ao plano da trinca, eq. (1.4) [Anderson, 1995] onde  $f_{ij}$  representa os termos em seno e cosseno das eq. (1.1).

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi}} f_{ij} + \begin{bmatrix} T & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \nu T \end{bmatrix} \quad (1.4)$$

Betegón & Hancock [1991] mostraram que esta tensão  $T$  tem um significativo efeito na forma e tamanho da zona plástica em torno da ponta da trinca. Quando  $T \geq 0$  a influência deste termo da expansão em série do campo de tensões é muito pequena, praticamente desprezível. Por outro lado, quando  $T < 0$  as tensões a frente da ponta da trinca se reduzem em função direta de  $T$  e de forma independente da distância. Tais observações valem até o momento em que os efeitos do arredondamento da ponta da trinca (“*crack blunting*”) passam a ser significativos.

No âmbito da MFEP, o campo de tensões real,  $\sigma_{ij}$ , pode ser representado por uma série onde os termos de ordem  $\geq 2$  podem ser agrupados em um termo que representa a diferença,  $(\sigma_{ij})_{diff}$ , entre o campo de tensões real e o campo de tensões na condição de elevado nível de restrição à plasticidade ou SSY,  $(\sigma_{ij})_{SSY}$ , eq. (1.5).

$$\sigma_{ij} = (\sigma_{ij})_{SSY} + (\sigma_{ij})_{diff} \quad (1.5)$$

O’Dowd & Shih [1991, 1992] mostraram que  $(\sigma_{ij})_{diff}$  é aproximadamente constante na região a frente da ponta da trinca abrangida por  $1 \leq r/(l/\sigma_0) \leq 5$  e pelo setor  $|\theta| \leq \pi/2$ . Também mostraram que este termo corresponde a uma tensão hidrostática e representaram esta diferença por  $Q$ . Este fator ou parâmetro  $Q$  está associado ao nível de triaxialidade que se tem na ponta da trinca ou, em outras palavras, está associado ao nível de restrição à plasticidade – ou simplesmente *restrição* (“*constraint*”) – que há no corpo de prova ensaiado, ou na estrutura sob análise. Assim, este fator  $Q$  pode ser visto, de forma simplificada, como a diferença entre o campo de tensões real e o campo de tensões que existiria na ponta de uma trinca na situação de grande restrição à plasticidade, eq. (1.6). O mesmo é obtido por análises numéricas e é fornecido através de curvas adimensionais normalizadas para uma dada geometria, configuração de trinca e material [O’Dowd & Shih, 1993]. Na eq. (1.6)  $\sigma_0$  pode ser o limite de escoamento ou a tensão de escoamento.

$$Q = \frac{\sigma_f}{\sigma_o} = \left( \frac{\sigma_{f,SSY}}{\sigma_o} \right)_{SSY} \quad (1.6)$$

A teoria de dois parâmetros J-Q foi desenvolvida por O'Dowd & Shih [1991, 1992, 1993] para melhor caracterizar as condições em que ocorrerá a fratura pela definição de um ‘locus’ de fratura que considera não só o carregamento aplicado, em termos da Integral J, como o nível de restrição à plasticidade existente na ponta da trinca, traduzido pelo fator Q. Esta teoria J-Q, que será vista em mais detalhes no capítulo 2, se mostrou útil na formulação de uma metodologia para prever tenacidade à fratura na transição, como será visto adiante.

Chao et al. [1998] analisaram o efeito do nível de restrição na fratura controlada pela tensão (fratura frágil – clivagem) e controlada pela deformação (fratura dúctil). O estudo foi, também, baseado no desenvolvimento em série dos campos de tensão e de deformação à frente da ponta da trinca. As conclusões de Chao et al. confirmam as conclusões básicas de Dowd & Shih [1991, 1992, 1993] a respeito do fator Q.

*Tensão de clivagem e elo-mais-fraco.* Landes [1992] propôs um modelo que explica qualitativamente o grande espalhamento dos dados na transição. Por este modelo, que será apresentado em detalhes no capítulo 2, se distinguem duas situações ou locais em que a clivagem se inicia: os pontos críticos e os pontos fracos, espalhados na matriz do material. Os primeiros seriam ativados pela tensão máxima existente à frente da ponta da trinca. Os segundos existem em menor quantidade e maiores dimensões e para a clivagem ocorrer basta que um deles, denominado “elo-mais-fraco”, seja ativado por um valor crítico de tensão - denominado tensão de clivagem,  $\sigma_c$ . A distribuição destes “elos-mais-fracos” determina o espalhamento dos valores  $J_c$  medidos na transição. Este valor  $\sigma_c$  é superior ao limite de resistência do material.

Reiff et al. [1991] sugerem um procedimento aproximado para obter  $\sigma_c$  como um valor proporcional ao limite de escoamento do material  $\sigma_{ys}$ . O procedimento proposto é complexo e envolve ensaios de impacto Charpy. Heerens et al. [1991] e Heerens & Schwalbe [1993] a obtiveram para dois aços a partir da identificação do local onde se iniciou o processo de clivagem (elo-mais-fraco), examinando a superfície de fratura. Esta identificação é, por natureza, um processo difícil e lento e de avaliação subjetiva, sujeito a grandes incertezas

como será mostrado na discussão dos resultados experimentais apresentados no capítulo 3.

*Tratamento estatístico.* Landes & Shaffer [1980] originalmente propuseram o uso da distribuição estatística de Weibull de dois parâmetros [Weibull, 1951] para tratar os resultados ( $J_c$ ) na transição. Nesta distribuição, eq (1.7), a qual também pode ser expressa em termos do fator intensidade de tensão  $K$  ( $K_{J_c}$ ), existem dois parâmetros ( $m$  e  $J_0$  ou  $K_0$ ) a serem ajustados de acordo com os resultados experimentais obtidos dos ensaios.  $P_f$  é a probabilidade acumulada de que o valor de tenacidade em que ocorre a fratura por clivagem ( $J_c$ ) seja menor que um dado  $J$ , e  $m$  (chamado de fator de forma ou ângulo de Weibull) é o ângulo da reta que melhor se ajusta aos pontos ( $P_f, J_c$ ) quando plotados como  $\ln[-\ln(1-P_f)]$  x  $\ln J_c$ .  $J_0$  é um parâmetro de escala e representa o valor  $J_c$  onde  $\ln[-\ln(1-P_f)]=0$ , i. e.: para  $P_f = 0,632$ . O expoente  $m$  está ligado ao espalhamento dos dados: um baixo valor de  $m$  indica alto grau de espalhamento dos dados.

$$P_f = 1 - \exp\left(-\left(\frac{J_c}{J_0}\right)^m\right) \quad (1.7)$$

Trabalho posterior de Landes & McCabe [1984] mostra a inadequação desta distribuição estatística com 2 parâmetros, sugerindo a adoção de uma distribuição modificada de três parâmetros, onde o 3º parâmetro é um valor limiar de  $K$  (ou  $J$ ) abaixo do qual a probabilidade de ocorrer clivagem é desprezível. Anderson & Stienstra [1989] mostraram que a distribuição de Weibull é a mais apropriada para caracterizar um conjunto de valores ( $J_c$  ou  $K_{J_c}$ ) medidos na transição. Posteriormente Stienstra et al. [1990] e Anderson [1995] sugeriram trabalhar sempre com valores do fator intensidade de tensão equivalente ( $K_{J_c}$ ) na distribuição de Weibull modificada pela incorporação do 3º parâmetro ( $K_{\min}$ ). Nesta forma esta distribuição tem sido adotada em diversos trabalhos, inclusive na norma ASTM E1921 [1997], e será discutida em mais detalhes no capítulo 2. Estudos baseados em simulações numéricas, usando o método Monte Carlo [Wallin, 1984, Stienstra et al., 1990], concluíram pela necessidade de manter dois destes parâmetros ( $m$  e  $K_{\min}$ ) fixos e apenas um deles ( $K_0$ ) seria obtido por ajuste.

*Previsão de tenacidade à clivagem na transição.* Landes [1993, 1995] propôs um método determinístico para prever valores de tenacidade à clivagem, na transição, que

utiliza a teoria J-Q e o conceito do elo-mais-fraco. Com esta metodologia, e a partir de um dado conjunto de valores  $J_c$ , obtido para uma dada geometria e temperatura na transição, é possível prever valores de tenacidade à clivagem para outra geometria e temperatura. Para a aplicação desta metodologia é necessário conhecer a tensão de clivagem do material ( $\sigma_c$ ) que é um valor superior ao limite de resistência do material ( $\sigma_{uts}$ ). Nos testes da sua metodologia Landes [1996, 1997] utilizou os valores médios de  $\sigma_c$  obtidos por Heerens et al. [1991] e Heerens & Schwalbe [1993] para os aços 20MnMoNi55 e 1CrMoV.

Uma vez que  $\sigma_c \gg \sigma_{uts}$ , esta tensão de clivagem só pode ser obtida por meios indiretos sendo fundamental para a aplicação da mencionada metodologia. Para torná-la uma ferramenta prática, é necessário dispor de um método mais eficiente, preciso e rápido para, a partir dos próprios resultados dos ensaios de mecânica da fratura, obter  $\sigma_c$ . Este é o objetivo da proposta a ser apresentada no capítulo 4.

*Curva Mestre.* Dentre os métodos estatísticos, Wallin [1991a, b] propôs uma expressão para caracterizar o comportamento mediano dos valores de tenacidade à clivagem com a temperatura - a chamada Curva Mestre (“*Master Curve*”), traduzida pela figura 1.2 e eq. (2.11). A mesma foi desenvolvida a partir de estudos estatísticos, fazendo uso da distribuição de Weibull de três parâmetros e da hipótese do elo-mais-fraco, e considerando sempre valores de tenacidade à clivagem expressos em termos do fator intensidade de tensão, ( $K_{Jc}$ ), associados a corpos de prova de espessura “unitária”. Assim esta “*Master Curve*” fornece a variação com a temperatura do valor  $K_{Jc}$  mediano (associado a uma probabilidade de ruptura por clivagem  $P_f = 50\%$ ), de um aço ferrítico, na região de transição e será melhor explorada no capítulo 2.

A expressão proposta para a “*Master Curve*” faz uso da chamada “temperatura de referência”,  $T_0$ , que é a temperatura de ensaio na qual o valor  $K_{Jc}$  mediano associado a corpos de prova de espessura unitária ( $B = 1T = 1'' = 25,4 \text{ mm}$ ), vale  $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Wallin [1993a, b] e Wallin et al. [1993] mostram que a forma da “*Master Curve*” é fixa e independente da composição e da tensão de escoamento do material e não é afetada pela irradiação, i. e: a irradiação não altera a forma da “*Master Curve*”, apenas a desloca. A obtenção desta temperatura de referência foi recentemente normatizada pela ASTM na norma ASTM E1921-97 [ASTM, 1997] e é mostrada em detalhes na seção 2.8.

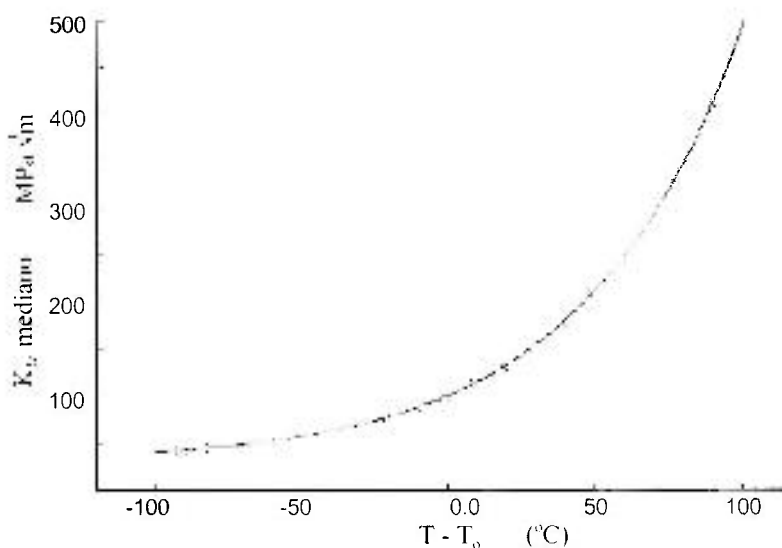


Figura 1.2: Curva Mestre (“*Master Curve*”) -  $K_{Jc}$  mediano x  $(T - T_0)$

Pela versão atual desta norma só podem ser utilizados valores de tenacidade à clivagem ( $J_c$ ), devidamente transformadas para  $K_{Jc}$ , medidos em uma única temperatura  $T$  sendo exigido um mínimo de seis “resultados válidos” para a determinação da temperatura de referência. São “válidos” aqueles valores  $K_{Jc}$  que estejam abaixo de um certo  $K_{Jc,\text{limite}}$  dependente da geometria ensaiada e do material. A imposição deste valor ( $K_{Jc,\text{limite}}$ ) visa limitar a extensão da plastificação e do crescimento de trinca e, implicitamente, vincula o tamanho do corpo de prova ensaiado com a temperatura de ensaio. É, também, adotada uma correção dos valores  $K_{Jc}$  obtidos com corpos de prova com espessura diferente da espessura “unitária”, baseada no princípio do elo-mais-fraco.

Esta norma ASTM E1921 [1997] permite o uso de corpos de prova pequenos e, em particular, a geometria Charpy pré-trincada, para medir  $J_c$  na transição. Devido aos problemas já mencionados inerentes ao uso de corpos de prova pequenos (tenacidades médias mais elevadas e maior espalhamento dos valores medidos, em relação aos corpos de prova grandes) há uma forte preocupação quanto a validade da temperatura de referência calculada a partir do ensaio destes corpos de prova pequenos [McCabe, 1998]. Esta preocupação motivou, em parte, o programa experimental apresentado no capítulo 3.

Como a determinação de  $T_0$  é um procedimento estatístico faz-se necessário definir o nível de confiabilidade  $\Psi$  associado ao mesmo, que é o objetivo do estudo

apresentado no capítulo 5. Dada a natureza da “*Master Curve*” este nível de confiabilidade varia com a temperatura do ensaio,  $T$ , além de variar, como é óbvio, com a quantidade  $N$  de resultados experimentais ( $K_{Jc}$ ) “válidos” disponíveis.

#### ***1.4 Objetivo da Pesquisa***

Ao longo do texto precedente foram mencionados os aspectos e problemas associados com a transição frágil-dúctil, que motivaram este trabalho de pesquisa e que, em resumo, são: (1) a dificuldade em determinar a tensão de clivagem  $\sigma_c$ , que é um parâmetro fundamental para aplicar a metodologia de previsão de tenacidade à clivagem na transição e que, por ser superior ao limite de resistência do material, só pode ser obtida de forma indireta, (2) a necessidade de definir níveis de confiabilidade  $\epsilon$  na determinação da temperatura de referência  $T_0$  que dependem da temperatura de ensaio  $T$  e do número  $N$  de resultados  $K_{Jc}$  disponíveis e (3) a capacidade dos corpos de prova pequenos fornecerem resultados  $K_{Jc}$  confiáveis para a determinação de  $T_0$ .

Os principais objetivos do presente trabalho são: (1) propor um procedimento numérico-experimental para obtenção de  $\sigma_c$ , (2) propor um procedimento numérico para a determinação de  $\epsilon$  na obtenção de  $T_0$ , fazendo uso de simulações com o Método Monte Carlo, e (3) realizar um programa experimental a partir de cujos resultados se discute a capacidade de corpos de prova pequenos ( $B < 1T$ ) fornecerem valores confiáveis de  $T_0$ , a validade do uso destes corpos de prova pequenos e, também, a melhor faixa de temperatura para a realização dos ensaios visando obter  $T_0$ .

#### ***1.5 Plano do Trabalho***

Após estas considerações gerais, onde se situa o estudo desenvolvido, é feita uma revisão bibliográfica (Capítulo 2) onde são aprofundados os conceitos e fundamentos teóricos em que este trabalho de pesquisa se baseia. Optou-se por abordar superficialmente os conceitos e princípios mais básicos e enfatizar aqueles conceitos, princípios e teorias de interesse direto para o presente trabalho e mencionados brevemente nestas notas introdutórias.

Optou-se, também, por fazer uma discussão parcial dos resultados obtidos a medida que os mesmos são apresentados.

No capítulo 3 são apresentados os resultados da parte experimental deste trabalho de pesquisa. Os ensaios de mecânica da fratura foram realizados no ORNL - *Oak Ridge National Laboratory*, em Oak Ridge, TN, EUA. Adicionalmente, foram realizados ensaios de tração no IPEN, com corpos de prova cilíndricos de 6 mm de diâmetro, na temperatura ambiente, e uma análise química do material utilizado nos ensaios, para confirmar a caracterização física e química do mesmo. Com as fractografias realizadas nas superfícies de fratura foram medidas as distâncias  $r_{wl}$  dos elos-mais-fracos até a ponta da trinca. Foram ensaiados 63 corpos de prova de mecânica da fratura com espessura  $B < 1T = 25,4 \text{ mm} = 1''$ , abrangendo três geometrias em quatro diferentes temperaturas na transição, resultando em 63 valores  $J_c$  (e  $K_{Jc}$ ) experimentais. Dois conjuntos de 12 corpos de prova  $\frac{1}{2}T$  CT cada foram ensaiados a  $-100 \text{ }^\circ\text{C}$  e a  $-75 \text{ }^\circ\text{C}$ . Dois conjuntos de 9 e 8 corpos de prova SENB com seção de 9 mm x 18 mm foram ensaiados respectivamente a  $-106 \text{ }^\circ\text{C}$  e a  $-75 \text{ }^\circ\text{C}$ . Três conjuntos de 6, 10 e 6 corpos de prova Charpy (seção 10 mm x 10 mm) pré-trincados foram ensaiados respectivamente a  $-106 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $-90 \text{ }^\circ\text{C}$  e  $-75 \text{ }^\circ\text{C}$ . Estes ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E1921-97 [1997] que também foi utilizada na análise dos mesmos.

No capítulo 4 apresenta-se o procedimento proposto para obter a tensão de clivagem  $\sigma_c$  que é baseado no princípio do elo-mais-fraco e faz uso: (1) da metodologia de previsão de tenacidade à clivagem na transição [Landes, 1993, 1995], (2) da teoria de dois parâmetros J-Q [O'Dowd & Shih, 1991, 1992] com as curvas do fator Q apresentadas por O'Dowd & Shih [1993] e, (3) de um conjunto de valores  $J_c$  ou  $K_{Jc}$ , medidos para uma dada geometria e temperatura, que seja representativo do material. Os valores de  $\sigma_c$  medidos para dois materiais: *20MnMoNi55* [Heerens et al., 1991] e *1CrMoV* [Heerens & Schwalbe, 1993] são utilizados para validação do procedimento proposto. A partir da análise dos resultados obtidos a proposta originalmente apresentada é bastante simplificada.

No capítulo 5 é apresentada a metodologia para determinação do nível de confiabilidade na obtenção de  $T_{90}$ , baseada em simulações numéricas utilizando o Método Monte Carlo, considerando conjuntos com N valores de tenacidade à clivagem  $K_{Jc}$ , associados

a uma dada temperatura  $T$  de ensaio, gerados aleatoriamente. Os resultados obtidos permitiram definir as famílias de curvas que fornecem o grau de confiabilidade  $\gamma$  na determinação da temperatura de referência ( $T_0$ ) em função da temperatura de ensaio ( $T$ ) e de  $N$ . Nestas simulações numéricas foram utilizadas as expressões e metodologia da norma ASTM E1921-97 [1997].

O capítulo 6 resume as principais conclusões do trabalho a partir dos resultados e das discussões apresentadas nos capítulos 3, 4 e 5 e sugere alguns trabalhos de pesquisa futuros que dêem continuidade e complementem o presente trabalho. Em apêndice é apresentado um estudo, baseado em equações aproximadas, mostrando que as curvas “ $J_c$  prevista  $\times \sigma_c$ ” apresentam um mínimo ou um máximo. Por fim são apresentadas as referências bibliográficas consultadas.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

---

### 2.1 Introdução

Como já mencionado, os aços ferríticos apresentam uma curva típica de variação da tenacidade com a temperatura [Dowling, 1993, Anderson, 1995]. Em baixas temperaturas esta curva apresenta um patamar bem definido (Patamar Inferior ou “*Lower Shelf*”) onde a tenacidade varia muito pouco com a temperatura. Nesta região a ruptura de um corpo trincado se dá por clivagem – isto é: um súbito e instável crescimento da trinca. O valor da tenacidade do material,  $K_{Ic}$  - fator intensidade de tensões crítico, associado ao estado plano de deformações, é obtido com corpos de prova que atendem a certos requisitos de tamanho [ASTM, 1990], eq. (2.1). Nesta eq. (2.1)  $B$ ,  $b_o$  e  $\sigma_{ys}$  são, respectivamente, a espessura e o ligamento remanescente do corpo de prova e o limite de escoamento do material na temperatura de ensaio.  $K_{Ic}$  caracteriza, de forma unívoca, o estado de tensões na ponta de uma trinca e, de conseqüência, o comportamento do material à fratura no patamar inferior.

Na região de altas temperaturas a curva pode ser vista como tendo um outro patamar (Patamar Superior ou “*Upper Shelf*”) e onde a ruptura ocorre por rasgamento dúctil ou por colapso plástico. Nesta região ou patamar superior um dos parâmetros considerados característicos de uma trinca é o valor  $J_{Ic}$  – valor da Integral J associado ao início do crescimento estável da trinca. Na eq. (2.2) são indicados os requisitos de tamanho que os corpos de prova ensaiados para medir este parâmetro  $J_{Ic}$  devem atender [ASTM, 1989]. Estes requisitos são bem mais brandos do que aqueles para ensaios de  $K_{Ic}$ , permitindo que corpos de prova significativamente menores sejam utilizados.

$$B, b_o \geq 2,5 \left[ \frac{K_{Ic}}{\sigma_{ys}} \right] \quad (2.1)$$

$$B, b_o \geq \frac{25J_{Ic}}{\sigma_{ys}} \quad (2.2)$$

Existem soluções analíticas exatas e aproximadas para obter os parâmetros  $K$  [Tada et al., 1985] e  $J$  [Zahoor, 1989, 1990, 1991] para diversas geometrias, em função do carregamento aplicado. Também é possível obter estes valores a partir de análises numéricas por elementos finitos. Já os valores de tenacidade devem ser obtidos experimentalmente. Valores de  $J$  podem ser transformados em termos do fator intensidade de tensões equivalentes  $K$  pela eq. (1.3).

Entre estes dois patamares há a região de *transição* onde é usual se trabalhar com valores  $J_c$ , Integral  $J$  no momento da clivagem. Além da variabilidade do valor mediano da tenacidade à clivagem com a temperatura, esta região de *transição* é caracterizada: (1) pela possível presença simultânea dos dois mecanismos de ruptura, em proporções diferentes, (2) pelo grande espalhamento dos resultados mesmo quando obtidos para uma só geometria e tamanho.

Adicionalmente tem-se o fato de que corpos de prova menores apresentarem um maior espalhamento e valores medianos de tenacidade à clivagem maiores do que os corpos de prova maiores. Na figura 2.1 tem-se, esquematicamente, uma curva típica da variação da tenacidade (em termos do fator  $K$  ou integral  $J$ ) com a temperatura, para um aço que apresente a transição frágil-dúctil, com a faixa relativa de variação dos valores obtidos.

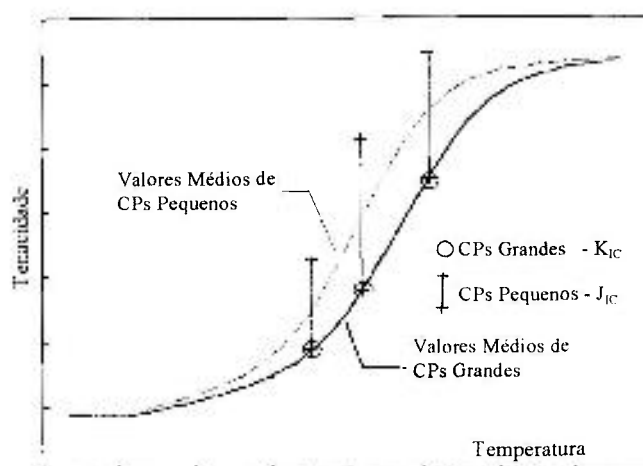


Figura 2.1: Variação típica de  $K_{IC}$  (ou  $J_{IC}$ ) com a temperatura, para um aço ferrítico

A norma ASTM E1820 [1997], estabelece critérios para realização de ensaios para medir  $J_c$ , bem como os critérios de tamanho que os corpos de prova devem atender, eq. (2.3) que são mais restritivos do que o indicado na eq. (2.2), porque a clivagem é fortemente influenciada pelo nível de restrição à plasticidade.

$$B, b, \geq \frac{250J_c}{\sigma_y} \quad (2.3)$$

Este critério é resultante do trabalho de Anderson & Dodds [1991], baseado em resultados de análises numéricas, e serve para garantir que no momento da clivagem o campo de tensões na ponta da trinca não seja muito diferente daquele que existe na situação de pequena plasticidade (“SSY – *Small Scale Yielding*”).

Segundo esta norma ASTM E1820 [1997] um ensaio de  $J_c$  só é válido se, além de atendido o limite definido pela eq. (2.3), não houver um significativo crescimento dúctil da trinca antes da ocorrência da clivagem. Os resultados obtidos dos ensaios devem ser tratados pela norma ASTM E1921-97 [1997], como será mostrado mais adiante.

Segundo Landes et al. [1993] não há justificativa para eliminar dados em um estudo científico da transição e todas as avaliações de dados ou previsões de comportamento estrutural devem ser expressas em termos de probabilidade, o que é feito nesta norma E1921-97. O grande espalhamento dos valores  $J_c$  medidos na *transição* impede a obtenção de um valor único que caracterize a tenacidade à fratura desta região.

Merkle [1984] apresenta uma descrição de como os efeitos de tamanho influenciam a fratura por clivagem, concluindo que existem razões físicas que justificam o efeito da espessura nos valores medidos da tenacidade à clivagem e que é a perda de restrição à plasticidade a principal causa destes efeitos de tamanho. Estes efeitos de tamanho e o nível de restrição à plasticidade foram quantificados em estudos posteriores, como será visto mais adiante. Para evitar excessiva plastificação na ponta da trinca são definidos limites no tamanho dos corpos de prova ensaiados [Anderson & Dodds, 1991]. Algumas correções dos

valores  $J_c$  associados a uma excessiva plastificação na ponta da trinca ou a um excessivo crescimento dúctil da trinca antes da clivagem, têm sido propostas [Dodds et al., 1991]. Diversos pesquisadores têm estudado a influência do tamanho do corpo de prova ( $B$ ) e da profundidade da trinca ( $a/W$ ) [Smith & Rolfe, 1997a, b, c] nos valores  $J_c$  obtidos em ensaios.

Em resumo, as características típicas da *transição* tornam necessário:

- (1) a consideração do tamanho do corpo de prova,
- (2) o tratamento estatístico dos valores  $J_c$  experimentais,
- (3) utilizar teorias que considerem mais de um parâmetro para caracterizar o estado de tensões na ponta de uma trinca. Além disso,
- (4) tornam difícil a previsão do comportamento à fratura do material na *transição* e, principalmente, a transferência de resultados de ensaios para as estruturas reais que por alguma necessidade estejam operando ou venham a operar na *transição*.

## 2.2 Nível de Restrição à Plasticidade e Efeitos de Tamanho

O nível de restrição à plasticidade na ponta da trinca, ou simplesmente *restrição*, é um fator importante para justificar parcialmente a variação dos resultados com o tamanho e a geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios. Quanto maior a *restrição* maior será o estado de triaxialidade das tensões na ponta da trinca e, portanto, menor o nível de plastificação e menores serão os níveis de deformação na ponta da trinca e maior a probabilidade de ocorrer a fratura por clivagem nos aços ferríticos (Anderson, 1995, seção 5.2). Desta forma, menor será a energia absorvida e, de conseqüência, menor tenacidade à clivagem medida ( $J_c$ ) para um mesmo carregamento.

Assim para uma mesma espessura, a *restrição* no corpo de prova será maior no caso de trincas profundas porque haverá mais material elástico envolvendo a região da ponta da trinca limitando a sua plastificação e, portanto, menor o valor  $J_c$  obtido do ensaio (figura 2.2). O mesmo vale para a comparação do tamanho, em termos da espessura  $B$ , dos corpos de prova, mantendo fixa a relação  $a/W$  (figura 2.1).

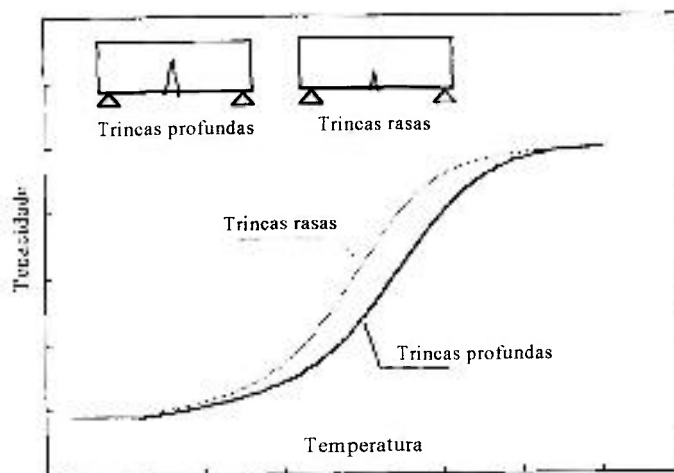


Figura 2.2: Influência da profundidade da trinca ( $a/W$ )

Observe-se também que, considerando uma mesma espessura, e para um dado tipo de carregamento, certas geometrias apresentam mais ou menos *restrição* do que outras, dependendo do tipo de carregamento aplicado e do tamanho de trinca. Em particular as barras sob flexão - corpos de prova SENB e Charpy pré-trincados - apresentam, para cargas iniciais, pequena variação da restrição à plasticidade que cai rapidamente (ver figura 2.7.a) com o aumento do carregamento, fazendo com que os valores medidos de tenacidade à clivagem sejam elevados. Isto explica uma parte da variabilidade dos valores  $J_c$  medidos com diferentes geometrias e tamanhos de corpos de prova.

### 2.2.1 Influência da Relação $a/W$

Dodds et al. [1991] ressaltam uma diferença de comportamento dos valores  $J_c$  obtidos com corpos de prova com trincas rasas ( $a/W < 0,2$ ) e trincas profundas ( $a/W \geq 0,5$ ): os valores médios obtidos com os primeiros são maiores do que os valores médios obtidos com os últimos. A partir de estudos numéricos, e para as situações em que os níveis de deformação plástica na ponta de uma trinca profunda excedem os limites definidos implicitamente na eq. (2.1), recomendam os valores definidos na eq. (2.3) a fim de assegurar que a fratura por clivagem seja independente da geometria e do tamanho do corpo de prova ensaiado. Estudos posteriores de Dodds, citados por Smith & Rolfe [1997a], apresentam um requisito de tamanho menos restritivo utilizando um coeficiente 100 em lugar do valor 200 da eq. (2.3).

Smith & Rolfe [1997a, 1997b, 1997c] fizeram um estudo sistemático, numérico e experimental, da influência da relação  $a/W$  nos valores  $J_c$  e concluíram que: (1) a influência da relação  $a/W$  é significativa para trincas rasas ( $a/W \approx 0,1$ ) e muito limitado para trincas profundas ( $a/W \approx 0,5$ ) [1997a], (2) o tamanho do corpo de prova (espessura  $B$ ) não é tão importante quanto a profundidade da trinca [1997b] e (3) o uso de correções do nível de restrição à plasticidade, como sugerido por Dodds et al. [1991], reduzem o espalhamento dos dados. Estas conclusões de Smith & Rolfe são resumidas na figura 2.3.

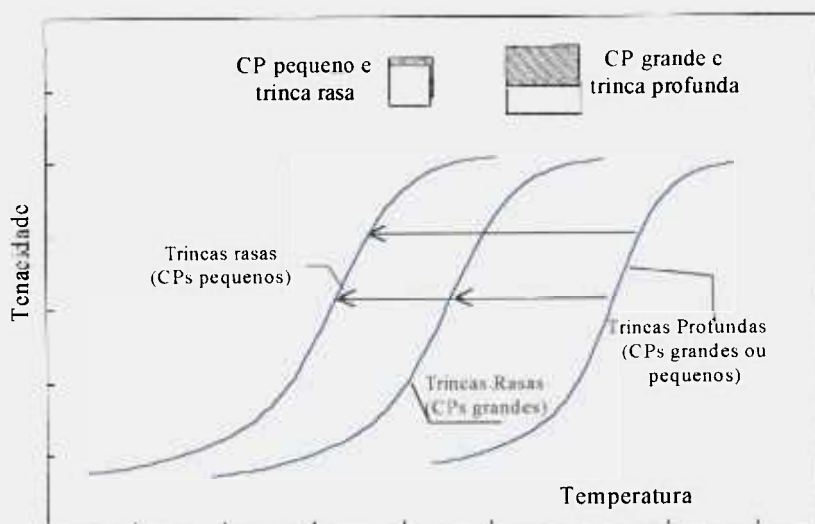


Figura 2.3: Influência da profundidade da trinca (parte hachurada) e tamanho

Convém ressaltar que a norma ASTM 1921/97 [1997], que será discutida mais adiante, recomenda que os corpos de prova testados na transição tenham  $a/W \approx 0,5$ . Adota apenas o ajuste dos valores medidos devido a espessura, para uniformizá-los para uma espessura "unitária" e impõe um limite no valor  $K_{Ic}$  obtido dos ensaios embora não descarte nenhum valor.

### 2.2.2 Ajuste Para Espessura Normalizada

O tratamento estatístico dos dados na transição, mencionado no capítulo 1 e descrito em detalhes na seção 2.5, baseado no princípio do elo-mais-fraco, representa um avanço no tratamento dos dados na transição. O nível de restrição à plasticidade, entendido

como restrição à deformação plástica (“*constraint*”), ou simplesmente *restrição*, também contribui para o grande espalhamento dos resultados na transição.

O “efeito 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 deformações (chapas grossas) e explica parcialmente a variação dos valores  $J_c$  quando são utilizados corpos de prova de espessuras diferentes. Quando a região vizinha a superfície, onde prevalece o EPT, é relativamente pequena, quando comparada com a espessura, sua influência pode ser desprezada e o comportamento se torna independente da espessura. Para assegurar este fato (resultados independentes da espessura) existem critérios, como aqueles definidos nas eq. (2.1), (2.2) e (2.3), que definem dimensões mínimas para os corpos de prova de acordo com a propriedade que se deseja medir no ensaio ( $K_{Ic}$ ,  $J_{Ic}$ , etc.).

Resultados experimentais e modelos metalúrgicos mostram que há um efeito absoluto da espessura nos valores de tenacidade à clivagem medidos que não está relacionado com o nível de *restrição* existente na geometria ensaiada [Nevalainen & Dodds, 1995]. Considerando uma distribuição aleatória de defeitos microestruturais e de variações metalúrgicas no material a frente de uma trinca, este efeito foi quantificado por Wallin [1984, 1985, 1989a, b] através de uma expressão (eq. 2.4). Esta expressão serve para uniformizar, para uma mesma espessura ( $B_{IT}$ ), os valores de tenacidade à clivagem, expressos em termos do fator K ( $K_{IK}$ ), obtidos com corpos de prova de outra espessura ( $B_{KT}$ ). Nesta expressão está implícito que a falha ocorre por clivagem sem crescimento dúctil da trinca. Esta expressão é adotada pela norma ASTM E1921-97 [1997].

$$K_{IK} = K_{IK} + (K_{IK} - K_{IK}) \left( \frac{B_{KT}}{B_{IT}} \right)^{1/4} \quad (2.4)$$

### 2.3 Tensão Crítica de Clivagem e Elo-mais-Fraco

Um conceito bem estabelecido é o da tensão crítica responsável pela clivagem. Por este conceito a clivagem ocorre uma vez que seja atingido o valor crítico de tensão em uma dada posição ou região a frente da ponta da trinca. Alguns pesquisadores trabalham com

tensão máxima ou com a tensão de clivagem. Outros, ainda, utilizam a chamada tensão de Weibull introduzida pelo grupo Beremin [Beremin, 1983]. Esta última é um valor médio calculado na região plastificada a frente da ponta da trinca e tem sido adotada por diversos pesquisadores, inclusive em análises que simulam o crescimento de trinca [Dodds et al., 1995, Ruggieri & Dodds, 1996, Xia & Shih, 1995a, 1995b, 1996].

No modelo RKR, assim denominado em homenagem aos seus propositores, Ritchie, Knott e Rice [Ritchie et al., 1973], a fratura por clivagem ocorre quando os valores da tensão atuante ( $\sigma_{00}$ ) superam a tensão crítica ao longo de uma faixa ou distância também crítica a frente da ponta da trinca – figura 2.4. Curry & Knott [1979] associam estes dois fatores a um terceiro: a existência, nesta faixa, de uma partícula ou defeito na matriz do material capaz de induzir o processo de clivagem.

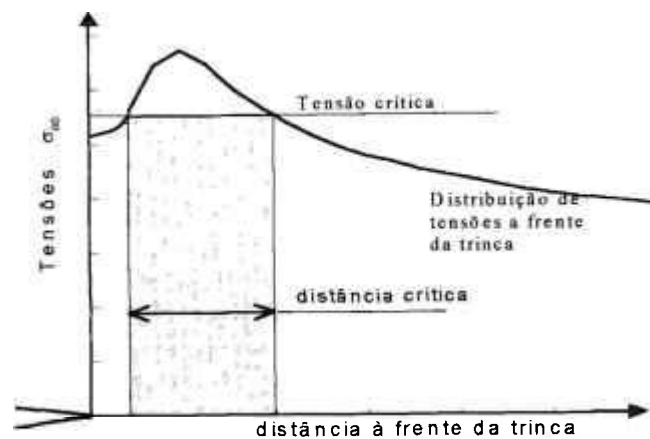


Figura 2.4: Esquema do modelo RKR

Como será visto adiante, Landes [1992] desenvolveu um modelo que explica qualitativamente o espalhamento dos dados na transição, baseado no conceito de que existem partículas ou defeitos na matriz do material associados com a clivagem, identificados como pontos fracos e pontos críticos, onde a partícula ou defeito que induz a clivagem é chamada de elo-mais-fraco. Este modelo também explica a variação que existe nos resultados devido ao tamanho dos corpos de prova e porque os corpos de prova menores fornecem, em média, valores  $J_c$  maiores.

Neste trabalho considera-se, como tensão crítica, a tensão de clivagem ( $\sigma_c$ ).

Este é um valor único de tensão limite, associado ao material que, uma vez superado, em um dado ponto ou local, pelo campo de tensões atuantes, dispara o processo de clivagem. Este local está associado, em geral, a inclusões no material e é chamado de elo-mais-fraco. A distância da ponta da trinca até o elo-mais-fraco é representada por  $r_{wl}$ .

## 2.4 Pontos Críticos X Pontos Fracos

Segundo Landes [1992] é possível explicar a larga faixa de variação dos dados, em particular quando são utilizados corpos de prova menores (essencialmente mais estreitos, menor espessura), através de argumentos estatísticos partindo da hipótese de que a tenacidade à fratura é governada pelo ponto ou região de menor tenacidade entre aqueles a frente da trinca (elo-mais-fraco).

*Elo-mais-fraco.* Corpos de prova (CP) grandes podem ter vários destes pontos fracos a frente da trinca e, portanto, (em média) uma região de tenacidade menor (ponto fraco) mais próxima da ponta da trinca do que os corpos de prova pequenos. Estes, além de apresentarem uma menor variação de  $J$  (ou  $K$ ) ao longo da frente da trinca devem apresentar, em média, maiores valores de tenacidade (dados pela variação das distâncias dos pontos fracos até a ponta da trinca - de distâncias pequenas, semelhantes a aquelas encontradas, na média, nos corpos grandes, até distâncias maiores, associadas a valores de tenacidade maiores). Quando um grande número de CPs pequenos é ensaiado os valores  $J_c$  mostrarão uma larga margem de valores, variando desde valores equivalentes a aqueles dos CPs grandes até valores muito maiores. Esta explicação é apresentada esquematicamente na figura 2.5.

Supondo nulo o crescimento dúctil prévio da trinca, é possível descrever a fratura frágil resumidamente da seguinte forma: microtrincas ou partículas de impurezas, existentes na matriz do material, provocam concentrações de tensão em vários pontos. Em geral estas microtrincas não se propagam além de uma região bem localizada, em geral o grão do material. Em um dado momento uma ou mais microtrincas podem começar a crescer, i. e.: se propagar, de modo a causar a ruptura do corpo de prova ou da estrutura, quando o nível de tensões atinge um certo valor crítico.

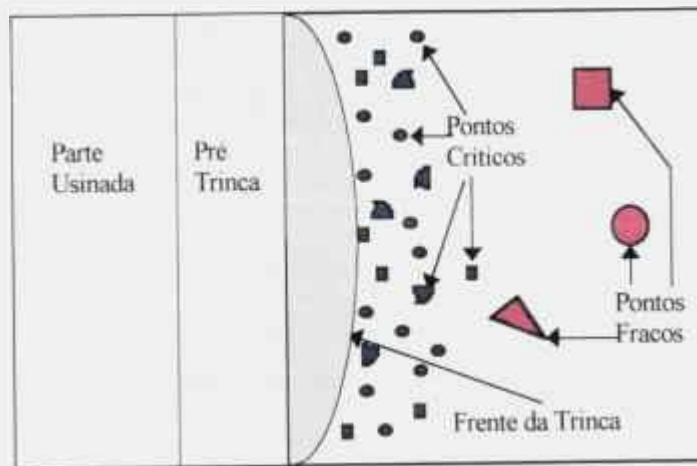


Figura 2.5: Zonas de Iniciação - Pontos Críticos e Pontos fracos

*Modos de Fratura e Zonas de Iniciação.* As condições que provocam o crescimento incontrolável de uma microtrinca têm sido objeto de estudos e alguns modelos foram desenvolvidos para explicar este comportamento, de alguns materiais, sob certas condições como baixas temperaturas ou a irradiação neutrônica no caso dos aços ferríticos, largamente utilizados nos vasos dos reatores nucleares tipo PWR.

A tensão máxima, de pico, atingida na região da ponta da trinca é função de  $\sigma_{\infty}$  e do expoente  $n$  do material (além da geometria e do carregamento). Observou-se que tais tensões máximas não têm variação significativa com o aumento do carregamento (apenas aumenta a área onde atuam) mas diminuem com o aumento da temperatura. No modelo RKR, [Ritchie et al., 1973], esta área onde atuam as tensões elevadas (e não o seu valor de pico tomado isoladamente) é a variável responsável pela larga faixa de valores de tenacidade à fratura observada na transição.

No seu modelo Landes [1992] explica esta larga faixa de valores a partir de duas possíveis “zonas de iniciação” que são: zonas de pontos críticos (“*Critical Damage Sites* - CDS”) e zonas de pontos fracos (“*Weak-Link Sites* = WLS”). As primeiras são regiões de maior número porém menores, isoladamente tomadas, do que as segundas, fig. 2.5. Um certo número de pontos críticos deve ser “ativado” pelo campo de tensões até que se tenha a clivagem. Por outro lado, embora necessitando de tensões menores que os primeiros, basta um ponto fraco ser “ativado” para que a clivagem ocorra: quando o campo de tensões atinge um

valor crítico, denominado tensão de clivagem, no ponto fraco mais próximo da trinca. Desta forma é justificado, inclusive, o uso de modelos estatísticos (em particular a distribuição estatística de Weibull) na caracterização de um conjunto de valores  $J_c$  (ou  $K_{Ic}$ ) na transição.

A fratura preferencialmente ocorre através dos pontos críticos se as tensões forem altas o suficiente. 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 (consequentemente áreas maiores estarão sob tensão elevada e, portanto, se obterá valores de tenacidade à clivagem maiores). A figura 2.6 mostra (qualitativamente) a interação e ocorrência destes fenômenos com a variação da temperatura.

Da forma como esta descrição dos mecanismos que levam a fratura frágil de um aço ferrítico está proposta, observa-se que os pontos críticos estão mais associados com a parte inferior da região de transição. É provável que, na realidade, haja uma mistura destes dois mecanismos havendo, inicialmente, a ativação de alguns pontos críticos até que ocorra a ativação de um ponto fraco quando, então, se considera que a estrutura (ou corpo de prova) falha. Está implícito que poderá haver algum crescimento dúctil da trinca antes da clivagem.

Nos ensaios é comum se referir ao instante em que um ponto fraco é ativado pelo campo de tensões como “*pop-in*”, porque ocorre um som audível e, no gráfico que registra o ensaio, a curva sofre uma nítida descontinuidade.

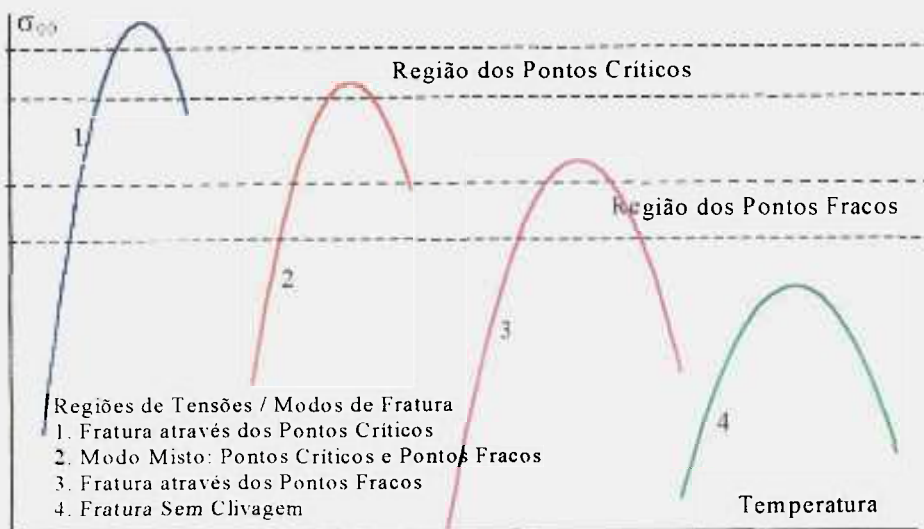


Figura 2.6: Interação dos Picos de Tensão, Pontos Críticos, Pontos Fracos e Temperatura

Embora a ativação de um elo-mais-fraco (i. e.: o campo de tensões atinge o valor crítico ou tensão de clivagem na posição do ponto fraco) não signifique, necessariamente, a ruptura total do corpo de prova como é usual se referir, se considera, para fins práticos, que a partir deste instante a falha tenha ocorrido.

## 2.5 Tratamento Estatístico e Distribuição de Weibull

Hoje em dia já está consolidada a hipótese que associa a dispersão dos valores medidos de tenacidade à clivagem com uma mesma geometria e tamanho, com a distribuição de inclusões e impurezas na matriz do material, basicamente carbonetos [Wallin, 1984, Wallin et al., 1984]. Esta hipótese explica o fato de corpos de prova pequenos apresentarem tenacidade à clivagem média maior do que corpos de prova grandes e consolidou o uso do tratamento estatístico para caracterizar um conjunto de dados (valores de tenacidade à clivagem) obtidos na transição. A distribuição estatística de Weibull se consolidou como ferramenta fundamental. Em particular a sua versão modificada, de três parâmetros.

A idéia de que um ponto mais fraco no material poderia iniciar o processo de fratura por clivagem, em analogia com o princípio de que a resistência de uma corrente é dada pela resistência de seu elo mais fraco (e que quanto maior o número de elos da corrente maior será a probabilidade de existir um elo-mais-fraco), levou Landes e Shaffer [1980] a propor a aplicação do modelo estatístico de Weibull [1951], eq. (1.7), para tratar a larga faixa de distribuição dos valores  $J_c$  medidos. Entretanto esta distribuição de Weibull original, de dois parâmetros, apresenta alguns inconvenientes [Landes & McCabe, 1984]: 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.

Para contornar o primeiro destes inconvenientes, e utilizando valores  $K_{J_c}$ , fator intensidade de tensões equivalente a  $J_c$ , Landes & McCabe [1984] passaram a adotar uma distribuição de Weibull modificada, de três parâmetros, eq. (2.5), onde o terceiro parâmetro ( $K_{\min}$ ) é o valor limiar definido na seção 1.3.

$$1 - P_f = \exp\left(-\left[\frac{K_{jc} - K_{min}}{K_e}\right]^m\right) \quad (2.5)$$

Anderson [1995] mostra que, para a consideração deste terceiro parâmetro a distribuição de Weibull mais apropriada tem a forma apresentada na eq. (2.6). Usualmente se adota, para o valor da probabilidade  $P_f$ , a eq. (2.7) onde  $N$  é o número de resultados disponíveis e  $i$  é a posição ou ordem de um dado valor  $K_{jc}$ , no conjunto de valores, após o mesmo ser ordenado crescentemente. Esta é a distribuição adotada pela norma ASTM E1921 [1997] no tratamento dos dados na transição, como será visto em detalhes mais adiante.

$$1 - P_f = \exp\left(-\left[\frac{K_{jc} - K_{min}}{K_e - K_{min}}\right]^m\right) \quad (2.6)$$

$$P_f = \frac{i - 0,3}{N + 0,4} \quad (2.7)$$

Em princípio os três parâmetros ( $m$ ,  $K_{min}$  e  $K_e$ ) deveriam ser obtidos por um ajuste simultâneo. Entretanto foi mostrado por Wallin [1984, 1985], por meio de um modelo estatístico microestrutural, e por Landes [1992] com uma análise envolvendo um grande número de conjuntos de dados experimentais, que o expoente  $m$  tende para o valor constante 4 a medida que o número de resultados experimentais aumenta.

Por meio de simulações estatísticas Wallin [1984] mostrou que o parâmetro  $K_{min}$  deveria estar entre 10 e 20 MPa $\sqrt{m}$ . Em trabalhos posteriores Wallin [1991a, 1993a] sugere que seja adotado o valor  $K_{min} = 20$  MPa $\sqrt{m}$ , baseado na hipótese de existência de tensões residuais compressivas, na ponta da trinca, devidas ao processo de pré-trincagem por fadiga (“*warm prestress argument*”).

A validade desta hipótese de Wallin foi posta em discussão por Anderson et al. [1994] uma vez que, após o primeiro ciclo de carregamento e/ou plastificação, não persistiriam as condições que permitiram o estabelecimento deste valor  $K_{min}$  que, segundo Anderson et al. [1994] deve variar com a temperatura. Algumas abordagens alternativas foram

sugeridas por Watanabe et al. [1987], Zerbst et al. [1993] e por McCabe & Merkle [1997] para estabelecer o valor deste parâmetro  $K_{min}$  a partir de um conjunto de dados experimentais ( $K_{Jc}$  ou  $J_c$ ). Landes et al. [1994] sugerem um método para determinar este valor limiar quando existe disponível um único resultado experimental.

A norma ASTM E1921-97 [1997] adota  $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (independente da temperatura de ensaio e do material) e  $m = 4$ . Portanto na eq. (2.6) o parâmetro  $K_0$  é o único que resta para ser determinado por um processo de ajuste. Em princípio este parâmetro pode ser determinado por qualquer método que seja conveniente. Como será visto adiante, para a determinação deste parâmetro  $K_0$  a norma ASTM E1921-97 [1997] adota a expressão (2.15).

Uma vez que o valor do parâmetro  $K_0$  seja conhecido, e utilizando a eq. (2.6) considerando 50% de probabilidade de fratura, isto é:  $P_f = 0,5$ , o valor mediano da distribuição de tenacidade à clivagem em uma dada temperatura,  $K_{Jc,med}$ , pode ser obtido.

## 2.6 Teoria de Dois Parâmetros (J-Q)

Em certos casos, e sob certas condições, a caracterização do estado de tensões na ponta da trinca não é adequada, ou possível, com um parâmetro como o fator  $K$  ou a Integral  $J$ . Nos casos em que a plastificação é maior do que o limite definido pela aplicabilidade da Integral  $J$ , mas ainda esteja limitada, esta caracterização é possível, desde que seja adotado um segundo parâmetro: o nível de restrição existente na geometria.

O'Dowd & Shih [1991, 1992, 1993] e Shih & O'Dowd [1992, 1993], desenvolveram a teoria dos dois parâmetros  $J$  e  $Q$ , onde a caracterização do estado de tensões na ponta da trinca é função, também, do nível de restrição à plasticidade que se tem no corpo/geometria sob análise - associado ao parâmetro  $Q$  que altera a distribuição de tensões e o seu valor máximo.

Embora a sua formulação seja geral e possa ser aplicada para estado plano de tensões ou de deformações, bem como para qualquer modo de carregamento, O'Dowd & Shih a aplicaram especificamente para o modo I de carregamento sob condições de estado plano de

deformações. Para a formulação da sua teoria O'Dowd & Shih consideraram um material que atenda a equação de Ramberg-Osgood de ajuste da curva tensão-deformação ( $\sigma$ ,  $\varepsilon$ ) reais do material, eq. (2.8) onde  $\alpha$  e  $n$  são os parâmetros do ajuste associados aos valores  $\sigma_{0,ref}$  e  $\varepsilon_{0,ref}$  de referência. Neste ajuste é usual se considerar, como valores de referência o limite de escoamento associado a deformação residual de 0,2%, i. e:  $\sigma_{0,ref} = \sigma_{ys}$  e  $\varepsilon_{0,ref} = \sigma_{ys} / E$ .

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{0,ref}} = \frac{\sigma}{\sigma_{0,ref}} + \alpha \left( \frac{\sigma}{\sigma_{0,ref}} \right)^n \quad (2.8)$$

Inicialmente, O'Dowd & Shih [1991] mostraram que as tensões no modo I podem ser expressas pela eq. (2.9) onde as coordenadas  $r$  e  $\theta$  são definidas na figura 1.1 e o primeiro termo, cuja amplitude é expressa em termos da Integral J, representa a chamada singularidade HRR [Hutchinson, 1968, Rice & Rosengren, 1968]. A amplitude do 2º termo é dada pelo parâmetro Q (adimensional). O'Dowd & Shih citam que as funções  $f_{ij}(\theta, n)$  e a constante de integração  $I_n$  para  $1 < n \leq 20$  foram obtidas por Symington et al. [1988].

$$\frac{\sigma_{ii}}{\sigma_o} = \left( \frac{J}{\alpha \sigma_o \sigma_o I_n r} \right)^{1/n} f_{ij}(\theta, n) + Q \left( \frac{r}{J / \sigma_o} \right)^Q f_{ij}(\theta, n) + \left( \begin{array}{l} \text{Termos de Ordem} \\ \text{Superior} \end{array} \right) \quad (2.9)$$

Tendo como referência a expressão (2.9) O'Dowd & Shih investigaram numericamente, de forma sistemática, o campo de tensões a frente de uma trinca. Inicialmente consideraram uma trinca estacionária sob estado plano de deformações planas e modo I de carregamento, e uma formulação que considera o adoçamento da ponta da trinca (“*blunting*”) devido às grandes deformações consideradas. Para comparação, foram consideradas duas situações: uma representando a geometria real e outra representando uma geometria ideal com elevado nível de restrição.

Foi verificado que: (1) o segundo termo da eq. (2.9) é, para fins práticos, independente da distância  $r$ , no intervalo  $1 < r/(J/\sigma_o) < 5$ ; (2) em presença de plasticidade o campo de tensões na ponta da trinca é caracterizado pelos parâmetros J e Q, sendo que a distribuição de tensões e a tensão máxima dependem do parâmetro Q enquanto que J define a

abrangência da região onde as tensões elevadas e as grandes deformações se desenvolvem. Também foi mostrado que, no setor a frente da ponta da trinca onde  $|\theta| < \pi/2$ ,  $Q$  é uma tensão hidrostática uniforme e, portanto, um parâmetro que reflete o nível de triaxialidade existente. Para  $\theta = 0$ ,  $Q$  é a amplitude do segundo termo da eq. (2.9).

Assim  $Q$  pode ser interpretado como a diferença normalizada entre o campo de tensões real e o campo ideal na condição em que vale a singularidade HRR, como definido pela eq. (1.6), reproduzida abaixo, e é uma medida do nível de restrição existente na geometria real.

Há uma evolução deste nível de restrição a medida que se passa de uma situação com pouca plasticidade (SSY: “*Small Scale Yielding*”, onde a MFEL é aplicável), que corresponde a um alto nível de restrição,  $Q \approx 0$ , até uma condição com grande nível de plasticidade, (baixo nível de restrição), quando a MFEL não seria mais aplicável. A medida que se perde *restrição*, pelo aumento da carga aplicada ( $J$ ), o fator  $Q$  se torna negativo.

$$Q = \frac{\sigma_{\theta\theta}}{\sigma_o} \left( \frac{\sigma_{\theta\theta}}{\sigma_o} \right)_{SSY} \quad (1.6)$$

Este fator  $Q$  pode ser visto como a quantidade (normalizada) que modifica o campo de tensão da condição de elevado nível de restrição para trazê-lo para a situação real. É com esta interpretação que este fator  $Q$  é utilizado na metodologia para prever valores de tenacidade à clivagem na transição, apresentada a seguir.

Assim, em resumo, na teoria de dois parâmetros J-Q, o parâmetro  $J$  está ligado ao carregamento aplicado enquanto que o fator  $Q$  está ligado ao nível de *restrição à plasticidade* que se tem na ponta da trinca sendo independente da distância radial normalizada, medida a partir da ponta da trinca, em uma região entre  $1 \leq r/(J/\sigma_o) \leq 5$ . O mesmo depende da geometria trincada, do tamanho da trinca e do material (definido pela relação  $E/\sigma_o$  e pelo expoente  $n$ ) e é fornecido através de curvas adimensionais e normalizadas.

### 2.6.1 Obtenção do Parâmetro Q

Em linhas gerais o procedimento para obter este parâmetro Q passa por duas fases ou análises. Na primeira fase a geometria real é modelada com uma malha de elementos finitos bastante refinada na ponta da trinca. Os valores da integral J são calculados para cada valor de carga aplicada. Estes valores de J, expressos em termos do fator intensidade de tensões equivalentes, são transformados em deslocamentos  $u(r,\theta)$  e  $v(r,\theta)$ , eq. (2.10) [Anderson, 1995, Ruggieri & Dodds, 1996].

$$u(r,\theta) = K \frac{1+\nu}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) (3 - 4\nu - \cos\theta)$$

$$v(r,\theta) = K \frac{1+\nu}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) (3 - 4\nu - \cos\theta)$$
(2.10)

Estes deslocamentos são aplicados na segunda fase quando se realiza uma análise com uma geometria que reproduz o mesmo modelo na ponta da trinca e que tem um elevado nível de *restrição* pela colocação de diversas camadas (circulares) de elementos que permanecem elásticos mesmo para a mais elevada das cargas aplicadas - “*Modified Boundary Layer*”. Assim a plastificação ocorre em uma região muito localizada, na ponta da trinca e o modelo, como um todo, permanece em regime elástico.

Desde que sejam utilizadas as mesmas hipóteses em ambas as análises pode-se trabalhar com apenas não linearidade material (plastificação) como, também, com não-linearidade geométrica (grandes deformações) [O’Dowd & Shih, 1991, 1992]. O fator Q é a diferença entre os dois campos de tensão a frente da ponta da trinca, para um dado carregamento, normalizado pela tensão de escoamento do material.

Este fator Q, para um dado valor de  $E/\sigma_0$ , é fornecido como uma família de curvas ( $a/W$ ) em função de  $n$  e da geometria. Curvas do parâmetro Q podem ser encontradas em diversos trabalhos [O’Dowd & Shih, 1993, Gullerud & Dodds, 1995, Wu et al., 1995, Dodds et al., 1997]. Em particular Wu et al. [1995] mostram que este fator Q depende da relação  $E/\sigma_0$ , mas não depende de E ou de  $\sigma_0$  isoladamente. Isto é: uma vez que a relação  $E/\sigma_0$ ,

seja a mesma o fator  $Q$  associado a uma geometria será o mesmo para 2 materiais diferentes. A figura 2.7 apresenta exemplos típicos de curvas deste parâmetro  $Q$  para as geometrias SENB e CCT, com  $E/\sigma_0 = 500$  e  $n = 10$ , enquanto que a figura 2.8 apresenta os campos de tensão normalizados, para alguns materiais em função de  $n$ , para a situação de elevado grau de restrição [O'Dowd & Shih, 1993].

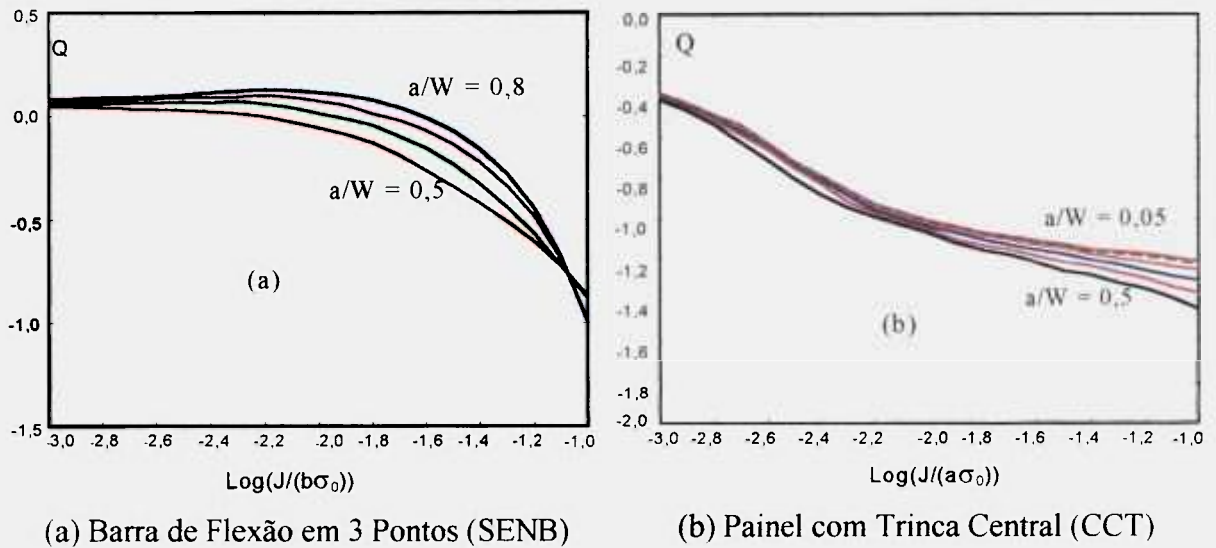


Figura 2.7: Curvas típicas do Parâmetro  $Q$  [O'Dowd & Shih, 1993]

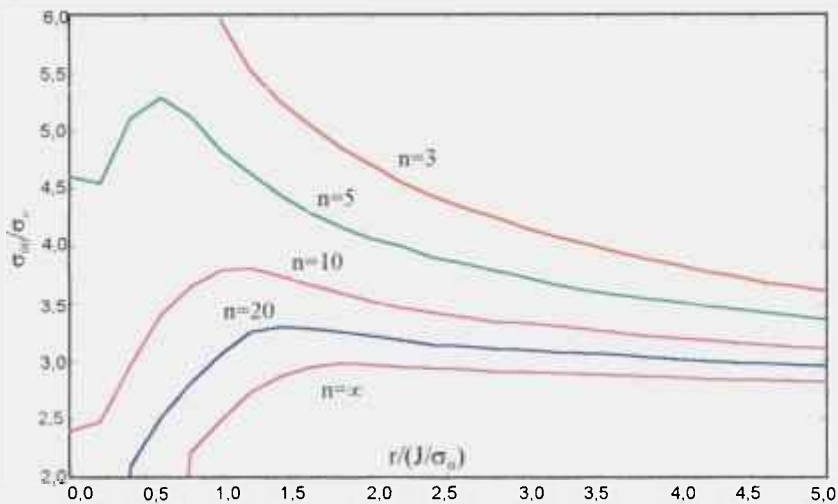


Figura 2.8: Campo de tensões normalizados [O'Dowd & Shih, 1993]

*Limitações.* Está implícito na formulação desta teoria que a mesma não se aplica ao caso de trincas crescentes. Foi observado por Varias & Shih [1993] que o crescimento dúctil da trinca altera o campo de tensões a frente da região do "blunting" devido ao re-aguçamento da ponta da trinca crescente. A tensão máxima aumenta, sugerindo que o

estado de restrição à plasticidade aumenta com o crescimento estável da trinca. O'Dowd et al. [1995] e Ruggieri & Dodds [1995] mostraram, também, que o campo de tensão de uma trinca crescente apresenta tensão máxima mais elevada e a posição desta tensão máxima se aproxima da ponta da trinca.

Assim quando houver significativo crescimento de trinca antes da clivagem desaparece a validade do fator  $Q$  como parâmetro associado ao nível de restrição à plasticidade. Na seção seguinte estes limites serão melhor precisados. Desta forma, em princípio, a aplicação da teoria fica limitada às porções média e inferior da transição.

## 2.7 Previsão de Valores de Tenacidade à Clivagem na Transição

Landes [1992, 1993] apresentou uma proposta para explicar a natureza do espalhamento observado na transição baseado em um modelo que considera dois critérios: tensão máxima a frente da ponta da trinca e o princípio do elo-mais-fraco. Baseado no modelo anterior, Landes [1995] propôs um método, baseado na teoria J-Q e no princípio do elo-mais-fraco para prever valores de tenacidade à clivagem na transição. Em trabalhos posteriores esta metodologia é apresentada em detalhes por DeAquino et al. [1995], Landes [1996], DeAquino [1997], Landes [1997].

Com a mesma é possível prever os valores de tenacidade à clivagem  $J_c$  (sempre na transição) para outra geometria e temperatura, a partir de um dado conjunto de valores  $J_c$  medido experimentalmente para uma dada geometria e temperatura. Esta metodologia assume que: (1) a distribuição estatística dos elos-mais-fracos (valores  $r_{w1}$ ) é responsável pela distribuição (espalhamento) dos valores  $J_c$  e pode ser associada a uma propriedade do material e é invariante com a temperatura; (2) a tensão de clivagem do material não muda com a temperatura; e (3) o nível de tensões que provoca a clivagem é modificado pelo nível de *restrição* traduzido pelo parâmetro  $Q$ .

Como parte deste trabalho de pesquisa foi feita uma revisão desta metodologia e de seus fundamentos como base da proposta apresentada no capítulo 4 deste trabalho [Miranda & Landes, 1997a, 1997b]. Esta metodologia pode ser vista como tendo 3 fases de aplicação a seguir brevemente descritas e apresentadas esquematicamente na figura 2.9.

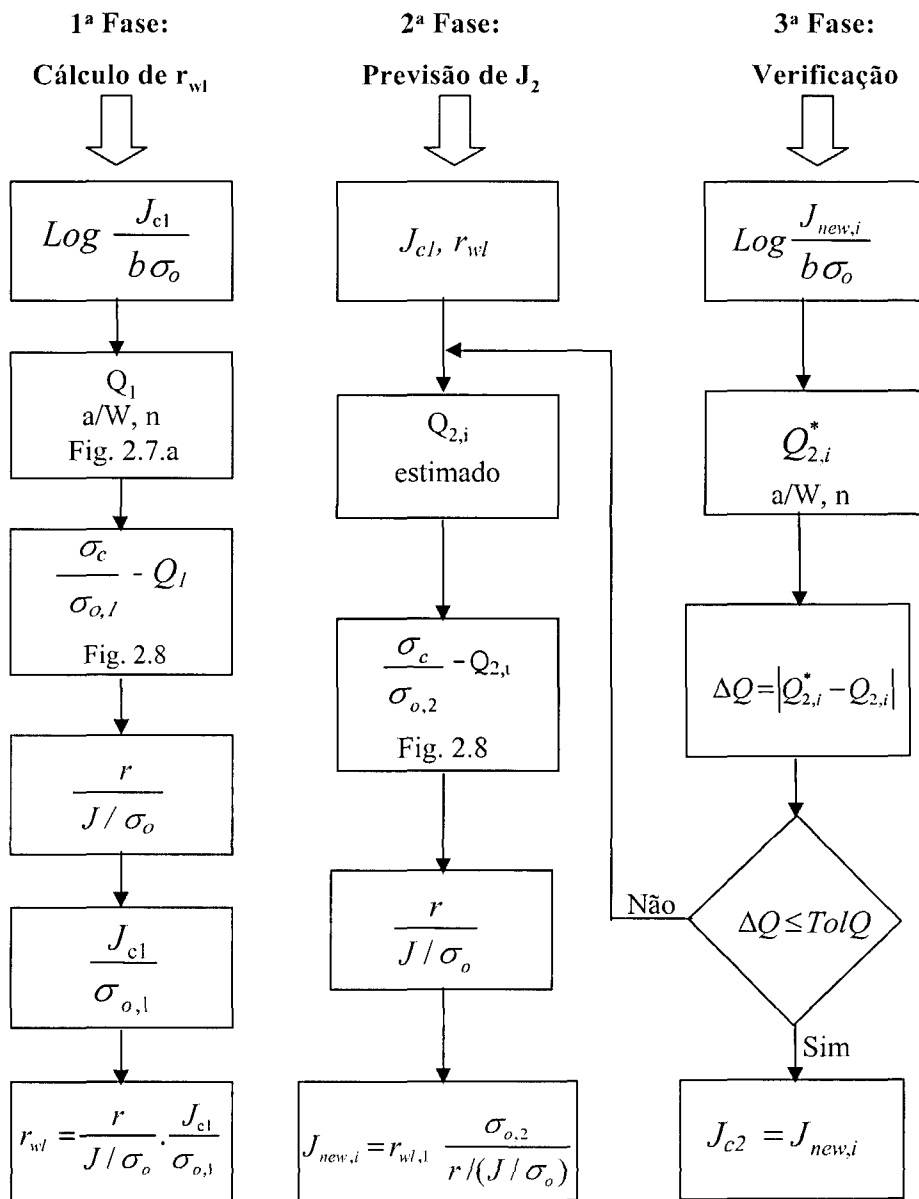


Figura 2.9: Esquema da Metodologia para Prever Tenacidade à Clivagem na Transição

*1ª fase: Cálculo de  $r_{wl}$*  – através do uso direto da teoria de dois parâmetros J-Q, calcula-se para cada valor  $J_c$  ( $J_{c1}$ ) medido com uma dada geometria  $G_1$  e temperatura  $T_1$ , o correspondente valor da distância  $r_{wl}$  associada.

*2ª fase: Previsão de  $J_{c2}$*  – Como é necessário conhecer o valor da tenacidade à clivagem para se conhecer o correto valor do parâmetro Q e vice-versa, esta 2ª fase é um procedimento iterativo que se inicia arbitrando um valor para o parâmetro Q ( $Q_{2,i}$ ) e, a partir do valor  $J_{c1}$  e  $r_{wl}$ , faz-se a previsão do valor  $J_{new,i}$  correspondente, para uma nova geometria  $G_2$  e temperatura  $T_2$ . A verificação do acerto do valor  $Q_{2,i}$  estimado é feita na 3ª fase.

**3ª fase: Verificação** – Verificar o acerto do valor estimado para o parâmetro  $Q$  ( $Q_{2j}$ ) na fase anterior, a partir de um valor de tolerância  $TolQ$  pré definido. Se não for atingida a convergência repete-se a 2ª fase para um outro valor do parâmetro  $Q$ . Caso a convergência tenha sido atingida o valor  $J_{new,i}$  é o valor  $J_{c,2}$  desejado na nova temperatura e/ou geometria.

Uma vez que, para se caracterizar um conjunto de valores de tenacidade à clivagem na transição basta conhecer o seu valor mediano e espalhamento, se sugere que este procedimento seja aplicado apenas aos valores extremos e ao valor mediano do conjunto de valores  $J_c$ . Por esta metodologia, e conhecendo-se a curva de variação da tensão de escoamento do material em função da temperatura, é possível, também, definir o fim da transição. Para esta aplicação utiliza-se, em geral, o valor  $J_c$  mediano.

Para a aplicação desta metodologia é necessário conhecer: o fator  $Q$  para as geometrias sob análise, a tensão de escoamento e a curva tensão-deformação real do material (i. e: o valor do expoente “ $n$ ” do ajuste de Ramberg-Osgood) além da sua tensão de clivagem  $\sigma_c$ . Como já ressaltado, esta tensão de clivagem é um valor maior do que o limite de resistência do material  $e$ , por esta razão não pode ser medida de forma direta mas apenas por meios indiretos. No capítulo 4 deste trabalho de pesquisa se propõe um método para obter esta propriedade fazendo uso da metodologia acima descrita.

Diferentemente do conceito no modelo de Landes [1992], adotado neste trabalho, alguns pesquisadores como, p. ex.: Jüde-Esser et al. [1995] e Grimpe et al. [1999], adotam para a tensão de clivagem o valor máximo da tensão  $\sigma_{yy}$  que ocorre a frente da ponta da trinca, a qual varia com a temperatura, no momento da clivagem.

A seguir são apresentados alguns comentários a respeito dos limites de aplicação desta metodologia, automatização da mesma e exemplos de sua aplicação.

### **2.7.1 Limites de Aplicação da Metodologia de Previsão de Tenacidade à Clivagem na Transição**

A seguir serão indicados alguns pontos e aspectos que limitam a aplicação desta metodologia a uma certa região da transição.

(1) trincas superficiais ou 3-D - Esta metodologia foi inicialmente desenvolvida para trincas “passantes”, ou 2-D, onde o parâmetro  $Q$  e o valor da tenacidade à clivagem são praticamente constantes ao longo da frente da trinca. Para aplicá-la a trincas superficiais, ou 3-D, onde o parâmetro  $Q$  e a integral  $J$  variam ao longo da frente da trinca, faz-se necessário algumas simplificações e aproximações. Há na literatura algumas sugestões sobre como obter, de forma aproximada, este fator  $Q$  para trincas 3-D [O’Dowd, 1995]. Porém há, também, indicações [Joyce & Link, 1997] de que este fator  $Q$  não é válido para estas trincas.

(2) trincas que apresentam crescimento dúctil - Joyce & Link [1997] mencionam, também, que o campo de tensões em que o fator  $Q$  se baseia não existe após o início do crescimento dúctil da trinca devido aos seguintes fatos, associados ao re-aguçamento da sua ponta quando a mesma cresce: (a) aumento do nível de *restrição* na ponta da trinca, i. e.  $|Q|$  se reduz em relação ao valor associado a uma trinca estacionária; (b) aumento da tensão máxima e (c) a posição da tensão máxima se aproxima da ponta da trinca. Estas observações corroboram trabalhos anteriores de Varias & Shih [1993], O’Dowd et al. [1995] e Ruggieri & Dodds [1995] já citados.

(3) elo-mais-fraco - esta metodologia de previsão de tenacidade à clivagem se baseia na teoria  $J$ - $Q$  e, também, na hipótese do elo-mais-fraco. Este último não é um mecanismo válido de início da clivagem na região inferior da transição onde outros mecanismos de acionamento da falha por clivagem competem e predominam a medida que a temperatura de ensaio se aproxima do patamar inferior [Landes, 1992, Sokolov et al., 1997]. McCabe & Sokolov [1999] mencionam que a influência do elo-mais-fraco como mecanismo de disparo da clivagem se reduz a medida que a temperatura se aproxima do patamar superior.

Assim esta metodologia, considerando as restrições associadas ao fator  $Q$  no caso de trincas com crescimento dúctil e considerando as limitações associadas a hipótese do elo-mais-fraco, e a menos que ulteriores desenvolvimentos sejam realizados, deve ficar limitada a região central da transição.

### 2.7.2 Automatização da Metodologia

Foi desenvolvido um programa em linguagem FORTRAN para automatizar a aplicação desta metodologia. Procurou-se desenvolver um programa que fosse o mais versátil possível para permitir futuras ampliações do mesmo, em particular: inclusão de novas curvas do fator  $Q$ , inclusive para novas geometrias, e/ou novos valores de  $a/W$  e novas opções de análise. Com o programa desenvolvido, e considerando todos os valores de tenacidade à clivagem fornecidos, ou apenas para os valores extremos e o mediano, é possível executar as seguintes análises a partir de um conjunto de valores experimentais de tenacidade à clivagem, medidos em uma dada temperatura ( $T_1$ ) e para uma dada geometria ( $G_1$ ):

- 1 – Análise estatística apenas - (Distribuição de Weibull de três parâmetros)
- 2 – Cálculo das distâncias  $r_{wt}$
- 3 – Previsão de  $J_c$  para mesma geometria e nova temperatura ( $T_2$ )
- 4 – Previsão de  $J_c$  para uma nova geometria ( $G_2$ ) e mesma temperatura
- 5 – Previsão de  $J_c$  para nova geometria ( $G_2$ ) e nova temperatura ( $T_2$ )
- 6 – Previsão de Tensão de Clivagem  $\sigma_c$   
 Só para os valores extremos e mediano da distribuição de valores  $J_c$   
 (necessita de duas distribuições de valores  $J_c$  obtidas em temperaturas diferentes mas com a mesma geometria)
- 7 – Previsão da temperatura de fim da transição

Além das opções já mencionadas, o programa desenvolvido permite o fornecimento dos valores de tenacidade à clivagem, em termos da Integral  $J$  na clivagem ( $J_c$ ) ou do fator intensidade de tensões equivalente ( $K_{Ic}$ ), em qualquer sistema de unidades. Todos os resultados apresentados neste trabalho, foram obtidos com o uso do referido programa. A análise 6 acima (Previsão da Tensão de Clivagem) foi desenvolvida para automatizar uma das propostas deste trabalho, apresentada no capítulo 4.

### 2.7.3 Aplicação da Metodologia de Previsão de Tenacidade à Clivagem

Como exemplos de aplicação da metodologia já descrita são feitas previsões para os aços *20MnMoNi55* e *1CrMoV*. Para o aço *20MnMoNi55* isto foi feito utilizando os

conjuntos de valores  $J_c$  medidos em  $T_1 = -90$  °C (22 valores) e em  $T_2 = -60$  °C (12 valores), apresentados por Landes [1992], utilizando corpos de prova CT com  $B = 20$  mm. Utilizou-se o valor médio da tensão de clivagem,  $\sigma_c = 1750$  MPa, obtido por Heerens et al. [1991]. A partir dos valores  $J_c$  medidos em  $T_1$  foram feitas previsões dos correspondentes valores para  $T_2$ , e vice-versa. Os resultados são apresentados na figura 2.10 onde os valores previstos podem ser comparados com os valores medidos.

O mesmo procedimento de previsão foi aplicado para o aço *1CrMoV* quando foram utilizados os valores  $J_c$  medidos a  $T_1 = 20$  °C (16 valores) e a  $T_2 = 100$  °C (11 valores) e também apresentados por Landes [1992]. Adotou-se o valor médio da tensão de clivagem,  $\sigma_c = 1900$  MPa, obtido por Heerens & Schwalbe [1993]. Os resultados são apresentados na figura 2.11.

Os valores  $J_c$  previstos para o aço *20MnMoNi55* são próximos dos valores medidos. Neste caso os conjuntos de valores de tenacidade à clivagem usados nas previsões e comparações estão dentro da faixa de validade da metodologia que apresenta bons resultados. No caso do aço *1CrMoV* a convergência não é boa. Na temperatura mais alta (100 °C) este fato pode ser atribuído a existência de crescimento de trinca antes da clivagem (faixa superior da transição) e no caso da temperatura mais baixa pode-se estar na região inferior da transição, onde o mecanismo do elo-mais-fraco não é mais válido. Mais detalhes serão mencionados oportunamente no capítulo 4. Isto mostra que esta metodologia, embora fornecendo bons resultados, deve ser utilizada com cautela para prever valores  $J_c$  na transição.

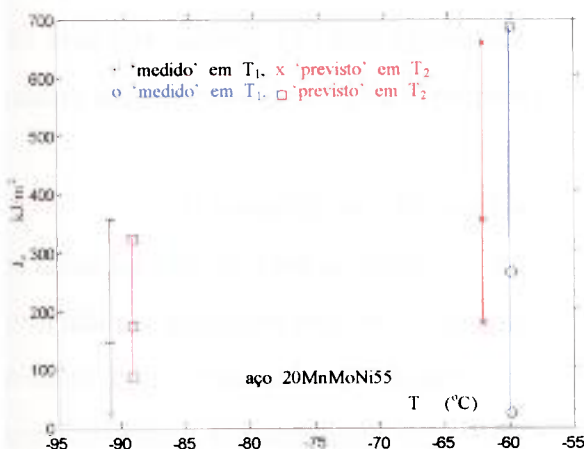


Figura 2.10: Previsão de  $J_c$  para o aço *20MnMoNi55*

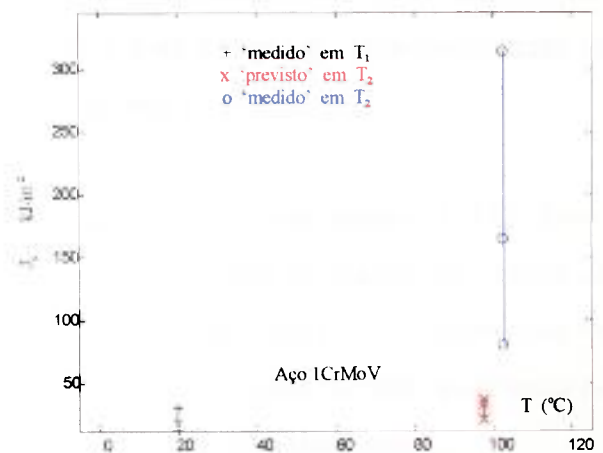


Figura 2.11: Previsão de  $J_c$  para o aço *1CrMoV*

Seguindo o critério de fazer previsões a partir de dois conjuntos de valores de tenacidade à clivagem obtidos experimentalmente, outros exemplos de aplicação desta metodologia, utilizando valores de tensão de clivagem obtidos com a proposta descrita no capítulo 4 deste trabalho de pesquisa, são apresentados na seção 4.10.1 para vários outros aços ferríticos, com bons resultados (valores previstos próximos dos valores medidos).

## 2.8 “*Master Curve*” e Temperatura de Referência ( $T_0$ )

Em outra vertente de pesquisa na transição, e utilizando métodos estatísticos (distribuição de Weibull de 3 parâmetros), Wallin [1989a, 1989b, 1991a, 1991b, 1995a] propôs uma expressão, eq. (2.11), para caracterizar o comportamento mediano dos valores de tenacidade à clivagem na transição, expressos em termos do fator intensidade de tensão equivalente ( $K_{Jc}$ ),  $K_{Jc,med}$ , associados com corpos de prova de espessura “unitária”. Nesta eq. (2.11)  $T_0$ , “temperatura de referência”, é a temperatura de ensaio ( $T$ ) para a qual o valor mediano ( $K_{Jc,med}$ ) medido em corpos de prova de espessura unitária vale  $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . As unidades que devem ser usadas são:  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  e  $^{\circ}\text{C}$ .

$$K_{Jc,med} = 30 - 70e^{0.009(T - T_0)} \quad (2.11)$$

A forma da “*Master Curve*” é fixa e independente do material. O valor  $T_0$  serve para posicionar a “*Master Curve*” no eixo das temperaturas. Como usualmente na transição são medidos valores  $J_c$ , estes devem ser transformados para valores de fator intensidade de tensões equivalentes através da expressão (1.3) considerando  $E' = E$ .

O princípio da “*Master Curve*” é baseado em 3 premissas básicas: (1) os efeitos de tamanho são devidos ao princípio do elo-mais-fraco (serve para normalizar os valores de tenacidade à 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.

*Valores “Válidos”.* A obtenção desta temperatura de referência foi

recentemente normatizada pela norma ASTM E1921-97 [1997] onde é assumido que a fratura ocorre por clivagem. Também são considerados limites de deformação e/ou plastificação máxima baseados na imposição do valor limite máximo de  $K_{Jc}$  para que um resultado seja “válido” (“*censoring*”) e no crescimento máximo permitido da trinca ( $\Delta a_{\max} = 0,05b_o$ , onde  $b_o$  é o ligamento remanescente). Por esta norma são “válidos” aqueles valores  $K_{Jc}$  que estão abaixo de um certo limite,  $K_{Jc,\text{limite}}$ , dependente da geometria ensaiada e do material, eq. (2.12).

$$K_{Jc,\text{limite}} = \sqrt{\frac{\sigma_{ys} E b_o}{M}} \quad (2.12)$$

Foi estabelecido  $M = 30$  para limitar o efeito de tamanho dos corpos de prova pequenos que introduz erros entre  $J$  existente próximo a ponta da trinca e  $J$  longe da ponta da trinca que é o valor medido no ensaio [Ruggieri et al., 1998]. Portanto este critério de triagem (“*censoring*”) define, indiretamente, um valor limite superior para a temperatura de ensaio que depende da geometria e do material.

Na versão atual da norma E1921 [1997] todos os resultados devem ser obtidos em uma mesma temperatura e referidos a um tamanho unitário. Isto sugere que este é o tamanho recomendado para os corpos de prova a serem ensaiados. É possível, entretanto, trabalhar com dados obtidos com corpos de prova com espessuras ( $B_{x,T}$ ) diferentes da “unitária” ( $B_{1,T}$ ) utilizando a eq. (2.4).

*Espalhamento dos Dados.* Utilizando-se de expressões semelhantes a aquela da “*Master Curve*” mediana ( $P_f = 50\%$ ) é possível obter os valores dos coeficientes necessários para definir curvas ‘mínimas’ (ou “*lower bounds*”) associadas a 1%, 2%, 3%, 4%, 5% e ‘máximas’ (ou “*upper bounds*”) associadas a 95%, 96%, 97%, 98%, 99% de probabilidade de fratura [ASTM E1921, 1997]. Neste trabalho adotou-se as curvas associadas a 5%,  $K_{Jc(0,05)}$ , e a 95%,  $K_{Jc(0,95)}$ , de probabilidade de fratura, eq. (2.13) e (2.14) [ASTM, 1997].

$$K_{Jc(0,95)} = 34,6 + 102,2 e^{0,019(T-T_o)} \quad (2.13)$$

$$K_{Jc(0,05)} = 25,4 + 37,8 e^{0,019(T-T_o)} \quad (2.14)$$

Com a adoção destas curvas-limite é possível estabelecer uma faixa de espalhamento dos dados (tenacidade à clivagem) em cada temperatura, associada a um valor de probabilidade previamente escolhida.

### 2.8.1 Cálculo de $T_0$ pela Norma ASTM E1921-97

Supondo-se que  $N$  valores  $K_{Jc}$  tenham sido obtidos em uma mesma temperatura e sejam todos válidos, e associados a espessura “unitária”, a determinação de  $T_0$  é feita do seguinte modo: inicialmente aplica-se a eq. (2.15) para se obter o parâmetro  $K_o$ . Em seguida, aplica-se a eq. (2.16) para obter o valor mediano ( $K_{Jc,med}$ ). A partir da determinação deste valor  $K_{Jc,med}$ , para uma temperatura  $T$ , tem-se o valor da temperatura de referência  $T_0$  a partir da eq. (2.17) que é a eq. (2.11) escrita em ordem reversa. Assim, todo o comportamento mediano da tenacidade à clivagem ( $K_{Jc,med}$ ) com a temperatura passa a ser conhecido. Note-se, entretanto, que a “*Master Curve*” não define o fim da transição e que não é possível tratar os conjuntos que apresentem  $K_{Jc,med} \leq 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

$$K_o = \frac{\sum_{i=1}^N (K_{Jc,i} - K_{min})^4}{N - 0,3068} + K_{min} \quad (2.15)$$

$$K_{Jc,med} = (K_o - K_{min}) * 0,9124 + K_{min} \quad (2.16)$$

$$T_0 = T - \frac{1}{0,019} \ln \left[ \frac{K_{Jc,med} - 30}{70} \right] \quad (2.17)$$

É possível tratar aqueles conjuntos de valores que tenham alguns resultados inválidos, desde que haja um mínimo de seis “resultados válidos” para a determinação da temperatura de referência. Basicamente, para esta situação, os valores  $K_{Jc}$  “inválidos”, i. e.: superiores a  $K_{Jc,limite}$ , são substituídos por este valor limite e, no tratamento estatístico, adota-se a expressão (2.18), semelhante a expressão (2.15), onde  $r$  é o número de resultados válidos e  $N$  é o número total de resultados experimentais disponíveis.

$$K_{Jc,i} = \left[ \frac{\sum_{j=1}^n (K_{Jc,i} - K_{min})^2}{n - 0,3068} \right]^{1/2} + K_{min} \quad (2.18)$$

### 2.8.2 Cálculo de $T_0$ Multi-Temperatura

Kirk et al. [1999], citando trabalho de Wallin [1995b], apresentam a eq. (2.19) para a determinação de  $T_0$  a partir de valores  $K_{Jc}$  obtidos em diversas temperaturas, e convertidos para espessura “unitária”, que deve ser resolvida de forma iterativa.  $N$  é a quantidade de valores experimentais disponíveis,  $T_i$  é a temperatura de teste associada a  $K_{Jc,i}$ ,  $a = 31 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ,  $b = 77 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  e  $c = 0,019 \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ ,  $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .  $K_{Jc,i}$  é o menor entre o  $i$ -ésimo valor  $K_{Jc}$  medido e o valor  $K_{Jc,limite}$  da norma E1921-97.  $\delta_i = 1$  se  $K_{Jc,i}$  é “válido” e  $\delta_i = 0$  em caso contrário. Originalmente os coeficientes e constantes são fornecidos no sistema inglês de unidades:  $a = 28,179 \text{ Ksi}\sqrt{\text{in}}$ ,  $b = 69,993 \text{ Ksi}\sqrt{\text{in}}$ ,  $c = 0,0106 \text{ }^\circ\text{F}^{-1}$ ,  $K_{min} = 18,18 \text{ Ksi}\sqrt{\text{in}}$ .

$$\sum_{i=1}^N \frac{\delta_i \cdot \exp[c(T_i - T_0)]}{K_{min} + b \cdot \exp[c(T_i - T_0)]} - \sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc,i} - K_{min})^4 \cdot \exp[c(T_i - T_0)]}{\{a - K_{min} + b \cdot \exp[c(T_i - T_0)]\}^5} = 0 \quad (2.19)$$

Adotando-se esta eq. (2.19), não há perdas porque todos os resultados experimentais são utilizados no cálculo de  $T_0$  independente da quantidade disponível em cada temperatura. De qualquer forma Kirk et al. [1999], em coerência com a norma E1921-97, sugerem que o número mínimo de 6 valores experimentais seja disponível. Esta metodologia, utilizando resultados obtidos em diversas temperaturas para calcular a temperatura de referência de um material, não faz parte das recomendações da norma ASTM E1921-97.

### 2.8.3 Faixa de Validade, Incertezas e Correção do Valor de $T_0$

Trabalhos de Wallin [1993b] e Sokolov & Nanstad [1999], este último citado por Kirk et al. [1999], mostraram que a “*master curve*” se aplica tanto a aços irradiados quando não irradiados. Um estudo recente de Kirk & Lott [1998], baseado na compilação de um grande banco de dados de resultados (tenacidade à clivagem) experimentais, para aços ferríticos na transição, envolvendo várias corridas de diversos aços nucleares e não-nucleares bem como aços irradiados e não irradiados, e corpos de prova de diversos tamanhos e

geometrias, mostrou que a forma desta “*Master Curve*” descreve corretamente o comportamento da tenacidade à clivagem na larga faixa de temperaturas definida por  $-75\text{ °C} \leq (T-T_0) \leq 50\text{ °C}$ .

Apesar da larga validação empírica da “*Master Curve*”, a partir de diversos trabalhos envolvendo materiais irradiados e não irradiados, algumas preocupações ainda permanecem devido a alguns aspectos ainda não totalmente esclarecidos (embora empiricamente alguns sejam conhecidos). São eles: (1) efeitos do tamanho da trinca na tenacidade à clivagem, (2) efeito da taxa de carregamento, (3) margens de segurança, (4) limites apropriados para a restrição à plasticidade (valor de  $M$ ), (5) como uma única curva descreve o comportamento de todos os materiais ferríticos e formas (geometrias), (6) incerteza no valor de  $T_0$  obtido com corpos de prova pequenos, em especial Charpy, e (7) com uma pequena quantidade de resultados experimentais. A seguir serão tecidos alguns comentários a respeito de alguns destes aspectos ainda não abordados.

*Incertezas em  $T_0$  com o Uso de Corpos de Prova Pequenos/Charpy.* Chaouadi [1997], Chaouadi et al. [1999] e, em particular, Sokolov & al. [1997], corroboram a validade da “*Master Curve*” em ajustar valores de tenacidade à clivagem medidos na transição, inclusive com corpos de prova pequenos, como os Charpy pré-trincados, se a quantidade utilizada for maior do que o mínimo (6) recomendado pela norma E1921-97. Sokolov et al. [1997] sugerem de 10 a 12 corpos de prova Charpy. Entretanto persistem dúvidas quanto a validade destes corpos de prova pequenos [McCabe, 1998] para determinar  $T_0$ .

Kirk [1998], trabalhando com um grande banco de dados, incluindo materiais irradiados e não-irradiados, várias temperaturas, geometrias e tamanhos, conclui que a “*Master Curve*” é o melhor método estatístico de ajuste dos dados na transição, ajustando-os em uma larga faixa de temperaturas e conclui, também, pela não existência de desvios (“*bias*”) nos valores de  $T_0$ . Joyce & Tregoning [1999] concluem, entretanto, que os valores de  $T_0$  fornecidos por corpos de prova Charpy pré-trincados, em geral, não são conservadores quando comparados com os resultados obtidos com corpos de prova “padrão” para ensaios de mecânica da fratura. E sugerem a definição de um ajuste (“*shift*”) da temperatura  $T_0$  obtida com estes corpos de prova. McCabe e Sokolov [1999] mencionam a possibilidade de ocorrer desvios (“*bias*”) no valor de  $T_0$  determinado a partir de corpos de prova Charpy pré-trincados.

*Efeito da Taxa de Carregamento.* Joyce [1998], apresenta um estudo do efeito sobre o valor de  $T_0$  calculado a partir de resultados obtidos com corpos de prova Charpy pré-trincados, confeccionados com um aço A515 e ensaiados em 4 taxas de aplicação da carga, incluindo ensaio “estático”. Foi verificado que o valor de  $T_0$  aumenta consistentemente com o aumento da velocidade de aplicação do carregamento embora tenha se mostrado independente da temperatura de ensaio  $T$  (desde que esta não seja muito diferente de  $T_0$ ).

*Unicidade da Forma da “Master Curve”.* Natishan & Kirk [1998, 1999] justificam a constância da forma da “Master Curve” com a temperatura baseada em considerações micromecânicas, mostrando uma possível justificativa para a forma única da “Master Curve” aplicável a todos os aços ferríticos. Basicamente o comportamento a fratura seria regido, ou descrito, por uma expressão contendo dois termos sendo um “atômico” (isto é: independente da temperatura) e outro “têrmico” (com fatores que dependem da temperatura). O termo “têrmico” teria a forma exponencial guardando, portanto, uma forte semelhança com a equação da “Master Curve” que possui dois termos: um “independente” ou “atômico” e outro que depende da temperatura (exponencial).

*$T_0$  como alternativa a  $RT_{NDT}$ .* Esta metodologia (“Master Curve”) se mostra bastante promissora, tanto que existem propostas [Kirk et al., 1998] para substituir a curva  $K_{Ir}$  da norma ASME para o projeto de reatores nucleares. Diversos estudos foram realizados para a preparação de um “Code Case” [Van der Sluys, 1998, Yoon, 1998a, Yoon, 1998b, Server & Rosinski, 1998] para, em um primeiro momento, permitir o uso desta “Master Curve” como alternativa para a curva  $K_{Ir}$ . Segundo Kirk et al. [1999] este “Code Case” (N-629) já está aprovado [ASME, 1999] permitindo a definição do parâmetro  $RT_{T_0}$  como uma alternativa ao parâmetro  $RT_{NDT}$ . De acordo com McCabe & Sokolov [1999],  $RT_{T_0}$  é definido pela eq. (2.20).

$$RT_{T_0} = T_u + 19,4 \quad (^\circ C) \quad (2.20)$$

*Incerteza em  $T_0$  Devido a Quantidade de Resultados Experimentais.* Como  $T_0$  é determinada por um procedimento estatístico, e como ressaltado por Chaouadi et al. [1999], faz-se necessário definir o nível de confiabilidade  $\% C$  associado ao valor obtido. Dada a

natureza da “*Master Curve*” este nível de confiabilidade varia com a temperatura  $T$  do ensaio além de variar, como é óbvio, com a quantidade  $N$  de resultados experimentais disponíveis.

Segundo o apêndice X3 da norma E1921 [1997], o valor teórico do desvio padrão,  $sd$ , de uma distribuição de Weibull onde se considera  $m = 4$  e  $K_{\min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , é dado pela eq. (2.21) da qual observa-se que, para  $K_{Jc,med} \approx 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  tem-se  $sd \approx 22 \text{ }^\circ\text{C}$ . Neste apêndice X3 é sugerido que se corrija o valor de  $T_0$  obtido a partir de um número  $N$  pequeno de resultados experimentais, quando se deseja estabelecer uma curva limite inferior como, p. ex., a eq. (2.14), somando-se um valor  $\Delta T_0$  ao valor  $T_0$  previamente encontrado. Este valor  $\Delta T_0$  é dado pela eq. (2.22), onde  $\beta/\sqrt{N}$  é o desvio padrão quando se considera a influência do tamanho da amostra. Os valores de  $\beta$ , que dependem do valor  $K_{Jc,med}$ , são indicados na tabela 2.1 e  $\gamma$  depende do nível de confiabilidade desejado. Para 85% de confiabilidade  $\gamma = 1,44$  [E1921, 1997].

$$sd = 0,28 K_{Jc,med} \left( 1 - \frac{20}{K_{Jc,med}} \right) \quad (2.21)$$

$$\Delta T_0 = \frac{\beta}{\sqrt{N}} \gamma \quad (2.22)$$

Tabela 2.1: Valores de  $\beta$  [E1921-97, 1997] de acordo com  $K_{Jc,med}$  em  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

$K_{Jc,med}$ (1T)	52 a 49	57 a 53	65 a 58	83 a 66	> 83
$\beta$ ( $^\circ\text{C}$ )	22,7	21,4	20,1	18,8	18,0

Como parte do trabalho inicial desta pesquisa foi feita um estudo da proposta de norma ASTM E1921 [1997] para determinar  $T_0$  [Miranda, 1997a, b]. Na ocasião ainda se discutia a sua versão “*draft*” #15 que corresponde ao texto aprovado. No capítulo 5 deste trabalho, na sua parte de simulação numérica utilizando o método Monte Carlo, se procura cobrir os itens (3, 6 e 7), mencionados acima, a partir da determinação do nível de confiabilidade  $\gamma$  no valor de  $T_0$ , obtido em função de  $N$  e  $T$ .

### 3 RESULTADOS EXPERIMENTAIS

---

#### 3.1 Introdução

A caracterização da região de transição utilizando a “*Master Curve*”, com a temperatura de referência  $T_0$ , tem mostrado bons resultados para uma grande gama de aços. Entretanto, a validade da determinação deste parâmetro ( $T_0$ ) a partir de corpos de prova (CPs) pequenos (espessura  $B \ll 1T$ ) ainda é motivo de estudos e pesquisa [McCabe, 1998]. Ainda mais quando são utilizados CPs Charpy, porque os mesmos perdem restrição muito rápido com o aumento do carregamento  $e$ , para satisfazer a eq. (2.12), devem ser ensaiados em temperaturas onde as incertezas são maiores, uma vez que a “*Master Curve*” tem pouca inclinação em baixas temperaturas (i. e:  $T < T_0$ ).

Diversos pesquisadores, entre os quais Sokolov et al. [1997], Chauouadi [1997] e Tregoning & Joyce [1998], têm dedicado atenção ao uso de CPs Charpy para obter  $T_0$ . É reconhecido que esta geometria é vantajosa por ser simples de usinar e pequena, podendo ser utilizada na obtenção de  $T_0$ . A desvantagem, bem como das demais geometrias com  $B < 1T$ , está na limitada faixa de temperatura de ensaio para que forneçam valores válidos para a determinação de  $T_0$ . Para determinar  $T_0$ , Sokolov et al. [1997] sugerem que sejam utilizados de 10 a 12 resultados válidos obtidos com corpos de prova Charpy, portanto quase o dobro do mínimo recomendado pela norma ASTM E1921-97 [1997].

Neste trabalho de pesquisa foi desenvolvido um programa experimental no âmbito do qual foram realizados 63 ensaios de mecânica da fratura na transição no ORNL, com corpos de prova com  $B < 1T$ , e no IPEN foram realizados 2 ensaios de tração com CPs com diâmetro  $\phi = 6$  mm, na temperatura ambiente. A tabela 3.1 apresenta o quadro geral dos corpos de prova ensaiados (tipo/geometria, tamanho, quantidade e a temperatura de ensaio).

Todos os CPs foram usinados de aço A508 classe3 de fabricação nacional, a partir de um bloco retirado de uma grande placa com 13 cm de espessura e foram cortados aproveitando todo o material do bloco, i. e: em toda a espessura. Em todos os CPs de mecânica da fratura foi realizado um entalhe lateral (“*side grooving*”) de 20% da espessura

inicial. Para a pré-trinca de fadiga, nos corpos de prova CT e SENB foi realizado um entalhe “chevron”. A pré-trinca de fadiga foi realizada de forma a se obter  $a/W$  (nominal) = 0,6 e 0,5 respectivamente nos corpos de prova CT e SENB. Os CPs de geometria Charpy foram pré-trincados até se obter  $a/w$  (nominal) = 0,5 a partir do entalhe usual de 2 mm.

Tabela 3.1: Quadro geral dos corpos de prova ensaiados

Tipo ou Geometria	Tamanho (B)	Quantidade Total	Quantidade por Temperatura	Temperatura de Ensaio (°C)	Obs.:
CT	0,5T	24	12	-100	---
			12	-75	---
SENB	0,354T	17	8	-106	---
			9	-75	---
Charpy	0,394T	22	6	-106	---
			6	-90	1 <sup>o</sup> grupo
			4	-90	2 <sup>o</sup> grupo
Tração	φ 6 mm	2	6	-75	---
			2	25	---

Todos os CPs de mecânica da fratura foram confeccionados em uma mesma orientação mas não é possível precisar se estão na orientação T-L ou L-T. A mesma incerteza vale para os CPs de tração. DeAquino [1997], em trabalho prévio, utilizando basicamente CPs Charpy pré-trincados e ensaiados a  $-106$  °C e a  $-120$  °C, usinados nas três orientações básicas, a partir de uma placa obtida em outra corrida deste material, mostrou que não há influência significativa da orientação sobre os valores de  $J_c$  ( $K_{Ic}$ ) medidos na transição.

Nos ensaios de mecânica da fratura foi medida a tenacidade do material no instante da clivagem em termos da Integral J ( $J_c$ ). Posteriormente este valor  $J_c$  foi convertido para valores equivalentes do fator intensidade de tensões  $K_{Ic}$ . Ressalte-se que a norma E1921-

97 permite o uso de corpos de prova pequenos, em particular Charpy, para medir  $J_c$  para se calcular  $T_0$ , embora persistam dúvidas já ressaltadas no capítulo 2.

As superfícies de fratura de todos os CPs foram observadas em microscópio de varredura eletrônica quando se procurou identificar a posição do elo-mais-fraco e medir a respectiva distância  $r_{(w)}$ . A partir da análise dos resultados obtidos nos ensaios de mecânica da fratura, é discutida a confiabilidade no valor de  $T_0$  obtido com o uso de CPs pequenos, em particular de geometria Charpy ( $B = W = 10$  mm) pré-trincados e SENB com  $B = 9$  mm e  $W = 18$  mm para a determinação de  $T_0$ . Por fim são feitos alguns comentários quanto a precisão dos resultados,  $T_0$ , obtidos, qual a máxima temperatura e qual a melhor faixa de temperatura para a realização dos ensaios, visando obter  $T_0$ , com os CPs utilizados neste trabalho.

### **3.2 Resultados da Análise Química e dos Ensaios de Tração, Valores Adotados Para os Ensaios**

Os resultados da análise química do aço ensaiado estão apresentados na tabela 3.2. Observe-se que alguns destes valores são coincidentes e outros muito próximos dos valores indicados no trabalho de DeAquino [1997]. Os resultados dos ensaios de tração, realizados na temperatura ambiente, são apresentados na tabela 3.3, para cada corpo de prova ensaiado, bem como o valor médio encontrado. Na figura 3.1 apresenta-se a curva tensão *versus* deformação deste material obtida no ensaio do corpo de prova #2.

Os resultados dos ensaios de tração apresentam uma pequena diferença entre os valores medidos por DeAquino [1997], também para a temperatura ambiente, quando obteve os seguintes valores médios:  $\sigma_{ys} = 480$  MPa e  $\sigma_{uts} = 615$  MPa. Esta diferença pode ser devida ao fato dos CPs terem sido obtidos de corridas diferentes do mesmo material. Nos ensaios de mecânica da fratura, realizados a  $-106$  °C e  $-120$  °C, DeAquino [§5.1.1, 1997] adotou  $\sigma_{ys} = 414$  MPa e  $\sigma_{uts} = 552$  MPa. Estes valores estão abaixo dos valores médios medidos na temperatura ambiente. No presente trabalho foram adotados, para os ensaios de mecânica da fratura, os valores  $\sigma_{ys} = 560$  MPa e  $\sigma_{uts} = 720$  MPa, independentes da temperatura. Para obter  $K_{Jc,limite}$ , eq. (2.12), foi considerado um único valor de  $\sigma_{ys} = 570$  MPa para as 4 temperaturas dos ensaios e foi adotado  $E = 210$  GPa.

Tabela 3.2: Composição química do aço A508 classe 3 (Valores em %, em peso)

C	Mn	Ni	Mo	Si	Cr
≈ 0,18	1,32	0,76	0,51	0,35	0,05
Cu	Sn	Al	P	Co	S
0,023	0,012	0,009	0,008	0,005	≈ 0,001

Tabela 3.3: Resultados dos ensaios à tração – temperatura ambiente

Corpo de Prova Ensaiado	$\sigma_{ys}$ (MPa)	$\sigma_{uts}$ (MPa)
CP #1	560	625
CP #2	500	640
Valor Médio	530	630

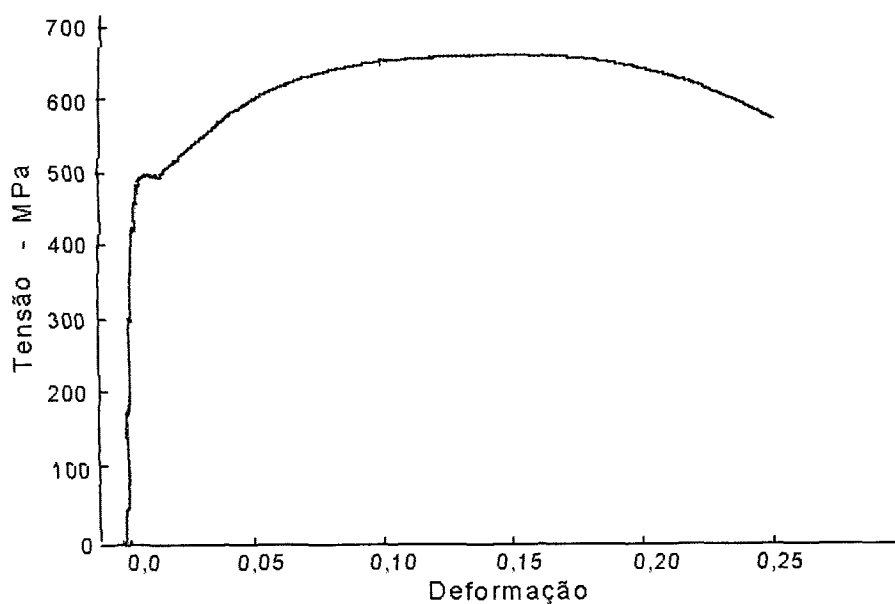


Figura 3.1: Curva Tensão x Deformação (típica) obtida no ensaio do CP #2

### 3.3 Resultados Obtidos nos Ensaios de Mecânica da Fratura

Antes dos ensaios propriamente ditos foi realizado um controle dimensional em todos os corpos de prova. Após ensaiados, de acordo com o procedimento preconizado na norma ASTM E813/89 [1989], os corpos de prova foram postos em uma mesa de coordenadas para permitir a leitura do tamanho inicial da trinca em 9 posições ao longo da frente da trinca além de permitir verificar, e medir, o crescimento dúctil da trinca, durante o ensaio. O tamanho da trinca  $a$  é a média destes 9 valores medidos sendo que os dois valores extremos têm peso  $\frac{1}{2}$ . A seguir serão apresentados os resultados obtidos a partir dos ensaios dos corpos de prova CT, SENB e Charpy já mencionados, em termos dos valores  $J_c$  e dos correspondentes valores  $K_{Jc}$ .

#### 3.3.1 Corpos de Prova Charpy

Nas tabelas 3.4, 3.5 e 3.6 são apresentados os valores de tenacidade à clivagem ( $J_c$  e  $K_{Jc}$ ) medidos nos corpos de prova Charpy ensaiados respectivamente a  $-106$  °C,  $-90$  °C e  $-75$  °C para a geometria Charpy. Na figura 3.2 estão reunidos todos os valores  $K_{Jc}$  obtidos com os corpos de prova Charpy ensaiados, associados aos números de identificação gravados nos mesmos.

Tabela 3.4: Geometria Charpy – valores medidos a  $-106$  °C

Temperatura °C	# do Corpo de Prova			$J_c$	$K_{Jc}$
	# gravado	# na fig. 3.2	a/W	kJ/m <sup>2</sup>	MPa√m
-106	11	1	0,48	66,6	117,3
	12	2	0,48	61,1	112,4
	13	3	0,53	92,4	138,2
	14	4	0,48	66,9	117,7
	15	5	0,48	67,0	117,7
	16	6	0,46	32,6	82,1

Tabela 3.5: Geometria Charpy – valores medidos a  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ 

Temperatura $^{\circ}\text{C}$	# do Corpo de Prova			$J_c$	$K_{Jc}$
	# gravado	# na fig. 3.2	a/W	$\text{kJ/m}^2$	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
Grupo #1 -90	1	7	0,47	51,6	103,3
	5	8	0,48	45,8	97,4
	17	9	0,49	17,2	59,7
	18	10	0,49	81,7	130,0
	19	11	0,50	58,1	109,6
	20	12	0,48	90,1	136,5
Grupo #2 -90	4	13	0,48	73,9	123,6
	10	14	0,50	111,8	152,0
	21	15	0,48	95,5	140,5
	22	16	0,47	141,4	171,0

Tabela 3.6: Geometria Charpy – valores medidos a  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$ 

Temperatura $^{\circ}\text{C}$	# do Corpo de Prova			$J_c$	$K_{Jc}$
	# gravado	# na fig. 3.2	a/W	$\text{kJ/m}^2$	$\text{Mpa}\sqrt{\text{m}}$
-75	2	17	0,45	161,2	182,6
	3	18	0,47	190,3	198,4
	6	19	0,52	78,6	127,5
	7	20	0,52	236,7	221,2
	8	21	0,48	203,4	205,1
	9	22	0,56	202,8	204,8

*Crescimento de Trinca e Validade dos Resultados Para Obter  $T_o$ .* Não foi observado nenhum crescimento estável de trinca nos corpos de prova ensaiados a  $-106\text{ }^{\circ}\text{C}$ , e  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ . E menos de  $0,1\text{ mm}$  ( $<0,05b_o$ ) de crescimento estável de trinca foi observado em alguns corpos de prova Charpy ensaiados a  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

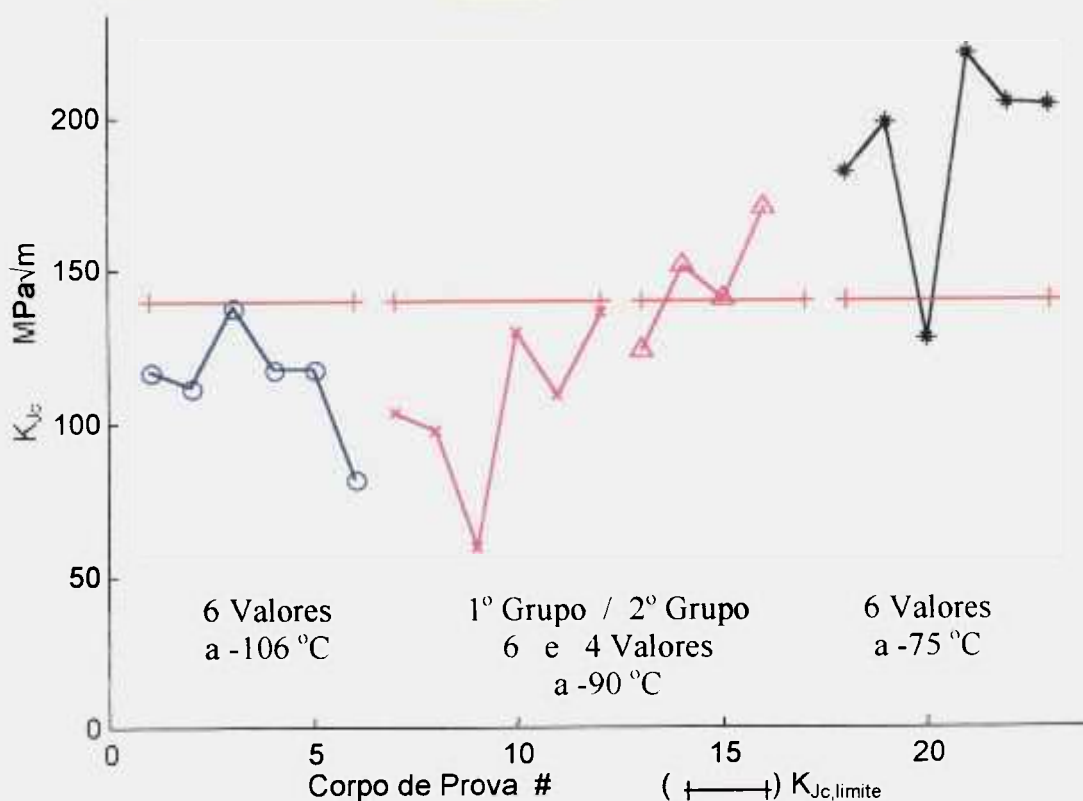


Figura 3.2: Valores medidos com os corpos de prova Charpy pré-trincados

Para estes CPs tem-se  $K_{Ic,limite} = 140 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Assim, enquanto todos os valores  $K_{Ic}$  obtidos a  $-106 \text{ }^{\circ}\text{C}$  são válidos para determinar  $T_{01}$ , somente 1 valor obtido a  $-75 \text{ }^{\circ}\text{C}$  é válido. Todos os seis resultados obtidos com o 1º grupo de corpos de prova ensaiados a  $-90 \text{ }^{\circ}\text{C}$  são válidos. No 2º grupo de 4 CPs ensaiados a  $-90 \text{ }^{\circ}\text{C}$  foram obtidos 2 valores válidos. Portanto a  $-90 \text{ }^{\circ}\text{C}$  existem 8 resultados válidos em um total de 10 resultados disponíveis.

### 3.3.2 Corpos de Prova SENB

Nas tabelas 3.7 e 3.8 são apresentados os valores de tenacidade na clivagem ( $J_c$  e  $K_{Ic}$ ) medidos nos corpos de prova SENB ensaiados, respectivamente a  $-106 \text{ }^{\circ}\text{C}$  e a  $-75 \text{ }^{\circ}\text{C}$ . Por problemas de fixação do “clip gage” durante a execução do ensaio do CP #3, o mesmo teve de ser interrompido. Por este motivo o respectivo resultado não é apresentado e, portanto, foi descartado das análises e discussões. A figura 3.3 apresenta todos os valores  $K_{Ic}$  obtidos com esta geometria SENB, associados aos números de identificação gravados nos CPs.

Tabela 3.7: Geometria SENB (9mm x 18mm) – valores medidos a -106 °C

Temperatura °C	# do Corpo de Prova		a/W	J <sub>c</sub> kJ/m <sup>2</sup>	K <sub>Jc</sub> MPa√m
	# gravado	# na fig. 3.3			
-106	1	1	0,527	36,7	87,1
	6	2	0,521	26,3	73,7
	12	3	0,515	43,8	95,1
	13	4	0,529	45,4	96,9
	14	5	0,527	42,1	93,4
	15	6	0,528	99,0	143,1
	16	7	0,530	69,0	119,5
	18	8	0,536	33,0	82,6

Tabela 3.8: Geometria SENB (9mm x 18mm) – valores medidos a -75 °C

Temperatura °C	# do Corpo de Prova		a/W	J <sub>c</sub> kJ/m <sup>2</sup>	K <sub>Jc</sub> MPa√m
	# gravado	# na fig. 3.3			
-75	2	10	0,541	236,7	221,3
	4	11	0,562	183,6	194,9
	5	12	0,529	231,7	218,9
	7	13	0,537	196,0	201,4
	8	14	0,524	105,0	147,4
	9	15	0,537	77,6	126,7
	10	16	0,530	188,6	197,5
	11	17	0,531	406,5	290,0
	17	18	0,515	141,2	170,9

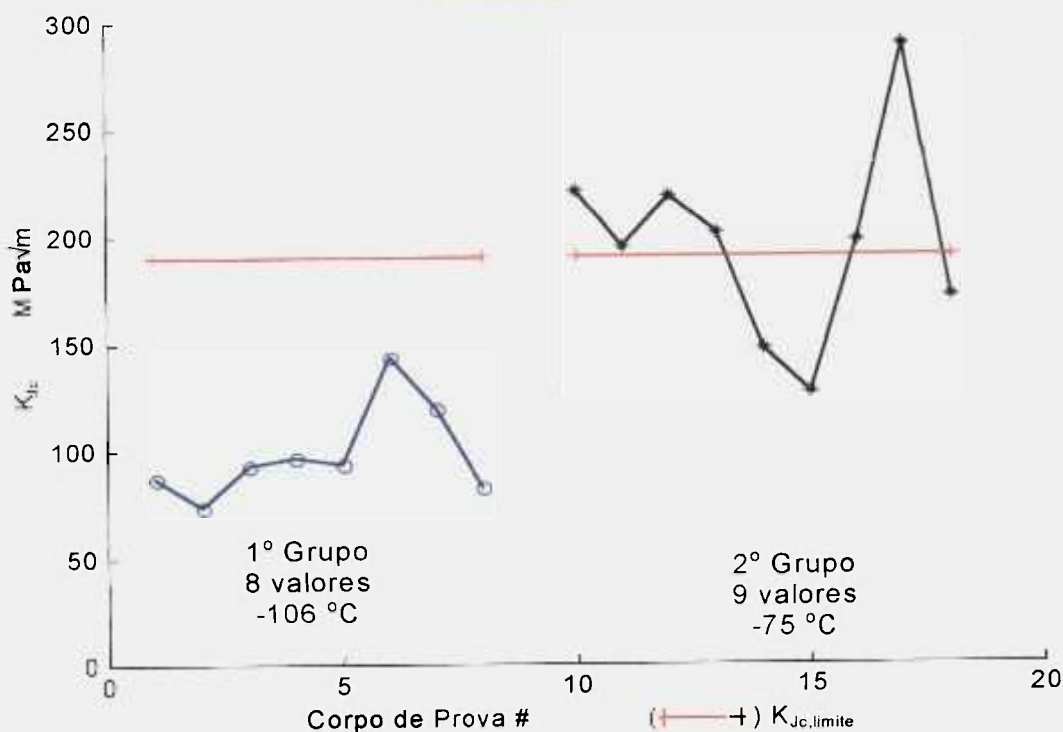


Figura 3.3: Valores medidos com os corpos de prova SENB

*Crescimento de Trinca e Validade dos Resultados Para Obter  $T_0$ .* Não foi observado crescimento de trinca nos CPs ensaiados a  $-106$  °C e menos de 0,1 mm ( $<0,05b_0$ ) de crescimento estável de trinca foi observado em alguns corpos de prova SENB ensaiados a  $-75$  °C. Para estes corpos de prova SENB,  $K_{Jc,limite} \approx 190$  MPa√m. Assim, enquanto que todos os 8 valores  $K_{Jc}$  obtidos a  $-106$  °C são válidos para determinar  $T_0$ , somente 3 entre os 9 valores obtidos a  $-75$  °C são válidos. Existem, nesta última temperatura, 3 outros valores muito próximos do limite.

### 3.3.3 Corpos de Prova CT

Na figura 3.4 os valores  $K_{Jc}$  obtidos com esta geometria são apresentados graficamente, associados aos numeros gravados nos corpos de prova. Nas tabelas 3.9 e 3.10 são explicitamente apresentados os valores ( $J_c$  e  $K_{Jc}$ ) de tenacidade à clivagem medidos nos corpos de prova  $\frac{1}{2}T$  CT ensaiados, respectivamente a  $-100$  °C e a  $-75$  °C.

*Crescimento de Trinca e Validade dos Resultados Para Obter  $T_0$ .* Não foi

observado crescimento de trinca em nenhum dos CPs. Para estes corpos de prova,  $K_{Jc,limite} \approx 200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Assim, a  $-100 \text{ }^\circ\text{C}$  todos os 12 valores  $K_{Jc}$  obtidos são válidos e, a  $-75 \text{ }^\circ\text{C}$  existem 11 valores válidos para determinar  $T_{01}$ , entre os 12 valores obtidos.

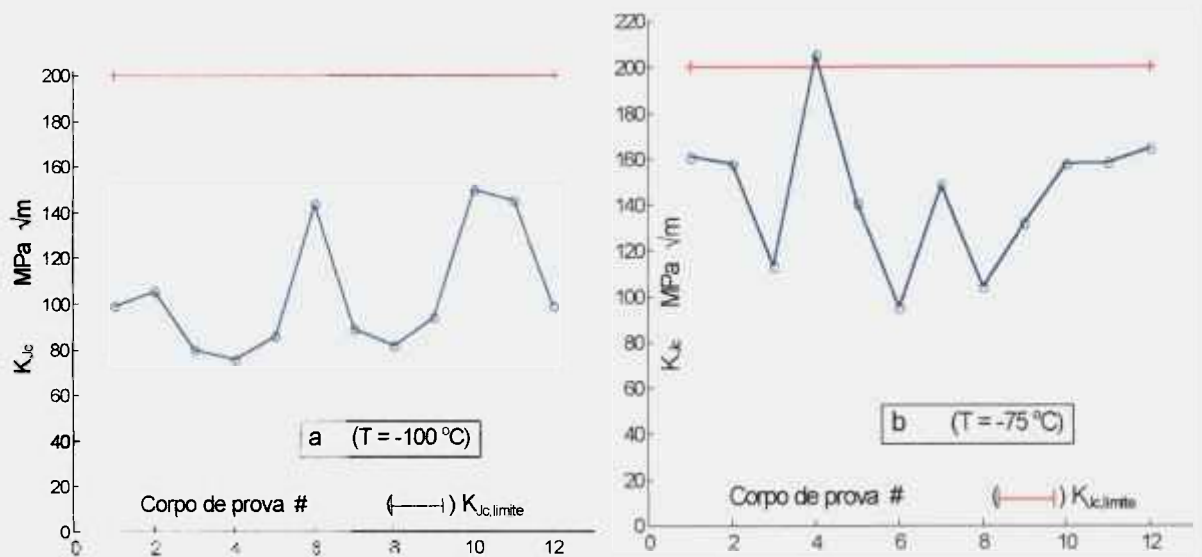


Figura 3.4: Valores medidos com os corpos de prova  $\frac{1}{2}$ T CT

Tabela 3.9: Geometria CT - valores medidos a  $-100 \text{ }^\circ\text{C}$

T ( $^\circ\text{C}$ )	# gravado no CP / # na fig. 3.4.a	a/W	$J_c$ ( $\text{kJ}/\text{m}^2$ )	$K_{Jc}$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )
-100	1012C1 / 1	0,626	47,2	98,8
	1012C2 / 2	0,634	53,5	105,2
	1012C3 / 3	0,630	30,6	79,6
	1012C4 / 4	0,640	27,5	75,4
	1012C5 / 5	0,618	35,6	85,8
	1012C6 / 6	0,639	100,1	143,9
	612C1 / 7	0,638	38,1	88,8
	612C2 / 8	0,633	31,8	81,2
	612C3 / 9	0,632	42,5	93,7
	612C4 / 10	0,643	108,3	149,7
	612C5 / 11	0,622	101,6	144,9
	612C6 / 12	0,624	46,7	98,3

Tabela 3.10: Geometria CT - valores medidos a  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$ 

T ( $^{\circ}\text{C}$ )	# gravado no CP / / # na fig. 3.4.b	a/W	$J_c$ (kJ/m <sup>2</sup> )	$K_{Jc}$ (MPa $\sqrt{\text{m}}$ )
-75	712C1 / 1	0,679	125,5	161,1
	712C2 / 2	0,634	120,0	157,5
	712C3 / 3	0,625	62,0	113,2
	712C4 / 4	0,627	203,9	205,4
	712C5 / 5	0,626	95,9	140,8
	712C6 / 6	0,636	43,9	95,2
	712C7 / 7	0,642	106,5	148,4
	712C8 / 8	0,640	52,2	103,9
	712C9 / 9	0,493	83,9	131,8
	712C10 / 10	0,633	120,4	157,8
	712C11 / 11	0,638	121,1	158,3
	712C12 / 12	0,637	131,2	164,7

### 3.3.4 “Master Curve” do Material Ensaiado

Alguns dos parâmetros da “Master Curve” ( $K_0$ ,  $T_0$ , etc.) são apresentados na tabela 3.11. A geometria CT fornece dois valores de  $T_0$  muito próximos um do outro. O valor  $T_0$  médio obtido com estes corpos de prova CT ( $T_0 = -92,7\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) será considerado como um valor de referência para este material.

Os valores  $K_{Jc}$ , já normalizados para espessura unitária  $1T$ , e a “Master Curve” com as respectivas curvas limite associadas a 5% e 95% de probabilidade de fratura, estão apresentadas na figura 3.5. Observe-se que no eixo horizontal tem-se a temperatura de ensaio  $T$  e não  $(T-T_0)$ . Os conjuntos ensaiados a uma mesma temperatura são apresentados com um pequeno deslocamento na horizontal a título de clareza.

*Comportamento Geral dos Resultados.* O primeiro conjunto de seis resultados obtidos com os corpos de prova Charpy a  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$  apresentou um valor mediano ligeiramente

inferior ao valor mediano obtido com o grupo de corpos de prova ensaiado a  $-106\text{ }^{\circ}\text{C}$ , sendo todos os resultados válidos para a determinação de  $T_0$ . Este é um comportamento diferente do que seria esperado mas previsível devido as incertezas estatísticas envolvendo pequenas quantidades de CPs ensaiados.

Devido a este fato decidiu-se nsaiar os quatro (4) corpos de prova Charpy remanescentes a  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Deste grupo um ficou abaixo do valor  $K_{Jc,limite}$ , outro foi igual e dois resultados foram superiores a este limite. Com estes resultados adicionais, e de acordo com os resultados apresentados no capítulo 5 deste trabalho, o nível de confiabilidade na determinação de  $T_0$ , usando os valores medidos a  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ , aumenta de cerca de 84% (6 resultados válidos) para cerca de 92% (8 resultados válidos).

Os principais resultados experimentais obtidos, em termos dos valores de tenacidade à clivagem medidos e a temperatura de referência determinada, e as conclusões parciais, foram apresentados em um trabalho publicado nos anais da “1999 ASME PVP Conference” [Miranda et al., 1999].

Tabela 3.11: Parâmetros da “Master Curve” obtidos

	T ( $^{\circ}\text{C}$ )	# Corpos de prova / # de resultados válidos	Parâmetros da “Master Curve”			$T_0$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	$T_0$ médio ( $^{\circ}\text{C}$ )
			$K_{Jc,mediano}^0$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	$K_{Jc,mediano}^1$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )	$K_0^0$ ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )		
	-75	12 / 11	143,3	124,4	156,6	-90,7	-92,7
<b>CT</b>	-100	12 / 12	107,7	93,4	116,1	-94,8	
	-75	6 / 1	183,2	165,1	220,8	$[-109,6]^2$	-----
	-90 <sup>3</sup>	6 / 6	107,5	89,3	115,9	-81,3	-----
<b>Charpy</b>	-90	10 / 8	123,9	102,3	133,9	-92,9	-96,1
	-106	6 / 6	110,7	91,8	119,4	-99,4	
	-75	9 / 3	197,5	172,1	236,0	$[-112,2]^2$	-----
<b>SENB</b>	-106	8 / 8	100,6	82,1	108,3	-90,5	-90,5
						(Média geral)	-93,1

<sup>0</sup> – antes do (<sup>1</sup> – após o) ajuste de espessura; | |<sup>2</sup> não é um valor válido; <sup>3</sup> – 1<sup>o</sup> grupo

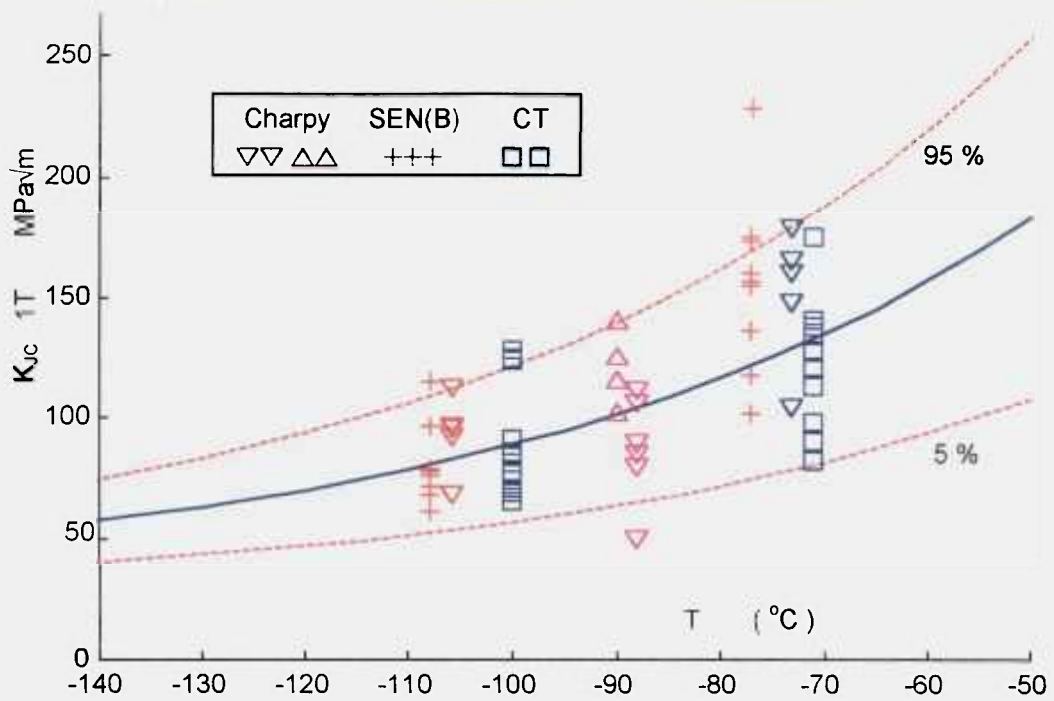


Figura 3.5: “Master Curve” e curvas limites associadas a 5% e a 95%

### 3.4 Distâncias $r_{w1}$ Medidas nos Corpos de Prova Ensaçados

A identificação das posições dos elos-mais-fracos, e as respectivas medidas  $r_{w1}$ , foi efetuada a partir das observações realizadas em pelo menos uma das superfícies de fratura de todos os CPs ensaiados, utilizando microscópio eletrônico de varredura. Para controle do processo, algumas medidas foram refeitas, para algumas das superfícies de fratura já observadas e outras medidas foram realizadas na segunda superfície de fratura de alguns dos corpos de prova.

No processo de identificação da posição do elo-mais-fraco de um corpo de prova foi adotada a seguinte convenção (identificada na coluna “código” das tabelas desta seção) de acordo com a dificuldade de se realizar esta identificação:

certeza (“c”) – quando era clara a posição do elo-mais-fraco identificada pelas linhas que convergiam para um dado ponto da superfície de fratura sob análise indicando que ali havia sido iniciado o processo de clivagem.

provável (“p”) – (a) quando esta posição do elo-mais-fraco não era tão clara mas ainda se podia fazer esta identificação com alguma dificuldade, após uma análise mais cuidadosa da superfície de fratura, ou (b) quando havia duas posições prováveis para ser o elo-mais-fraco

incerta (“i”) – foi classificada por “incerta” a identificação da posição do elo-mais-fraco que não se enquadrava nas duas situações anteriores por apresentar várias prováveis regiões de início da clivagem ou, mais usual, por não apresentar nenhum claro local de início da clivagem.

Além desta classificação, em algumas situações, a região do elo-mais-fraco foi identificada mas o ponto de disparo do processo de clivagem, dentro desta região, não foi claramente identificado. Nesta situação procurou-se fazer duas medidas de  $r_{wl}$ , que fornecem a faixa de largura da região na qual se supõe que o elo-mais-fraco esteja, referidas sempre a ponta da trinca.

A seguir são apresentadas as tabelas 3.12 a 3.14 com os valores  $r_{wl}$  medidos nos corpos de prova ensaiados e agrupados por geometria e temperatura de ensaio.

As medidas repetidas na mesma superfície de fratura ou na segunda superfície de fratura de um mesmo corpo de prova apresentaram o mesmo grau de dificuldade e de dispersão que tinham sido observados nas primeiras medidas.

Por este motivo estas medidas repetidas e as medidas múltiplas, em uma mesma superfície de fratura, foram condensadas pelos valores mínimo e máximo encontrados.

Nas figuras 3.6 a 3.8 é feita a comparação gráfica entre as distâncias  $r_{wl}$  medidas nas superfícies dos corpos de prova e os valores  $r_{wl}$  teóricos oriundos da aplicação da 1ª fase da metodologia, descrita no capítulo 4 deste trabalho, para prever valores de tenacidade à clivagem na transição. Nestas figuras, os valores  $r_{wl}$  mínimo e máximo medidos são indicados por uma barra horizontal, representando a incerteza na medição e/ou identificação da região. Os valores indicados com o código “i” nas tabelas 3.12 a 3.14 não foram incluídos nas figuras.

Tabela 3.12 – Medidas dos elos-mais-fracos - Corpos de prova Charpy

T °C	# do CP	J <sub>c</sub> kJ/m <sup>2</sup>	K <sub>Jc</sub> MPa√m	Distâncias do elo-mais- fraco - r <sub>wl</sub>		r <sub>wl</sub> teórico μm
				μm	código	
-106	11	66,6	117,3	361 / 571	i	437
	12	61,6	112,4	358	i	417
	13	92,4	138,2	226 / 260	p	503
	14	66,9	117,7	147	c	438
	15	67,0	117,7	222/90	c/c	438
	16	32,6	82,1	90 / 181	p	275
-90	01	51,6	103,3	266 / 223	p/i	288
	04	73,9	123,6	122 / 300	c/p	349
	05	45,8	97,4	492 / 307	p/p	266
	10	111,8	152,0	558 / 278	i/i	421
	17	17,2	59,7	300 / 263	p/p	126
	18	81,7	130,0	247	p	364
	19	58,1	109,6	351	i	310
	20	90,1	136,5	396 / 669	i/i	381
	21	95,5	140,5	398 / 273	p/p	392
	22	141,4	171,0	239 / 206	c/c	461
-75	02	161,2	182,6	271	p	392
	03	190,3	198,4	439 / 649	c	416
	06	78,6	127,5	213 / 354	p	274
	07	236,7	221,2	329	p	439
	08	203,4	205,1	311	i	424
	09	202,8	204,8	377	p	423

Em todas as figuras, as linhas que conectam os triângulos são os valores  $r_{wl}$  teóricos e os pontos marcados com “+”, “o” e “\*\*” e as barras horizontais delimitadas por “++”, “oo” e “\*\*” representam os valores  $r_{wl}$  medidos nas superfícies de fratura dos corpos de prova Charpy, CT e SENB, respectivamente.

Tabela 3.13 – Medidas dos elos-mais-fracos - Corpos de prova SENB

T °C	J <sub>c</sub> kJ/m <sup>2</sup>	K <sub>Ic</sub> MPa√m	Distâncias do elo-mais- fraco - $r_{wl}$		$r_{wl}$ teórico μm	
			# do CP	μm		código
-75	236,7	221,3	2	444 / 832	p	654
	183,6	194,9	4	371	i	571
	231,7	218,9	5	400 / 447	i	648
	196,0	201,4	7	384	c	595
	105,0	147,4	8	161 / 237	p	418
	77,6	126,7	9	236 / 316	p	346
	188,6	197,5	10	270 / 594	p	581
	406,5	290,0	11	527	c	744
	141,2	170,9	17	167 / 643	p	493
	-106	36,7	87,1	1	135 / 595	i
26,3		73,7	6	164	p	254
43,8		95,1	12	240	i	395
45,4		96,9	13	238 / 714	p	407
42,1		93,4	14	133 / 400	p	384
99,0		143,1	15	128 / 714	i	705
69,0		119,5	16	133 / 333	i	562
33,0		82,6	18	167	i	313

Tabela 3.14 – Medidas dos elos-mais-fracos - Corpos de prova CT

T °C	# do CP Gravado	$J_c$ kJ/m <sup>2</sup>	$K_{Ic}$ MPa√m	Distâncias do elo-mais- fraco - $r_{wl}$		$r_{wl}$ teórico μm
				μm	código	
-75	712C1	125,5	161,0	542 / 525	i	626
	712C2	120,0	157,2	540 / 122	c	609
	712C3	62,0	113,2	689	p	375
	712C4	203,9	205,4	706	p	803
	712C5	95,9	140,8	570 / 314	c	524
	712C6	43,9	95,2	432 / 241	p	280
	712C7	106,5	148,4	286	p	562
	712C8	52,2	103,9	485 / 248	c	324
	712C9	83,9	131,8	720	i	476
	712C10	120,4	157,8	738	p	610
	712C11	121,1	158,3	311 / 295	c	613
	712C12	131,2	164,7	146 / 242	c	643
-100	612C1	38,1	88,8	480 / 178	i	302
	612C2	31,8	81,2	307 / 356	i	252
	612C3	42,5	93,7	339	p	332
	612C4	108,3	149,7	397	p	697
	612C5	101,6	144,9	854 / 200	i	665
	612C6	46,7	98,3	222 / 97	c	361
	1012C1	47,2	98,8	900 / 375	i	364
	1012C2	53,5	105,2	172 / 710	p	404
	1012C3	30,6	79,6	317	c	242
	1012C4	27,5	75,4	302 / 604	p	216
	1012C5	35,6	85,8	157 / 135	p	283
	1012C6	100,1	143,9	510	i	659

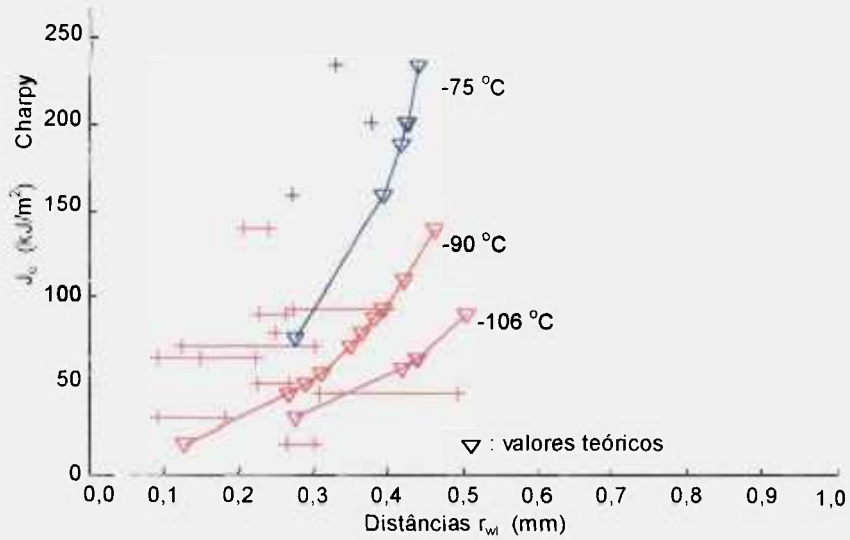


Figura 3.6: Distâncias  $r_{wl}$  – Valores teóricos *versus* valores experimentais – Charpy

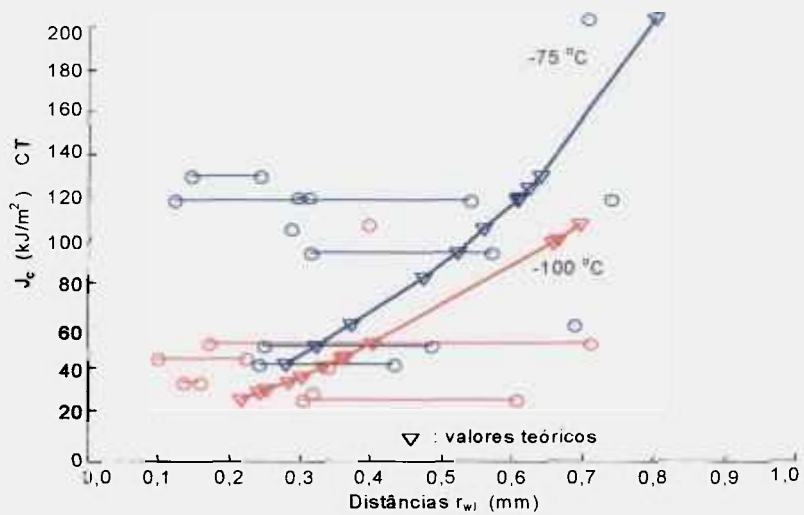


Figura 3.7: Distâncias  $r_{wl}$  – Valores teóricos *versus* valores experimentais – CT

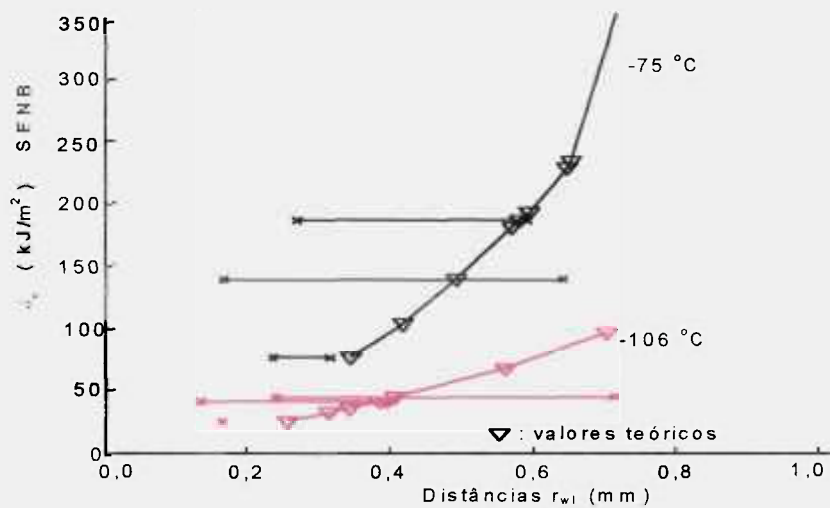


Figura 3.8: Distâncias  $r_{wl}$  – Valores teóricos *versus* valores experimentais – SENB

### 3.5 Fractografias

Algumas fractografias típicas são apresentadas nas figuras 3.9 a 3.15. O título de cada figura identifica o CP, a temperatura do ensaio (T) e o código que traduz o grau de certeza na determinação da região em que se encontra o elo-mais-fraco: “certeza”, “provável” e “incerto” conforme descrito na seção precedente. Para algumas superfícies de fratura é apresentada uma segunda foto com aumento maior do que a primeira, permitindo apresentar maiores detalhes da superfície de fratura e/ou identificar a região ou a partícula mais provável onde ocorreu o início da clivagem. Seguindo o procedimento utilizado por Miglin et al. [1990] e por Mäntylä et al. [1999], em algumas destas figuras foram inseridos retângulos que delimitam aproximadamente a região onde se situaria o elo-mais-fraco e linhas que ajudam a visualizar o aspecto “topográfico” típico que permitiu identificar tal região.

*Discussão Parcial Sobre as Fractografias e Distâncias  $r_{wl}$ .* Inicialmente deve ser ressaltada a dificuldade de identificar o elo-mais-fraco a partir das fractografias e a inexistência de uma clara correlação entre as medidas realizadas e os valores teóricos.

Também diferentemente do que foi feito por Mäntylä et al. [1999] não foram feitas medidas da distância da posição do elo-mais-fraco até a borda do CP. Estas medidas são de interesse no caso de se desejar correlacionar o grau de restrição existente, traduzido pela condição de estado plano de tensões (próximo da superfície) ou de deformações (na região central) no ponto de início da clivagem. Isto não faz parte dos objetivos deste trabalho de pesquisa, embora seja um interessante tema para futuro trabalho de pesquisa.

Na figura 3.12 é possível identificar dois possíveis locais de início da clivagem apresentando  $r_{wl}$  aproximadamente iguais. Não foi realizada nenhuma análise para identificar o principal local de início da clivagem, como sugerido por Miglin et al. [1990] e seguido por Mäntylä et al. [1999], por exceder o escopo do trabalho. Em algumas poucas fractografias realizadas foi possível identificar uma partícula ou a micro-região associada com o início da clivagem como mostrado tipicamente nas figuras 3.13 e 3.15.

Em algumas superfícies de fratura foram observadas regiões, no interior do material, apresentando “*dimples*” com o aspecto típico de coalescência de vazios. Estas regiões aparecem no contorno dos grãos e têm pequenas dimensões (largura de  $\approx 10 \mu\text{m}$ ).

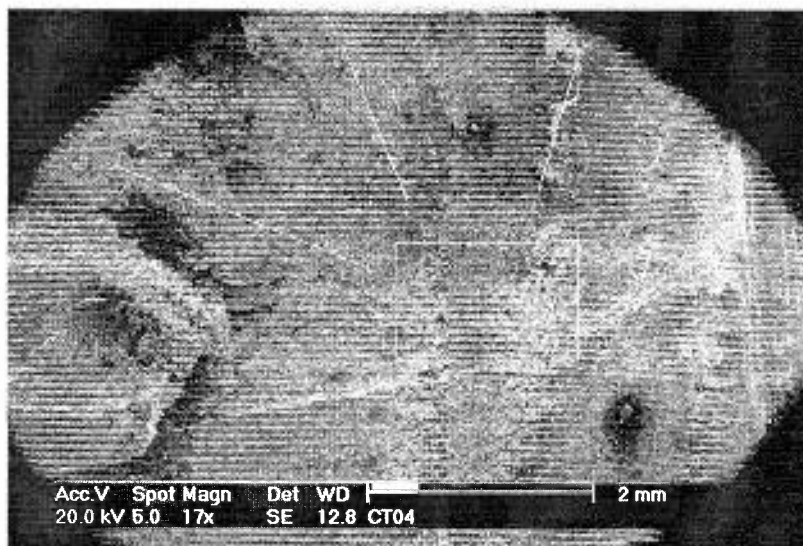


Figura 3.9: Fractografia CT 04, T = -100 °C - Provável

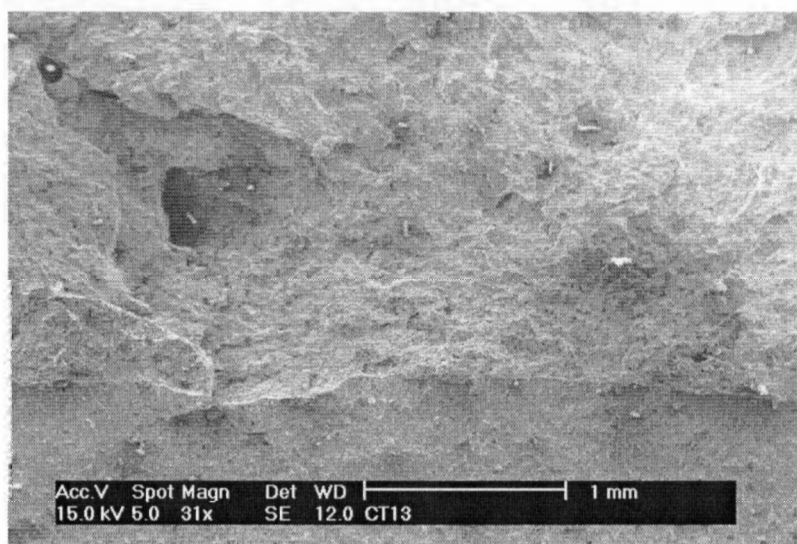


Figura 3.10: Fractografia CT 13, T = -100 °C - Incerto

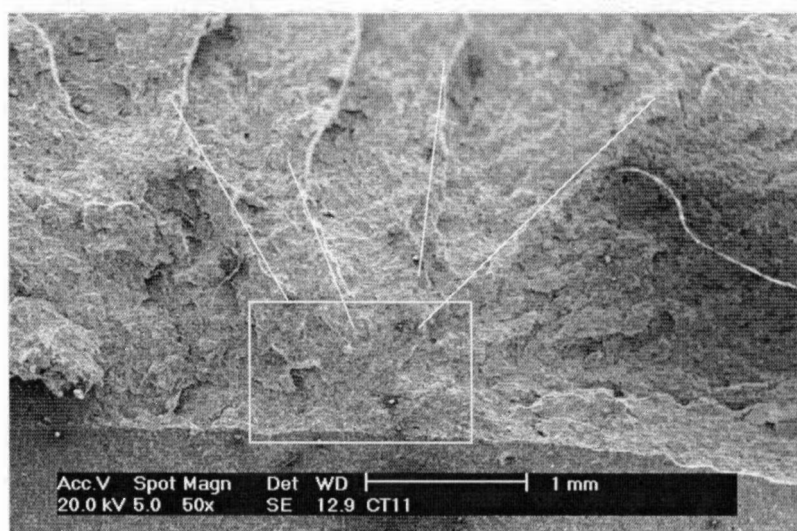


Figura 3.11: Fractografia CT 11, T = -75 °C - Certeza

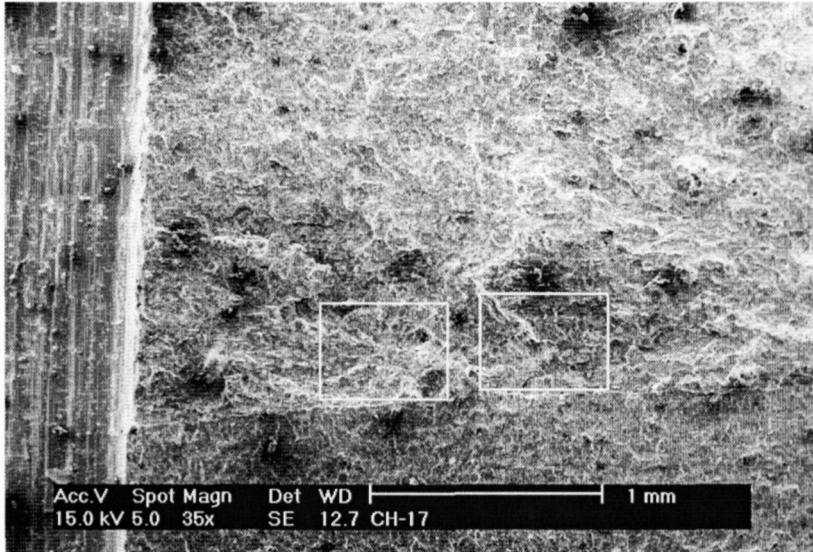


Figura 3.12: Fractografia CHARPY 17,  $T = -90^{\circ}\text{C}$  - Provável

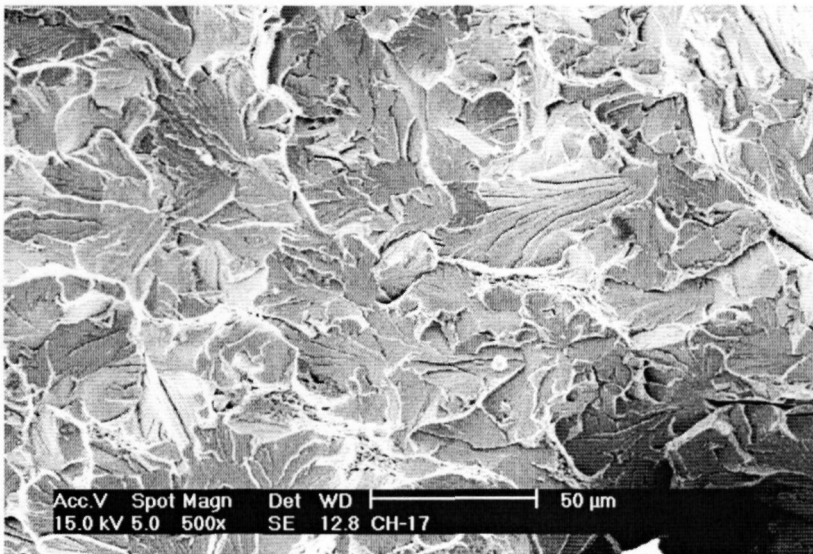


Figura 3.13: Fractografia CHARPY 17 (aumento de 500 X)

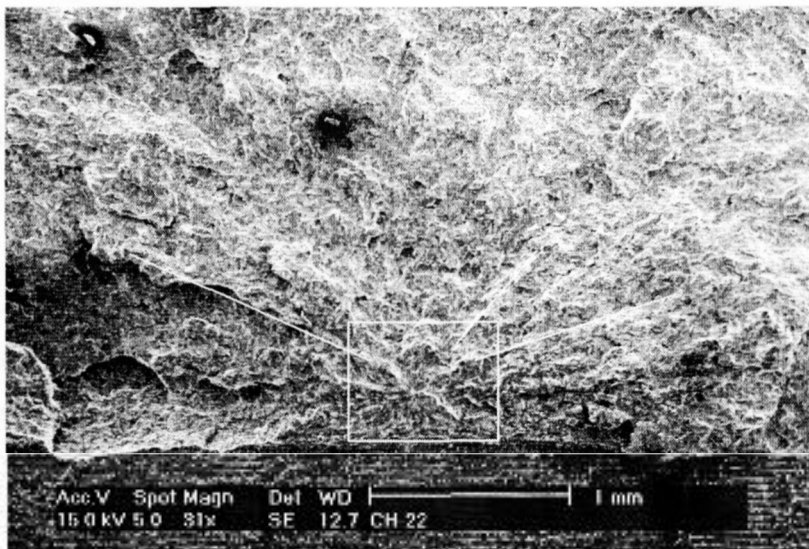


Figura 3.14: Fractografia CHARPY 22,  $T = -90^{\circ}\text{C}$  - Certa

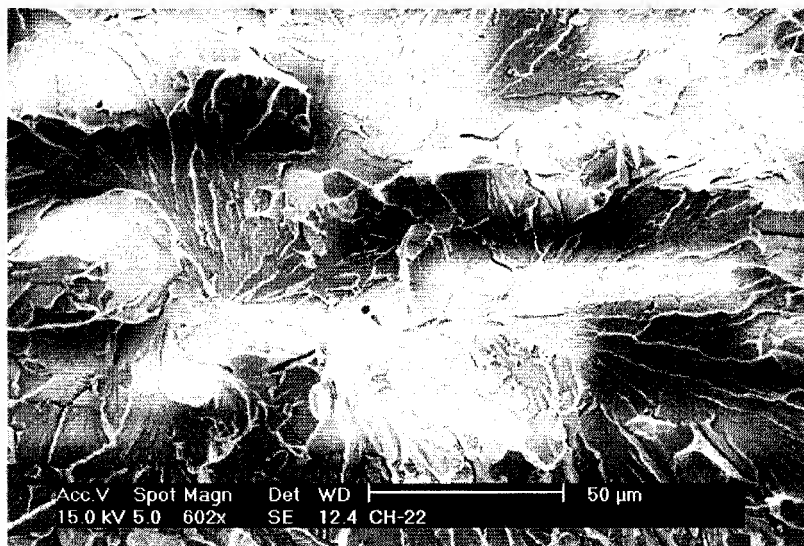


Figura 3.15: Fractografia CHARPY 22 (aumento de 602X)

Isto pode ter sido devido a não-homogeneidades na matriz do material associadas a elevadas deformações induzindo plasticidade localizada. A investigação microestrutural da superfície de fratura não está entre os objetivos deste trabalho, por esta razão não foram realizadas análises mais detalhadas para, por exemplo identificar a composição química da partícula associada com o início da clivagem ou o seu tamanho.

### 3.6 Discussão Geral – Resultados Experimentais

Além das observações já feitas no texto descrevendo e discutindo os resultados experimentais obtidos, algumas outras observações serão apresentadas a seguir.

1. Os dois conjuntos com 12 corpos de prova  $\frac{1}{2}T$  CT cada um, ensaiados a  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$ , forneceram praticamente o mesmo valor de  $T_0$  com cerca de  $\pm 2\text{ }^{\circ}\text{C}$  em relação ao seu valor médio ( $-92,7\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). A partir do conjunto de 8 corpos de prova SENB ensaiados a  $-106\text{ }^{\circ}\text{C}$  obteve-se  $T_0 = -90,5\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Este valor é muito próximo daquele valor médio obtido com os corpos de prova CT. A média geral para a temperatura de referência, considerando os 5 conjuntos com pelo menos 6 valores válidos, é  $-93,1\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

2. Os dois conjuntos de CPs Charpy, com 6 resultados, todos válidos, ensaiados a  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1º grupo) e a  $-106\text{ }^{\circ}\text{C}$  forneceram valores de  $T_0$  bem diferenciados,

respectivamente:  $-81,3\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $-99,4\text{ }^{\circ}\text{C}$ . A aceitação destes valores, como preconizado pela norma ASTM E1921-97 [1997] implica a aceitação implícita de uma faixa de, pelo menos,  $\pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$  em torno do valor provável da temperatura de referência. O valor  $T_0$  médio ( $-90,4\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) obtido com estes dois conjuntos está muito próximo da média geral  $-93,1\text{ }^{\circ}\text{C}$  e próximo da temperatura de referência média obtida com os corpos de prova CT ( $-92,7\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

3. Quando se considera a inclusão dos resultados do 2º grupo de CPs Charpy a temperatura de referência obtida com estes corpos de prova ensaiados a  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$  passou de  $-81,3\text{ }^{\circ}\text{C}$  para  $-92,9\text{ }^{\circ}\text{C}$  refletindo, diretamente, o aumento do valor mediano da tenacidade à clivagem obtida a esta temperatura de ensaio. E, os dois conjuntos de CPs Charpy, ensaiados a  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$  (incluindo o 1º e o 2º grupo) e a  $-106\text{ }^{\circ}\text{C}$ , fornecem, respectivamente,  $T_0 = -92,9\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $T_0 = -99,4\text{ }^{\circ}\text{C}$  (agora não tão diferenciados quanto antes). O seu valor  $T_0$  médio ( $-91,2\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) continua próximo da média geral  $-93,1\text{ }^{\circ}\text{C}$  e, também, próximo da temperatura de referência média obtida com os corpos de prova  $\frac{1}{2}$ T CT ( $-92,7\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).

4. *Temperatura Máxima de Ensaio.* A partir da análise dos resultados, e para este material, é possível avaliar a temperatura máxima em que se pode ensaiar os CPs com as geometrias CT, SENB e Charpy utilizadas e, ainda assim, obter 6 valores válidos para determinar  $T_0$  sem incorrer em um número exagerado de resultados inválidos.

*Geometria CT* – é possível ensaiar CPs desta geometria em temperaturas mais elevadas do que  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$  e ainda assim obter os 6 resultados válidos necessários para determinar  $T_0$ . Devido a natureza exponencial da “*Master Curve*” este valor mais elevado de temperatura de ensaio não deve estar muito longe da faixa  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $-65\text{ }^{\circ}\text{C}$ , i. e.:  $(T-T_0)_{\max} \approx 25\text{ }^{\circ}\text{C}$  sob risco de se ter um grande número de resultados inválidos e, conseqüentemente, necessidade de ensaiar um número ainda maior de corpos de prova.

*Geometria Charpy* – A  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$  só houve um resultado válido e a  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$  todos foram válidos em um primeiro grupo de 6 ensaios e 2 foram válidos em um segundo grupo de 4 ensaios. No total de 10 resultados obteve-se 8 válidos. O comportamento inesperado do valor  $K_{Jc,med}$  obtido a  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ , com o 1º grupo de 6 CPs ensaiados, foi corrigido com a inclusão dos 4 resultados do 2º grupo. Isto mostra que para esta geometria a temperatura máxima de ensaio está ligeiramente superior mas em torno de  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ , i. e.:  $(T-T_0)_{\max} \approx 0\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

*Geometria SENB – A*  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$  foram obtidos 3 resultados válidos, isto mostra que é possível obter o número mínimo de resultados válidos exigidos pela norma ASTM 1921-97 [1997], a esta temperatura, pelo aumento, embora não exagerado, do número de CPs ensaiados. Assim esta temperatura parece ser o valor limite para a realização de ensaios visando determinar  $T_0$  com esta geometria ( $B = 9\text{ mm}$ ,  $W = 18\text{ mm}$ ), i. e.:  $(T-T_0)_{\max} \approx 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Assim, considerando a média geral de  $T_0$  ( $-93,1\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), ou o valor médio obtido com os corpos de prova  $\frac{1}{2}T\text{ CT}$  ( $-92,7\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), como temperatura de referência para este material ensaiado, os resultados obtidos com o presente estudo mostram que é possível ter um valor confiável de  $T_0$  ensaiando corpos de prova  $\frac{1}{2}T\text{ CT}$  em temperaturas na faixa de  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $-65\text{ }^{\circ}\text{C}$  ou  $(T-T_0)_{\max} \approx 25\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Para as geometrias Charpy e SENB este valor  $(T-T_0)_{\max}$  é, respectivamente, da ordem de  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  e  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

O número mínimo de resultados “válidos” (6) [ASTM E1921-97, 1997] está, na realidade, vinculado ao valor de  $K_{Jc,med}$  obtido (normalizado para 1T). Se  $T \ll T_0$ , i. e: se  $K_{Jc,med} < 84\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  este número mínimo deve ser aumentado, de acordo com a tabela 3.15, para compensar as incertezas pela realização dos ensaios na região onde a “*Master Curve*” tem pouca inclinação. Todos os conjuntos de valores experimentais obtidos no âmbito deste trabalho de pesquisa apresentaram  $K_{Jc,med} > 100\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  antes do ajuste para 1T. Um conjunto (SENB,  $-106\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) apresentou  $K_{Jc,med} < 83\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  após a normalização para 1T.

Tabela 3.15. Número de resultados válidos em função de  $K_{Jc,med}$  ( $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )

$K_{Jc,med}$ (1T)	de 100 a 84	de 83 a 66	de 65 a 58	de 57 a 53	de 52 a 50
N	6	7	8	9	10

5. *Distâncias  $r_{wl}$  medidas.* Nas figuras que apresentam os valores  $r_{wl}$  medidos versus  $J_c$ , não se observa uma correlação clara entre estas distâncias  $r_{wl}$  medidas e os respectivos valores  $J_c$ . Isto evidencia que, na faixa de temperaturas em que os ensaios foram realizados, não há um predomínio claro dos elos-mais-fracos (“WLS - *Weak-Link Sites*”), no disparo da clivagem, sobre os CDS (“*Critical Damage Sites*”). Este fato está de acordo com uma das conclusões de Watanabe et al. [1987]: nem sempre a origem da fratura por clivagem está associada a um inclusão (micro-partícula) mas sim a micro-concentrações de tensões na matriz do material.

Embora um número razoável de CPs tenha sido ensaiado para este trabalho de pesquisa, seriam necessários mais ensaios, em temperaturas mais elevadas para confirmar a correlação entre as distâncias  $r_{wl}$  teóricas e as medidas experimentais. Dentro das limitações de validade da metodologia de previsão de tenacidade à clivagem na transição, descrita no capítulo seguinte, as aplicações desta referida metodologia mostraram bons resultados confirmando indiretamente a validade da hipótese do elo-mais-fraco.

6. *Fractografias*. Pela observação das fractografias das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados foi possível constatar o quanto é difícil e subjetivo, em alguns casos, identificar a posição do elo-mais-fraco [Mäntylä et al., 1999]. Mesmo quando a região de início da clivagem era identificada com razoável grau de certeza, nem sempre foi possível identificar a micro-região ou partícula (i. e: o elo-mais-fraco) que disparou a clivagem, daí resultando as incertezas apresentadas.

Além da dificuldade inerente desta determinação, é provável que esta dificuldade seja amplificada pelo fato dos ensaios terem sido realizados na região ( $T \approx T_0$ ) onde o disparo da clivagem está associado a uma combinação dos mecanismos “*Critical Damage Sites*” (CDS) e os elos-mais-fracos. Como nos CPs ensaiados praticamente não foi observada a presença de crescimento dúctil significativo da trinca antes da clivagem ocorrer, é possível que em temperaturas mais elevadas este mecanismo de disparo da clivagem (elo-mais-fraco) prevaleça sobre os CDS. Entretanto realizar os ensaios com estes CPs com  $B < 1T$  em temperaturas mais elevadas do que as aqui adotadas implica correr o risco de que os valores  $K_{Jc}$  obtidos dos ensaios não sejam válidos para a determinação de  $T_0$ .

7. *Sugestão de Trabalho Futuro*. Sugere-se que seja feito um trabalho complementar de pesquisa, específico, que vise medir estas distâncias  $r_{wl}$  em CPs confeccionados em várias geometrias e ensaiados em várias temperaturas  $T$ , sendo  $T > T_0$ . Esta recomendação quanto a temperatura de ensaio garantiria que os ensaios sejam realizados na faixa de predomínio do elo-mais-fraco. Isto implica, por sua vez, que se deve tomar o cuidado adicional de não realizar os ensaios em uma temperatura tão alta que haja um grande crescimento dúctil da trinca, quando, então, fica difícil obter os 6 resultados “válidos” e desaparece a validade do parâmetro  $Q$ , base da teoria J-Q em que se fundamenta a metodologia de previsão de tenacidade à clivagem na transição, utilizada no capítulo seguinte.

## 4 OBTENÇÃO DA TENSÃO DE CLIVAGEM

---

### 4.1 Introdução

No capítulo 2 deste trabalho de pesquisa foi ressaltada a importância do conhecimento da tensão de clivagem ( $\sigma_c$ ) de um aço ferrítico para a aplicação da metodologia de previsão de tenacidade à clivagem ( $J_c$ ) na transição, as suas restrições e limitações. Os testes com esta metodologia foram realizados sempre com 2 conjuntos de dados (valores  $J_c$ , na transição) obtidos com um mesmo material, para diferentes geometrias e/ou temperaturas utilizando os valores  $J_c$  de um dos conjuntos para prever os respectivos valores do outro conjunto. A comparação dos valores  $J_c$  previstos com aqueles medidos [Landes, 1996, 1997], confirmou esta metodologia como uma ferramenta capaz de oferecer bons resultados na sua faixa de validade. Para a sua aplicação, além de outras informações, é fundamental conhecer  $\sigma_c$  do material que está relacionada com propriedades microscópicas do mesmo e é suposta invariante com a temperatura. Como  $\sigma_c$  é superior ao limite de resistência usualmente obtido em um ensaio a tração não é uma propriedade que possa ser medida diretamente.

A proposta de obtenção da tensão de clivagem ( $\sigma_c$ ), a ser detalhada neste capítulo juntamente com os resultados obtidos, faz uso direto da metodologia de previsão de tenacidade à clivagem na transição, descrita no capítulo 2, utilizando a teoria J-Q e o princípio do elo-mais-fraco, através de um processo iterativo, como descrito a seguir.

Inicialmente o esquema proposto foi testado utilizando-se valores  $J_c$  obtidos na literatura [Landes, 1992] para os aços *20MnMoNi55* e *1CrMoV* cujos valores de tensão de clivagem já haviam sido obtidos experimentalmente, de forma indireta, por Heerens et al. [1991] e por Heerens & Schwalbe [1993], respectivamente com valores médios de 1750 MPa e de 1900 MPa. Estas aplicações são denominadas “Casos Teste” uma vez que serviram para testar o referido esquema. Em seguida o mesmo foi aplicado para determinar os valores da tensão de clivagem de dois aços nucleares *A508 c13* (“JSPS/MPC”) e *A533* (“McCabe’s”) e de dois outros aços não-nucleares (*HSLA-80* e *A131 EH36*), sempre a partir de valores  $J_c$  disponíveis na literatura. Adicionalmente se aplicou o procedimento proposto para obter a

tensão de clivagem do aço nuclear *A508 classe 3*, de fabricação nacional, identificado como *CAJM A508*, cujos resultados foram apresentados e discutidos no capítulo 3.

#### 4.2 Proposta Para Obtenção da Tensão de Clivagem - Utilizando a Convergência

Por hipótese suponha-se que sejam disponíveis dois conjuntos com uma quantidade representativa de valores de tenacidade à clivagem ( $J_{c1}$  e  $J_{c2}$ ) medidos em duas temperaturas diferentes ( $T_1$  e  $T_2$ ) na transição, para uma mesma geometria. Também devem ser conhecidos: a tensão de escoamento do material em ambas as temperaturas ( $\sigma_{0,1}$  e  $\sigma_{0,2}$ ), o expoente  $n$  do ajuste de Ramberg-Osgood da curva tensão x deformação reais do material e o fator  $Q$  para a geometria/material ensaiada. Portanto são conhecidos todos os parâmetros, exceto a tensão de clivagem, necessários para aplicar a metodologia de previsão de tenacidade à clivagem na transição.

Para obter a tensão de clivagem ( $\sigma_c$ ) inicialmente arbitra-se um valor para esta tensão e, usando um dos valores  $J_{c1}$  de um dos conjuntos, na temperatura  $T_1$ , deve-se prever o correspondente valor  $J_{c2p}$  de tenacidade à clivagem na temperatura  $T_2$ . O valor previsto é comparado com o correspondente valor medido nesta temperatura  $T_2$ . Se a diferença entre o valor previsto e o medido estiver abaixo de uma dada tolerância pré-estabelecida considera-se que houve convergência do processo. A tensão de clivagem será o valor arbitrado associado a esta condição. Caso contrário repete-se o processo com um novo valor de  $\sigma_c$  até que a convergência seja obtida. Este esquema é apresentado esquematicamente na figura 4.1.

Como será mostrado mais adiante o esquema proposto pode evoluir para utilizar apenas uma distribuição de valores  $J_c$ . Para assegurar que as distribuições (conjuntos) de tenacidade à clivagem nas duas temperaturas sejam representativas do material, e para ser consistente com a norma ASTM E1921-97 [ASTM, 1997], sugere-se que existam pelo menos seis valores disponíveis de tenacidade à clivagem,  $J_c$ , em cada conjunto.

Sugere-se, também, que este esquema seja aplicado aos valores extremos e mediano da distribuição em  $T_1$  para prever os respectivos valores em  $T_2$ , tomando-se a média dos três valores de tensão de clivagem assim obtidos como sendo o valor médio de  $\sigma_c$  associado do material. Nos casos exemplo apresentados foi adotado este procedimento aplicado tanto para prever valores de tenacidade à clivagem na temperatura  $T_2$  a partir de

valores medidos na temperatura  $T_1$  (de  $T_1$  para  $T_2$ ) quanto de  $T_2$  para  $T_1$ . O valor médio final da tensão de clivagem foi obtido pela média aritmética dos seis valores encontrados.

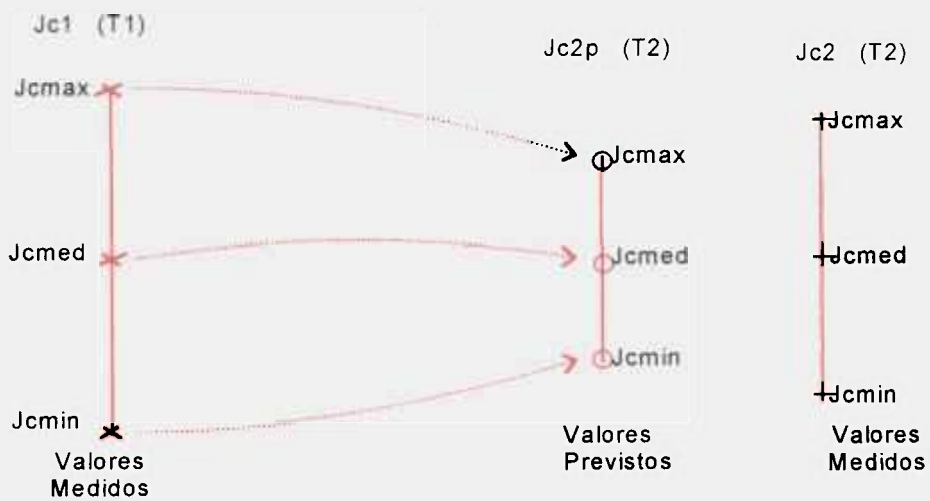


Figura 4.1: Esquema proposto para prever a tensão de clivagem

Na seção 4.3 são apresentados os resultados do teste do procedimento proposto e alguns comentários sobre a convergência do processo. Durante os testes deste procedimento, duas situações distintas foram encontradas: (a) houve convergência para uma faixa de valores de tensão de clivagem arbitrados, e (b) não houve convergência para nenhum dos valores arbitrados. No primeiro caso a sugestão é trabalhar com o valor médio. Para o segundo caso deve ser aplicada a proposta apresentada na seção 4.4.

Nas tabelas e nas figuras com os resultados obtidos os termos  $J_c$  mínimo ( $J_{cmin}$ ),  $J_c$  mediano ( $J_{cmed}$ ) e  $J_c$  máximo ( $J_{cmax}$ ) são associados, respectivamente, com os valores mínimo, mediano e máximo das distribuições (conjuntos) de valores de tenacidade à clivagem medidos e/ou previstos.

Para a convergência do processo de previsão de tenacidade à clivagem (ver figura 2.9) definida como  $\Delta Q = |Q_{2,i}^* - Q_{2,i}| \leq TolQ$  foi estabelecido  $TolQ = 0,10$  em algumas análises e  $TolQ = 0,05$  em outras. Na seção 4.6 discute-se a influência deste valor  $TolQ$  na previsão de tenacidade à clivagem e na previsão de  $\sigma_c$ . A convergência do processo de previsão da tensão de clivagem  $\sigma_c$  foi estabelecida como sendo 20% do valor  $J_c$  na temperatura  $T_2$ , isto é:  $|J_{c2p} - J_{c2}| \leq 0,20 * J_{c2}$ . Dependendo do caso analisado foram adotados

incrementos de 100 MPa ou de 50 MPa nos valores arbitrados de  $\sigma_c$ .

No apêndice A é mostrado que as curvas “Tenacidade à clivagem prevista *versus* Tensão de clivagem arbitrada”, obtidas a partir dos valores gerados pelo processo iterativo proposto, têm um máximo ou um mínimo devido a influência da variação de  $\sigma_0$  e do fator Q com a temperatura. O mínimo ocorre quando  $T_1 > T_2$  e o máximo ocorre na situação inversa. Aplicando o processo de  $T_1$  para  $T_2$  e depois de  $T_2$  para  $T_1$  observa-se que o mínimo ocorre, praticamente, para o mesmo valor da tensão de clivagem arbitrada em que ocorre o máximo. A partir dos resultados obtidos com os “Casos Teste” da aplicação do esquema proposto para determinar a tensão de clivagem, descritos na seção 4.3, mostra-se que este máximo ou mínimo está associado a tensão de clivagem procurada. Assim, na seção 4.4 é apresentada a proposta para obter a tensão de clivagem a partir da análise das curvas “Tenacidade à clivagem prevista *versus* Tensão de clivagem arbitrada”.

### 4.3 Resultados dos “Casos Teste”

Como mencionado, para testar o esquema proposto foram utilizados os valores de tenacidade à clivagem ( $J_c$ ), publicados no apêndice do trabalho de Landes [1992], obtidos para o aço *20MnMoNi55*, medidos a  $-60$  °C e a  $-90$  °C, e para o aço *1CrMoV*, medidos a  $20$  °C,  $80$  °C e a  $100$  °C. Todos os valores foram medidos para a geometria CT. Como aproximação foram utilizados os valores do parâmetro Q associados a geometria SENB (barra sob flexão em três pontos), apresentados por O’Dowd & Shih [1993], porque a época em que estas análises foram realizadas não estavam disponíveis as curvas deste parâmetro Q para a geometria CT. Posteriormente foram encontradas, na literatura, estas curvas para a geometria CT [Gullerud & Dodds, 1995, Dodds et al., 1997]. A comparação entre os dois conjuntos de curvas deste parâmetro Q (para a geometria CT e para a geometria SENB) mostra que a aproximação adotada é perfeitamente válida.

Os resultados obtidos com a aplicação do esquema proposto para prever a tensão de clivagem do aço *20MnMoNi55* estão apresentados na tabela 4.1 em termos da faixa de valores arbitrados para  $\sigma_c$  para os quais houve convergência. Foram adotados os valores 500 MPa e 540 MPa para a tensão de escoamento respectivamente a  $-60$  °C e a  $-90$  °C. Para o

aço *1CrMoV* não foi encontrada convergência para nenhum dos valores de tenacidade à clivagem utilizados, tendo sido adotados os valores 660 MPa, 639 MPa e 629 MPa para a tensão de escoamento respectivamente a 20 °C, 80 °C e 100 °C. As figuras 4.2 e 4.3 (*20MnMoNi55*) e as figuras 4.4 a 4.6 (*1CrMoV*) mostram curvas típicas “ $J_c$  prevista versus  $\sigma_c$  arbitrada”. Em todas as análises efetuadas o comportamento apresentado nas figuras 4.2-4.6 se repetiu.

Tabela 4.1: Valores Previstos de  $\sigma_c$  (MPa) para o aço *20MnMoNi55* – de  $T_1$  para  $T_2$  (°C) (Pela proposta inicial - convergência)

$J_c$ mínimo	$J_c$ mediano	$J_c$ máximo	valor $\sigma_c$ médio $\approx$	$T_1 / T_2$
sem convergência	$1300 \leq \sigma_c \leq 1800$	$1300 \leq \sigma_c \leq 1800$	1550	-60 / -90
sem convergência	$1300 \leq \sigma_c \leq 1800$	$\sigma_c \approx 1800$	1675	-90 / -60

#### 4.3.1 Discussão dos Resultados dos “Casos Teste” - Convergência

Os resultados apresentados na tabela 4.1 mostram que não houve convergência para alguns dos valores  $J_c$  dos aços *20MnMoNi55* (o mesmo ocorreu para todos os valores do aço *1CrMoV*). A partir dos valores onde houve convergência pode-se obter um valor médio da tensão de clivagem em torno de 1620 MPa (ver tabela 4.1). Para o aço *1CrMoV*, uma vez que não houve convergência para nenhum dos valores de tenacidade à clivagem utilizados no processo iterativo, este valor médio de  $\sigma_c$  não pode ser estimado utilizando a proposta como a mesma inicialmente foi posta, utilizando a convergência deste processo iterativo.

Observe-se que, para o aço *1CrMoV*, a quantidade de valores  $J_c$  disponíveis em cada temperatura, é de: 16 valores a 20 °C, 13 a 80 °C e 11 a 100 °C. Portanto, há uma quantidade de valores  $J_c$  considerada suficiente para caracterizar bem o espalhamento em cada temperatura uma vez que no conjunto com menos resultados (a 100 °C) há quase duas vezes o número mínimo estabelecido (seis). Observe-se, também, que os valores de tenacidade à clivagem previstos utilizando este material não têm uma precisão tão boa quando aqueles valores previstos utilizando outros materiais [Landes, 1996, 1997]. Uma possível explicação para esta não convergência dos resultados é oferecida na seção 4.5.

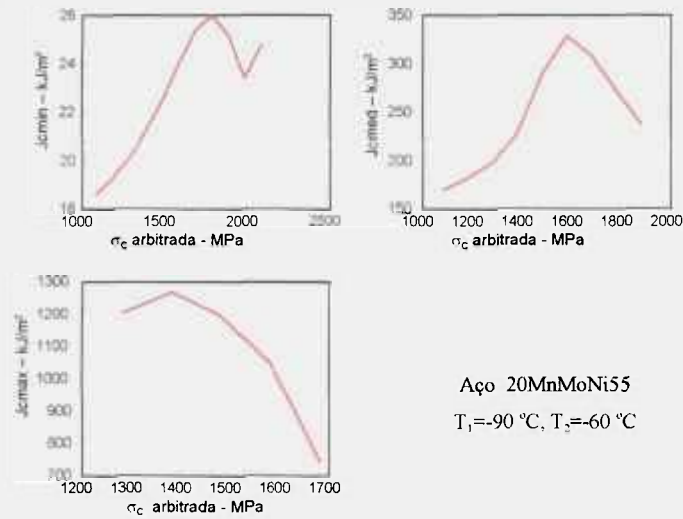


Figura 4.2: Previsão de  $\sigma_c$  – Aço 20MnMoNi55 –  $T_1 = -90^\circ\text{C}$ ,  $T_2 = -60^\circ\text{C}$

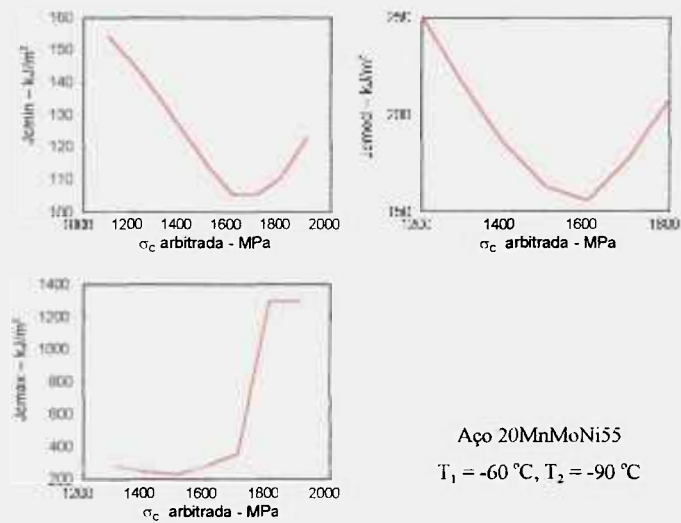


Figura 4.3: Previsão de  $\sigma_c$  – Aço 20MnMoNi55 –  $T_1 = -60^\circ\text{C}$ ,  $T_2 = -90^\circ\text{C}$

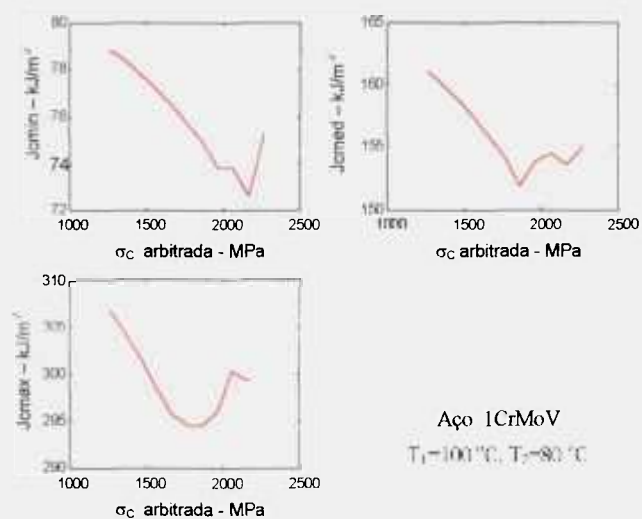


Figura 4.4: Previsão de  $\sigma_c$  – Aço 1CrMoV –  $T_1 = 100^\circ\text{C}$ ,  $T_2 = 80^\circ\text{C}$

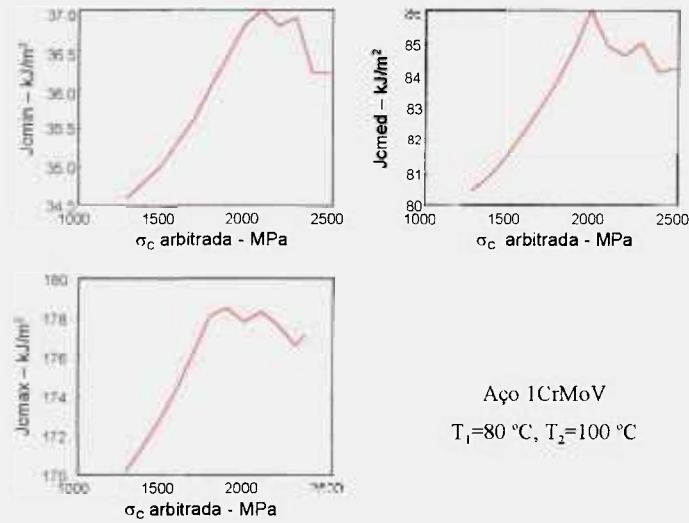


Figura 4.5: Previsão de  $\sigma_c$  – Aço *1CrMoV* –  $T_1 = 80\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_2 = 100\text{ }^\circ\text{C}$

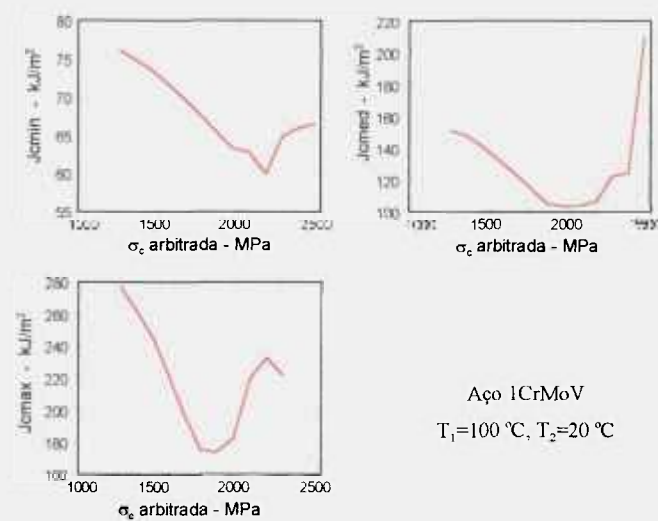


Figura 4.6: Previsão de  $\sigma_c$  – Aço *1CrMoV* –  $T_1 = 100\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_2 = 20\text{ }^\circ\text{C}$

#### 4.4 Proposta Utilizando o Comportamento Máximo/Mínimo

Como mostrado no apêndice A, a partir da metodologia de previsão de valores de tenacidade à clivagem na transição, considerando equações aproximadas para definir o parâmetro  $Q$  e os campos de tensão normalizados, as curvas dos valores  $J_c$  previstos *versus* valores arbitrados de tensão de clivagem têm um ponto de máximo ou de mínimo. Este ponto de máximo ou de mínimo ocorre para praticamente os mesmos valores da tensão de clivagem arbitrada.

Algumas destas curvas, associadas aos aços *0MnMoNo55* e *1CrMoV* são

apresentadas nas figuras 4.2 a 4.6, onde se observa a existência de um máximo ou de um mínimo como preconizado no Apêndice A. A análise destas curvas mostra que este máximo ou mínimo ocorre para um valor de tensão de clivagem muito próximo do valor médio obtido para o aço *20MnMoNi55* pelo procedimento proposto na seção 4.2, que utiliza a convergência do processo iterativo. Por fim, como mostrado nas tabelas a seguir apresentadas, este valor máximo ou mínimo também é muito próximo do valor médio da tensão de clivagem medido por Heerens et al. [1991] e por Heerens & Schwalbe [1993] para o respectivo material.

Portanto pode ser assumido que este máximo ou mínimo indica o valor médio desejado da tensão de clivagem do material. Assim, o processo iterativo apresentado na seção 4.2, arbitrando valores para a tensão de clivagem para prever valores  $J_c$  em uma segunda temperatura contínua aplicável, sendo que o valor médio da tensão de clivagem do material pode ser conhecido a partir da análise da curva “ $J_c$  prevista *versus*  $\sigma_c$  arbitrada”): será o valor associado ao ponto de mínimo ou de máximo da curva.

#### 4.4.1 Análise dos Resultados dos “Casos Teste”

A seguir será apresentada a análise dos mesmos resultados obtidos para os dois aços *20MnMoNi55* e *1CrMoV* (“Casos Teste”) à luz do comportamento máximo/mínimo observado (e previsto na formulação analítica aproximada, apresentada no apêndice A), conforme indicado acima. A tabela 4.2 apresenta os valores estimados da tensão de clivagem para estes materiais a partir da análise das curvas “ $J_c$  prevista *versus*  $\sigma_c$  arbitrada”.

Para ambos os materiais o ponto de máximo ou de mínimo ocorre próximo do valor médio medido de  $\sigma_c$ . Para o aço *20MnMoNi55* este ponto de máximo ou mínimo está, também, próximo do valor  $\sigma_c$  médio obtido pelo esquema proposto na seção 4.2. Considerando uma média geral dos valores  $\sigma_c$  obtidos para estes dois materiais, pode-se estimar, os seguintes valores:  $\sigma_c \approx 1600$  MPa e  $\sigma_c \approx 2000$  MPa, respectivamente para *20MnMoNi55* e *1CrMoV*. Comparando estes valores com os valores médios medidos, respectivamente 1750 MPa e 1900 MPa, o erro é menor que 10%. Considerando o espalhamento dos valores experimentais a partir dos quais o valor médio de  $\sigma_c$  foi estimado, este erro é perfeitamente aceitável.

Esta proposta, ainda sem a análise efetuada no Apêndice A, com os primeiros resultados obtidos, dos “casos teste”, foi inicialmente apresentada em 1997 [Miranda, 1997a, Landes & Miranda, 1997].

Tabela 4.2: Valores Previstos de  $\sigma_c$  (MPa) para os aços *20MnMoNi55* e *1CrMoV* de  $T_1$  para  $T_2$  ( $^{\circ}\text{C}$ ) (Pelo comportamento min/máx)

$J_c$ mínimo	$J_c$ mediano	$J_c$ máximo	valor $\sigma_c$ médio $\approx$	$T_1 / T_2$	material
1750	1600	1500	1620	-60 / -90	<i>20MnMoNi55</i>
1780	1580	1380	1580	-90 / -60	
2180	2180	1980	2110	80 / 100	<i>1CrMoV</i>
2080	1980	1880	1980	80 / 20	
2160	1960	1860	1990	100 / 20	
2060	1860	1860	1925	100 / 80	

#### 4.5 Justificativa Para a Não Convergência de Alguns Casos

No capítulo 2 foi ressaltado que: (1) a teoria J-Q, base da metodologia de previsão de tenacidade à clivagem na transição não é válida quando ocorre o crescimento de trinca uma vez que, nesta situação, o ‘campo’ J-Q deixa de existir porque o fator Q não é mais válido e, (2) na região inferior da transição o elo-mais-fraco não é o evento principal de disparo da clivagem.

Embora não existam informações a respeito da existência de crescimento de trinca nos corpos de prova ensaiados com o material *1CrMoV*, é possível que este crescimento de trinca tenha ocorrido para os valores  $J_c$  medidos em temperaturas mais altas. Ainda mais considerando a larga faixa de dispersão destes valores medidos.

No caso dos valores  $J_c$  medidos em temperaturas mais baixas pode ser que os mesmos estejam na região próxima do patamar inferior quando o elo-mais-fraco não mais

predomina como evento iniciador da clivagem [Sokolov et al., 1997]. Esta possível conjunção de fatores pode ter impedido a boa previsão dos valores de tenacidade à clivagem para o aço *1CrMoV* e, conseqüentemente, a convergência na previsão da tensão de clivagem deste aço.

#### 4.6 Previsão de $\sigma_c$ Para os Aços *A508 cl3* e *A533B*

Como outra aplicação do esquema proposto foram determinados os valores da tensão de clivagem de dois aços ferríticos nucleares: *A508 cl3* e *A533B* identificados, respectivamente, como “JSPS/MPC” e “McCabe’s Data” no apêndice do trabalho de Landes [1992]. Os valores  $J_c$  utilizados foram aqueles medidos a  $-50\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $-75\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $-100\text{ }^\circ\text{C}$  para o aço *A508* e a  $-18\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $-75\text{ }^\circ\text{C}$  para o aço *A533B*. Para  $\sigma_0$  foram adotados, respectivamente, os valores 508, 538 e 600 MPa (*A508*) e 500 e 545 MPa (*A533B*).

À época em que os dados “JSPS/MPC” foram compilados [Landes, 1992], estava em andamento um programa envolvendo diversos laboratórios japoneses, europeus e americanos para a realização de cerca de 150 ensaios para medir valores de tenacidade à clivagem ( $J_c$ ) utilizando corpos de prova CT de espessura 1T, confeccionados com este aço *A508 cl3*, em três (3) temperaturas na transição:  $-50\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $-75\text{ }^\circ\text{C}$  e  $-100\text{ }^\circ\text{C}$  [Van Der Sluys & Miglin, 1995]. Os dados “JSPS/MPC” compilados e apresentados por Landes [1992] formam um subconjunto, embora bem representativo, dos valores  $J_c$  obtidos destes ensaios. Resultados parciais desta campanha de ensaios também foram utilizados em análises publicadas por Iwadata & Yokobori [1994] e por Yokobori & Ichikawa [1994].

Os resultados, em termos da faixa dos valores de  $\sigma_c$  encontrados (a partir do comportamento máximo/mínimo identificado e a partir do processo de convergência), são apresentados na tabela 4.3 para cada par de temperaturas  $T_1$  e  $T_2$ . Em cada temperatura foram utilizados os valores mínimo, mediano e máximo do respectivo conjunto de valores de tenacidade à clivagem, identificados respectivamente como  $J_{c\text{min}}$ ,  $J_{c\text{med}}$  e  $J_{c\text{max}}$ .

Para alguns casos da tabela 4.3, as curvas “Tenacidade à clivagem  $J_c$  prevista versus Tensão  $\sigma_c$  arbitrada” são apresentadas nas figuras 4.7 e 4.8 (*A508*), e nas figuras 4.9 e 4.10 (*A533B*). Para o aço *A508 cl 3* (“JSPS/MPC”) o valor médio da tensão de clivagem é

cerca de 1620 MPa e para o aço *A533B* (“McCabe’s”) este valor médio é cerca de 1590 MPa.

Tabela 4.3: Valores Previstos de  $\sigma_c$  para os aços *A508 cl3* e *A533B* (em MPa)

$T_1 / T_2$		Critério de Convergência			Comportamento mín/máx			material
°C		$J_{cmin}$	$J_{cmed}$	$J_{cmax}$	$J_{cmin}$	$J_{cmed}$	$J_{cmax}$	
-50	-100	1450	1650	1500	1700	1700	1500	
-100	-50	1300	1700	1600	1700	1700	1600	<i>A508</i>
-75	-50	---	1550	1500	1550	1650	1550	<i>cl. 3</i>
-75	-100	---	1700	1600	1650	1750	1600	
-18	-75	1550	1600	1500	1700	1600	1500	<i>A533B</i>
-75	-18	1590	1580	1560	1690	1640	1490	

#### 4.7 Previsão para os aços *HSLA-80* e *A131 EH36*

Como mais uma aplicação do esquema proposto para determinar a tensão de clivagem de um aço ferrítico, utilizou-se alguns dos valores  $J_c$  apresentados por Anderson [1989, 1990] para dois aços utilizados na indústria naval: *HSLA 80* e *A131 EH36*.

Nos casos em análise decidiu-se variar a tensão de escoamento do aço *HSLA 80* para verificar a sensibilidade dos resultados a pequenas variações desta propriedade que, em algumas situações, é determinada de forma aproximada. P. ex.: quando se necessita do seu valor em uma dada temperatura para a qual o mesmo não foi medido. Nesta situação é comum se fazer uma extrapolação a partir do valor conhecido em outra temperatura e do valor conhecido na temperatura desejada, para um aço com composição química e tratamento similares.

Nas figuras 4.11 a 4.13 são apresentadas as curvas “Tenacidade à clivagem prevista *versus* Tensão  $\sigma_c$  arbitrada” para o aço *HSLA 80* utilizando, respectivamente,  $J_c$  mínimo,  $J_c$  mediano e  $J_c$  máximo para as previsões.

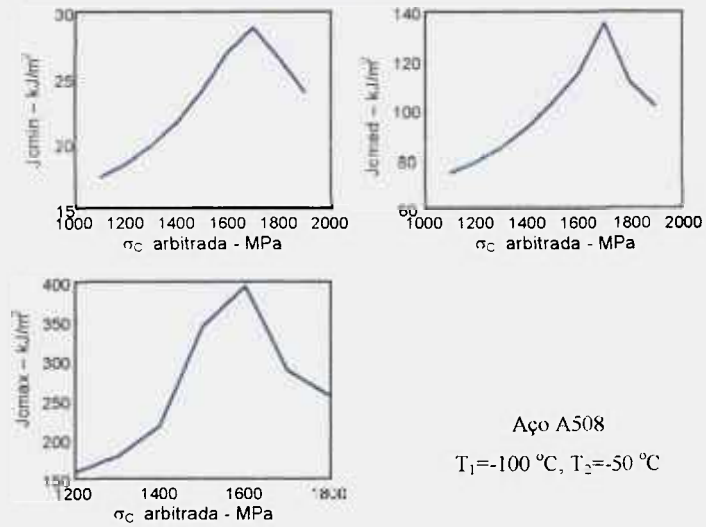


Figura 4.7: Previsão de  $\sigma_c$  – Aço A508 –  $T_1 = -100$  °C,  $T_2 = -50$  °C

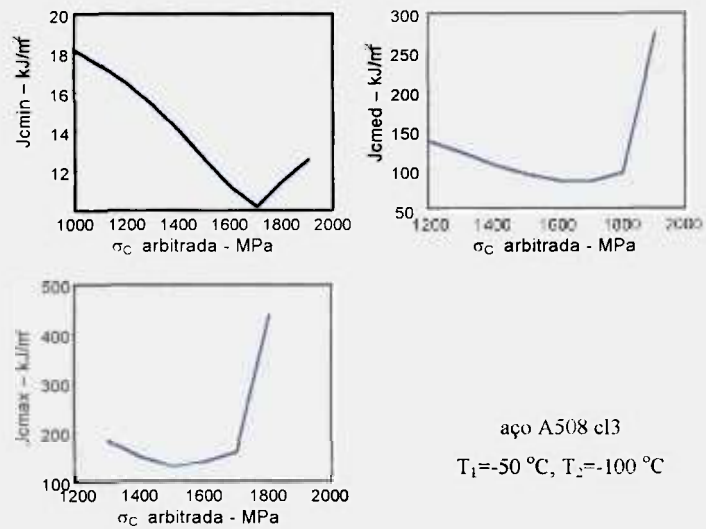


Figura 4.8: Previsão de  $\sigma_c$  – Aço A508 –  $T_1 = -50$  °C,  $T_2 = -100$  °C

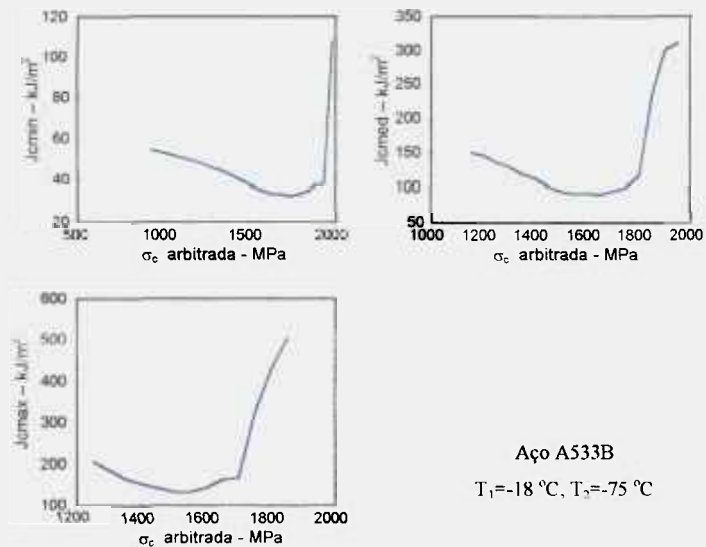


Figura 4.9: Previsão de  $\sigma_c$  – Aço A533B –  $T_1 = -18$  °C,  $T_2 = -75$  °C

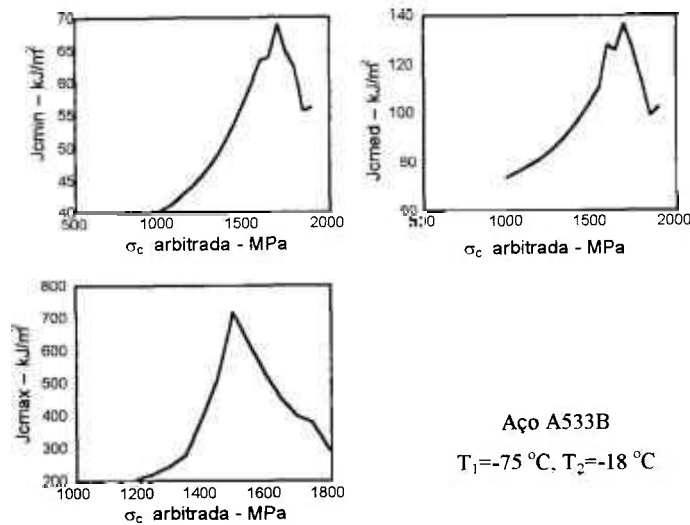


Figura 4.10: Previsão de  $\sigma_c$  – Aço A533B –  $T_1 = -75\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $T_2 = -18\text{ }^\circ\text{C}$

Os resultados obtidos, em termos dos valores de  $\sigma_c$  encontrados estão apresentados na tabela 4.4. Os valores adotados para  $\sigma_0$  estão indicados na tabela 4.5 juntamente com a identificação de cada uma das curvas das figuras 4.11 a 4.13. Na figura 4.14 são apresentadas as curvas “ $J_c$  prevista versus  $\sigma_c$  arbitrada” para o aço A131 EH36. Para o aço HSLA 80 foi encontrado um valor médio da tensão de clivagem de cerca de 1850 MPa enquanto que para o aço A131 EH36 foi encontrado um valor médio de cerca de 1480 MPa.

Tabela 4.4: Resultados ( $\sigma_c$ ) para os aços HSLA 80 e A131 EH36

				Valores	Médios	$\sigma_c$ (MPa)	
$T_1$ ( $^\circ\text{C}$ )	$\sigma_{ys}$ ( $T_1$ ) (MPa)	$T_2$ ( $^\circ\text{C}$ )	$\sigma_{ys}$ ( $T_2$ ) (MPa)	$J_{cmin}$	$J_{cmed}$	$J_{cmax}$	material
-40	de 610 até 620	-60	de 640 até 650	2000	1860	1700	HSLA 80
-80	478	-60	451	1500	1400	1300	A 131 EH36

Tabela 4.5: Valores de  $\sigma_{ys}$ , MPa, utilizados (aço HSLA 80)

$T_1 = -40\text{ }^\circ\text{C}$	620	615	615	610	610
$T_2 = -60\text{ }^\circ\text{C}$	640	640	645	645	650
Curva #	1	2	3	4	5

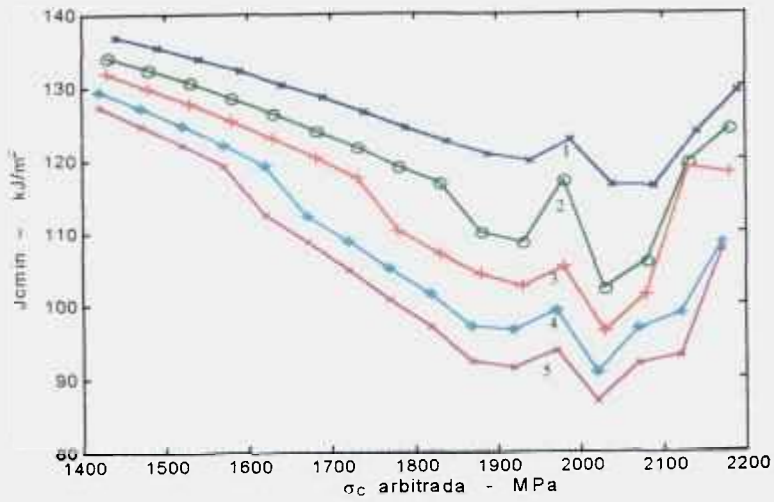


Figura 4.11: Previsão da  $\sigma_c$  - Aço *HSLA 80* (usando  $J_c$  mínimo a  $-40$  °C)

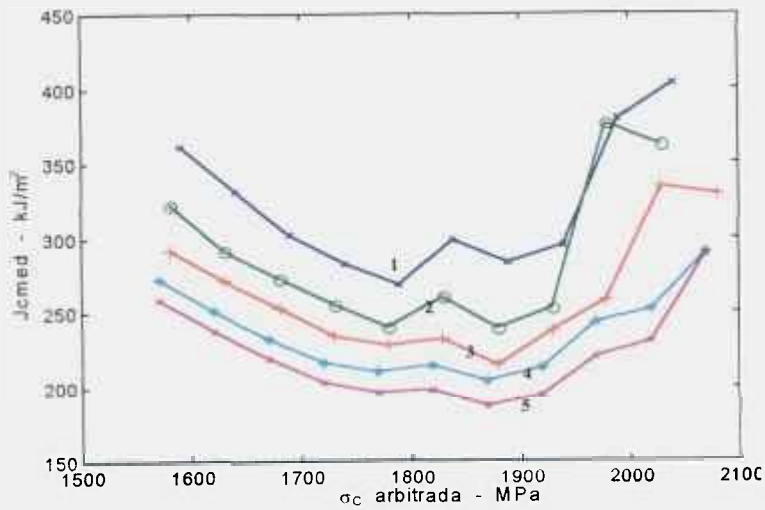


Figura 4.12: Previsão de  $\sigma_c$  - Aço *HSLA 80* (usando  $J_c$  mediano  $-40$  °C)

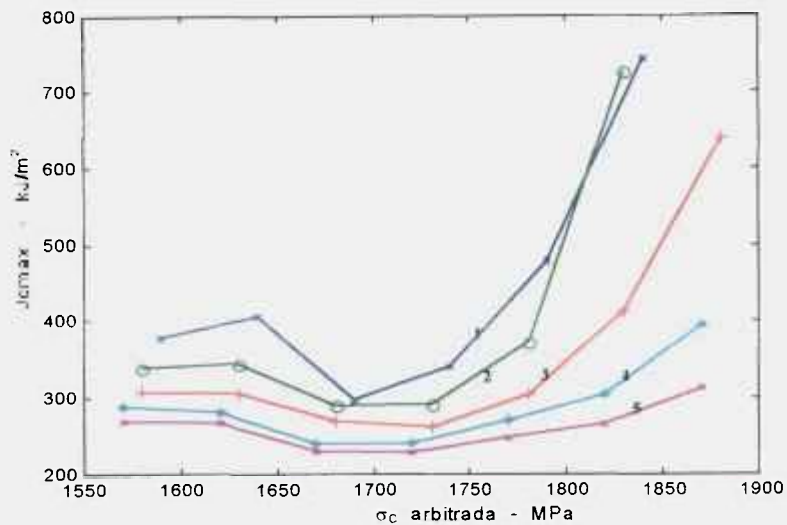


Figura 4.13: Previsão de  $\sigma_c$  - Aço *HSLA 80* (usando  $J_c$  máximo  $-40$  °C)

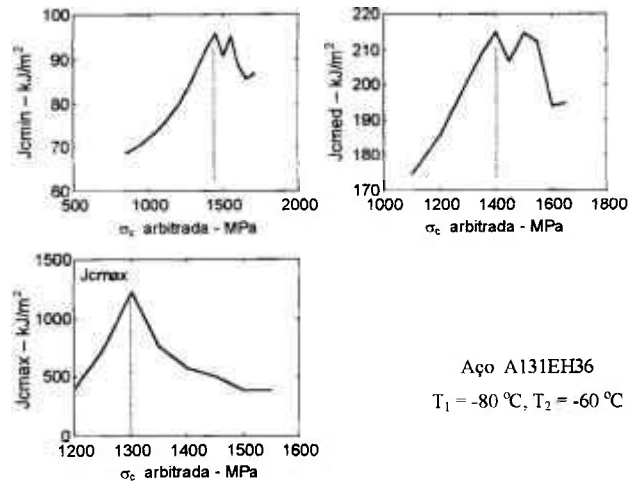


Figura 4.14: Previsão de  $\sigma_c$  - Aço A131 EH36,  $T_1=-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $T_2=-60\text{ }^{\circ}\text{C}$

#### 4.8 Previsão Para o Aço A508 Utilizado Neste Trabalho de Pesquisa

O esquema proposto para obter a tensão de clivagem de um aço ferrítico, foi aplicado, também, aos valores mínimo, mediano e máximo ( $J_{cmin}$ ,  $J_{cmed}$ ,  $J_{cmax}$ ) de tenacidade à clivagem medidos nos ensaios dos corpos de prova CT como parte deste trabalho de pesquisa, e já apresentados no capítulo 3. Foram adotados os seguintes valores para  $\sigma_0$ : 540 MPa a  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$  e 600 MPa a  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Na tabela 4.6 são apresentados os valores  $\sigma_c$  obtidos a partir do “critério de convergência”, em termos da faixa de valores para a qual se obteve convergência, e a partir do comportamento min/máx (seção 4.4) das curvas “Tenacidade à clivagem prevista *versus* Tensão de clivagem arbitrada” apresentadas nas figuras 4.15 a 4.17. A partir do comportamento máx/mín obtém-se o valor médio  $\sigma_c = 1850\text{ MPa}$  tanto para as previsões de  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$  para  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  quanto de  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  para  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$ . O mesmo valor foi obtido pelo critério de convergência. Assim, pode-se afirmar que o valor médio da tensão de clivagem para este aço é cerca de 1850 MPa.

Ao se utilizar os valores  $J_c$  medidos a  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  não se obteve convergência no processo de previsão da tensão de clivagem. Como já ressaltado no capítulo 3, não foi verificado crescimento de trinca nestes corpos de prova CT ensaiados a  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

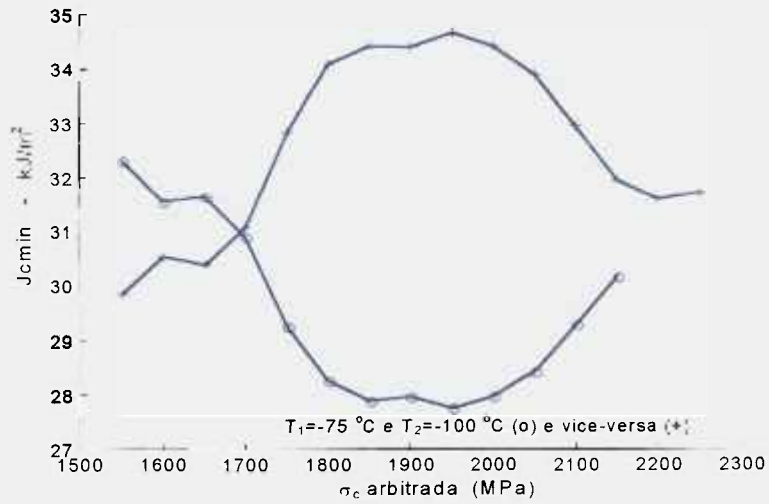


Figura 4.15: Previsão de  $\sigma_c$  - Aço CAJM A508, usando  $J_c$  mínimo ( $-100^\circ\text{C}$  e  $-75^\circ\text{C}$ )

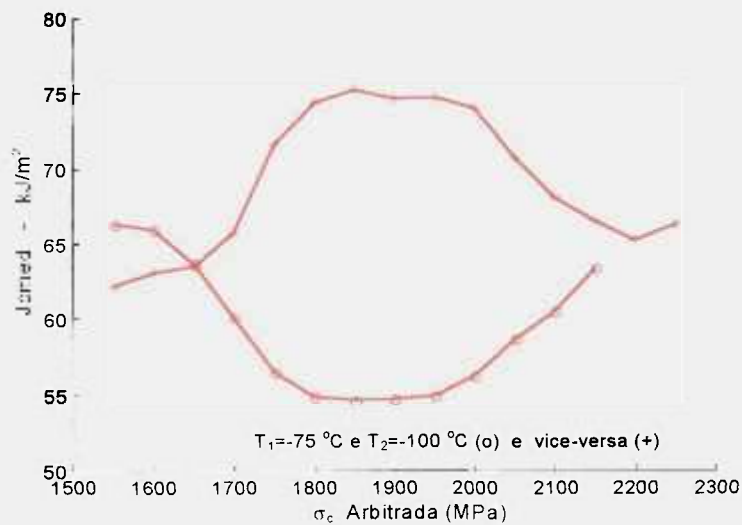


Figura 4.16: Previsão de  $\sigma_c$  - Aço CAJM A508, usando  $J_c$  mediano ( $-100^\circ\text{C}$  e  $-75^\circ\text{C}$ )

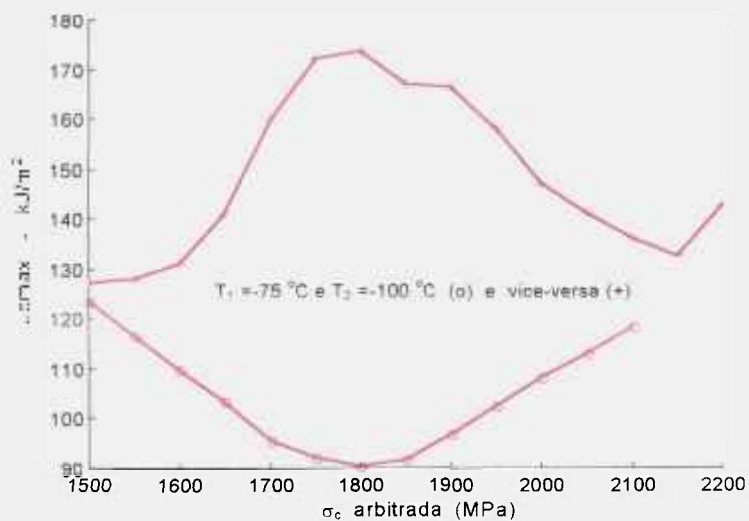


Figura 4.17: Previsão de  $\sigma_c$  - Aço CAJM A508, usando  $J_c$  máximo ( $-100^\circ\text{C}$  e  $-75^\circ\text{C}$ )

Assim o motivo desta não-convergência se deve ao fato dos ensaios terem sido realizados muito próximos do patamar inferior quando o elo-mais-fraco não predomina como principal evento iniciador da clivagem [Sokolov et al, 1997]. Esta observação é corroborada pelas grandes incertezas na identificação da região do elo-mais-fraco e da medida da distância  $r_{wl}$ , conforme ressaltado, também, no mesmo capítulo 3.

Tabela 4.6: Valores previstos para  $\sigma_c$  – Aço “CAJM A508” (em MPa)

$T_1 / T_2$ (°C)		Comportamento m ín/máx			Critério de Convergência		
		$J_{emin}$	$J_{emed}$	$J_{emax}$	$J_{emin}$	$J_{emed}$	$J_{emax}$
-75	-100	1850	1800	1850	1800-2000	1700-2000	1600-2000
-100	-75	1800	1850	1850	-----	-----	-----

#### 4.9 Influência da Tolerância TolQ na Previsão de $J_c$ e $\sigma_c$

Conforme descrito na seção 2.7, e indicado na figura 2.9, a metodologia para prever tenacidade à clivagem na transição é um processo iterativo onde é necessário arbitrar previamente um valor da tolerância em relação ao fator Q (TolQ), utilizada na 3ª fase da metodologia. Nesta seção se verifica a influência deste valor de tolerância na previsão de tenacidade à clivagem e, também, na previsão da tensão de clivagem.

Foram adotados os seguintes valores para TolQ: 0,010, 0,020, 0,030, 0,040, 0,050, utilizando os valores  $J_c$  medidos com os corpos de prova CT (capítulo 3), com os valores da tensão de escoamento definidos na seção anterior. Os resultados são apresentados nas figuras 4.18, 4.19 e 4.20 em termos das curvas “Tenacidade à clivagem prevista *versus* Tensão  $\sigma_c$  arbitrada”.

Essencialmente, os resultados, em termos dos valores da tensão de clivagem associados aos pontos de máximo ou de mínimo das curvas, não se alteraram em relação a aqueles apresentados nas figuras 4.15, 4.16 e 4.17.

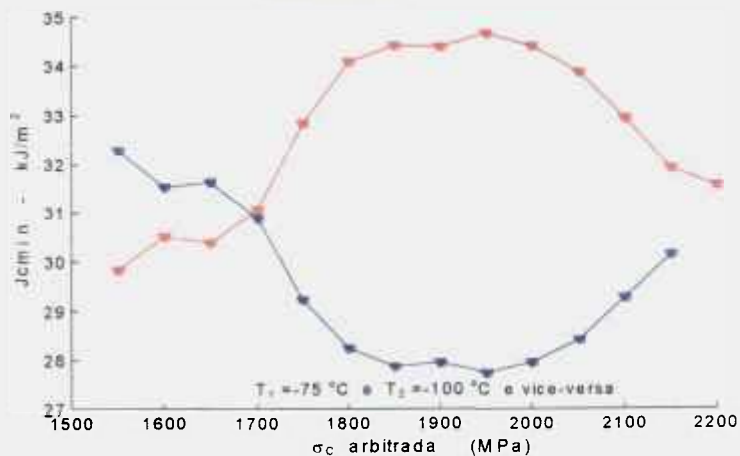


Figura 4.18: Influência de TolQ na previsão de  $J_c$  e de  $\sigma_c$  usando  $J_c$  mínimo  
 TolQ = 0,010 (o), 0,020 (x), 0,030 (+), 0,040 (\*), 0,050 (∇)

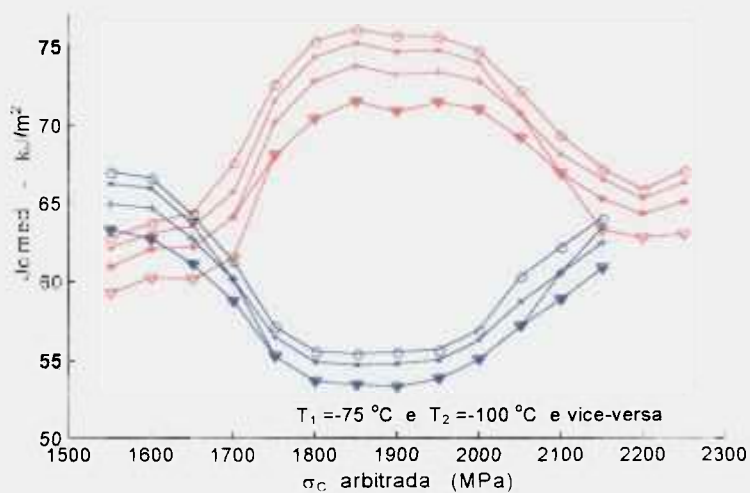


Figura 4.19: Influência de TolQ na previsão de  $J_c$  e de  $\sigma_c$  usando  $J_c$  mediano  
 TolQ = 0,010 (o), 0,020 (x), 0,030 (+), 0,040 (\*), 0,050 (∇)

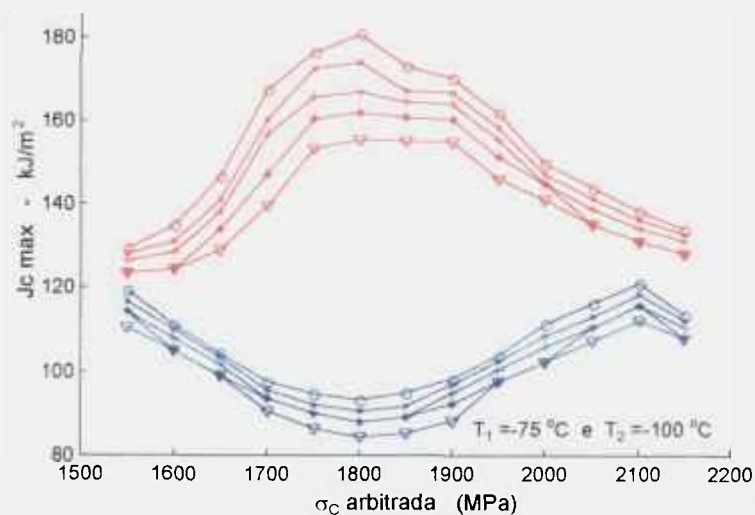


Figura 4.20: Influência de TolQ na previsão de  $J_c$  e de  $\sigma_c$  usando  $J_c$  máximo  
 TolQ = 0,010 (o), 0,020 (x), 0,030 (+), 0,040 (\*), 0,050 (∇)

Quanto a tenacidade à clivagem prevista, a influência desta tolerância TolQ, na faixa de valores adotada, varia de nula (para  $J_c$  mínimo) até cerca de 15 % (para  $J_c$  máximo). Considerando que é usual a relação 1:5, e até 1:20, entre os valores mínimo e máximo de  $J_c$ , esta variação de 15% é perfeitamente admissível. Portanto pode-se afirmar que, na faixa de valores adotados, não há significativa influência de TolQ na previsão de tenacidade à clivagem e da tensão de clivagem.

#### 4.10 Discussão Geral - Previsão de Tensão de Clivagem

As curvas “ $J_c$  prevista *versus*  $\sigma_c$  arbitrada” apresentadas neste capítulo têm um comportamento “irregular” que destoa do comportamento ‘suave’ das curvas obtidas no Apêndice A (i. e.: 1ª derivada contínua). Esta diferença de comportamento deve ser atribuída a conjunção dos seguintes fatos:

- . incremento em  $\sigma_c$  – foram adotados 100 MPa e 50 Mpa,
- . tolerância TolQ – foram adotados os valores 0,05 e 0,10,
- . curvas originais do fator Q e do campo de tensões  $\sigma_{\theta\theta}$  normalizadas foram tabeladas para uso no programa desenvolvido.

A partir da metodologia de previsão de valores  $J_c$  na transição conclui-se que não é necessário ter duas distribuições de valores  $J_c$ , obtidos para uma mesma geometria em duas temperaturas distintas, como proposto inicialmente, para prever a tensão de clivagem de um aço ferrítico. Desde que todos os parâmetros para aplicação da referida metodologia sejam conhecidos para duas quaisquer distribuições de valores de tenacidade à clivagem, exceto a própria tensão de clivagem, o esquema em suas linhas gerais deverá funcionar a contento para determinar  $\sigma_c$ .

A proposta feita, limitando os conjuntos de valores de tenacidade à clivagem medidos para uma mesma geometria visou apenas reduzir o grau de incertezas na sua aplicação. Os principais resultados e conclusões obtidos com a aplicação da proposta apresentada neste capítulo estão sendo objeto de publicação [Miranda & Landes, 1999a]. Resultados e conclusões parciais foram publicados em “*Workshop*” sobre fratura na região de transição [Miranda & Landes, 1998b].

*Resultados.* O método proposto fornece, para os aços *20MnMoNi55* e *1CrMoV*, um valor médio de  $\sigma_c$  muito próximo do valor médio medido experimentalmente (erro < 10%). O mesmo comportamento das curvas “Tenacidade à clivagem prevista *versus* Tensão  $\sigma_c$  arbitrada” foi encontrado em todos os casos analisados, de acordo com a análise realizada no Apêndice A utilizando equações aproximadas para definir o fator Q e o campo de tensões normalizadas.

Para os aços *20MnMoNi55* e *1CrMoV* o valor máximo/mínimo das curvas é muito próximo do valor médio medido para  $\sigma_c$ . Uma vez que os aços *A533B* e *A508* são similares ao aço *20MnMoNi55*, os valores de suas tensões de clivagem devem ser próximos um do outro. Este fato foi verificado. A tabela 4.7 resume os valores  $\sigma_c$  médios encontrados para os respectivos materiais.

Observe-se que o valor de  $\sigma_c$  (1850 MPa) encontrado para o aço *A508* utilizado neste trabalho de pesquisa é muito próximo do valor 1750 MPa encontrado por DeAquino [1997, seção 5.6] a partir de valores  $r_{wl}$  medidos utilizando corpos de prova Charpy fabricados com o mesmo aço (i. e.: de mesma composição química e tratamento mecânico) mas obtido em outra corrida. Este fato é uma confirmação adicional de que o procedimento proposto para obter o valor médio de  $\sigma_c$  fornece resultados confiáveis.

Tabela 4.7: Resumo dos valores de  $\sigma_c$  (MPa) obtidos

Material	<i>20MnMoNi55</i>	<i>1CrMoV</i>	<i>A533B</i> (McCabe's)	<i>A508 cl3</i> (JSPS/MPC)
$\sigma_c$ (MPa)	1600	2000	1590	1620
Material	<i>HSLA 80</i>	<i>A131 EH36</i>	<i>A508 cl3</i> (Presente trabalho)	
$\sigma_c$ (MPa)	1850	1480	1850	

*Simplificação do Procedimento Proposto.* Da análise dos diversos casos de previsão da tensão de clivagem, é possível simplificar bastante o procedimento para obter esta

tensão  $\sigma_c$  como descrito nas duas fases a seguir.

*Simplificação Inicial.* Para tanto basta utilizar uma distribuição de valores de tenacidade à clivagem  $J_c$  para prever os respectivos valores em outra temperatura arbitrando valores para a tensão de clivagem, e fazer uso do comportamento das curvas “Tenacidade à clivagem prevista *versus* Tensão de clivagem  $\sigma_c$  arbitrada” com o seu máximo ou mínimo. A tensão de clivagem estará associada a este valor de máximo ou mínimo.

A partir dos resultados apresentados no apêndice A, o comportamento máx/mín observado é independente da geometria sob análise. A simplificação é válida não só para as geometrias utilizadas para obter os diversos conjuntos de valores  $J_c$  utilizados, CT e SENB, como para as demais.

*Simplificação Posterior.* Nos resultados apresentados trabalhou-se, sempre, com os valores extremos e o valor mediano de uma das distribuições de valores  $J_c$  (na temperatura  $T_1$ ) para prever os respectivos valores em outra temperatura ( $T_2$ ). (No que se segue se estará referindo aos valores médios de  $\sigma_c$ ).

A partir dos resultados apresentados, pode-se observar que o valor máximo (mínimo) da tensão de clivagem está associado ao uso do valor mínimo (máximo) da distribuição de  $J_c$ . O valor mediano da distribuição de  $J_c$  está associado a um valor de tensão de clivagem que é muito próximo do valor médio final encontrado (ver tabelas 4.1 e 4.2). Observe-se que este comportamento é compatível com o que foi observado no Apêndice A deste trabalho, com o uso de equações aproximadas para definir a curva do fator Q e do campo de tensões normalizadas.

Assim, para a previsão de  $\sigma_c$ , pode ser feita uma simplificação ulterior: utilizar apenas o valor mediano de uma distribuição de valores de tenacidade à clivagem para prever o valor correspondente de tenacidade à clivagem em outra temperatura. A tensão de clivagem será o valor associado com o mínimo (ou máximo) da curva “Tenacidade à clivagem prevista *versus* Tensão de clivagem arbitrada”.

*Sugestão de Trabalhos futuros.* Os exemplos de distribuições de valores  $J_c$  mostrados nesta seção, bem como aqueles obtidos na parte experimental desta pesquisa, e apresentados no capítulo 3, exemplificam a grande variabilidade dos valores  $J_c$  medidos na transição. Por este motivo, e pelas razões já ressaltadas anteriormente no capítulo 3, existe a necessidade de tratamento estatístico dos dados obtidos dos ensaios. No capítulo 2 deste trabalho são apresentadas as equações básicas para este tratamento estatístico. No capítulo 5 se mostra que há um grau de incerteza quantificável (na determinação da temperatura de referência,  $T_0$ ) de acordo com o tamanho da amostra/conjunto de dados ( $N$ ) ou valores  $J_c$  medidos.

Nas análises deste capítulo, e como sugerido, trabalhou-se sempre com os valores extremos (máximo e mínimo) e o valor mediano do conjunto de valores  $J_c$  medidos. Estes conjuntos variam em quantidade e, para conjuntos com a mesma quantidade de valores ( $N$ ) o que varia é a distribuição interna destes valores. Assim é razoável supor que para conjuntos diferentes os valores extremos (mínimo e máximo) dos conjuntos estão associados a probabilidades ( $P_f$ ) diferentes de ocorrência de fratura por clivagem.

Assim, como continuação imediata desta parte da pesquisa sugere-se testar o procedimento para a obtenção de  $\sigma_c$  (bem como a própria metodologia de previsão de tenacidade à clivagem) utilizando valores  $J_c$  associados a probabilidades ( $P_f$ ) de fratura por clivagem. Por ex., em lugar de utilizar o valor  $J_c$  mínimo (máximo) se utilizaria o valor  $J_c$  associado a 5% (95%) de probabilidade de fratura por clivagem, além do valor  $J_c$  mediano ( $P_f = 50\%$ ).

Nesta mesma linha de pesquisa, outra sugestão é realizar ensaios, com o mesmo material utilizado neste trabalho, para medir  $J_c$  em temperaturas mais altas do que aquelas utilizadas neste trabalho. Em seguida efetuar uma análise cuidadosa das superfícies de fratura com o objetivo de determinar a posição do elo-mais-fraco em cada uma, e a respectiva distância  $r_{wl}$ , com o objetivo de medir de forma indireta a tensão de clivagem do material e comparar o valor  $\sigma_c$  obtido com aquele fornecido pela proposta apresentada neste trabalho.

#### 4.10.1 Previsão de Tenacidade à Clivagem com os Valores de $\sigma_c$ Obtidos

São apresentados alguns exemplos de aplicação da metodologia de previsão de valores de tenacidade à clivagem na transição, já descrita no capítulo 2. Foram escolhidos conjuntos de valores  $J_c$  medidos em duas temperaturas  $T_1$  e  $T_2$  para permitir fazer a previsão a partir de uma destas temperaturas comparando com os valores medidos na outra temperatura.

Para cada material utilizou-se sempre os valores mínimo, mediano e máximo. Desta forma, a partir dos valores  $J_c$  obtidos na temperatura  $T_1$ , e geometria  $G_1$ , faz-se as previsões para obter os respectivos valores  $J_c$  na temperatura  $T_2$ , e geometria  $G_2$ , comparando-se os valores previstos com os valores medidos.

As previsões são feitas utilizando os valores  $J_c$  compilados por Landes [1992] para o aço *A533B* (dois conjuntos identificados por “McCabe” (já utilizado) e “Morland”) e para o aço *A508 cl3* (“JSPS-MPC”). Também foram utilizados os valores  $J_c$  obtidos com o aço “CAJM A508”, corpos de prova  $\frac{1}{2}T$  CT, já apresentados no capítulo 3, na parte experimental deste trabalho de pesquisa. Os respectivos valores médios de  $\sigma_c$  utilizados foram obtidos nas seções precedentes (exceto para os valores “Morland”).

Os resultados, em termos dos valores  $J_c$  medidos e os valores previstos em  $T_2$  a partir de  $T_1$  (e vice-versa) são apresentados nas figuras 4.21 a 4.23.

Considerando a larga faixa de valores medidos em cada temperatura, pode-se considerar que os valores  $J_c$  previstos são próximos dos valores medidos, sendo as respectivas diferenças bastante aceitáveis. Este fato (1) confirma que a metodologia de previsão de  $J_c$  na transição apresenta bons resultados, dentro da sua faixa de validade já ressaltada e (2) mostra que o método proposto para determinar  $\sigma_c$  também fornece bons resultados.

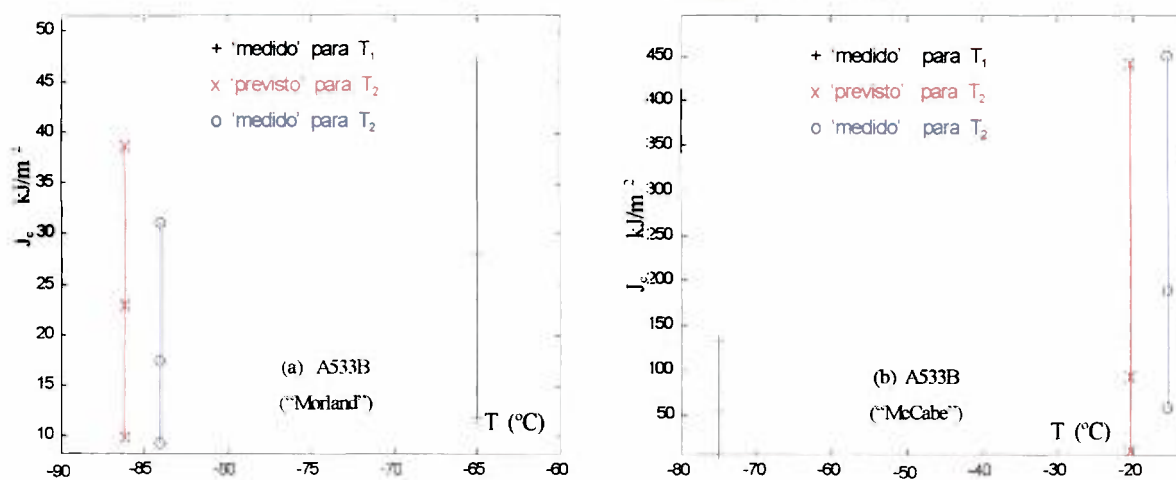


Figura 4.21: Previsões de  $J_c$  para dois aços A533B

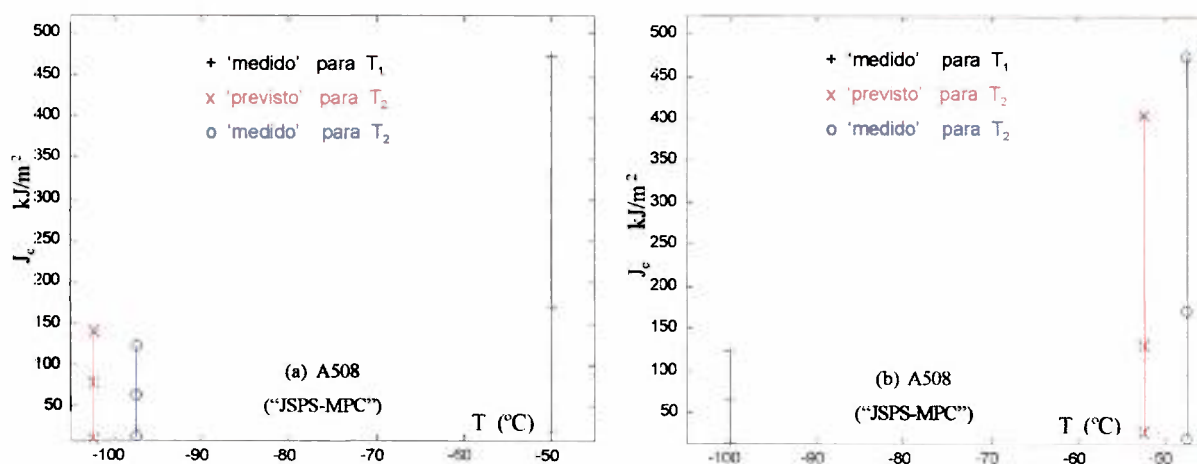


Figura 4.22: Previsão de  $J_c$  para o aço A508 c13 "JSPS-MPC"

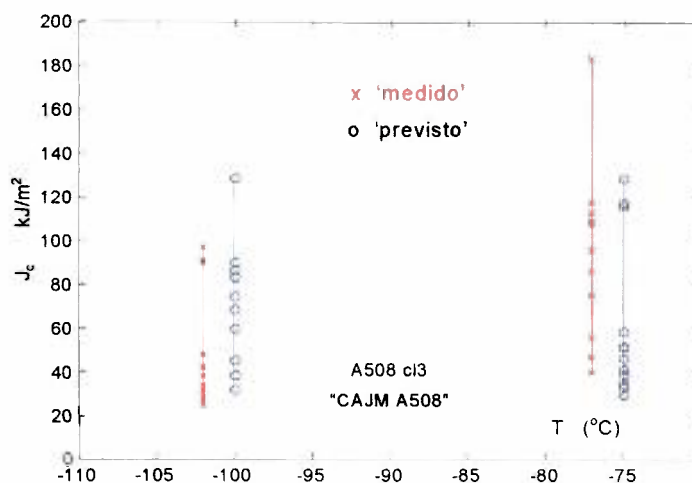


Figura 4.23: Previsão de  $J_c$  para o aço "CAJM A508"

## 5 NÍVEL DE CONFIABILIDADE $\mathcal{C}$ NA DETERMINAÇÃO DE $T_0$

---

### 5.1 Introdução

Como já mencionado, a norma ASTM E1921-97 [1997] estabelece o número mínimo de seis (6) resultados experimentais válidos – valores de tenacidade à clivagem  $J_{Ic}$ , expressos em termos do fator intensidade de tensões equivalente,  $K_{Ic}$  - para a determinação da temperatura de referência de aços ferríticos,  $T_0$ . Não há nenhuma indicação do nível (grau) de confiabilidade  $\mathcal{C}$  no valor de  $T_0$ , assim determinado ou no valor de  $T_0$  determinado a partir de uma quantidade diferente de resultados experimentais. Também não é possível, pela norma ASTM E1921-97 [1997], estabelecer ‘*a priori*’ o número de corpos de prova que devam ser ensaiados, i. é: o número de resultados válidos que devem ser obtidos em uma dada temperatura, para que se tenha um certo grau de confiabilidade  $\mathcal{C}$  no valor de  $T_0$ .

Há situações em que não é possível dispor de todos os resultados necessários a aplicação da norma e ainda assim, se necessita caracterizar o material na transição. Para os casos extremos em que se dispõe de apenas um (1) valor de tenacidade experimental, Landes & Sakalla [1997] sugerem um método alternativo interessante para obter  $T_0$  a partir deste único resultado. Entretanto este método deve ser utilizado apenas em situações extremas.

Como parte deste trabalho de pesquisa foram realizadas simulações numéricas, utilizando o método Monte Carlo, para definir as relações entre o nível de confiabilidade  $\mathcal{C}$  no valor de  $T_0$  e o número  $N$  valores “válidos” de tenacidade à clivagem (número de ensaios), obtidos na temperatura de ensaio  $T$ . Estas relações são apresentadas em forma de gráficos. Foi, também, feito um ajuste nos resultados obtidos para obter uma expressão que determina o referido grau de confiabilidade  $\mathcal{C}$  em função de  $N$  e de  $T$ .

O nível de confiabilidade,  $\mathcal{C}$ , referido a um valor obtido para  $T_0$  a partir de um subconjunto de tenacidades à clivagem,  $T_{0s}$ , traduz a probabilidade de que este valor obtido esteja próximo do valor real da temperatura de referência do material ( $T_{0u}$ ), dentro de uma

faixa dada por  $|T_{ou} - T_{os}| \leq \mathcal{L}$ . No âmbito deste trabalho considera-se  $\mathcal{L} = 10$  °C. Na seção seguinte são fornecidos maiores detalhes e na seção 5.6 é verificada a influência de  $\mathcal{L}$  em  $\mathcal{C}$ .

## 5.2 Metodologia de Trabalho Adotada

De acordo com o método Monte Carlo foram formados conjuntos com  $N$  valores  $K_{jc}$  cada um, associados a uma temperatura de ensaio  $T$ , selecionados aleatoriamente a partir de um conjunto infinito - o “universo” de valores possíveis de tenacidade à clivagem. Este “universo”, por sua vez, além de estar associado a uma temperatura de ensaio  $T$ , expressa em termos de  $(T-T_o)_u$ , ajusta-se perfeitamente a distribuição de Weibull de três parâmetros. O procedimento da norma ASTM E1921-97 [1997] foi, então, aplicado a cada um destes conjuntos de  $N$  valores para obter a sua temperatura de referência  $T_o$ , em termos de  $(T-T_o)_s$ .

Cada conjunto produzirá um valor  $(T-T_o)_s$  diferente do valor ‘real’  $(T-T_o)_u$ . Os valores  $(T-T_o)_s$  associados a todos os conjuntos formam uma distribuição cuja mediana estará tão próximo do valor ‘real’ quanto mais os conjuntos forem representativos do “universo” (i. é: do material). Neste trabalho de pesquisa assumiu-se como aceitáveis aqueles valores de  $(T-T_o)_s$ , associados a conjuntos com  $N$  valores  $K_{jc}$ , que estiverem na porção central da distribuição, definida com uma largura de  $\pm 10$  °C ( $\mathcal{L} = 10$  °C) em torno do valor  $(T-T_o)_u$ . Assim cada distribuição foi dividida em três regiões – eq. (5.1):

$$\begin{aligned}
 1^{\text{a}} \text{ região:} & \quad (T-T_o)_s < (T-T_o)_u - 10^{\circ}\text{C} \\
 2^{\text{a}} \text{ região:} & \quad (T-T_o)_u - 10^{\circ}\text{C} < (T-T_o)_s < (T-T_o)_u + 10^{\circ}\text{C} \\
 3^{\text{a}} \text{ região:} & \quad (T-T_o)_s > (T-T_o)_u + 10^{\circ}\text{C}
 \end{aligned} \tag{5.1}$$

O número relativo de valores  $(T-T_o)_s$  na 2ª região ou região central, define a probabilidade de se ter  $| (T-T_o)_u - (T-T_o)_s | \leq \mathcal{L} = 10$  °C. Esta probabilidade define a confiabilidade, ou: nível de confiabilidade -  $\mathcal{C}$ , na determinação de  $T_o$ , utilizando  $N$  valores de  $K_{jc}$  experimentalmente obtidos. A adoção desta faixa de  $\pm 10$  °C em torno do valor teórico da distribuição foi escolhida arbitrariamente, e traduz um valor implicitamente adotado na norma ASTM E1921-97 [1997].

Nas análises foram considerados, ao todo, nove (9) valores de  $(T-T_{o,u})$ : de  $-100$  °C a  $+100$  °C com incrementos de  $25$  °C, e 12 valores de  $N$ :  $\{3, 4, 5, 6, 8, 10, 14, 20, 25, 35, 50, 100\}$ . Acredita-se ter coberto toda a região de transição e todos os valores razoavelmente possíveis para o número ( $N$ ) de resultados experimentais em um dado conjunto.

Foi feita uma abordagem inicial, considerando um conjunto “universo” com um número fixo de valores  $K_{j,c}$  [Miranda, 1997b, Miranda & Landes, 1997c]. Como os resultados mostraram dependência da quantidade de valores no conjunto “universo” decidiu-se a abordagem pelo método Monte Carlo. Em uma análise preliminar [Miranda & Landes, 1997d] foi determinado quantos conjuntos deveriam ser considerados para fornecer uma boa distribuição dos valores  $(T-T_{o,s})$ . Foram testados três valores:  $10^3$ ,  $10^4$  e  $10^5$ . Os resultados mostraram que com  $10^4$  e com  $10^5$  subconjuntos as distribuições de  $(T-T_{o,s})$  bem como os resultados subsequentes, na prática eram idênticas. Assim no presente trabalho adotou-se trabalhar, em cada simulação, com  $3 \cdot 10^4$  subconjuntos.

As análises foram realizadas em quatro (4) etapas como descrito a seguir.

**Etapa 1 - cálculo de  $K_{o,u}$**  – este é o valor que associa o universo de valores aleatórios com um dado  $(T-T_{o,u})$ . Para obtê-lo as eq. (2.11) e (2.16) devem ser utilizadas, de forma apropriada, nesta ordem. A eq. (2.16) é derivada da eq. (2.6) fazendo  $P_f = 0,5$ .

**Etapa 2 - obter cada subconjunto com  $N$  valores  $K_{j,c,i}$**  – para cada valor randômico de probabilidade  $P_{fi}$  ( $0 \leq P_{fi} \leq 1$ ) a eq. (2.6) foi aplicada para obter os respectivos valores  $K_{j,c,i}$  (usando o valor  $K_{o,u}$  da etapa 1, com  $m = 4$  and  $K_{\min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).

**Etapa 3 – tratamento de cada subconjunto** – as eq. (2.15), (2.16) e (2.17) foram aplicadas, nesta seqüência e de forma apropriada, a cada subconjunto com  $N$  valores  $K_{j,c}$  para obter o respectivo valor  $(T-T_{o,s})$ .

**Etapa 4 – tratamento dos resultados** – para cada valor de  $N$  existem  $3 \cdot 10^4$  valores de  $(T-T_{o,s})$  para definir a respectiva distribuição. As seções 5.3 e, principalmente, 5.4 mostram os resultados básicos e como os mesmos foram tratados.

As etapas 2 e 3 foram repetidas 30000 vezes para cada valor de N. As etapas 1, 2, 3 e 4 foram repetidas para cada valor de  $(T-T_o)_u$ .

A partir das distribuições dos valores de  $(T-T_o)_s$  foram obtidas as curvas com as contagens relativas em cada uma das suas três regiões previamente definidas e os demais resultados como as curvas as curvas " $\mathcal{C}$  versus  $(T-T_o)_u$ " para diversos valores de N e "Mínimo N versus  $(T-T_o)_u$ " associadas a  $\mathcal{C} = 70\%, 80\%, 90\%, 95\%$  e  $98\%$ . Estas últimas foram inicialmente ajustadas com uma única equação exponencial. Um segundo ajuste, usando um polinômio do 3º grau, foi realizado nos coeficientes encontrados. Desta forma é obtida uma expressão analítica para fornecer o número mínimo (Mínimo N ou MínN) necessário de valores  $K_{jc}$ , obtidos na temperatura T, para que se determine a temperatura de referência ( $T_o$ ) com um dado nível de confiabilidade  $\mathcal{C}$  ( $70\% \leq \mathcal{C} \leq 98\%$ ).

### 5.3 Resultados Básicos

#### 5.3.1 Distribuições dos Valores $(T-T_o)_s$

Para cada valor  $(T-T_o)_u$  e para cada valor N foram obtidos 30000 valores  $(T-T_o)_s$  com os quais foram, por sua vez, obtidas curvas como aquelas típicas apresentadas nas figuras 5.1 e 5.2 para um mesmo  $(T-T_o)_u$  e nas figuras 5.3 e 5.4 para um mesmo valor N.

Os valores mínimos e máximos de cada distribuição (MinDt e MaxDt respectivamente), são mostrados na figura 5.5 como função de N e de  $(T-T_o)_u$ . Nesta figura, para cada temperatura, as linhas estão deslocadas na horizontal e, como pode ser observado, para os menores valores de N tem-se os maiores valores, em absoluto, de MinDt e MaxDt.

#### 5.3.2 Contagens Relativas nas Regiões #1, #2 e #3

Como já mencionado, no âmbito deste trabalho, o nível de confiabilidade ( $\mathcal{C}$ ) na determinação de  $T_o$  é a contagem relativa (%) obtida na 2ª região, centrada no valor  $(T-T_o)_u$  com largura  $2\mathcal{L} = 20$  °C. As figuras 5.6.a, 5.6.b e 5.6.c apresentam as curvas "Contagem Relativa (%) versus N" respectivamente para as regiões #1, #2 e #3. O eixo horizontal (N) foi limitado a 50 porque todas as curvas tendem para o mesmo valor a medida que N cresce.

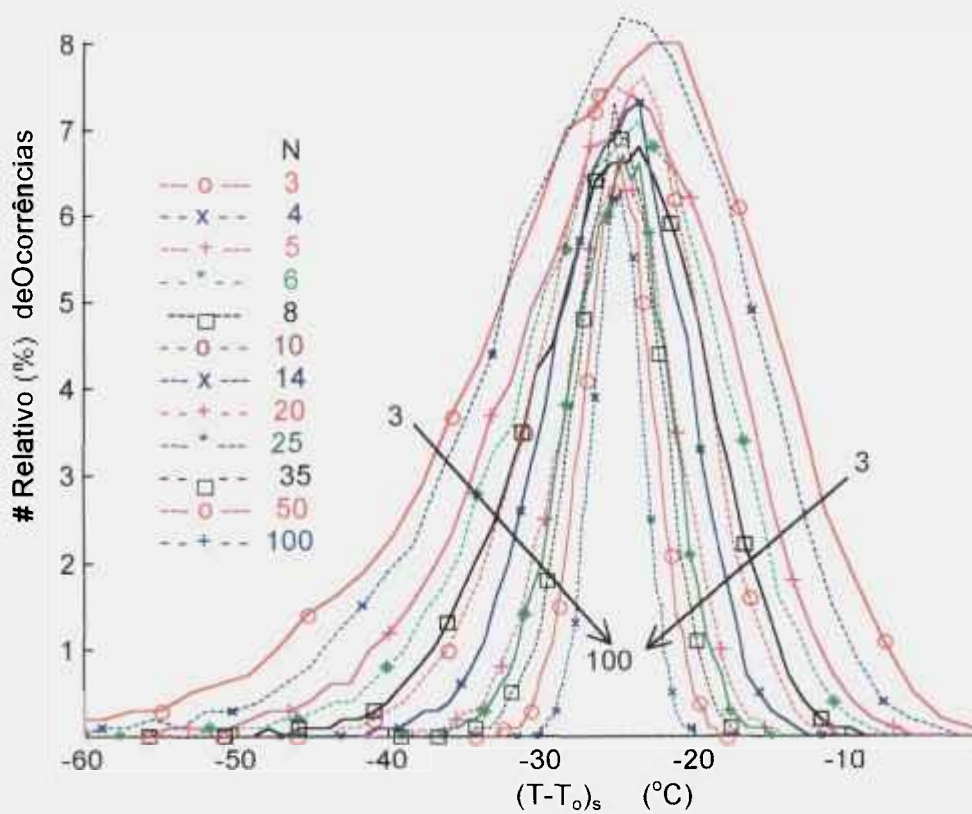


Figura 5.1: Distribuições de  $(T-T_o)_s$  para  $(T-T_o)_u = -25$  °C

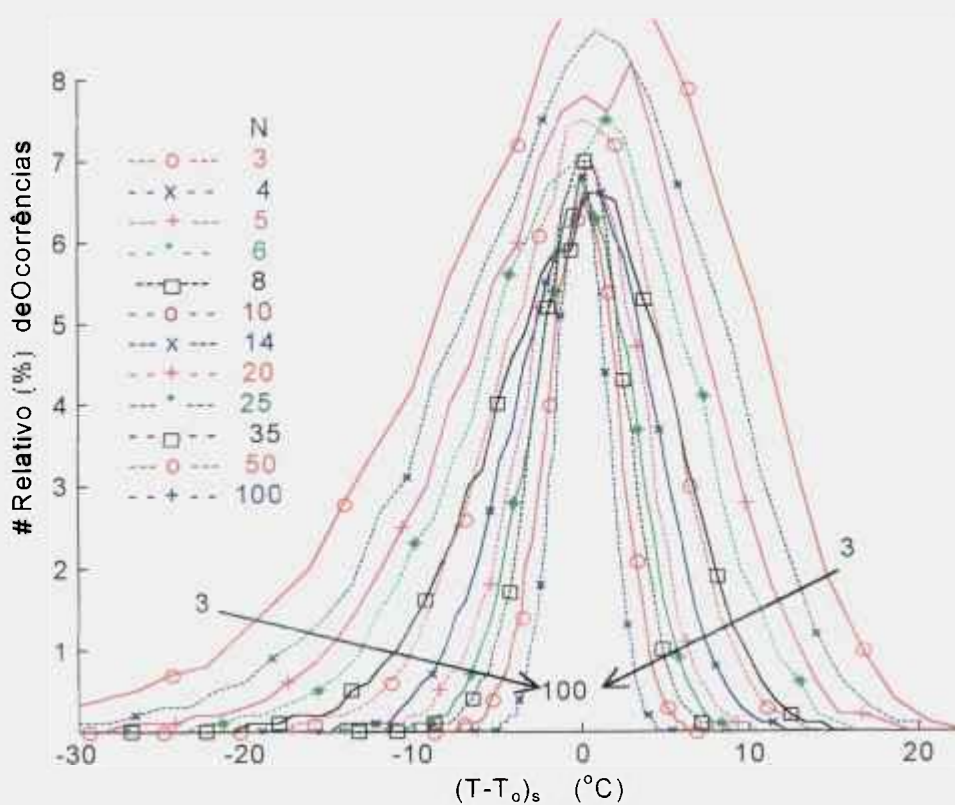


Figura 5.2: Distribuições de  $(T-T_o)_s$  para  $(T-T_o)_u = 0$  °C

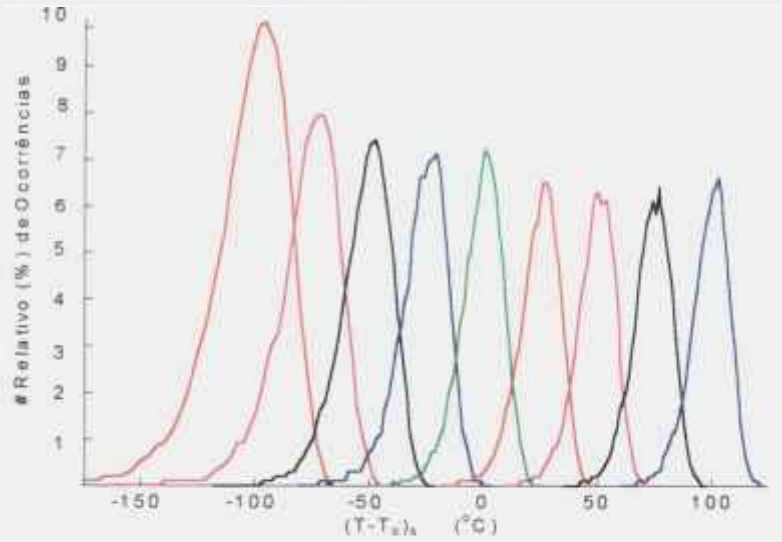


Figura 5.3: Distribuições de  $(T-T_0)_s$  para  $N = 3$

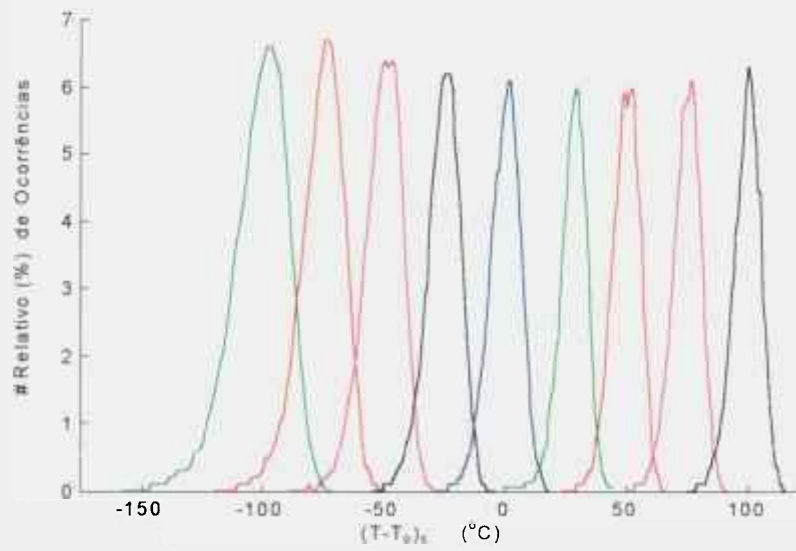


Figura 5.4: Distribuições de  $(T-T_0)_s$  para  $N = 6$

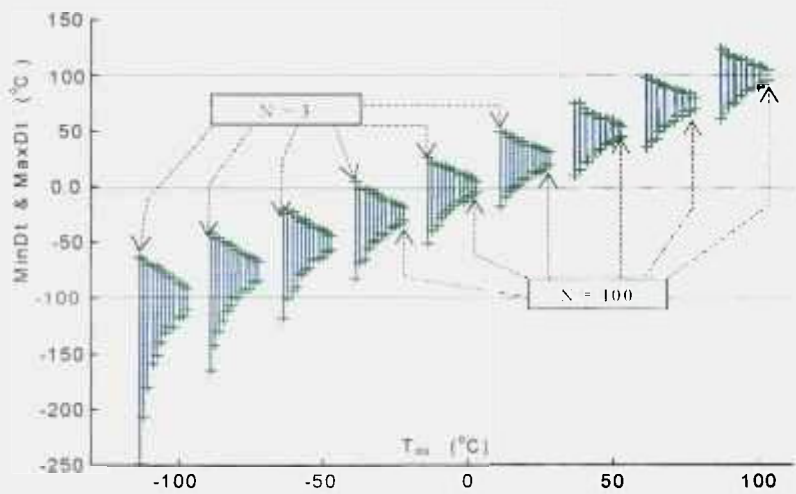


Figura 5.5: Mínimos e máximos das distribuições  $(T-T_0)_s$  como função de  $N$  e  $(T-T_0)_u$

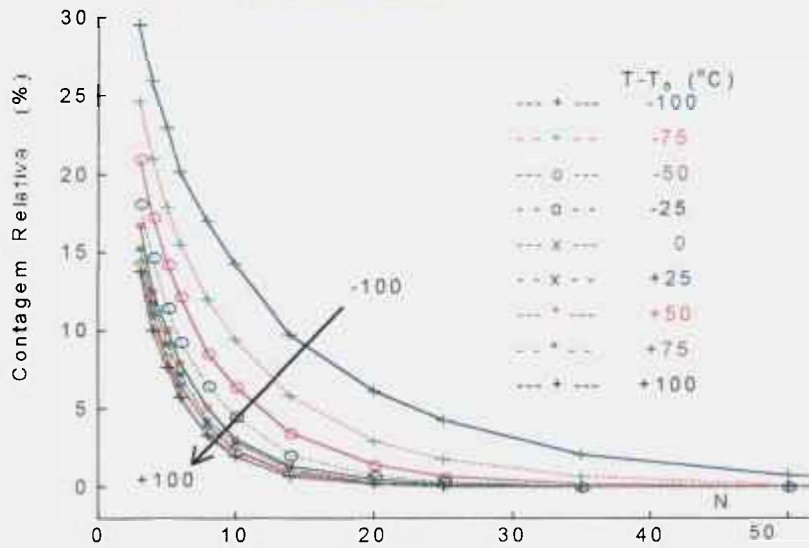


Figura 5.6.a: Contagem relativa na região #1

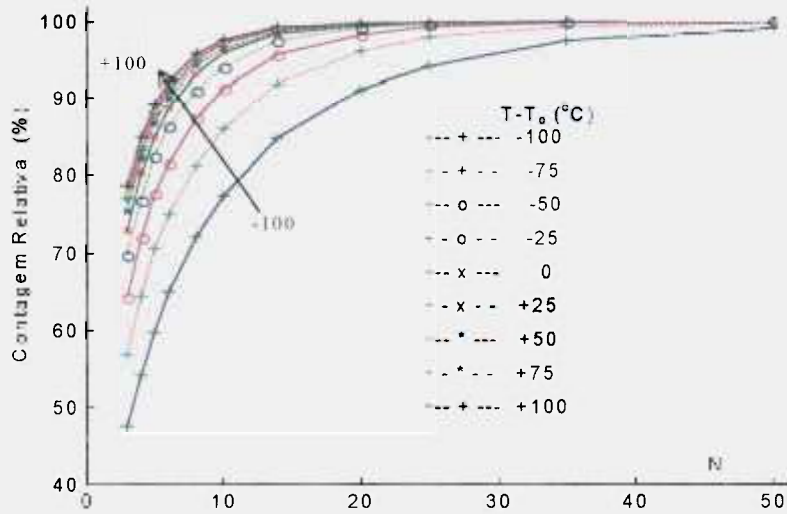


Figura 5.6.b: Contagem relativa na região #2

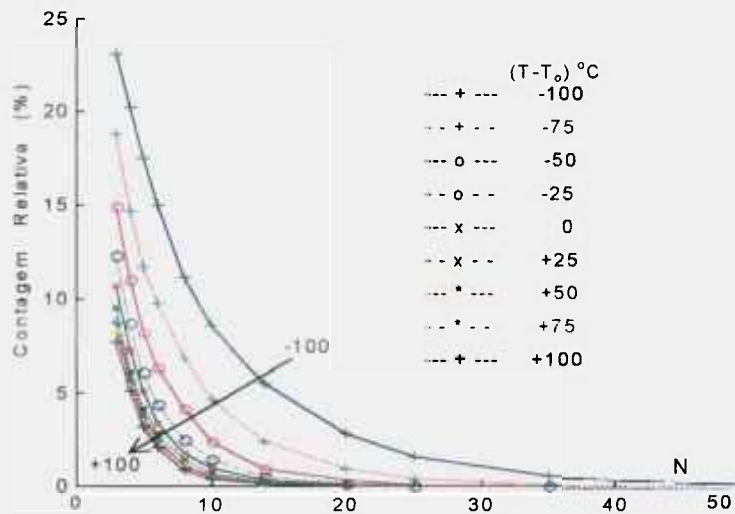


Figura 5.6.c: Contagem relativa na região #3

Estas curvas, na sua essência contêm as informações desejadas embora estas não estejam em uma forma evidente e de uso imediato. Assim foram preparadas as curvas “Mínimo N *versus*  $(T-T_0)_u$ ” e “ $\mathcal{C}$  *versus*  $(T-T_0)_u$ ” apresentadas nas seções 5.4 e 5.5 a seguir.

#### 5.4 Mínimo N Para Obter um dado Nível de Confiabilidade $\mathcal{C}$ na Determinação de $T_0$

A partir das hipóteses feitas e dos resultados apresentados anteriormente foi obtida uma família de curvas “Mínimo N *versus*  $(T-T_0)_u$ ”, apresentadas na figura 5.7, associadas aos níveis de confiabilidade  $\mathcal{C} = 80\%$ ,  $90\%$ ,  $95\%$  e  $98\%$ . Embora calculado, o nível de confiabilidade  $\mathcal{C} = 70\%$  não é apresentado nesta figura, mas foi utilizado no processo de ajuste apresentado a seguir. Com estas curvas é possível definir o número N mínimo de resultados “válidos” (Mínimo N ou MinN) que devem ser obtidos a uma dada temperatura  $(T-T_0)_u$ , para que se tenha um determinado nível de confiabilidade  $\mathcal{C}$  na obtenção de  $T_0$ .

Como exemplo de sua aplicação, e como indicado na figura 5.7, pode ser visto que, para se ter  $\mathcal{C} = 95\%$  no valor de  $T_0$ , quando os ensaios são realizados a  $(T-T_0)_u = -25$  °C, deve-se dispor de pelo menos 11 resultados válidos. Se os ensaios forem realizados a  $(T-T_0)_u = 0$  °C, isto é: na temperatura de referência, serão necessários pelo menos 10 resultados válidos para fornecer o mesmo nível de confiabilidade na determinação de  $T_0$ .

A família de curvas da figura 5.7, mais aquela associada a  $\mathcal{C} = 70\%$ , tem o mesmo aspecto. Assim, foi feito um duplo ajuste destas curvas utilizando-se o método dos mínimos quadrados, a partir da equação (5.2), com os seus coeficientes expressos por um polinômio do 3º grau, eq. (5.3). Os coeficientes  $a_i$ ,  $b_i$  e  $c_i$  da eq. (5.2) são apresentados na tabela 5.1. Observe-se que, nesta eq.  $-100$  °C  $\leq (T-T_0)_u \leq +100$  °C. Estes coeficientes foram, então, ajustados usando a eq. (5.3) para obtê-los em função do nível de confiabilidade  $\mathcal{C}$ ,  $0,70 \leq \mathcal{C} \leq 0,98$ . Os coeficientes  $d_j$ ,  $e_j$ ,  $f_j$  e  $g_j$  da eq. (5.3) estão apresentados na tabela 5.2. Com este duplo ajuste tem-se apenas uma expressão para definir a família de curvas que fornecem o número mínimo N de resultados válidos (MinN), obtidos à temperatura  $(T-T_0)_u$ , que se deve dispor para determinar  $T_0$  com um certo grau de confiabilidade  $\mathcal{C}$  ( $0,70 \leq \mathcal{C} \leq 0,98$ ).

$$MinN = a_i + b_i e^{\frac{-(T-T_0)}{c_i}} \quad (5.2)$$

$$a_i \text{ ou } b_i \text{ ou } c_i = d_j + e_j \varphi + f_j \varphi^2 + g_j \varphi^3 \quad (5.3)$$

Na figura 5.8 apresenta-se a comparação deste ajuste (curvas com linha tracejadas que foram obtidas com as expressões (5.2) e (5.3) com os valores originais (as curvas com linhas contínuas). A maior diferença entre as duas curvas é 2, na região de baixas temperaturas.

Tabela 5.1: Primeiro ajuste - coeficientes  $a_i$ ,  $b_i$  e  $c_i$

Nível de Confiabilidade		Coeficientes da eq. (5.2)		
$i$	% ( $\varphi$ )	$a_i$	$b_i$	$c_i$
1	70% (0,70)	3,00	0,12	28,06
2	80% (0,80)	3,18	0,75	41,99
3	90% (0,90)	5,24	1,22	41,59
4	95% (0,95)	7,40	1,88	42,66
5	98% (0,98)	10,94	2,41	40,76

Tabela 5.2: Segundo ajuste - coeficientes  $d$ ,  $e$ ,  $f$  e  $g$

Coeficientes da eq. (5.3)					
$j$		$d_j$	$e_j$	$f_j$	$g_j$
1	Coefic. $a_i$	-404,75	1581,7	-2042,8	879,0
2	Coefic. $b_i$	-116,65	428,6	-525,6	216,5
3	Coefic. $c_i$	-1389,9	4745,1	-5217,9	1904,1

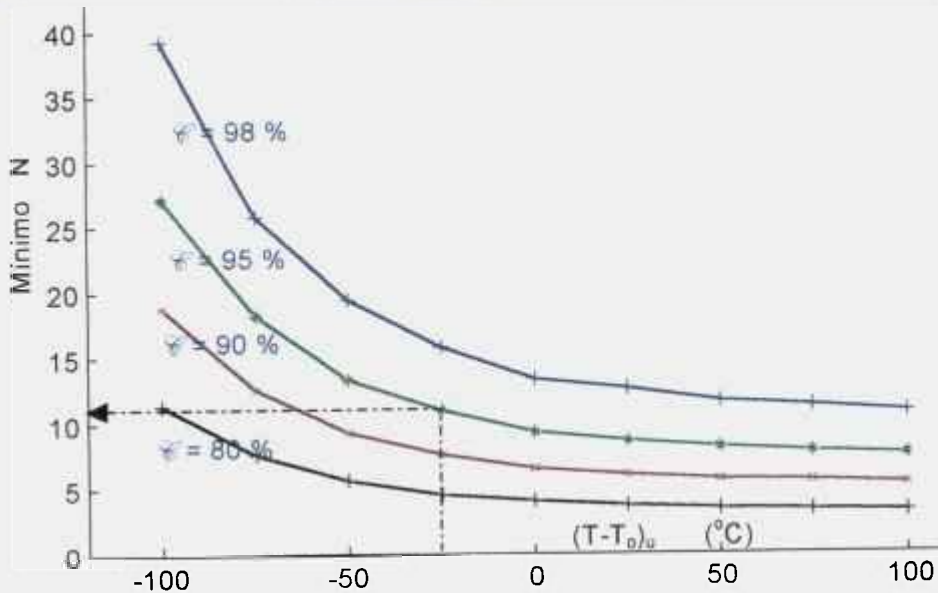


Figura 5.7: Curvas "Mínimo N x  $(T-T_0)_u$ " para um dado  $\mathcal{C}$

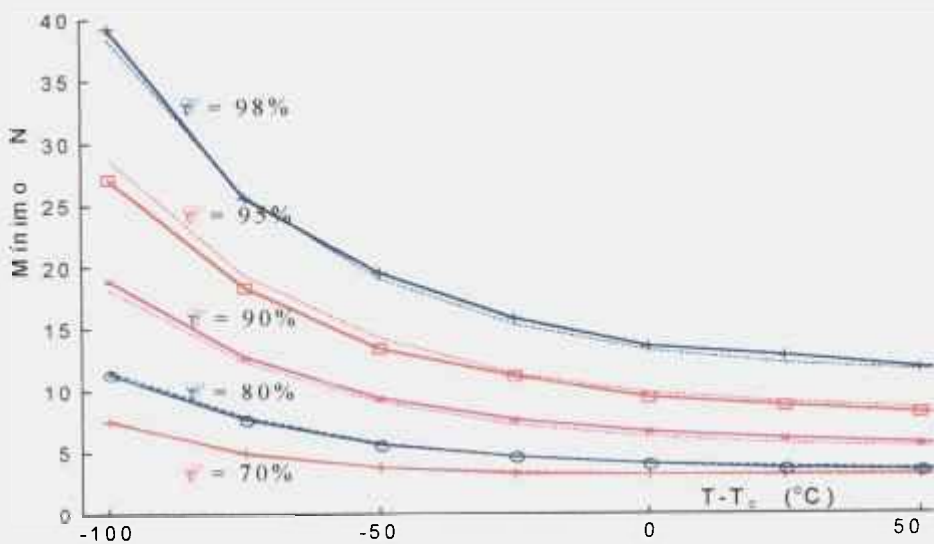


Figura 5.8: Comparação entre as curvas original (contínua) e ajustada (tracejada)

### 5.5 Nível de Confiabilidade $\mathcal{C}$ em Função de $(T-T_0)_u$ Para N Valores

Em algumas situações, após os ensaios por exemplo, o número de resultados válidos é conhecido e se deseja ter o nível de confiabilidade  $\mathcal{C}$  associado ao valor determinado de  $T_0$ . Para esta situação foram obtidas as curvas "Nível de Confiabilidade  $\mathcal{C}$  versus  $(T-T_0)_u$ " apresentadas na figura 5.9. Para estas curvas os valores de N estão compreendidos entre [3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10, 12, 14, 16, 18, 20, 22, 24, 26, 30, 40].

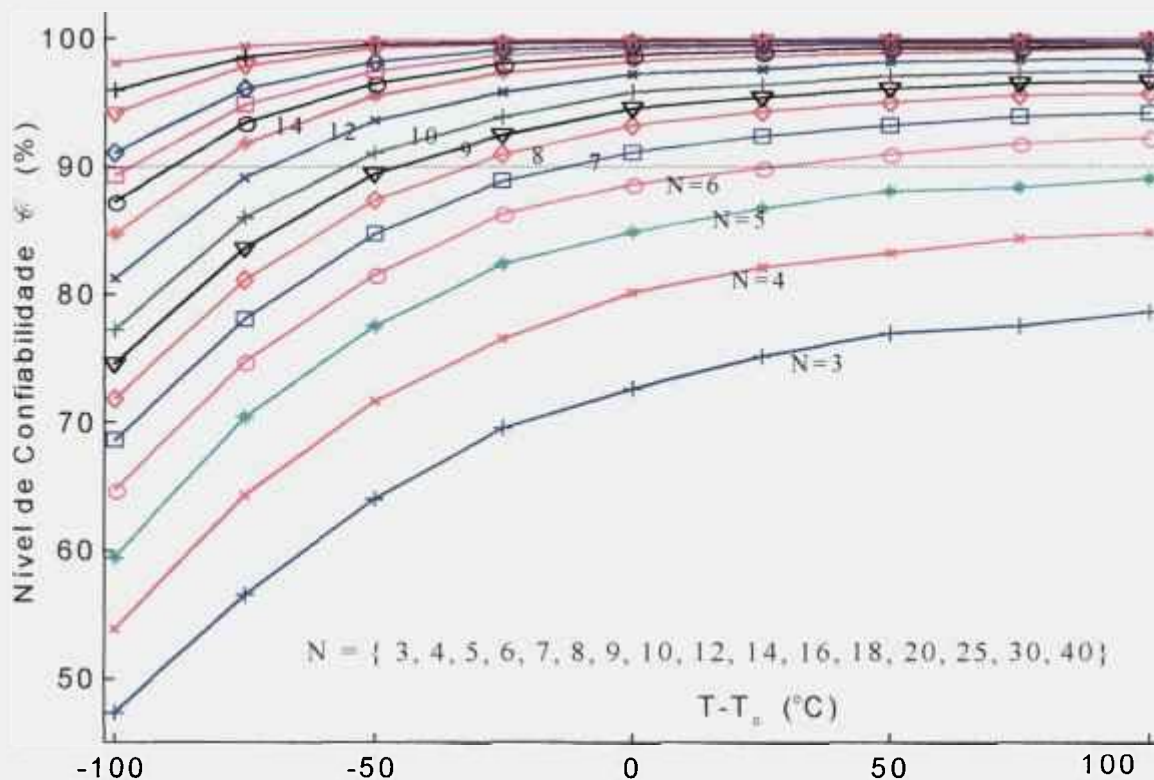


Figura 5.9:  $\Phi$  (%) para um dado  $N$  como função de  $(T-T_u)_u$

## 5.6 Influência de $\mathcal{L}$ nos Resultados

A norma ASTM 1921-97 [1997] indica que os valores calculados de  $T_u$  devem estar em uma faixa de tolerância de  $\pm 10$  °C em torno do valor esperado, para levar em conta vários fatores como: a incerteza inerente aos testes realizados na região inferior da transição, onde a “*Master Curve*” apresenta pouca inclinação; a incerteza quanto a influência do parâmetro  $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ; a incerteza introduzida pela imposição do expoente  $m = 4$  da distribuição de Weibull para conjuntos com poucos valores  $K_{Jc}$ . Este expoente tende para 4 a medida que o número de resultados aumenta, porém apresenta grande variabilidade quando o mesmo é calculado utilizando-se conjuntos com poucos valores [Wallin, 1984, Landes, 1992].

Todos os resultados já apresentados foram obtidos considerando o nível de confiabilidade  $\Phi$  como sendo a contagem relativa na região #2 que, por sua vez, foi definida como sendo a faixa centrada no valor ‘real’ da temperatura de referência ( $T_{ref}$ ) com uma largura total de 20 °C ( $\mathcal{L} = 10$  °C). Assim, este valor de largura ( $\mathcal{L}$ ) define a faixa de valores

dentro da qual se admite que estejam os valores de  $T_{os}$ , levando em conta o espalhamento dos mesmos.

Nesta seção serão apresentados alguns resultados onde o valor da largura total da mencionada faixa variou de 10 °C ( $\mathcal{L} = 5$  °C) até 30 °C ( $\mathcal{L} = 15$  °C) em intervalos de 5 °C. No total foram estudados 5 casos:

$$\text{caso \#1: } 2 | T_{ou} - T_{os} | = 10 \text{ } ^\circ\text{C} (\mathcal{L} = 5,0 \text{ } ^\circ\text{C})$$

$$\text{caso \#2: } 2 | T_{ou} - T_{os} | = 15 \text{ } ^\circ\text{C} (\mathcal{L} = 7,5 \text{ } ^\circ\text{C})$$

$$\text{caso \#3: } 2 | T_{ou} - T_{os} | = 20 \text{ } ^\circ\text{C} (\mathcal{L} = 10,0 \text{ } ^\circ\text{C})$$

$$\text{caso \#4: } 2 | T_{ou} - T_{os} | = 25 \text{ } ^\circ\text{C} (\mathcal{L} = 12,5 \text{ } ^\circ\text{C})$$

$$\text{caso \#5: } 2 | T_{ou} - T_{os} | = 30 \text{ } ^\circ\text{C} (\mathcal{L} = 15,0 \text{ } ^\circ\text{C})$$

O caso 3 corresponde aos resultados já apresentados. As análises seguiram a mesma metodologia já descrita na seção 5.2 e os resultados obtidos são apresentados apenas na forma das curvas “Mínimo N *versus* (T-T<sub>o</sub>)”, nas figuras 5.10-5.13 (para o caso #3 veja-se a figura 5.7). Para obter as curvas “Mínimo N *versus* (T-T<sub>o</sub>)” dos casos #4 e #5 foram gerados conjuntos com até 2 valores  $K_{jc}$ . Note-se que, em particular para o caso #5, figura 5.13, poderiam ter sido adotados conjuntos com apenas 1 valor de  $K_{jc}$ , suficiente para atingir os níveis mais baixos de confiabilidade na determinação de  $T_o$ .

Nos casos/situações em que foram analisados conjuntos com apenas 2 valores  $K_{jc}$ , utilizou-se 50000 conjuntos para obter as curvas das distribuições de (T-T<sub>o</sub>)<sub>s</sub>. Nas demais situações foram utilizados os mesmos 30000 conjuntos como mencionado anteriormente, na seção 5.2.

As curvas “Mínimo N x (T-T<sub>o</sub>)<sub>u</sub>” apresentam um aspecto uniforme e praticamente independente do valor  $\mathcal{L}$  adotado. Este valor influi na escala vertical das curvas. Esta influência pode ser vista na figura 5.14, obtida considerando a temperatura de ensaio igual a temperatura de referência i. é: T-T<sub>o</sub> = 0 °C, onde são mostradas as curvas “Mínimo N *versus*  $\mathcal{L}$ ”, com o valor  $\mathcal{L}$  entre 5 °C e 15 °C, associadas a  $\mathcal{C} = 80\%$ , 90%, 95% e 98%.

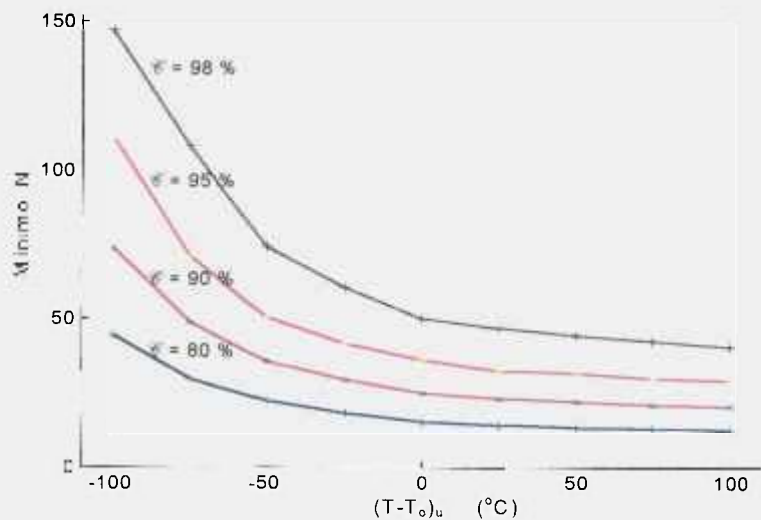


Figura 5.10: Caso #1 - Curvas "Mínimo N x  $(T-T_0)_u$ ",  $\mathcal{L} = \pm 5,0^\circ\text{C}$

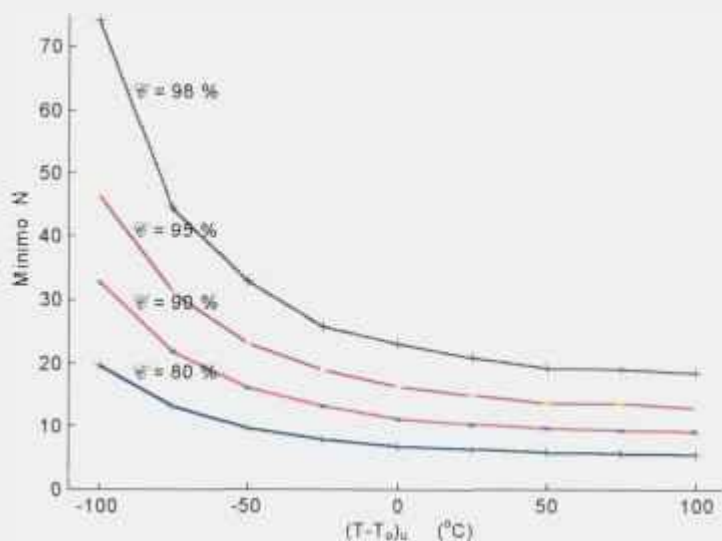


Figura 5.11: Caso #2 - Curvas "Mínimo N x  $(T-T_0)_u$ ",  $\mathcal{L} = \pm 7,5^\circ\text{C}$

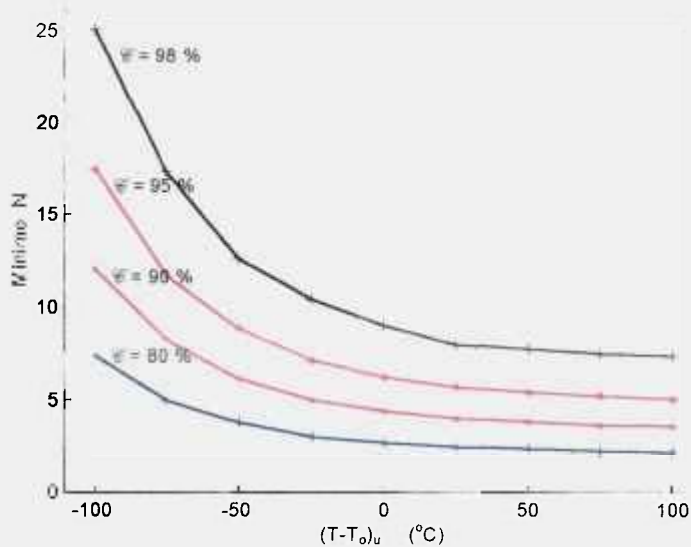


Figura 5.12: Caso #4 - Curvas "Mínimo N x  $(T-T_0)_u$ ",  $\mathcal{L} = \pm 12,5^\circ\text{C}$

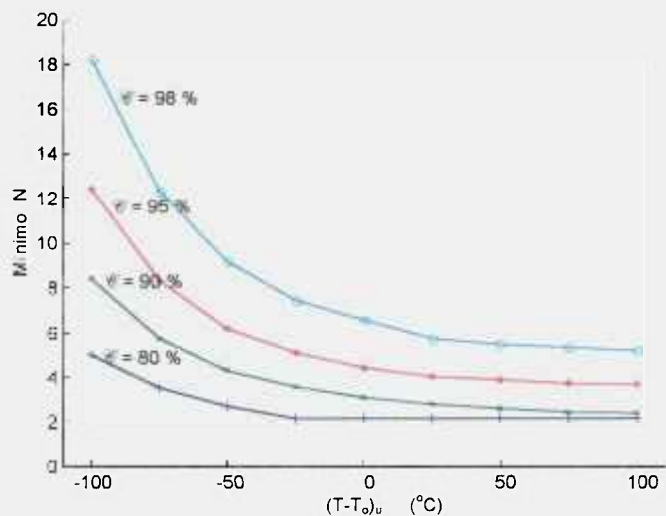


Figura 5.13: Caso #5 - Curvas "Mínimo N x  $(T-T_0)_u$ ",  $\mathcal{L} = \pm 15,0$  °C

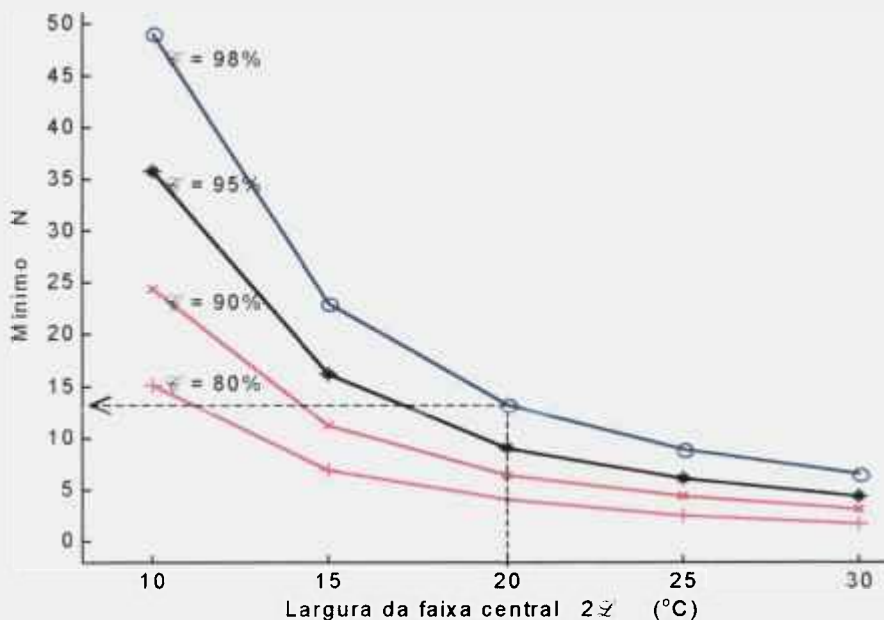


Figura 5.14: Influência de  $\mathcal{L}$  no número mínimo de ensaios para obter um dado nível de confiabilidade  $\mathcal{C}$  - para  $(T-T_0)_u = 0$  °C

### 5.7 Discussão Geral – Nível de Confiabilidade $\mathcal{C}$ na Determinação de $T_0$

Inicialmente ressalte-se que: (a) não foi aplicado o procedimento de triagem ("censoring") [ASTM E1921, 1997] na análise dos conjuntos de valores  $K_{jc}$  gerados aleatoriamente. (b) Os mesmos são obtidos de "universos" que atendem perfeitamente a distribuição de Weibull de três parâmetros. (c) Quando um dado conjunto apresentava um

valor  $K_{Jc,med} < 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , o mesmo era descartado e um novo conjunto era gerado. Este fato ocorreu em menos de 1% dos conjuntos associados a  $(T-T_0)_u = -100 \text{ }^\circ\text{C}$ , e para cerca de 10 conjuntos associados a  $(T-T_0)_u = -75 \text{ }^\circ\text{C}$ , e indica que o conjunto de valores gerados está no, ou muito próximo do, patamar inferior.

A seguir serão feitas algumas observações a partir dos resultados obtidos dos quais os principais, e algumas das conclusões, estão em fase de publicação [Miranda & Landes, 1999b]. Resultados parciais foram apresentados em “*Workshop*” específico sobre a “*Master Curve*” [Miranda & Landes, 1998a].

1. *Dispersão*. Como era esperado, e independente da temperatura  $(T-T_0)_u$ , as distribuições de  $(T-T_0)_s$  tornam-se mais estreitas, indicando que a dispersão dos valores obtidos diminui, a medida que aumenta o número (N) de valores  $K_{Jc}$  que formam os subconjuntos, conforme mostrado nas figuras 5.1-5.4. Também, como esperado, a faixa de variação destes valores, em termos dos valores  $(T-T_0)_s$  extremos (MinDt e MaxDt), mostra uma sensível redução a medida que N aumenta. Este fato está claramente visível na figura 5.5.

2. *Conservadorismo*. A 3ª região da distribuição de  $(T-T_0)_s$  poderia ser considerada na definição do nível de confiabilidade, uma vez que está associada a uma estimativa conservadora da tenacidade à clivagem. Se esta região #3, definida nas eq. (5.1), fosse incluída o número de resultados válidos necessários para fornecer um dado nível de confiabilidade  $\%C$ , seria reduzido. Esta inclusão faria aumentar  $\%C$  para aqueles conjuntos com, em média, menos do que 7 (sete) valores  $K_{Jc}$ . Esta opção não foi adotada no presente estudo para que as curvas obtidas tivessem algum grau de conservadorismo.

3. A norma ASTM E1921-97 [1997] sugere que os ensaios para determinar  $T_0$  sejam realizados em uma temperatura T o mais próximo possível da temperatura  $T_0$ . Inclusive sugere um procedimento aproximado para determinar esta temperatura de ensaio, baseado em resultados de ensaios de impacto Charpy realizados em várias temperaturas na transição.

A partir dos resultados apresentados pode-se observar que, utilizando-se 6 valores  $K_{Jc}$  válidos, como recomendado na norma ASTM E1921-97 [1997], pode-se ter menos do que 90% de confiabilidade na determinação de  $T_0$  quando a temperatura de ensaio (T) é a

mesma que a temperatura de referência  $T_0$ , i.é.: quando  $(T-T_0)_u = 0^\circ \text{C}$ . Para este valor de  $(T-T_0)_u$  cerca de 12 resultados são necessários para termos 95% de confiabilidade na determinação de  $T_0$ . Quando se tem apenas 6 resultados, o nível de confiabilidade na determinação de  $T_0$  será maior do que 90% somente quando os ensaios forem realizados em temperaturas acima de  $(T-T_0)_u = 25^\circ \text{C}$ . Isto significa obter valores  $K_{Jc}$  maiores e, portanto, risco de se ter muitos valores não-válidos.

4. *Limite superior da temperatura de ensaio.* Como as curvas das figuras 5.7 e 5.9 mostram, não há grande vantagem em realizar ensaios na região  $(T-T_0)_u > 50^\circ \text{C}$ , uma vez que as curvas de confiabilidade se tornam quase horizontais. E, como a ‘*Master Curve*’ não define o fim da transição, existe a possibilidade de que alguns resultados (ou todos) apresentem fratura típica do patamar superior: fratura dúctil ou colapso plástico. Combinando o fato da tenacidade à clivagem crescer exponencialmente com a temperatura com o limite imposto pela eq. 2.12, nesta região da transição é maior a possibilidade de se obter muitos valores inválidos para determinar  $T_0$ . Assim, se desaconselha realizar ensaios na região onde  $(T-T_0)_u > 25^\circ \text{C}$ .

5. *Limite inferior da temperatura de ensaio.* O comportamento das curvas obtidas, na região onde a  $T$  é mais baixa do que  $T_0$ , fig. 5.7 e 5.9, está diretamente associado com o fato da ‘*Master Curve*’ apresentar pouca inclinação nesta região. Uma pequena variação no valor  $K_{Jc}$  medido implica uma forte variação da temperatura  $T_0$  associada. Assim, para garantir bons níveis de confiabilidade  $\neq$  se recomenda que os ensaios não sejam realizados na região onde  $(T-T_0) \leq -25^\circ \text{C}$ .

6. Portanto, em uma primeira análise dos resultados das simulações feitas, a melhor faixa de temperaturas  $T$  para a realização de ensaios para determinar  $T_0$  é  $-25^\circ \text{C} \leq (T-T_0) \leq 25^\circ \text{C}$ . Lembrando que para obter a ‘*Master Curve*’ os valores  $K_{Jc}$  são associados a espessura unitária,  $B = 1T$ , estes limites mudarão de acordo com a geometria ensaiada e o seu tamanho ( $B$ ). No capítulo 3 foi visto que o valor máximo de temperatura de ensaio  $T$ , para os corpos de prova utilizados na parte experimental deste trabalho de pesquisa, é  $(T-T_0) \approx 25^\circ \text{C}$  para a geometria  $\frac{1}{2}T$  CT e é  $(T-T_0) \approx 0^\circ \text{C}$  para a geometria Charpy.

7. *Superposição.* A região de superposição de duas curvas de distribuições de

$(T-T_0)_s$  adjacentes cresce a medida que  $N$  diminui e que o valor  $(T-T_0)_u$  é menor, conforme indicado nas fig. 5.3 a 5.5. Como se sugere que os ensaios não sejam realizados na região em que  $(T-T_0)_u < -25$  °C esta superposição não chega a ser um problema para este estudo.

8. *Influência da largura  $\mathcal{L}$  da faixa de tolerância.* O comportamento das curvas apresentadas está diretamente relacionado com a definição da “*Master Curve*”. Os resultados obtidos estão diretamente associados com a hipótese de que a confiabilidade  $\mathcal{C}$  na determinação de  $T_0$  é traduzida pela probabilidade de um valor de  $T_0$  estar na região central das distribuições de  $(T-T_0)_s$ , onde  $|(T-T_0)_u - (T-T_0)_s| \leq \mathcal{L} = 10$  °C. Para se obter um mesmo valor de confiabilidade  $\mathcal{C}$  no valor determinado para  $T_0$ , se a largura desta faixa,  $\mathcal{L}$ , for reduzida/aumentada o número de valores  $K_{Jc}$  válidos necessários (ou, em outras palavras, o número de corpos de prova a serem ensaiados) aumentará/diminuirá.

A partir da fig. 5.14 observa-se, como era esperado, uma forte influência da largura desta faixa ( $\mathcal{L}$ ) na confiabilidade  $\mathcal{C}$  do valor obtido para  $T_0$ . Pelos resultados apresentados na figura 5.14, onde se considera a temperatura de ensaio ( $T$ ) igual a temperatura de referência ( $T_0$ ), para  $\mathcal{L} = 10$  °C – faixa central com largura total de 20 °C - necessita-se de cerca de 14 valores experimentais para se ter confiabilidade  $\mathcal{C} = 98\%$  no valor de  $T_0$ . Para ter  $\mathcal{C} = 95\%$  são necessários, no mínimo, cerca de 10 valores experimentais. Tem-se  $\mathcal{C} \approx 90\%$  associado ao valor determinado para  $T_0$  utilizando seis valores experimentais.

Considerando apenas seis valores  $K_{Jc}$  experimentais “válidos”, para que se tenha entre 95% e 98% de confiabilidade  $\mathcal{C}$  no valor  $T_0$  determinado, deve-se admitir uma faixa com 25 °C de largura total ( $\mathcal{L} = 12,5$  °C) em torno do valor esperado.

9. *Fim da transição.* A “*Master Curve*” não define o fim da transição. Esta estimativa pode ser feita com o uso da metodologia de previsão de tenacidade à clivagem descrita em linhas gerais no capítulo 2 deste trabalho, utilizada no capítulo 4 e com exemplos de sua aplicação nos capítulos 2 e 4.

## 6 CONCLUSÕES

---

A seguir será feito um resumo do que constou este trabalho de pesquisa onde apresentou-se: (Cap. 3) os resultados do programa experimental onde foram utilizados 63 corpos de prova pequenos para a determinação da tenacidade à clivagem ( $J_c$ ,  $K_{Jc}$ ) na transição, (Cap. 4) uma metodologia para obtenção da tensão de clivagem  $\sigma_c$  a partir de resultados de ensaios de mecânica da fratura na transição ( $J_c$ ), e (Cap. 5) uma proposta para definir o grau de confiabilidade na determinação da temperatura de referência  $T_0$  de aços ferríticos, complementando e preenchendo uma lacuna na norma ASTM E1921-97 [1997].

A tensão de clivagem é um dos parâmetros importantes na previsão de tenacidade à clivagem na transição. Ela é superior a tensão de ruptura e, por esta razão, só pode ser medida de forma indireta por meio de um procedimento experimental complexo e sujeito a interpretações subjetivas uma vez que a identificação do elo-mais-fraco nem sempre é clara e unívoca. O procedimento proposto para obtê-la faz uso do princípio do elo-mais-fraco e da teoria de dois parâmetros J-Q, utilizando um conjunto de valores de tenacidade à clivagem medidos para uma dada geometria e temperatura.

Nos testes efetuados utilizando valores de  $J_c$  medidos com o aço *20MnMoNi55* o método proposto convergiu para um valor médio de  $\sigma_c$  muito próximo do valor médio medido (erro < 10%). No apêndice A mostra-se que as curvas “tenacidade à clivagem  $J_c$  prevista *versus*  $\sigma_c$  arbitrado” apresentam um máximo ou um mínimo. Para os aços *20MnMoNi55* e *1CrMoV* este valor máximo/mínimo das citadas curvas é muito próximo do valor médio medido para  $\sigma_c$ , com erro < 10%.

Este comportamento foi encontrado em todos os sete casos/aços analisados, dos quais os outros 5 são: dois aços nucleares *A508 cl3* (“JSPS/MPC”), *A533B* (“McCabe”), dois aços não nucleares *HSLA 80* e *A131 EH36* e o aço *A508 cl3* (CAJM A508) utilizado na parte experimental deste trabalho de pesquisa. Uma vez que os aços *A533B* e *A508 cl3* são similares ao aço *20MnMoNi55*, os valores de suas tensões de clivagem devem ser próximos um do outro. Este fato foi verificado, conforme mostrado na tabela 4.7, reproduzida abaixo, que

resume os principais valores obtidos.

Tabela 4.7: Resumo dos valores de  $\sigma_c$  (MPa) obtidos

Material	<i>20MnMoNi55</i>	<i>1CrMoV</i>	<i>A533B</i> (McCabe)	<i>A508 cl3</i> (JSPS/MPC)
$\sigma_c$ (MPa)	1600	2000	1590	1620
Material	<i>HSLA 80</i>	<i>A131 EH36</i>	<i>CAJM A508</i> (Presente trabalho)	
$\sigma_c$ (MPa)	1850	1480	1850	

A partir da análise dos diversos casos de previsão de  $\sigma_c$  analisados, foi possível simplificar bastante o procedimento inicialmente proposto. Para tanto basta utilizar o valor mediano de um conjunto de valores  $J_c$  para prever os correspondentes valores em outra temperatura e fazer uso do comportamento das curvas “ $J_c$  prevista *versus*  $\sigma_c$  arbitrada” com o seu máximo ou mínimo. A tensão de clivagem é o valor arbitrado associado a este máximo ou mínimo.

A temperatura de referência,  $T_0$ , é um parâmetro que serve para posicionar, no eixo das temperaturas, a chamada Curva Mestre (“*Master Curve*”). A norma ASTM E1921-97 exige um mínimo de seis “resultados válidos” para a determinação de  $T_0$ , embora não haja nenhuma indicação do grau ou nível de confiabilidade  $\epsilon$  no valor determinado. Este nível de confiabilidade  $\epsilon$  varia com a temperatura  $T$  do ensaio e a quantidade  $N$  de resultados experimentais válidos disponíveis.

As curvas que definem o grau de confiabilidade  $\epsilon$  na obtenção de  $T_0$  foram determinadas a partir de simulações numéricas (Monte Carlo). A partir das hipóteses feitas e dos resultados apresentados foram obtidas duas famílias de curvas: “Mínimo  $N$  *versus*  $(T-T_0)$ ”, associadas aos níveis de confiabilidade  $\epsilon = 80\%$ ,  $90\%$ ,  $95\%$  e  $98\%$  e as curvas “ $\epsilon$  *versus*  $(T-T_0)$ ” para diversos valores de  $N$ . Com estas curvas é possível estimar, respectivamente: o número mínimo (MinN) de resultados válidos, que devem ser obtidos a uma dada temperatura  $(T-T_0)$ , para que se tenha um dado nível de confiabilidade  $\epsilon$  na determinação de  $T_0$  e, o nível

de confiabilidade que se tem associado a um valor de  $T_0$  determinado com N resultados experimentais obtidos em uma dada temperatura T de ensaio.

Inicialmente admitiu-se uma faixa de largura  $\mathcal{L} = \pm 10$  °C em torno do valor esperado para  $T_0$ . A influência de  $\mathcal{L}$  nos resultados obtidos foi investigada posteriormente e conclui-se que, considerando  $\mathcal{C} \approx 95\%$ , ao exigir um mínimo de 6 resultados válidos a norma E1921-97 admite, implicitamente, uma faixa de largura total  $2\mathcal{L}$  da ordem de 25 °C em torno do valor esperado. Este valor da norma parece ser exagerado. Admitindo-se um valor menor para esta faixa, como os  $2\mathcal{L} = 20$  °C adotados neste trabalho, e supondo que os corpos de prova sejam ensaiados tal que  $(T-T_0) = 0$  °C, para produzir valores de  $T_0$  com, digamos, 98% (95%) de confiabilidade, são necessários cerca de 14 (10) resultados válidos (quantidade esta maior do que o mínimo recomendado pela norma E1921-97 para determinar  $T_0$ ).

· Quanto à temperatura de ensaio, a partir das simulações realizadas, e devido as incertezas inerentes à região inferior da transição recomenda-se que os ensaios não sejam executados na região em que  $(T-T_0)_0 \leq -25$  °C. Os resultados das simulações numéricas mostram, também, pouca vantagem em realizar os ensaios quando  $(T-T_0)_0 > 25$  °C, região onde as curvas de confiabilidade têm uma inclinação muito pequena. E, como a “*Master Curve*” não define o fim da transição, existe a possibilidade de que alguns resultados (ou todos) apresentem fratura dúctil, típica do patamar superior, ou se rompam por colapso plástico. Portanto, a partir das simulações numéricas, a melhor faixa de temperaturas T para a realização de ensaios, na transição, para determinar  $T_0$  é  $-25$  °C  $\leq (T-T_0) \leq 25$  °C.

Esta faixa ótima de temperatura de ensaio para obter  $T_0$  deverá ser ajustada dependendo da geometria ensaiada, principalmente quando são utilizados corpos de prova pequenos, i. é: com  $B < 1T$ . Seu uso para determinar  $T_0$  é restrito a uma faixa limitada de temperaturas – a região inferior da transição onde a “*Master Curve*” tem pouca inclinação e, portanto, as incertezas são intrinsecamente maiores.

Os resultados experimentais foram obtidos para três geometrias com  $B < 1T$  (CT, SENB e Charpy) e para quatro diferentes temperaturas na transição. Da análise dos resultados obtidos, e para o material ensaiado, é possível avaliar a temperatura máxima em que se pode ensaiar os corpos de prova com as geometrias CT, SENB e Charpy utilizadas e,

ainda assim, obter valores válidos para determinar  $T_0$  sem incorrer em um número exageradamente elevado de resultados inválidos e, conseqüentemente, necessidade de ensaiar um número ainda maior de corpos de prova:

CT – O valor mais elevado de temperatura de ensaio não deve estar muito longe da faixa  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $-65\text{ }^{\circ}\text{C}$ , i. e.:  $(T-T_0)_{\max} \approx 25\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;

Charpy – A temperatura máxima de ensaio está ligeiramente superior mas em torno de  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ , i. e.:  $(T-T_0)_{\max} \approx 0\text{ }^{\circ}\text{C}$ ;

SENB – A temperatura  $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$  parece ser o valor limite para a realização de ensaios visando determinar  $T_0$  com esta geometria, i. e.:  $(T-T_0)_{\max} \approx 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

*Sugestões de trabalhos futuros.* No intuito de complementar as abordagens utilizadas neste trabalho sugere-se, como trabalhos futuros de pesquisa (além do que já foi mencionado ao longo do texto):

(1) estudar sistematicamente os efeitos do tamanho do corpo de prova e da trinca na tenacidade à clivagem medida, procurando generalizar os estudos já feitos, que abrangem alguns aspectos destes efeitos ou são limitados a determinados tamanhos.

(2) consideração do efeito da taxa de carregamento – a grande maioria dos ensaios para determinação de  $J_c$  visando caracterizar um dado material, em uma dada temperatura, podem ser considerados ensaios estáticos. Na prática existem situações em que os carregamentos não podem ser considerados estáticos ou quase-estáticos, tendo de ser considerados dinâmicos. Para estas situações existem poucas informações em termos de resultados de ensaios e de correlações que poderiam ser aplicadas,

(3) justificar formalmente como uma única curva descreve o comportamento de todos os materiais ferríticos, formas (geometrias) e tamanhos, na transição,

(4) determinar o nível de confiabilidade para  $T_0$  calculado a partir de valores  $K_{Jc}$  obtidos em diferentes temperaturas (abordagem multi-temperatura),

(5) consideração de valores com mesma probabilidade de ocorrência de fratura por clivagem na metodologia de previsão de tenacidade à clivagem na transição, e

(6) determinar a relação entre a metodologia de previsão de tenacidade à clivagem e a “*Master Curve*”.

## APÊNDICE A

### Existência de Mínimo/Máximo nas Curvas “ $J_c$ Previsto *versus* $\sigma_c$ Arbitrada”

#### A.1 Introdução

Neste apêndice mostra-se que as curvas “Tenacidade à Clivagem Prevista *versus* Tensão de Clivagem Arbitrada” apresentam um mínimo quando  $T_1 > T_2$ , i. é:  $\sigma_{01} < \sigma_{02}$ , ou um máximo na situação oposta. Para tanto são consideradas, inicialmente, expressões analíticas aproximadas para o fator Q e para o campo de tensões normalizadas. Estas expressões são, então, aplicadas a metodologia para prever valores de tenacidade à clivagem ( $J_c$ ) na transição cujo esquema genérico é apresentado na figura 2.9, com as aproximações a seguir indicadas. Como resultados são obtidas expressões que fornecem o valor previsto  $J_{c2}$ , na temperatura  $T_2$ , em função da distância  $r_w$ , da tensão de clivagem ( $\sigma_c$ ) e do valor  $J_{c1}$  medido na temperatura  $T_1$ . A equação para  $J_{c2}$  é, então resolvida graficamente para mostrar a existência do mínimo (máximo) dependendo da relação entre  $T_1$  e  $T_2$ .

#### A.2 Equação Aproximada para Q

Para o fator  $Q_1$ , na temperatura  $T_1$ , adota-se a expressão aproximada dada pela eq. (A.1) associado com a geometria SENB ou CT com  $a/w \approx 0,5$ . Expressão equivalente é adotada para obter  $Q_2$  na temperatura  $T_2$ , em primeira aproximação, substituindo  $\sigma_{01}$  por  $\sigma_{02}$ . Tomando valores  $-3 < \text{Log}[J_{c1}/(b_0 \sigma_{01})] < -1$  esta expressão fornece a curva mostrada na figura A.1, que se compara muito bem com a curva obtido por O’Dowd & Shih [1993] apresentada na figura 2.7.a. (Estudo semelhante, não apresentado, foi realizado adotando uma eq. do 1º grau para representar o parâmetro Q da geometria CCT (fig. 2.7.b) tendo-se chegado às mesmas conclusões).

$$Q_1 = - \left[ 1,5 + 0,5 \text{Log} \left( \frac{J_{c1}}{b_0 \sigma_{01}} \right) \right]^{-1} \quad (\text{A.1})$$

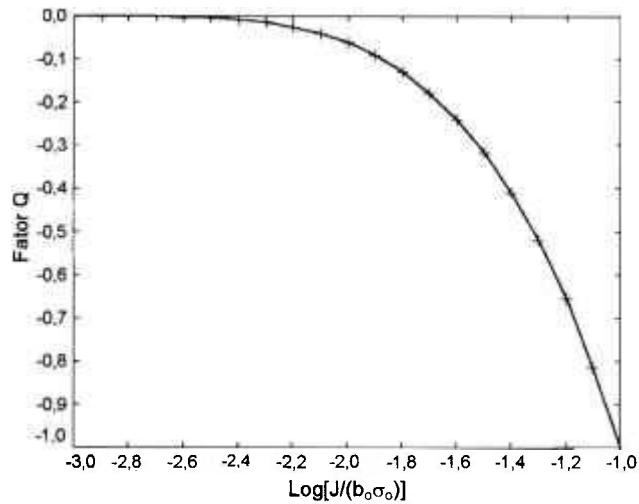


Figura A.1: Curva obtida com a expressão aproximada para o parâmetro Q

### A.3 Equação Aproximada para $\sigma_{\theta\theta}/\sigma_0$

Inicialmente foi criada a tabela A.1 a partir da curva de tensões normalizadas  $\sigma_{\theta\theta}/\sigma_0$ , *versus* distância normalizada  $r/(J/\sigma_0)$ , fornecida por O'Dowd & Shih [1993] para um material com o expoente do ajuste de Ramberg-Osgood  $n \approx 5$ . Os valores foram tomados a partir da posição  $r/(J/\sigma_0) = 0,7$  porque é onde ocorre o máximo da curva e a região  $0 < r/(J/\sigma_0) < 0,7$  não interessa para a aplicação da metodologia de previsão de tenacidade à clivagem.

Tabela A.1: Tensão *versus* Distância normalizadas (SENB,  $n=5$ )

$r / (J/\sigma_0)$	0,7	1,2	1,6	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0
$\sigma_{\theta\theta}/\sigma_0$	5,22	4,63	4,28	4,05	3,73	3,52	3,36	3,24

Os valores da curva  $r/(J/\sigma_0)$  *versus*  $\sigma_{\theta\theta}/\sigma_0$  e sua inversa correspondente ( $\sigma_{\theta\theta}/\sigma_0$  *versus*  $r/(J/\sigma_0)$ ) foram ajustados por um polinômio de 4º grau (eq. A.2) genérico com o uso do comando “polyfit” do programa MATLAB. Os coeficientes P1 a P5 destes ajustes estão mostrados na tabela A.2. Observe-se que, para a aplicação da metodologia de previsão de tenacidade à clivagem, é necessário dispor das distâncias normalizadas  $r/(J/\sigma_0)$  em função da tensão normalizada  $\sigma_{\theta\theta}/\sigma_0$ . A comparação dos ajustes realizados com a curva ‘original’ é

apresentada nas figuras A.2 e A.3. É boa a concordância entre a curva  $r/(J/\sigma_0)$  versus  $\sigma_{0\theta}/\sigma_0$  e da sua inversa correspondente,  $\sigma_{0\theta}/\sigma_0$  versus  $r/(J/\sigma_0)$ , com os respectivos polinômios de 4º grau utilizados nos ajustes. Na figura A.4 apresenta-se a comparação simultânea dos dois ajustes. Para permitir esta comparação a curva  $\sigma_{0\theta}/\sigma_0$  versus  $r/(J/\sigma_0)$  está com os eixos invertidos.

$$Y = P_5 + P_4 x + P_3 x^2 + P_2 x^3 + P_1 x^4 \quad (\text{A.2})$$

Tabela A.2: Ajuste da Curva Tensão versus Distância normalizadas (SENB, n=5)

	$x$ versus $Y$	$P_5$	$P_4$	$P_3$	$P_2$	$P_1$
(1)	$x = r/(J/\sigma_0), Y = \sigma_{0\theta}/\sigma_0$	0,0069	-0,1183	0,7570	-2,3260	6,5172
(2)	$x = \sigma_{0\theta}/\sigma_0, Y = r/(J/\sigma_0)$	0,2716	-5,6854	44,4296	-154,5206	203,6701

Na região  $5.5 < r/(J/\sigma_0) < 6.5$ , aproximadamente, a curva “ $r/(J/\sigma_0)$  versus  $\sigma_{0\theta}/\sigma_0$ ” apresenta valores ligeiramente inferiores aos valores da curva real. Considera-se que esta pequena diferença não influi nos resultados e conclusões deste apêndice. Portanto, para fins de comprovação da existência de pontos de máximo (ou mínimo) nas curvas “ $J_c$  prevista versus  $\sigma_c$  arbitrada, objetivo do estudo apresentado neste apêndice, a aproximação feita é válida.

#### A.4 Equação Aproximada Para Obter $r_{w1}$

A partir de um valor de tenacidade à clivagem,  $J_{c1}$ , obtido em uma temperatura  $T_1$ , supondo conhecido os valores da tensão de clivagem,  $\sigma_c$ , e da tensão de escoamento do material e do parâmetro  $Q$  para a temperatura  $T_1$  (respectivamente  $\sigma_{c1}$  e  $Q_1$ ) e fazendo  $\sigma_{0\theta} = \sigma_c$ , tem-se  $x_f = \sigma_c/\sigma_{c1} - Q_1$  dado pela eq. (A.3). O parâmetro  $Q_1$  é utilizado para modificar a tensão crítica em que ocorre a clivagem, de acordo com a metodologia de previsão de tenacidade à clivagem na transição.

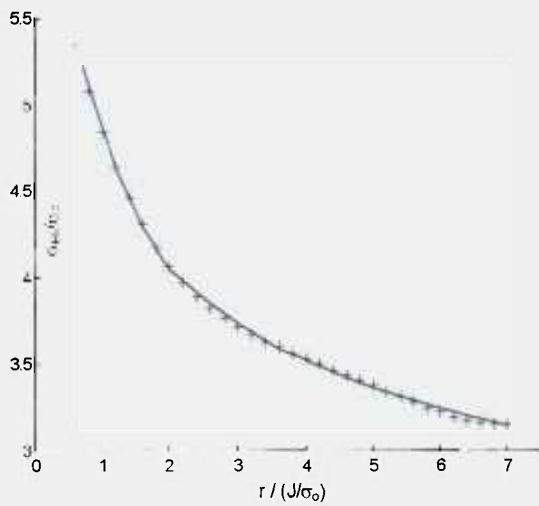


Figura A.2: Curva  $r/(J/\sigma_0)$  versus  $\sigma_{\theta\theta}/\sigma_0$  - comparação do ajuste (+).

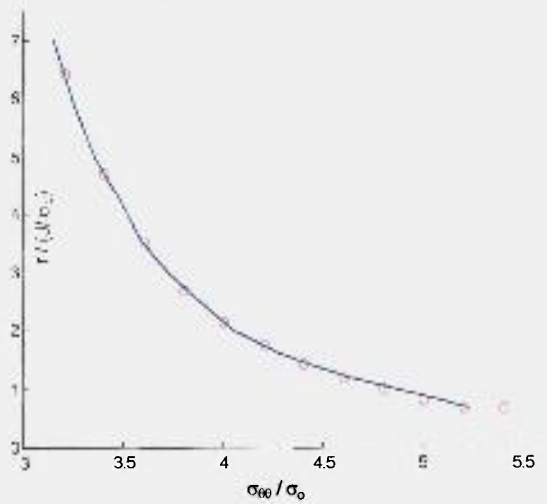


Figura A.3: Curva  $\sigma_{\theta\theta}/\sigma_0$  versus  $r/(J/\sigma_0)$  - comparação do ajuste (o).

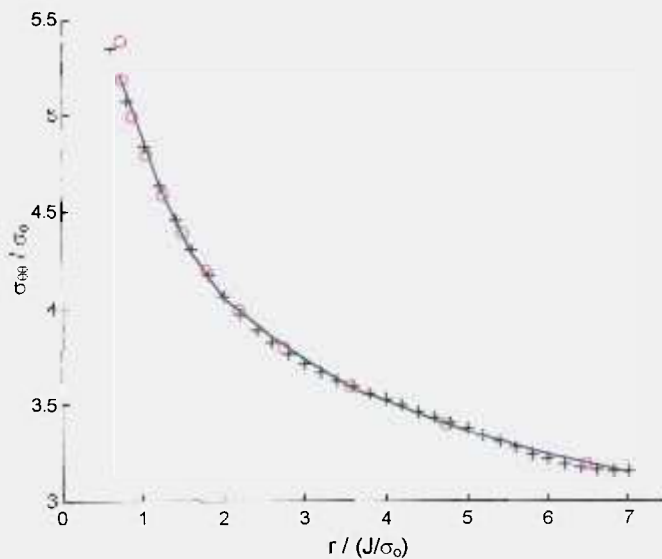


Figura A.4: Curvas  $r/(J/\sigma_0)$  versus  $\sigma_{\theta\theta}/\sigma_0$  e  $\sigma_{\theta\theta}/\sigma_0$  versus  $r/(J/\sigma_0)$  com eixos invertidos - comparação dos ajustes.

Com esta expressão (A.3) para definir  $x_1$  (tensão crítica normalizada modificada pelo fator Q), é possível calcular o valor teórico da distância  $r_{c1}$  ao elo-mais-fraco associado ao valor  $J_{c1}$  experimental, a partir do polinômio definido pela eq. (A.2) utilizando os coeficientes definidos na linha (2) da tabela A.2, conforme indicado na eq. (A.4).

$$x_1 = \frac{\sigma_c}{\sigma_{c1}} - \left\{ - \left[ 1,5 + 0,5 \text{ Log} \left( \frac{J_{c1}}{h_o \sigma_{c1}} \right) \right]^4 \right\} \quad (\text{A.3})$$

$$r = \left( P_5 + P_4 x_1 + P_3 x_1^2 + P_2 x_1^3 + P_1 x_1^4 \right) \frac{J_c}{\sigma_{01}} \quad (\text{A.4})$$

A obtenção desta distância  $r_{wi}$  conclui a 1ª fase da metodologia de previsão de tenacidade à clivagem na transição. A rigor a 2ª e a 3ª fase deveriam ser aplicadas de forma iterativa, entretanto para o objetivo deste estudo de mostrar que existe um máximo ou um mínimo na curva “ $J_c$  prevista *versus*  $\sigma_c$  arbitrada” considera-se suficiente, em primeira aproximação, executar apenas uma iteração, como feito a seguir. A aplicação da metodologia de previsão de tenacidade à clivagem para diversos materiais, geometrias e temperaturas mostrou que esta aproximação é perfeitamente válida para os menores valores de  $J_c$  (quando o nível de restrição a plasticidade é muito grande em ambas as temperaturas,  $Q \rightarrow 0$ , e basta uma iteração para obter convergência). Para os valores maiores de tenacidade à clivagem o processo de previsão converge em poucas iterações (usualmente de 3 a 4 iterações).

### A.5 Equação Aproximada Para Obter $J_{c2}$

Para a previsão do valor de  $J_c$  na temperatura  $T_2$  ( $J_{c2}$ ), correspondente a  $J_{c1}$  medido na temperatura  $T_1$  estima-se, em primeiro lugar, o valor do fator  $Q_2$  (associado a temperatura  $T_2$ ) substituindo  $\sigma_{01}$  por  $\sigma_{02}$  na eq. (A.1). A partir deste valor  $Q_2$ , tem-se o valor da tensão crítica, eq. (A.5), em que ocorrerá a clivagem na temperatura  $T_2$ , e a partir da expressão do campo de tensões normalizadas, traduzido pelo polinômio definido pela eq. (A.2) utilizando os coeficientes definidos na linha (2) da tabela A.2, tem-se a distância normalizada  $r/(J/\sigma_0)$  na temperatura  $T_2$ . Sempre seguindo a metodologia de previsão de  $J_c$  esquematizada na figura 2.2, pode-se prever o valor  $J_{c2}$  na temperatura  $T_2$  pela eq. (A.6).

$$x_2 = \frac{\sigma_c}{\sigma_{02}} = 1,5 + 0,5 \text{ Log} \left[ \frac{J_{c1}}{b_0 \sigma_{02}} \right] \quad (\text{A.5})$$

$$J_{c2} = \left( \frac{P_5 + P_4 x_2 + P_3 x_2^2 + P_2 x_2^3 + P_1 x_2^4}{P_5 + P_4 x_1 + P_3 x_1^2 + P_2 x_1^3 + P_1 x_1^4} \right) J_{c1} \frac{\sigma_{01}}{\sigma_{02}} \quad (\text{A.6})$$

Observe-se que o fator  $Q$  ( $Q_1$  e  $Q_2$ ) sofre a influência da temperatura por conta da sua variação com  $\sigma_{01}$  e  $\sigma_{02}$ , segundo a eq. (A.1). Supondo conhecidos todos os parâmetros, exceto o valor da tensão de clivagem, a eq. (A.6) indica como varia o valor previsto  $J_{c2}$  em função do valor  $\sigma_c$  arbitrado.

### A.6 Curvas “ $J_c$ Prevista versus $\sigma_c$ Arbitrada”

Considerando  $b_0 = 25,4$  mm, o que equivale a um corpo de prova padrão com  $W = 2B$ ,  $B = 1T = 25,4$  mm e  $a/W = 0,5$ , e utilizando a eq. (A.6), foram analisadas dois casos, ou situações, básicos: Caso #1:  $T_1 > T_2$  (o que implica  $\sigma_{01} < \sigma_{02}$ ) e Caso #2:  $T_1 < T_2$  ( $\sigma_{01} > \sigma_{02}$ ).

Nas análises cujos resultados serão apresentados a seguir, para prever os valores  $J_{c2}$  na temperatura  $T_2$ , alternadamente foram atribuídos os valores 500 MPa e 550 MPa para  $\sigma_{01}$  e para  $\sigma_{02}$  tendo sido assumidos os seguintes valores para  $J_{c1}$ , em  $\text{kJ/m}^2$ , associados a temperatura  $T_1$ :  $J_{c1} = [50, 150, 360, 700]$ . Aplicando a eq. (A.6) e considerando, para cada caso e valor de  $J_{c1}$ , os valores de tensão de clivagem  $\sigma_c$  a partir de aproximadamente  $2.2\sigma_{01}$  até  $4\sigma_{01}$  em incrementos de 50 MPa, foram construídas as curvas nas figuras A.5 a A.8. A tabela A.3 apresenta os valores de  $\sigma_c$  arbitrados correspondentes aos pontos de máximo ou de mínimo de cada caso analisado, para cada valor de  $J_c$  assumido.

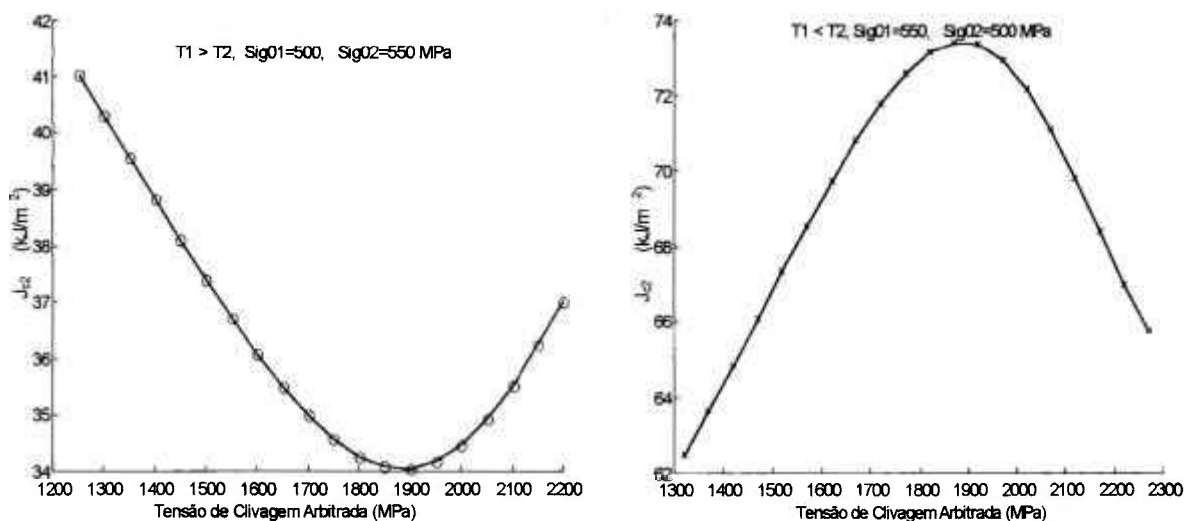


Figura A.5: Valores  $J_{c2}$  previstos a partir de  $J_{c1} = 50 \text{ kJ/m}^2$

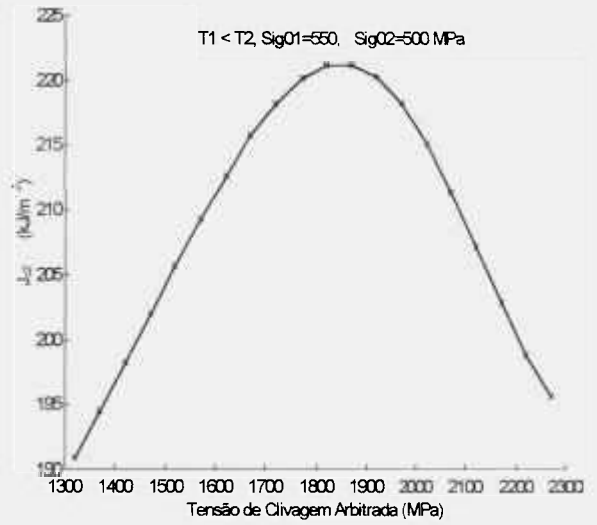
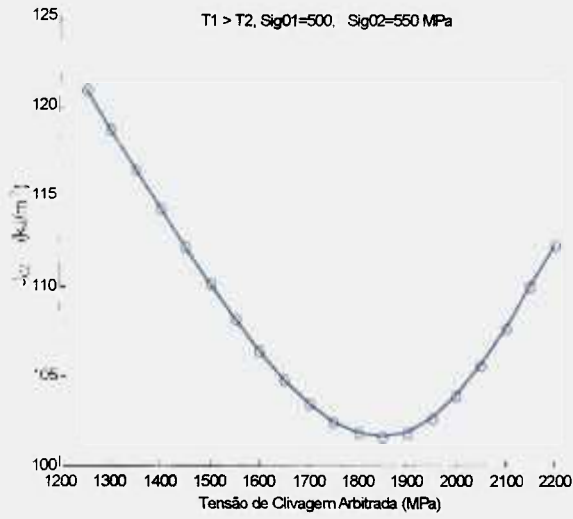


Figura A.6: Valores  $J_{c2}$  previstos a partir de  $J_{c1} = 150 \text{ kJ/m}^2$

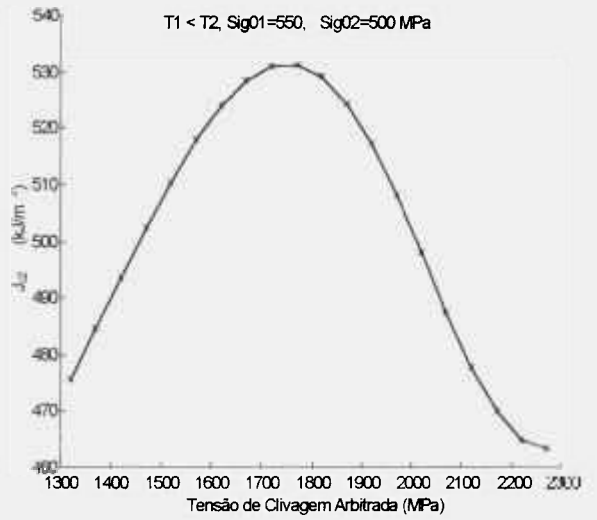
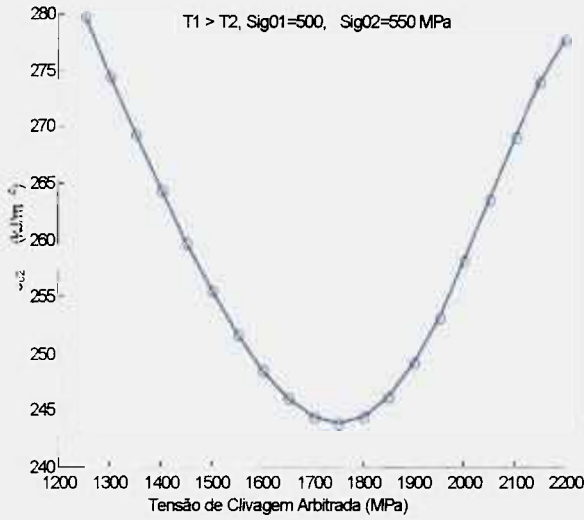


Figura A.7: Valores  $J_{c2}$  previstos a partir de  $J_{c1} = 360 \text{ kJ/m}^2$

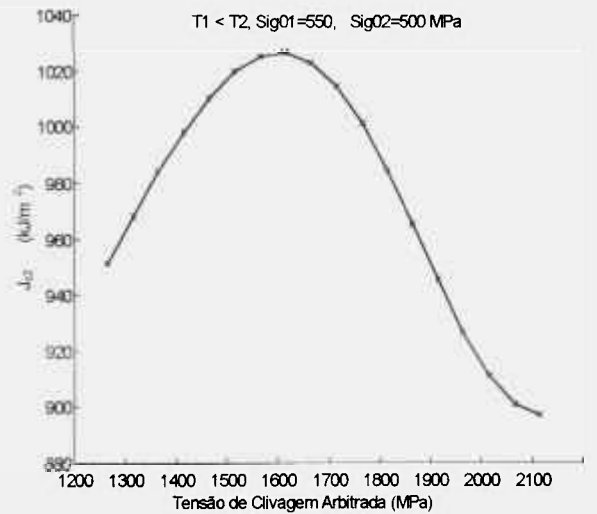
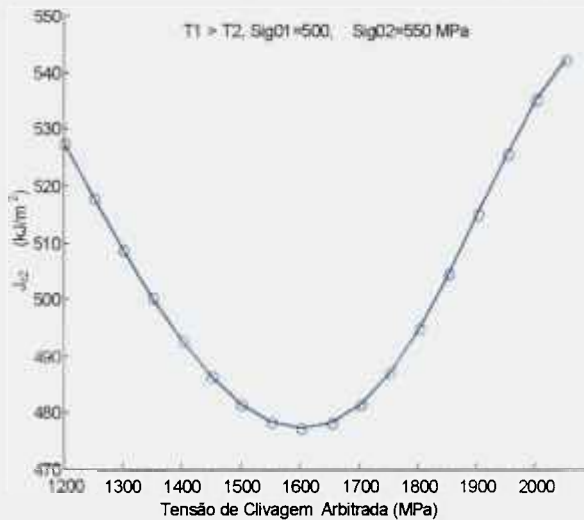


Figura A.8: Valores  $J_{c2}$  previstos a partir de  $J_{c1} = 700 \text{ kJ/m}^2$

Observe-se que as posições dos pontos de mínimo ou de máximo ocorrem, praticamente, para o mesmo valor de tensão de clivagem, independentemente se se está fazendo previsões a partir de valores medidos em  $T_1$  para  $T_2$  ou de  $T_2$  para  $T_1$ .

Tabela A.3: Valores de  $\sigma_c$  correspondentes aos pontos de máximo ou mínimo ( $\sigma_{01}$  e  $\sigma_{02}$  em MPa)

$J_{c1}$ (kJ/m <sup>2</sup> )	Caso 1: $T_1 > T_2$		Caso 2: $T_1 < T_2$	
	$(\sigma_{01} = 420, \sigma_{02} = 450)$	$\sigma_c$ (MPa)	$(\sigma_{01} = 450, \sigma_{02} = 420)$	$\sigma_c$ (MPa)
50	$Q_1 = -0,013$ $Q_2 = -0,010$	1890	$Q_1 = -0,010$ $Q_2 = -0,013$	1870
150	$Q_1 = -0,109$ $Q_2 = -0,098$	1850	$Q_1 = -0,098$ $Q_2 = -0,109$	1830
360	$Q_1 = -0,276$ $Q_2 = -0,254$	1750	$Q_1 = -0,254$ $Q_2 = -0,276$	1750
700	$Q_1 = -0,586$ $Q_2 = -0,547$	1600	$Q_1 = -0,547$ $Q_2 = -0,586$	1600
	Valor médio	1770	Valor médio:	1760

A partir da análise dos resultados apresentados na tabela A.3 observa-se que o valor de  $\sigma_c$  associado ao ponto de máximo/mínimo obtido, utilizando o menor valor da distribuição de  $J_c$ , é cerca de 1900 MPa enquanto que o valor correspondente utilizando o maior valor da distribuição de  $J_c$  é cerca de 1600 MPa. O valor médio da distribuição de valores  $J_c$  é considerado em torno de 360 kJ/m<sup>2</sup>, que fornece um máximo/mínimo em torno de 1750 MPa. Este último valor é muito próximo do valor médio obtido a partir dos dois valores (1900 MPa e 1600 MPa) associados ao maior e ao menor  $J_c$  da distribuição adotada.

Observa-se, também, que a média geral dos valores  $\sigma_c$  (1765 MPa) associados aos pontos de máximo ou de mínimo é muito próximo do valor de  $\sigma_c$  (1750 MPa) associado ao ponto de máximo/mínimo obtido com o valor médio da distribuição de  $J_c$ . Este comportamento dos resultados obtidos neste apêndice, utilizando expressões analíticas aproximadas para o campo de tensões normalizadas e para o parâmetro  $Q$ , concorda muito bem com o comportamento observado nas análises apresentadas no capítulo 4.

**REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

- ANDERSON, T. L., 1989. *Application of Elastic-Plastic Fracture Mechanics to Welded Structures – A Critical Review*. Mechanics and Materials Center, Texas A&M University, College Station, TX, USA, August 1989. (Report MM 6165-89-11).
- ANDERSON, T. L., 1990. *Elastic-Plastic Fracture Mechanics – Marine Structural Applications*. Ship Structure Committee, Washington, DC, April 1990. (Report SSC-345, Part 2).
- ANDERSON, T. L.; DODDS, R. H., 1991. *Specimen Size Requirements for Fracture Testing in the Transition Region*. *Journal of Testing and Evaluation*, v. 19, p. 123-134.
- ANDERSON, T. L.; STIENSTRA, D., 1989. *A Model to Predict the Sources and Magnitude of Scatter in Toughness Data in the Transition Region*. *Journal of Testing and Evaluation*, v. 17, p. 46-53.
- ANDERSON, T. L.; STIENSTRA, D.; DODDS Jr., R. H., 1994. *A Theoretical Framework for Addressing Fracture in the Ductile-Brittle Transition Region*. In: *Fracture Mechanics; 24<sup>th</sup> Volume*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1207, p. 186-214.
- ANDERSON, T. L., 1995. *Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications*, 2. ed. Boca Raton, FL: CRC Press.
- ASME, 1992a. ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III (Sub-Section NB), Division 1, Nuclear Power Plant Components. American Society of Mechanical Engineers, New York, NY.
- ASME, 1992b. ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI (Rules for In-Service Inspection of Nuclear Power Plant Components) and Appendices, Division 1. American Society of Mechanical Engineers, New York, NY.

- ASME, 1999. *Use of Fracture Toughness Test Data to Establish Reference Temperature for Pressure Retaining Materials for Section XI'*. American Society of Mechanical Engineers, New York, NY. ASME Code Case N-629.
- ASTM, 1989. *Standard Test Method for  $J_{IC}$ , a Measure of Fracture Toughness*. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM E813-89.
- ASTM, 1990. *Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM E399-90.
- ASTM, 1997. *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM E1820-96.
- ASTM, 1997. *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.
- BEGLEY, J. A.; LANDES, J. D., 1972. *The J-Integral as a Fracture Criterion*. In: *Fracture Toughness. 1971 National Symposium on Fracture Mechanics Part II*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 514, p. 1-26.
- BEREMIN, F. M., 1983. *A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Vessel Steel*, *Metallurgical Transactions, A*, v. 14A, p. 2277-2287, Nov. 83.
- BETEGÓN, C.; HANKOCK, J. W., 1991. *Two-Parameter Characterization of Elastic-Plastic Crack-Tip Fields*. *Journal of Applied Mechanics*, March 1991, v. 58, n. 1, p. 104-110.
- BROEK, D., 1987. *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, 4. revised ed., Dordrecht, (The Netherlands), Martinus Nijhoff.
- CHAO, Y. J.; LAM, P. S.; ZHANG, L., 1998. *Effect of Constraint on Fracture Controlled by Stress or Strain*. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, v. 30, p. 75-86.
- CHAUOUADI, R., 1997. *Fracture Toughness Measurements in the Transition Regime From*

*Precracked Charpy Samples*. In: ***Small Specimens Techniques***, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1329.

CHAUOUADI, R.; SCIBETTA, M., Van WALLE, E., GÉRARD, R., 1999. *On the Use of the Master Curve Based on Precracked Charpy Specimens*. In: 1999 ASME PRESSURE VESSEL AND PIPING CONFERENCE, August 2-5, Boston, MA. ***Proceedings ...***

CURRY, D. A.; KNOTT, J. F., 1979. *Effect of Microstructure on Cleavage Fracture Toughness in Mild Steel*. ***Metal Science***, v. 13, p. 341-345.

DeAQUINO, C. T. E., 1997. *Uma Abordagem ao Fenômeno da Variação da Tenacidade à Fratura na Transição Dúctil-Frágil de Aços Para Vasos de Pressão Nucleares*. São Paulo, SP. Tese (doutoramento), IPEN/USP, Brasil.

DeAQUINO, C. T. E.; LANDES, J. D.; McCABE, D. E., 1995, *A Two-Parameter Model to Predict Fracture in the Transition*. In: ***13<sup>th</sup> International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 13)***, Porto Alegre, RS, Brazil, August 13-18, p. 833-842.

DODDS Jr., R. H.; ANDERSON, T. L.; KIRK, M. T., 1991. *A Framework to Correlate a/W Ratio Effects on Elastic-Plastic Fracture Toughness ( $J_c$ )*. ***International Journal of Fracture***, v. 48, p. 1-22.

DODDS Jr., R. H.; RUGGIERI, C.; KOPPENHOEFER, K., 1997. *3-D Constraint Effects on Models for Transferability of Cleavage Fracture Toughness*. In: ***Fracture Mechanics: 28th Volume***, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1321, p. 179-197.

DODDS Jr., R. H.; TANG, M.; ANDERSON, T. L., 1995. *Numerical Modeling of Ductile Tearing Effects on Cleavage Fracture Toughness*. In: ***Constraint Effects in Fracture Theory and Applications: Second Volume***, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1244, p. 100-133.

DOWLING, N. E., 1993. ***Mechanical Behavior of Materials***. Upper Saddle River, NJ: Prentice Hall.

- GRIMPE, F.; HEYER, J.; DAHL, W., 1999. *Influence of Temperature, Strain Rate and Specimen Geometry on the Microscopic Cleavage Fracture Stress. Nuclear Engineering and Design*, v. 188, p. 155-160.
- GULLERUD, A. S.; DODDS Jr., R. H., 1995. *J-Q and Toughness Scaling Model Solution for M(T), DE(T), SE(B), and C(T) Specimens*. University of Illinois, Urbana, IL, 1995. (Report UILU-ENG-95-2008)
- HAGEDON, K. E., PARDUN, M., 1998. *Some Aspects of Fracture Mechanics Research During the Last 25 Years. Steel Research*, v. 69, n. 4+5, p. 206-213.
- HEERENS, J.; READ, D. T.; CORNEC, A.; SCHWALBE, K. H., 1991. *Interpretation of Fracture Toughness in the Ductile-to-Brittle Transition Region by Fractographical Observations*. In: *Defect Assessment in Components: Fundamentals and Applications*. London, England: Mechanical Engineering Publication. ESIS/EGF 9, p. 659-678.
- HEERENS, J.; SCHWALBE, K. H., 1993. *Observations on Stress Based Models for Estimating the Upper End of the Fracture Transition Regime of the Rotor Steel 1CrMoV*. GKSS, Geesthacht, Germany. (Report, GKSS 93/E/45).
- HUTCHINSON, J. W., 1968. *Singular Behavior at the End of a Tensile Crack in a Hardening Material. Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, v. 16, p. 13-31.
- IWADATE, T.; YOKOBORI, T., 1994. *Evaluation of Elastic-Plastic Fracture Toughness Testing in the Transition Region Through Japanese Inter-Laboratory Tests*. In: *Fracture Mechanics: 24<sup>th</sup> Volume*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1207, p. 233-263.
- 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 Transition*. In: *Small Specimen Test Technique*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1329, p. 253-273.
- JOYCE, J. A.; LINK, R. E., 1997. *Application of Two Parameter Elastic-Plastic Fracture Mechanics to Analysis of Structure. Engineering Fracture Mechanics*, v. 57, n. 4, p. 431-

446.

- JOYCE, J. A.; TREGONING, R. L., 1999. *Development of the  $T_o$  Reference Temperature from Precracked Charpy Specimens*. In: 1999 ASME PRESSURE VESSEL AND PIPING CONFERENCE, August 2-5, Boston, MA. **Proceedings ...**
- JÜDE-ESSER, C.; GRIMP, F.; DAHL, W., 1995. *Temperature Dependence on the Microscopic Cleavage Fracture Stress*. **Materials Technology (Steel Research)**, v. 66, n. 6, p. 259-263.
- KIRK, M. T., 1998. *Bias and Accuracy of E1921  $T_o$  Values for Reactor Pressure Vessel Steels*. In: ASTM WORKSHOP ON USER'S EXPERIENCE WITH FRACTURE TOUGHNESS MASTER CURVE, ASTM Spring Meeting, Atlanta, GA, May 06, 1998.
- 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 ...**
- KIRK, M. T.; LOTT, R.; KIM, C.; SERVER, W. L.; ROSINSKI, S. T.; HARDIES, R., 1998. *Empirical Validation of E1921 Constraint Limits and Justification of  $RT-T_o$  as an Alternative to  $RT-NDT$* . In: NSWC/USNA WORKSHOP ON FRACTURE IN THE DUCTILE-BRITTLE FRACTURE REGION, July 14-15, US Naval Academy, Annapolis, MD.
- KIRK, M. T.; LOTT, R.; SERVER, W.; ROSINSKI, S. 1999. *Initial Reference Temperature and Irradiation Trend Curves for Use with  $RT_{T_o}$ , a Preliminary Assessment*. In: 1999 ASME PRESSURE VESSEL AND PIPING CONFERENCE, August 2-5, Boston, MA. **Proceedings ...**
- LANDES, J. D., 1992. *The Effect of the Size, Thickness and Geometry on Fracture Toughness in the Transition*. GKSS, Geesthacht, Germany. (Report GKSS 92/E/43).
- LANDES, J. D., 1993. *A Two-Criteria Statistical Model for Transition Fracture Toughness*. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 16, n. 11, p. 1161-1174.

- LANDES, J. D., 1995. *Constraint and Statistical Adjustment Models Applied to Transition Fracture Toughness Data*. In: ***Constraint Effects in Fracture: Theory and Application***. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1244.
- LANDES, J. D., 1996. *J-Q Model for Predicting Fracture in the Ductile-Brittle Transition*. ***International Journal of Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures***, v. 19, n. 7, p. 869-877.
- LANDES, J. D., 1997. *Application of a J-Q Model for Fracture in the Ductile-Brittle Transition*. In: ***Fatigue and Fracture Mechanics: 27<sup>th</sup> Volume***, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1296, p. 27-40.
- LANDES, J. D., 1998. *Elastic-Plastic Fracture Mechanics: Where Has it Been? Where is it Going?* In: ***30<sup>th</sup> National Symposium on Fatigue and Mechanics***, Saint Louis, June 1998. (Invited Lecture, to be published in an ASTM STP).
- 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.
- LANDES, J. D.; HEERENS, J.; SCHWALBE, K. H.; PETROVSKI, B., 1993. *Size, Thickness and Geometry Effects on Transition Fracture*. ***International Journal of Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures***, v. 16, n. 11, p. 1135-1146.
- LANDES, J. D.; McCABE, D. E., 1984. *Effects of Section Size on Transition Temperature Behavior of Structural Steels*. In: ***Fracture Mechanics: Fifteenth Symposium***, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 833, p. 378-392.
- LANDES, J. D.; MIRANDA, C. A. J., 1997. *An Application of the J-Q Model for Estimating Cleavage Stress in the Brittle to Ductile Transition*. In: George R. Irwin Symposium on Cleavage Fracture, The Minerals, Metals and Materials Society, September 15-17, Indianapolis, p. 183-192. ***Proceedings ...***

- LANDES, J. D.; SAKALLA, K. 1997. *Single Specimen Method for Determining the Master Curve in the Transition*. In: ***Fatigue and Fracture Mechanics, 28<sup>th</sup> Volume***, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1321.
- LANDES, J. D.; SHAFFER, D. H., 1980. *Statistical Characterization of Fracture in the Transition Region*. In: ***Fracture Mechanics: Twelfth Conference***, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 700, p. 368-382.
- LANDES, J. D., ZERBST, U., HEERENS, J., PETROVSKI, B., SCHWALBE, K. H., 1994. *Single-Specimen Test Analysis to Determine Lower-Bound Toughness in the Transition*. In: ***Fracture Mechanics: 24<sup>th</sup> Volume***, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1207, p. 171-185.
- MÄNTYLÄ, M.; ROSSOL, A.; NEDBAL, I.; PRIOUL, C.; MARINI, B., 1999. *Fractographic Observations of Cleavage Fracture Initiation in a Bainitic A508 Steel*. ***Journal of Nuclear Materials***, v. 264, p. 257-262, 1999.
- McCABE, D. E., 1998. *Outstanding Issues for Future Research Activities in Ductile-Brittle Fracture*. In: NSWC/USNA WORKSHOP ON FRACTURE IN THE DUCTILE-BRITTLE FRACTURE TRANSITION, July 14-15, US Naval Academy, Annapolis, MD.
- McCABE, D. E.; MERKLE, J. G., 1997. *Estimation of Lower-Bound  $K_{Jc}$  on Pressure Vessel Steels from Invalid Data*. In: ***Fatigue and Fracture Mechanics: 28<sup>th</sup> Volume***, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1321, p. 198-213.
- McCABE, D. E.; SOKOLOV, M. A., 1999, *Experimental Validation Work to Prove the Master Curve Concept*. In: 1999 ASME PRESSURE VESSEL AND PIPING CONFERENCE, August 2-5, Boston, MA. ***Proceedings ...***
- MERKLE, J. G., 1984. *An Examination of the Size Effects and Data Scatter Observed in Small-Specimen Cleavage Fracture Toughness Testing*. Union Carbide Corp. Nuclear Div., Oak Ridge Nat. Lab., April/1984. (Report NUREG/CR-3672, ORNL/TM-9088)
- MIGLIN, M. T.; WADE., C. S.; VAN der SLUYS, W. A., 1990. *Analysis of Fracture Toughness Data for Modified SA508 Cl2 in the Ductile-to-Brittle Transition Region*. In:

*Fracture Mechanics: Twenty-First Symposium*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1074, p. 238-263.

MIRANDA, C. A. J., 1997a. *Determinação da Tensão de Clivagem em Aços Ferríticos*. Seminário, Diretorias R e M, CNEN-IPEN/SP, 06/março/1997.

MIRANDA, C. A. J., 1997b. *Determinação da Temperatura de Referência de Aços Ferríticos – Uma Abordagem Inicial*. Seminário, Diretoria R, CNEN-IPEN/SP, 26/março/1997.

MIRANDA, C. A. J.; LANDES, J. D., 1997a. *Behavior Prediction in the Ductile-to-Brittle Transition. Part I: An Overview*. In: ENCONTRO NACIONAL DE FÍSICA DE REATORES E CIÊNCIAS TÉRMICAS (Brazilian Symposium on Reactor Physics and Thermal Hydraulics) - XI ENFIR, 18 a 22/Agosto, Poços de Caldas, MG, p. 775-780. **Proceedings ...**

MIRANDA, C. A. J.; LANDES, J. D., 1997b. *Behavior Prediction in the Ductile-to-Brittle Transition, Part II: Cleavage Stress Estimation*. In: ENCONTRO NACIONAL DE FÍSICA DE REATORES E CIÊNCIAS TÉRMICAS (Brazilian Symposium on Reactor Physics and Thermal Hydraulics) - XI ENFIR, 18 a 22/Agosto, Poços de Caldas, MG, p. 781-786. **Proceedings ...**

MIRANDA, C. A. J.; LANDES, J. D., 1997c. *Influence of the Number of Specimens in the Reference Temperature Determination - A First Approach*. In: 14<sup>th</sup> BRAZILIAN CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING, COBEM/97, 8 a 12/Dez., Bauru, SP. **Proceedings ... (CD-ROM com trabalhos)**.

MIRANDA, C. A. J.; LANDES, J. D., 1997d. *Influence of the Number of Specimens in the Reference Temperature Determination - The Monte-Carlo Approach*. In: 14<sup>th</sup> BRAZILIAN CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING, COBEM/97, 8 a 12/Dez., Bauru, SP. **Proceedings ... (CD-ROM com trabalhos)**.

MIRANDA, C. A. J.; LANDES, J. D., 1998a. *Specimen Number Requirements for  $T_c$  Accuracy*. In: ASTM WORKSHOP ON USER'S EXPERIENCE WITH FRACTURE TOUGHNESS MASTER CURVE, ASTM Spring Meeting, Atlanta, GA, May 06, 1998.

- MIRANDA, C. A. J.; LANDES, J. D., 1998b. *Estimating Cleavage Stress for Ferritic Steels From Measured  $J_c$  Values in the Transition Region*. In: NSWC/USNA WORKSHOP ON FRACTURE IN THE DUCTILE-BRITTLE REGION, July 14-15, US Naval Academy, Annapolis, MD.
- MIRANDA, C. A. J.; LANDES, J. D., 1999a. *An Application of the J-Q Model for Estimating Cleavage Stress in the Brittle-to-Ductile Transition*. Submetido para publicação (*International Journal of Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*).
- MIRANDA, C. A. J.; LANDES, J. D., 1999b. *Defining the Confidence Level in the Reference Temperature Determination*. Submetido para publicação (*Engineering Fracture Mechanics*).
- MIRANDA, C. A. J.; ANDRADE, A. H. P., LANDES, J. D., McCABE, D. E., SWAIN, R. L., 1999. *Accuracy in the  $T_0$  Determination: Numerical Versus Experimental Results*. In: 1999 ASME PRESSURE VESSEL AND PIPING CONFERENCE, August 1-5, Boston, MA, pp. 47-51. **Proceedings ...**
- NATISHAN, M. E.; KIRK, M. T., 1998. *A Micromechanical Evaluation of the Master Curve*, NSWC/USNA WORKSHOP ON FRACTURE IN THE DUCTILE-BRITTLE FRACTURE TRANSITION, July 14-15, US Naval Academy, Annapolis, MD.
- NATISHAN, M. E.; KIRK, M. T., 1999. *A Physical Basis for the Master Curve*. In: 1999 ASME PRESSURE VESSEL AND PIPING CONFERENCE, August 1-5, Boston, MA. **Proceedings ...**
- NEVALAINEN M.; DODDs Jr., R. H., 1995. *Numerical Investigation of 3-D Constraint Effects on Brittle Fracture in SE(B) and C(T) Specimens*. **International Journal of Fracture**, v. 74, p. 131-161.
- O'DOWD, N. P., 1995. *Applications of Two Parameter Approaches in Elastic-Plastic Fracture Mechanics*. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 52, n. 3, p. 445-465.

- O'DOWD, N. P.; SHIH, C. F., 1991. *Family of Crack-tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter: Part I - Structure of Fields*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 39, p. 989-1015.
- O'DOWD, N. P.; SHIH, C. F., 1992. *Family of Crack-tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter: Part II - Fracture Applications*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 40, p. 939-963.
- O'DOWD, N. P.; SHIH, C. F., 1993. **Two-Parameter Fracture Mechanics: Theory and Applications**. Nuclear Regulatory Commission, Washington, DC. (Report NUREG/CR-5958).
- O'DOWD, N. P.; SHIH, C. F.; DODDS Jr., R. H., 1995. *The Role of Geometry and Crack Growth on Constraint and Implications for Ductile/ Brittle Fracture*. In: **Constraint Effects in Fracture Theory and Applications: Second Volume**, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1244, p. 134-159.
- REIFF, K.; GERSCHAT, A.; KLAUSNITZER, E., 1991. *Correlation Between Instrumented Notched-bar, Tensile, and  $K_{Ic}$  Tests on the Basis of Steel Specimens in Different Condition*. In: **Defect Assessment in Components – Fundamentals and Applications**, London, England. Mechanical Engineering Publications. ESIS/EGF9, p. 517-526.
- RICE, J. R., 1968. *A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks*. **Journal of Applied Mechanics**, v. 35, p. 379-386.
- RICE, J. R.; ROSENGREN, G. F., 1968. *Plane Strain Deformation Near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 16, p. 1-12.
- RITCHIE, R. O.; KNOTT, J. F.; RICE, J. R., 1973. *On the Relationship Between Critical tensile Stress and Fracture Toughness in Mild Steels*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 21, p. 395-410.
- RUGGIERI, C.; DODDS Jr., R. H., 1995. **Constraint and Ductile Tearing Effects in Statistical Analysis of Cleavage Fracture**. Univ. of Illinois, Urbana, IL. (Report UILU-

ENG-95-2011).

- RUGGIERI, C.; DODDS Jr., R. H., 1996. *A Transferability Model for Brittle Fracture Including Constraint and Ductile Tearing Effects: A Probabilistic Approach. International Journal of Fracture*, v. 79, p. 309-340.
- RUGGIERI, C.; DODDS Jr, R. H.; WALLIN, K., 1998. *Constraint Effects on Reference Temperature,  $T_o$ , for Ferritic Steels in the Transition Region. Engineering Fracture Mechanics*, v. 60, n. 1, p. 19-36.
- SERVER, W. L. ; ROSINSKI, S. T., 1998. *Technical Basis for Application of the Master Curve Approach to Reactor Pressure Vessel Integrity Assessment. NSWC/USNA WORKSHOP ON FRACTURE IN THE DUCTILE-BRITTLE FRACTURE TRANSITION*, July 14-15, US Naval Academy, Annapolis, MD.
- SHIH, C. F.; O'DOWD, N. P., 1992. *A Fracture Mechanics Approach Based on a Toughness Locus*. In: *Shallow Crack Fracture Mechanics, Toughness Data and Applications*. 23-24/Sept/1992, Cambridge, UK. , TWI paper #31.
- SHIH, C. F.; O'DOWD, N. P.; KIRK, M. T., 1993. *A Framework for Quantifying Crack Tip Constraint*. In: *ASTM Symposium on Constraint Effects in Fracture*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1171, p. 2-20.
- SMITH, J. A.; ROLFE, S. T., 1997a. *The Effect of Crack Depth (a) and Crack Depth to Width Ratio (a/W) on the Fracture Toughness of A533-B Steel. WRC Bulletin 418 (Report #1)*. Welding Research Council, New York, NY.
- SMITH, J. A.; ROLFE, S. T., 1997b. *An Analytical Investigation of the Effect of Crack Depth (a) and Crack-Depth to Width Ratio (a/W) on the Fracture Toughness of A533-B Steel. WRC Bulletin 418 (Report #2)*. Welding Research Council, New York, NY.
- SMITH, J. A.; ROLFE, S. T., 1997c. *The Significance of Crack Depth (a) and Crack-Depth to Width Ratio (a/W) With Respect to the Behavior of Very Large Specimens. WRC Bulletin 418 (Report #3)*. Welding Research Council, New York, NY.

- SOKOLOV, M. A.; WALLIN, K.; McCABE, D. E., 1997. *Application of Small Specimens to Fracture Mechanics Characterization of Irradiated Pressure Vessels Steels*. In: ***Fatigue and Fracture Mechanics: 28<sup>th</sup> Volume***. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1321, p. 263-279.
- SOKOLOV, M. A.; NANSTAD, R. K., 1999. *Comparison of Irradiation-Induced Shifts of  $K_{Ic}$  and Charpy Impact Toughness for Reactor Pressure Vessel Steels*. In: ***Effects of Radiation on Materials: 18<sup>th</sup> International Symposium***, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1325.
- STIENSTRA, D.; ANDERSON, T. L.; RINGER, L. J., 1990. *Statistical Inferences on Cleavage Fracture Toughness Data*. ***Journal of Engineering Materials and Technology***, v. 112, p. 31-37.
- SYMINGTON, M.; SHIH, C. F.; ORTIZ, M., 1988. Brown University. (Report MRG/DMR-8714665/1)
- TADA, H.; PARIS, P. C.; IRWIN, G. R., 1985. ***The Stress Analysis of Crack Handbook***. 2. ed., Paris Productions, St. Louis.
- TREGONING, R. L.; JOYCE, J. A., 1998. *Application of the Master Curve Technology Within ASME Design Methodology*. NSWC/USNA WORKSHOP ON FRACTURE IN THE DUCTILE-BRITTLE FRACTURE TRANSITION, July 14-15, US Naval Academy, Annapolis, MD.
- VAN der SLUYS, W. A., 1998. *Activities of the PVRC Task Group on the Master Curve*. ASTM WORKSHOP ON USER'S EXPERIENCE WITH FRACTURE TOUGHNESS MASTER CURVE. ASTM Spring Meeting, May 06, 1998, Atlanta, GA, USA.
- VAN der SLUYS, W. A.; MIGLIN, M. T., 1995. *Results of MPC/JSPPS Cooperative Testing Program in the Brittle-to-Ductile Transition Region*. In: ***Fracture Mechanics: 24<sup>th</sup> Volume***, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1207, p. 308-324.

- VARIAS, A. G.; SHIH, C. F., 1993. *Quasi-Static Crack Advance Under a Range of Constraints-Steady State Fields Based on a Characteristic Length*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 41, n. 5, p. 835-861.
- XIA, L.; SHIH, C. F., 1995a. *Ductile Crack Growth – I. A Numerical Study Using Computational Cells With Microstructurally-Based Length Scales*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 43, n. 2, p. 233-259.
- XIA, L.; SHIH, C. F., 1995b. *Ductile Crack Growth – II. Void Nucleation and Geometry Effects on Macroscopic Fracture Behavior*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 43, p. 1953-1981.
- XIA, L.; SHIH, C. F., 1996. *Ductile Crack Growth – III. Transition to Cleavage Fracture Incorporating Statistics*. **Journal of the Mechanics and Physics Solids**, v. 44, n. 4, p. 603-639.
- YOON, K., K., 1998a. *Proposed ASME Code Case and Dynamic Fracture Toughness Data, ASTM WORKSHOP ON USER'S EXPERIENCE WITH FRACTURE TOUGHNESS MASTER CURVE*. ASTM Spring Meeting, May 06, 1998, Atlanta, GA, USA.
- YOON, K. K., 1998b. *ASME Code Activities on Application of Master Curve Method. NSWC/USNA WORKSHOP ON FRACTURE IN THE DUCTILE-BRITTLE FRACTURE TRANSITION*, July 14-15, US Naval Academy, Annapolis, MD.
- YOKOBORI, T.; ICHIKAWA, M., 1994. *An Interpretation of the Scatter in Brittle-Ductile Transition Region as a Statistical Event as a Result of the Two Different Populations*. In: **Fracture Mechanics: 24<sup>th</sup> Volume**, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1207, p. 369-375.
- WALLIN, K., 1984. *The Scatter in  $K_{IC}$  Results*, **Engineering Fracture Mechanics**. v. 19, p. 1085-1093.
- WALLIN, K., 1985. *The Size Effects in  $K_{IC}$  Results*. **Engineering Fracture Mechanics**. v. 22, n. 1, p. 149-163.

- WALLIN, K., 1989a. *The Effect on Ligament Size on Cleavage Fracture Toughness*. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 32, n. 3, p. 449-457.
- WALLIN, K., 1989b. *A Simple Theoretical Charpy-V  $K_{IC}$  Correlation for Irradiation Embrittlement*. In: ASME PRESSURE VESSEL AND PIPING CONFERENCE, Vol. 170, p. 93-100. **Proceedings ...**
- WALLIN, K., 1991a. *Fracture Toughness Transition Curve Shape for Ferritic Structural Steels*. In: JOINT FEEG/ICF INTERNATIONAL CONFERENCE ON FRACTURE OF ENGINEERING MATERIALS, Singapore, August 6-8, p. 83-88. **Proceedings ...**
- WALLIN, K., 1991b. *Statistical Modeling of Fracture in the Ductile-to-Brittle Transition Region*. In: **Defects Assessment in Components – Fundamentals and Applications**, London, England. Mechanical Engineering Publications. ESIS/EGF9, p. 415-445.
- WALLIN, K., 1993a. *Statistical Aspects of Constraint With Emphasis on Testing Analysis of Laboratory Specimens in the Transition Region*. In: **Constraint Effects in Fracture**, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1171, p. 264-288.
- WALLIN, K., 1993b. *Irradiation Damage Effects on the Fracture Toughness Transition Curve Shape for Reactor Pressure Vessel Steels*. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 55, p. 61-79.
- WALLIN, K., 1995a. *Validity of Small Fracture Toughness Estimates Neglecting Constraint Correction*. In: **Constraint Effects in Fracture, Theory and Applications: Second Volume**, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1244.
- WALLIN, K., 1995b, *Re-Evaluation of the TSE Results Based on the Statistical Size Effects*. VTT Manufacturing Technology.
- WALLIN, K.; SAARIO, T.; TÖRRÖNEN, 1984. *Statistical Model for Carbide Induced Brittle Fracture in Steel*. **Metal Science**, v. 18, p. 13-16, 1984.
- WALLIN, K.; VALO, M.; RINTAMAA, R.; AHLSTRAND, R., 1993. *The Effect of Loading*

*Rate Upon Irradiation Embrittlement Measure by Fracture Mechanical Properties.* In: ***Effects of Irradiation on Material: 16<sup>th</sup> International Symposium***, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1175, p. 156-171.

WATANABE, J.; IWADATE, T.; TANAKA, Y.; YOKOBORI, T.; ANDO, K., 1987. *Fracture Toughness in the Transition Region.* ***Engineering Fracture Mechanics***, v. 28, p. 589-600.

WEIBULL W., 1951. *A Statistical Distribution Function of Wide Applicability.* ***Journal of Applied Mechanics***, v. 18, p. 293-297.

WELLS, A. A., 1961. *Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture.* In: CRACK PROPAGATION SYMPOSIUM, v. I, paper #84, Cranfield, UK. ***Proceedings ...***

WILSON, C. D., 1992. ***Linear Elastic Fracture Mechanics Primer.*** NASA Technical Memorandum. (Report NASA TM-103591)

WU, S-X.; MAI, Y-W.; COTTERELL, B., 1995. *Q Solutions for Compact Tension and Single-Edge Cracked Tension Specimens.* ***International Journal of Fracture***, v. 68, p. R97-R103.

ZAHOOR, A., 1989. ***Ductile Fracture Handbook. Volume 1: Circumferential Throughwall Cracks.*** Electric Power Research Institute, 1989. (Report EPRI NP-6301-D/N14-1)

ZAHOOR, A., 1990. ***Ductile Fracture Handbook. Volume 2,*** Electric Power Research Institute, 1990. (Report EPRI NP-6301-D/N14-2)

ZAHOOR, A., 1991. ***Ductile Fracture Handbook. Volume 3,*** Electric Power Research Institute, 1991. (Report EPRI NP-6301-D/N14-3)

ZERBST, U.; HEERENS, J.; SCHWALBE, K. H., 1993. *Estimation of Lower Bound Fracture Resistance of Pressure Vessel Steel in the Transition Regime.* ***Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures***, v. 16, p. 1147-1160.

100

100

100

100

100