

# REDEMAT

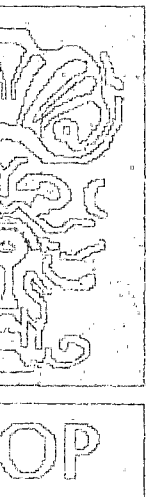
REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS  
UFOP – CETEC – UEMG

**Emerson Giovani Rabello**

**Determinação da Temperatura de  
Referência ( $T_0$ ) para um Aço DIN 15  
Mo3 Normalizado e Tratado  
Termicamente, Simulando uma ZTA**

**Dissertação de Mestrado**

**Ouro Preto, 27 de junho de 2000**





**Rede Temática em Engenharia de Materiais**  
**UFOP - CETEC - UEMG**

***“Determinação da Temperatura de Referência (TO) Para um Aço DIN 15  
Mo3 Normalizado e Tratado Termicamente, Simulando um ZTA.”***

***Autor: Emerson Giovani Rabello***

Dissertação defendida e aprovada, em 27 de junho de 2000, pela banca  
examinadora constituída pelos professores:

---

Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid - Orientador

UFOP-Universidade Federal de Ouro Preto

---

Prof. Dr. Luiz Cláudio Cândido

UFOP-Universidade Federal de Ouro Preto

---

Prof. Dr. Júlio Ricardo Barreto Cruz

CDTN-CNEN

*“Fazer da interrupção um caminho novo.  
Fazer da queda um passo de dança, do medo  
uma escada, do sono uma ponte, da procura  
um encontro”.*

In: Encontro Marcado (F.Sabino)

## AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid (UFOP), pela orientação e apoio no desenvolvimento da pesquisa.

Ao Prof. Dr. Cristovam Paes Oliveira (REDEMAT), pelo empenho e boa vontade na resolução de questões acadêmicas.

A direção do Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (CDTN), pela disponibilização dos recursos materiais e logísticos necessários.

A todos os funcionários do CDTN, principalmente da Supervisão de Ensaios e Metrologia (AT1), que colaboraram para a realização deste trabalho.

**DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DE REFERÊNCIA ( $T_0$ )  
PARA UM AÇO DIN 15Mo3 NORMALIZADO E TRATADO  
TERMICAMENTE, SIMULANDO UMA ZTA**

**RESUMO**

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

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

*Assim, foi proposta recentemente pela ASTM uma nova metodologia, chamada Curva Mestre, que trata estatisticamente o comportamento à fratura dos aços ferríticos na região de transição e caracteriza um material em particular, através de um parâmetro denominado Temperatura de Referência ( $T_0$ ).*

*Neste trabalho, foi estudado o aço DIN 15Mo3 normalizado e tratado termicamente, simulando uma ZTA, objetivando o levantamento da Curva Mestre e a determinação da Temperatura de Referência ( $T_0$ ). Através das Curvas Mestras obtidas a partir dos valores de  $K_{JC}$ , constatou-se que a Temperatura de Referência, para o material normalizado, é muito inferior que a determinada para o material com a microestrutura similar a uma ZTA. Um efeito inverso foi observado nos valores de  $K_{JC}$ .*

*Os resultados apresentados são condizentes com o comportamento do material nas duas condições de tratamento térmico estudadas, comprovando a eficiência do método para a avaliação da tenacidade à fratura dos aços ferríticos na região de transição.*

**DETERMINATION OF REFERENCE TEMPERATURE ( $T_0$ ) OF  
DIN 15Mo3 FERRITIC STEEL, NORMALIZED AND HAZ  
SIMULED**

**ABSTRACT**

*The characterization of the fracture behavior in the ductile-to-brittle transition for ferritic steels is a hard task because fracture toughness values exhibit extensive scatter and severe size and geometry effects. The measured toughness is a strong function of temperature in the transition, with the toughness values increasing rapidly over a relatively narrow temperature range. The toughness results usually have a large range of values at a given temperature and therefore cannot be easily used to evaluate integrity in structural components because of the uncertainty in how to handle these test results.*

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

*In the last decade, a new methodology, formalized in the ASTM standard method E1921-97, has revolutionized the approach used to characterize transition fracture behavior and has given a rationale for treating the several factors that influence the scatter in the results. Statistical models are used to define a transition curve, called Master Curve, and the transition temperature of a given material is stated by a parameter called Reference Temperature ( $T_0$ ).*

*In this work, the Master Curve approach is applied to characterize the transition behavior of DIN 15Mo3 steel in two different conditions: normalized and thermally treated to simulate a HAZ. From the obtained results, it was found that the Reference Temperature of the normalized material is much lower than the one determined for the material with a microstructure similar to a HAZ. An opposite effect was observed in the fracture toughness values.*

*The presented results are in agreement with the expected material behavior considering the two thermal treatments studied, what confirms the efficiency of the Master Curve approach to predict the fracture behavior of ferritic steels in the transition region.*

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS</b>	vii
<b>LISTA DE TABELAS</b>	viii
<b>NOMENCLATURA E ABREVIATURAS</b>	ix
<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>1</b>
<b>2. OBJETIVO</b> .....	<b>6</b>
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>7</b>
<b>3.1 ASPECTOS GERAIS SOBRE FRATURA EM METAIS</b> .....	<b>7</b>
3.1.1 <i>Introdução</i> .....	7
3.1.2 <i>Resistência Coesiva Dos Metais</i> .....	8
3.1.3 <i>Teoria De Griffith Para Fratura Frágil</i> .....	12
<b>3.2 MECÂNICA LINEAR ELÁSTICA DE FRATURA (MLEF)</b> .....	<b>15</b>
3.2.1 <i>Introdução</i> .....	15
3.2.2 <i>Modos De Separação Na Ponta Da Trinca</i> .....	15
3.2.3 <i>Fator De Intensidade De Tensões</i> .....	16
3.2.4 <i>Correção Para A Zona Plástica Na Ponta Da Trinca</i> .....	19
3.2.5 <i>Utilização De K Como Critério De Fratura</i> .....	23
<b>3.3 MECÂNICA ELASTO-PLÁSTICA DE FRATURA (MEPF)</b> .....	<b>26</b>
3.3.1 <i>Introdução</i> .....	26
3.3.2 <i>Crack Tip Opening Displacement - C<sub>tod</sub></i> .....	26
3.3.3 <i>Integral J</i> .....	29
<b>3.4 AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA NA REGIÃO DE TRANSIÇÃO</b> .....	<b>32</b>
3.4.1 <i>Introdução</i> .....	32
3.4.2 <i>Curvas De Referência Asme</i> .....	33
3.4.3 <i>Efeitos Da Restrição À Plasticidade</i> .....	34
3.4.4 <i>Efeitos Do Tamanho</i> .....	35
3.4.5 <i>Teoria Do “Elo-Mais-Fraco”</i> .....	36
3.4.6 <i>Distribuição De Weibull</i> .....	38
<b>3.5 CURVA MESTRA (“MASTER CURVE”)</b> .....	<b>40</b>
3.5.1 <i>Introdução</i> .....	40
3.5.2 <i>Determinação Da Temperatura De Referência (T<sub>0</sub>)</i> .....	42
3.5.3 <i>Limites De Confiança Para T<sub>0</sub></i> .....	44
3.5.4 <i>Validade E Incertezas Associadas Ao Valor De T<sub>0</sub></i> .....	45

3.6 ASPECTOS GERAIS SOBRE A ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA) .....	47
3.6.1 Introdução .....	47
3.6.2 Técnicas Para Simulação De Ciclos Térmicos De Soldagem .....	47
3.6.3 Previsão De Ciclos Térmicos De Soldagem .....	48
<b>4. METODOLOGIA .....</b>	<b>51</b>
<b>4.1 MATERIAL .....</b>	<b>51</b>
<b>4.2 PREPARAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA .....</b>	<b>51</b>
<b>4.3 SIMULAÇÃO DA ZTA .....</b>	<b>53</b>
<b>4.4 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL .....</b>	<b>54</b>
4.4.1 Análise Metalográfica .....	54
4.4.2 Ensaio De Dureza .....	54
4.4.3 Ensaio De Tração .....	55
<b>4.5 ENSAIO CHARPY .....</b>	<b>55</b>
<b>4.6 ABERTURA DE PRÉ-TRINCA DE FADIGA .....</b>	<b>56</b>
<b>4.7 DETERMINAÇÃO DE <math>K_{Jc}</math> .....</b>	<b>57</b>
<b>5. RESULTADOS .....</b>	<b>58</b>
5.1 SIMULAÇÃO DA ZTA .....	58
5.2 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL .....	64
5.3 DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DO ENSAIO DE DOBRAMENTO (T) .....	66
5.4 DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ .....	68
5.5 DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL .....	71
5.6 OBTENÇÃO DA CURVA MESTRA E DETERMINAÇÃO DE $T_0$ .....	73
5.7 ANÁLISE DE FRATURA .....	74
<b>6. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS .....</b>	<b>77</b>
<b>7. CONCLUSÕES .....</b>	<b>80</b>
<b>7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS .....</b>	<b>81</b>
<b>8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>82</b>
<b>9. BIBLIOGRAFIA ADICIONAL .....</b>	<b>86</b>
<b>10. ANEXOS .....</b>	<b>87</b>
ANEXO I: CONTROLE DIMENSIONAL DOS CORPOS-DE-PROVA .....	87
ANEXO II: TEMPOS DE RESFRIAMENTO PARA SIMULAÇÃO DA ZTA .....	88
ANEXO III: ENSAIO DE DUREZA .....	89
ANEXO IV: ENSAIO CHARPY .....	92
ANEXO V: DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ .....	93
ANEXO VI: DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL .....	103



## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1: COMPORTAMENTO À FRATURA DE AÇOS FERRÍTICOS .....	1
FIGURA 2: EFEITOS DA FRAGILIZAÇÃO NEUTRÔNICA NA TENACIDADE DOS AÇOS .....	3
FIGURA 3: CURVAS LIMITE $K_{Ic}$ E $K_{Ia}$ PARA OS AÇOS SA-533 E SA-508 .....	4
FIGURA 4: FORÇA COESIVA EM FUNÇÃO DA SEPARAÇÃO DOS ÁTOMOS .....	8
FIGURA 5: MODELO DE TRINCA ELÍPTICA.....	11
FIGURA 6: MODELO DE TRINCA DE GRIFFITH.....	12
FIGURA 7: MODOS DE FRATURA.....	16
FIGURA 8: DEFINIÇÃO DO EIXO DE COORDENADAS NA PONTA DA TRINCA .....	17
FIGURA 9: TENSÃO NORMAL PARA TRINCA PLANA NO MODO I .....	18
FIGURA 10: TAMANHO DA ZONA PLÁSTICA (IRWIN).....	20
FIGURA 11: SEGUNDA ESTIMATIVA PARA ZONA PLÁSTICA DE IRWIN.....	21
FIGURA 12: ZONA PLÁSTICA DE DUGDALE.....	22
FIGURA 13: COMPARAÇÃO ENTRE OS MODELOS PARA CORREÇÃO DA ZONA PLÁSTICA.....	23
FIGURA 14 EFEITO DA ESPESSURA NA TENACIDADE À FRATURA.....	24
FIGURA 15: ESTIMATIVA DE CTOD CONSIDERANDO O MODELO DE IRWIN.....	27
FIGURA 16: ESTIMATIVA DE CTOD CONSIDERANDO O MODELO DE DUGDALE.....	28
FIGURA 17: DEFINIÇÃO DA INTEGRAL J.....	30
FIGURA 18: INFLUÊNCIA DA PROFUNDIDADE DA TRINCA .....	35
FIGURA 19: DEFINIÇÃO DOS PONTOS FRACOS E CRÍTICOS .....	37
FIGURA 20: CORPOS-DE-PROVA UTILIZADOS (A) TRAÇÃO, (B) CHARPY E (C) SENB.....	52
FIGURA 21: MICROESTRUTURAS OBTIDAS NA SOLDA ORIGINAL - AÇO DIN 15Mo3 .....	59
FIGURA 22: CICLOS TÉRMICOS DE SOLDAGEM .....	60
FIGURA 23: MICROESTRUTURAS OBTIDAS NA SIMULAÇÃO DOS CICLOS TÉRMICOS DE SOLDAGEM .....	61
FIGURA 24: PERFIL DE MICRO-DUREZA DA SOLDA ORIGINAL.....	63
FIGURA 25: MICROESTRUTURA DO AÇO DIN 15Mo3 NORMALIZADO 200X.....	65
FIGURA 26: MICROESTRUTURA DO AÇO DIN 15Mo3 SIMULANDO ZTA 200X .....	65
FIGURA 27: CURVA DE TRANSIÇÃO PARA O AÇO DIN 15Mo3 NORMALIZADO .....	66
FIGURA 28: CURVA DE TRANSIÇÃO PARA O AÇO DIN 15Mo3, SIMULANDO A ZTA .....	67
FIGURA 29: DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL.....	72
FIGURA 30: CURVA MESTRA POR AMOSTRA .....	73
FIGURA 31: MICROSCOPIA ELETRÔNICA - AMOSTRAS NORMALIZADAS .....	75
FIGURA 32: MICROSCOPIA ELETRÔNICA - AMOSTRAS TRATADAS TERMICAMENTE, SIMULANDO A ZTA .....	76
FIGURA 33: ENSAIOS DE DOBRAMENTO - AMOSTRA A.....	96
FIGURA 34: ENSAIOS DE DOBRAMENTO - AMOSTRA B.....	97
FIGURA 35: ENSAIOS DE DOBRAMENTO - AMOSTRA C.....	98
FIGURA 36: ENSAIOS DE DOBRAMENTO - AMOSTRA D.....	99
FIGURA 37: ENSAIOS DE DOBRAMENTO - AMOSTRA E .....	100
FIGURA 38: ENSAIOS DE DOBRAMENTO - AMOSTRA F .....	101

## LISTA DE TABELAS

TABELA 1: CARACTERÍSTICAS QUÍMICAS E MECÂNICAS DO AÇO DIN 15Mo3 .....	51
TABELA 2: DISTRIBUIÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA PARA DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ .....	52
TABELA 3: PARÂMETROS UTILIZADOS NA SOLDAGEM .....	53
TABELA 4: CONDIÇÕES EMPREGADAS PARA ABERTURA DE PRÉ-TRINCAS DE FADIGA .....	56
TABELA 5: DIFERENCIAIS DE TEMPO NO RESFRIAMENTO .....	62
TABELA 6: MICRO-DUREZA DOS CORPOS-DE-PROVA TRATADOS TÉRMICAMENTE SIMULANDO A ZTA.....	62
TABELA 7: CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS .....	64
TABELA 8: DUREZA MÉDIA DAS AMOSTRAS .....	64
TABELA 9: CÁLCULO DA TEMPERATURA DE ENSAIO, $T$ .....	67
TABELA 10: DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ - AMOSTRAS DO GRUPO A .....	68
TABELA 11: DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ - AMOSTRAS DO GRUPO B .....	69
TABELA 12: DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ - AMOSTRAS DO GRUPO C .....	69
TABELA 13: DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ - AMOSTRAS DO GRUPO D .....	70
TABELA 14: DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ - AMOSTRAS DO GRUPO E.....	70
TABELA 15: DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ - AMOSTRAS DO GRUPO F.....	71
TABELA 16: DETERMINAÇÃO DE $T_0$ .....	74
TABELA 17: CONTROLE DIMENSIONAL DOS CORPOS-DE-PROVA .....	87
TABELA 18: ESTUDO DOS TEMPOS DE RESFRIAMENTOS EMPREGADOS NOS CICLOS TÉRMICOS DE SOLDAGEM ....	88
TABELA 19: VALORES DE DUREZA VICKERS (CARGA 3KG) - AMOSTRA A.....	89
TABELA 20: VALORES DE DUREZA VICKERS (CARGA 3KG) - AMOSTRA B.....	89
TABELA 21: VALORES DE DUREZA VICKERS (CARGA 3KG) - AMOSTRA C.....	90
TABELA 22: VALORES DE DUREZA VICKERS (CARGA 5KG) - AMOSTRA D.....	90
TABELA 23: VALORES DE DUREZA VICKERS (CARGA 5KG) - AMOSTRA E.....	91
TABELA 24: VALORES DE DUREZA VICKERS (CARGA 5KG) - AMOSTRA F .....	91
TABELA 25: ENSAIO CHARPY PARA DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DE ENSAIO ( $T$ ) .....	92
TABELA 26: COEFICIENTES DE AJUSTE E CORRELAÇÃO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO - AMOSTRA A.....	93
TABELA 27: COEFICIENTES DE AJUSTE E CORRELAÇÃO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO - AMOSTRA B.....	93
TABELA 28: COEFICIENTES DE AJUSTE E CORRELAÇÃO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO - AMOSTRA C.....	94
TABELA 29: COEFICIENTES DE AJUSTE E CORRELAÇÃO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO - AMOSTRA D.....	94
TABELA 30: COEFICIENTES DE AJUSTE E CORRELAÇÃO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO - AMOSTRA E.....	95
TABELA 31: COEFICIENTES DE AJUSTE E CORRELAÇÃO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO - AMOSTRA F .....	95
TABELA 32: MEDIÇÃO DO TAMANHO DA TRINCA INICIAL ( $A_0$ ) E FINAL ( $A_f$ ).....	102
TABELA 33: COORDENADAS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEILBULL - AMOSTRA A .....	103
TABELA 34: COORDENADAS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEILBULL - AMOSTRA B.....	103
TABELA 35: COORDENADAS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEILBULL - AMOSTRA C.....	104
TABELA 36: COORDENADAS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEILBULL - AMOSTRA D .....	104
TABELA 37: COORDENADAS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEILBULL - AMOSTRA E.....	105
TABELA 38: COORDENADAS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEILBULL - AMOSTRA F .....	105

## LISTA DE TABELAS

TABELA 1: CARACTERÍSTICAS QUÍMICAS E MECÂNICAS DO AÇO DIN 15Mo3 .....	51
TABELA 2: DISTRIBUIÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA PARA DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ .....	52
TABELA 3: PARÂMETROS UTILIZADOS NA SOLDAGEM .....	53
TABELA 4: CONDIÇÕES EMPREGADAS PARA ABERTURA DE PRÉ-TRINCAS DE FADIGA .....	56
TABELA 5: DIFERENCIAIS DE TEMPO NO RESFRIAMENTO .....	62
TABELA 6: MICRO-DUREZA DOS CORPOS-DE-PROVA TRATADOS TÉRMICAMENTE SIMULANDO A ZTA.....	62
TABELA 7: CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS .....	64
TABELA 8: DUREZA MÉDIA DAS AMOSTRAS .....	64
TABELA 9: CÁLCULO DA TEMPERATURA DE ENSAIO, $T$ .....	67
TABELA 10: DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ - AMOSTRAS DO GRUPO A .....	68
TABELA 11: DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ - AMOSTRAS DO GRUPO B .....	69
TABELA 12: DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ - AMOSTRAS DO GRUPO C .....	69
TABELA 13: DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ - AMOSTRAS DO GRUPO D .....	70
TABELA 14: DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ - AMOSTRAS DO GRUPO E.....	70
TABELA 15: DETERMINAÇÃO DE $K_{Jc}$ - AMOSTRAS DO GRUPO F.....	71
TABELA 16: DETERMINAÇÃO DE $T_0$ .....	74
TABELA 17: CONTROLE DIMENSIONAL DOS CORPOS-DE-PROVA .....	87
TABELA 18: ESTUDO DOS TEMPOS DE RESFRIAMENTOS EMPREGADOS NOS CICLOS TÉRMICOS DE SOLDAGEM ....	88
TABELA 19: VALORES DE DUREZA VICKERS (CARGA 3KG) - AMOSTRA A.....	89
TABELA 20: VALORES DE DUREZA VICKERS (CARGA 3KG) - AMOSTRA B.....	89
TABELA 21: VALORES DE DUREZA VICKERS (CARGA 3KG) - AMOSTRA C.....	90
TABELA 22: VALORES DE DUREZA VICKERS (CARGA 5KG) - AMOSTRA D.....	90
TABELA 23: VALORES DE DUREZA VICKERS (CARGA 5KG) - AMOSTRA E.....	91
TABELA 24: VALORES DE DUREZA VICKERS (CARGA 5KG) - AMOSTRA F .....	91
TABELA 25: ENSAIO CHARPY PARA DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DE ENSAIO ( $T$ ) .....	92
TABELA 26: COEFICIENTES DE AJUSTE E CORRELAÇÃO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO - AMOSTRA A.....	93
TABELA 27: COEFICIENTES DE AJUSTE E CORRELAÇÃO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO - AMOSTRA B.....	93
TABELA 28: COEFICIENTES DE AJUSTE E CORRELAÇÃO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO - AMOSTRA C.....	94
TABELA 29: COEFICIENTES DE AJUSTE E CORRELAÇÃO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO - AMOSTRA D.....	94
TABELA 30: COEFICIENTES DE AJUSTE E CORRELAÇÃO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO - AMOSTRA E.....	95
TABELA 31: COEFICIENTES DE AJUSTE E CORRELAÇÃO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO - AMOSTRA F .....	95
TABELA 32: MEDIÇÃO DO TAMANHO DA TRINCA INICIAL ( $A_0$ ) E FINAL ( $A_f$ ).....	102
TABELA 33: COORDENADAS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEILBULL - AMOSTRA A .....	103
TABELA 34: COORDENADAS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEILBULL - AMOSTRA B.....	103
TABELA 35: COORDENADAS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEILBULL - AMOSTRA C.....	104
TABELA 36: COORDENADAS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEILBULL - AMOSTRA D .....	104
TABELA 37: COORDENADAS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEILBULL - AMOSTRA E.....	105
TABELA 38: COORDENADAS PARA DISTRIBUIÇÃO DE WEILBULL - AMOSTRA F .....	105

## NOMENCLATURA E ABREVIATURAS

### PROPRIEDADES DO MATERIAL

E: Módulo de Young  
 $\nu$ : Coeficiente de Poisson  
 $\sigma_{YS}$ : Limite de Escoamento  
 $\sigma_{UTS}$ : Limite de Resistência  
 $\sigma_Y$ : Tensão Efetiva (média entre  $\sigma_{YS}$  e  $\sigma_{UTS}$ )

### GEOMETRIA

$a_0$ : Comprimento Inicial de Trinca  
 $a_i$ : Comprimento Final de Trinca  
 $b_0$ : Ligamento Remanescente  
 $B, B_{XT}$ : Espessura do Corpo-de-prova  
 $B_{IT}$ : Espessura Unitária (01 polegada)  
 $W$ : Largura do Corpo-de-prova

### SIMULAÇÃO DA ZTA

$e$ : Espessura da Peça Soldada  
 $e'$ : Espessura Crítica de Transição  
 $T_p$ : Temperatura de Pico  
 $T_0$ : Temperatura Inicial  
 $T_f$ : Temperatura de Fusão  
 $\rho c$ : Calor Específico Volumétrico  
 $E_L$ : Energia Líquida de Soldagem  
 $E$ : Tensão de Soldagem  
 $I$ : Corrente de Soldagem  
 $v$ : Velocidade de Soldagem  
 $\eta$ : Rendimento do Processo  
 $T_1 - T_2$ : Intervalo entre Temperaturas ( $T_1$  e  $T_2$ )  
 $\Delta t$ : Diferencial de Tempo entre  $T_1$  e  $T_2$   
 $k$ : Coeficiente de Expansão Térmica  
 $d$ : Distância de um Ponto à Linha de Fusão  
 $L$ : Comprimento do Corpo-de-prova

### CURVA MESTRA E DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL

$P_f$ : Probabilidade Acumulada de Falha  
 $K_{min}$ : Constante Representando um Valor Limiar para Tenacidade à Fratura  
 $K_0$ : Parâmetro de Escala  
 $m$ : Coeficiente Angular do Ajuste em Coordenadas de Weibull  
 $M$ : Constante para Garantia da Restrição da Zona Plástica na Ponta de uma Trinca  
 $J$ : Integral J  
 $J_{IC}$ : Valor Crítico da Integral J para Modo I  
 $J_e$ : Integral J Avaliada na Região Elástica  
 $J_p$ : Integral J Avaliada na Região Plástica  
 $A_p$ : Área Plástica na Curva P vs. Deslocamento da Linha de Carga  
 $K$ : Fator de Intensidade de Tensão  
 $K_{IC}$ : Fator de Intensidade de Tensão Crítico para Modo I, no EPD  
 $K_{JC}$ : Fator de Intensidade de Tensão Crítico para Modo I, Calculado a partir de  $J_{IC}$   
 $K_{JC(IT)}$ :  $K_{JC}$  para Corpo-de-prova de Espessura Unitária  
 $K_{JC(med)}$ :  $K_{JC}$  médio  
 $K_{JC(0.95)}$ :  $K_{JC}$  com Limite de confiança de 95%  
 $K_{JC(0.05)}$ :  $K_{JC}$  com Limite de confiança de 5%  
 $K_{JC(lim)}$ :  $K_{JC}$  Valor Limite para  $K_{JC}$   
 $P$ : Carga Máxima no Ensaio de Dobramento  
 $P_M$ : Carga Máxima para Abertura de Pré-trinca de Fadiga  
 $S$ : Espaçamento entre Apoios no Ensaio de Dobramento  
 $T$ : Temperatura para Ensaio de Dobramento  
 $T_{28J}$ : Temperatura Relativa à Energia de 28J no ensaio de Impacto Charpy  
 $T_0$ : Temperatura de Referência (Curva Mestre)

## **ABREVIATURAS**

ZTA : Zona Termicamente Afetada

MAG : Metal Active Gas

EPT : Estado Plano de Tensão

EPD : Estado Plano de Deformação

MLEF : Mecânica Linear Elástica de Fratura

MEPF : Mecânica Elasto-Plástica de Fratura

CTOD : Crack Tip Open Displacement

SENB : Single Edge Notch Bend (CP para Ensaio de Dobramento em 3 Pontos)

ASTM : American Society Testing Materials

ASME : American Society of Mechanical Engineers

## 1 INTRODUÇÃO

A necessidade de previsão e prevenção de falhas em construções mecânicas estimulou a pesquisa sobre os fenômenos relacionados à fratura. Os problemas de fratura em metais são estudados por diversas esferas científicas, sendo que os aspectos mecânicos são um dos objetivos da mecânica da integridade estrutural (ou simplesmente, mecânica de fratura), que utiliza hipóteses e métodos da mecânica dos corpos sólidos<sup>[1]</sup>.

A diversidade de materiais, as inúmeras condições operacionais a que estão submetidos e a complexa geometria dos elementos estudados, muitas vezes conduzem a métodos e concepções de validade restrita. Assim, além de métodos analíticos e numéricos, a mecânica da integridade estrutural utiliza também procedimentos experimentais para a obtenção de noções elementares sobre os fenômenos, verificação de hipóteses e para a determinação de inúmeros parâmetros utilizados em seus modelos.

No caso dos aços ferríticos empregados na construção de vasos de pressão convencionais e nucleares, o comportamento à fratura se altera com a temperatura e pode ser representado por uma curva de transição, conforme Figura 1<sup>[2]</sup>:

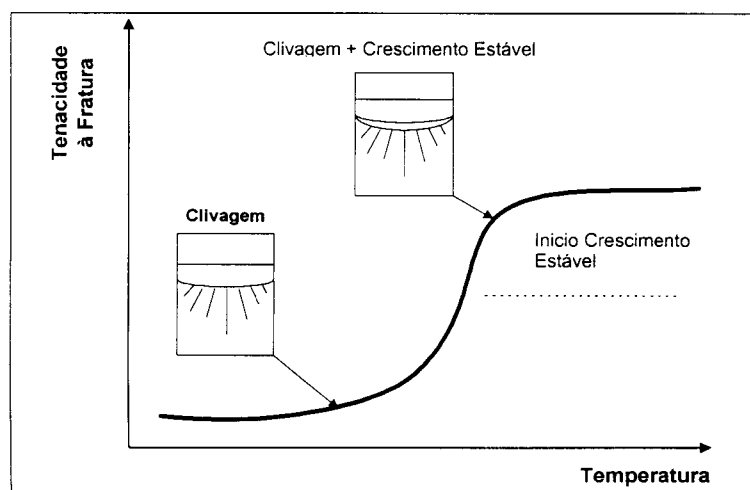


Figura 1: Comportamento à Fratura de Aços Ferríticos [Ref.2]

Os patamares inferior e superior apresentados significam, respectivamente, regiões de comportamento frágil do material, associado a baixas temperaturas, e regiões de comportamento dúctil, caracterizadas por temperaturas mais elevadas. Entre os dois patamares encontra-se a transição dúctil-frágil, que é uma região na qual o comportamento à fratura apresenta uma natureza bastante estatística e sua importância vem crescendo devido ao fato de estarem em voga programas de extensão de vida de equipamentos e instalações mecânicas, em todo o mundo.

O procedimento usual, na fase de projeto de estruturas e componentes, recomenda a utilização desses materiais no patamar superior, onde o comportamento é dúctil. Nessa região é mais fácil tolerar a existência de trincas no material, uma vez que, normalmente, a falha não se dá por um evento instável de fratura frágil, mas sim, por um colapso plástico da seção transversal ou por um rasgamento dúctil, precedido do crescimento estável das trincas<sup>[3]</sup>.

Entretanto, para projetos de vasos de pressão reais, deve-se considerar a possibilidade do aço ter um comportamento misto dúctil-frágil, típico da região de transição. Esta possibilidade é causada pela combinação de efeitos resultantes da degradação do material ao longo de sua vida útil, dentre os quais destacam-se: o envelhecimento térmico, causado pela ciclagem térmica decorrente da variação de temperaturas durante a operação, e as fragilizações por ação do meio e neutrônica.

Este último fenômeno é característico de instalações nucleares, resultante de reações ocorridas no interior do reator, que alteram a estrutura cristalina do material, fragilizando-o. A consequência da fragilização neutrônica pode ser percebida pelo deslocamento da curva de tenacidade à fratura, conforme mostrado na Figura 2<sup>[4]</sup>.

Tendo em vista esses mecanismos de fragilização, a investigação da tenacidade à fratura na região de transição torna-se fundamental em programas de extensão de vida de componentes metálicos e mesmo por questão de segurança.

Diferentemente do que ocorre nos dois patamares definidos pela Figura 1, na região de transição não é possível definir um único valor de tenacidade à fratura, caracterizado por  $J_C$  (Integral J no momento da clivagem), devido à forte influência da geometria, tamanho dos corpos-de-prova e espalhamento dos dados. Esses fatores implicam na necessidade de tratamento estatístico dos resultados, para melhor esclarecimento do comportamento à fratura do material na região de transição.

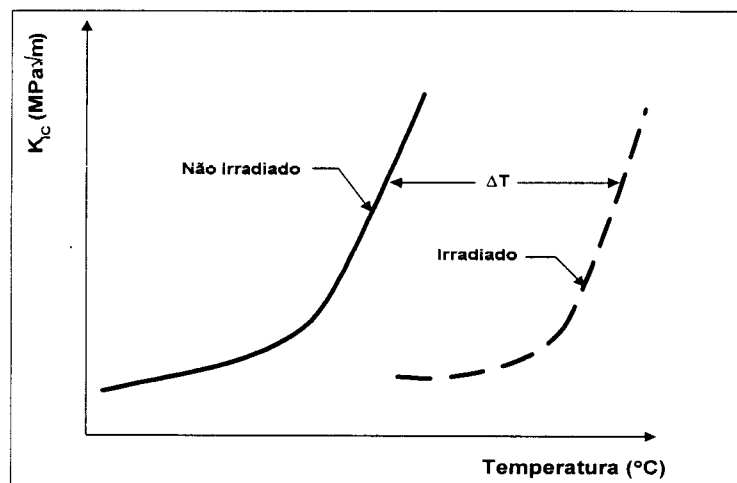


Figura 2: Efeitos da Fragilização Neutrônica na Tenacidade dos Aços [Ref. 4]

Em um passado recente, a única ferramenta disponível para se verificar o comportamento dos aços na região de transição era apresentada pela Seção XI do Código ASME<sup>[5]</sup>, através de curvas limites relacionando valores de tenacidade à fratura com a temperatura de ductilidade nula ( $RT_{NDT}$ ), obtida por ensaios de impacto e queda de peso, conforme mostrado na Figura 3.



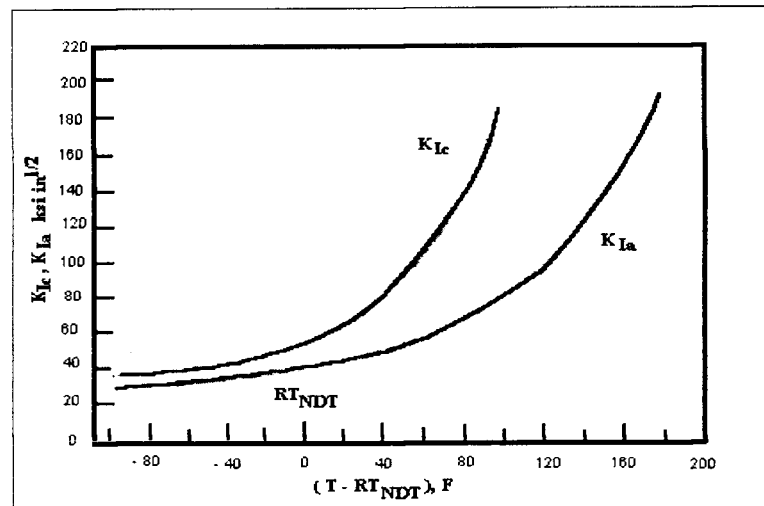


Figura 3: Curvas limite  $K_{Ic}$  e  $K_{Ia}$  para os aços SA-533 e SA-508 [Ref. 5]

A validade das curvas apresentadas tem sido freqüentemente sujeita à modificações<sup>[2]</sup>, em decorrência da geração de novos dados. Outras desvantagens se tornam evidentes quando da adoção da abordagem definida pelo Código ASME:

- A obtenção das curvas baseou-se em inúmeros ensaios em diversos materiais, levando ao gasto de milhões de dólares. Muitos dos materiais estudados já não são mais empregados atualmente, implicando no gasto de outra grande quantidade de dinheiro, para atualização das curvas.
- As curvas apresentadas refletem o comportamento de um universo muito grande e heterogêneo de corridas de materiais. Isso significa que as curvas não representam a realidade de um material específico, utilizado na construção de um vaso de pressão particular.
- A dispersão dos dados decorrente da variabilidade dos materiais na região de transição não é tratado adequadamente nesta abordagem.
- A temperatura de referência ( $RT_{NDT}$ ) está baseada em correlações empíricas, envolvendo ensaios Charpy, queda de peso e mecânica de fratura. Devido a existência de incertezas nas correlações, elevados fatores de segurança são embutidos no método, tornando os resultados obtidos através das curvas muito conservadores.

Tendo em vista os inúmeros inconvenientes já relatados e a necessidade de uma abordagem mais moderna e econômica, muitas propostas envolvendo métodos determinísticos e estatísticos estão sendo estudadas para explicar o comportamento à fratura de metais na região de transição.

Dentre os modelos estatísticos, destaca-se a metodologia da Curva Mestre (“Master Curve”), estudada por Wallin<sup>[6]</sup>, posteriormente normalizada pela ASTM. Por essa metodologia, obtém-se uma expressão para caracterização do comportamento mediano dos valores de tenacidade à fratura com a temperatura, através de estudos estatísticos, fazendo uso da distribuição de Weibull (de 3 parâmetros), da hipótese do elo-mais-fraco e considerando sempre os valores de tenacidade expressos em termos do fator intensidade de tensão obtido a partir de  $J_C (K_{JC})$ <sup>[7]</sup>.

A expressão proposta para a “Master Curve” faz uso da chamada “Temperatura de Referência” ( $T_0$ ), que corresponde à temperatura de ensaio na qual o valor de  $K_{JC}$  mediano possui o valor de  $100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .

Um grande avanço da “Master Curve” é a possibilidade da utilização de pequenos corpos-de-prova para execução dos ensaios e a aplicação de métodos estatísticos para o tratamento da dispersão dos dados, permitindo assim, estabelecer níveis de confiabilidade para os resultados.

## 2. OBJETIVO

O presente trabalho pretende determinar a Temperatura de Referência ( $T_0$ ) para o aço DIN 15Mo3 normalizado e tratado termicamente, simulando uma Zona Termicamente Afetada (ZTA), através da metodologia da Curva Mestra (“Master Curve”).

A Curva Mestra é um modelo estatístico para caracterização da Tenacidade à Clivagem de materiais na região de transição dúctil-frágil. Assim, torna-se possível o conhecimento dos parâmetros de fratura de materiais, que por algum motivo, possam apresentar este tipo comportamento, quando em uso.

Por tratar-se de uma metodologia recente, torna-se necessária a geração de um maior número de dados, envolvendo diferentes tipos de aço, para fornecer uma maior credibilidade ao modelo proposto. Tendo em vista essa necessidade, foi escolhido o aço ferrítico DIN 15 Mo3, por apresentar propriedades mecânicas adequadas aos limites de aplicação da metodologia.

Optou-se ainda por realizar ensaios em corpos-de-prova com microestruturas similares a uma ZTA para simular uma situação real de uso do material, uma vez que processos como a soldagem sempre são empregados na fabricação de componentes e vasos de pressão. Assim, além do conhecimento do comportamento à fratura do aço na zona termicamente afetada, pode-se ter um parâmetro de comparação com o material na condição normalizada.

### **3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

Neste capítulo, serão abordados aspectos gerais da integridade estrutural, envolvendo conceitos básicos sobre o fenômeno de fratura em metais, bem como alguns modelos para avaliação da tenacidade à clivagem. Apresenta-se também, com mais detalhes, a metodologia da Curva Mestra e seu respectivo equacionamento.

Por fim, serão discutidos meios para obtenção da simulação da ZTA em corpos-de-prova para ensaios de mecânica de fratura.

#### **3.1 ASPECTOS GERAIS SOBRE FRATURA EM METAIS**

##### **3.1.1 INTRODUÇÃO**

Fratura é a separação ou fragmentação de um corpo sólido em duas ou mais partes, sob ação de uma tensão<sup>[8]</sup>. Este processo é constituído pelas seguintes etapas: início, propagação da trinca e ruptura final.

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

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

### 3.1.2 RESISTÊNCIA COESIVA DOS METAIS

O requisito fundamental para a propagação de uma trinca é que a tensão na ponta da trinca deve ultrapassar a tensão coesiva teórica do material. A Figura 4 mostra a variação da força coesiva entre dois átomos, resultante das forças atrativas e repulsivas existentes, em função da distância que os separa. O espaçamento interatômico para o material não deformado é indicado por  $a_0$ .

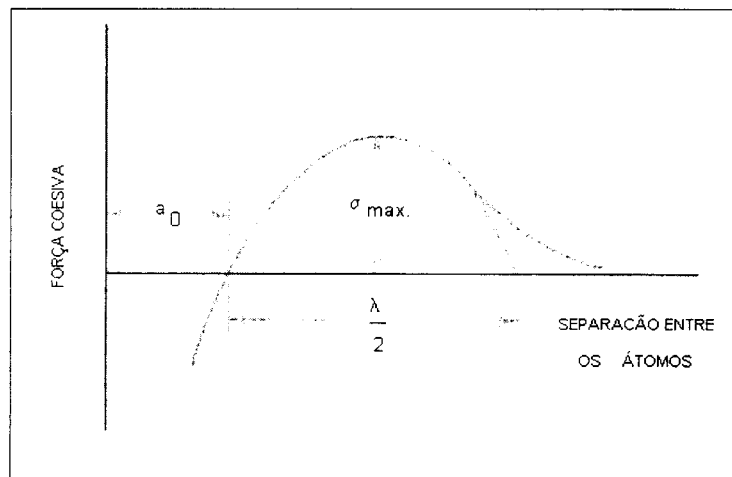


Figura 4: Força coesiva em função da separação dos átomos [Ref. 8]

Uma boa aproximação da resistência coesiva teórica pode ser obtida por uma curva senoidal, representando a força coesiva:

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

onde  $\sigma_{\max}$  é a resistência coesiva teórica e  $x = (a - a_0)$  é o deslocamento do espaçamento interatômico numa rede de comprimento de onda  $\lambda$ . Para pequenos deslocamentos,  $\text{sen } x \approx x$ :

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

Considerando um sólido elástico frágil, obtém-se pela Lei de Hooke:

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

Eliminando  $x$  das Equações (2) e (3), tem-se:

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

Quando a fratura ocorre em um sólido frágil, todo trabalho gasto na fratura é utilizado para a criação de duas novas superfícies, que possuem uma energia superficial de  $\gamma_s$  ergs por centímetro quadrado. O trabalho realizado por unidade de área superficial, na criação da fratura, é a área sob a curva tensão-deformação:

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

Como essa energia é utilizada para criar duas novas superfícies:

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

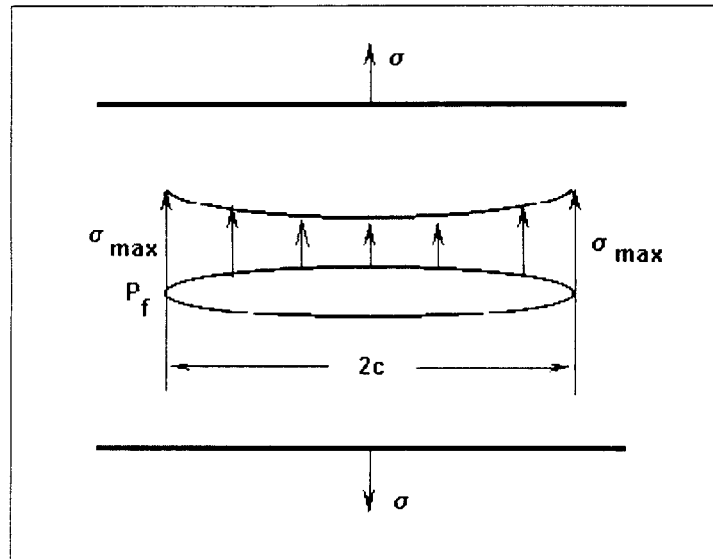
Substituindo na Equação (4), tem-se:

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

Utilizando valores típicos para  $E$ ,  $\gamma_s$ ,  $a_0$  e outras expressões para a curva força-deslocamento, as quais são mais complexas do que a aproximação senoidal, obtém-se estimativas para  $\sigma_{\max}$  variando entre  $\frac{E}{4}$  e  $\frac{E}{15}$ .

Na realidade, os materiais de engenharia têm tensões de fratura 10 a 1000 vezes menores que os valores teóricos. Apenas os filamentos de metais (whiskers), isentos de defeitos, e fibras de sílica com diâmetro muito pequeno apresentam um comportamento próximo ao determinado teoricamente<sup>[8]</sup>. Dessa forma, pode-se esperar que pequenos defeitos, como as trincas, atuem como concentradores de tensões, capazes de elevar as tensões até atingir a resistência teórica de coesão,  $\sigma_{\max}$ <sup>[9]</sup>.

A hipótese da concentração de tensões para explicação da influência da presença de trincas na redução da tensão de fratura pode ser investigada no caso de uma trinca elíptica fina em uma placa infinitamente larga, conforme mostrado na Figura 5. A trinca possui um comprimento  $2c$  e um raio de curvatura,  $\rho_t$ , nos seus extremos.



**Figura 5:** Modelo de trinca elíptica [ Ref. 8]

Nesse modelo, pode-se demonstrar que a tensão de fratura do material contendo a trinca,  $\sigma_f$ , é:

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

Substituindo valores práticos na Equação (8) obtém-se uma redução considerável da tensão de

fratura,  $\sigma_f \approx \frac{E}{1000}$ .



Um problema na aplicação da Equação (8) é que para trincas muito agudas, o valor da tensão de fratura tende a zero, o que não é observado experimentalmente, pois sempre é necessária uma tensão para que a fratura ocorra<sup>[9]</sup>.

### 3.1.3 TEORIA DE GRIFFITH PARA FRATURA FRÁGIL

A primeira explicação para a diferença entre a resistência à fratura dos materiais e os valores determinados teoricamente foi proposta por Griffith, que estabeleceu o seguinte critério: uma trinca se propagará quando a diminuição da energia elástica de deformação for, pelo menos, igual a energia necessária para criar a nova superfície da trinca<sup>[8]</sup>.

Considerando os modelos de trincas mostrado na Figura 6 (trinca superficial com comprimento “c” e trinca interna com comprimento “2c”), onde a espessura da placa é desprezível (estado plano de tensões), observa-se que a aplicação de uma tensão de tração perpendicular ao plano das trincas provoca o aumento das mesmas, e conseqüentemente, a redução da energia elástica de deformação.

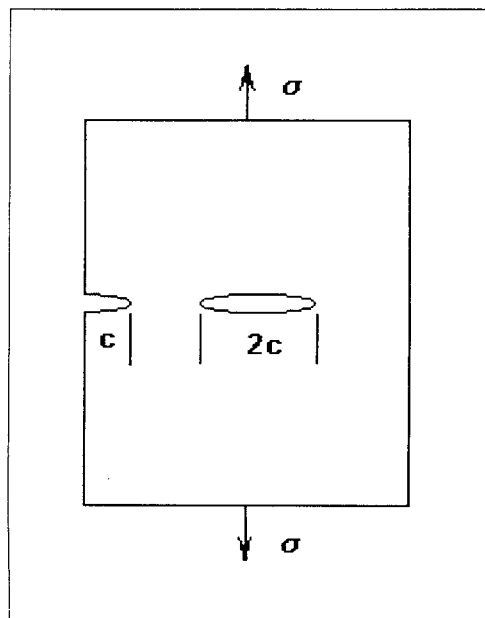


Figura 6: Modelo de trinca de Griffith [Ref. 8]

Considerando-se a energia de deformação elástica por unidade de espessura da placa igual a:

$$U_E = -\frac{\pi c^2 \sigma^2}{E} \quad (9)$$

e a energia de superfície devido à presença da trinca igual a:

$$U_S = 4c\gamma_s \quad (10)$$

A variação total da energia resultante da criação da trinca é dada por:

$$\Delta U = U_S + U_E \quad (11)$$

De acordo com o critério de Griffith, a trinca se propagará se o aumento da energia superficial for compensado por uma redução da energia elástica de deformação, logo:

$$\frac{d\Delta U}{dc} = 0 = \frac{d}{dc} \left( 4c\gamma_s - \frac{\pi c^2 \sigma^2}{E} \right) \Rightarrow 4\gamma_s - \frac{2\pi c \sigma^2}{E} = 0 \Rightarrow \sigma = \left( \frac{2E\gamma_s}{\pi c} \right)^{1/2} \quad (12)$$

A Equação de Griffith para o estado plano de deformações é:

$$\sigma = \left[ \frac{2E\gamma_s}{(1-\nu)^2 \pi c} \right]^{1/2} \quad (\nu = \text{Coeficiente de Poisson}) \quad (13)$$

As Equações (12) e (13) fornecem o valor da tensão necessária para a propagação de uma trinca no material, em função da micro trinca.

Apesar da importância da Teoria de Griffith, seu modelo não se aplica a materiais metálicos, que possuem uma significativa camada de deformação plástica à frente da trinca que se propaga. Dessa forma, Orowan propôs uma extensão da Teoria de Griffith, considerando um termo relativo à energia despendida na deformação plástica superficial por unidade de área,  $\gamma_p$ <sup>[9]</sup>. Assim, a tensão de fratura seria aproximada pela Equação (14), considerando que  $\gamma_p \approx 1000 \gamma_s$ .

$$\sigma_f \approx \left( \frac{2E\gamma_p}{\pi c} \right)^{1/2} \quad (14)$$

A Equação (14) se aplica de forma satisfatória aos monocristais metálicos, mas sua dificuldade reside na medida de  $\gamma_p$ , que depende do material, estado de tensões na ponta da trinca, temperatura, etc.<sup>[9]</sup>.

## **3.2 MECÂNICA LINEAR ELÁSTICA DE FRATURA (MLEF)**

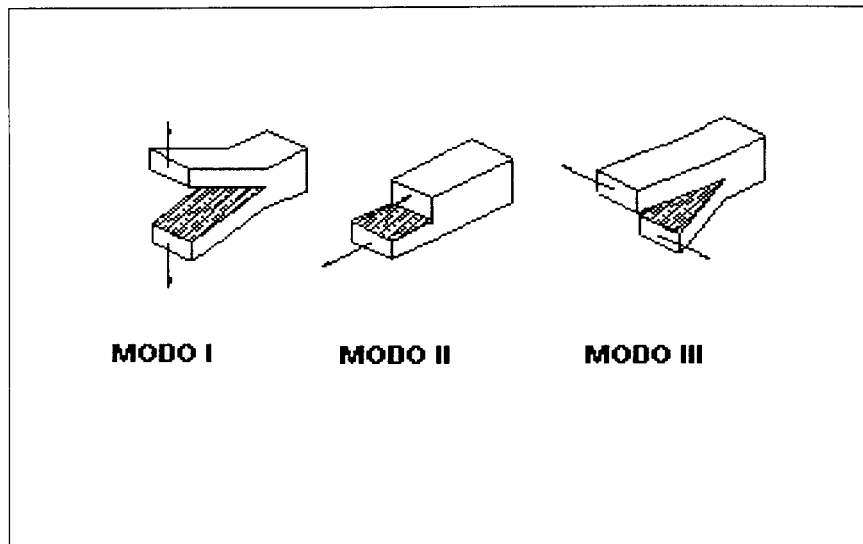
### **3.2.1 INTRODUÇÃO**

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

De uma forma geral, a MLEF se aplica aos materiais de comportamento frágil ou quase frágil, e fornece um procedimento analítico que relaciona os campos de tensões nas proximidades da ponta da trinca à outros parâmetros, tais como: tensão nominal aplicada, tamanho, forma e orientação da trinca<sup>[10]</sup>. Através dessa abordagem, torna-se possível a representação das propriedades de fratura de um material em termos de um único parâmetro, chamado fator de intensidade de tensões (K).

### **3.2.2 MODOS DE SEPARAÇÃO NA PONTA DA TRINCA**

Existem três modos distintos para que uma trinca se desenvolva em um material, dependendo da posição do plano da trinca em relação à tensão aplicada. A Figura 7 mostra os três modos de fratura.



**Figura 7:** Modos de fratura [Ref. 11]

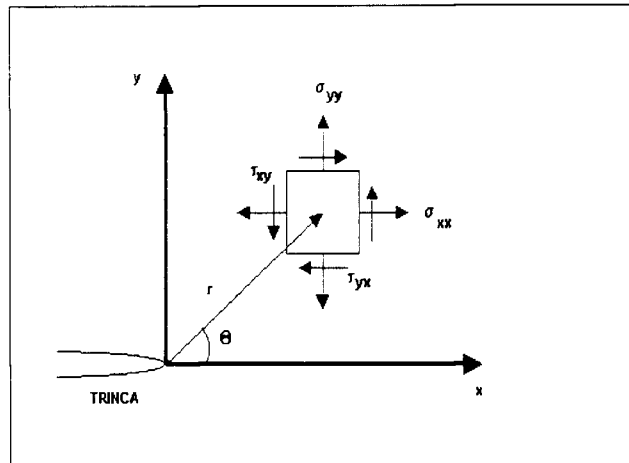
O modo I é chamado de modo de abertura, onde a tensão de tração é normal às faces da trinca. O modo II é o modo de deslizamento ou cisalhamento, e a tensão é normal à aresta que avança. Por fim, o modo III chamado de rasgamento ou cisalhamento transversal que apresenta a tensão de cisalhamento paralela à aresta que avança<sup>[11]</sup>.

### 3.2.3 FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO

Considerando o modelo descrito na Figura 6, o sistema de coordenadas polares originando na ponta da trinca (Figura 8) e assumindo o comportamento elástico-linear do material, pode-se mostrar que o campo de tensões é dado por<sup>[12]</sup>:

$$\sigma_{ij} = \left( \frac{k}{\sqrt{r}} \right) f_{ij}(\theta) + \text{outros termos de ordem mais elevada} \quad (15)$$

Onde  $\sigma_{ij}$  é o tensor de tensões,  $k$  é uma constante e  $f_{ij}$  é uma função adimensional de  $\theta$ .



**Figura 8:** Definição do Eixo de Coordenadas na Ponta da Trinca [Ref. 12]

Os termos de ordem mais elevadas dependem da geometria, mas a solução para uma dada configuração sempre contém um termo proporcional a  $1/\sqrt{r}$ . Assim, a Equação (15) descreve uma singularidade nas tensões para  $r = 0$ , pois, quando  $r$  tende a zero, o termo  $1/\sqrt{r}$  avança para infinito e os demais termos permanecem finitos ou próximos a zero<sup>[12]</sup>. Assim, as tensões próximas à ponta da trinca variam com  $1/\sqrt{r}$  independentemente da configuração tratada.

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

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[ 1 - \text{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \text{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \quad (16)$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[ 1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \quad (17)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad (18)$$

$$\sigma_z = 0 \text{ (Estado Plano Tensão) ou } \sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) \text{ (Estado Plano Deformação)} \quad (19)$$

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

A Figura 9<sup>[12]</sup> representa esquematicamente a relação entre a tensão normal ao plano da trinca e a distância da ponta da trinca, para o Modo I de carregamento. Nota-se que as Equações (16) a (19) só são válidas na região próxima à trinca, onde a singularidade  $1/\sqrt{r}$  domina o campo de tensões.

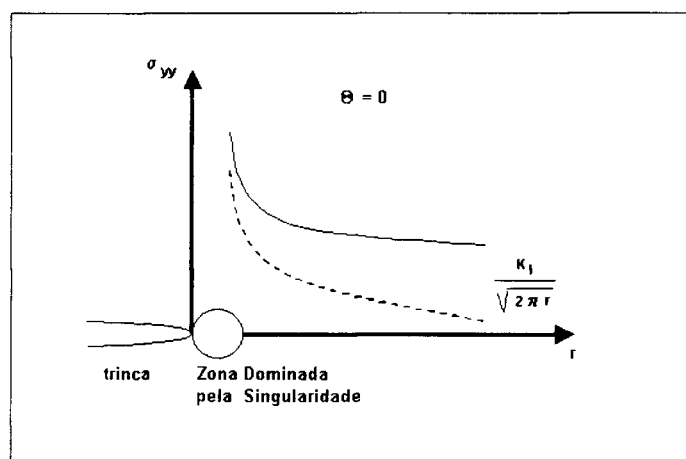


Figura 9: Tensão Normal para trinca plana no Modo I [Ref. 12]

O fator de intensidade de tensões define, portanto, as condições da ponta da trinca. Se  $K$  é conhecido, pode-se determinar todos os componentes de tensão, deformação e deslocamento em função de  $r$  e  $\theta$ . Este parâmetro, descrevendo as condições na ponta da trinca, tornou-se o mais importante conceito na mecânica de fratura<sup>[12]</sup>.

A validade das Equações apresentadas restringem-se ao modelo de uma placa infinita com uma trinca passante de comprimento igual a “2a”, sujeita a uma tensão de tração. Para placas com dimensões finitas, deve-se considerar um fator multiplicativo, chamado fator de forma,  $f(a/W)$ , onde  $W$  é a largura da placa:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (20)$$

### 3.2.4 CORREÇÃO PARA A ZONA PLÁSTICA NA PONTA DA TRINCA

A análise do comportamento linear-elástico conduz a tensões infinitas na ponta da trinca ( $r \rightarrow 0$ ). Na verdade, estas tensões elevadas não são observadas devido a deformação plástica sofrida pelo material. Assim, é esperada a criação de uma zona plástica na ponta da trinca.

Uma primeira estimativa para o tamanho da zona plástica,  $r_p$ , foi proposta por Irwin, considerando o estado plano de tensões, uma zona plástica circular e  $\sigma_Y = \sigma_{YS}$ . A Figura 10 ilustra o modelo, onde  $r_p = 2r_y$  e  $r_y$  é dado por:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad (21)$$



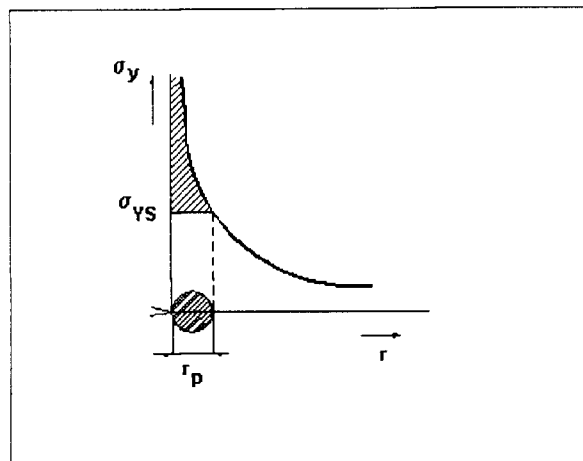


Figura 10: Tamanho da Zona Plástica (Irwin) [Ref 11]

A análise da Figura 10 mostra que a aproximação não é muito correta, uma vez que a distribuição de tensões acima de  $\sigma_{YS}$  (parte hachurada da figura) foi desprezada. Assim, Irwin sugeriu que devido a plasticidade na ponta da trinca, esta se comporta como se fosse maior que o seu comprimento físico, e o tamanho calculado da zona plástica,  $r_p$ , deveria ser corrigido.

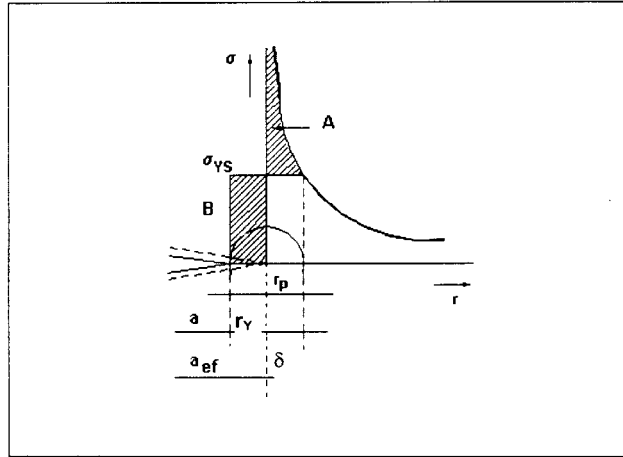
Dessa forma, uma nova estimativa foi realizada considerando um tamanho efetivo da trinca,  $a_{ef}$ , dado por:

$$a_{ef} = a + \delta \quad (22)$$

onde “a” é o tamanho real da trinca e  $\delta$  é uma correção para a zona plástica. O tamanho real da zona plástica,  $r_p$ , passa a ser:

$$r_p = r_y + \delta \quad (23)$$

A correção  $\delta$  representa a redistribuição das tensões que estavam acima de  $\sigma_{YS}$ . A Figura 11 ilustra esta nova estimativa.



**Figura 11:** Segunda Estimativa para Zona Plástica de Irwin [Ref. 11]

A partir da igualdade das áreas A e B na Figura 11 chega-se à:

$$\delta = r_y \quad (\text{primeira estimativa}) \quad (24)$$

Assim,  $r_p = 2 r_y$ , ou seja, o tamanho da zona plástica na segunda estimativa é o dobro do encontrado pela primeira. A substituição de “a” por  $(a + r_y)$  nas equações dos campos de tensões, fornecem um ajuste necessário para a plasticidade na ponta da trinca, em condições de escoamento em pequena escala<sup>[11]</sup>.

Outro modelo para o tamanho da zona plástica foi proposto por Dugdale e Barenblatt. Em suas análises admite-se que toda a deformação plástica concentra-se em uma faixa à frente da trinca. A zona plástica é introduzida novamente a partir de um tamanho de trinca efetivo dado por<sup>[13]</sup>:

$$a_{ef} = a + \rho \quad (25)$$

onde  $\rho$  é o comprimento da zona plástica em que atua uma tensão igual ao limite de escoamento  $\sigma_{YS}$ , aplicada nas duas pontas da trinca. A Figura 12 mostra este modelo.

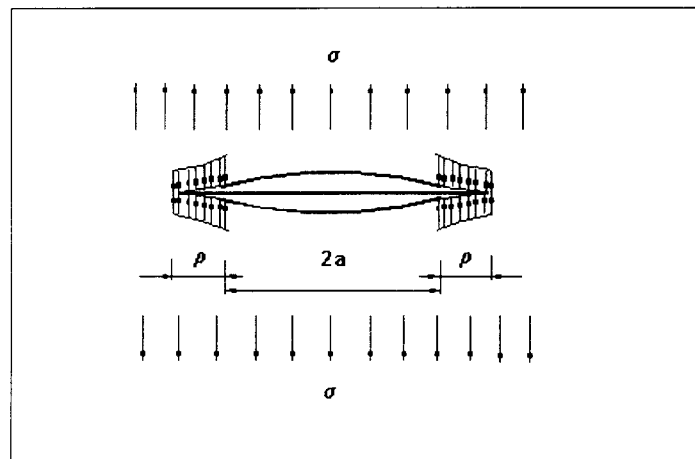


Figura 12: Zona Plástica segundo Dugdale [Ref. 13]

Considerando que o fator de intensidade de tensão devido à carga aplicada ( $\sigma$ ) se iguala ao fator de intensidade de tensão devido à tensão de escoamento, chega-se à:

$$\frac{a}{a + \rho} = \cos\left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_{YS}}\right) \quad (26)$$

Desenvolvendo a Equação (26) em uma série de Taylor, obtém-se:

$$\rho = \frac{\pi^2 \sigma^2 a}{8 \sigma_{YS}^2} = \frac{\pi}{8} \left( \frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad (27)$$

A Figura 13 mostra a comparação entre as correções propostos por Irwin e Dugdale, calculados a partir de  $K_{ef}$  (valor de  $K$  com o tamanho de trinca  $a_{ef}$ ). Observa-se que as duas correções desviam-se da MLEF a partir de  $\sigma > 0,5 \sigma_{YS}$  e que o comportamento das duas correções são semelhantes até  $0,85 \sigma_{YS}$ .

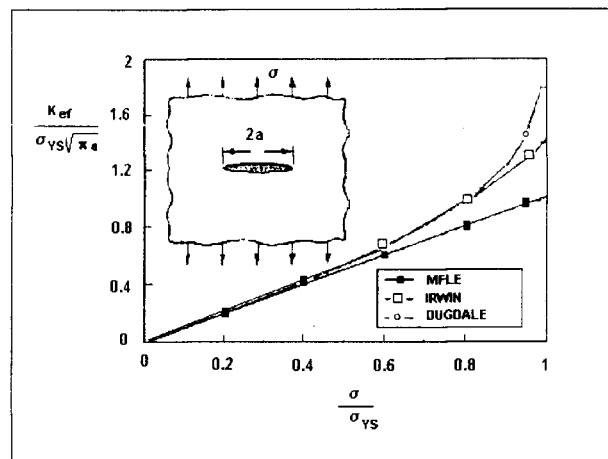


Figura 13: Comparação entre os modelos para correção da zona Plástica [Ref. 12]

### 3.2.5 UTILIZAÇÃO DE K COMO CRITÉRIO DE FRATURA

Conforme apresentado anteriormente, o parâmetro  $K$  define a amplitude da singularidade e consequentemente, caracteriza o campo de tensão na ponta da trinca. Assumindo que a falha de um material está associada a uma combinação de tensões e deformações, pode-se esperar que a propagação da trinca deve ocorrer para um determinado valor crítico do fator de intensidade de tensão,  $K_C$ . Este valor de  $K_C$  pode então ser utilizado para caracterizar a tenacidade à fratura do material.

Entretanto, o fator de intensidade de tensão crítico ( $K_{IC}$ ) só pode ser considerado uma propriedade do material se a zona plástica for pequena comparada às dimensões do material. A Figura 14 ilustra o efeito da espessura no fator de intensidade de tensão crítico, para o Modo I.

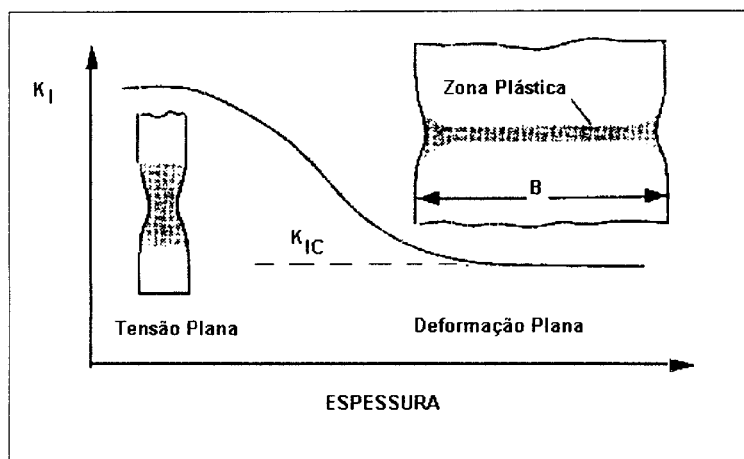


Figura 14 Efeito da Espessura na Tenacidade à Fratura [Ref. 12]

Como pode ser visto, pequenas espessuras correspondem ao estado plano de tensão, onde  $K_I$  varia devido à perda da constrição do material. À medida em que se aumenta a espessura do material, atinge-se o estado plano de deformação e o valor de  $K_I$  torna-se constante. Nesse ponto, o valor de  $K_I$  pode ser considerado uma propriedade do material, e é chamado  $K_{IC}$ .

Assim, de acordo com a ASTM<sup>[28]</sup>, a determinação de  $K_{IC}$  deve obedecer os seguintes critérios:

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left( \frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \quad \text{onde } B \text{ é a espessura} \quad (28)$$

A Equação (28) implica que o tamanho da zona plástica,  $r_y$ , deve ser menor ou igual a 1/50 vezes as dimensões dos corpos-de-prova, afim de se garantir a condição de deformação plana e um valor de  $K_{IC}$  independente da espessura<sup>[12]</sup>.

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

### 3.3 MECÂNICA ELASTO-PLÁSTICA DE FRATURA (MEPF)

#### 3.3.1 INTRODUÇÃO

A Mecânica Linear Elástica de Fratura é válida apenas para materiais que apresentam deformações confinadas em uma pequena região ao redor da ponta da trinca. Nos materiais que possuem média ou baixa resistência mecânica, onde o tamanho da zona plástica é significativo em relação à espessura, os estudos desenvolvidos pela MLEF não se aplicam.

Para esses materiais, utiliza-se um novo tratamento baseado em considerações não-lineares entre a tensão e a deformação, chamado Mecânica Elasto-Plástica de Fratura (MEPF).

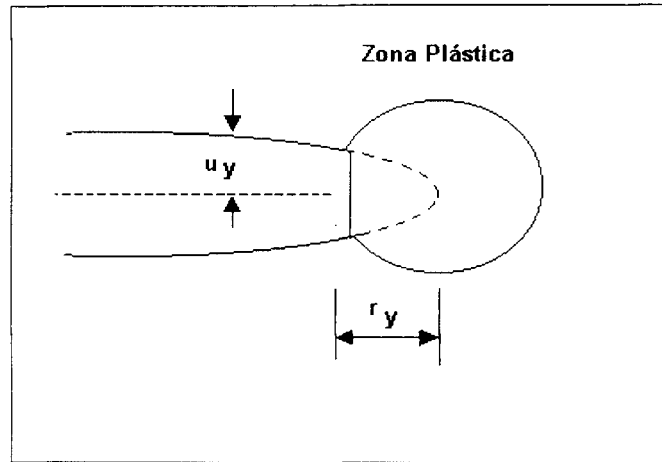
Os dois principais parâmetros considerados pela MEPF são o CTOD (“Crack Tip Opening Displacement”), que relaciona a abertura da ponta da trinca com a instabilidade causada pela deformação, e a Integral J que se baseia na energia de deformação.

#### 3.3.2 CRACK TIP OPENING DISPLACEMENT - CTOD

O deslocamento das superfícies da trinca, obtida pela correção de Dugdale é uma característica deformacional (natureza geométrica) do estado do corpo, chamada “abertura da trinca”<sup>[1]</sup>. Wells<sup>[14]</sup> observou que a deformação plástica causava um embotamento na ponta da trinca, e que este, era proporcional à tenacidade do material. Assim, Wells propôs a abertura da ponta da trinca como um parâmetro para medição da tenacidade à fratura, chamado CTOD.

Considerando a Figura 15, Wells relacionou o valor de CTOD ( $\delta$ ) com o fator de intensidade de tensão no limite do escoamento, em pequena escala. Das expressões para o campo de tensões e deformações no regime elástico, o deslocamento  $u_y$  pode ser expresso por:

$$u_y = \frac{k+1}{2\mu} K_I \sqrt{\frac{r_y}{2\pi}} \quad (29)$$



**Figura 15:** Estimativa de CTOD considerando o modelo de Irwin [Ref. 12]

Considerando a Equação (22) para correção da zona plástica de Irwin, tem-se:

$$\delta = 2u_y = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{\sigma_{YS} E} \quad (30)$$

A Figura 16 apresenta o modelo proposto por Burdekin e Stone para o cálculo de CTOD, baseado na zona plástica segundo Dugdale.



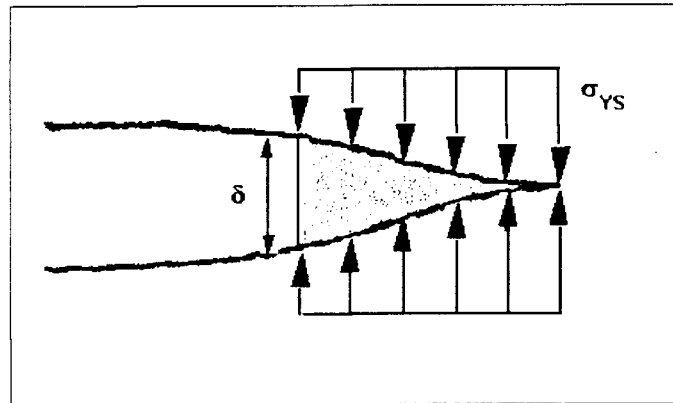


Figura 16: Estimativa de CTOD considerando o modelo de Dugdale [Ref. 12]

Nesse modelo, a expressão encontrada para CTOD foi:

$$\delta = \frac{8\sigma_{YS} a}{\pi E} \ln \sec \left( \frac{\pi \sigma}{2\sigma_{YS}} \right) \quad (31)$$

Considerando  $\sigma \ll \sigma_{YS}$  (solicitação no regime elástico) e expandindo em série a Equação (31), chega-se à:

$$\delta = \frac{\pi \sigma^2 a}{E \sigma_{YS}} = \frac{K_I^2}{E \sigma_{YS}} \quad (32)$$

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

$$\delta = \frac{K_I^2}{m E' \sigma_{YS}} \quad (33)$$

onde:

Para Estado Plano de Deformação:  $m = 2$  e  $E' = E / (1 - \nu^2)$ .

Para Estado Plano de Tensão:  $m = 1$  e  $E' = E$ .

### 3.3.3 INTEGRAL J

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

Para um corpo com uma trinca ao longo do eixo  $x_1$ , mostrado na Figura 17, a Integral J é definida por:

$$J = \int_{\Gamma} \left( w dx_2 - p_i \frac{du_i}{dx_1} ds \right) \quad (34)$$

onde:  $\Gamma$  é um contorno simples em torno da ponta da trinca;  $ds$  é um elemento de contorno;  $p_i = \sigma_{ij} n_j$  são as componentes da força que representam a ação do domínio externo em relação ao contorno e a densidade de energia de deformação,  $w$ , é dada por:

$$w = w(\varepsilon) = \int \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (35)$$

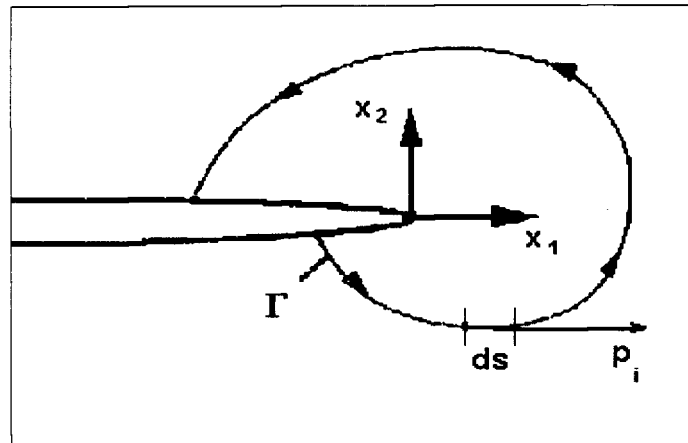


Figura 17: Definição da Integral J [Ref. 1]

O sentido físico da Integral J é analisado considerando-se o balanço de energia para a parte do corpo, limitada pelo contorno. Considerando que as superfícies da trinca são livres de tensões, a variação do trabalho das forças externas, em relação do incremento do comprimento da trinca ( $\delta\ell$ ), é expressa pela integral de contorno:

$$\delta A = \int_{\Gamma} p_i \frac{du_i}{d\ell} d\ell ds \quad (36)$$

A variação da energia de deformação dentro do contorno é dada por:

$$\delta U = \iint_S \frac{dw}{d\ell} \delta\ell dx_1 dx_2 \quad (S \text{ é a área restrita pelo contorno } \Gamma) \quad (37)$$

Aplicando-se o Teorema de Green para a transformação da integral de área em uma integral de contorno, chega-se à expressão que fornece a variação da energia superficial,  $\delta\Pi$ :

$$\delta\Pi = \delta A - \delta U = - \int_{\Gamma} \left( p_i \frac{du_i}{d\ell} \delta\ell ds - w \delta\ell dx_2 \right) \quad (38)$$

Comparando-se as Equações (34) e (38), tem-se:

$$J = - \frac{\partial\Pi}{\partial\ell} \quad (39)$$

O cálculo de J, baseado na solução do problema de contorno, pode relacionar-se com outros parâmetros, como a densidade de energia G (introduzida por Griffith), chegando-se à uma expressão envolvendo a integral J e o fator de intensidade de tensões:

$$J = \frac{K_I^2}{E} \quad (\text{Tensão Plana}) \quad (40)$$

$$J = \frac{(1 - \nu^2) K_I^2}{E} \quad (\text{Deformação Plana}) \quad (41)$$

### 3.4 AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA NA REGIÃO DE TRANSIÇÃO

#### 3.4.1 INTRODUÇÃO

A caracterização do comportamento à fratura em um aço ferrítico é feita pela determinação dos parâmetros estabelecidos pela Mecânica de Fratura. Em baixas temperaturas, onde a ruptura ocorre por clivagem (crescimento de trinca súbito e instável), a tenacidade à fratura pode ser caracterizada, univocamente, pelo valor de  $K_{IC}$ .

Para altas temperaturas, a fratura se dá por rasgamento dúctil ou colapso plástico. Nessa condição, um dos parâmetros utilizados é a Integral J no início do crescimento estável da trinca ( $J_{IC}$ ).

Na transição é usual trabalhar com valores da Integral J no momento da clivagem ( $J_C$ ) e posteriormente convertê-los em  $K_{IC}$ . Entretanto, a caracterização da tenacidade à fratura na região de transição apresenta uma grande dispersão dos resultados, impossibilitando a determinação de um único valor capaz de representar o fenômeno.

A grande dispersão é atribuída basicamente à existência de “pontos fracos” no material, efeitos de tamanho (espessura) dos corpos-de-prova e a perda da restrição à plasticidade na ponta da trinca.

### 3.4.2 CURVAS DE REFERÊNCIA ASME

As Curvas de Referência descritas pelo Código ASME <sup>[5]</sup> têm sido utilizadas no projeto de vasos de pressão e fornecem valores limites de tenacidade à fratura em diversas temperaturas.

Essas curvas, definidas pelas Equações 41 e 42<sup>[12]</sup>, foram obtidas a partir de valores de  $K_{IC}$ ,  $K_{Id}$  e  $K_{Ia}$  (Tenacidade à fratura para ensaios estáticos, dinâmicos e de parada de trinca, respectivamente) para diversos tipos de aços ensaiados em uma ampla faixa de temperaturas. Os valores foram então correlacionados à uma temperatura de referência ( $RT_{NDT}$ ), obtida por ensaios de impacto e queda de peso, definindo assim, valores admissíveis para  $K_{IC}$ , em função da temperatura relativa a Temperatura de Referência de Ductilidade Nula ( $RT_{NDT}$ ) do material.

$$K_{IC} = 36,5 + 3,084 \exp [0,036 \cdot (T - RT_{NDT} + 56)] \quad (42)$$

$$K_{IR} = 29,5 + 1,344 \exp [0,026 \cdot (T - RT_{NDT} + 89)] \quad (43)$$

A Curva  $K_{IC}$  representa uma envoltória inferior dos resultados de ensaios estáticos, enquanto a Curva  $K_{IR}$  representa uma envoltória inferior de todos resultados. Como, em geral, os valores de  $K_{Id}$  e  $K_{Ia}$  são inferiores à  $K_{IC}$ , a Curva  $K_{IR}$  é mais conservadora.

Apesar do alto custo envolvido na obtenção das curvas de referência ASME, esta metodologia não faz um tratamento adequado da grande dispersão dos resultados de  $K_{IC}$  na região de transição, limitando-se a fornecer valores limites inferiores de tenacidade à fratura. Além disso, elevados fatores de segurança são necessários para compensação das incertezas associadas à obtenção dos valores de  $RT_{NDT}$ . Portanto, o uso das Curvas de Referência do Código ASME leva, em muitos casos, a um conservadorismo exagerado.

Um outro aspecto a ser considerado é a constante modificação dos limites calculados com a geração constante de novos dados. Isso representa mais um inconveniente na aplicação da metodologia, pois os resultados não se referem à um aço em particular, mas sim, à um grande universo de materiais.

Assim, torna-se necessário o uso de uma abordagem mais abrangente para avaliação do comportamento da tenacidade à fratura na região de transição, envolvendo um maior estudo sobre as principais variáveis que podem afetar os valores de  $K_{IC}$ , e conseqüentemente, explicar a grande dispersão de resultados observada.

### **3.4.3 EFEITOS DA RESTRIÇÃO À PLASTICIDADE**

O nível de restrição à plasticidade na ponta da trinca é uma teoria alternativa para explicar a excessiva dispersão dos valores de tenacidade à fratura na região de transição. Quanto maior a restrição, menores serão os níveis de plastificação e deformação na ponta da trinca, assim, aumenta-se a probabilidade de ocorrer fratura por clivagem.

Para uma mesma espessura, a restrição será maior no caso de trincas profundas, onde se tem uma maior quantidade de material elástico envolvendo a ponta da trinca, limitando sua plastificação. A Figura 18<sup>[7]</sup> ilustra a influência da profundidade da trinca sobre a tenacidade à fratura.

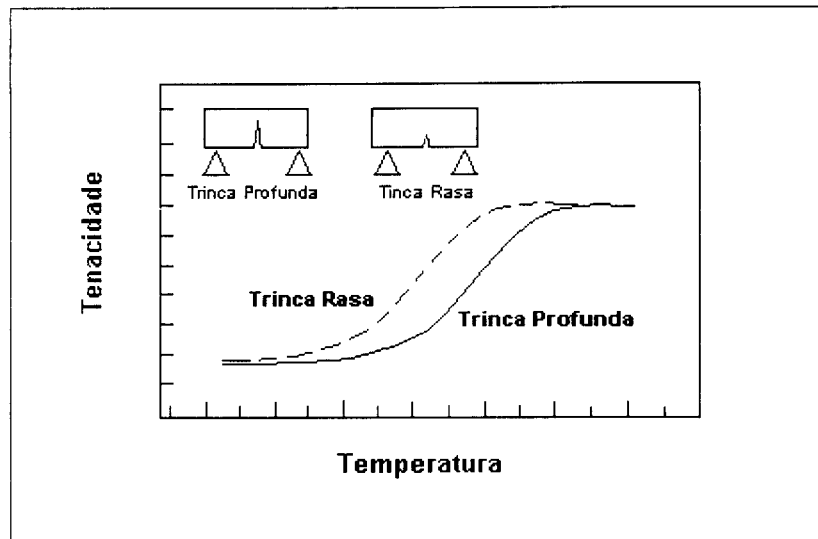


Figura 18: Influência da Profundidade da Trinca [Ref. 7]

#### 3.4.4 EFEITOS DO TAMANHO

Na região de transição, os valores de  $K_{JC}$  para corpos-de-prova com dimensões maiores tendem a apresentar uma dispersão menor e um valor médio de tenacidade também menor, se comparados aos valores encontrados para corpos-de-prova menores<sup>[15]</sup>.

O “efeito de tamanho”, associado à espessura, está relacionado à gradual transição entre a condição de estado plano de tensão (EPT) para o estado plano de deformação (EPD), e explica parcialmente a variação dos valores de  $J_C$ , quando se utiliza corpos-de-prova de espessuras diferentes<sup>[7]</sup>.

De fato, quando a região vizinha à superfície da trinca (onde prevalece o EPT) é relativamente pequena, se comparada à espessura, sua influência pode ser desprezada e o comportamento se torna independente da espessura.



Modelos metalúrgicos e resultados experimentais revelam que existe um efeito absoluto da espessura nos valores de tenacidade à fratura que independe do nível de restrição e geometria dos corpos-de-prova ensaiados<sup>[16]</sup>. Wallin<sup>[17-21]</sup> obteve uma expressão para quantificar este efeito, considerando uma distribuição aleatória de defeitos microestruturais no material à frente de uma trinca:

$$K_{B_{1T}} = K_{\min} + (K_{B_x} - K_{\min}) \left( \frac{B_{xT}}{B_{1T}} \right)^{1/4} \quad (44)$$

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

### 3.4.5 TEORIA DO “ELO-MAIS-FRACO”

Considerando a existência de partículas ou defeitos na matriz do material, identificados como pontos críticos e pontos fracos, Landes<sup>[21]</sup> desenvolveu um modelo que explica qualitativamente o espalhamento dos dados na transição. Este modelo explica ainda a variação dos resultados devido ao efeito de tamanho e a razão pela qual corpos-de-prova menores tendem a apresentar valores de  $J_C$  maiores.

Conforme mostrado na Figura 19, Landes<sup>[21]</sup> definiu uma zona de iniciação da trinca, contendo pontos críticos (em maior número) e pontos fracos (maiores, porém em menor número), que representam as imperfeições do material à frente da pré-trinca. Através de argumentos estatísticos, estabeleceu-se que a tenacidade à fratura é governada pelo ponto ou região de menor tenacidade à frente da trinca (elo-mais-fraco).

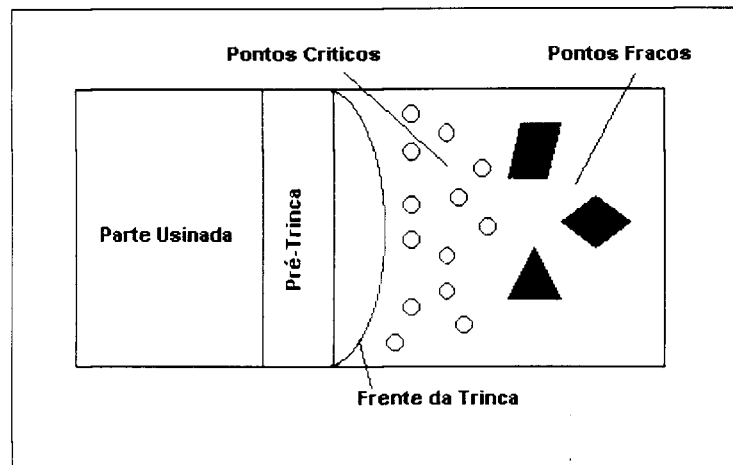


Figura 19: Definição dos pontos fracos e críticos [Ref. 7]

Resumidamente, pode-se descrever a fratura frágil da seguinte forma: microtrincas ou partículas de impurezas existentes na matriz do material provocam concentrações de tensões em pontos dispersos. Em geral, a propagação desses defeitos é de curto alcance, mas, em um dado instante, eles podem crescer e se propagar, de modo a causar a fratura do material. Esse efeito se observa quando o nível de tensões atinge um valor crítico<sup>[7]</sup>.

Assim, um certo número de “pontos críticos” deve ser ativado pelo campo de tensões, para que se tenha a fratura. Por outro lado, os “pontos fracos”, embora em menor número, necessitam de tensões menores para serem ativados. Desta forma, a descrição dos mecanismos que levam à fratura justifica o uso de modelos estatísticos (em particular a Distribuição de Weibull) para caracterização do conjunto de valores de  $J_C$  ou  $K_{J_C}$ <sup>[7]</sup>.

Segundo esse modelo, a explicação para o efeito de tamanho e para a grande dispersão dos valores pode ser dada da seguinte forma: corpos-de-prova grandes tendem a apresentar uma maior concentração de “pontos fracos” mais próximos à ponta da trinca, levando a um valor de tenacidade menor. Para corpos-de-prova menores, a distância entre os “pontos fracos” e a ponta da trinca varia desde pequenos comprimentos até comprimentos significativos, como conseqüência, a tenacidade à fratura na transição é dado por uma larga faixa de valores.

### 3.4.6 DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL

Partindo-se da hipótese de que a tenacidade à fratura está associada à distribuição de defeitos (microtrincas, impurezas e inclusões) à frente da trinca, adotou-se o uso da distribuição estatística de Weibull para o tratamento dos valores de tenacidade obtidos na região de transição.

Landes & Shaffer<sup>[22]</sup> originalmente propuseram uma distribuição de Weibull de dois parâmetros para tratar os resultados de  $J_C$  na transição. Esta proposta pode ser expressa pela Equação (44):

$$P_f = 1 - \exp\left(-\frac{J_C}{J_0}\right)^m \quad (45)$$

onde:

$P_f$  é a probabilidade acumulada de que o valor de tenacidade ( $J_C$ ) seja menor que um dado  $J$ ;  $J_0$  é um parâmetro de escala e representa o valor de  $J_C$  onde  $\ln[-\ln(1-P_f)] = 0$  para  $P_f = 0,632$ ; e  $m$  é o ângulo da reta que melhor se ajusta aos pontos ( $P_f, J_C$ ) no gráfico de  $\ln[-\ln(1-P_f)]$  vs.  $\ln J_C$ . Um baixo valor de “ $m$ ” indica alto grau de espalhamento dos dados.

A Equação (45) apresenta dois inconvenientes: associa um valor nulo da probabilidade de ocorrência de fratura apenas para tenacidade à fratura nula e prevê um espalhamento dos valores maior do que o verificado experimentalmente<sup>[7]</sup>. Para contornar esses problemas, e utilizando valores de  $K_{JC}$ , Landes & McCabe<sup>[23]</sup> propuseram o uso de uma distribuição de Weibull modificada, com três parâmetros, apresentada pela Equação (46):

$$1 - P_f = \exp \left[ - \left( \frac{K_{JC} - K_{\min}}{K_0} \right)^m \right] \quad (46)$$

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

Posteriormente, Anderson<sup>[12]</sup> mostrou que a distribuição de Weibull mais adequada tem a forma apresentada pela Equação (47). O valor de  $P_f$  é dado pela Equação (48), onde  $N$  é o número de resultados disponíveis e “ $i$ ” é a posição de um valor  $K_{JC}$ , no conjunto de valores, após ordenação crescente.

$$1 - P_f = \exp \left[ - \left( \frac{K_{JC} - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}} \right)^m \right] \quad (47)$$

$$P_f = \frac{i - 0,3}{N + 0,4} \quad (48)$$

Walin<sup>[18,19]</sup> e Landes<sup>[21]</sup>, utilizando um grande conjunto de dados experimentais, mostraram que o expoente “ $m$ ” tende para o valor constante 4, à medida em que o número de resultados experimentais aumenta. Por meio de simulações estatísticas, Walin<sup>[20,21]</sup> sugeriu que o valor de  $K_{\min}$  deveria ser  $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

Assim, dos três parâmetros propostos pela distribuição de Weibull, apenas o valor de  $K_0$  deve ser determinado experimentalmente. Uma vez conhecido o valor de  $K_0$  e utilizando a Equação(47), pode-se obter um valor mediano de  $K_{JC,med}$ , considerando  $P_f = 0,5$ .

### 3.5 CURVA MESTRA (“MASTER CURVE”)

#### 3.5.1 INTRODUÇÃO

A Curva Mestra, proposta por Walin<sup>[20,21;25-27]</sup>, é matematicamente expressa pela Equação (49), e representa uma abordagem alternativa às Curvas de Referência apresentadas pelo código ASME.

$$K_{JC,med} = 30 + 70e^{0.019(T - T_0)} \quad (49)$$

Por essa equação, caracteriza-se o comportamento mediano dos valores de tenacidade à fratura na região de transição, expressos em termos do fator de intensidade de tensão equivalente ( $K_{JC,med}$ ), associados à corpos-de-prova de espessura unitária, 1T. A “temperatura de Referência” ( $T_0$ ) determina o posicionamento da curva, onde o valor mediano da tenacidade ( $K_{JC,med}$ ), em corpos-de-prova de espessura unitária, é  $100\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

A importância dessa curva se traduz na possibilidade do posicionamento dos valores de tenacidade sem o uso das correlações empíricas ( $RT_{NDT}$ ), apresentadas pelo código ASME. Também, a dispersão de resultados, tratada por meio da Distribuição de Weibull, permite estabelecer limites de confiança para os valores medianos de tenacidade.

O princípio da Curva Mestra é baseado em 3 premissas: (1) os efeitos de tamanho são devidos ao princípio do “elo-mais-fraco” (serve para normalizar os valores de tenacidade para uma espessura “de referência” ou unitária). (2) a distribuição de Weibull, com o expoente “m” igual a 4, serve para descrever/ajustar os valores medidos para todos os aços ferríticos e, (3) uma única expressão serve para descrever toda a transição<sup>[7]</sup>.

O procedimento para determinação da Curva Mestra e da Temperatura de Referência ( $T_0$ ) foi recentemente normalizado pela norma ASTM E1921-97<sup>[27]</sup>, onde se assume que a fratura ocorre por clivagem. Por essa norma, são considerados limites de deformação e/ou plastificação máximas, considerados pela imposição de um valor limite para tenacidade ( $K_{JC,lim}$ ), para validação dos resultados:

$$K_{JC,lim} = \sqrt{\frac{\sigma_{YS} E b_0}{M}} \quad (50)$$

onde,  $\sigma_{YS}$  é o limite de escoamento do material, na temperatura de teste,  $b_0$  é o ligamento remanescente dado por  $(W - a)$  e  $M$  é uma constante para garantir a restrição plástica na ponta da trinca.

Segundo a norma, todos resultados devem ser obtidos para uma única temperatura de teste, definida pela Equação (51), e associados à um tamanho unitário de corpo-de-prova, que pode ser convertido para diferentes espessuras através da Equação (44).

$$T = T_{28J} + C \quad (51)$$

Onde,  $T_{28J}$  é a temperatura correspondente a absorção de 28 J, em um ensaio Charpy, e  $C$  é uma constante dependente do tamanho (nT) do corpo-de-prova, conforme seção 8.4 da norma ASTM E1921-97<sup>[27]</sup>.

### 3.5.2 DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DE REFERÊNCIA ( $T_0$ )

Conforme mencionado na seção anterior, a Temperatura de Referência ( $T_0$ ) é um parâmetro de escala que caracteriza a tenacidade à fratura, posicionando a curva, onde os valores medianos de tenacidade correspondem à  $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

Para a determinação da Temperatura de Referência, seguem-se os procedimentos descritos na norma ASTM E 1921-97<sup>[27]</sup>, que podem ser resumidos nas seguintes etapas:

#### 1º Etapa: Determinação da Temperatura de Ensaio

Através da Equação (51) e do levantamento da curva de transição do material (Energia de impacto Charpy vs. Temperatura), determina-se a temperatura de ensaio ( $T$ ) que será empregada na determinação da tenacidade à fratura.

#### 2º Etapa: Determinação de $K_{JC}$

Para cada corpo-de-prova, realizar ensaios para medição da tenacidade à fratura, conforme norma ASTM E 1820-96<sup>[28]</sup>. No caso de corpos-de-prova do tipo SENB, as fórmulas para cálculo de  $K_{JC}$ , são:

$$J_C = J_e + J_p \quad (52)$$

$$J_e = \frac{K_e^2}{E} \quad (53)$$

$$K_e = \left\{ \frac{PS}{\left( B \cdot W^{3/2} \right)} \right\} \cdot f\left( \frac{a_0}{W} \right) \quad (54)$$

$$f\left( \frac{a_0}{W} \right) = \frac{3 \cdot \left( \frac{a_0}{W} \right)^{1/2} \left\{ 1,99 - \left( \frac{a_0}{W} \right) \cdot \left( 1 - \frac{a_0}{W} \right) \cdot \left[ 2,15 - 3,93 \left( \frac{a_0}{W} \right) + \left( \frac{a_0}{W} \right)^2 \right] \right\}}{2 \cdot \left[ 1 + 2 \cdot \left( \frac{a_0}{W} \right) \right] \cdot \left[ 1 - \left( \frac{a_0}{W} \right) \right]^{3/2}} \quad (55)$$

$$J_p = \frac{1,99 \cdot A_p}{B \cdot b_0} \quad (56)$$

$$K_{JC} = \sqrt{J_C \cdot E} \quad (57)$$

### 3º Etapa: Determinação de $K_0$

Através da Equação (58) e dos valores de  $K_{JC}$  determinados para cada corpo-de-prova, obtém-se o valor de  $K_0$ :

$$K_0 = \left[ \frac{\sum_{i=1}^N (K_{JC,i} - K_{\min})^4}{N - 0,3068} \right]^{1/4} + K_{\min} \quad (58)$$



**4° Etapa:** Determinação do Valor Mediano de  $K_{JC}$ 

O valor mediano de  $K_{JC}$ ,  $K_{JC,med}$  é dado por:

$$K_{JC,med} = (K_0 - K_{min}) \cdot 0,9124 + K_{min} \quad (59)$$

**5° Etapa:** Determinação da Temperatura de Referência ( $T_0$ )

A Temperatura de Referência é dada pela Equação (49) escrita da seguinte forma:

$$T_0 = T - \frac{1}{0,019} \cdot \ln\left(\frac{K_{JC,med} - 30}{70}\right) \quad (60)$$

**3.5.3 LIMITES DE CONFIANÇA PARA  $T_0$** 

A adoção da distribuição de Weibull de três parâmetros, para o tratamento dos resultados de tenacidade à fratura na região de transição, permite estabelecer limites inferiores e superiores para os valores de tenacidade, associados à uma probabilidade de fratura. Neste trabalho, utilizou-se as curvas associadas a 5% e 95% de probabilidade de fratura, conforme mostrado nas Equações (61) e (62):

$$K_{JC(0,95)} = 34,6 + 102,2e^{0,019(T - T_0)} \quad (61)$$

$$K_{JC(0,05)} = 25,4 + 37,8e^{0,019(T - T_0)} \quad (62)$$

O desvio padrão na estimativa de  $T_0$  é dado por:

$$\Delta T_0 = \frac{\beta}{\sqrt{N}} \gamma \quad (63)$$

onde,  $\beta$  é tabelado e depende dos valores de  $K_{JC, med}$ , e  $\gamma$  é o nível de confiabilidade.

Outras equações para os limites de tolerância podem ser obtidas no Apêndice X3 da norma ASTM E 1921-97<sup>[27]</sup>.

### 3.5.4 VALIDADE E INCERTEZAS ASSOCIADAS AO VALOR DE $T_0$

Kirk & Lott<sup>[29]</sup> mostraram que a forma da “Curva Mestra” descreve corretamente o comportamento da tenacidade à fratura em uma larga faixa de temperaturas, compreendida entre  $-75^\circ\text{C} \leq (T - T_0) \leq 50^\circ\text{C}$ . Em seu estudo, foi analisado um grande número de resultados experimentais, incluindo aços ferríticos (nucleares e não-nucleares) com corpos-de-prova de diversos tamanhos e geometrias. Entretanto, alguns aspectos relativos à metodologia da “Curva Mestra” ainda não estão totalmente esclarecidos, sendo objeto de estudos recentes.

O número de testes necessários à validação dos resultados é estabelecido pela norma ASTM E 1921-97<sup>[27]</sup> como sendo seis. Entretanto, existem dúvidas quanto à esse número, quando se utiliza corpos-de-prova pequenos, do tipo Charpy, por exemplo. Chaouadi et al.<sup>[30]</sup> comprovam a validade dos resultados se a quantidade de corpos-de-prova for superior a seis. Sokolov et al.<sup>[31]</sup> sugerem a utilização de 10 a 12 corpos-de-prova.

Joyce<sup>[32]</sup> apresentou um estudo do efeito da taxa de carregamento sobre o valor de  $T_0$ . Por esse estudo foi verificado que o valor de  $T_0$  aumenta significativamente com o aumento da velocidade de aplicação do carregamento.

Além das dúvidas quanto ao número de valores necessários para validação dos resultados e a influência da taxa de carregamento na determinação de  $T_0$ , estudos sobre os efeitos do tamanho da trinca na tenacidade, efeitos da geometria, determinação de margens de segurança, estabelecimento de limites apropriados para a restrição à plasticidade na ponta da trinca (valor de “M”) e cálculos da incerteza no valor de  $T_0$  para corpos-de-prova pequenos, estão sendo desenvolvidos com a finalidade de tornar a metodologia da “Curva Mestre” mais conhecida e confiável.

## **3.6 ASPECTOS GERAIS SOBRE A ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA)**

### **3.6.1 INTRODUÇÃO**

A Zona Termicamente Afetada (ZTA) corresponde a uma região do material que tem sua estrutura e/ou propriedades alteradas pelo calor da soldagem<sup>[33]</sup>. Em geral, a ZTA de soldas de aço-carbono e microligados apresentam problemas quanto à perda de tenacidade, devido ao crescimento excessivo dos grãos e à modificações microestruturais causadas em função do ciclo térmico de soldagem.

Um dos principais testes para avaliação de tenacidade em materiais soldados é o ensaio de impacto Charpy com entalhe em “V”. Entretanto, no uso desse e de outros ensaios de mecânica da fratura, depara-se com o problema da localização da região soldada na ponta dos entalhes dos corpos-de-prova.

Esta dificuldade pode ser minimizada pelo uso de técnicas indiretas de tratamentos térmicos, como a simulação de ciclos térmicos de soldagem no material, de forma a obter um volume significativo de material, que represente as modificações causadas pela soldagem. Em geral, esses tratamentos consistem no rápido aquecimento do material, a permanência em uma temperatura pré-definida, seguido de um resfriamento controlado.

### **3.6.2 TÉCNICAS PARA SIMULAÇÃO DE CICLOS TÉRMICOS DE SOLDAGEM**

A técnica de simulação de ciclos térmicos mais comum é o Método Gleeble, que utiliza o princípio da resistência elétrica para gerar o aquecimento da peça. Por esse método, o material é posicionado entre duas garras de cobre, refrigeradas à água, que servem para introduzir a corrente elétrica no material. O controle de temperatura é feito por um termopar posicionado

no interior da amostra a ser tratada, e o resfriamento, após um tempo de permanência, é obtido por jatos de água/gás sobre a amostra.

Apesar de bastante difundido, o Método Gleeble fornece uma amostra que não tem uma homogeneidade microestrutural ao longo de todo comprimento da amostra, mas sim, em cerca de apenas 5 mm da região central, onde fica localizado o termopar para controle de temperatura<sup>[34]</sup>.

Uma proposta para aumentar a abrangência do tratamento utiliza um equipamento de indução eletromagnética, com uma fonte de alta potência, adaptada à uma bobina de indução. Por esse método, a amostra é posicionada no centro da bobina, que deve envolver todo o comprimento da amostra, e aquecida pela corrente induzida em seu interior. O resfriamento é realizado através de banhos de imersão específicos, que fornecem as taxas de resfriamentos desejadas.

### 3.6.3 PREVISÃO DE CICLOS TÉRMICOS DE SOLDAGEM

Alguns modelos analíticos e experimentais foram desenvolvidos para estimar os diversos parâmetros necessários à simulação de ciclos térmicos de soldagem. Adams et al<sup>[36,37]</sup> propuseram uma metodologia para simulação de ciclos térmicos baseado em equações da temperatura de pico e do tempo de resfriamento.

A Equação (64) para a temperatura de pico, refere-se à temperatura máxima no metal base, adjacente a linha de fusão, em uma solda de passe único (Topo). Através dessa equação é possível calcular a que distância da linha de fusão se encontra qualquer ponto da zona termicamente afetada que se deseja analisar.

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{4,13 \cdot \rho \cdot c \cdot e \cdot d}{E_L} + \frac{1}{T_f - T_0} \quad (64)$$

onde:

$T_p$  é a temperatura de pico da peça, a uma distância “d” do contorno da linha de fusão em direção ao metal base;  $T_f$  é a temperatura de fusão do material;  $T_0$  é a temperatura inicial da peça; “ $\rho$ ” é a densidade; “c” é o calor específico do metal sólido; “e” é a espessura da peça e  $E_L$  (energia líquida de soldagem) é dada por:

$$E_L = \eta \cdot \frac{E \cdot I}{v} \quad (65)$$

onde,  $\eta$  é o rendimento do processo,  $E \cdot I$  é o produto tensão-corrente de soldagem e  $v$  é a velocidade de soldagem.

O procedimento para o cálculo da taxa de resfriamento da zona termicamente afetada é determinado para o instante em que o metal base passa pela temperatura de interesse durante o resfriamento. Para se determinar a equação da taxa de resfriamento, deve-se considerar o tipo de fluxo de calor que ocorre no material. Para isso, deve-se determinar a espessura crítica de transição ( $e'$ ), entre um intervalo de temperaturas  $T_1$  e  $T_2$ :

$$e' = \sqrt{\frac{E_L}{2 \cdot \rho \cdot c} \cdot \left( \frac{1}{T_2 - T_0} + \frac{1}{T_1 - T_0} \right)} \quad (66)$$

Se a espessura do material ( $e$ ) for maior que a espessura de transição ( $e'$ ), pode-se considerar o fluxo de calor tridimensional, dado por:

$$\Delta t_{T_2}^{T_1} = \frac{E_L}{2 \cdot \pi \cdot k} \cdot \left( \frac{1}{T_2 - T_0} - \frac{1}{T_1 - T_0} \right) \quad (67)$$

Caso contrário ( $e < e'$ ), considera-se o fluxo de calor bidimensional:

$$\Delta t_{T_2}^{T_1} = \frac{1}{2 \cdot \pi \cdot k \cdot c \cdot \rho} \cdot \left( \frac{E_L}{e} \right)^2 \cdot \left[ \left( \frac{1}{T_2 - T_0} \right)^2 - \left( \frac{1}{T_1 - T_0} \right)^2 \right] \quad (68)$$

onde,  $\Delta t$  é o diferencial de tempo entre duas temperaturas e  $k$  é a condutividade térmica do material.

Como as principais transformações metalúrgicas nos aços-carbono e microligados ocorrem em temperaturas entre 800°C e 500°C<sup>[34]</sup>, o diferencial de tempo ( $\Delta t$ ) é tomado entre esses dois limites.

Após o conhecimento da taxa de resfriamento, pode-se determinar a distância ( $d$ ) da linha de fusão que uma determinada estrutura se encontra.

## 4. METODOLOGIA

### 4.1 MATERIAL

O material estudado foi o aço DIN 15Mo3, produzido pela USIMINAS, com as seguintes características nominais:

**Tabela 1:** Características Químicas e Mecânicas do Aço DIN 15Mo3

Composição Química <sup>a</sup>						Propriedades Mecânicas		
C	Mn	Si	P	S	Mo	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento <sup>b</sup> (%)
0,18	0,72	0,31	0,024	0,013	0,27	282	438	28

(a) - % em peso

(b) - Base de medida: 22 mm

### 4.2 PREPARAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA

Foram retirados 12 corpos-de-prova de tração na posição T-S de acordo com a norma ASTM E 8-96<sup>[37]</sup>, sendo 6 na condição normalizado e 6 tratados termicamente, simulando a ZTA.

Os corpos-de-prova para ensaio Charpy foram retirados na posição T-S, conforme a norma ASTM E23-96<sup>[38]</sup>, sendo 30 na condição normalizado e 49 tratados termicamente, simulando a ZTA.

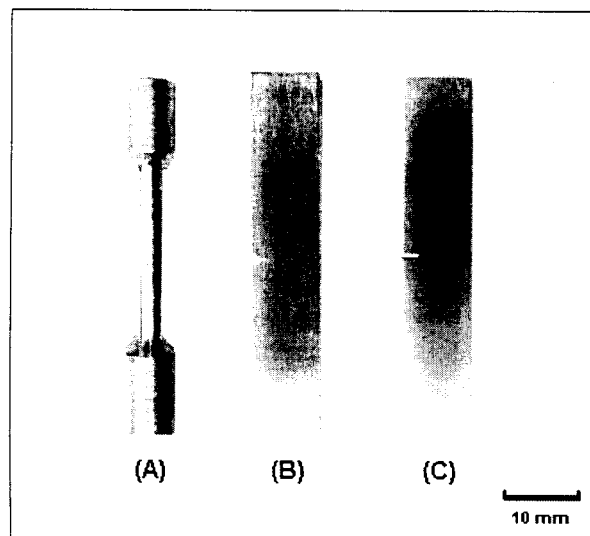


Para a determinação de  $K_{JC}$  foram utilizados 60 corpos-de-prova do tipo SENB, com largura (W) e espessura (B) igual a 10 mm, conforme norma ASTM E 1820-96<sup>[28]</sup>. O entalhe foi obtido através do corte com um disco diamantado com espessura de 0,35 mm. Esses cp's foram subdivididos em 6 grupos de amostras, conforme apresentado na Tabela 2:

**Tabela 2:** Distribuição dos Corpos-de-prova para Determinação de  $K_{JC}$

Amostra	Número de CP's	Tratamento Térmico
A	10	Normalizado
B	10	Normalizado
C	10	Normalizado
D	10	ZTA
E	10	ZTA
F	10	ZTA

A Figura 20 mostra os tipos de corpos-de-prova utilizados. O controle dimensional de todos cp's encontra-se no ANEXO I.



**Figura 20:** Corpos-de-prova utilizados (A) Tração, (B) Charpy e (C) SENB

### 4.3 SIMULAÇÃO DA ZTA

Inicialmente, foi depositado um cordão de solda em uma placa de 250x250x25mm do material, através do processo MAG. Os parâmetros utilizados na soldagem são apresentados na Tabela 3:

**Tabela 3:** Parâmetros Utilizados na Soldagem

<b>Eletrodo</b>	<b>Bitola (mm)</b>	<b>Velocidade Alimentação (m/min)</b>	<b>Vazão CO2 (l/min)</b>	<b>Comprimento Cordão (mm)</b>	<b>Tempo (s)</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Tensão (V)</b>
AWS E70S	1,2	1	18	170	42	120	20

Após a deposição do cordão de solda, foram realizadas análises metalográficas da região da solda e estabelecido o perfil de micro-dureza (Vickers Carga:50g), afim de se caracterizar a zona termicamente afetada.

Para a obtenção dos cp's com estrutura similar à ZTA da solda original, foram simulados ciclos térmicos de soldagem em tarugos (de onde foram retirados os cp's) com dimensões aproximadas de 130x55x25 mm. A temperatura máxima de aquecimento nos ciclos térmicos foi de 1100°C, correspondente à temperatura atingida por um ponto distante de 0,29mm da linha de fusão.

Os ciclos térmicos foram simulados utilizando-se uma fonte de energia de um forno de indução eletromagnética, com potência de 50kW, ao qual foi adaptada uma bobina de indução com 100mm de diâmetro e 200mm de comprimento, fabricada a partir de um tubo de cobre de 10mm de diâmetro. Um dispositivo de posicionamento foi utilizado para garantir que a amostra a ser submetida à simulação permanecesse no centro da bobina (onde a temperatura é constante). As medidas de temperaturas foram obtidas por um termopar, tipo K, posicionado no centro dos tarugos.

Foram testados 3 meios de resfriamento (água, ar e óleo) afim de se estabelecer a taxa de resfriamento ( $\Delta T$ ) que mais se aproximava da obtida na solda original. Através da comparação das microestruturas obtidas por cada meio, pôde-se definir o meio de resfriamento mais adequado para a obtenção de todos corpos-de-prova.

## **4.4 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL**

### **4.4.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA**

Amostras metalográficas foram preparadas através de lixamento (granulação 600) e polimento com pasta de diamante até  $\frac{1}{4}$   $\mu\text{m}$ . O ataque químico foi obtido com uma solução de Nital a 2%.

As amostras foram observadas em um microscópio ótico ORTHOLUX II POL-BK, marca LEITZ, com aumentos de 100x, 200x e 500x.

### **4.4.2 ENSAIO DE DUREZA**

Os cp's foram submetidos à ensaios de dureza Vickers, realizados em um durômetro WOLPERT. Para o material normalizado usou-se uma carga de 3kg, enquanto a carga de 5kg foi utilizada na medição dos cp's tratados termicamente simulando a ZTA.

### 4.4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina universal de ensaios INSTRON, conforme norma ASTM E 8-96<sup>[37]</sup>. A velocidade de aplicação da carga foi de 0,5 cm/min, resultando em uma taxa de deformação de  $10^{-3}\text{s}^{-1}$ .

Foram avaliados os valores de limite de escoamento ( $\sigma_{YS}$ ), limite de resistência ( $\sigma_{UTS}$ ) e deformação (%) na temperatura ambiente e nas temperaturas de realização dos ensaios de  $K_{JC}$ , estabelecidas pelo ensaio Charpy.

### 4.5 ENSAIO CHARPY

A determinação das temperaturas utilizadas nos ensaios de  $K_{JC}$  baseou-se na curva de transição do material, nas duas condições de tratamentos térmicos. As curvas de transição foram obtidas através de uma máquina de ensaios Charpy, marca AMETEK, com martelo de 27kgf.

Partindo-se da temperatura relativa à absorção de energia de 28J (determinada pelas curvas de transição) e o uso da Equação (51), chegou-se às temperaturas para os ensaios de  $K_{JC}$ .

#### 4.6 ABERTURA DE PRÉ-TRINCA DE FADIGA

Foram abertas pré-trincas de fadiga em todos cp's para ensaio de  $K_{JC}$  em uma máquina de ensaios INSTRON 8802, conforme recomendações das normas ASTM E 1290-93<sup>[39]</sup> e ASTM E 813-89<sup>[40]</sup>. As pré-trincas de 2,5 mm de comprimento foram realizadas em dois estágios, sendo as cargas determinadas pela expressão:

$$P_M = \frac{0,5 \cdot B \cdot b_0^2 \cdot \sigma_Y}{S} \quad (69)$$

onde, S é o espaçamento entre os pontos de apoio e  $\sigma_Y$  é dado por:

$$\sigma_Y = \frac{(\sigma_{YS} + \sigma_{UTS})}{2} \quad (70)$$

Os parâmetros utilizados na abertura das pré-trincas estão apresentados na Tabela 4:

**Tabela 4:** Condições Empregadas para Abertura de Pré-trincas de Fadiga

Tratamento Térmico	Estágio	Comprimento da Trinca (mm)	Carga Máxima (kN)	Carga Mínima (kN)	Frequência (Hz)
Normalizado	1°	2,0	2,5	0,25	40
	2°	2,5	1,4	0,14	40
ZTA	1°	2,0	4,63	0,46	40
	2°	2,5	1,5	0,15	40

#### 4.7 DETERMINAÇÃO DE $K_{JC}$

Para cada amostra foi determinado o valor de  $K_{JC}$  através de ensaios de dobramento em três pontos, descrito na norma ASTM E 1921-97<sup>[27]</sup>. As temperaturas dos ensaios foram obtidas por meio de um banho de nitrogênio líquido e álcool, sendo controladas por um termopar posicionado na superfície dos corpos-de-prova. A velocidade de aplicação da carga foi de 0,1mm/min.

Durante os ensaios foram medidos a carga e o deslocamento da linha de carga através de um sistema de aquisição de dados constituído por um condicionador de sinais, um conversor analógico-digital e um microcomputador.

## 5. RESULTADOS

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos na determinação da temperatura de referência para o aço DIN 15Mo3 normalizado e tratado termicamente, simulando a ZTA.

A discussão dos resultados encontra-se no capítulo posterior, sendo realizada a partir da observação do comportamento do material nas duas condições de tratamento térmico utilizadas, uma vez que ainda não há dados similares na literatura para auxiliar em uma possível comparação.

### 5.1 SIMULAÇÃO DA ZTA

A obtenção de corpos-de-prova com uma microestrutura similar a de uma zona termicamente afetada foi obtida a partir de uma simulação do ciclo térmico de soldagem realizada no material original, conforme mencionado na metodologia.

Assim, partindo-se das equações desenvolvidas por Adams et al<sup>[36,37]</sup> foi possível obter e caracterizar uma microestrutura similar à obtida pela soldagem do material original.

A solda original apresentou as microestruturas mostradas na Figura 21. As microestruturas relativas a ZTA foram obtidas a aproximadamente 0,30 mm da linha de fusão e se constituem de martensita e austenita retida.



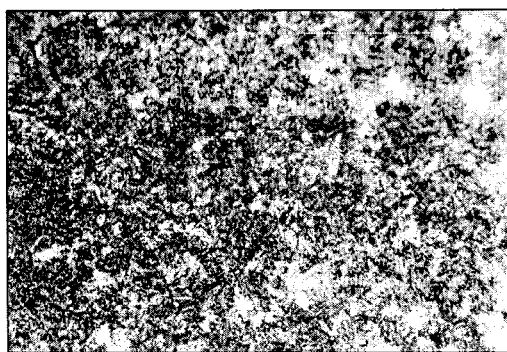
Zona Fundida

200x



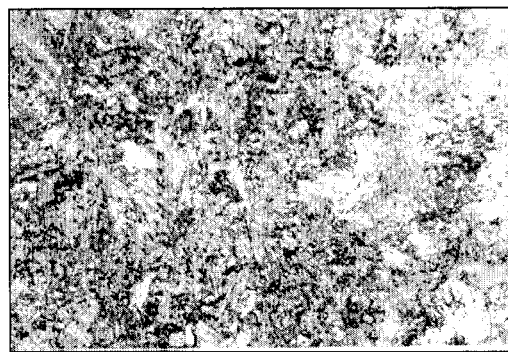
Zona Fundida

500x



ZTA (0,30 mm da Linha de Fusão)

200x



ZTA (0,30 mm da Linha de Fusão)

500x

**Figura 21:** Fotomicrografias obtidas na Solda Original - Aço DIN 15Mo3

Ataque: Nital 2%

Com o objetivo de se estabelecer a taxa de resfriamento mais adequada à simulação da ZTA, foram simulados ciclos térmicos de soldagem com três meios de resfriamento diferentes, conforme mostrado na Figura 22.



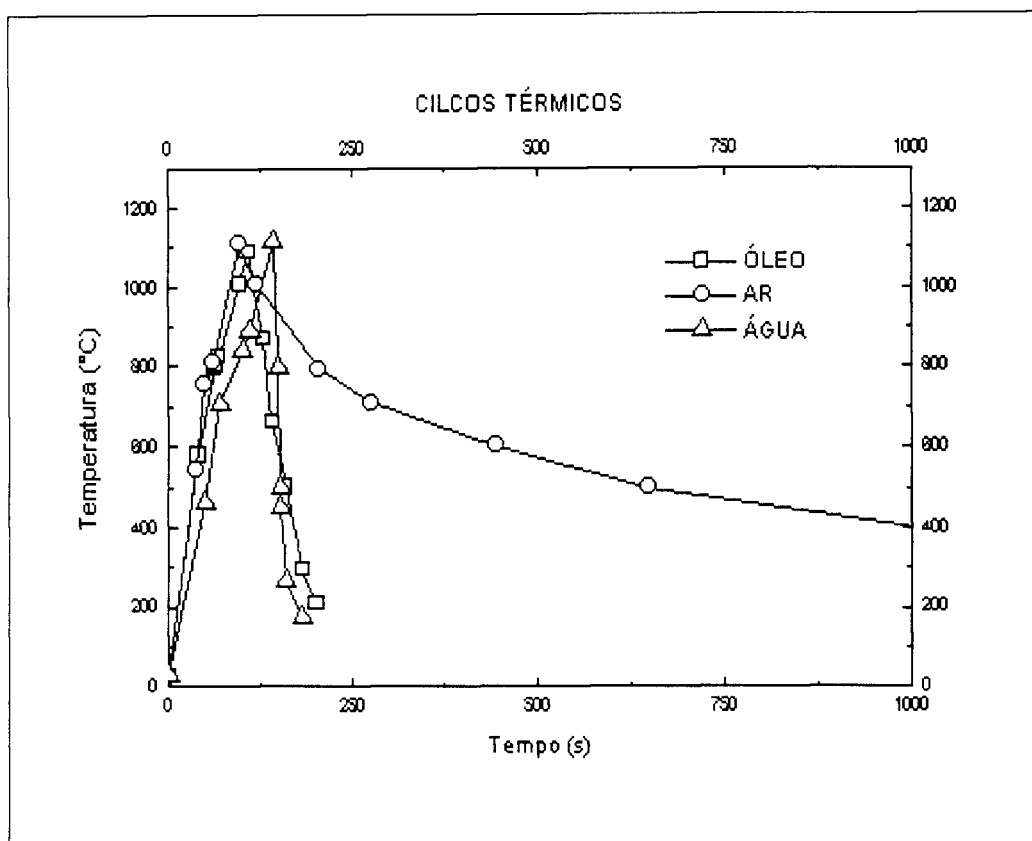
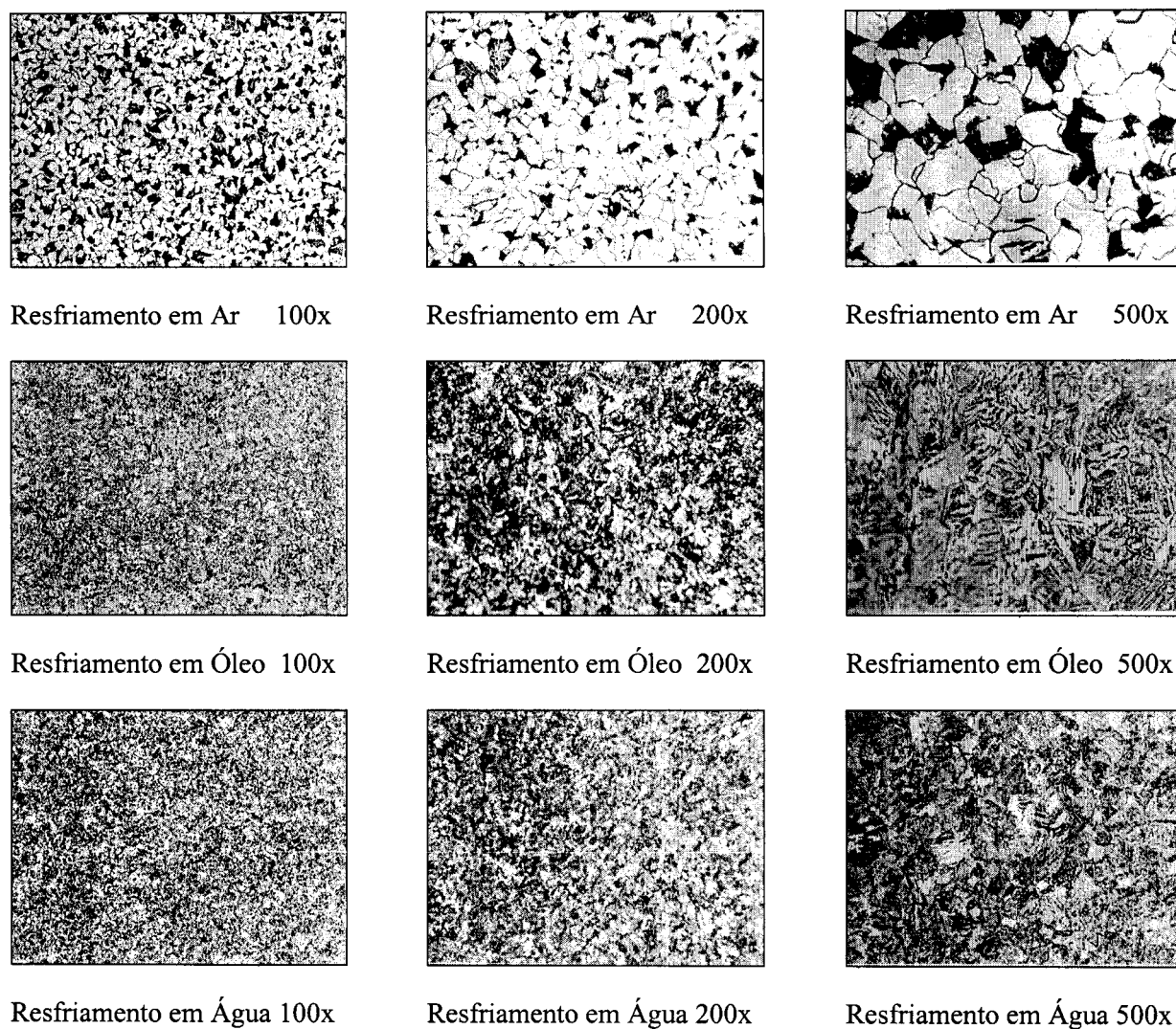


Figura 22: Ciclos Térmicos de Soldagem

A Figura 23 mostra as microestruturas obtidas pelos meios de resfriamento empregados na simulação.

Para o resfriamento em ar obteve-se uma microestrutura contendo ferrita e perlita. Já para as amostras resfriadas ao óleo e à água, as microestruturas se constituem de martensita e austenita retida, sendo que para o resfriamento em óleo, a microestrutura martensítica se apresentou mais “grosseira” devido a um resfriamento mais lento.



**Figura 23:** Fotomicrografias Obtidas na Simulação dos Ciclos Térmicos de Soldagem

Ataque: Nital 2%

Através dos parâmetros de soldagem mencionados na Tabela 3, considerando-se o rendimento do processo igual a 85%, a velocidade de soldagem igual a 4 mm/s e utilizando-se a Equação (66), determinou-se a espessura crítica de transição ( $e'$ ) de 13,96mm. Como a espessura da chapa soldada é maior que a espessura crítica de transição (25mm > 13,96mm), utilizou-se a equação para fluxo de calor tridimensional.

A Tabela 5 apresenta os diferenciais de tempo no resfriamento ( $\Delta t$ ) obtidas pelos meios testados e o valor calculado pela Equação (67), para a solda original. Os dados relativos ao estudo das taxas de resfriamento encontram-se no ANEXO II.

**Tabela 5:** Diferenciais de Tempo no Resfriamento

$\Delta t^a$ (s)			
Solda Original	Ar	Óleo	Água
2,34	445,2	25,4	2,8

(a) – Valores considerados entre 800°C e 500°C

Comparando os resultados apresentados na Tabela 5, estabeleceu-se a água como meio de resfriamento ideal para as amostras, devido a maior proximidade dos valores de tempo de resfriamento com a solda original.

Após a simulação dos ciclos térmicos nos corpos-de-prova, utilizando a água para o resfriamento, foram retirados aleatoriamente 5 cp's para medição de micro-dureza. Os resultados encontram-se na Tabela 6.

**Tabela 6:** Micro-Dureza dos Corpos-de-prova Tratados Térmicamente Simulando a ZTA

Amostra	Diagonal 1	Diagonal 2	Média	HV <sup>a</sup>
1	14,9	14,7	14,8	423
2	15,0	14,9	15,0	412
3	14,7	14,5	14,6	435
4	14,5	14,3	14,4	447
5	14,5	14,9	14,7	429
Dureza Média: 429,2 HV			Desvio Padrão: 13,1 HV	

(a) – Micro-Dureza Vickers (Carga 50g)

O perfil de micro-dureza, obtido após soldagem do material original, está apresentado na Figura 24.

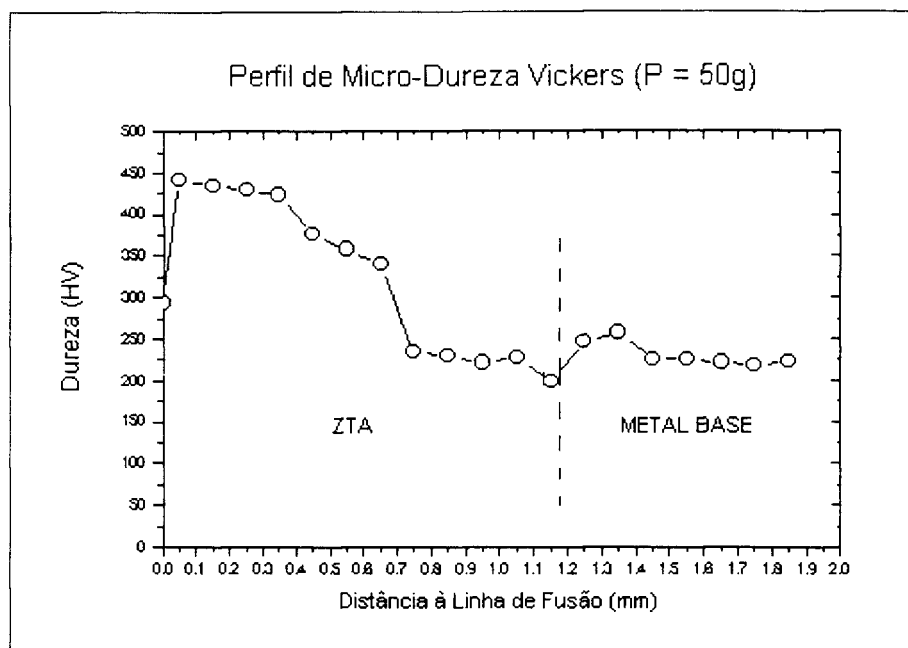


Figura 24: Perfil de Micro-Dureza da Solda Original

Comparando-se os resultados apresentados na Tabela 6 e na Figura 24, observa-se que a micro-dureza média dos corpos-de-prova tratados termicamente corresponde a uma distância de aproximadamente 0,25mm da linha de fusão. Utilizando a Equação (64) para a previsão da distância, chega-se ao valor de 0,29mm, o que representa uma boa concordância entre os valores experimentais e os previstos.

## 5.2 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL

A Tabela 7 apresenta as propriedades mecânicas, estabelecidas pelo ensaio de tração, das amostras normalizadas e tratadas termicamente, simulando a ZTA, nas temperaturas ambiente e nas utilizadas pelos ensaios de dobramento.

**Tabela 7:** Caracterização das Propriedades Mecânicas

Tratamento Térmico	Temperatura (°C)	Limite Escoamento (MPa)	Limite Resistência (MPa)	Deformação <sup>a</sup> (%)
Normalizado	25	287	485	24
	-35	347	541	21
ZTA	25	535	779	11
	-3	775	863	9

(a) – Base de Medida 15 mm

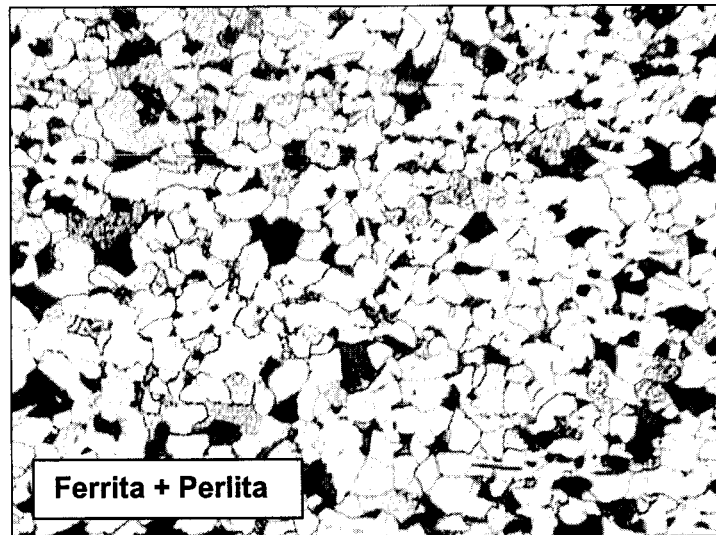
A Tabela 8 apresenta os valores de dureza médio das amostras. Os valores finais de dureza foram obtidos pela média de 3 medições realizadas em cada Cp, e estão apresentados no ANEXO III

**Tabela 8:** Dureza Média das Amostras

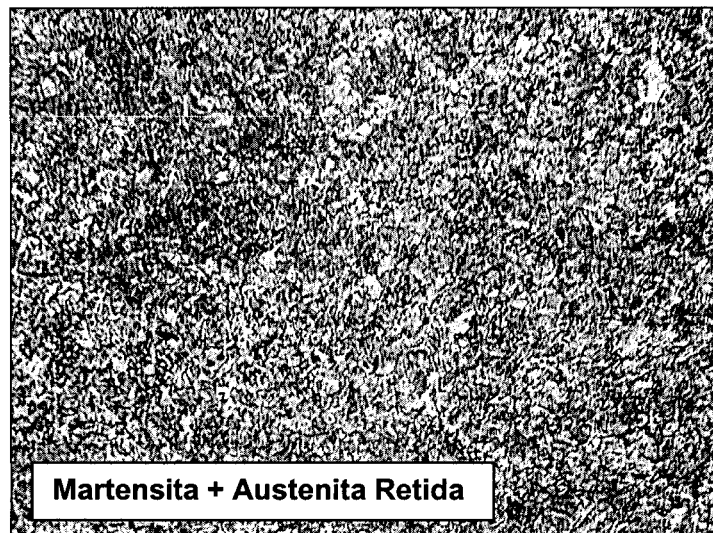
Tratamento Térmico	Amostra	Dureza Vickers
Normalizado	A	163,1 <sup>a</sup>
	B	161,8 <sup>a</sup>
	C	164,0 <sup>a</sup>
ZTA	D	228,4 <sup>b</sup>
	E	273,6 <sup>b</sup>
	F	266,1 <sup>b</sup>

(a) – Carga 3 kg (b) – Carga 5kg

A Figura 25 e a Figura 26 apresentam as microestruturas das amostras normalizadas e tratadas termicamente, simulando a ZTA, respectivamente.



**Figura 25:** Fotomicrografias do Aço DIN 15Mo3 Normalizado 200x  
Ataque: Nital 2%



**Figura 26:** Fotomicrografia do Aço DIN 15Mo3 Simulando ZTA 200x  
Ataque: Nital 2%

### 5.3 DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA DO ENSAIO DE DOBRAMENTO (T)

O cálculo da temperatura de ensaio (T) baseou-se na Equação (51), que por sua vez, leva em consideração o valor de  $T_{28J}$ , retirado de uma curva de transição dúctil-frágil obtida em um ensaio Charpy.

As curvas obtidas para cada condição de tratamento térmico estão apresentadas na Figura 27 e na Figura 28. Nas duas condições, os valores foram ajustados matematicamente por uma expressão do tipo:

$$y = A + B \cdot \tanh\left(\frac{x - C}{D}\right).$$

Os coeficientes A, B, C e D, e os respectivos coeficientes de correlação (R) estão apresentados em cada figura.

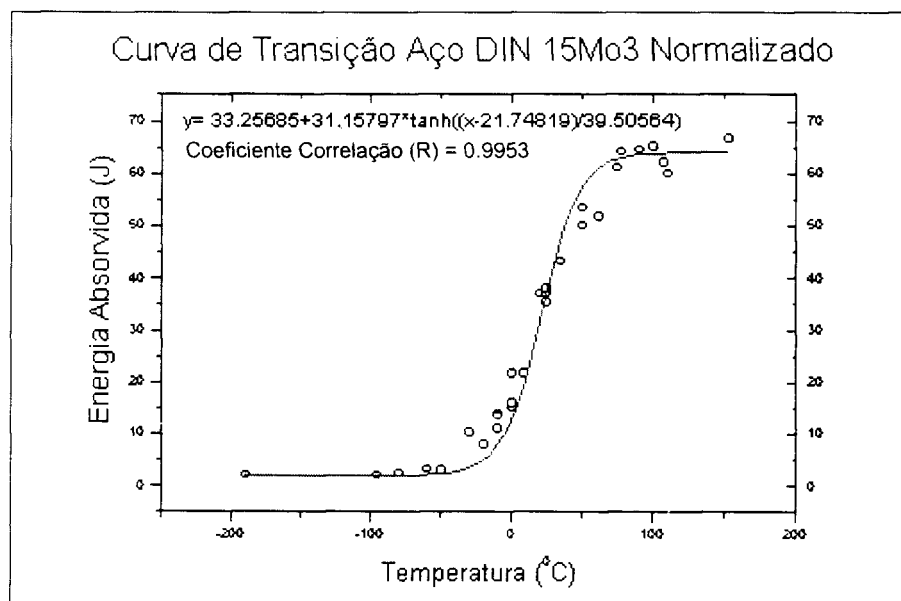


Figura 27: Curva de Transição para o Aço DIN 15Mo3 Normalizado

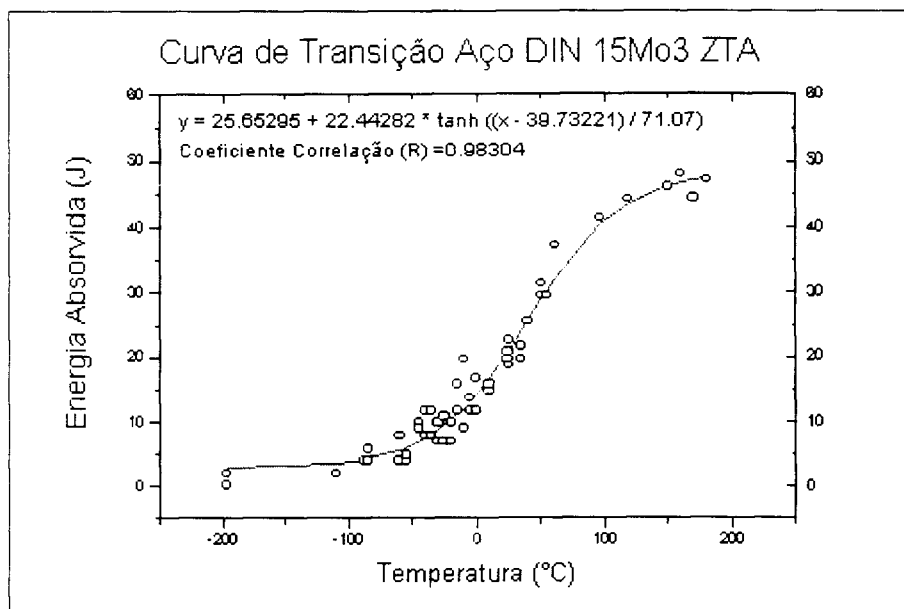


Figura 28: Curva de Transição para o Aço DIN 15Mo3, Simulando a ZTA

Através das expressões de ajuste, determinou-se o valor de  $T_{28J}$ , e posteriormente calculou-se o valor da temperatura de ensaio (T). Os valores de T para cada condição de tratamento térmico estão apresentados na Tabela 9. Foi utilizado o valor de -50 para a constante (C), presente na Equação (51), conforme a norma ASTM E 1921-97<sup>[27]</sup>.

Tabela 9: Cálculo da Temperatura de Ensaio, T

Tratamento Térmico	$T_{28J}$ (°C)	T (°C)
Normalizado	15,0	-35
ZTA	47,2	-3

Os valores utilizados para obtenção das curvas de transição estão apresentados no ANEXO IV.



#### 5.4 DETERMINAÇÃO DE $K_{JC}$

A determinação de  $K_{JC}$  foi realizada conforme procedimentos mencionados na metodologia, sendo que as curvas de carga vs. deslocamento da linha de carga foram ajustadas por polinômios do tipo:

$$y = A \cdot x^6 + B \cdot x^5 + C \cdot x^4 + D \cdot x^3 + E \cdot x^2 + F \cdot x + G.$$

As medições das trincas iniciais ( $a_0$ ) e dos crescimentos estáveis das trincas ( $a_i$ ) foram realizadas em um projetor de perfil, através da média de nove pontos, conforme recomendação da norma ASTM E 1290-93<sup>[39]</sup>. Para obtenção de uma melhor definição dos contornos das trincas, os corpos-de-prova foram aquecidos e posteriormente resfriados em nitrogênio líquido.

As Tabelas 10 a 15 apresentam os resultados e a conversão dos valores de  $K_{JC}$  obtidos para a espessura unitária ( $K_{JC(1T)}$ ) através da Equação (44). Também são apresentados os valores de  $K_{JC(LIM)}$ , conforme estabelecido pela Equação (50).

**Tabela 10:** Determinação de  $K_{JC}$  - Amostras do Grupo A

Amostras	P (N)	S (mm)	$A_P$ (Nm)	$J_C$ (kJm <sup>-2</sup> )	$K_{JC(0.39T)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$K_{JC(1T)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$K_{JC(LIM)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )
CP 01A	3942	40,00	1,016	41,982	93,9	78,4	110,2
CP 02A	3228	40,00	1,184	48,613	101,0	84,1	
CP 03A	2960	40,00	0,933	41,804	93,7	78,3	
CP 04A	3557	40,00	1,670	67,628	119,2	98,5	
CP 05A	3833	40,00	0,369	15,485	57,0	49,3	
CP 06A	3448	40,00	0,649	26,908	75,2	63,6	
CP 07A	3683	40,00	0,846	35,685	86,6	72,6	
CP 08A	4052	40,00	0,649	27,368	75,8	64,2	
CP 09A	3583	40,00	1,046	42,817	94,8	79,3	
CP 10A	3760	40,00	0,756	34,069	84,6	71,1	

Tabela 11: Determinação de  $K_{Jc}$  - Amostras do Grupo B

Amostras	P (N)	S (mm)	$A_p$ (Nm)	$J_c$ (kJm <sup>-2</sup> )	$K_{Jc(0.39T)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$K_{Jc(1T)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$K_{Jc(LIM)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )
CP 01B	3222	40,00	1,087	44,558	96,7	80,8	110,2
CP 02B	3237	40,00	1,016	41,452	93,3	78,0	
CP 03B	2763	40,00	0,590	24,094	71,1	60,4	
CP 04B	2938	40,00	0,696	31,143	80,9	68,1	
CP 05B	3802	40,00	1,145	45,523	97,8	81,5	
CP 06B	2777	40,00	0,413	17,542	60,7	52,2	
CP 07B	4687	40,00	1,264	49,621	102,1	84,9	
CP 08B	3514	40,00	1,313	51,738	104,2	86,6	
CP 09B	3311	40,00	1,128	48,882	101,3	84,3	
CP 10B	3355	40,00	1,389	54,556	107,0	88,8	

Tabela 12: Determinação de  $K_{Jc}$  - Amostras do Grupo C

Amostras	P (N)	S (mm)	$A_p$ (Nm)	$J_c$ (kJm <sup>-2</sup> )	$K_{Jc(0.39T)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$K_{Jc(1T)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$K_{Jc(LIM)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )
CP 01C	3834	40,00	1,303	52,496	105,0	87,3	110,2
CP 02C	4154	40,00	0,665	26,246	74,2	62,9	
CP 03C	3649	40,00	0,957	40,568	92,3	77,2	
CP 04C	3547	40,00	1,195	47,439	99,8	83,1	
CP 05C	3916	40,00	1,510	61,365	113,5	94,0	
CP 06C	3064	40,00	0,994	45,306	97,5	81,4	
CP 07C	3869	40,00	0,434	17,974	61,4	52,7	
CP 08C	4150	40,00	0,784	31,322	81,1	68,4	
CP 09C	3620	40,00	0,848	34,782	85,5	71,8	
CP 10C	3519	40,00	0,453	19,693	64,3	55,0	

Tabela 13: Determinação de  $K_{Jc}$  - Amostras do Grupo D

Amostras	P (N)	S (mm)	$A_P$ (Nm)	$J_c$ (kJm <sup>-2</sup> )	$K_{Jc(0.39T)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$K_{Jc(1T)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$K_{Jc(LIM)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )
CP 01D	6380	40,00	0,624	28,109	76,8	64,9	164,7
CP 02D	7134	40,00	0,052	6,034	35,6	32,3	
CP 03D	6972	40,00	0,111	8,269	41,7	37,1	
CP 04D	6108	40,00	0,312	15,827	57,7	49,8	
CP 05D	6159	40,00	0,254	13,846	53,9	46,8	
CP 06D	5633	40,00	0,319	16,467	58,8	50,7	
CP 07D	6729	40,00	0,174	10,369	46,7	41,1	
CP 08D	7971	40,00	0,243	14,368	54,9	47,6	
CP 09D	6762	40,00	0,245	12,942	52,1	45,4	
CP 10D	7831	40,00	0,194	11,867	49,9	43,7	

Tabela 14: Determinação de  $K_{Jc}$  - Amostras do Grupo E

Amostras	P (N)	S (mm)	$A_P$ (Nm)	$J_c$ (kJm <sup>-2</sup> )	$K_{Jc(0.39T)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$K_{Jc(1T)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$K_{Jc(LIM)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )
CP 01E	6713	40,00	0,239	12,766	51,8	45,1	164,7
CP 02E	6571	40,00	0,293	14,556	55,3	47,9	
CP 03E	6658	40,00	0,088	6,872	38,0	34,2	
CP 04E	6356	40,00	0,193	11,899	50,0	43,7	
CP 05E	6117	40,00	0,123	7,992	41,0	36,6	
CP 06E	7663	40,00	0,055	6,691	37,5	33,8	
CP 07E	5697	40,00	0,138	8,216	41,5	37,0	
CP 08E	6320	40,00	0,137	8,512	42,3	37,6	
CP 09E	6017	40,00	0,289	13,995	54,2	47,1	
CP 10E	5177	40,00	0,392	19,225	63,5	54,4	

Tabela 15: Determinação de  $K_{JC}$  - Amostras do Grupo F

Amostras	P (N)	S (mm)	$A_P$ (Nm)	$J_C$ (kJm <sup>-2</sup> )	$K_{JC(0,39T)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$K_{JC(1T)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$K_{JC(LIM)}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )
CP 01F	5217	40,00	0,409	16,828	59,4	51,2	164,7
CP 02F	5918	40,00	0,161	9,894	45,6	40,2	
CP 03F	6978	40,00	0,409	22,157	68,2	58,1	
CP 04F	7214	40,00	0,138	9,664	45,1	39,8	
CP 05F	6960	40,00	0,186	11,010	48,1	42,2	
CP 06F	6553	40,00	0,327	17,232	60,2	51,8	
CP 07F	6239	40,00	0,378	18,174	61,8	53,1	
CP 08F	6539	40,00	0,092	6,845	37,9	34,2	
CP 09F	6854	40,00	0,108	7,762	40,4	36,1	
CP 10F	7532	40,00	0,136	9,771	45,3	40,0	

As curvas de carga vs. deslocamento da linha de carga estão apresentadas no ANEXO V, juntamente com os coeficientes de ajuste (A, B, C, D, E, F e G) e de correlação ( $R^2$ ). Estão também apresentadas nesse anexo, as medidas de  $a_0$  e  $a_i$ .

## 5.5 DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL

Os valores de  $K_{JC}$  originais (antes da conversão para espessura 1T) foram ajustados pela Distribuição de Weibull, conforme mostrado na Figura 29 . As equações previstas pela distribuição e os valores ajustados para os dados experimentais também estão apresentados na figura.

Os valores utilizados para construção dos gráficos estão apresentados no ANEXO VI.

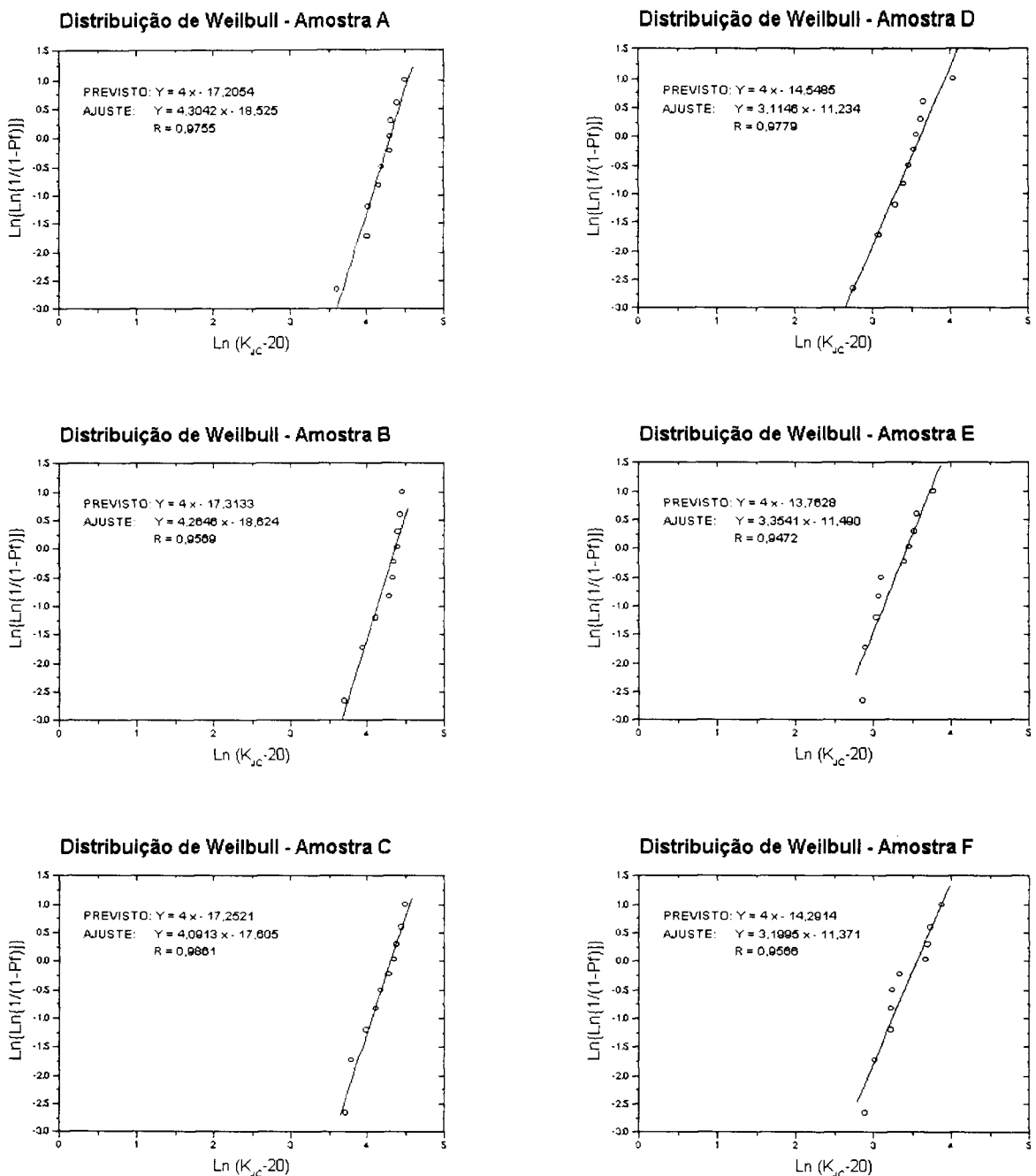


Figura 29: Distribuição de Weibull

### 5.6 OBTENÇÃO DA CURVA MESTRA E DETERMINAÇÃO DE $T_0$

A Figura 30 apresenta as Curvas Mestras obtidas para cada amostra, conforme a Equação (49). No caso, são utilizados os valores de  $K_{JC}$  convertidos para espessura unitária (1T). Nos gráficos foram traçados os limites de tolerância  $K_{JC(0,95)}$  e  $K_{JC(0,05)}$ , conforme Equações (61) e (62).

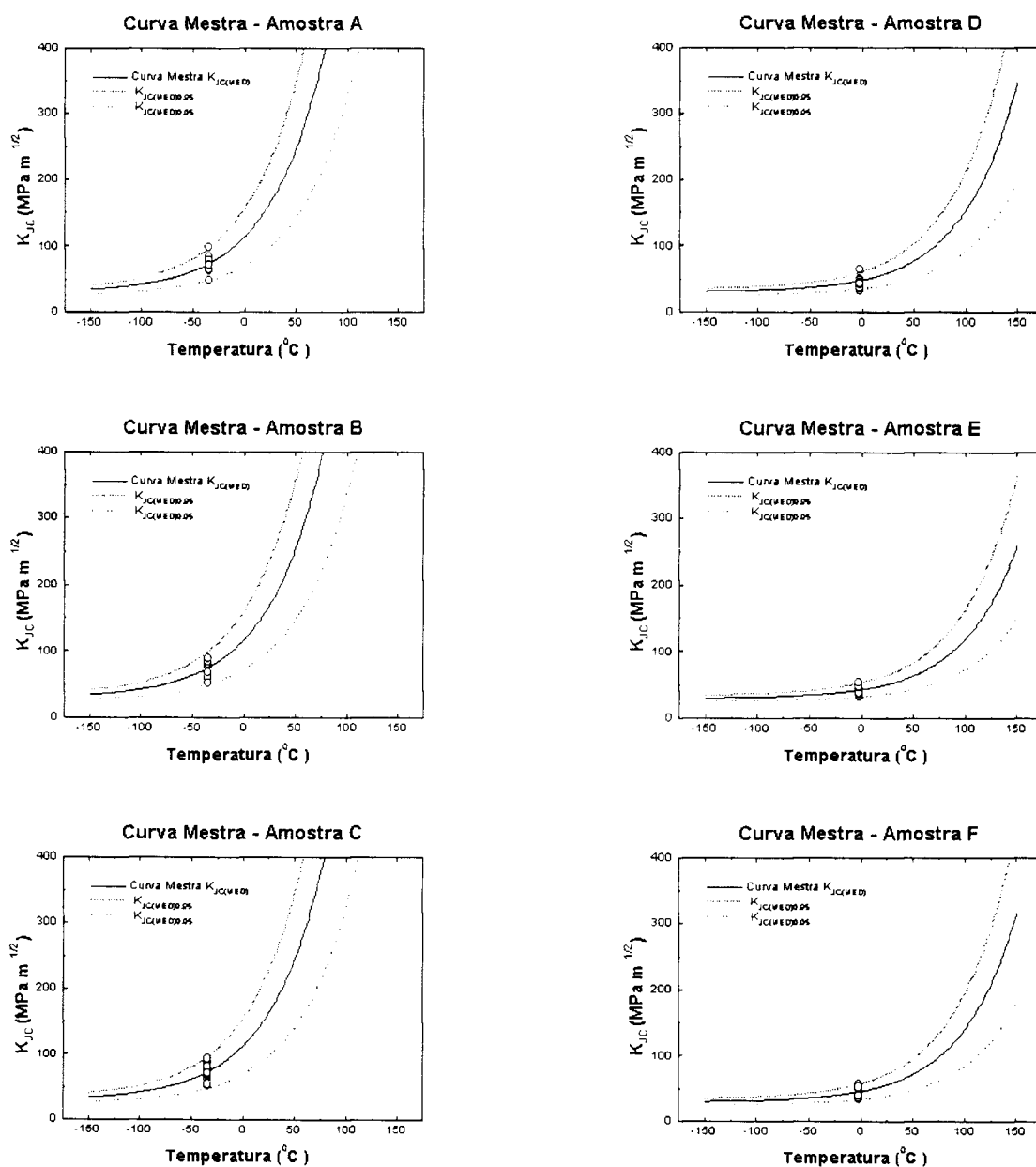


Figura 30: Curva Mestre por Amostra

A Tabela 16 apresenta os valores individuais de  $T_0$  de cada amostra, e também o valor médio obtido em cada tratamento térmico.

**Tabela 16:** Determinação de  $T_0$

Tratamento Térmico	Amostra	$K_{JC(\text{med})}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$K_0$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	T (°C)	$T_0$ (°C)	$T_{0 \text{ med}}$ (°C)
Normalizado	A	73,31	78,42	-35	-9,7	-10,1
	B	74,71	79,96		-11,4	
	C	72,95	78,40		-9,3	
ZTA	D	47,42	50,05	-3	70,2	77,8
	E	42,52	44,68		87,6	
	F	45,71	48,18		75,6	

## 5.7 ANÁLISE DE FRATURA

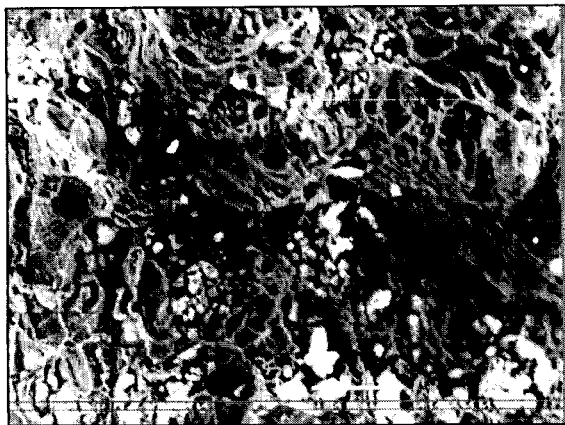
Após a execução dos ensaios de dobramento em três pontos, as superfícies fraturadas dos corpos-de-prova foram observadas em um microscópio eletrônico de varredura, modelo JSM5310, da marca JEOL, com aumentos de 200x e 500x, e uma tensão de 20kV. Foram analisadas as regiões da pré-trinca, crescimento estável e instável da trinca, conforme mostrado na Figura 31 e Figura 32.



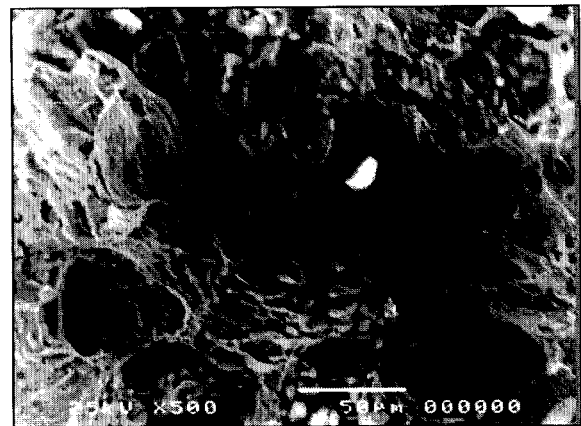
Normalizada: Pré-trinca 200x



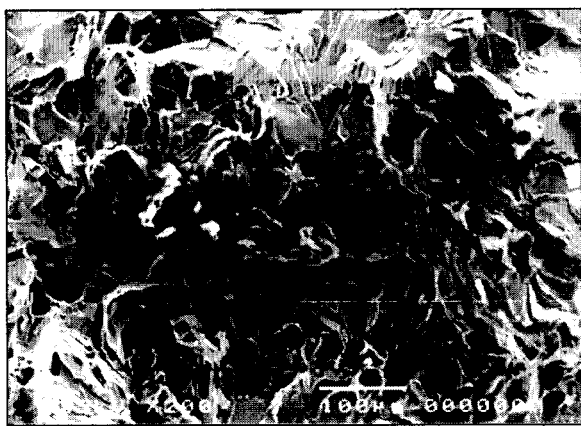
Normalizada: Pré-trinca 500x



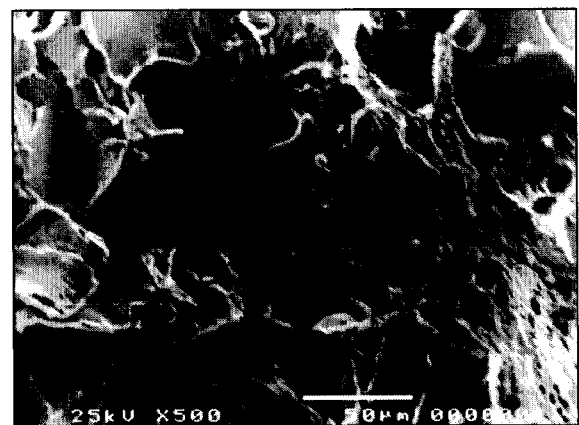
Normalizada: Crescimento Estável 200x



Normalizada: Crescimento Estável 500x



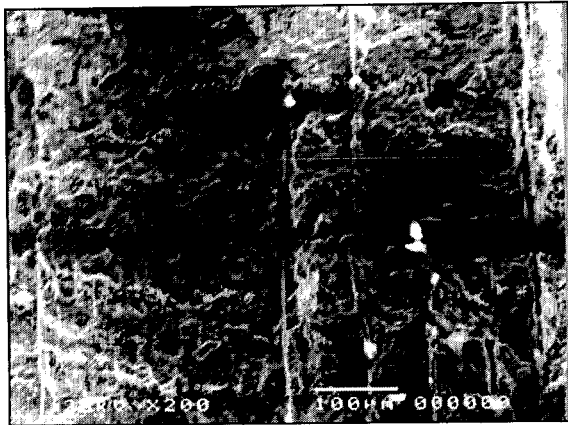
Normalizada: Crescimento Instável 200x



Normalizada: Crescimento Instável 500x

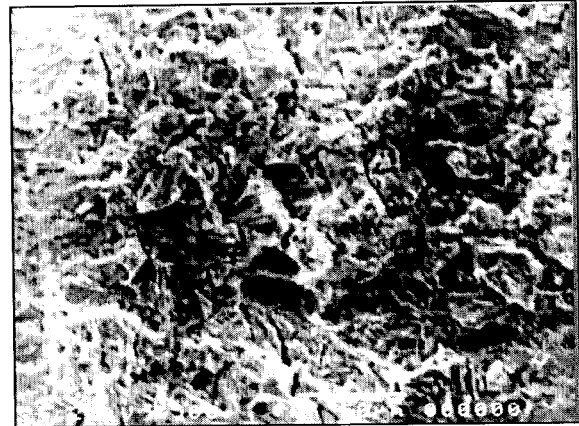
**Figura 31:** Fractografias MEV - Amostras Normalizadas





ZTA: Pré-trinca

200x



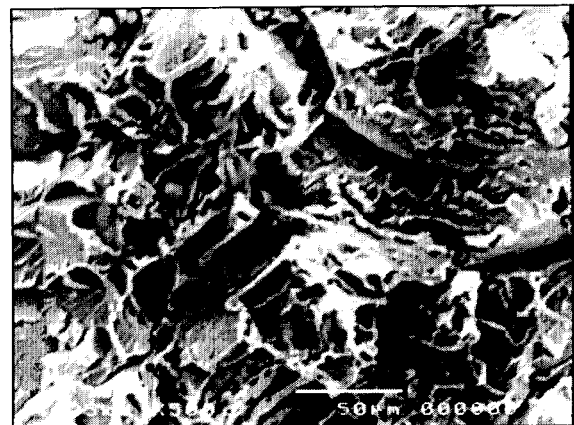
ZTA: Pré-trinca

500x



ZTA: Crescimento Instável

200x



ZTA: Crescimento Instável

500x

**Figura 32:** Fractografias MEV - Amostras Tratadas Termicamente, Simulando a ZTA

## 6. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Com relação a simulação da ZTA obtida através de um equipamento indutivo e das equações propostas por Adams et al<sup>[36,37]</sup>, pode-se observar uma diferença de 0,04mm entre os valores determinados teoricamente e os experimentais. Essa diferença, de aproximadamente 13,8%, pode ser atribuída à dispersão dos valores de micro-dureza medidos nos corpos-de-prova. Considerando o desvio padrão sobre a média de micro-dureza medida, os valores da distância do ponto estudado à linha de fusão variam entre 0,06mm e 0,35mm, o que engloba o valor determinado teoricamente.

Um outro aspecto a ser considerado em relação ao procedimento empregado na simulação da ZTA foi a escolha da água como meio de resfriamento. Pelos valores apresentados na Tabela 5, observa-se que a solda original apresentou um diferencial de tempo no resfriamento menor que o apresentado pela água. Para minimizar esta diferença, seria necessário desenvolver um meio específico de resfriamento, pela adição de algum tipo de componente à água. Essa atitude foi negligenciada, uma vez que em condições práticas (reais), esse procedimento demanda muito tempo de pesquisa e dificilmente chega-se a um valor exato. Nesse caso, o bom senso na observância da relação custo-benefício é recomendada.

Quanto à caracterização microestrutural e das propriedades mecânicas, o comportamento das amostras foi condizente ao esperado. Conforme pode ser visto na Figura 25 e na Figura 26, as amostras normalizadas apresentaram uma microestrutura ferrítica, com grãos equiaxiais, e as amostras tratadas termicamente apresentaram uma microestrutura martensítica, decorrente do resfriamento abrupto em água. A variação microestrutural justifica o aumento da dureza e das propriedades mecânicas no material tratado termicamente.

Sabendo que a deformação dos materiais é proveniente do movimento das discordâncias e que este movimento é auxiliado pela vibração térmica, espera-se que as propriedades relativas à resistência (como os limite de escoamento e de resistência) tendam a aumentar, com a redução

da temperatura. As propriedades relacionadas à ductilidade (i.e. alongamento) possuem um comportamento oposto, ou seja, à medida em que se reduz a temperatura, essas propriedades também apresentam reduções em seus valores. Neste trabalho, esta influência da temperatura sobre as propriedades mecânicas foi confirmada pelos dados constantes na Tabela 7.

O efeito da variação microestrutural entre as amostras sobre a tenacidade do material pode ser percebida nas curvas de transição mostradas nas Figuras 27 e 28. Considerando-se o valor de  $T_{28J}$  como referência, observa-se que a curva de transição dúctil-frágil do material tratado termicamente está deslocada para direita em relação à curva do material normalizado. Em uma primeira análise, tal fato representa a fragilização do material tratado, em relação ao normalizado, o que é pertinente ao comportamento esperado para um material com uma microestrutura martensítica.

Nos ensaios para determinação de  $K_{JC}$ , pôde-se confirmar a fragilização do material tratado termicamente (simulando a ZTA), uma vez que as amostras apresentaram um valor médio de  $K_{JC}$  em torno de  $45\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ , contra um valor de  $73\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  das amostras normalizadas.

Uma grande dispersão dos valores de  $K_{JC}$  foi observada em cada amostra, devido ao uso de corpos-de-prova com dimensões reduzidas. No caso, foram construídos gráficos da Distribuição de Weibull para a adequação estatística dos valores. Os gráficos apresentados na Figura 29 mostram os ajustes obtidos para os valores medidos. Para o material normalizado, apesar de dois corpos-de-prova apresentarem valores acima de  $K_{JC(LIM)}$  (CP 04A e CP 05C), as curvas ajustadas foram significativamente próximas das calculadas teoricamente. Mesmo apresentando uma pequena divergência na inclinação do ajuste, as amostras tratadas termicamente também puderam ser submetidas à metodologia da Curva Mestre, uma vez que o valor teórico da inclinação ( $m = 4$ ) representa comportamento médio de um universo grande de materiais ferríticos testados.

Outro aspecto a ser observado é o posicionamento das retas ajustadas nos gráficos da Distribuição de Weibull. As retas relativas ao material normalizado estão posicionadas à direita das retas do material tratado termicamente. Isso significa que, na condição normalizada, os materiais possuem um comportamento mais tenaz, conforme já mencionado anteriormente.

Na determinação de  $T_0$  e construção da Curva Mestra, constata-se que o material nas duas condições de tratamento térmico apresenta valores de Temperaturas de Referência relativamente elevados, o que inviabiliza o uso desse aço em aplicações onde variações bruscas de temperatura sejam necessárias, como por exemplo, na fabricação de reatores nucleares. Para o material com a microestrutura similar à de uma ZTA, esse aspecto se torna mais crítico, sendo portanto, evidenciada a necessidade de tratamentos térmicos de alívio de tensões e/ou revenimentos de regiões soldadas, em componentes fabricados por processos de soldagem.

No que diz respeito ao aspecto da fratura, mostrado nas Figuras 31 e 32, percebe-se que o material normalizado apresenta uma região de crescimento estável da trinca, caracterizado por “dimples”, decorrente da maior ductilidade desse material. No caso do material tratado termicamente, não há evidências desse comportamento dúctil, pois o aspecto da fratura apresenta apenas “marcas de rios” e “facetadas de clivagem”, característicos de uma fratura por clivagem (frágil).

## 7. CONCLUSÕES

Após a observação dos resultados e considerando a metodologia empregada, pode-se concluir que:

1. A técnica para simulação de ciclos térmicos de soldagem utilizando um equipamento indutivo mostrou-se eficiente, fornecendo uma boa concordância entre os resultados previstos pelas equações de Adams et al.<sup>[36,37]</sup> e os resultados obtidos e caracterizados experimentalmente. Assim, o uso da metodologia é recomendado para simulação de regiões soldadas em corpos-de-prova para ensaios de mecânica de fratura.
2. A Temperatura de Referência para o aço DIN 15Mo3 normalizado, ensaiado a uma temperatura de  $-35^{\circ}\text{C}$ , é de  $-10,1^{\circ}\text{C}$ .
3. A Temperatura de Referência para o aço DIN 15Mo3 tratado termicamente, simulando uma ZTA localizada a 0,25mm da Linha de Fusão, ensaiado à uma temperatura de  $-3^{\circ}\text{C}$ , é de  $77,8^{\circ}\text{C}$ .
4. A utilização do aço DIN 15Mo3 em aplicações onde baixas temperaturas sejam necessárias não é recomendada, sendo que, para componentes fabricados através de processos de soldagem, tratamentos térmicos de alívio de tensões e/ou revenimento das regiões soldadas são extremamente necessários.
5. A metodologia da Curva Mestre aplicada descreveu satisfatoriamente os fenômenos ocorridos no material, uma vez que apresentou resultados qualitativamente e quantitativamente condizentes à variação do comportamento à fratura nas duas condições de tratamentos térmicos estudadas.

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS

Conforme já mencionado, a metodologia para avaliação de tenacidade à fratura baseada na Curva Mestre tem sido objeto de vários estudos, com intuito de esclarecer a influência de algumas variáveis nos resultados, e explicar como uma única curva pode descrever o comportamento dos aços ferríticos, com diversas formas e tamanhos, na região de transição.

Com objetivo de complementar as informações obtidas por este trabalho, sugere-se:

1. Estudar outros tamanhos e geometrias de corpos-de-prova a fim de se estabelecer a repetibilidade e reprodutibilidade dos resultados.
2. Investigar a influência do nível de restrição plástica na ponta da trinca sobre os resultados.
3. Estudar a influência da taxa de carregamento no ensaio para determinação de  $K_{JC}$ , uma vez que em todos os ensaios são utilizados carregamentos estáticos, e em algumas situações práticas pode haver a necessidade de se considerar um carregamento dinâmico.
4. Aprofundar os estudos para determinação da quantidade de resultados válidos de  $K_{JC}$  para determinação de  $T_0$ , em corpos-de-prova com pequenas dimensões.
5. Estudar a influência de outras formas de fragilização do material, como o envelhecimento térmico e fragilização neutrônica, no comportamento do material, com relação à tenacidade à fratura.

## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] PASTOUKHOV, V. A., VOORWALD, H. J. C. *Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural*. São Paulo:UNESP,1995.192p.
- [2] DeAQUINO et al. *Levantamento da curva-mestra de tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil de aços A 508 classe 3 utilizados em projetos de vasos de pressão*. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 13, 1998, Curitiba. *Anais...*Curitiba.1998. p.851-857.
- [3] LANDES, J. D. *Approaches to ductile testing and applications in the USA*. In: ASSEMBLY OF THE INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING, COMMISSION X, 1995, Estocolmo. 1995.
- [4] DeAQUINO et al. *Uma nova abordagem ao fenômeno da variação da tenacidade à fratura na transição dúctil-frágil de aços ferríticos*. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 13, 1998, Curitiba. *Anais...*Curitiba.1998. p.858-867.
- [5] ASME Boiler & Pressure Vessel Code Section XI, *Rules for inservice inspection of nuclear power plant components*, American Society of Mechanical Engineers, New York, 1992.
- [6] WALIN, K. *Recommendations for application of fracture toughness data for structural integrity analysis*, Proceedings of the CSNI/IAEA Specialists Meeting, Oak Ridge, Tennessee, Oct. 26-29, 1992.
- [7] MIRANDA, C. A. J. *Obtenção da tensão de clivagem e nível de confiabilidade na determinação da temperatura de referência de aços ferríticos na transição: abordagem numérica e experimental*. São Paulo: Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 1999. 139p. (Tese, Doutorado em Ciências, Área de reatores nucleares de potência e tecnologia do combustível nuclear).
- [8] DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981. 653p.

- [9] CETLIN, P. R., da SILVA, P. S. P. *Análise de Fraturas*. São Paulo: Associação Brasileira de Metais. 229p.
- [10] ROLFE, S. T., BARSON, J. M. *Fracture and Fatigue Control in Structures. Applications of Fracture Mechanics*. New Jersey: Prentice Hall, Inc., 1977.
- [11] MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K. *Princípios de Metalurgia Mecânica*. São Paulo: Edgard Blucher, 1982. 505p.
- [12] ANDERSON, T. L. *Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications*. Boca Raton: CRC Press, 1991. 793p.
- [13] GODEFROID, L. B. *Aplicação da Mecânica de Fratura no Projeto Estrutural*. Ouro Preto, 1995. 220p.
- [14] WELLS, A. A. *Unstable crack propagation in metals: CLEAVAGE AND FAST FRACTURE*. PROCEEDINGS OF THE CRACK PROPAGATION SYMPOSIUM, Vol.1, Paper 84, Cranfield, 1961.
- [15] McCABE, D. E., ZERBST, U., HEERENS, J. *Development of test practice requirements for a standard method on fracture toughness testing in the transition range*. Geesthacht: GKSS, 1993. 40p.(Report GKSS 93/E/81).
- [16] NEVALAINEN, M., DODDS Jr., R. H. *Numerical investigation of 3-D constraint effects on brittle fracture in SE(B) and C(T) specimens*. International Journal of Fracture, 1995, v.74, p. 131-161.
- [17] WALLIN, K. *The scatter in K<sub>ic</sub> results*. Engineering Fracture Mechanics.1984. v.19. p.1085-1093.
- [18] WALLIN, K. *The size effects in K<sub>ic</sub> results*. Engineering Fracture Mechanics.1985. v.22. n.1. p.149-163.
- [19] WALLIN, K. *The effect on ligament size on cleavage toughness*. Engineering Fracture Mechanics.1989. v.32. n. 3. p.449-457.
- [20] WALLIN, K. *A simple theoretical charpy-V K<sub>IC</sub> correlation for irradiation embrittlement*. In: ASME PRESSURE VESSEL AND PIPING CONFERENCE, v.170. p.93-100.Proceedings...



- [21] LANDES, J. D. *The effect of the size, thickness and geometry on fracture toughness in the transition. Geesthacht: GKSS, 1992. (Report GKSS 92/E/43).*
- [22] LANDES, J. D., SHAFFER, D. H. *Statistical characterization of fracture in the transition range. In: Fracture Mechanics: twelfth conference. American Society for Testing and Materials. Philadelphia, PA. ASTM STP 700, p.368-382.*
- [23] LANDES, J. D., McCABE, D. E. *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.*
- [24] WALLIN, K. *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...*
- [25] WALLIN, K. *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.*
- [26] WALLIN, K. *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.*
- [27] ASTM *Test method for determination of the reference temperature,  $T_0$ , for ferritic steels in the transition range. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM E1921-97. 1997.*
- [28] ASTM *Standard Test method for measurement of fracture toughness. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM E1820-96. 1997.*
- [29] KIRK, M. T., LOTT, R. *Empirical validation of the master curve for irradiated and un-irradiated reactor pressure vessels. In: ASME/JSME ASME PRESSURE VESSEL AND PIPING CONFERENCE, July 27-30, San Diego, CA. Proceedings...1998.*
- [30] CHAUOUADI, R. et al *On the use of the master curve based on precracked charpy specimens. In: ASME PRESSURE VESSEL AND PIPING CONFERENCE, August 2-5, Boston, MA. Proceedings...1999.*

- [31] SOKOLOV, M. A. et al. *Application of small specimens to fracture mechanics characterization of irradiated pressure vessels steels*. In *Fatigue and fracture mechanics: 28<sup>th</sup> Volume*. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA. ASTM STP 1321, p.263-279. 1997.
- [32] JOYCE, J. A. *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.
- [33] MARQUES, P. V. *Tecnologia da soldagem*. Belo Horizonte: ESAB, 1991. 352p.
- [34] CAMPOS, W. R. da C. *Avaliação da simulação de ciclos térmicos de soldagem em equipamentos de aquecimento indutivo*. Belo Horizonte: UFMG, 1991. 100p. (Dissertação de Mestrado. Curso de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- [35] ADAMS, C. M. Jr. *Cooling rates and peak temperatures in fusion-welding*. *The welding journal*, n.5,v.37,1958.p.210-215.
- [36] BARRY, J. M. et al. *Heat conduction from moving arcs in welding*. *The welding journal*, n.3, v.42, 1963.p.97-104.
- [37] *ASTM Standard test methods for tension testing of metallic materials*. American Society for Testing and Materials. Philadelphia ASTM E8-96, 1996. 20p.
- [38] *ASTM Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials*. American Society for Testing and Materials. Philadelphia ASTM E23-96, 1996. 17p.
- [39] *ASTM Standard test methods for crack-tip opening displacement (CTOD) fracture toughness measurement*. American Society for Testing and Materials. Philadelphia ASTM E1290-93, 1993. 20p.
- [40] *ASTM Standard test methods for  $J_{IC}$  a measure of fracture toughness* American Society for Testing and Materials. Philadelphia ASTM E813-89,. Philadelphia 1989. 14p.

## 9. BIBLIOGRAFIA ADICIONAL

- HERTZBERG, R. W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. 3<sup>rd</sup> ed. v.2. USA: John Wiley & Sons Inc.,1989. 355p.
- GILLEMONT, F., FEKETE, T., OSZWALD, F. *Material reference curve selection*. In: Advanced Strucural Integrity Assessment Procedures: IAEA Specialist's Meeting. San Carlos de Bariloche, March 14-18, 1994.
- Di Lorenzo, R. F. et al. *Fracture toughness evaluation by pre-cracked charpy specimens in transition region*. Belo Horizonte: Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear, 1999.70p.
- GOMES, P. T. V. *Influência do envelhecimento térmico na tenacidade à fratura de aço estrutural*: UFMG, 1999. 127p. (Dissertação de Mestrado. Curso de Pós-graduação em Engenharia Mecânica).
- Wallin, K. RINTAMAA, R. *Statistical re-evaluation of the ASME  $K_{IC}$  and  $K_{IR}$  fracture toughness reference curves*. In: 23<sup>rd</sup> MPA-Seminar, Stuttgart, Oct. 1-2, 1997.

## 10. ANEXOS

### ANEXO I: CONTROLE DIMENSIONAL DOS CORPOS-DE-PROVA

Tabela 17: Controle Dimensional dos Corpos-de-Prova

Amostra	L (mm)	W (mm)	B (mm)	Amostra	L (mm)	W (mm)	B (mm)
CP 01A	55,1000	9,9400	9,9420	CP 01D	54,8600	9,9950	9,9280
CP 02A	55,3000	9,9560	9,9210	CP 02D	55,0000	9,9950	9,9490
CP 03A	55,1400	9,9830	9,9550	CP 03D	55,1400	10,0000	9,9530
CP 04A	55,3000	9,9720	9,9470	CP 04D	54,5200	9,9980	10,0200
CP 05A	55,0600	10,0110	9,9480	CP 05D	54,8200	9,9690	9,9430
CP 06A	54,5200	10,0110	9,9190	CP 06D	54,6000	9,9960	9,9450
CP 07A	55,1000	9,9760	9,9150	CP 07D	55,0000	9,9640	9,9530
CP 08A	55,0200	9,9450	9,9740	CP 08D	55,1000	9,9710	9,9700
CP 09A	55,0000	9,9880	9,9900	CP 09D	55,1000	9,9920	9,9630
CP 10A	55,0400	9,9550	9,9470	CP 10D	54,9200	9,9790	10,0150
CP 01B	55,0000	10,0030	9,9820	CP 01E	55,0000	10,0020	9,9160
CP 02B	55,1000	9,9390	9,9240	CP 02E	54,8200	10,0080	9,9190
CP 03B	55,0000	9,9750	9,9370	CP 03E	55,0000	9,9880	9,9260
CP 04B	53,8200	10,0630	9,9010	CP 04E	54,8200	9,9780	9,9320
CP 05B	55,3000	9,9830	9,9410	CP 05E	54,8200	10,0160	9,9560
CP 06B	55,2000	9,9890	9,9280	CP 06E	55,0800	10,0010	9,9400
CP 07B	55,1000	10,0380	9,9060	CP 07E	55,3200	9,9690	9,9340
CP 08B	55,1800	9,9570	9,9500	CP 08E	55,3000	10,0110	9,9310
CP 09B	55,0200	9,9630	9,9440	CP 09E	55,2400	10,0010	9,9420
CP 10B	55,2800	10,0070	9,9370	CP 10E	55,2400	10,0020	9,9410
CP 01C	55,0600	9,9810	9,9560	CP 01F	54,8000	10,0100	9,9160
CP 02C	55,0000	9,9720	9,9130	CP 02F	54,8000	10,0080	9,9570
CP 03C	55,2400	9,9540	9,9810	CP 03F	55,2000	9,9980	9,9510
CP 04C	55,1000	9,9610	9,9500	CP 04F	54,7400	9,9790	9,9220
CP 05C	55,2000	9,9740	9,9590	CP 05F	54,8200	9,9820	9,9480
CP 06C	55,0800	9,9740	9,9560	CP 06F	55,1000	10,0050	9,9580
CP 07C	55,0200	10,0110	9,9070	CP 07F	55,2200	9,9900	9,9700
CP 08C	55,0600	10,0230	9,9580	CP 08F	54,8200	9,9930	9,9470
CP 09C	55,2000	9,9830	9,9690	CP 09F	55,0800	9,9750	9,9700
CP 10C	55,3000	10,0090	9,9340	CP 10F	54,7600	9,9900	9,9510

## ANEXO II: TEMPOS DE RESFRIAMENTO PARA SIMULAÇÃO DA ZTA

Tabela 18: Estudo dos Tempos de Resfriamentos Empregados nos Ciclos Térmicos de Soldagem

Material: Aço DIN 15 Mo3 Meio Resfriamento: ÓLEO Termopar Tipo K		Material: Aço DIN 15 Mo3 Meio Resfriamento: AR Termopar Tipo K		Material: Aço DIN 15 Mo3 Meio Resfriamento: ÁGUA Termopar Tipo K	
Tempo (s)	Temperatura (°C)	Tempo (s)	Temperatura (°C)	Tempo (s)	Temperatura (°C)
0	25	0	25	0	25
30	400	48	755	10	38
40	580	60	811	20	69
50	726	72	857	30	172
52	745	84	1009	40	329
60	788	96	1110	50	461
62	799	108	1050	60	564
70	838	120	1009	70	709
72	848	132	994	80	769
74	867	144	935	90	793
76	882	156	895	100	840
78	897	168	872	110	892
80	912	180	842	120	968
90	967	192	818	140	1110
100	1040	204	795	141,2	1115
106	1087	216	779	142	1112
107	1092	228	755	144	907
108	1081	240	738	148	800
110	1060	252	726	150	555
114	1022	264	714	150,8	500
116	1004	276	709	152	452
126	902	300	697	154	369
132	820	408	626	156	312
134	774	444	603	156,6	300
138	692	480	577	158	264
146	595	540	549	160	217
150	570	552	544	180	172
158	504	600	525		
162	459	648	500		
170	374	768	434		
180	294	1296	300		
190	244	1512	261		
200	208	1548	251		
<b>Tempo 800°C: 133.0 s</b> <b>Tempo 500°C: 158.4 s</b> <b>Tempo 300°C: 179.0 s</b>		<b>Tempo 800°C: 202.8 s</b> <b>Tempo 500°C: 648.0 s</b> <b>Tempo 300°C: 1296 s</b>		<b>Tempo 800°C: 148.0 s</b> <b>Tempo 500°C: 150.8 s</b> <b>Tempo 300°C: 156.6 s</b>	

## ANEXO III: ENSAIO DE DUREZA

Tabela 19: Valores de Dureza Vickers (Carga 3kg) - Amostra A

Amostra	Ponto1			Ponto 2			Ponto 3			Média Amostral	Média Global
	d1	d2	d médio	d1	d2	d médio	d1	d2	d médio		
1A	172,0	182,0	177,0	146,0	146,0	146,0	163,0	172,0	167,5	163,5	163,1
2A	154,0	163,0	158,5	163,0	154,0	158,5	172,0	172,0	172,0	163,0	
3A	154,0	154,0	154,0	163,0	163,0	163,0	154,0	163,0	158,5	158,5	
4A	163,0	172,0	167,5	172,0	172,0	172,0	154,0	154,0	154,0	164,5	
5A	154,0	163,0	158,5	182,0	163,0	172,5	163,0	172,0	167,5	166,2	
6A	172,0	182,0	177,0	146,0	146,0	146,0	172,0	182,0	177,0	166,7	
7A	154,0	163,0	158,5	154,0	154,0	154,0	146,0	154,0	150,0	154,2	
8A	146,0	163,0	154,5	146,0	146,0	146,0	163,0	163,0	163,0	154,5	
9A	182,0	172,0	177,0	182,0	172,0	177,0	172,0	182,0	177,0	177,0	
10A	172,0	163,0	167,5	163,0	172,0	167,5	154,0	154,0	154,0	163,0	

Tabela 20: Valores de Dureza Vickers (Carga 3kg) - Amostra B

Amostra	Ponto1			Ponto 2			Ponto 3			Média Amostral	Média Global
	d1	d2	d médio	d1	d2	d médio	d1	d2	d médio		
1B	139,0	146,0	142,5	163,0	154,0	158,5	154,0	172,0	163,0	154,7	161,8
2B	154,0	163,0	158,5	154,0	146,0	150,0	154,0	172,0	163,0	157,2	
3B	154,0	163,0	158,5	163,0	163,0	163,0	163,0	163,0	163,0	161,5	
4B	154,0	146,0	150,0	163,0	172,0	167,5	172,0	172,0	172,0	163,2	
5B	163,0	163,0	163,0	182,0	146,0	164,0	163,0	172,0	167,5	164,8	
6B	172,0	163,0	167,5	154,0	182,0	168,0	146,0	154,0	150,0	161,8	
7B	146,0	146,0	146,0	163,0	172,0	167,5	139,0	139,0	139,0	150,8	
8B	163,0	163,0	163,0	154,0	146,0	150,0	163,0	172,0	167,5	160,2	
9B	182,0	193,0	187,5	182,0	182,0	182,0	182,0	193,0	187,5	185,7	
10B	139,0	139,5	139,3	172,0	163,0	167,5	172,0	163,0	167,5	158,1	

Tabela 21: Valores de Dureza Vickers (Carga 3kg) - Amostra C

Amostra	Ponto 1			Ponto 2			Ponto 3			Média Amostral	Média Global
	d1	d2	d médio	d1	d2	d médio	d1	d2	d médio		
1C	154,0	172,0	163,0	154,0	154,0	154,0	163,0	154,0	158,5	158,5	164
2C	163,0	163,0	163,0	163,0	172,0	167,5	163,0	163,0	163,0	164,5	
3C	172,0	163,0	167,5	154,0	154,0	154,0	163,0	182,0	172,5	164,7	
4C	172,0	172,0	172,0	163,0	154,0	158,5	154,0	163,0	158,5	163,0	
5C	163,0	172,0	167,5	146,0	163,0	154,5	163,0	172,0	167,5	163,2	
6C	163,0	172,0	167,5	163,0	154,0	158,5	172,0	163,0	167,5	164,5	
7C	154,0	163,0	158,5	163,0	172,0	167,5	154,0	163,0	158,5	161,5	
8C	172,0	182,0	177,0	182,0	172,0	177,0	172,0	182,0	177,0	177,0	
9C	154,0	154,0	154,0	172,0	154,0	163,0	163,0	172,0	167,5	161,5	
10C	154,0	163,0	158,5	172,0	172,0	172,0	146,0	163,0	154,5	161,7	

Tabela 22: Valores de Dureza Vickers (Carga 5kg) - Amostra D

Amostra	Ponto 1			Ponto 2			Ponto 3			Média Amostral	Média Global
	d1	d2	d médio	d1	d2	d médio	d1	d2	d médio		
1D	286,0	286,0	286,0	232,5	232,0	232,3	244,0	232,0	238,0	252,1	228,4
2D	303,0	321,0	312,0	286,0	303,0	294,5	244,0	257,0	250,5	285,7	
3D	221,0	232,0	226,5	244,0	257,0	250,5	244,0	257,0	250,5	242,5	
4D	232,0	244,0	238,0	286,0	286,0	286,0	257,0	244,0	250,5	258,2	
5D	286,0	303,0	294,5	286,0	303,0	294,5	244,0	244,0	244,0	277,7	
6D	257,0	271,0	264,0	232,0	244,0	238,0	257,0	257,0	257,0	253,0	
7D	232,0	244,0	238,0	232,0	244,0	238,0	232,0	244,0	238,0	238,0	
8D	286,0	303,0	294,5	244,0	244,0	244,0	303,0	321,0	312,0	283,5	
9D	221,0	221,0	221,0	232,0	232,0	232,0	257,0	271,0	264,0	239,0	
10D	221,0	244,0	232,5	232,0	232,0	232,0	232,5	232,0	232,3	232,3	





## ANEXO IV: ENSAIO CHARPY

Tabela 25: Ensaio Charpy para Determinação da Temperatura de Ensaio (T)

NORMALIZADO		ZTA	
Temperatura (°C)	Energia (J)	Temperatura (°C)	Energia (J)
-190	2,00	-197	0,20 1,96
-95	2,00	-110	1,96
-80	2,33	-87	3,92
-60	3,14	-85	3,92 5,88
-50	3,00	-60	3,92 7,85
-30	10,27	-55	3,92 4,90
-20	8,00	-45	9,81 8,83
-10	13,81 13,46	-40	7,85 11,77
-10	11,02	-35	7,85 11,77
0	15,04 16,00	-30	9,81 6,86
9	21,57 21,57	-25	6,86 10,79
20	37,09	-20	9,81 6,86
25	35,44 37,00 38,00	-15	15,69 11,77
35	43,14 43,17	-10	19,61 8,83
50	53,47 50,00	-5	11,77 13,73
62	51,77	0	11,77 16,67
75	61,00	10	14,71 15,69
78	64,08	24	19,61 20,59
90	64,50	25	18,63 22,56
100	65,00	35	19,61 21,57
107	62,04	40	25,50
110	60,00	50	29,42 31,38
153	66,58	55	29,42
-	-	61	37,27
-	-	96	41,19
-	-	119	44,00
-	-	150	46,09
-	-	160	48,05
-	-	170	44,13
-	-	180	47,07

(a) A existência de mais de um valor de energia em uma dada temperatura, significa a utilização de mais de um corpo-de-prova.

**ANEXO V: DETERMINAÇÃO DE  $K_{JC}$** **Tabela 26: Coeficientes de Ajuste e Correlação para Ensaio de Dobramento - Amostra A**

<b>Amostra</b>	<b>A</b>	<b>B</b>	<b>C</b>	<b>D</b>	<b>E</b>	<b>F</b>	<b>G</b>	<b>R<sup>2</sup></b>
01A	-5476	2224275	-371815	32650221	-158147363	398106164	-402741612	0,9997
02A	11146	- 514048	9868175	-100933189	580102291	-1776269674	2263702853	0,9979
03A	0	0	3505	- 104956	1174409	- 5816774	10756732	0,9985
04A	0	0	-14,5	934	- 18036	139243	- 374638	0,9954
05A	0	0	0	-218	4411	- 27906	56351	0,9999
06A	0	0	0	1654	- 38554	300480	- 779632	0,9998
07A	0	0	-93	2468	- 24222	105779	- 173860	0,9999
08A	0	0	0	-229	4730	- 30470	62079	0,9999
09A	0	0	3152	- 95643	1083900	- 5435356	10173622	0,9972
10A	0	0	0	-465	9850	- 67244	149254	0,9948

**Tabela 27: Coeficientes de Ajuste e Correlação para Ensaio de Dobramento - Amostra B**

<b>Amostra</b>	<b>A</b>	<b>B</b>	<b>C</b>	<b>D</b>	<b>E</b>	<b>F</b>	<b>G</b>	<b>R<sup>2</sup></b>
01B	0	0	0	-75	1060	- 3345	498	0,9989
02B	0	0	0	-267	4482	- 23314	38695	0,9996
03B	0	-267	9281	- 128037	879279	- 3003418	4075903	0,9879
04B	0	0	102	- 3656	47257	- 262555	531166	0,9949
05B	0	0	0	-844	19314	- 144393	354422	0,9953
06B	0	0	63	- 2913	43895	- 272104	600146	0,9985
07B	0	0	0	-253	5741	- 41264	95678	0,9894
08B	0	0	0	21	- 1312	18439	- 71553	0,9944
09B	0	0	0	80	- 2969	33808	- 118689	0,9984
10B	0	0	0	-938	20891	- 152258	364371	0,9975

Tabela 28: Coeficientes de Ajuste e Correlação para Ensaio de Dobramento - Amostra C

Amostra	A	B	C	D	E	F	G	R <sup>2</sup>
01C	0	0	0	-408	8191	- 52451	108204	0,9953
02C	0	0	0	-411	8265	- 53611	109603	0,9888
03C	0	0	0	-723	15055	- 101671	224036	0,9965
04C	0	0	0	-844	17646	- 119965	266113	0,9920
05C	0	0	0	76	- 4197	52696	- 187986	0,9970
06C	0	0	0	-672	14371	- 100040	227831	0,9974
07C	0	0	0	-826	17629	- 122614	279509	0,9966
08C	0	0	0	-1086	23293	- 163339	376158	0,9943
09C	0	0	0	-562	12004	- 82880	186485	0,9890
10C	0	0	0	-1467	31538	- 223063	521097	0,9960

Tabela 29: Coeficientes de Ajuste e Correlação para Ensaio de Dobramento - Amostra D

Amostra	A	B	C	D	E	F	G	R <sup>2</sup>
01D	0	0	0	-3512	75629	- 535699	1250104	0,9943
02D	0	0	0	-151961	3417848	- 25600086	63858448	0,9457
03D	0	0	0	-22057	493831	- 3671939	9071179	0,9593
04D	0	0	0	-13486	300736	- 2225778	5470174	0,9953
05D	0	0	0	0	-14773	236039	- 936791	0,9943
06D	0	0	0	-6053	138674	- 1051793	2643666	0,9961
07D	0	0	0	-6117	13756	- 1037897	2312521	0,9954
08D	0	0	0	-19825	452421	- 3427592	8623733	0,9968
09D	0	0	0	-33860	779505	- 596679	15189155	0,9822
10D	0	0	-237100	7345025	- 85270898	439861879	-850670555	0,9001

**Tabela 30:** Coeficientes de Ajuste e Correlação para Ensaio de Dobramento - Amostra E

<b>Amostra</b>	<b>A</b>	<b>B</b>	<b>C</b>	<b>D</b>	<b>E</b>	<b>F</b>	<b>G</b>	<b>R<sup>2</sup></b>
01E	0	0	0	0	-8506	141248	- 578740	0,9921
02E	0	0	0	-65761	1509286	-11529296	29316355	0,9923
03E	0	0	0	0	-200	13946	- 91098	0,9364
04E	0	0	0	-892	19787	- 137149	294047	0,9736
05E	0	0	0	-30003	690992	- 5292229	13481947	0,9962
06E	0	0	0	-56525	1306518	- 10048365	25717930	0,9998
07E	0	0	0	0	-21667	345785	-1374246	0,9904
08E	0	0	0	-30796	713987	- 5504454	14114160	0,9951
09E	0	0	0	0	-4423	78053	- 335271	0,9951
10E	0	0	0	-2643	58569	- 426696	1023443	0,9994

**Tabela 31:** Coeficientes de Ajuste e Correlação para Ensaio de Dobramento - Amostra F

<b>Amostra</b>	<b>A</b>	<b>B</b>	<b>C</b>	<b>D</b>	<b>E</b>	<b>F</b>	<b>G</b>	<b>R<sup>2</sup></b>
01F	0	0	0	0	-7077	118012	- 485803	0,9978
02F	0	0	0	-16389	371904	- 2803321	7021709	0,9989
03F	0	0	0	0	-5894	100815	- 422297	0,9999
04F	0	0	0	-70239	1623259	-12486848	31975403	0,9947
05F	0	0	0	-8721	195939	- 1456264	3581710	0,9991
06F	0	0	0	-4285	90723	- 624589	1390665	0,9983
07F	0	0	0	-110350	2550071	-19623373	50287675	0,9999
08F	0	0	0	0	706,	- 6820	14175	0,9995
09F	0	0	0	-17174	393489	- 2992824	7559546	0,9976
10F	0	0	0	0	-46	10882	- 75991	0,9999

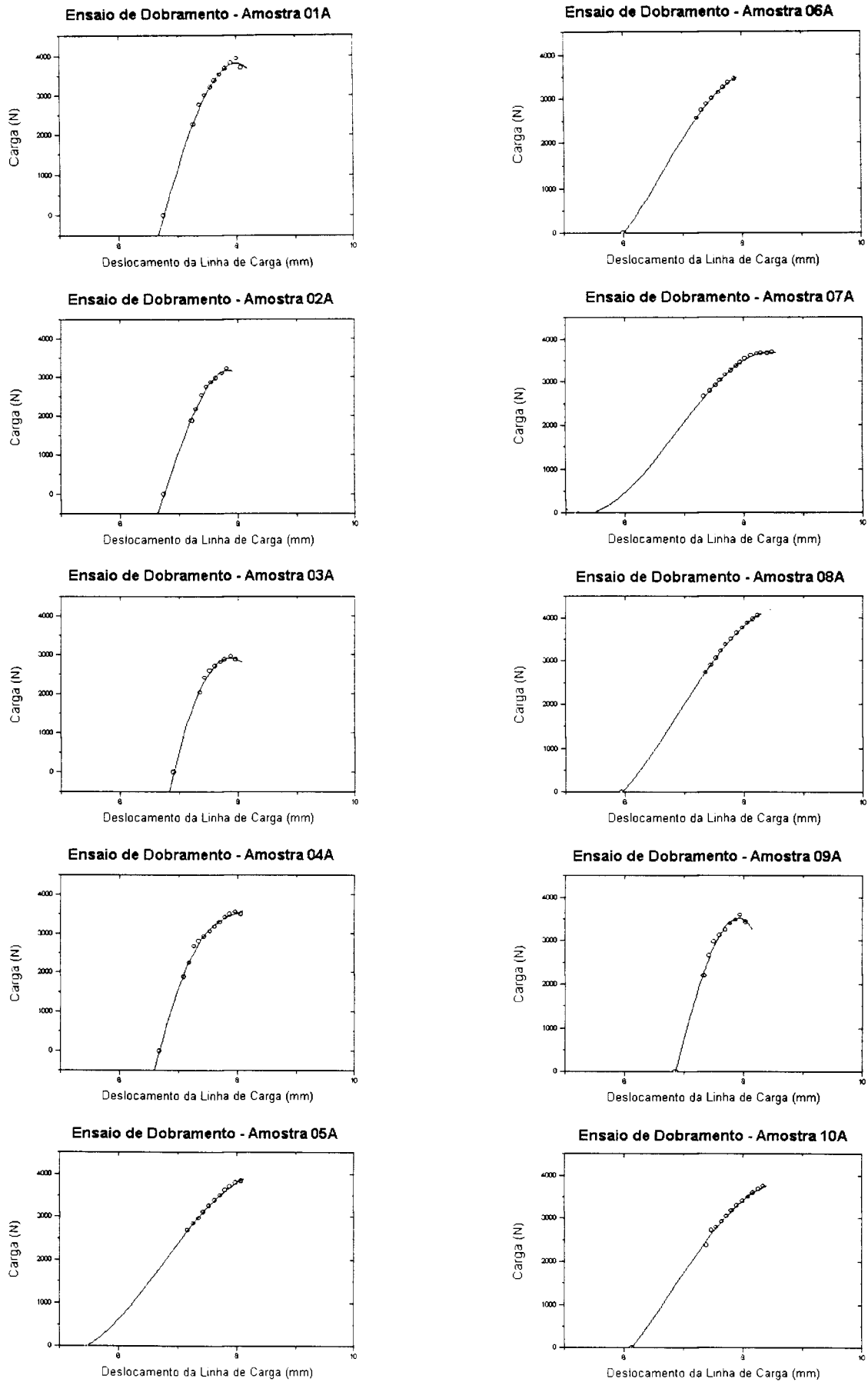


Figura 33: Ensaio de Dobramento - Amostra A

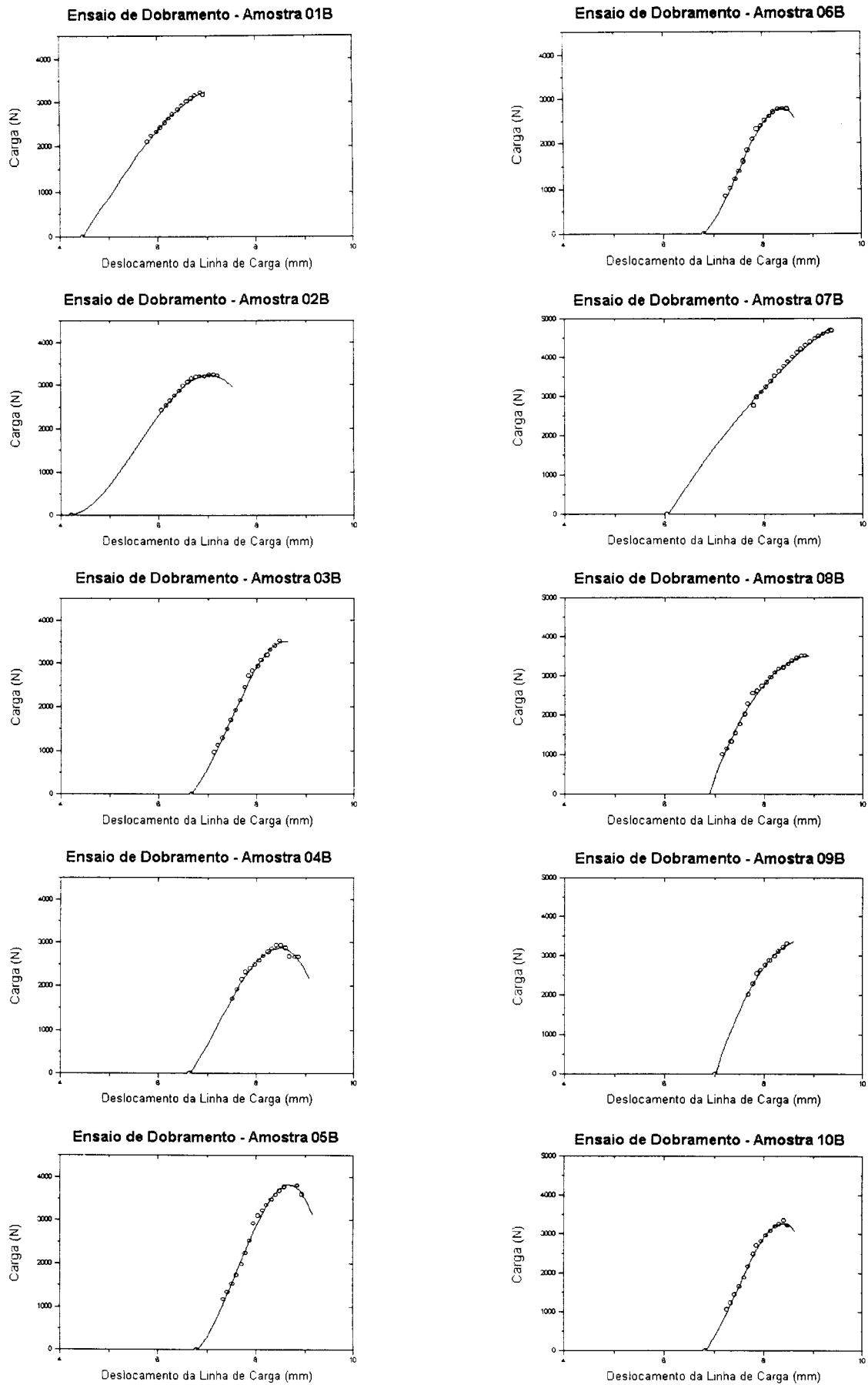


Figura 34: Ensaio de Dobramento - Amostra B

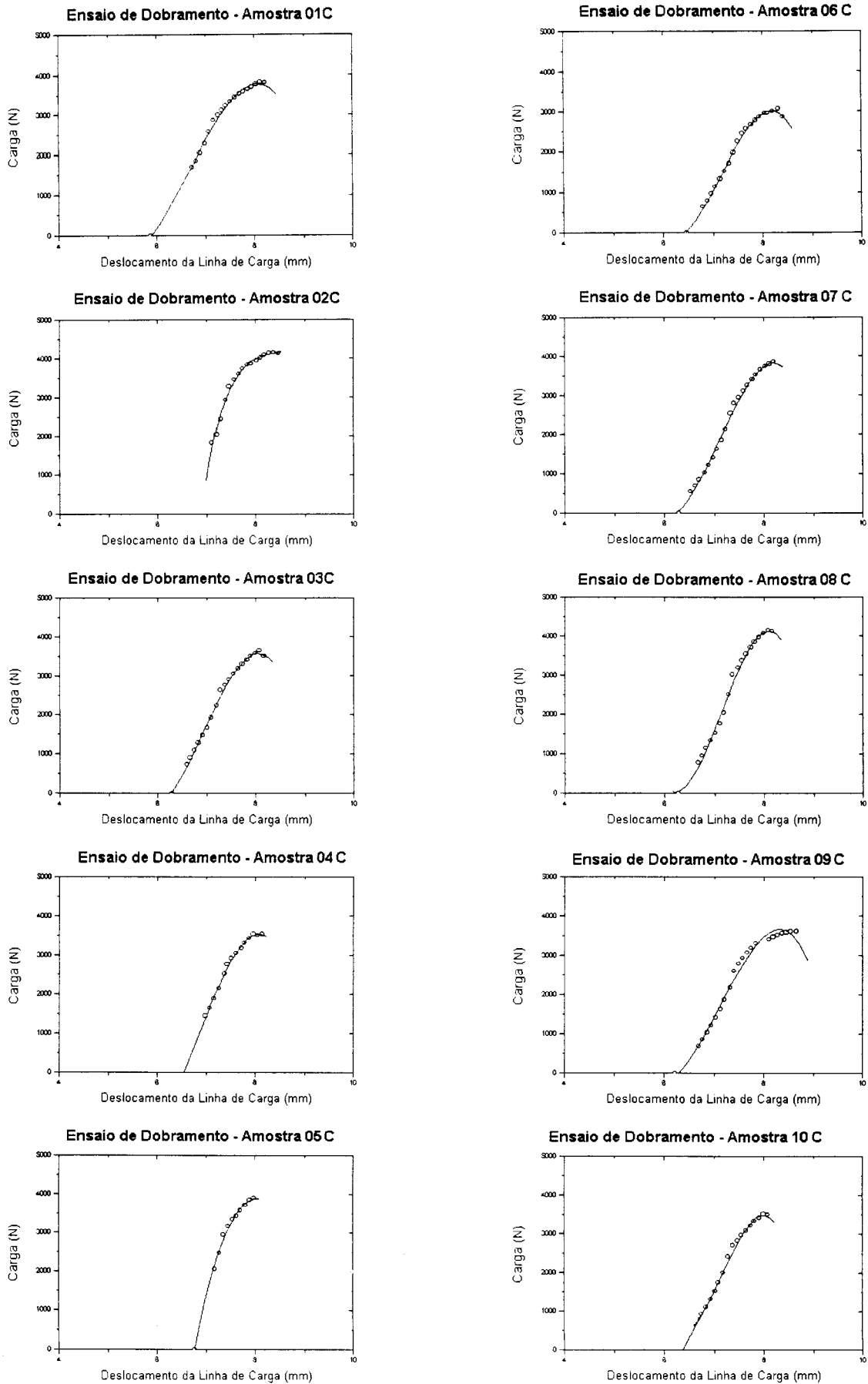


Figura 35: Ensaio de Dobramento - Amostra C

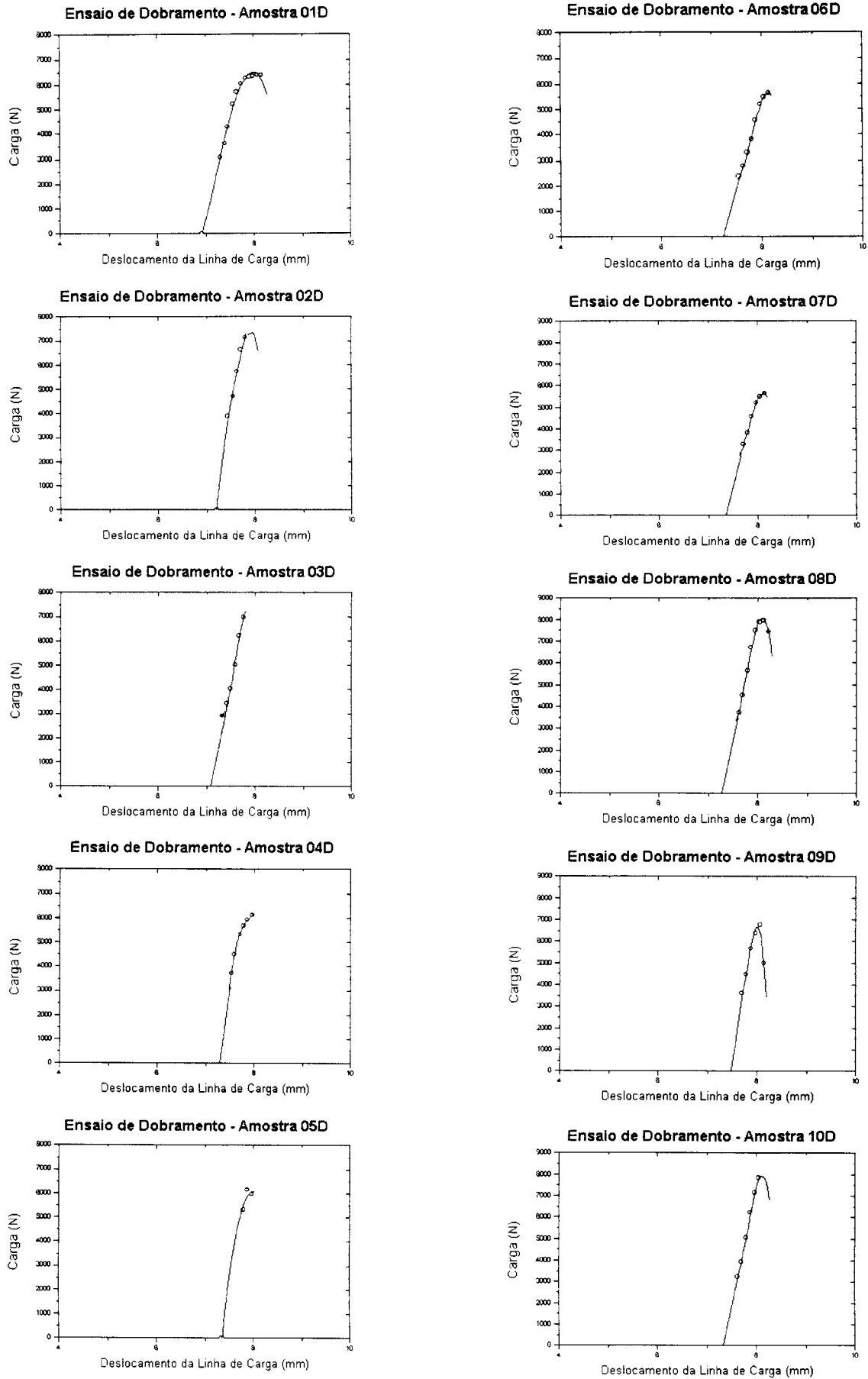


Figura 36: Ensaios de Dobramento - Amostra D



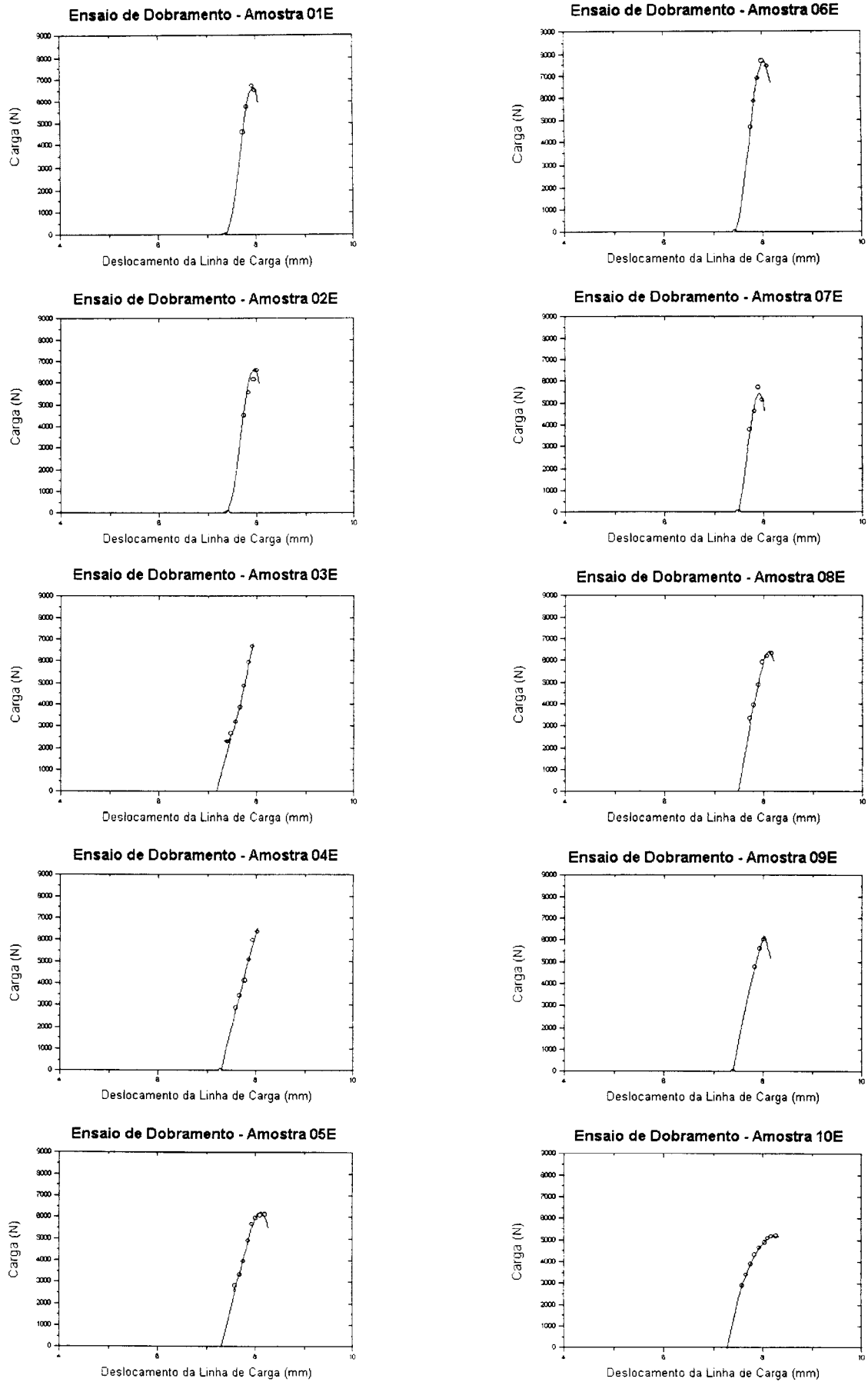


Figura 37: Ensaio de Dobramento - Amostra E

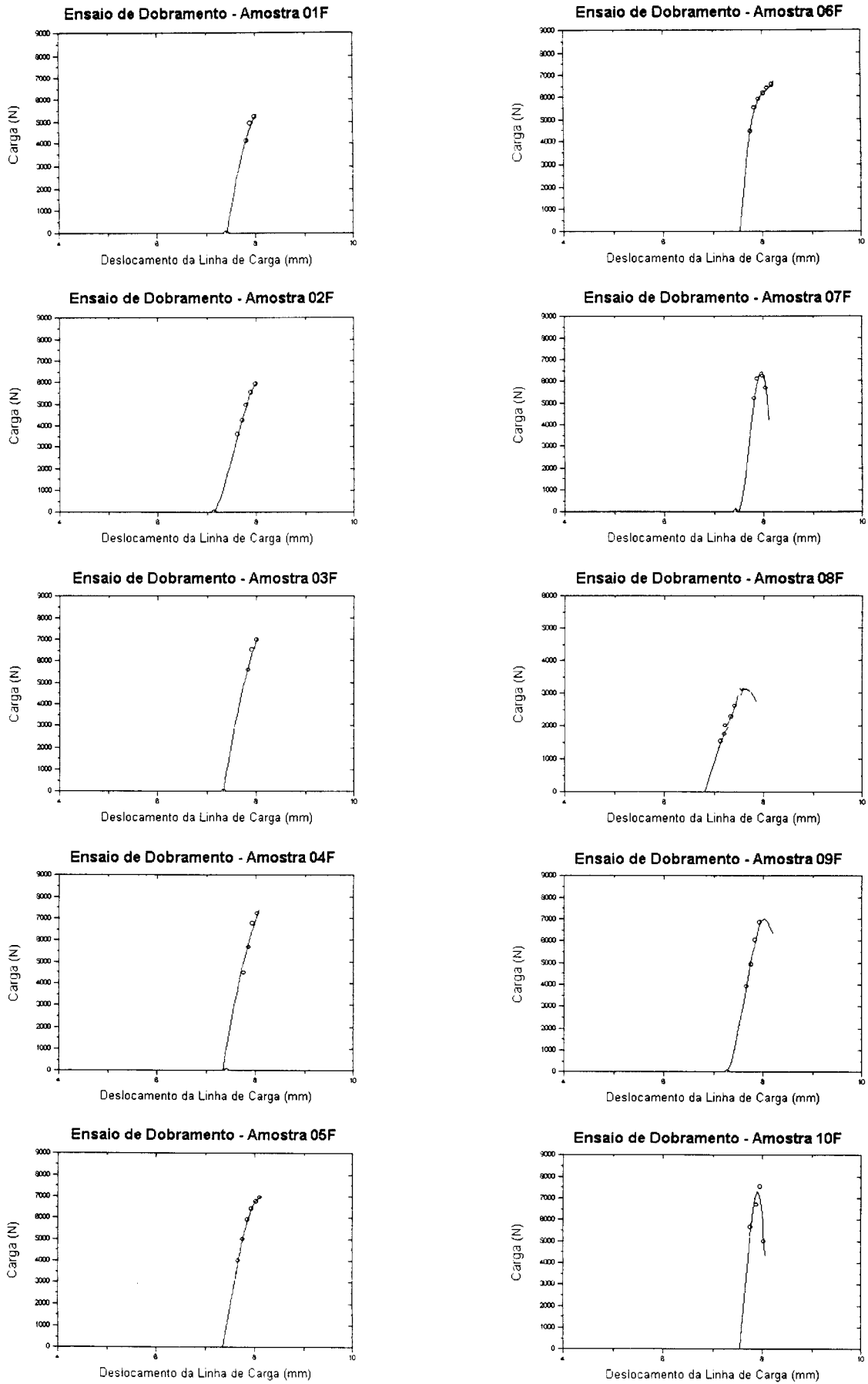


Figura 38: Ensaio de Dobramento - Amostra F

Tabela 32: Medição do Tamanho da Trinca Inicial ( $a_0$ ) e Final ( $a_i$ )

Amostra	$a_0$ (mm)	$a_i$ (mm)	Amostra	$a_0$ (mm)	$a_i$ (mm)
CP 01A	5,17663	6,27688	CP 01D	5,21013	0
CP 02A	5,21175	6,03944	CP 02D	5,27275	0
CP 03A	5,65225	6,18956	CP 03D	5,30513	0
CP 04A	5,18563	5,73038	CP 04D	5,44731	0
CP 05A	5,10238	6,02381	CP 05D	5,52075	0
CP 06A	5,23044	6,49181	CP 06D	5,64894	0
CP 07A	5,29413	6,22944	CP 07D	5,12269	0
CP 08A	5,20775	6,44675	CP 08D	5,07100	0
CP 09A	5,23250	6,53013	CP 09D	5,04131	0
CP 10A	5,57181	6,82813	CP 10D	4,84100	0
CP 01B	5,27538	5,54394	CP 01E	5,34338	0
CP 02B	5,15100	5,53631	CP 02E	5,00819	0
CP 03B	5,17613	5,25081	CP 03E	5,06594	0
CP 04B	5,68363	6,00269	CP 04E	5,76125	0
CP 05B	5,05450	5,51950	CP 05E	5,45050	0
CP 06B	5,32750	6,35006	CP 06E	5,15689	0
CP 07B	4,98025	5,20175	CP 07E	5,33825	0
CP 08B	5,01906	5,15581	CP 08E	5,20556	0
CP 09B	5,47550	6,94544	CP 09E	5,06425	0
CP 10B	5,06038	5,24038	CP 10E	5,63063	0
CP 01C	5,13931	5,44831	CP 01F	4,68675	0
CP 02C	4,85150	5,19425	CP 02F	5,74338	0
CP 03C	5,34581	5,66394	CP 03F	5,75281	0
CP 04C	5,04938	5,48963	CP 04F	5,28556	0
CP 05C	5,18688	5,82603	CP 05F	5,09225	0
CP 06C	5,71694	6,39944	CP 06F	5,52788	0
CP 07C	5,05913	5,97538	CP 07F	5,24281	0
CP 08C	5,03888	5,70075	CP 08F	5,02644	0
CP 09C	5,19838	5,82713	CP 09F	4,98094	0
CP 10C	5,38281	5,81188	CP 10F	5,16475	0

## ANEXO VI: DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL

Tabela 33: Coordenadas para Distribuição de Weibull - Amostra A

Amostra A	$K_{JC}$	$K_{JCmed}$	$K_{JC(0.2)}$	Pf	$\ln(K_{JC}-20)$	$\ln\{\ln[1/(1-Pf)]\}$
1	57,0	87,3	49,0	0,0673	3,6116	-2,6638
2	75,2			0,1635	4,0104	-1,7233
3	75,8			0,2596	4,0220	-1,2020
4	84,6			0,3558	4,1680	-0,8217
5	86,6			0,4519	4,1982	-0,5086
6	93,7			0,5481	4,2999	-0,2304
7	93,9			0,6442	4,3026	0,0329
8	94,8			0,7404	4,3151	0,2990
9	101,0			0,8365	4,3949	0,5940
10	110,2			0,9327	4,5020	0,9927

Tabela 34: Coordenadas para Distribuição de Weibull - Amostra B

Amostra B	$K_{JC}$	$K_{JCmed}$	$K_{JC(0.2)}$	Pf	$\ln(K_{JC}-20)$	$\ln\{\ln[1/(1-Pf)]\}$
1	60,7	89,2	49,7	0,0673	3,7061	-2,6638
2	71,1			0,1635	3,9344	-1,7233
3	80,9			0,2596	4,1088	-1,2020
4	93,3			0,3558	4,2946	-0,8217
5	96,7			0,4519	4,3403	-0,5086
6	97,8			0,5481	4,3538	-0,2304
7	101,3			0,6442	4,3984	0,0329
8	102,1			0,7404	4,4077	0,2990
9	104,2			0,8365	4,4336	0,5940
10	107,0			0,9327	4,4663	0,9927

**Tabela 35:** Coordenadas para Distribuição de Weibull - Amostra C

Amostra C	$K_{JC}$	$K_{JCmed}$	$K_{JC(0.2)}$	Pf	$\ln(K_{JC}-20)$	$\ln\{\ln[1/(1-Pf)]\}$
1	61,4	88,1	49,3	0,0673	3,7242	-2,6638
2	64,3			0,1635	3,7912	-1,7233
3	74,2			0,2596	3,9934	-1,2020
4	81,1			0,3558	4,1126	-0,8217
5	85,5			0,4519	4,1815	-0,5086
6	92,3			0,5481	4,2808	-0,2304
7	97,5			0,6442	4,3508	0,0329
8	99,8			0,7404	4,3797	0,2990
9	105,0			0,8365	4,4426	0,5940
10	110,2			0,9327	4,5020	0,9927

**Tabela 36:** Coordenadas para Distribuição de Weibull - Amostra D

Amostra D	$K_{JC}$	$K_{JCmed}$	$K_{JC(0.2)}$	Pf	$\ln(K_{JC}-20)$	$\ln\{\ln[1/(1-Pf)]\}$
1	35,6	54,7	34,9	0,0673	2,7470	-2,6638
2	41,7			0,1635	3,0759	-1,7233
3	46,7			0,2596	3,2833	-1,2020
4	49,9			0,3558	3,3985	-0,8217
5	52,1			0,4519	3,4698	-0,5086
6	53,9			0,5481	3,5241	-0,2304
7	54,9			0,6442	3,5533	0,0329
8	57,7			0,7404	3,6284	0,2990
9	58,8			0,8365	3,6586	0,5940
10	76,8			0,9327	4,0401	0,9927

**Tabela 37:** Coordenadas para Distribuição de Weibull - Amostra E

Amostra E	$K_{JC}$	$K_{JCmed}$	$K_{JC(0.2)}$	Pf	$\ln(K_{JC}-20)$	$\ln\{\ln[1/(1-Pf)]\}$
1	37,5	48,5	32,3	0,0673	2,8613	-2,6638
2	38,0			0,1635	2,8898	-1,7233
3	41,0			0,2596	3,0429	-1,2020
4	41,5			0,3558	3,0698	-0,8217
5	42,3			0,4519	3,1036	-0,5086
6	50,0			0,5481	3,4008	-0,2304
7	51,8			0,6442	3,4587	0,0329
8	54,2			0,7404	3,5326	0,2990
9	55,3			0,8365	3,5635	0,5940
10	63,5			0,9327	3,7737	0,9927

**Tabela 38:** Coordenadas para Distribuição de Weibull - Amostra F

Amostra F	$K_{JC}$	$K_{JCmed}$	$K_{JC(0.2)}$	Pf	$\ln(K_{JC}-20)$	$\ln\{\ln[1/(1-Pf)]\}$
1	37,9	52,5	34,0	0,0673	2,8856	-2,6638
2	40,4			0,1635	3,0143	-1,7233
3	45,1			0,2596	3,2209	-1,2020
4	45,3			0,3558	3,2308	-0,8217
5	45,6			0,4519	3,2419	-0,5086
6	48,1			0,5481	3,3352	-0,2304
7	59,4			0,6442	3,6750	0,0329
8	60,2			0,7404	3,6928	0,2990
9	61,8			0,8365	3,7324	0,5940
10	68,2			0,9327	3,8756	0,9927



# REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS  
UFOP – CETEC – UEMG

**Emerson Giovani Rabello**

**Determinação da Temperatura de  
Referência ( $T_0$ ) para um Aço DIN 15  
Mo3 Normalizado e Tratado  
Termicamente, Simulando uma ZTA**

**Dissertação de Mestrado**

**Ouro Preto, 27 de junho de 2000**

