

UNIVERSIDADE FEDERAL DE OURO PRETO  
ESCOLA DE MINAS  
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA CIVIL

Dissertação de Mestrado

**AVALIAÇÃO COMPORTAMENTAL DE JUNTAS SOLDADAS DE  
UM AÇO ESTRUTURAL DO TIPO SAC 50 SOB FADIGA**

Autor: José Geraldo Araújo Silva

Orientador: Luiz Cláudio Cândido

Setembro de 2001

José Geraldo Araújo Silva

**AVALIAÇÃO COMPORTAMENTAL DE JUNTAS SOLDADAS DE UM AÇO  
ESTRUTURAL DO TIPO SAC 50 SOB FADIGA**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Estrutura Metálica  
do Departamento de Engenharia Civil, da Escola de Minas, da Universidade Federal de  
Ouro Preto

Área de concentração: Estruturas Metálicas

Orientador: Prof. Luiz Cláudio Cândido

Ouro Preto

2001

Dissertação apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Estrutura Metálica do Departamento de Engenharia Civil, da Escola de Minas, da Universidade Federal de Ouro Preto, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Civil

---

Prof. Dr. Luiz Cláudio Cândido - Orientador  
Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP)

---

Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid - Co-orientador  
Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP)

---

Prof. Dr. Carlos Alberto Cimini Júnior  
Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG)

---

Prof. Dr. Marcílio Sousa Rocha Freitas  
Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP)

---

M.Sc. Geraldo de Paula Martins  
Centro de Desenvolvimento de Tecnologia Nuclear (CDTN/CNEN)

## **AGRADECIMENTOS**

A Deus, por todas as pessoas que Ele colocou no meu caminho.

## RESUMO

Este trabalho apresenta o estudo do comportamento de juntas soldadas de um aço estrutural, do tipo SAC 50, sob fadiga. O material foi soldado através do emprego do processo ao arco elétrico com eletrodo revestido. Além dos ensaios mecânicos tradicionais, aplicou-se metodologias da Mecânica de Fratura, através de ensaios de tenacidade à fratura (COD e Integral J), e ensaios de propagação de trincas por fadiga. Avaliou-se as características comportamentais das três regiões do material: zona fundida, zona termicamente afetada e metal base. Verificou-se, em termos de tenacidade, que as três regiões do material, pelo efeito da soldagem, apresentaram comportamento semelhante. Correlacionou-se os valores obtidos nos ensaios de tenacidade com ensaios de impacto Charpy. A zona fundida apresentou valor de COD,  $\delta_m$ , maior que a zona termicamente afetada e o metal base, o que significa maior resistência à propagação de trincas. O efeito do fator  $R$  não influenciou significativamente o posicionamento das curvas de propagação de trinca por fadiga na região II. No entanto, para  $R = 0,7$ , o valor limiar (*threshold*),  $\Delta K_{th}$ , sofreu uma alteração significativa, diminuindo para o caso do metal base. Pôde-se verificar, também, que para o ensaio de propagação de trinca por fadiga, o valor limiar, para o metal base foi inferior às outras regiões do CP, caracterizando um pior desempenho. A partir do ensaio de Integral J pôde-se estimar um valor de  $J_Q$  para o metal base. E ainda, fez-se análises microfractográficas dos CPs ensaiados. Verificou-se o aspecto dúctil das fraturas do material, através de “*dimples*”. No entanto, para ensaios de impacto Charpy, em “baixas” temperaturas, o material apresentou o aspecto frágil das fraturas através da presença de facetas de clivagem.

## ABSTRACT

This work studied the behavior of welded joints of structural steel type “SAC 50” under fatigue. The material was welded using the process of electric arc with coated electrodes. Besides using the traditional mechanical tests, methods of fractures mechanics were applied through tests of fracture resistance (COD and J integral) and of the fatigue crack propagation. The behavioral features of three areas of interest (cast zone, heat affected zone and base metal) were determined. In terms of strength, the conclusions were that the three areas presented similar behavior considering the welding effect. The values obtained from resistance tests were later related to those from Charpy impact tests. The cast zone presented a higher COD value than the base metal i.e. higher fracture toughness. The effect of the R factor did not present a strong influence in the position of the fatigue crack propagation curves caused by fatigue. However, for  $R = 0.7$ , the threshold value ( $\Delta K_{th}$ ), was slightly altered, being reduced in the case of the base metal. For the fatigue crack propagation test, the threshold value for the base metal was lower than that in the another areas of the specimens, indicating a worse performance. Considering the J integral test, it is possible to estimate a  $J_Q$  value for the base metal. Also, microfractography analyses of specimen were made. The ductile aspect of the material fractures was revealed by the existence of dimples, although, for the Charpy impact test performed under low temperature, the brittle aspect was revealed by cleavage.

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	1
<b>2. OBJETIVOS</b> .....	3
<b>3. RELEVÂNCIA DO TRABALHO</b> .....	4
<b>4. REVISÃO BILIOGRÁFICA</b> .....	5
<b>4.1 – Introdução à Soldagem</b> .....	5
<b>4.1.1 – Definição/Caracterização</b> .....	5
<b>4.1.2 – Histórico</b> .....	6
<b>4.2 – Principais Processos Convencionais de Soldagem</b> .....	9
<b>4.2.1 – Soldagem com eletrodo revestido</b> .....	9
<b>4.2.2 – Soldagem com proteção gasosa</b> .....	12
<b>4.2.3 – Soldagem por arco submerso</b> .....	15
<b>4.3 – Aço Estrutural</b> .....	16
<b>4.3.1 – Histórico</b> .....	20
<b>4.3.2 – Aços patináveis</b> .....	21
<b>4.4 – Fundamentos da Fadiga</b> .....	25
<b>4.4.1 – Histórico</b> .....	26
<b>4.4.2 – Aspectos básicos da fadiga</b> .....	27
<b>4.4.3 – O processo de fadiga</b> .....	32
4.4.3.1 – <u>Início do processo de fadiga</u> .....	33
4.4.3.2 – <u>Propagação da trinca de fadiga</u> .....	35
<b>4.5 – Fundamentos da Mecânica de Fratura</b> .....	36
<b>4.5.1 – Histórico</b> .....	36
<b>4.5.2 – Generalidades</b> .....	40
<b>4.5.3 – Fator de intensidade de tensão</b> .....	42
<b>4.5.4 – Tenacidade à fratura (<math>K_{IC}</math>)</b> .....	46
<b>4.5.5 – Estado plano de deformação <i>versus</i> estado plano de             tensão</b> .....	48
<b>4.5.6 – Integral <math>J</math></b> .....	49
<b>4.5.7 – Abertura de trinca (CTOD)</b> .....	51
<b>4.5.8 - Aplicação da Mecânica de Fratura em fadiga</b> .....	52

<b>5. MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	56
<b>5.1 – Materiais</b> .....	56
<b>5.2 – Métodos</b> .....	61
<b>5.2.1 – Soldagem do material</b> .....	62
<b>5.2.2 – Obtenção da pré-trinca de fadiga</b> .....	63
<b>5.2.3 – Ensaios de propagação de trinca por fadiga</b> <b>(da/dN) x ΔK</b> .....	63
<b>5.2.4 – Ensaios de impacto Charpy</b> .....	63
<b>5.2.5 – Ensaios de <math>K_c</math> e <math>\delta_m</math></b> .....	64
<b>5.2.6 – Ensaios de integral J</b> .....	65
<b>5.2.7 – Análise de falhas</b> .....	65
<b>6. RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	66
<b>6.1 – Ensaios de tração</b> .....	66
<b>6.2 – Ensaios de impacto Charpy</b> .....	66
<b>6.3 – Ensaios de microdureza</b> .....	69
<b>6.4 - Ensaios de tenacidade à fratura</b> .....	70
<b>6.5 – Ensaios de integral J</b> .....	73
<b>6.6 – Ensaios de propagação de trincas (fadiga)</b> .....	76
<b>6.7 – Análise de fraturas</b> .....	78
<b>6.7.1 – Microfractografias de CPS ensaiados em impacto Charpy</b> .....	79
<b>6.7.2 – Microfractografias de CPs ensaiados em tenacidade à fratura</b> .....	81
<b>6.7.3 - Microfractografias de CPs ensaiados à fadiga</b> .....	85
<b>7. CONCLUSÕES</b> .....	86
<b>8. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS</b> .....	87
<b>9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	88



## LISTA DE FIGURAS

Figura 4.1 – Evolução dos processos de soldagem ao longo do tempo .....	9
Figura 4.2 – Soldagem por eletrodo revestido .....	10
Figura 4.3 – Processo de soldagem TIG .....	13
Figura 4.4 – Processo de soldagem MIG/MAG .....	14
Figura 4.5 – Processo de soldagem por arco submerso .....	15
Figura 4.6 – Curvas tensão x deformação para diferentes classes de aços .....	17
Figura 4.7 – Perda de espessura em ambiente industrial agressivo .....	22
Figura 4.8 – Prefeitura de Salvador/BA; aço do tipo SAC 41, sem pintura .....	24
Figura 4.9 – Escola de Minas – Campus UFOP/ Ouro Preto .....	25
Figura 4.10 – Representação esquemática de uma superfície de fratura por fadiga; 1- fratura instável final; 2 - marcas de praia; 3 - região de início .....	28
Figura 4.11 – Tipos de tensões cíclicas .....	29
Figura 4.12 – Curva de Wöhler .....	30
Figura 4.13 – Esquema de ensaio de uma viga em escala real .....	33
Figura 4.14 – Montagem de um corpo-de-prova do tipo tração-compacto .....	34
Figura 4.15 – Resultado típico do ensaio fadiga S-N mostrando o limite de fadiga .....	35
Figura 4.16 – Propagação para uma trinca de fadiga .....	36
Figura 4.17 – Navio <i>Liberty</i> rompido por fratura frágil .....	41
Figura 4.18 – Placa infinita com uma trinca de largura $2a$ .....	42
Figura 4.19 – Sistema de coordenadas .....	42
Figura 4.20 – Estado de tensão na vizinhança de uma trinca .....	43
Figura 4.21 – Modos de deformação .....	44
Figura 4.22 – Linhas de força de uma barra entalhada ensaiada à tração .....	46
Figura 4.23 – Variação do fator de intensidade de tensão <i>versus</i> espessura .....	47
Figura 4.24 – Origens dos efeitos de constricção .....	48
Figura 4.25 – Figura 4.25 – Ilustração do embotamento na ponta da trinca .....	52
Figura 4.26 – Tipo de corpo-de-prova (a); dados de ensaio (b); curva $da/dN$ x $\Delta K$ (c) .....	53
Figura 4.27 – Comportamento do crescimento de trincas em metais .....	54
Figura 5.1 – Fotomicrografias das três zonas estabelecidas na soldagem (ataque com nital 3%, aumento de 100X) .....	58

Figura 5.2 – Fotomicrografias do material estudado: zona fundida (a), zona termicamente afetada (b) e metal base (c). Ataque com nital 3%; aumento de 500X.....	59
Figura 5.3 – Representação esquemática de como os CPs foram retirados para ensaio .	60
Figura 5.4 – Corpo-de-prova utilizado (tipo tração-compacto, ASTM E 399/90) .....	60
Figura 5.5 – Máquina de eletro-erosão para confecção dos entalhes nos CPs para ensaios de fadiga .....	61
Figura 5.6 – Vista geral da máquina servohidráulica, MTS 10t, para ensaios de tenacidade à fratura e fadiga .....	62
Figura 5.7 – Posicionamento dos entalhes em corpo-de-prova para ensaios Charpy; (a) entalhe ao longo da espessura (orientação T-S); (b) entalhe ao longo do cordão de solda (orientação T-L). As setas indicam a direção da espessura; dimensões do CP (em mm): 10 x 10 x 55 .....	64
Figura 5.8 – Posicionamento de <i>clipe gage</i> para medição de CTOD .....	64
Figura 6.1 – Curva de energia absorvida em ensaio de impacto na região da ZTA; entalhe ao longo da espessura (MARTINS <i>et alli</i> , 2001).....	67
Figura 6.2 – Curva de energia absorvida em ensaio de impacto na região da ZTA com entalhe ao longo do cordão de solda. (MARTINS <i>et alli</i> , 2001).....	67
Figura 6.3 – Perfil de microdureza do material ensaiado (MARTINS <i>et alli</i> , 2001) .....	69
Figura 6.4 – Localização dos pontos para ensaio de microdureza (MARTINS <i>et alli</i> , 2001) .....	70
Figura 6.5 – Ensaio de tenacidade à fratura, corpo-de-prova com orientação T-L, entalhe no metal de base .....	71
Figura 6.6 – Ensaio de tenacidade à fratura, CP com orientação T-L, entalhe na zona fundida (metal de solda) .....	71
Figura 6.7 – Ensaio de tenacidade à fratura, CP com orientação T-L, entalhe na zona termicamente afetada .....	72
Figura 6.8 – Curva de carga <i>versus</i> COD para o metal base .....	74
Figura 6.9 – Curva de integral J para o metal base .....	75
Figura 6.10 – Curva $da/dN$ <i>versus</i> $\Delta K$ para metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida; $R = 0,3$ ; $f = 30$ Hz .....	76
Figura 6.11 – Curva $da/dN$ <i>versus</i> $\Delta K$ para metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida; $R = 0,7$ ; $f = 30$ Hz .....	77

Figura 6.12 – Curva $da/dN$ versus $\Delta K$ para metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida; $R = 0,7$ e $0,3$ ; $f = 30$ Hz .....	77
Figura 6.13 – Microfractografia do material na região da ZTA; entalhe ao longo do cordão de solda; $-197^{\circ}\text{C}$ ; facetas de clivagem; aumento de 750X (MEV).....	79
Figura 6.14 – Idem à Figura 6.13; aumento de 1500X (MEV) .....	79
Figura 6.15 – Microfractografia do material na região da ZTA; entalhe ao longo do cordão de solda; $0^{\circ}\text{C}$ ; fratura semi-frágil; aumento de 750X (MEV).....	79
Figura 6.16 – Idem à Figura 6.15; 1 - <i>dimples</i> ; 2 - facetas de clivagem; aumento de 2000X (MEV) .....	79
Figura 6.17 – Microfractografia do material na região da ZTA; entalhe ao longo da espessura; $-85^{\circ}\text{C}$ ; fratura semi-frágil; aumento de 750X (MEV) .....	79
Figura 6.18 – Idem à Figura 6.17; aumento de 1500X (MEV) .....	80
Figura 6.19 – Microfractografia do material na região da ZTA; entalhe ao longo da espessura; $-5^{\circ}\text{C}$ ; fratura semi-frágil; aumento de 750X (MEV) .....	80
Figura 6.20 – Idem à Figura 6.17; aumento de 1500X (MEV) .....	80
Figura 6.21 – Microfractografia de CP empregado no ensaio de tenacidade; entalhe na ZF; região da pré-trinca de fadiga; aumento de 1000X (MEV) .....	81
Figura 6.22 – Microfractografia de CP empregado no ensaio de tenacidade; entalhe na ZF; fratura dúctil; aumento de 1000X (MEV) .....	81
Figura 6.23 – Detalhe da Figura 6.22, presença de partícula, caracterizando um <i>dimple</i> ; aumento de 5000X (MEV) .....	81
Figura 6.24 – Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe na ZTA; região da pré-trinca de fadiga; aumento de 1000X (MEV) .....	82
Figura 6.25 – Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe na ZTA; região de transição entre a pré-trinca de fadiga e a fratura; aumento de 200X (MEV) .....	82
Figura 6.26 – Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe na ZTA; região de fratura; aumento de 100X (MEV) .....	82
Figura 6.27 – Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe na ZTA; fratura dúctil; aumento de 1000X (MEV) .....	83
Figura 6.28 - Detalhe da Figura 6.27; presença de partícula; aumento de 1500X (MEV).....	83

Figura 6.29 - Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe no MB; região da pré-trinca de fadiga; aumento de 1000X (MEV).....	83
Figura 6.30 – Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe no MB; região de transição entre a pré-trinca de fadiga e a fratura; aumento de 200X .....	83
Figura 6.31 – Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe no MB; região da fratura; aumento de 100X (MEV) .....	84
Figura 6.32 – Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe no MB; fratura dúctil; aumento de 1000X (MEV) .....	84
Figura 6.33 – Detalhe da Figura 6.30; presença de partícula; aumento de 1500X (MEV).....	84
Figura 6.34 – Microfractografia de CP ensaiado à fadiga; entalhe no MB; região de fratura do CP; aumento de 500X (MEV) .....	85
Figura 6.35 – Microfractografia de CP ensaiado à fadiga; entalhe na ZTA; região de fratura do CP; aumento de 500X (MEV) .....	85
Figura 6.36 – Microfractografia de CP ensaiados à fadiga; entalhe na ZF; região de fratura do CP; aumento de 500X (MEV) .....	85

## LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 – Resultados típicos para um aço estrutural submetido a ensaio de fadiga com inversão de carregamento, $R = -1$ .....	34
Tabela 5.1 – Propriedades mecânicas do aço tipo SAC-50 .....	56
Tabela 5.2 – Composição química do aço tipo SAC-50 (% do peso) - USIMINAS (1999) .....	56
Tabela 5.3 – Composição química nominal do eletrodo E7018 (% do peso) .....	57
Tabela 5.4 – Composição química da zona fundida (% do peso) .....	57
Tabela 5.5 – Propriedades mecânicas do aço tipo SAC-50 .....	57
Tabela 5.6 – Parâmetros utilizados na abertura da pré-trinca e ensaio de propagação de trinca .....	63
Tabela 6.1 – Energia absorvida em ensaios de impacto, Charpy, a 25°C .....	68
Tabela 6.2 – Valores aproximados de tenacidade à fratura $K_C$ (orientação T-L) .....	70
Tabela 6.3 – Tenacidade à fratura $\delta_m$ (orientação T-L) .....	73

## NOMENCLATURA E ABREVIATURAS

A: Área

$a$ : Comprimento de trinca

$a_0$ : Comprimento inicial de trinca

AASHTO: *American Association of State Highway of Transportation Officials*

AISC: *American Institute of Steel Construction*

ASME: *American Society of Mechanical Engineers*

ASTM: *American Society Testing Materials*

AWS: *American Welding Society*

B: Espessura do corpo-de-prova

CDTN: Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear

CNEN: Comissão Nacional de Energia Nuclear

COD: *Crack open displacement*

CP: Corpo-de-prova

CTOD: *Crack tip opening displacement*

$C_{VN}$ : Energia absorvida em CP entalhado

$da/dN$ : Taxa de crescimento de trinca por fadiga

E: Módulo de elasticidade (Young)

EPD: Estado plano de deformação

EPT: Estado plano de tensão

I: Corrente de soldagem

J: Integral J

$J_i$ : Integral J para início de crescimento estável da trinca

$J_{IC}$ : Valor crítico da integral J para modo I

$J_e$ : Integral J avaliada na região elástica

$J_p$ : Integral J avaliada na região plástica

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  $J_{IC}$

$K_I$ : Fator de intensidade de tensão para o modo I

$K_{\min}$ : Valor limiar para tenacidade à fratura  
L: Comprimento do corpo-de-prova  
MAG: *Metal active gas*  
MB: Metal base  
MEV: Microscópio eletrônico de varredura  
MIG: *Metal inert gas*  
MLEF: Mecânica linear elástica de fratura  
MPa: Mega Pascal, unidade de tensão  
MTS: *Metal testing system*  
R: Relação entre tensões  $\sigma_{\min}$  e  $\sigma_{\max}$   
SAC: Soldável anticorrosivo  
TIG: *Tungsten inert gas*  
ZF: Zona fundida  
W: Largura do corpo-de-prova  
ZTA: Zona termicamente afetada  
 $\nu$ : Coeficiente de Poisson  
 $\sigma_{ys}$ : Limite de escoamento  
 $\sigma_{\max}$ : Tensão máxima  
 $\sigma_{\min}$ : Tensão mínima  
 $\sigma_{av}$ : Tensão média  
 $\sigma_{sr}$ : Amplitude de tensões  
 $\delta$ : Valor do COD  
 $\delta_i$ : Valor do COD no início de crescimento estável da trinca  
 $\epsilon$ : Deformação (%)  
 $\Delta K_{th}$ : Valor limiar de  $\Delta K$   
 $\sigma_x$ : Tensão normal na direção do eixo x  
 $\sigma_y$ : Tensão normal na direção do eixo y  
 $\sigma_z$ : Tensão normal na direção do eixo z  
 $\tau_{xy}$ : Tensão cisalhante paralela ao plano xy

## 1. INTRODUÇÃO

Os materiais quando são solicitados por diferentes ações, sofrem deformações chegando à ruptura mecânica após ser ultrapassado seu limite de resistência. No entanto, em muitos casos a ruptura poderá ocorrer para níveis de carregamento inferiores ao limite de escoamento, bastando para tal, que o material seja solicitado por ações cíclicas. A este fenômeno dá-se o nome de fadiga.

Com a necessidade de utilização de novos materiais para construção civil, o aço sempre tem tido uma importante aplicação. Porém, para sua adequada utilização, seria necessário desfazer a idéia de que o aço corrói, e que dessa forma, a edificação pode ruir. De fato tal possibilidade existe, e não pode ser descartada. Pensando nisso, na década de 30, pesquisadores americanos (DIAS, 1998) chegaram ao desenvolvimento do aço patinável, que é um aço do tipo anticorrosivo, que contém em sua formulação química um percentual de cobre, que é o responsável pela formação da camada protetora quando da oxidação do metal. No Brasil, este aço é fabricado pela USIMINAS, COSIPA e CSN, sendo que neste trabalho utilizou-se o aço com a classificação USI-SAC50 (soldável anticorrosivo), da USIMINAS. Segundo o Manual Brasileiro Para Cálculo de Estruturas Metálicas de 1989, as principais vantagens do emprego de um aço deste tipo são:

- ⇒ maior resistência mecânica (aproximadamente 40% a mais que um aço do tipo ASTM A-36);
- ⇒ maior resistência à corrosão (de 6 a 8 maior vezes que o aço ao carbono dependendo do meio);
- ⇒ menor gasto com manutenção, pois o aço se auto protege;
- ⇒ menor peso na estrutura, o que leva a economia na fundação.

Atualmente, o maior entrave para utilização deste tipo de aço (SAC50), é o seu preço, que gira em torno de 20% a mais que o preço do aço estrutural comum.

É sabido que quando são adicionados elementos de liga ao aço, algumas de suas características são alteradas. Para o aço estrutural, uma característica importante é a



soldabilidade, que é fator preponderante na fabricação de estruturas metálicas. No caso específico do aço tipo SAC50, onde é adicionado principalmente o elemento cobre, esta característica é até melhorada.

O método de soldagem permite uniões permanentes nos materiais; no entanto, em função do aporte térmico aplicado nos processos, geralmente, ocorre o desenvolvimento de mudanças estruturais nos mesmos e, ainda, interações com as vizinhanças da região de solda (por exemplo, interações: gás-metal; escória-metal, etc.), e surgimento de tensões residuais. A soldagem desenvolve regiões heterogêneas no material: a zona fundida, a zona termicamente afetada e o metal base. Portanto, ao ensaiar uma junta soldada à fadiga, os resultados obtidos serão diferentes daqueles considerando-se o metal base (WAINER *et alli*, 1995, MARQUES,1991).

## 2. OBJETIVOS

Pretende-se estudar o comportamento mecânico de um aço estrutural, do tipo SAC 50, soldado através do processo ao arco elétrico com eletrodo revestido do tipo E7018, sob efeitos de carregamentos cíclicos. Para isto, objetivam-se:

- ⇒ Avaliar as características comportamentais de juntas soldadas do aço selecionado, através de ensaios mecânicos, especialmente, aplicando-se metodologias da Mecânica de Fratura, realizando-se ensaios de tenacidade;
- ⇒ Estudar a vida em fadiga do material, através de ensaios de taxa de propagação de trinca versus carregamento;

### **3. RELEVÂNCIA DO TRABALHO**

Os aços estruturais têm tido uma aplicação significativa na Engenharia, particularmente, em estruturas soldadas; estando muitas vezes submetidos a esforços cíclicos. Sendo assim, este assunto é de fundamental importância, pois envolve temas complexos como juntas soldadas e fadiga, onde poucos grupos de estudo no Brasil têm desenvolvido trabalhos de pesquisa.

Informações sobre o comportamento mecânico de aços estruturais, particularmente para uniões soldadas, são dessa forma necessárias para substanciar um dimensionamento estrutural adequado. Este trabalho apresenta resultados no sentido de ampliar a compreensão do comportamento mecânico de juntas soldadas desse tipo de aço sob carregamento cíclico. A importância deste trabalho reside no fato da qualificação de materiais, particularmente, para juntas soldadas para pontes e viadutos.

## **4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

A seguir será feita uma revisão bibliográfica referente aos temas envolvidos neste trabalho.

### **4.1 - Introdução à Soldagem**

Com a evolução técnica e a fabricação de aços de melhor qualidade em escala industrial, foi necessário que os sistemas de soldagem também acompanhassem esta evolução.

Atualmente, a soldagem é amplamente empregada nos mais diversos campos das atividades humanas, sendo para estes quase impossível pensar no mundo moderno sem a utilização da soldagem, pois ela está presente desde um simples equipamento cirúrgico até mesmo nas viagens espaciais.

#### **4.1.1 - Definição/Caracterização**

Antigamente, definia-se soldagem como sendo a união de metais por fusão, mas atualmente esta definição não está correta, pois nem todos os processos promovem a união por fusão, apesar da maioria utilizá-la (MARQUES, 1991). As normas alemãs definem soldagem como sendo “um processo metalúrgico de união de metais ou ligas metálicas, devendo os materiais se encontrarem em seu estado fundido ou pastoso”. Dentro desta definição, implica dizer que tal união utiliza-se da energia térmica para fazer a fusão dos materiais.

Atualmente solda-se também a frio e a soldagem pode ser realizada por meio de ultrassom, raios laser, fricção, explosão, difusão, etc.

Segundo WAINER (1995), soldagem pode ser definida como a técnica de unir duas ou mais partes constituintes de um todo, assegurando entre elas a continuidade do material e em consequência suas características mecânicas e químicas. Nota-se que esta definição está incompleta, pois ao analisar a junta soldada em si, vê-se que a mesma apresenta descontinuidades entre as diferentes zonas desenvolvidas. Uma justificativa para esta

discordância, é que na zona de união (zona fundida), com a adição do metal de enchimento, há uma diferença mecânica e química dos metais fundidos.

A definição mais abrangente para soldagem é a adotada pela AWS (*American Welding Society*), que diz que soldagem é o processo de união de materiais utilizado para obter coalescência localizada de metais e não metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem utilização de pressão e/ou material de adição.

Os processos de soldagem têm larga aplicação, onde citam-se, entre outros, prédios e galpões metálicos, estruturas “off-shore”, vasos de pressão, tubulações, navios, estruturas ferroviárias.

A soldagem não é o objetivo principal de uma obra estrutural, mas ela afeta diretamente a segurança e economia desta obra. Desta forma, é necessário que se tenha um bom conhecimento das técnicas e processos de soldagem, e também do funcionamento das juntas soldadas para que a estrutura venha a funcionar da maneira como foi concebida e projetada.

A engenharia de soldagem envolve diversas áreas do conhecimento humano, tais como engenharias elétrica, metalúrgica, química, mecânica e estrutural, além de matemática e física. O conhecimento destes assuntos pode levar à execução apropriada do projeto de juntas soldadas.

#### **4.1.2 - Histórico**

Quanto à utilização em larga escala do processo de soldagem pela humanidade, data dos últimos 100 anos, sendo que se pode citar a existência no Museu do Louvre, na França, de um pingente que data de aproximadamente 4.000 anos AC, que seria a peça “soldada” mais antiga que se tem notícia (NUNES e NATAL, 1985).

A Espada de Damasco, que data do ano 1300 AC, é a mais remota notícia que se tem da utilização do processo de soldagem. Segundo os historiadores, havia uma espécie de maçarico soprado pela boca, que utilizava álcool ou óleo como combustível utilizado como ferramenta para fundir e soldar bronze.

Outro fato histórico que foi comprovado é a presença de colunas de ferro com 20 metros de altura e 40 centímetros de diâmetro na cidade de Dehli, com trabalho de soldagem por forjamento. Estas estruturas datam do início da Era Cristã.

Nestas épocas remotas, devido a não utilização de outras fontes de energia, o processo de soldagem não progrediu tanto quanto após a descoberta da energia elétrica.

Na Idade Média, com a finalidade de fabricação de armas e outros instrumentos cortantes, a soldagem foi utilizada para unir uma lâmina de aço com finalidade cortante a um metal que seria o suporte da ferramenta pois o aço era de difícil obtenção e tinha um alto preço. Espadas de alta resistência e relativamente boa tenacidade foram fabricadas no Oriente Médio, usando-se um processo semelhante, no qual tiras alternadas de aço e ferro eram soldadas entre si e deformadas por compressão e torção. O resultado era uma lâmina com uma fina alternância de regiões de alto e baixo carbono (MARQUES, 1991). Até esta época as peças de ferro fabricadas eram de pequeno tamanho, e praticamente não existia aço no mercado. Com a utilização das rodas d'água na fabricação do ferro e a utilização do alto-forno (século XIV), começou-se a produzir grandes quantidades de ferro-gusa, o que permitiu a produção de peças maiores para fundição. Assim sendo, a soldagem perdeu lugar para fundição, sendo que houve um grande avanço nas técnicas de parafusagem e rebitagem.

Em 1801, Sir Humphrey Davy criou o arco elétrico através de terminais de um circuito. Pode-se dizer que esta foi a primeira experiência real em termos de soldagem a arco elétrico. Em termos práticos, só em 1885, através do registro da patente de um processo de soldagem, por Nikolas Bernardos e Stanislaw Olszewsky na Inglaterra é que se iniciou industrialmente o processo em questão. O arco elétrico era obtido através de um eletrodo de grafita que ficava a 2 mm de distância do metal base. Após o arco ser estabelecido, o processo de soldagem era realizado, uma vez que o calor gerado era suficiente para fundir o metal base e o metal de enchimento, que era introduzido manualmente na poça de fusão (NUNES e NATAL, 1985).

Somente por volta de 1890, N. G. Slavianoff na Rússia e Charles Coffin nos Estados Unidos, desenvolveram independentemente um do outro, a soldagem utilizando um eletrodo metálico que se fundia na poça de fusão (NUNES e NATAL, 1985 e

MARQUES,1991). Posteriormente, o sueco Oscar Kjelberg descobriu que se revestisse um eletrodo metálico com um material formado por escória, a junta soldada teria melhores qualidades. Esta pode ser considerada o início da era dos eletrodos revestidos.

O período compreendido entre 1880 e 1900 pode ser considerado a primeira fase áurea da Engenharia de Soldagem, pois grande parte do desenvolvimento que levaria aos métodos de soldagem empregados atualmente teve sua origem naquela época.

Alguns fatos históricos demonstraram o desenvolvimento da soldagem naquela época. Assim, em 1921 foi lançado ao mar (Inglaterra) o primeiro navio oceânico completamente soldado. A partir deste período os métodos e processos de soldagem sofreram uma estagnação, até que em 1926 Lungumir desenvolveu o processo de soldagem por meio de hidrogênio atômico. Em seguida, coube a Bart e Denver patentarem seu processo de soldagem em atmosfera a gás inerte. Em 1935, Kennedy realizou seus trabalhos sobre um método automatizado de soldagem que deu origem ao processo de arco submerso. Com esta automatização, a qualidade das juntas soldadas melhorou muito, e com as melhorias posteriores adicionadas ao processo de soldagem por arco submerso tornou a soldagem um processo de destaque e de larga utilização em praticamente todos os países (MARQUES,1991).

Um novo impulso foi dado aos processos de soldagem a partir dos anos 50, pois com o progresso da ciência e da tecnologia, foram desenvolvidas novas técnicas, que além de sofisticadas, tinham aplicação específica. Nesta terceira fase áurea da soldagem, diversos processos foram patenteados, dentre os quais pode-se destacar os métodos de soldagem por pressão a frio, por atrito, em atmosfera de gás ativo, por eletroescória, ultrassônica, por plasma, por feixe de elétrons, por laser e outros.

Atualmente os programas de viagens espaciais têm ajudado na evolução e aperfeiçoamento das técnicas de soldagem, pois deles surgiu a necessidade de soldar novas ligas, que eram até então desconhecidas.

Nos dias atuais, conhece-se cerca de 50 processos de soldagem, sendo que este valor pode chegar a 80 se forem considerados as variações e os sub-processos.

A Figura 4.1 apresenta a evolução dos processos de soldagem, deste o início até os dias atuais.

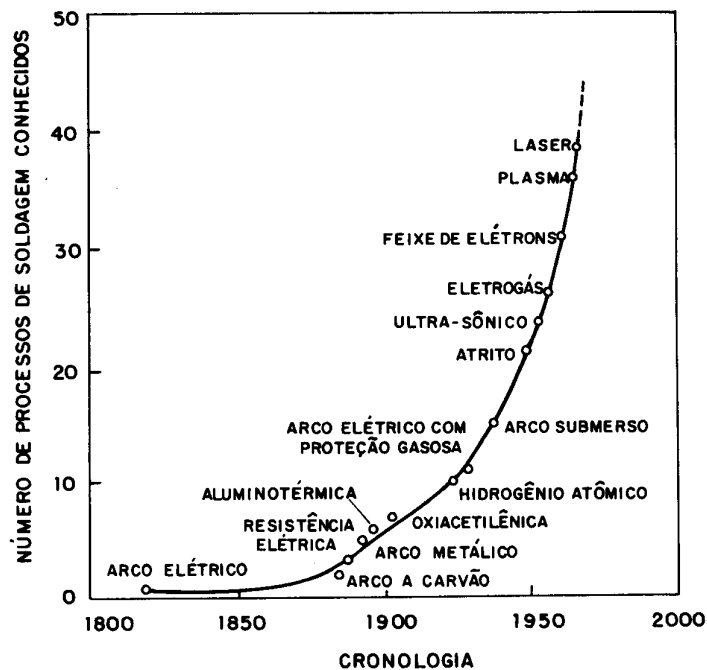


Figura 4.1 - Evolução dos processos de soldagem ao longo do tempo (MARQUES, 1991)

## 4.2 - Principais Processos Convencionais de Soldagem

A seguir será apresentada uma breve revisão dos processos convencionais de soldagem, destacando-se o correspondente ao arco elétrico com eletrodo revestido.

### 4.2.1 - Soldagem com eletrodo revestido

Este processo utiliza um eletrodo metálico revestido, que é fundido pelo aporte térmico fornecido pelo arco elétrico estabelecido entre o eletrodo e a peça, conforme é mostrado na Figura 4.2. Portanto, o arco é a fonte energética que é utilizada para promover a fusão entre as duas peças. A fonte de energia pode fornecer corrente elétrica que pode ser contínua ou alternada (OKUMURA e TANIGUCHI, 1982).



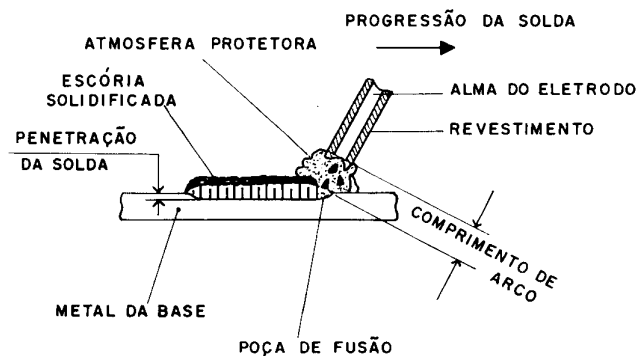


Figura 4.2 - Soldagem por eletrodo revestido (OKUMURA e TANIGUCHI, 1982)

O eletrodo que se funde é geralmente transformado em gotas devido à ação do arco elétrico, que são transferidas sob esta forma para a poça de fusão. A quantidade e o formato destas gotas serão função da intensidade de corrente que é aplicada ao processo: alta intensidade de corrente representa grande quantidade de gotas de pequeno tamanho (transferência do tipo *spray*), ao passo que baixa intensidade de corrente representa pequena quantidade de gotas de grande tamanho (transferência do tipo globular).

A qualidade da solda é influenciada pela maneira como se processa a transferência do metal em fusão. A transferência é função da corrente, tipo de revestimento, velocidade de soldagem e ponto de fusão do eletrodo. De uma maneira geral, gotas menores executam melhor transferência, e conseqüentemente melhor qualidade da junta soldada (WAINER, 1995).

Após a fusão do eletrodo, o revestimento transforma-se em escória, recobrindo e protegendo a poça de fusão da contaminação atmosférica, e às vezes interferindo no processo metalúrgico. Alguns elementos do revestimento são inflamáveis e se transformam em gases, que protegerão a poça e também estabilizarão o arco. É difícil caracterizar a influência de cada componente do revestimento no processo de soldagem, pois os mesmos têm mais de uma função e durante o processo produzem efeitos múltiplos e simultâneos. Com a presença de outros constituintes, os efeitos individuais de cada constituinte podem ser alterados devido à interação entre eles. Assim sendo a combinação destes elementos em determinadas proporções deve permitir (OKUMURA e TANIGUCHI, 1982):

- estabilização do arco;
- a transferência das gotas do material fundente de maneira estável;
- a formação de escória e gases para proteção da poça de fusão e refino do metal depositado;
- quando necessário, a adição de elementos de liga ao metal depositado.

Sendo que as principais propriedades que lhe são estabelecidas (WAINER, 1995):

- composição química constante ao longo do cordão;
- a escória formada deve ser de fácil remoção;
- o material depositado deve ser livre de trincas, poros ou outros defeitos;
- quantidade mínima de respingos;
- boa penetração;
- alta taxa de deposição;
- bom acabamento superficial;
- facilidade de abertura e reabertura de arco;
- boa aderência à alma do eletrodo;
- o eletrodo não deve superaquecer;
- geração mínima de odores e fumos;
- o revestimento não deve ser higroscópico.

É economicamente difícil se obter todas estas propriedades, pois muitas delas são antagônicas. Desta forma, cabe ao fabricante um balanço de compromissos para que o seu produto tenha lugar no mercado.

No comércio há uma variedade de tipos de eletrodos, cada um apresentando composições específicas para suprir determinadas necessidades. De uma maneira geral, pode-se caracterizar os eletrodos em celulósicos, rutilicos, básicos, ilmeníticos e ácidos (OKUMURA e TANIGUCHI, 1982).

Os eletrodos devem ser estocados em local seco, preferencialmente na sua embalagem original. As embalagens abertas devem ser guardadas em uma estufa, com o objetivo de abrigá-las da umidade atmosférica.

Este tipo de cuidado é válido principalmente para os eletrodos tipo básico, pois estes têm alto grau de higroscopicidade, e quando absorvem umidade podem comprometer a solda. Quando os eletrodos, por qualquer motivo, tiverem absorvido umidade, é obrigatório que se sequem os mesmos antes de sua utilização.

Criou-se diversos métodos normativos para designação dos eletrodos. A seguir é apresentada a nomenclatura da norma AWS, que é o sistema americano. Ele é o mais adotado em todo o mundo. A classificação consiste no prefixo E, seguido de um conjunto de dígitos indicativos. Neste sistema utiliza-se quatro dígitos precedidos da letra E para qualificar os eletrodos. Os dois primeiros dígitos indicam o limite de resistência (60 ou 70 ksi) do metal de solda. O terceiro número indica a posição de soldagem. Os dois últimos dígitos indicam conjuntamente o tipo de revestimento e as características operatórias do eletrodo. Como exemplo pode-se tomar o eletrodo E7018, que quer dizer eletrodo revestido com 70 ksi ( $4860 \text{ kgf/cm}^2$ ) de resistência podendo ser utilizado nas posições (1) plana, vertical, sobrecabeça e horizontal e (18) básico com silicato de sódio, moderada penetração aspecto razoável e requer habilidade do soldador. Os dois últimos dígitos (1 e 8) são tabelados (WAINER, 1995).

De todos os processos de soldagem, o mais utilizado hoje em dia é o de eletrodo revestido, especialmente em países menos industrializados. Isto se deve ao fato de sua simplicidade, e baixo custo. A variedade de aplicações é muito grande, indo de um simples telhado feito numa serralheria, onde não existe o mínimo controle, até a soldagem de centrais nucleares, que exige um controle rígido da soldagem.

#### **4.2.2 - Soldagem com proteção gasosa**

Neste processo a zona do arco e a poça de fusão são protegidas da contaminação atmosférica pelo gás alimentado pela tocha de solda. Os gases mais utilizados neste caso são hélio, argônio, gás carbônico ou uma mistura deles. No Brasil, em função do alto custo do hélio, emprega-se normalmente o argônio. Quanto aos eletrodos utilizados, eles podem ser consumíveis ou não consumíveis.

Entre os processos conhecidos temos o TIG (*Tungsten Inert Gas*), MIG (*Metal Inert Gas*) e o MAG (*Metal Active Gas*). A seguir discorrer-se-á sucintamente sobre cada um deles.

### Processo TIG

É um processo de soldagem que foi patenteado na década de 20 nos Estados Unidos, mas que só foi utilizado comercialmente a partir de 1942 para soldagem de ligas de magnésio na indústria aeronáutica (WAINER, 1995).

Este processo utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre um eletrodo não consumível e a peça a soldar. Este eletrodo é de tungstênio. Um fluxo de gás inerte faz a proteção da região de soldagem, sendo que esta pode ser feita automática ou manualmente. Atualmente este processo é muito utilizado na soldagem de aços inoxidáveis, ligas de alumínio, magnésio e titânio. A Figura 4.3 mostra um esquema deste processo de soldagem.

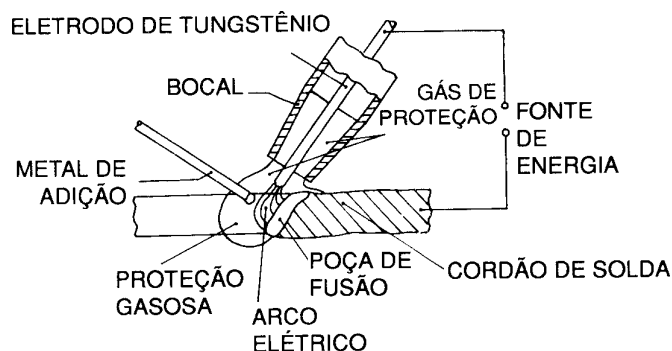


Figura 4.3 - Processo de soldagem TIG (WAINER, 1995)

As principais vantagens são (WAINER, 1995):

- as soldas são de boa qualidade;
- pode-se soldar a maioria dos metais e ligas;
- a poça de fusão é estável;
- fonte de calor concentrada, minimizando a ZTA;
- controle do aporte térmico;
- fácil manuseio do equipamento.

Em contrapartida, as desvantagens são:

- baixa taxa de deposição;
- não deve ser utilizado em locais com correntes de ar;
- possibilidade de inclusão de tungstênio na solda;
- emissão de grande quantidade de radiação ultravioleta;
- custo operacional relativamente alto.

### Processo MIG/MAG

É um processo de soldagem que utiliza um eletrodo nu consumível, que é constantemente alimentado, onde entre este e a peça é gerado um arco elétrico. A proteção da região de soldagem pode ser feita através de um gás inerte (MIG) ou de um gás ativo (MAG), sendo que a mesma pode ser automática ou semi-automática. A Figura 4.4 mostra uma representação esquemática deste processo.

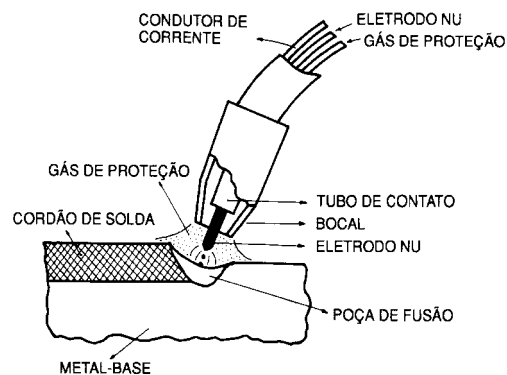


Figura 4.4 - Processo de soldagem MIG/MAG (WAINER, 1995)

As principais vantagens são (WAINER, 1995):

- o eletrodo é alimentado continuamente, possibilitando alta taxa de deposição;
- a soldagem pode ser executada em todas as posições;
- alta produtividade devido à velocidade de soldagem;
- não ocorre formação de escória, poupando com isso o tempo de sua remoção;
- boa penetração de raiz;
- pouca distorção e tensão residual;
- boa visibilidade da poça de fusão;
- possibilidade de controle de penetração e diluição durante a soldagem;
- facilidade de execução da soldagem;
- facilidade de treinamento do soldador.

Em contrapartida, as desvantagens são:

- maior velocidade de resfriamento, aumentando com isso a possibilidade do aparecimento de trincas e alterações micro-estruturais;
- necessidade de proteção das correntes de ar;
- devido à necessidade de aproximação da pistola do local a ser soldado, há a dificuldade de soldagem de locais de difícil acesso;
- projeção de gotas de metal líquido durante o processo;
- custo relativamente alto do equipamento.

#### 4.2.3 - Soldagem por arco submerso

A soldagem por arco submerso é um processo em que o arco elétrico gerado entre um arame de enchimento e o metal-base permanece sob uma camada de um material fundente, denominado fluxo, o qual tem a função principal de proteger a poça de fusão dos efeitos da atmosfera (OKUMURA e TANIGUCHI, 1982). A Figura 4.5 esquematiza este processo.

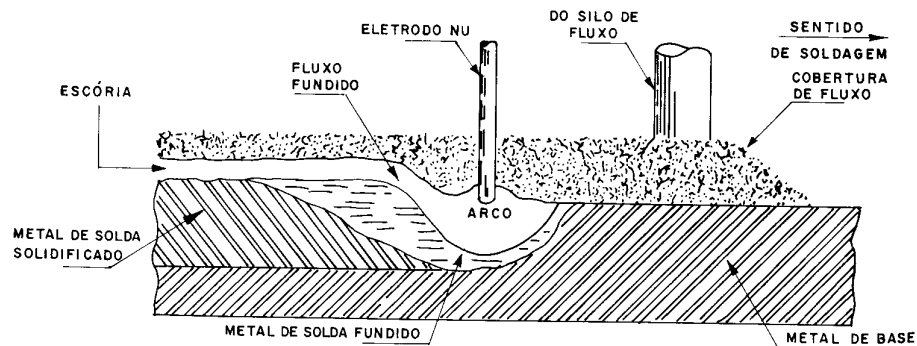


Figura 4.5 - Processo de soldagem por arco submerso (WAINER, 1995)

As principais vantagens deste processo são (OKUMURA e TANIGUCHI, 1982):

- possibilita uma soldagem de boa qualidade, devido à proteção pelo fluxo;
- alta penetração, devido à alta densidade de corrente de soldagem;
- devido ao alto rendimento térmico do processo, os chanfros da junta são pequenos, permitindo uma economia de material consumível;
- pouca influência do operador sobre a qualidade final da solda.

E como desvantagens têm-se:

- como o arco não é visível, uma combinação inadequada das variáveis de soldagem poderá condenar uma junta soldada;
- a soldagem só poderá ser executada na posição plana ou, às vezes na horizontal;
- a automação do processo oferece poucas alternativas de aplicação se comparada aos outros processos de soldagem, semi-automáticos ou manuais.

### 4.3 - Aço Estrutural

O ferro existe na natureza geralmente sob a forma de compostos, por exemplo, nos minérios de ferro, dos quais é extraído através do processo de siderurgia. Durante estes processos são elaboradas ligas de ferro, que depois de refinadas nos convertedores de siderúrgicas, constituem a matéria prima para fabricação da grande maioria das peças metálicas atualmente empregadas, em função de suas interessantes propriedades mecânicas e seu custo relativamente baixo (DIAS, 1998).

O aço é uma liga metálica relativamente complexa e sua definição não é simples, pois na verdade, além de ferro e carbono, há a presença de elementos oriundos dos processos de fabricação e outros adicionados para conferir determinadas características específicas ao mesmo. Segundo CHIAVERINI (1986), uma definição para aço seria:

“Liga de ferro-carbono contendo geralmente entre 0,008% e 2,11% de carbono, além de certos elementos residuais, resultantes do processo de fabricação”.

O termo aço estrutural inclui todos os aços onde suas propriedades mecânicas são adequadas para o uso em elementos que suportam cargas (estruturas). A resistência deste tipo de aço varia de 250 a 700 MPa, e são encontrados no mercado sob a forma de chapas, perfis laminados, barras e tubos.

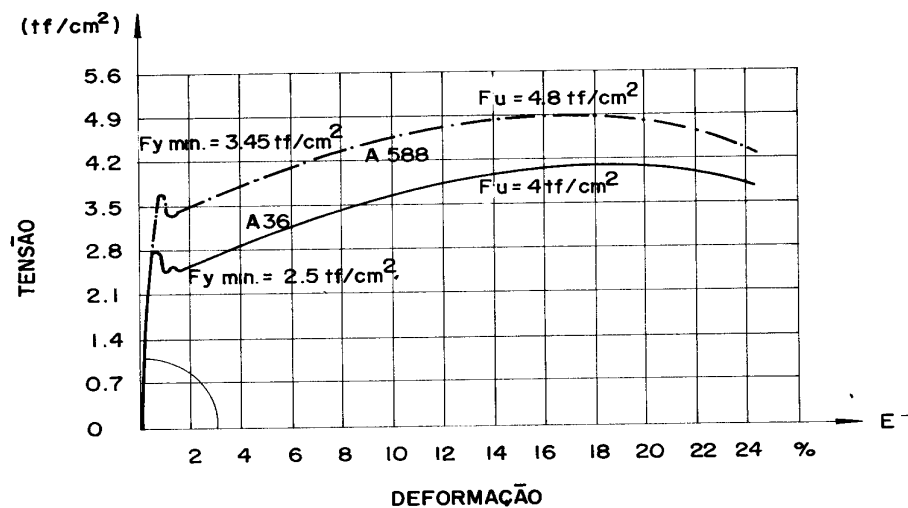
Resumidamente pode-se agrupar os aços estruturais em três classes, de acordo com as faixas de limite de escoamento:

- ⇒ aços-carbono, com  $\sigma_{ys}$  (limite de escoamento) < 260 MPa
- ⇒ aços de alta resistência e baixa liga, com  $\sigma_{ys}$  290 a 345 MPa
- ⇒ aços-liga para construção, tratados termicamente, com  $\sigma_{ys}$  630 a 700 MPa

Os aços-carbono têm teor máximo de silício de 0,60% e manganês 1,65% e são geralmente usados quando forem baixas as solicitações de carregamento, e quando o critério principal de dimensionamento for o de rigidez da estrutura (Manual Brasileiro Para Cálculo de Estrutura Metálica 1989). Os aços mais conhecidos desta categoria são do tipo ASTM A-36 e o USI-SAC41.

A segunda classe de aço, aqui representada pelos aços de alta resistência e baixa liga, adquirem resistência pela adição de pequenas quantidades de elementos de liga. Nesta classe os aços apresentam uma combinação de boa soldabilidade, alta resistência mecânica e resistência à corrosão atmosférica, como por exemplo, os aços patináveis.

E por fim, a terceira classe, que são os aços-liga tratados termicamente, que contêm elementos de liga e são adequados para aplicações estruturais devido ao seu alto limite de escoamento. Em relação aos aços-carbono, apresentam resistência à corrosão atmosférica duas a quatro vezes mais altas (Catálogo USIMINAS, 1999). Uma qualidade importante destes aços é a sua resistência à abrasão, que é aproximadamente o dobro dos aços-carbono. Figura 4.6 apresenta as curvas tensão *versus* deformação para as classes de aços carbono e aços de alta resistência.



Fu= limite de resistência à tração

Fy = limite de escoamento

Figura 4.6 - Curvas tensão x deformação para diferentes classes de aços (BELLEI, 1994)



A composição química do aço determina as suas características para aplicações estruturais. Os elementos de liga já aparecem no ferro-gusa, ou são adicionados durante o processo de fabricação do aço (HADDRILL, 1982).

A seguir, será descrita a influência dos principais elementos de liga no estabelecimento das características dos aços estruturais, ressaltando que os efeitos de dois ou mais elementos usados simultaneamente podem ser diferentes dos efeitos de adições desses elementos isoladamente.

- Carbono (C): O aumento do teor de carbono constitui a maneira mais econômica para obtenção da resistência mecânica nos aços, atuando primordialmente no limite de resistência. Por outro lado, prejudica sensivelmente a ductilidade, portanto, a tenacidade do material. Teores elevados de carbono comprometem a soldabilidade e diminuem a resistência à corrosão atmosférica (o teor de C é usualmente limitado a 0,20%, nos aços resistentes à corrosão atmosférica). Sabe-se que a cada 0,01% de aumento no teor de C, o limite de escoamento é elevado em aproximadamente 0,35 MPa. Contudo, além dos inconvenientes já citados, há o aumento da suscetibilidade ao envelhecimento. Assim, o teor de C nos aços estruturais é limitado em 0,3%, no máximo, podendo ser reduzido em função de outros elementos de liga presentes no material.
  
- Manganês (Mn): É usado praticamente em todo aço comercial. O aumento do teor de Mn é também uma maneira segura de melhorar a resistência mecânica, atuando especialmente sobre o limite de escoamento e a resistência à fadiga. E ainda, melhora a resistência ao impacto de alguns materiais, onde ocorre a transição dúctil-frágil, em função da variação da temperatura de transição. Prejudica a soldabilidade, sendo, porém, menos prejudicial que o C; sua influência sobre a ductilidade é levemente desfavorável, pouco atuando sobre a resistência à corrosão.
  
- Silício (Si): É usado como desoxidante do aço. Favorece sensivelmente a resistência mecânica (limite de escoamento e de resistência) e a resistência à corrosão, reduzindo porém a soldabilidade.

- Enxofre (S): É extremamente prejudicial aos aços. Diminui a ductilidade, em especial o dobramento transversal, e reduz a soldabilidade. No entanto, melhora a usinabilidade. Nos aços comuns, o teor de enxofre é limitado a valores abaixo de 0,05%.
- Fósforo (P): Aumenta o limite de resistência, favorece a resistência à corrosão e a dureza, prejudicando, contudo a ductilidade e a soldabilidade. Quando ultrapassa certos teores, o fósforo torna o aço quebradiço.
- Cobre (Cu): Aumenta de forma sensível a resistência à corrosão atmosférica dos aços, em adições de até 0,35%. Aumenta também a resistência à fadiga, mas reduz, de forma discreta, a soldabilidade, a ductilidade, portanto, a tenacidade.
- Níquel (Ni): Aumenta a resistência mecânica, e a resistência à corrosão. Reduz a soldabilidade.
- Cromo (Cr): Aumenta a resistência mecânica à abrasão e à corrosão atmosférica. Reduz, porém, a soldabilidade.
- Nióbio (Nb): É um elemento muito interessante, quando se deseja elevada resistência mecânica e boa soldabilidade; teores baixíssimos deste elemento permitem aumentar o limite de resistência e, de forma notória, o limite de escoamento. É um componente quase obrigatório, nos aços de alta resistência e baixa liga: além de não prejudicar a soldabilidade, permite a diminuição dos teores de C e de Mn, melhorando, portanto, a soldabilidade e a tenacidade. Além do que é um elemento estabilizador quanto ao crescimento de grão, por exemplo, na soldagem de aços inoxidáveis ferríticos, onde ocorre crescimento de grãos.
- Titânio (Ti): Aumenta o limite de resistência, a resistência à abrasão e melhora o desempenho do aço a temperaturas elevadas. É utilizado também quando se pretende evitar o envelhecimento precoce.

Pode-se utilizar o exposto anteriormente para escolha de determinado tipo de aço para uma dada aplicação. A melhor orientação para um determinado procedimento de escolha de um aço, é a observação da experiência adquirida em estruturas existentes. Como exemplo pode-se citar o aço ASTM A-36, que talvez seja o que possua a menor resistência à fratura se comparado com outros aços, mas tem sido empregado com sucesso em grande número de estruturas, tais como pontes, edifícios, torres de transmissão, mesmo a baixas temperaturas (Manual Brasileiro Para Cálculo de Estruturas Metálicas, 1989).

#### **4.3.1 - Histórico**

As evidências dão mostra de que a primeira obtenção do ferro data de aproximadamente 6.000 anos antes de Cristo no Egito, Babilônia e Índia. Nesta época, devido à sua raridade, o ferro era considerado nobre, sendo que sua utilização se limitava a fins militares ou como elementos de adorno nas construções.

Em escala industrial, o ferro só foi utilizado muito tempo depois, em meados do século dezenove devido aos processos de industrialização que foi experimentado pela França, Inglaterra e Alemanha. Porém, desde o século dezoito a metalurgia do ferro (siderurgia) obteve diversos avanços tecnológicos, como é mostrado a seguir:

1720 - Abraham Darby obtém ferro por fundição com coque metalúrgico no lugar do carvão vegetal

1784 - Com os avanços tecnológicos dos fornos e dos processos de fundição, tornou-se possível também empregar coque para converter gusa em ferro forjável

1855 - Henry Bessemer inventa o convertedor (de ferro-gusa em aço)

1864 - Início da era dos fornos Siemens-Martin

Concomitantemente à produção de ferro, eram desenvolvidas técnicas de utilização, elaboração e conformação do metal, de maneira que em meados do século dezoito já se laminavam placas na Inglaterra; em 1830, trilhos para estrada de ferro e em 1854 perfis “I” na França.

As primeiras obras em aço datam de 1750, quando o mesmo foi produzido industrialmente (BELLEI, 1994). Em 1757 foi construída a ponte de Coalbrookdale na Inglaterra em ferro fundido, totalmente em arco, em função das características comportamentais do mesmo.

O advento das ferrovias veio proporcionar uma grande disseminação das estruturas metálicas, pois devido à necessidade de execução de pontes e estações, desenvolveram-se notavelmente as teorias de cálculo estrutural, pesquisa de materiais, ensaios, detalhes de ligações, técnicas de montagem, dentre outros.

Com a construção do Palácio de Cristal em Londres, no ano de 1851, inicia-se a era dos grandes edifícios metálicos. Mas o primeiro edifício de andares múltiplos foi à sede da fábrica de chocolates de Noisiel-sur-Marne nos arredores de Paris, construído por Jules Sauliner em 1872. Em 1880 em Chicago nos Estados Unidos, a construção de edifícios metálicos também teve grande impulso.

No Brasil o início da fabricação de ferro se deu em 1812 (BELLEI, 1994), sendo que a primeira obra a utilizar ferro-pudlado foi a ponte de Paraíba do Sul, no Estado do Rio de Janeiro, constituída por 5 vãos de 30 metros, cuja data de construção é 1857, estando em serviço até os dias atuais.

#### **4.3.2 - Aços patináveis**

A principal característica dos aços patináveis ou aclimáveis é a alta resistência à corrosão atmosférica, que é superior à do aço-carbono convencional. Este diferencial é conseguido graças à adição de elementos de liga. Quando estes aços são expostos ao clima, daí o nome aclimável, desenvolvem em sua superfície uma camada de óxido compacta e aderente, que funciona como uma barreira de proteção contra o processo corrosivo, possibilitando assim a utilização destes aços sem qualquer revestimento. Esta camada de óxido ou pátina, só é obtida quando o material passa por ciclos alternados de molhamento e secamento. Na natureza isto é possível através da chuva, nevoeiro e conseqüentemente o sol e o vento. O tempo necessário à formação desta camada depende do meio, mas em geral varia de 18 a 36 meses, sendo que ao final do primeiro ano o material já apresenta uma coloração homogênea marrom-clara. A tonalidade final

de marrom, um tanto quanto escura, será função da atmosfera predominante e da frequência com a superfície do material é molhada e secada (DIAS, 1998).

Como ilustração da comparação de desempenho entre os aços patináveis e o aço carbono, a Figura 4.7 mostra o resultado do trabalho de pesquisa através da exposição de placas de diversos tipos de aço em um ambiente industrial, e suas respectivas perdas de espessura (em mm) durante o tempo (DIAS, 1998).

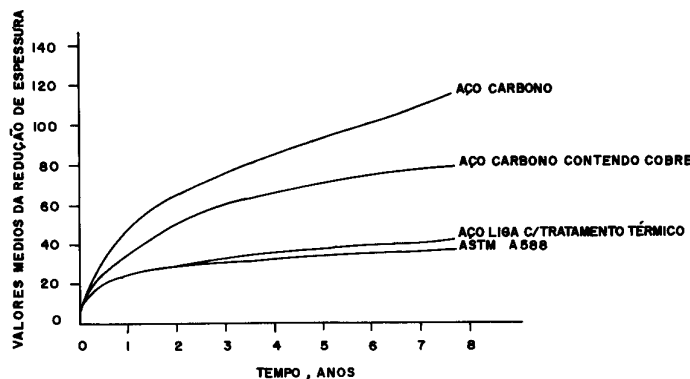


Figura 4.7 - Perda de espessura em ambiente industrial agressivo (DIAS, 1998)

De acordo com a NBR 6215, os aços patináveis são ligas com teor de carbono inferior ou igual a 0,25%, com teor total de elementos de liga inferior a 2,0% (Ni, Cr, Mo, V, Ti, Nb, Cu, Zr ou B, além de Mn e Si, em algumas combinações e quantidades adequadas), com limite de escoamento igual ou superior a 300MPa, de forma que se obtenha alta resistência mecânica, mantendo boa ductilidade, soldabilidade, resistência à corrosão e à abrasão.

A utilização de aços de alta resistência proporciona uma redução na espessura das peças, comparativamente aos aços-carbono, o que implica em redução do consumo e melhor aproveitamento do material. Isso os recomenda nas aplicações da construção civil. Contudo, dada a maior complexidade de sua fabricação, apresentam um custo unitário superior, sendo necessária uma análise econômica para a sua utilização.

O aço patinável foi utilizado no início na fabricação de vagões de carga nos Estados Unidos. A consolidação do aço patinável sem revestimento, contudo, se deu em definitivo nos anos 60, a partir de duas utilizações: na Engenharia Civil, em torres de transmissão; na Arquitetura, em projetos de estruturas de edifícios comerciais e

residenciais. Na Arquitetura, a primeira edificação em aço patinável sem revestimento foi construída em Illinois, EUA, no início da década de 60. Trata-se do edifício administrativo da *Deere & Company*, projetado pelo arquiteto Eero Saarinen (DIAS, 1998).

Atualmente, o aço patinável é largamente utilizado em diversos campos de aplicação, notadamente na construção civil, com destaque para pontes, viadutos, passarelas, edifícios de andares múltiplos, edifícios industriais, estações ferroviárias e rodoviárias, residências, etc. (DIAS,1998).

Esse tipo de aço tem como vantagem adicional oferecer a opção de ser utilizado revestido ou sem qualquer proteção (além da pátina que se forma). A escolha dependerá, primordialmente, do projeto, do ambiente e do grau de contaminação a que o aço estiver exposto, bem como das condições de sua utilização.

O uso de aços patináveis sem revestimento é recomendado para ambientes em que possam formar inteiramente a camada de óxido protetor (pátina). De forma geral, atmosferas classificadas como industrial não muito agressiva, rural, urbana e marítima (distante mais de 500 a 600 m da orla marítima) podem abrigar aplicações de aços patináveis sem revestimento. Em atmosferas industriais altamente agressivas, sua resistência à corrosão é menor, porém sempre superior à do aço-carbono comum (DIAS,1998).

Na utilização dos aços patináveis não revestidos, para desenvolver a camada de óxido de forma compacta, aderente e homogênea, e com característica protetora, são necessários alguns cuidados:

- ⇒ A carepa de laminação deve ser eliminada, por jateamento com granalha de aço ou areia;
- ⇒ Os respingos de solda, resíduos de óleo e graxa, bem como os resíduos de argamassa e concreto devem ser removidos;
- ⇒ Áreas em que possa haver retenção de água ou de resíduos sólidos devem, se possível, ser eliminadas no projeto; se isto for impraticável, deve-se protegê-la com pintura.

As partes não expostas à ação das intempéries, como juntas de expansão, articulações, regiões sobrepostas e frestas, devem ser convenientemente protegidas, devido ao acúmulo de resíduos sólidos e de umidade.

As estruturas construídas com aço patinável sem revestimento precisam ser acompanhadas periodicamente, para verificação do desenvolvimento do óxido. Caso não ocorra a formação da pátina, de forma compacta e aderente, será necessário recorrer à pintura. A Figura 4.8 mostra uma aplicação deste tipo de aço sem pintura.

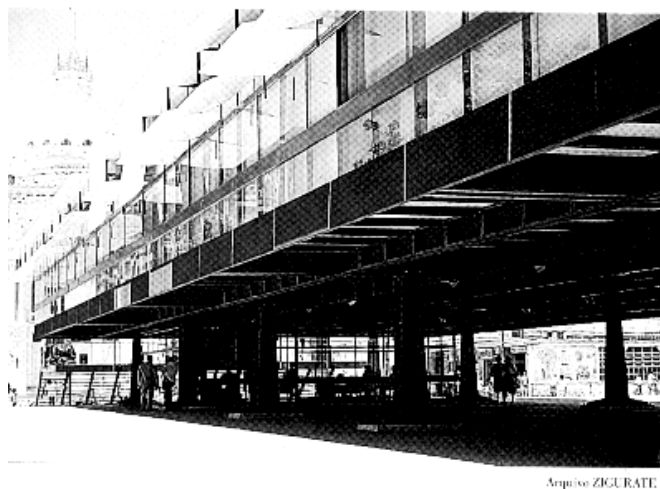


Figura 4.8 - Prefeitura de Salvador – BA; aço do tipo SAC 41, sem pintura (DIAS,1998)

Os aços patináveis devem ser revestidos com pintura em locais em que as condições climáticas ou de utilização não permitam o desenvolvimento completo da pátina protetora, ou quando houver uma expressa indicação neste sentido no projeto.

Deve haver revestimento quando a atmosfera for industrial altamente agressiva, marinha severa ou moderada (à distância de até 600 metros da orla marítima), regiões submersas ou sujeitas a respingos e locais em que não ocorram ciclos alternados de molhamento e secagem. A Figura 4.9 mostra a aplicação de pintura sobre este tipo de aço.

Os revestimentos apresentam boa aderência aos aços patináveis, com um desempenho no mínimo duas vezes superior em relação ao mesmo revestimento aplicado sobre aço-carbono comum (DIAS, 1998).



Figura 4.9 - Escola de Minas – Campus UFOP – Ouro Preto

Para se obter um bom desempenho de aços patináveis revestidos, devem ser observados alguns aspectos importantes (DIAS, 1998):

- ⇒ O sistema de pintura a aplicar deve ser especificado em função das condições climáticas e de utilização;
- ⇒ A preparação da superfície do aço, a etapa mais importante, deve adequar-se ao sistema de revestimento, nunca esquecendo de eliminar eventuais carepas de laminação;
- ⇒ Ter especial atenção com as partes submersas e com os locais sujeitos a respingos, pois têm corrosão mais acentuada.

#### **4.4 - Fundamentos de Fadiga**

A maior parte dos componentes estruturais de engenharia está submetida em serviço a carregamento cíclico, variável com o tempo. Este tipo de carregamento, mesmo solicitando o material com uma intensidade de tensão na região plástica, provoca o fenômeno de degradação mecânica conhecido como “fadiga”, que pode levar à fratura catastrófica da estrutura.

As trincas de fadiga iniciam-se em regiões onde a deformação é mais severa. Muitos materiais de engenharia contêm defeitos e desta forma muitas trincas de fadiga iniciam e crescem a partir de defeitos estruturais. Sob a ação de cargas cíclicas, uma região de deformação plástica é desenvolvida em determinadas regiões, particularmente, em concentradores de tensão. Esta zona de alta deformação é um local para início de uma trinca de fadiga. A trinca propaga-se no material até a ruptura completa do mesmo.



Numa escala microscópica, a mais importante característica de um processo de fadiga é a nucleação de uma ou mais trincas sob a influência de carregamento reverso que excedem o limite de escoamento, seguido pelo desenvolvimento de trincas nas bandas de deslizamento e no contorno dos grãos.

#### **4.4.1 - Histórico**

Por mais de um século foi observado que as estruturas metálicas e suas partes componentes quando estavam sujeitas a cargas variáveis ou repetidas, poderiam fraturar com tensões bem abaixo das tensões necessárias para iniciar o processo de ruptura (KUZMANOVIC e WILLEMS, 1983). Em 1839, Poncelet na segunda edição do seu livro *Mecânica Industrial* discutiu sobre a resistência dos materiais tendo carregamentos repetidos, e foi o primeiro a utilizar o termo “fadiga”. Rankine foi provavelmente a primeira pessoa a publicar, em 1843, na Inglaterra, um relatório de pesquisa sobre as fraturas por fadiga de ferro soldado utilizado em eixo de trens ferroviários. Ao contrário do que geralmente era aceito, ou seja, era considerado que para o início da nucleação da trinca ocorria uma mudança da estrutura do material de fibrosa para cristalina, Rankine mostrou que a trinca inicia-se a partir de uma descontinuidade pequena e regular na superfície do material. Desta forma a trinca vagarosamente propaga-se para o interior do eixo, resultando no enfraquecimento e subsequente fratura do mesmo. Ele recomendou que o final dos eixos fosse arredondado, e que fossem livres de cortes bruscos, evitando assim os concentradores de tensão.

Em 1848 foi criada por James e Galton a primeira máquina para estudos de corpos-de-prova em laboratório submetidos à fadiga. Um estudo detalhado da fadiga em eixos de trens ferroviários foi realizado entre 1858 e 1870 por Wöhler na Alemanha, pois para os engenheiros da época esta ruptura de material era imprevisível, apesar do projeto estar de acordo com os critérios de resistência estática e a fratura ocorrer sob condições normais. Este trabalho pode ser considerado a primeira pesquisa científica neste campo.

#### 4.4.2 - Aspectos básicos da fadiga

Ainda que a fadiga seja associada a partes de equipamentos que estão sujeitas a cargas cíclicas, como por exemplo, em aviões, as estruturas metálicas utilizadas na engenharia civil também podem chegar ao colapso por fadiga. Os carregamentos são freqüentemente de natureza dinâmica ou cíclica. Pontes rodoviárias e ferroviárias, vigas de içamento, pontes rolantes são exemplos de estruturas que podem sofrer fratura por fadiga. Nos dias de hoje a soldagem é utilizada para fabricação da maioria das estruturas metálicas, e como resultado podem ocorrer tensões residuais, e os defeitos de soldagem podem introduzir tensões localizadas e iniciar um processo de trincamento. Os calculistas de estrutura metálica devem estar atentos para o perigo do colapso por fadiga, que pode fazer com que um cálculo adequado torne-se um insucesso.

A principal característica de uma trinca por fadiga é a falta de deformação plástica macroscópica antes do colapso. Esta ausência de deformação plástica torna muito difícil detectar o crescimento da trinca. Foi observado que as trincas normalmente se desenvolvem em regiões de altas concentrações de tensões (em torno de 90% dos casos), seguindo para o interior da peça. Às vezes as trincas são iniciadas nos defeitos da solda, que podem não ocorrer na superfície da peça. Em todos os casos estudados a região em torno da trinca inicial exibe uma aparência lisa a qual estende até os limites da região de fratura por fadiga. Uma análise da superfície de fratura revela a existência de anéis concêntricos, também chamados marcas de praia (*beach marks*), em torno do núcleo da fratura e linhas radiais partindo dele. Estas linhas podem ajudar na localização do ponto de origem da fratura. O aparecimento de marcas de praia é devido a alterações no nível de carregamento e/ou na freqüência de aplicação da carga. Nesta etapa a propagação da trinca é estável. A Figura 4.10 mostra esquematicamente o que foi descrito anteriormente.

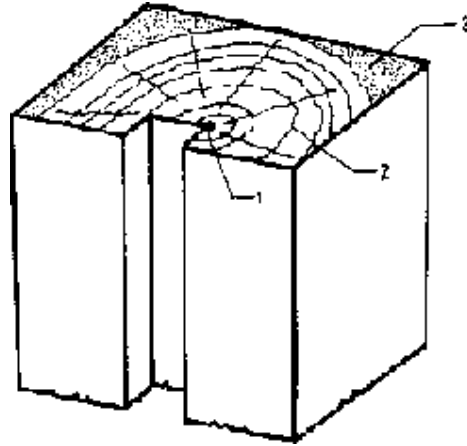


Figura 4.10 - Representação esquemática de uma superfície de fratura por fadiga; 1 - região de início; 2 - marcas de praia; 3 - fratura instável final (BRANCO *et alli*, 1986)

A vida em fadiga depende não só da tensão máxima, mas também da tensão mínima que está ocorrendo durante o ciclo de carregamento.

Vários parâmetros são adotados para descrever todos os tipos possíveis de carregamento cíclico:

- ⇒ tensão máxima,  $\sigma_{máx}$
- ⇒ tensão mínima,  $\sigma_{mín}$
- ⇒ tensão média,  $\sigma_{av} = (\sigma_{máx} + \sigma_{mín})/2$
- ⇒ curso das tensões,  $\sigma_{sr} = \sigma_{máx} - \sigma_{mín}$
- ⇒ relação entre tensões,  $R = \sigma_{mín}/\sigma_{máx}$

As tensões compressivas são tomadas como sendo negativas e as de tração como positivas.

Se as tensões são completamente alternadas ( $\sigma_{máx} = \sigma_{mín}$ ) o fator  $R$  será igual a  $-1$ , e se as tensões são parcialmente alternadas  $R$  será um número negativo menor que 1. Caso a tensão mínima seja igual a zero, o fator  $R$  também o será. (KUZMANOVIC e WILLEMS 1983).

A Figura 4.11 representa esquematicamente alguns tipos de solicitações variáveis geralmente aplicadas nos ensaios de fadiga. Além do comportamento senoidal têm-se ondas quadráticas, triangulares, etc.

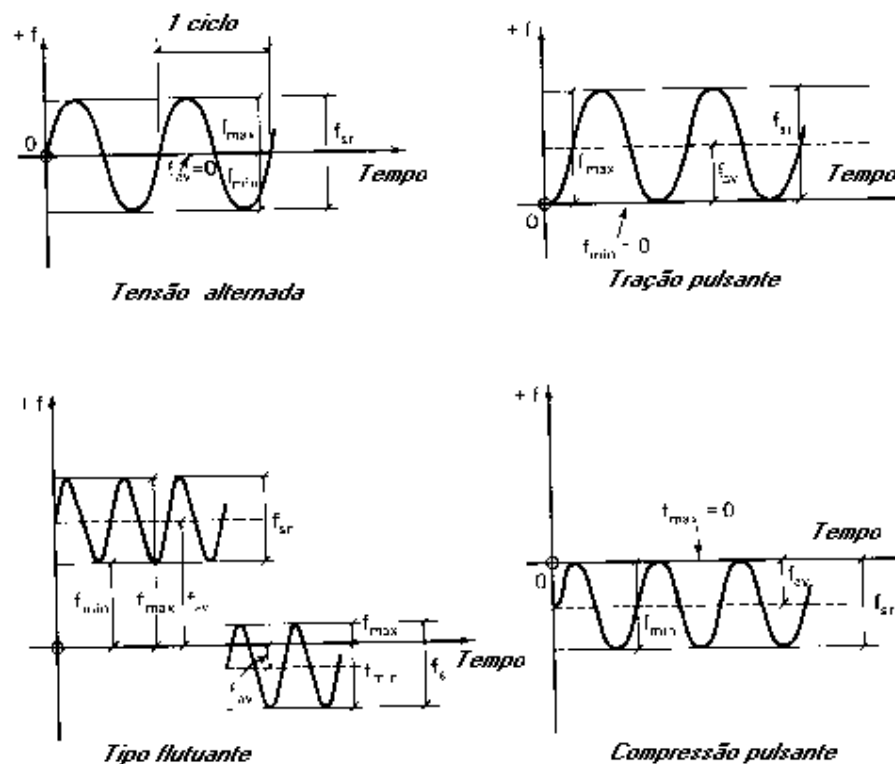


Figura 4.11 - Tipos de tensões cíclicas (KUZMANOVIC e WILLEMS, 1983)

Tanto as especificações do AISC (*American Institute of Steel Construction*) quanto da AASHTO (*American Association of State Highway of Transportation Officials*) usam notação um pouco diferente das mostradas na Figura 4.11. A diferença principal é o uso de tensões admissíveis ( $\sigma_{sr}$ ) ao invés de tensão máxima ou mínima. Como resultado de uma recente mudança nas especificações da AASHTO, ambas as especificações atualmente usam o mesmo procedimento.

Wöhler foi o primeiro pesquisador a introduzir o conceito de tensão limite. Atualmente este conceito é conhecido como “limite de fadiga” de um certo material, e é a tensão máxima a que uma determinada peça pode ser solicitada por infinitos ciclos de carregamento sem que a mesma rompa por fadiga. A curva de Wöhler apresenta a relação entre o número de ciclos ( $N$ ) requerido para a fratura e a tensão máxima ( $\sigma_{max}$ ),

como é mostrado na Figura 4.12. A principal desvantagem da curva de Wöhler é que cada teste é limitado a um tipo específico de carregamento. Para definir a resistência à fadiga para um determinado tipo de carregamento e peça, diversas curvas  $\sigma-N$  para diferentes condições de tensão deverão ser traçadas. Os resultados destas pesquisas podem ser apresentados de diferentes formas, sendo que uma delas é o diagrama de Smith, e outra o diagrama de Goodman modificado.

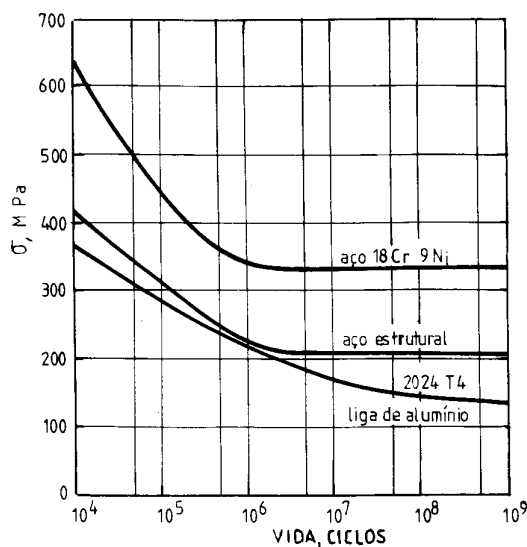


Figura 4.12 - Curva de Wöhler (BRANCO *et alli*, 1986)

Uma grande quantidade de resultados de ensaios está disponível para os mais simples tipos de carregamento tais como tração, compressão, flexão e torção. A comparação entre diversos resultados que foram publicados, mostra diferenças devido ao tipo de execução do teste, tamanho e acabamento superficial do corpo-de-prova, e até mesmo o tipo e construção do equipamento de ensaio. E ainda há o agravante dos diferentes tipos de aço, dificultando a comparação entre os resultados dos ensaios. Foi visto que, para uma frequência entre 0 e 5.000 ciclos por minuto, os resultados do ensaio de fadiga são independentes da frequência utilizada no teste. Os pesquisadores acreditam que em frequências mais altas há efeitos localizados da troca de calor, sendo que os efeitos da corrosão são conhecidos e são função da frequência de teste. Para os elementos de aços estruturais as frequências estão entre 10 e 600 ciclos por minuto.

A relação entre as resistências à fadiga de diferentes estados de tensão ainda é pouco conhecida. Relação entre a tensão de fadiga e a resistência mecânica (limite de resistência) pode ser determinada por meio de testes, sendo que a extrapolação dos resultados para peças reais é questionável, devido às características dos CPs.

Em muitos casos o comportamento à fadiga de uma estrutura a partir dos corpos-de-prova é difícil de ser determinado. Uma maneira de se chegar a estes resultados é fazendo ensaios em estrutura em tamanho real, simulando cargas de serviço. Este método, que sempre foi usado na indústria aeronáutica, pode ser aplicado à indústria de maquinaria e de produtos que são produzidos em massa. Para testar um componente ou estrutura da engenharia civil, algo como uma ponte ou guindaste, o teste em escala real seria muito dispendioso.

A despeito das diversas teorias existentes, no presente não se aceita uma teoria ou hipótese que possa explicar satisfatoriamente a nucleação de uma trinca por fadiga ou o mecanismo de fratura por fadiga (KUZMANOVIC e WILLEMS, 1983).

O perigo de ruptura por fadiga naturalmente tem que ser avaliado relativamente a outros tipos de fratura ou critérios de cálculo. Aumento em carregamentos dinâmicos durante a existência de uma estrutura (ponte rodoviária, por exemplo) e a perda de área de seção devido à corrosão são exemplos típicos de fatores que causam fratura prematura por fadiga. Um exame criterioso do comportamento à fadiga de estruturas existentes, e especialmente de certos detalhes normativos, combinados com a avaliação real dos novos detalhes construtivos na maioria dos casos leva a um cálculo que salvaguardará contra o colapso por fratura.

Os efeitos de um carregamento dinâmico sobre uma estrutura são completamente diferentes de um carregamento estático. Um carregamento dinâmico não é simplesmente a repetição de um certo número de carregamentos estáticos. Quando as tensões variam com o tempo, tem que ser levado em conta que cada carregamento tem que ser sobreposto ao estado de tensão e deformação prévio. Cada vez que um novo ciclo de carregamento é imposto à estrutura, ele é sobreposto com uma tensão/deformação que já está gravada na estrutura ou a uma história, que muda com o tempo. Então pode ser dito que uma estrutura possui uma memória de sua história de carregamentos, a qual afeta

seu comportamento. A suposição de uma série de repetição de cargas estáticas é por esta razão inadequada.

A resistência à fadiga de um aço é afetada pela variação da tensão com o tempo. As tensões resultantes, que são usualmente tridimensionais, também serão dependentes do tempo. Além do mais, o tipo de superfície do corpo-de-prova e a mudança de suas características físicas e químicas com o tempo altera a sua resistência final à fadiga.

É óbvio que a resistência à fadiga depende de muitos fatores que normalmente são diferentes de ensaio para ensaio, o que torna muito difícil prever com precisão um resultado, ou expressá-lo com uma simples equação. Tanto o carregamento cíclico, quanto a fabricação introduzem estas variáveis.

#### **4.4.3 - O processo de fadiga**

O processo de fadiga se divide em três estágios (BRANCO *et alli*, 1986):

- ESTÁGIO I: Corresponde à nucleação da trinca por deformação plástica localizada, e o seu crescimento inicial. Este estágio é reduzido por tensões localizadas e presença de entalhes.
  
- ESTÁGIO II: Corresponde ao crescimento da trinca num plano perpendicular à direção da tensão principal de tração. A região de fratura neste estágio é a mais característica do processo de fadiga, onde geralmente são desenvolvidas as marcas de praia.
  
- ESTÁGIO III: Corresponde à fratura brusca final que ocorre no último ciclo de tensões, quando a trinca desenvolvida progressivamente atinge o tamanho crítico para propagação instável.

#### 4.4.3.1 - Início do processo de fadiga

Uma trinca de fadiga inicia-se normalmente na superfície do material, visto que nesta região a concentração de tensões pode ser alta. Por outro lado, os cristais da superfície têm menos apoio mútuo que os cristais do interior, e estão portanto mais sujeitos à ocorrência de deformação plástica, e finalmente, é na superfície que se verifica o possível efeito nocivo do meio ambiente.

Muitos ensaios em laboratório são realizados em máquinas com carregamento uniaxial ou em flexão, produzindo com isso apenas tensões de tração e compressão. Normalmente as máquinas de ensaio são ajustadas para uma variação entre um mínimo e um máximo de tensão de tração ou entre dois máximos, sendo um de tração e outro de compressão (KUZMANOVIC e WILLEMS, 1983).

Normalmente nos laboratórios, salvo algumas exceções, os testes são feitos em escala reduzida, e são utilizados para se obter os resultados da etapa de iniciação da trinca de fadiga. Os CPs são ensaiados em várias amplitudes de tensão até que uma trinca seja iniciada. Esta trinca normalmente é medida visualmente, podendo ser, entretanto, determinada por uma mudança especificada no deslocamento do CP. A Figura 4.13 apresenta um teste em escala real e a Figura 4.14 exemplifica um modelo de peça normalmente ensaiada à fadiga

Para os ensaios de um aço estrutural submetido à inversão ( $R = -1$ ), os resultados devem apresentar resultados típicos como mostrado na Tabela 4.1.

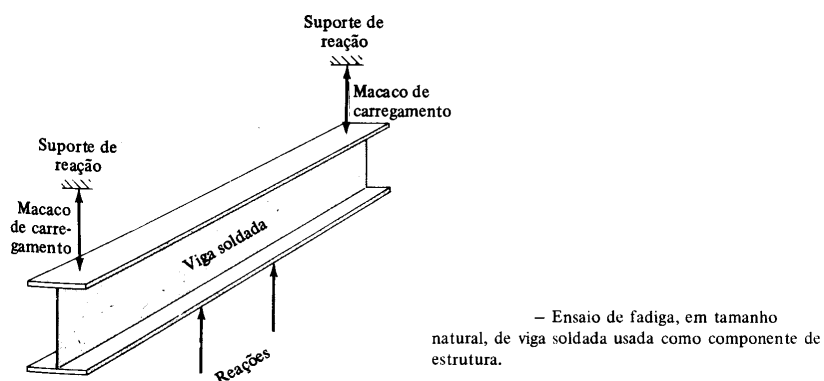


Figura 4.13 - Esquema de ensaio de viga em escala real (KUZMANOVIC e WILLEMS, 1983)



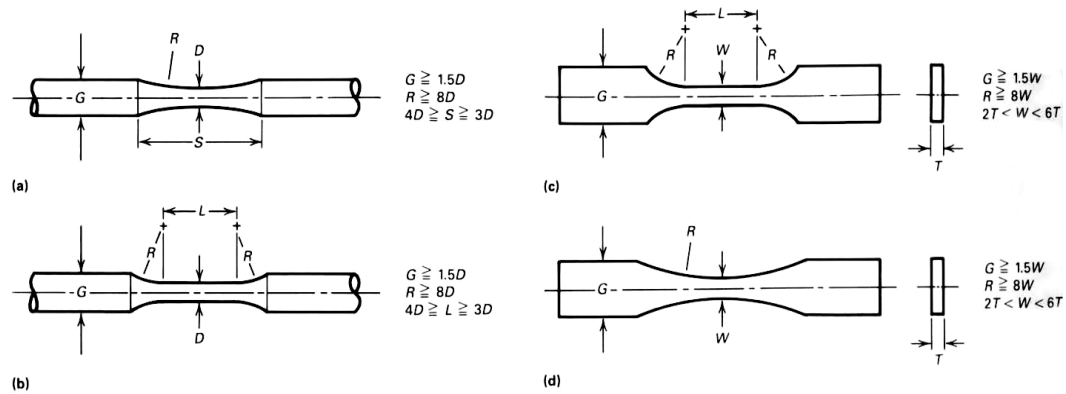


Figura 4.14 - Montagem de um corpo-de-prova para ensaio de fadiga (ASM, 1992)

Tabela 4.1 - Resultados típicos para um aço estrutural submetido a ensaio de fadiga com inversão,  $R = -1$  (KUZMANOVIC e WILLEMS, 1983)

Número do corpo de prova	Amplitude de tensão ksi	Variação de tensão ksi	Número de ciclos de carregamento para iniciar uma rachadura $N_i$
1	20	40	10.000
2	20	40	9.000
3	20	40	12.000
4	15	30	100.000
5	15	30	95.000
6	15	30	103.000
7	15	30	80.000
8	10	20	850.000
9	10	20	900.000
10	10	20	920.000
11	10	20	700.000
12	7,5	15	5.000.000
13	7,5	15	7.000.000
14	6	12	> 9.000.000

A partir destes resultados é traçada a curva de Wöhler, que já foi descrita anteriormente. Estas curvas são utilizadas para se estimar a vida em fadiga para qualquer faixa de tensão. Como exemplo, pode-se tomar a curva da Figura 4.15. Nela a vida em fadiga de um dado elemento submetido a uma faixa de tensão de 25ksi seria de  $3 \times 10^5$  ciclos. Pode-se notar que neste exemplo vários CPs não atingiram a fratura, mesmo após  $2 \times 10^6$  ciclos de carregamento. Isto mostra que, para alguns materiais existe uma faixa de tensão abaixo da qual a trinca não se inicia. Esta faixa de tensão define o limite de fadiga, e é um parâmetro de projeto para materiais que devem suportar milhões de ciclos.

Alguns materiais, como alumínio, por exemplo, não exibem um limite de fadiga bem definido. Mesmo após  $10^6$  ciclos de carregamento os resultados continuam a decrescer, e então é arbitrado um número como sendo o limite de fadiga, que varia de  $10^7$  e  $10^8$  ciclos (KUZMANOVIC e WILLEMS, 1983).

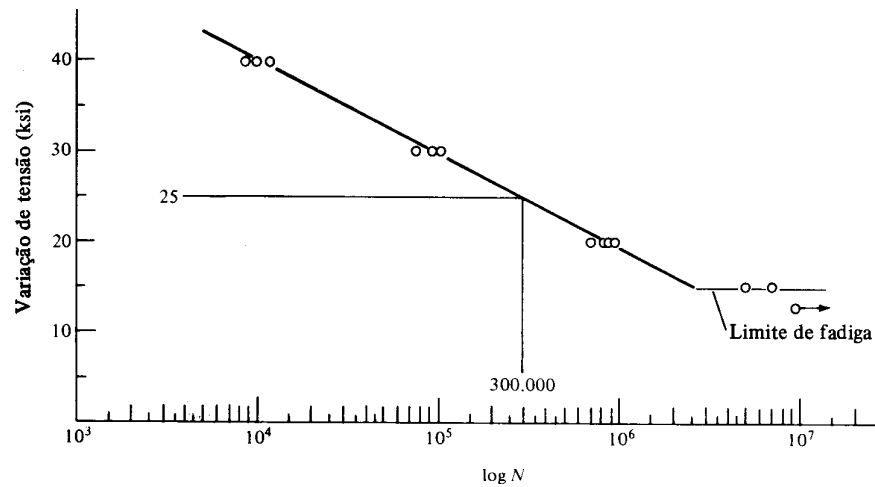


Figura 4.15 - Resultado típico do ensaio a fadiga S-N mostrando o limite de fadiga (KUZMANOVIC e WILLEMS, 1983)

#### 4.4.3.2 - Propagação da trinca de fadiga

Na maioria dos componentes estruturais, a existência de trincas não implica necessariamente em fratura do elemento. A peça estrutural pode permanecer em utilização mesmo depois de trincada, sendo que o crescimento da trinca se dará até que a ruptura ocorra. O objetivo dos ensaios de propagação de trincas por fadiga é determinar as taxas em que as trincas crescem sob carregamento cíclico, antes de atingirem um tamanho que é crítico para a ruptura do elemento estrutural.

O crescimento e o tamanho de uma trinca de fadiga sob carregamento cíclico é controlado principalmente pela carga máxima e razão de tensão ( $R$ ). Porém, como no início da trinca, um número adicional de fatores pode exercer uma forte influência, incluindo aí o ambiente, freqüência, temperatura, orientação dos grãos do material estrutural, e outros fatores microestruturais. O ensaio de propagação de trinca de fadiga normalmente envolve ciclos de carregamento a amplitude constante em CPs onde tenha sido executada a pré-trinca de fadiga. O comprimento da trinca é medido como uma

função dos ciclos já realizados, e estes dados são sujeitos à análise numérica para estabelecer a taxa de crescimento da trinca,  $da/dN$ , onde  $a$  é o tamanho da trinca e  $N$  o número de ciclos em fadiga.

A taxa de crescimento da trinca é expressa como uma função da variação da intensidade do fator de intensidade de tensão. O fator de intensidade de tensão é calculado pela expressão baseado na análise de tensão linear elástica e é uma função do tamanho da trinca, nível de carregamento e geometria do CP. Os dados de crescimento de uma trinca de fadiga são tipicamente apresentados num gráfico  $\log(da/dN)$  versus  $\log\Delta K$ . A Figura 4.16 exemplifica uma curva (ANDERSON, 1991).

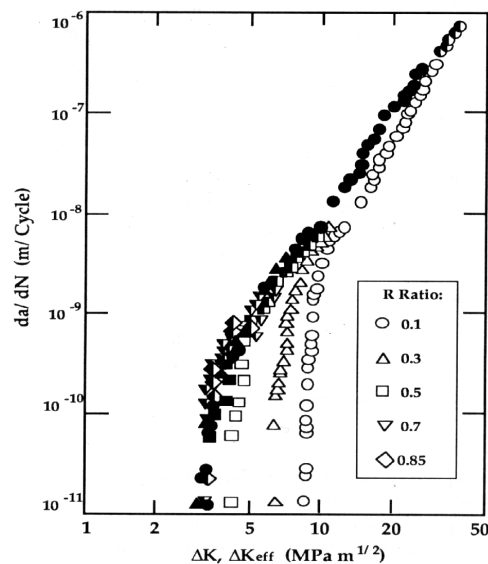


Figura 4.16 - Propagação para uma trinca de fadiga (ANDERSON, 1991)

## 4.5 - Fundamentos da Mecânica da Fratura

A seguir serão abordados alguns conceitos fundamentais sobre Mecânica de Fratura.

### 4.5.1 - Histórico

Projetar estruturas com a tentativa de se evitar a sua fratura não é nenhuma novidade. O fato é que muitas estruturas construídas pelos faraós do antigo Egito e pelos imperadores romanos ainda existem e são testemunhas da habilidade dos antigos engenheiros e arquitetos. Na Europa numerosos prédios e pontes construídos durante a Renascença ainda são utilizados para seus propósitos (GODEFROID, 1995).

Experiências conduzidas por Leonardo da Vinci, há muitos séculos atrás, forneceram algumas pistas para a causa da fratura dos materiais. O famoso pintor mediu a resistência de fios de ferro, e verificou que esta resistência variava inversamente com o comprimento do fio. Estes resultados implicaram que defeitos (trincas) no material controlavam a resistência, ou seja, um longo fio correspondia a uma grande quantidade de volume da amostra, e uma alta probabilidade de se ter uma região contendo um defeito. Estes resultados foram entretanto somente qualitativos.

Em 1913 Inglis reconheceu a importância dos concentradores de tensão para o cálculo da resistência dos materiais. Em 1919 um reservatório de 8.700 m<sup>3</sup> de capacidade, localizado em Boston, fraturou causando a morte de 12 pessoas e prejuízos materiais elevados. Deste caso, a comissão investigadora relatou após anos de trabalho, que “o único ponto seguro de tudo isso é que pelo menos metade dos especialistas ouvidos estariam errados” (BRANCO et alli, 1986).

Em 1920 Griffith realizou uma série de experiências com fibra de vidro de diversos diâmetros, e observou que quanto maior o diâmetro da fibra menor a sua resistência. Este “efeito de tamanho” foi interpretado como na realidade um efeito do tamanho de trinca. Em outras palavras, quanto maior o material, maior a probabilidade de existirem trincas em seu interior e, conseqüentemente, menor a sua resistência (GODEFROID, 1996). O modelo utilizado era de vidro, uma vez que os cálculos eram baseados no comportamento de um material isotrópico, que obedece à lei de Hooke até a sua fratura. Desta forma, o modelo foi recusado para metais, pois estes são compostos por diversos grãos individuais e, portanto, são anisotrópicos, e também devido à sua plasticidade que poderia alterar a forma original da trinca antes da fratura do material. Uma modificação do modelo de Griffith para aplicação em metais só surgiu em 1948.

Durante a segunda guerra mundial, aconteceram acidentes estruturais com os navios do programa *Liberty* e com os estudos realizados para explicar os sinistros diversos avanços foram alcançados pela Mecânica da Fratura.

Em 1956 Irwin desenvolveu o conceito de taxa de liberação de energia, que se relaciona com a teoria de Griffith, mas de uma forma mais usual para solução dos problemas de engenharia. Ainda neste ano, Wells utilizou a Mecânica da Fratura para mostrar que as

falhas nos aviões a jato *Comet* eram causadas pelas trincas de fadiga que se iniciavam nos cantos quadrados das janelas.

Na *General Electric*, em 1958, Winne e Wundt aplicaram a aproximação de Irwin para a taxa de liberação de energia no estudo de falhas de rotores para turbinas a vapor. Eles foram capazes de prever a fratura de discos extraídos dos rotores forjados, e aplicar este conhecimento na previsão da fratura dos rotores reais (GODEFROID, 1996).

Em 1960 Paris e seus colaboradores tiveram muitas dificuldades na aceitação de suas idéias para aplicação dos princípios da Mecânica de Fratura na propagação de trinca por fadiga. Embora Paris tivesse argumentos experimentais e teóricos convincentes para sua aproximação, parecia que os engenheiros não queriam abandonar “as curvas S-N de Wöhler” em favor de uma aproximação mais racional para o projeto em fadiga. A resistência ao seu trabalho foi tão intensa que Paris foi incapaz de encontrar um jornal técnico de reconhecimento mundial que quisesse publicar o seu manuscrito (GODEFROID, 1996).

Em 1961 Wells propôs o deslocamento das faces da trinca como um critério alternativo de fratura, quando plasticidade significativa antecede a fratura. Ele tentou aplicar a Mecânica Linear Elástica de Fratura - MLEF - em aços estruturais de baixa e média resistência, mas estes materiais eram muito dúcteis para utilização desta técnica, pois, conforme verificado por Wells, as faces das trincas moviam-se independentemente da deformação plástica. Esta observação levou ao desenvolvimento do parâmetro atualmente conhecido como CTOD (*crack tip opening displacement*) - modo de abertura de trinca.

Em 1968 Rice desenvolveu outro parâmetro para caracterizar o comportamento não linear à frente da trinca. Através da idealização de deformação plástica como elástica não linear, Rice foi capaz de generalizar a taxa de liberação de energia para materiais com comportamento não lineares. Ele mostrou que esta taxa de liberação de energia não linear pode ser expressa como uma integral de linha, que ele chamava de Integral  $\underline{J}$ , calculada ao longo de um contorno arbitrário ao redor da trinca.

O trabalho de Rice poderia ter sido relegado à obscuridade não fosse o grande esforço em pesquisa da indústria nuclear americana no início da década de 1970. Esta indústria esforçou-se em aplicar a tecnologia no estado da arte, incluindo a Mecânica de Fratura para o projeto e construção de plantas nucleares. Os aços utilizados na construção das centrais nucleares eram muito tenazes e não podiam ser caracterizados pela MLEF sem recorrer a grandes CPs. Em 1971 Begley e Landes decidiram caracterizar a tenacidade à fratura dos aços com a utilização da Integral  $J$ . Suas experiências obtiveram sucesso e levaram dez anos depois à publicação de um procedimento padronizado para o ensaio da integral  $J$  em metais.

Em 1981 Shih demonstrou uma relação entre a Integral  $J$  e CTOD, implicando que ambos parâmetros são igualmente válidos para a caracterização de fratura. As duas metodologias têm sido utilizadas atualmente de maneira simultânea, para uma larga faixa de materiais.

Segundo GODEFROID (1996), é difícil discutir a pesquisa em Mecânica da Fratura que foi desenvolvida a partir de 1980 em um contexto histórico, pois a identificação das contribuições mais importantes requer a passagem do tempo; o que é importante hoje pode se tornar obsoleto no futuro, ao passo que uma descoberta significativa pode passar despercebida quando da sua publicação. É possível, entretanto, identificar algumas tendências em trabalhos recentes.

Percebe-se que o campo da Mecânica da Fratura tem amadurecido nos últimos anos. As pesquisas atuais têm dado resultados em avanços incrementais, em lugar de maiores ganhos.

Modelos mais sofisticados para o comportamento dos materiais têm sido incorporados nas análises da Mecânica da Fratura. Enquanto a plasticidade era o assunto principal da década de 1960, trabalhos mais recentes têm procurado alcançar um nível mais elevado, incorporando o comportamento dos materiais não lineares dependente do tempo, como a viscoelasticidade e a viscoplasticidade. No primeiro caso a motivação se relaciona com a necessidade de se trabalhar com materiais tenazes e resistentes à fluência em elevadas temperaturas. O segundo caso reflete a proporção crescente de utilização de plásticos em

aplicações estruturais. A Mecânica da Fratura tem sido utilizada também na caracterização de materiais compósitos.

Uma outra tendência na pesquisa recente é o desenvolvimento de modelos microestruturais para a fratura e modelos que relacionam o comportamento local e global em fratura dos materiais. Um tópico relacionado é o esforço em caracterizar e prever a dependência entre a tenacidade à fratura e a geometria do material. Estas aproximações são válidas para situações em que falha a utilização de parâmetros simples da Mecânica de Fratura.

#### **4.5.2 - Generalidades**

A Mecânica da Fratura é parte da engenharia que tem como objetivo promover respostas quantitativas para problemas específicos relacionados com a presença de trincas nas estruturas (BARSOM e ROLFE, 1987).

Se umas das três condições abaixo ocorrer pode-se considerar que a estrutura falhou:

- inutilização completa da estrutura;
- desempenho não satisfatório das finalidades para que a peça foi projetada;
- insegurança para utilização da peça.

Segundo ANDERSON (1991), as causas para falha de uma estrutura são:

- negligência durante o projeto, construção ou operação da estrutura
- aplicação de um novo projeto ou material o qual pode produzir um inesperado resultado.

No primeiro caso, procedimentos existentes são suficientes para evitar a falha, mas não são seguidos por uma ou mais partes envolvidas, devido a erro humano, desconhecimento ou propositadamente. Fabricação deficiente, materiais inadequados, erros na análise de tensões são exemplos de casos onde a experiência e tecnologia apropriada estão disponíveis, mas não são utilizadas.

O segundo tipo de falha é muito difícil de se evitar, pois quando um projeto é melhorado existem certas tecnologias que o projetista pode desconhecer. Novos materiais podem oferecer muitas vantagens, mas também problemas em potencial. Desta forma, um novo projeto ou material deverá ser colocado em serviço somente após diversos ensaios e análises. Uma melhoria poderá reduzir a frequência das falhas, mas não eliminá-las completamente, sendo que diversos fatores deverão ser observados na fase de inspeção.

Um caso famoso de fratura do segundo tipo ocorreu durante a segunda guerra mundial com o programa americano de navios *Liberty*. Este programa fabricou cerca de 2.700 navios completamente soldados em contraposição ao projeto tradicional de rebiteagem. O sucesso deste projeto foi grande, até que em 1943 um navio partiu-se ao meio quando navegava entre a Sibéria e o Alasca. Durante este programa 400 navios fraturaram-se, conforme pode ser visto pela Figura 4.17 (BARSON e ROLFE, 1987).

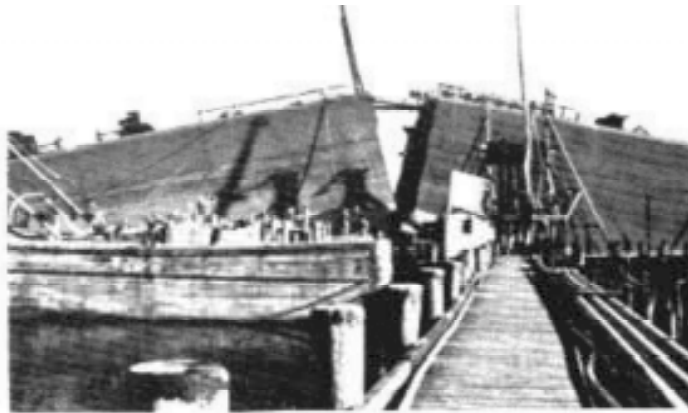


Figura 4.17 - Navio *Liberty* rompido sob fratura frágil (BARSON e ROLFE, 1987)

Estudos posteriores demonstraram que as falhas nos navios *Liberty* foram causadas pela combinação de três fatores:

- as soldas, que continham muitas discontinuidades
- muitas trincas iniciaram-se em cantos retos, locais de concentração de tensões
- o aço utilizado para estas construções apresentou baixa tenacidade, medida pelo ensaio de impacto Charpy.



### 4.5.3 - Fator de intensidade de tensão

O conceito do fator de intensidade de tensão ocupa um lugar central em problemas de propagação de trincas. Deve-se a Westergaard uma técnica de tratamento analítico do problema da determinação de tensões e deformações em corpos trincados, a qual teve grande importância no desenvolvimento da Mecânica da Fratura (BRANCO *et alli*, 1986).

O problema tratado por Westergaard consiste na determinação do estado de tensão nas proximidades dos vértices de uma descontinuidade (entalhe, trinca, etc.) de comprimento  $2a$  existente numa placa infinita solicitada pela tensão  $\sigma$ , conforme está representado na Figura 4.18.

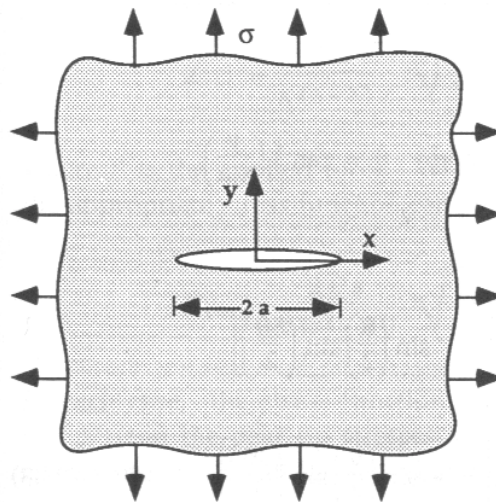


Figura 4.18 - Placa infinita com uma trinca de largura  $2a$  (ANDERSON, 1991)

A Figura 4.19 mostra o sistema de coordenadas que foi adotado, e a Figura 4.20 o estado de tensão na vizinhança da trinca.

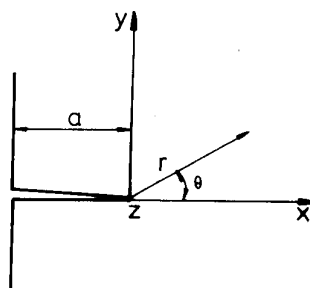


Figura 4.19 - Sistema de coordenadas (BRANCO *et alli*, 1986)

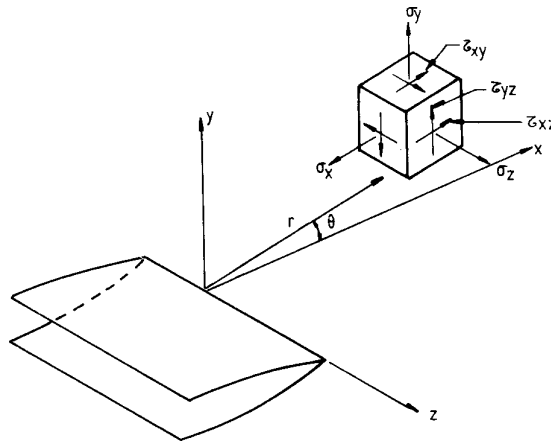


Figura 4.20 - Estado de tensão na vizinhança de uma trinca (BARSOM e ROLFE, 1987)

Os estados de tensão e deformação oriundos das Figuras 4.19 e 4.20 são descritos a seguir. A partir do modelo, e tomando as tensões num ponto de coordenadas  $(r, \theta)$ , que foram encontradas por Westergaard em 1939, tem-se de uma maneira genérica (GODEFROID, 1995):

$$\sigma_{ij} = \frac{\sigma \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad [4.1]$$

O primeiro termo da equação,  $\sigma \sqrt{\pi a}$ , é uma simples combinação entre a tensão nominal remota e o comprimento da trinca. Uma vez que os outros parâmetros da equação são fatores puramente geométricos, o primeiro termo determina a magnitude das tensões elásticas na ponta da trinca e é chamado de fator de intensidade de tensão  $K$ . Desta forma tem-se:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \quad [4.2]$$

Os estados de tensão e deformação na vizinhança de uma trinca podem ocorrer de três modos, conforme Figura 4.21:

- modo I, de abertura (trativo) - mais importante em Engenharia;
- modo II, de deslizamento ou cisalhamento dianteiro;
- modo III, de rasgamento ou cisalhamento transversal.

Assim, para o modo I, tem-se:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad [4.3]$$

O primeiro modo (I) nos fornece as seguintes equações para tensões em um ponto  $(r, \theta)$  próximo ao vértice da trinca:

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2}\right) \quad [4.4]$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{3\theta}{2}\right) \quad [4.5]$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \operatorname{sen} \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad [4.6]$$

$$\sigma_z = 0 \quad (\text{estado plano de tensão, EPT})$$

$$\sigma_z = \nu (\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{estado plano de deformação, EPD});$$

$\nu$  - coeficiente de Poisson

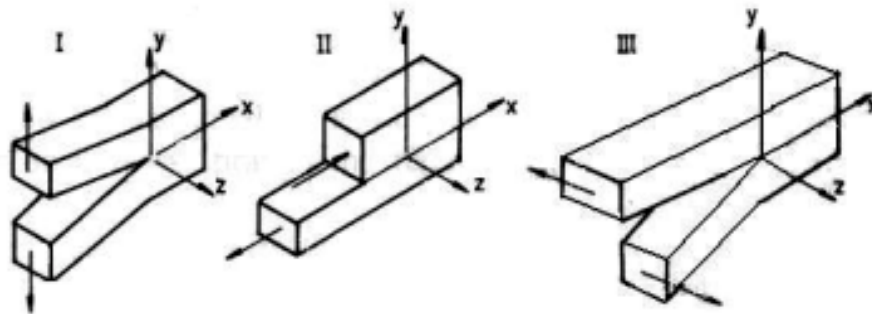


Figura 4.21 - Modos de deformação (BRANCO et alli, 1986)

Nas equações [4.4-4.6], e de acordo com os modos de deformação apresentados na Figura 4.21, tem-se o parâmetro  $K_I$  que é o fator de intensidade de tensão correspondentes ao modo I de deformação. É importante notar que este fator não depende das variáveis  $r$  e  $\theta$ . Portanto, controla a intensidade do campo de tensões, mas não controla a distribuição. Este fator pode ser interpretado fisicamente como parâmetro que reflete a redistribuição de tensões num corpo devido à introdução de uma trinca, e

indica o tipo e grandeza da transmissão de força através da região na vizinhança da extremidade da trinca.

Sendo o modo I o de maior importância prática, pois é o que é mais corrente, doravante o índice I será suprimido em  $\underline{K}$  (exceto em  $K_{IC}$ , que será visto posteriormente)

Os métodos numéricos são outros métodos de determinação do fator de intensidade de tensão, e entre estes se destaca o método dos elementos finitos. Este método é de grande versatilidade para a determinação do fator  $\underline{K}$ , pois com ele podem ser analisadas as mais diversas geometrias utilizadas pela engenharia. Os problemas podem ser tratados em três dimensões e ainda pode-se fazer considerações elasto-plásticas para incluir a plasticidade na ponta da trinca (GODEFROID, 1995).

Este método consiste na substituição do material real por um número finito de elementos estruturais (geralmente triângulos ou retângulos para problemas no plano), interconectados através de seus pontos nodais. A distribuição de tensões é calculada considerando-se o equilíbrio de forças nos pontos nodais, e a distribuição de deformações é calculada em termos dos deslocamentos sofridos por estes pontos nodais. Com o conhecimento destas distribuições de tensões e deformações, encontra-se o valor de  $\underline{K}$  a partir das expressões analíticas obtidas por Westergaard.

Uma explicação qualitativa do efeito de concentração de tensões pode ser obtida através da analogia com o escoamento de um fluido, conforme é mostrado na Figura 4.22. As linhas de força estão uniformemente distribuídas nas seções suficientemente afastadas do entalhe, mas concentram-se próximo da superfície quando passam na seção que contém o entalhe. As linhas de força são análogas às linhas de escoamento que existem num fluido passando por um canal com a mesma forma que a barra entalhada. Esta analogia mostra que o efeito de concentrações de tensões se estende para dentro da superfície, numa distância finita (BRANCO *et alli*, 1986).

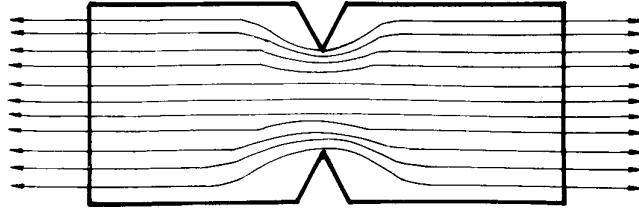


Figura 4.22 - Linhas de força de uma barra entalhada ensaiada à tração (BRANCO *et alli*, 1986)

A título de exemplo prático, pode-se citar a solda como um fator que gera concentradores de tensões.

#### 4.5.4 - Tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ )

A fratura instável de um material com comportamento linear elástico ocorrerá quando o fator de intensidade de tensão na trinca atingir um valor crítico.

Em condições de tensão plana este valor crítico recebe a denominação de  $K_C$ , e corresponde ao valor máximo de intensidade de tensão em função da espessura do material. Este parâmetro depende, entretanto, da espessura do material, não sendo, portanto uma característica interessante para representar a tenacidade do material (BARSOM e ROLFE, 1987).

Em condições de deformação plana o valor para o fator de intensidade de tensão é denominado  $K_{IC}$ , e corresponde ao patamar no gráfico apresentado na Figura 4.23. Por esta razão,  $K_{IC}$  serve para caracterizar a tenacidade à fratura do material, e será usado para qualificação de materiais em termos de resistência à propagação de trincas.

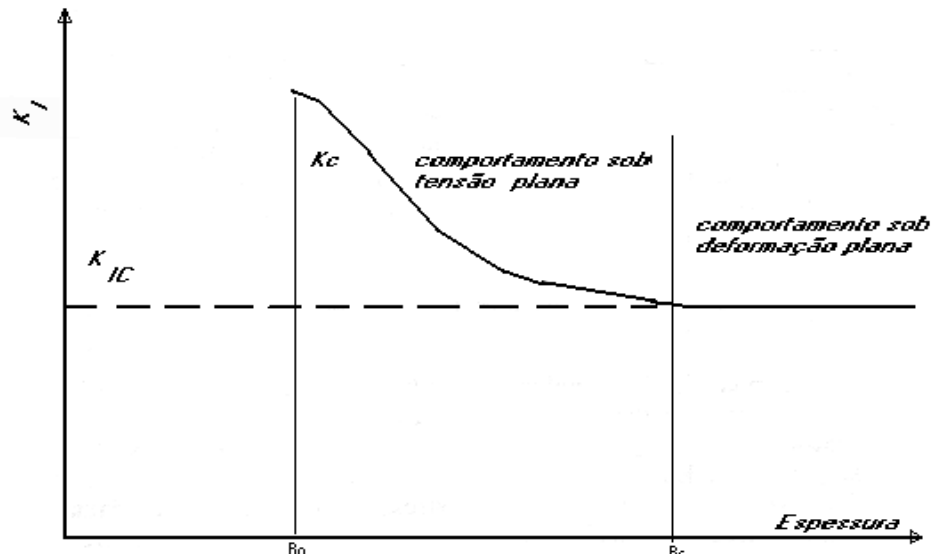


Figura 4.23 - Variação do fator de intensidade de tensão versus espessura (BARSOM e ROLFE, 1987)

Como mostrado na Figura 4.25, a espessura do material tem influência no valor do fator de intensidade de tensão. Esta influência está relacionada com a transição gradual de deformação plana para tensão plana. A partir de uma certa espessura  $\underline{B}_S$  o estado plano de deformação prevalece, e a tenacidade alcança o seu valor mínimo  $K_{IC}$ , onde, independente da espessura para  $B > B_S$  (GODEFROID, 1996). Por outro lado, existe uma espessura  $\underline{B}_0$ , menor que  $\underline{B}_S$ , onde a tenacidade alcança seu valor máximo  $K_C$ . Na região intermediária entre  $\underline{B}_0$  e  $\underline{B}_S$ , a tenacidade possui valores entre  $K_C$  e  $K_{IC}$ . Para espessuras abaixo de  $B_0$  o comportamento é incerto: em alguns casos um nível horizontal é alcançado, em outros casos a tenacidade diminui.

Para explicar a variação do fator  $\underline{K}$  com a espessura do material, PELLINI (1973), fez uma analogia com o comportamento à tração de uma barra com e sem entalhe, conforme é mostrado na Figura 4.24. Na barra sem entalhe, o comportamento foi descrito como sendo “livre”, isto é, a contração lateral não seria restringida no início do carregamento. Já na barra com entalhe a seção reduzida induziria deformação plástica localizada, enquanto o restante da barra estaria deformando-se elasticamente. Para uma quantidade de contração elástica (coeficiente de Poisson) baixa em comparação com a contração plástica, haveria uma restrição ao escoamento plástico. Esta restrição provocaria a mudança do estado uniaxial para o estado triaxial de tensão. Como

conseqüência, a curva do ensaio de tração da barra se deslocaria para cima e para a esquerda.

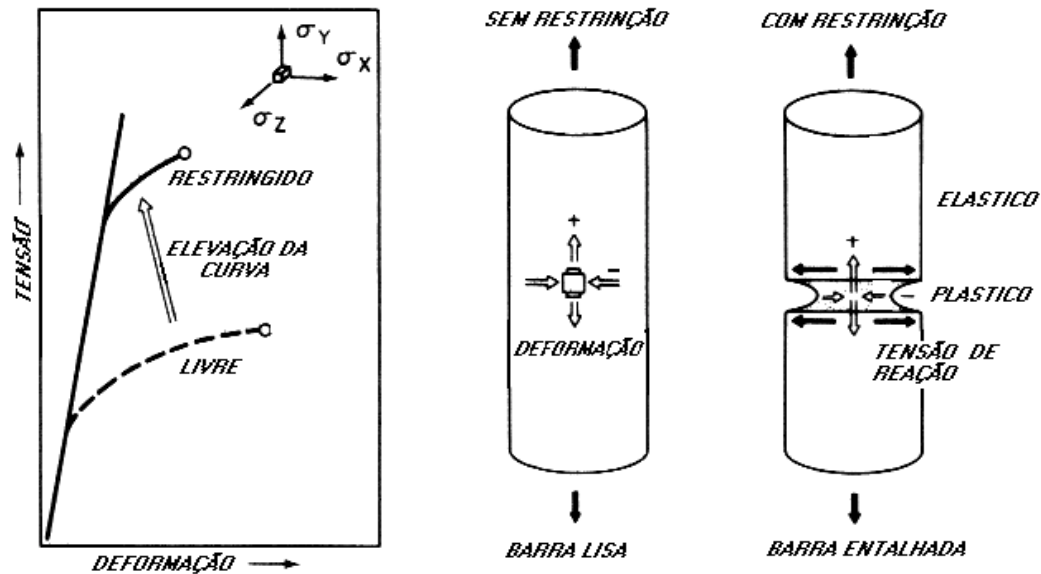


Figura 4.24 - Origens dos efeitos de constrição (BARSOM e ROLFE, 1987)

#### 4.5.5 - Estado plano de deformação versus estado plano de tensão

Em geral o estado de tensões à frente da trinca é tridimensional. Entretanto, existem vários casos na prática em que este estado é reduzido a duas dimensões. Em outras palavras, uma das tensões ou deformações principais é igual a zero, levando conseqüentemente ao estado plano de tensão (EPT) e ao estado plano de deformação (EPD).

O estado de tensões influencia o tamanho da zona plástica desenvolvida à frente da trinca. Mesmo se no interior de uma placa existir a condição de deformação plana, sempre ocorrerá tensão plana nas superfícies. Tensões perpendiculares às superfícies externas não existem, e portanto  $\sigma_{zz} = 0$ . Se deformação plana prevalece no interior da placa, a tensão  $\sigma_{zz}$  crescerá gradualmente de zero (na superfície) para o correspondente valor da deformação plana (no interior). Conseqüentemente, a zona plástica decresce gradualmente do tamanho de tensão plana na superfície para o tamanho de deformação plana no interior da placa.

O tamanho da zona plástica também influencia o estado de tensões. Quando a zona plástica é grande em relação à espessura do material, o escoamento ocorre livremente na direção da espessura, promovendo o desenvolvimento de tensão plana. Por outro lado se a zona plástica for muito pequena, o escoamento na direção da espessura não ocorre livremente, devido ao constrangimento elástico provocado pelo material nas vizinhanças da zona plástica. Este fato promove o desenvolvimento de deformação plana (GODEFROID, 1996).

A espessura é talvez a única variável geométrica que pode influenciar a propagação da trinca. Portanto, nem sempre se pode utilizar os resultados experimentais de propagação de trinca por fadiga considerando-os independentes da geometria (BRANCO *et alli*, 1986).

#### 4.5.6 - Integral $\underline{J}$

Os primeiros estudos sobre Integral  $\underline{J}$  são creditados a Eshelby, em 1951, quando foi publicado um trabalho sobre o cálculo de forças em trincas estáticas e dinâmicas em um meio elástico. Neste trabalho, Eshelby definiu uma série de integrais de contorno, independentes do caminho, das quais a Integral  $\underline{J}$  é uma destas relações. Credita-se também a Cherepanov um estudo sobre a Integral  $\underline{J}$ , em 1967, sendo que um ano depois Rice reconheceu o seu uso em potencial para a Mecânica de Fratura (GODEFROID, 1995).

Considere-se um CP com uma trinca interna, submetido a um carregamento externo; fazendo-se o balanço energético, de acordo com Griffith, tem-se:

$$U = U_0 + U_a + U_\gamma + (-F) \quad [4.7]$$

U: energia total do CP

$U_0$ : energia elástica do CP sem trinca (constante)

$U_a$ : mudança na energia elástica de deformação elástica do CP, causada pela introdução da trinca

$U_\gamma$ : mudança de energia superficial elástica, causada pela formação das superfícies da trinca

F: trabalho realizado pelas forças externas



A equação [4.7] foi desenvolvida para um material com comportamento linear elástico, mas pode ser estendida para o comportamento não linear.

A condição de instabilidade do material leva a:

$$\frac{d}{da} (F - U_a) > \frac{dU_p}{da} \quad [4.8]$$

A energia potencial vale:

$$U = U_0 + U_a - F \quad [4.9]$$

Logo:

$$\frac{dU_p}{da} = - \frac{d}{da} (F - U_a) \quad [4.10]$$

Por definição, para um comportamento linear elástico, a equação [4.10] caracteriza a força  $\underline{G}$  para extensão da trinca. Para um comportamento elástico não linear trabalha-se com o equivalente de  $\underline{G}$ , que recebe o nome de  $\underline{J}$ . Daí:

$$J = \frac{d}{da} (F - U_a) \quad [4.11]$$

Com as equações [4.10] e [4.11] tem-se:

$$J = \frac{dU_p}{da} \quad [4.12]$$

A equação [4.12] fornece a interpretação física para a Integral  $\underline{J}$ . Uma vez que  $dF/da$  representa a energia colocada à disposição pelas forças externas por incremento da extensão da trinca, e  $dU_a/da$  é o acréscimo de energia elástica devido ao trabalho externo  $dF/da$  realizado,  $\underline{J}$  representa a variação de energia estocada no corpo com o avanço da

trinca. Um decréscimo  $-dU/da$  na energia estocada representa a perda de energia  $\underline{J}$  para extensão da trinca, de forma a fornecer a energia  $dU_\gamma/da$  para um aumento na superfície da trinca de  $d\alpha$  (GODEFROID, 1995).

Segundo DE AQUINO e ANDRADE (1996), existem atualmente dois procedimentos de ensaios normalizados pela ASTM para obtenção do valor da Integral  $\underline{J}$  experimentalmente. Para estimar  $\underline{J}_{IC}$ , ou seja, o valor de  $\underline{J}$  correspondente ao início de propagação de trinca, utiliza-se a norma E-813, publicada em 1981. Para obtenção da curva de resistência  $\underline{J}$  versus  $\Delta a$ , utiliza-se a metodologia prescrita na norma E-1152/1987, sendo que a curva representa uma variação do valor de  $\underline{J}$  em função de um incremento no tamanho da trinca  $\Delta a$ . Nesta curva, nota-se a presença de duas regiões: a linha de embotamento na ponta (vértice) da trinca e a linha de avanço de trinca. O encontro das duas linhas define o valor de  $\underline{J}_{IC}$ .

#### **4.5.7 - Abertura de trinca (CTOD)**

Quando Wells (1961) tentou medir o valor de  $K_{IC}$  num conjunto de aços estruturais na Inglaterra, ele verificou que estes materiais eram muito tenazes para serem caracterizados pela MLEF. Esta descoberta levou a conclusões bem interessantes: uma elevada tenacidade, é obviamente, desejável para os fabricantes e projetistas, mas as experiências indicaram que a teoria existente da Mecânica de Fratura não se aplicava a uma importante classe de materiais. Examinando os CPs fraturados, Wells verificou que a deformação plástica formada à frente da trinca provocava um embotamento na ponta da trinca previamente aguda. Em outras palavras, ocorria um deslocamento  $\delta$  das faces da trinca antes da propagação instável da trinca e da fratura do material (GODEFROID, 1996). A Figura 4.25 ilustra esta situação.

Wells também verificou que o grau de embotamento aumenta em proporção à tenacidade do material. Esta observação levou o pesquisador a propor a abertura na ponta da trinca como uma medida da tenacidade à fratura. Atualmente, este parâmetro é conhecido como CTOD, que é o deslocamento de abertura na ponta da trinca.

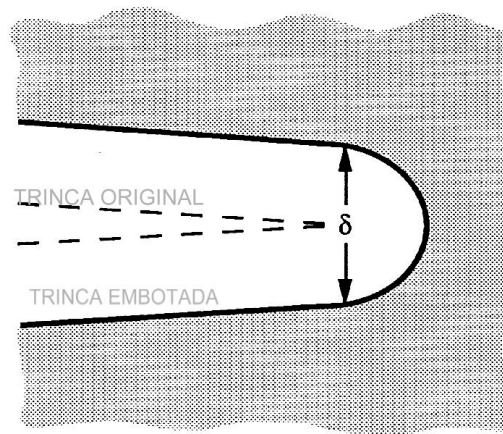


Figura 4.25 – Ilustração do embotamento na ponta da trinca (ANDERSON, 1991)

#### 4.5.8 - Aplicação da Mecânica da Fratura em fadiga

Atualmente, em termos de a análise à fadiga, o item que tem recebido a maior atenção pela Engenharia Estrutural é a taxa de propagação de trinca. A maioria das modernas estruturas pode ser projetada com a hipótese de que está presente nela um defeito de dimensão abaixo dos limites de detecção por ensaios não destrutivos. A taxa de crescimento destes defeitos, antes que eles alcancem um tamanho crítico, determina então o período de inspeção da estrutura. Materiais com uma melhor resistência à propagação de trinca por fadiga admitiriam maiores intervalos entre períodos de inspeção, ou a capacidade para trabalhar com tensões mais elevadas e pesos reduzidos (GODEFROID, 1995).

A Norma E647-88a (*Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*) da ASTM (*American Standard Test of Materials*) propõe a avaliação da taxa de propagação de trinca. Corpos-de-prova cuidadosamente pré-trincados (conforme o ensaio para determinação da tenacidade  $K_{IC}$ ) são ciclados em torno de uma tensão média e de acordo com uma razão  $R$ , onde o comprimento de trinca é monitorado durante o ensaio. A partir deste teste, o gráfico da Figura 4.26 é gerado, onde tem-se também o tipo de CP e a variação da tensão aplicada.

Através deste gráfico aplicam-se os conceitos da Mecânica Linear Elástica da Fratura, e trabalha-se com a figura taxa de propagação de trinca  $da/dN$  versus fator cíclico de intensidade de tensões  $\Delta K$  ( $K_{\max} - K_{\min}$ ).

A relação  $da/dN \times \Delta K$ , (Figura 4.26c), é apresentada em um gráfico com escalas logarítmicas, e fornece para a maioria dos materiais uma curva “sigmoïdal”, conforme esquematizado na Figura 4.27. Conforme comentado em 4.4.3 esta figura divide-se em três regiões.

Na região I a taxa de propagação de trinca torna-se cada vez menor com o decréscimo de  $\Delta K$ . Existe nesta região o valor limiar (*threshold*),  $\Delta K_{th}$ , abaixo do qual as trincas não crescem. Neste caso, a trinca não avança de uma quantidade definida por ciclo, mas de maneira bem mais complexa. A microestrutura e as condições de carregamento influenciam fortemente o limiar  $\Delta K_{th}$ . O projetista que utiliza conceitos da Mecânica da Fratura está muito interessado nesta região, uma vez que as taxas de propagação de trinca correspondem aos primeiros estágios da formação e da propagação da trinca, onde um procedimento de recuperação da estrutura pode ser adotado (GODEFROID, 1995). Este limiar de propagação também é influenciado pela espessura do material. Nos aços mais utilizados em construção soldada os resultados obtidos indicam uma redução do valor de  $\Delta K_{th}$  quando a espessura aumenta (RADON, 1982).

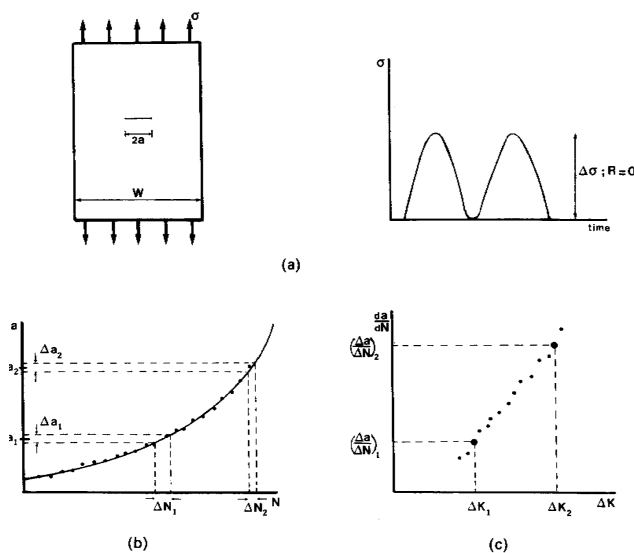


Figura 4.26 - Tipo de corpo-de-prova (a); dados do ensaio (b); curva  $da/dN \times \Delta K$  (c) (BROEK, 1994)

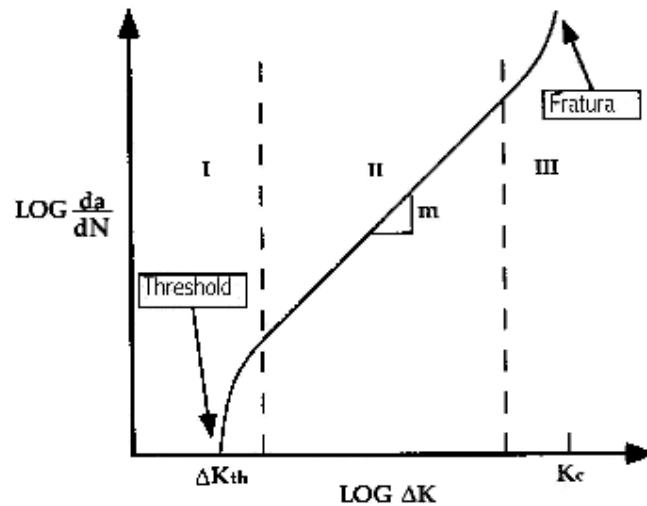


Figura 4.27 - Comportamento do crescimento de trinca em metais (ANDERSON, 1991)

Na região II o comportamento é normalmente caracterizado por uma relação linear entre  $(da/dN)$  e  $(\Delta K)$ . A equação mais conhecida para descrever esta relação é devida a Paris e seus colaboradores (1961, *capud* GODEFROID, 1996):

$$(da/dN) = C \times (\Delta K)^m \quad [4.13]$$

onde  $C$  e  $m$  são constantes do material. Nesta região a trinca cresce através do avanço de uma quantidade fixa por ciclo de tensão. Para esta situação, a microestrutura e as condições de carregamento não são muito importantes (GODEFROID, 1996).

O estágio final da propagação da trinca está caracterizado pela região III, quando  $\Delta K$  (ou mais freqüentemente  $K_{max}$ ) aproximam do valor de tenacidade à fratura  $K_{IC}$  do material. Esta região sofre grande influência da microestrutura e das condições de carregamento

Atualmente, a análise de fadiga que tem recebido a maior atenção pela Engenharia Estrutural é a taxa de propagação de trinca. A maioria das modernas estruturas pode ser projetada com a hipótese de que está presente nela um defeito de dimensão abaixo dos limites de detecção por ensaios não destrutivos. A taxa de crescimento destes defeitos, antes que eles alcancem um tamanho crítico, determina então o período de inspeção da

estrutura. Materiais com uma melhor resistência à propagação de trinca por fadiga admitiriam maiores intervalos entre períodos de inspeção, ou a capacidade para trabalhar com tensões mais elevadas e pesos reduzidos (GODEFROID, 1995).

## 5 - MATERIAIS E MÉTODOS

Serão descritos neste item os materiais e a metodologia utilizados para a realização dos ensaios.

### 5.1 - Materiais

A partir das chapas de aço estrutural anticorrosivo do tipo SAC-50, com 12 mm de espessura, soldou-se ao arco elétrico com eletrodo revestido (E-7018) para avaliar as características do material através do ensaio de fadiga. Realizou-se a caracterização química e mecânica onde os valores encontram-se nas Tabelas 5.1-5.4 e 5.5 respectivamente.

A Tabela 5.1 apresenta a composição química do material utilizado, obtida no laboratório da empresa VDL (Valadares Diesel Ltda) de Itabirito/MG.

Tabela 5.1 - Composição química do aço tipo SAC-50 (% peso)

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr
Composição	0,14	1,15	0,37	0,04	0,02	0,18	0,39

A Tabela 5.2 mostra a composição química nominal do material, segundo o catálogo da USIMINAS (1999).

Tabela 5.2 - Composição química do aço tipo SAC-50 (% do peso) - USIMINAS (1999)

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Ti	Cr	Cu	Nb
Composição	0,18	1,50	0,15-0,55	0,03	0,025	0,15	0,40-0,65	0,25-0,50	0,050

O eletrodo para soldagem utilizado foi o tipo E7018, cuja composição química nominal, segundo a ESAB (2001), é apresentada na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 - Composição química nominal do eletrodo E7018 (% peso)

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cu
Composição	0,07	1,00	0,30	----	----	0,18	0,45

Analisou-se quimicamente a zona fundida nos laboratórios da VDL e os resultados são apresentados na Tabela 5.4.

Tabela 5.4 - Composição química da zona fundida (% peso)

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr
Composição	0,12	1,20	0,42	0,06	0,02	0,89	0,11

Tabela 5.5 - Propriedades mecânicas do aço tipo SAC-50

Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Deformação (%)
385	495	24

Segundo a Usiminas (1999), fabricante deste tipo de aço, os valores para a resistência são:

- Limite de escoamento: 360 MPa
- Limite de resistência: 485 Mpa

Caracterizou-se o material, onde fez-se o perfil de microdureza da junta soldada, analisando-se as diversas regiões, mapeando as amostras a partir do metal base, passando pela zona termicamente afetada e finalizando na zona fundida.

Para análise metalográfica, uma amostra da chapa contendo a zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA), e metal base (MB) foi analisada no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET) da



Escola de Minas/UFOP, onde a mesma foi lixada até a lixa de granulometria número 600 e polida em alumina. As Figuras 5.1 e 5.2 mostram as microestruturas das três zonas (ZF, ZTA, MB), podendo-se ver as diferenças nos tamanhos dos grãos das três regiões.

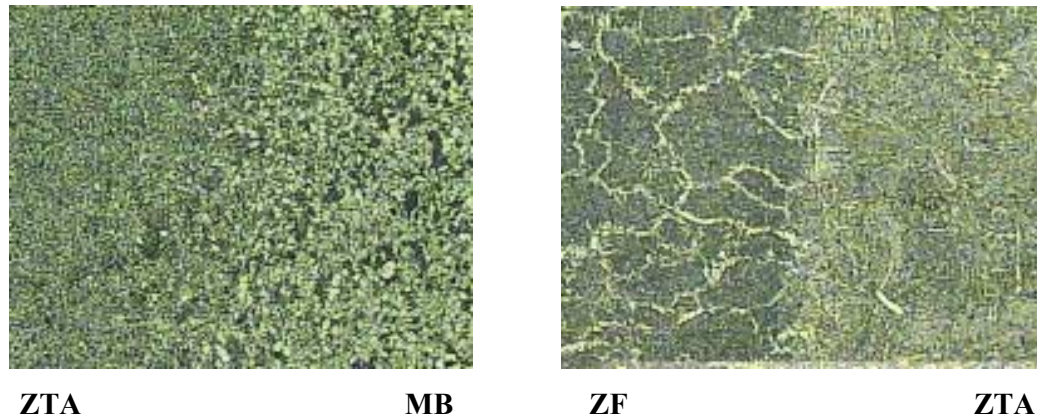
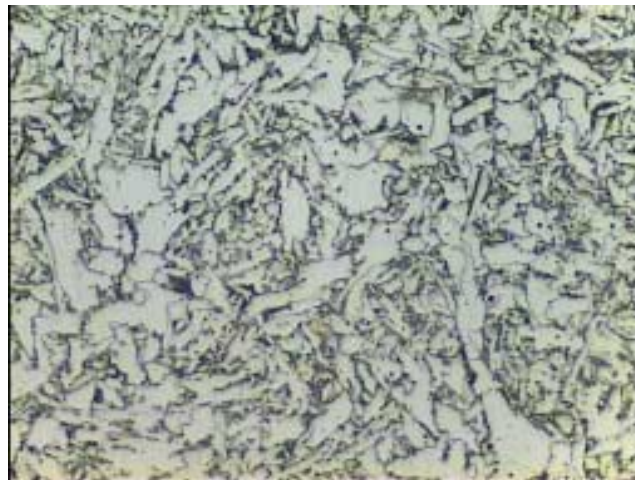


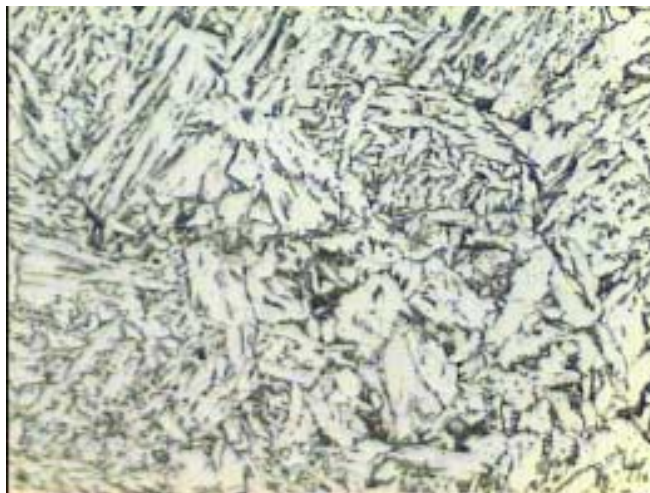
Figura 5.1 - Fotomicrografias das três zonas estabelecidas na soldagem (ataque com nital 3%; aumento de 100X)

Os CPs para ensaios de fadiga foram retirados das chapas no sentido L-T, conforme Figura 5.3. Estão indicados ainda nesta figura o local da soldagem e a posição de retirada dos CPs para ensaio de tração.

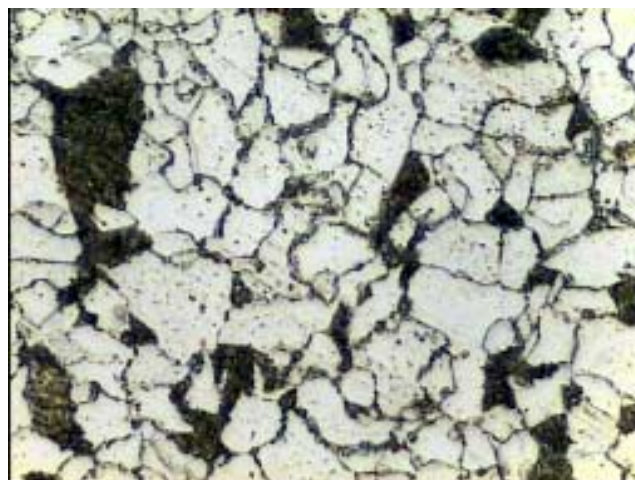
As amostras foram retificadas, pois a região da ZF ficou irregular em relação às zonas não fundidas. Com isso, de certa forma, diminuiu-se a espessura original das chapas. Confeccionou-se os CPs com entalhes direcionados segundo as áreas de interesse (ZTA, ZF e MB). Lixou-se as amostras até a lixa número 600, onde posteriormente foram polidas; em seguida, atacou-se com nital a 3% para diferenciação das zonas de interesse e então pôde-se cortar os CPs para posicionamento dos entalhes dentro das medidas normativas. A Figura 5.4 mostra o CP do tipo tração-compacto, para ensaio de fadiga, empregado neste trabalho. As dimensões foram estabelecidas de acordo com a norma ASTM E399/90.



(a)



(b)



(c)

Figura 5.2 - Fotomicrografias do material estudado: zona fundida (a), zona termicamente afetada (b) e metal base (c) – estrutura ferrita (branco) e perlita (escuro). Ataque com nital 3%; aumento de 500X

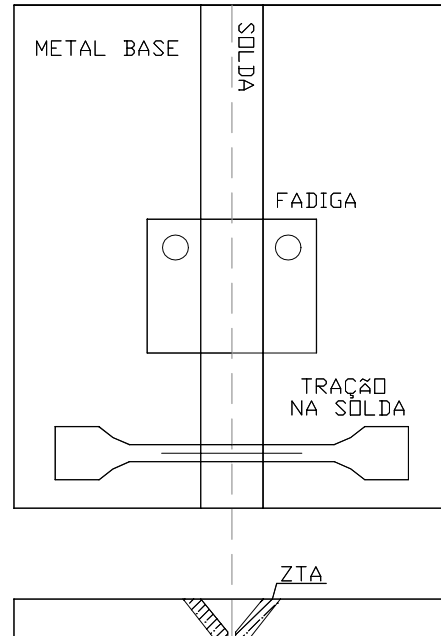


Figura 5.3 - Representação esquemática de como os CPs foram retirados para os ensaios

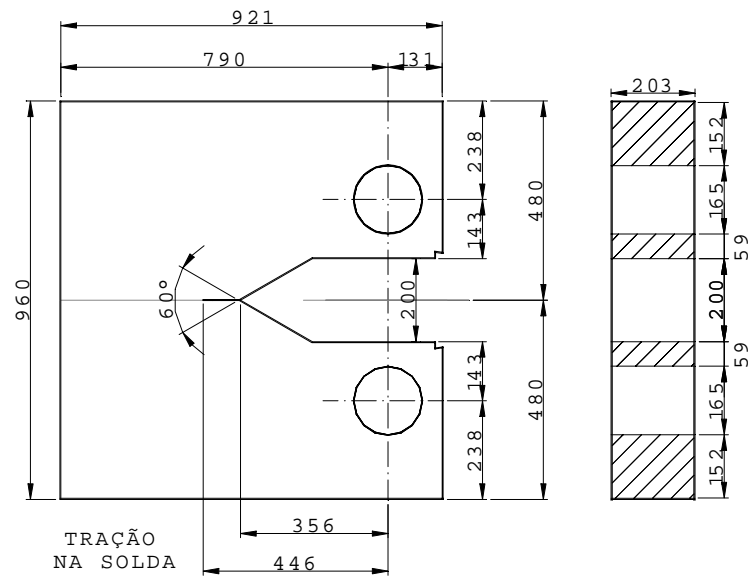


Figura 5.4 - Corpo-de-prova utilizado (tipo tração-compacto, ASTM E 399/90)

## 5.2 - Métodos

Para confecção dos entalhes nos CPs, utilizou-se uma máquina de eletro-erosão de eletrodo fixo (Figura 5.5), com tensão de 90V e corrente de 30A.

Para os ensaios de tenacidade à fratura e fadiga utilizou-se uma máquina servohidráulica, MTS (*Metal Testing System*), de 10t, acoplada a um computador com um *software* específico, onde foram registrados os dados, conforme está mostrado na Figura 5.6.

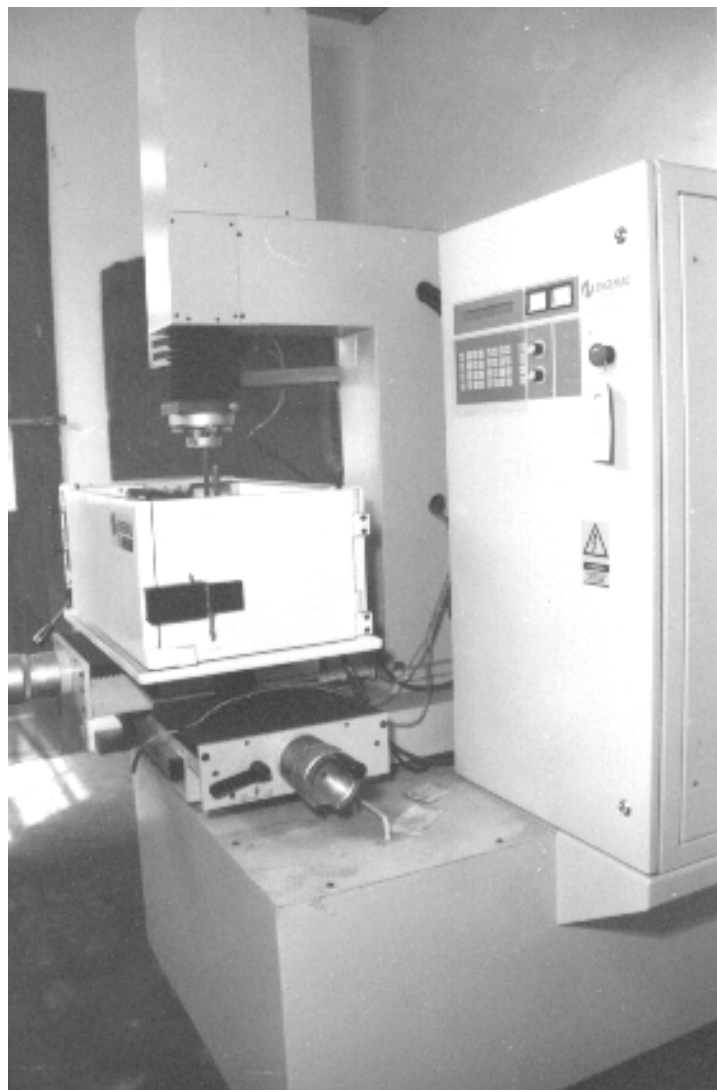


Figura 5.5 - Máquina de eletroerosão para confecção dos entalhes nos CPs para ensaios de fadiga



Figura 5.6 - Vista geral da máquina servohidráulica, MTS 10t, para ensaios de tenacidade à fratura e fadiga

### 5.2.1 - Soldagem do material

A soldagem foi realizada no Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (CDTN) - Comissão Nacional de Energia Nuclear (CNEN, Belo Horizonte), sendo adotada a seguinte especificação do procedimento de soldagem:

- Corrente: 130 Ampéres
- Tensão: 22 Volts
- Número de passes: 6
- Velocidade de soldagem: 300mm/minuto
- Pré-aquecimento: 50°C
- Pós-aquecimento: não houve
- Descrição do eletrodo: E7018, diâmetro 5mm
- Chanfros: em 1/2V

### 5.2.2 - Obtenção da pré-trinca de fadiga

Fez-se pré-trincas nos CPs para ensaios de tenacidade à fratura,  $K_{IC}$ , e ensaios de propagação de trinca (fadiga) adotando-se os preceitos da norma ASTM E 813/89. Utilizando a máquina servohidráulica e adotando-se os parâmetros apresentados na Tabela 5.6, obteve-se as pré-trincas.

Tabela 5.6 - Parâmetros utilizados na abertura da pré-trinca e ensaio de propagação de trinca

Parâmetros/variáveis	R = 0,3	R = 0,7
Frequência (Hz)	30	30
Carga (N)	350 a 1160	1770 a 2530
Comprimento (mm)	13	13
$K_{máx}$ ( $MPa\sqrt{m}$ )	20	20

### 5.2.3 - Ensaios de propagação de trinca por fadiga ( $da/dN$ ) x $\Delta K$

Após a obtenção de pré-trincas, os CPs foram ensaiados para avaliação de propagação de trincas. Os parâmetros utilizados durante estes ensaios são apresentados na Tabela 5.6.

### 5.2.4 - Ensaios de impacto Charpy

A partir de CPs de ensaios de impacto, do tipo Charpy, com entalhe em V, foram realizados ensaios onde registrou-se a energia absorvida versus temperatura na região da ZTA, nas direções da espessura e longitudinalmente, sendo que esta metodologia está de acordo com o proposto por YOUNG (1989). A Figura 5.7 apresenta a posição do entalhe nos CPs.

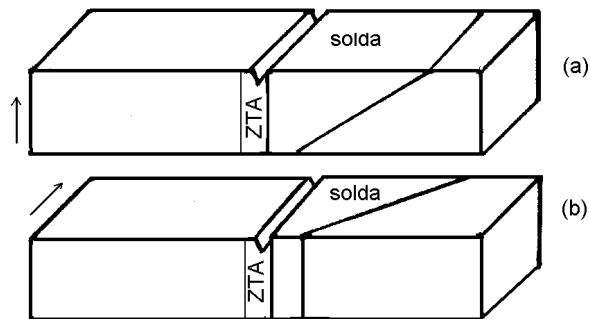


Figura 5.7 - Posicionamento dos entalhes em corpos-de-prova para ensaios Charpy; (a) entalhe ao longo da espessura; (b) entalhe ao longo do cordão de solda. As setas indicam a direção da espessura; dimensões do CP (em mm): 10x10x55

### 5.2.5 - Ensaios de $K_c$ e $\delta_m$

Realizou-se ensaios de tenacidade à fratura na máquina servohidráulica e pelos valores obtidos através do *clip gage*, posicionado nos CPs conforme mostra a Figura 5.8, pôde-se medir o deslocamento de abertura na ponta da trinca (CTOD).

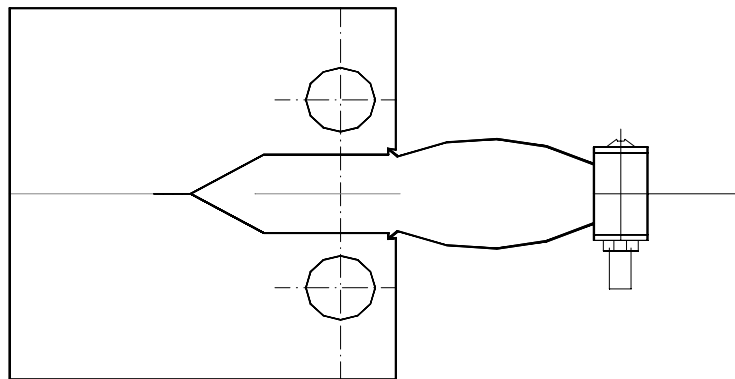


Figura 5.8 - Posicionamento do *clip gage* para medição de CTOD

### 5.2.6 - Ensaio de Integral $J$

Mesmo considerando que este tópico não era objeto deste trabalho, fez-se um ensaio de Integral  $J$ , para avaliar o comportamento do metal base. Utilizou-se a técnica de um único CP, que usa a determinação da *compliance* (inverso da rigidez). Registrou-se, inicialmente, a curva carga aplicada *versus* o deslocamento (flecha) da linha de carga. O comprimento de trinca é calculado em intervalos regulares durante o ensaio, através de descarregamentos parciais e de medição da *compliance*. Obteve-se, também, a curva variação de  $J$  com a extensão de trinca, onde estimou-se um valor de tenacidade,  $J_Q$ .

### 5.2.7 - Análise de falhas

Fez-se análises microfractográficas das amostras ensaiadas, empregando-se o microscópio eletrônico de varredura (MEV), do CDTN/CNEN. Analisou-se também macrofractograficamente os CPs, utilizando-se um estereoscópio acoplado a um microscópio ótico quantitativo.



## 6. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A seguir serão apresentados os resultados obtidos neste trabalho e discussão dos mesmos.

### 6.1 - Ensaio de tração

Objetivando caracterizar o mecanicamente o material, realizou-se os ensaios de tração. Os resultados encontrados, 385 MPa para a tensão de escoamento e 495MPa para limite de escoamento estão próximos aos valores fornecidos pelo fabricante. A ruptura dos CPs ocorreu no MB, mostrando com isso a qualidade da solda que foi executada.

### 6.2 - Ensaio de impacto Charpy

As Figuras 6.1 e 6.2 apresentam, respectivamente, os resultados dos ensaios com entalhes confeccionados ao longo da espessura e ao longo do cordão de solda dos CPs. Estes ensaios foram realizados nas dependências do CDTN/CNEN (MARTINS *et alli*, 2001). Nota-se a transição dúctil-frágil do material nas duas situações ensaiadas, pois para maiores temperaturas a capacidade de absorção de energia foi relativamente alta, caracterizando um comportamento dúctil. No entanto, para temperaturas inferiores, especialmente abaixo de  $-50^{\circ}\text{C}$ , o material comportou-se fragilmente. Isso foi confirmado através das análises de fratura.

Adotando-se o critério para caracterização da temperatura dúctil/frágil do material como sendo a energia absorvida média, tem-se para as Figuras 6.1 e 6.2, as temperaturas de transição dúctil/frágil em torno de  $0^{\circ}\text{C}$  e  $-25^{\circ}\text{C}$ , respectivamente. Sendo assim, nota-se a situação em que o entalhe encontrava-se ao longo do cordão de solda apresentou melhor performance, pois a temperatura de transição dúctil/frágil é menor (aproximadamente  $-25^{\circ}\text{C}$ ).

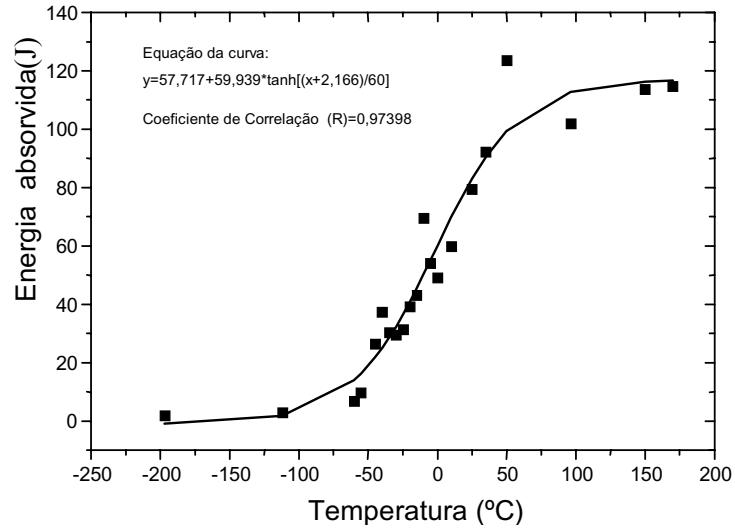


Figura 6.1 - Curva de energia absorvida em ensaio de impacto na região da ZTA; entalhe ao longo da espessura (MARTINS *et alli*, 2001)

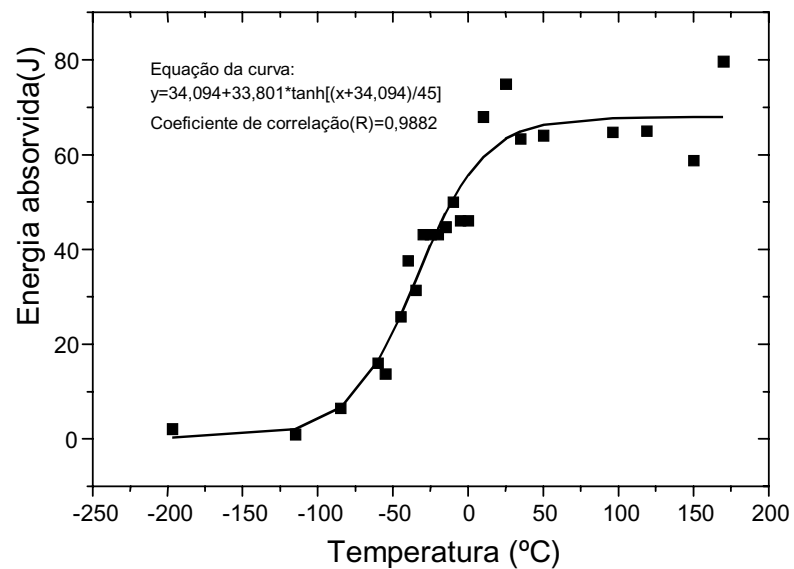


Figura 6.2 - Curva de energia absorvida em ensaio de impacto na região da ZTA com entalhe ao longo do cordão de solda (MARTINS *et alli*, 2001)

A Tabela 6.1 apresenta os valores aproximados de energia absorvida na temperatura ambiente (25°C) para as duas situações analisadas.

Tabela 6.1 - Energia absorvida em ensaios de impacto, Charpy, a 25°C

Posição do entalhe	Energia absorvida (J)
Direção da espessura	82
Direção do cordão de solda	63

Pelos resultados anteriores, observa-se que os CPs com entalhe na direção da espessura apresentam uma capacidade de absorção de energia superior aos CPs com entalhe na direção do cordão de solda, o que implica dizer que uma trinca se propaga mais facilmente na direção longitudinal do que na direção transversal da junta soldada.

Para um aço semelhante ao deste trabalho, porém com espessura de 25 mm e CP retirado na ZF, RATNAPULI *et alli* (1998) encontraram para ensaios de impacto Charpy a 0°C, uma energia absorvida de 90J.

Através da Figura 6.1 obtêm-se aproximadamente o valor de 60 J para o CP entalhado ao longo da espessura, e ensaiado a uma temperatura de 0°C. Para o CP entalhado ao longo do cordão de solda, representado pela Figura 6.2 e ensaiado nas mesmas condições, chegou-se ao valor em torno de 56 J. Estes valores estão diferentes do valor encontrado por RATNAPULI *et alli* (1998), sendo que as prováveis causas são as diferenças de espessura do material ensaiado e das especificações de procedimento de soldagem adotadas, além das zonas analisadas serem diferentes. Segundo REED-HILL (1982), a espessura do material exerce influência no estado de tensões. Em consequência disto, a ductilidade, tamanho da zona plástica, comportamento à fratura e tenacidade podem sofrer alterações com a variação da espessura do CP (TOKIMATSU *et alli*, 1995). Segundo RATNAPULI *et alli* (1998), para o MB, na mesma temperatura (0°C), o valor médio de energia absorvida, Charpy, o foi de 146 J. Nota-se que este valor é diferente do encontrado para a ZTA, segundo os dados apresentados nas Figuras 6.1 e 6.2.

Algumas correlações entre energia de impacto Charpy e a tenacidade à fratura  $K_{IC}$  são apresentadas por BARSOM e ROLFE (1987), para diversos tipos de aço. Para o caso do

aço do tipo SAC-50, com espessura de 12 mm e limite de escoamento de 385 MPa, uma correlação que pode ser adotada é a determinada pela equação [6.1]:

$$K_{IC} = 14,6(C_{VN})^{0,5} \quad [6.1]$$

onde:

$K_{IC}$  - tenacidade à fratura em  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

$C_{VN}$  - energia absorvida Charpy em J

Com os resultados dos ensaios de impacto Charpy obtidos anteriormente, tem-se  $K_{IC} \cong 132 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  para o CP com entalhe na direção da espessura e  $K_{IC} \cong 115 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  para o CP com entalhe na direção do cordão de solda. Estes resultados embora sejam empíricos, dão uma idéia dos valores de tenacidade à fratura. No entanto, para serem checados é necessário realizar ensaios quantitativos aplicando-se metodologias da mecânica de fratura, pois a formulação não fornece a variação de temperatura aceitável para sua utilização.

### 6.3 - Ensaios de microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados nas dependências do CDTN/CNEN(MARTINS *et alli*, 2001). A Figura 6.3 apresenta o perfil de microdureza obtido através dos ensaios de microdureza Vickers, e a Figura 6.4 apresenta um esquema do posicionamento dos pontos onde foram realizados os ensaios.

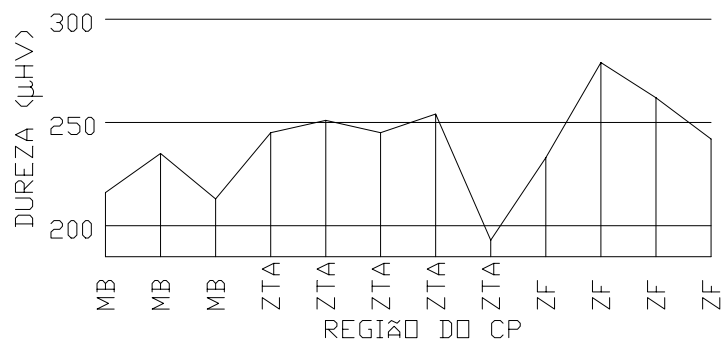


Figura 6.3 - Perfil de microdureza do material ensaiado

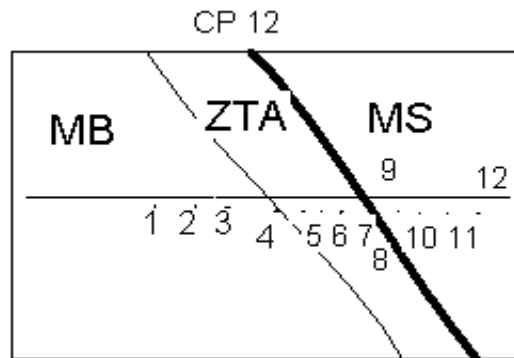


Figura 6.4 - Localização dos pontos para ensaio de microdureza (MARTINS *et alli*, 2001)

#### 6.4 - Ensaios de tenacidade à fratura

Os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura em materiais que apresentam comportamento linear elástico são apresentados em termos do ensaio de  $K_{IC}$ . Neste trabalho, utilizou-se o entalhe ao longo do cordão de solda. Como a espessura do material ensaiado foi de 12mm, sendo portanto menor que o mínimo necessário para garantir o EPD (estado plano de deformação),  $B \geq 2,5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_{ys}} \right)^2$ , o ensaio não pôde ser tomado exatamente como ensaio de  $K_{IC}$ . No entanto, os valores obtidos serviram para comparação das tenacidades das três regiões analisadas. A Tabela 6.2 apresenta os valores obtidos para os ensaios.

Tabela 6.2 - Valores aproximados de tenacidade à fratura  $K_Q$  (orientação T-L), a 25°C

Região do entalhe	$K_Q$ (MPa $\sqrt{m}$ )
Metal Base	76
Zona termicamente afetada	72
Zona fundida	74

As curvas de carga aplicada em função do deslocamento de abertura de trinca COD (*crack open displacement*), estão apresentadas pelas Figuras 6.5-6.7.

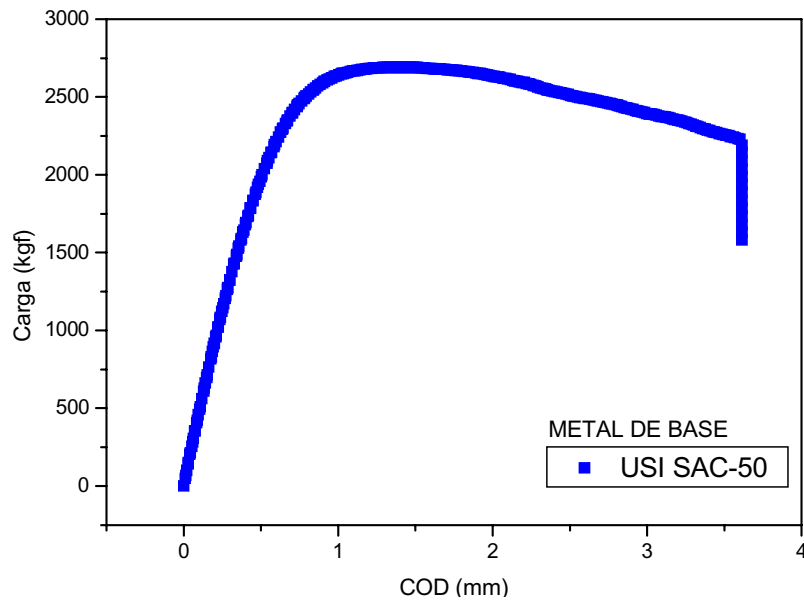


Figura 6.5 - Ensaio de tenacidade à fratura, corpo-de-prova com orientação T-L, entalhe no metal de base

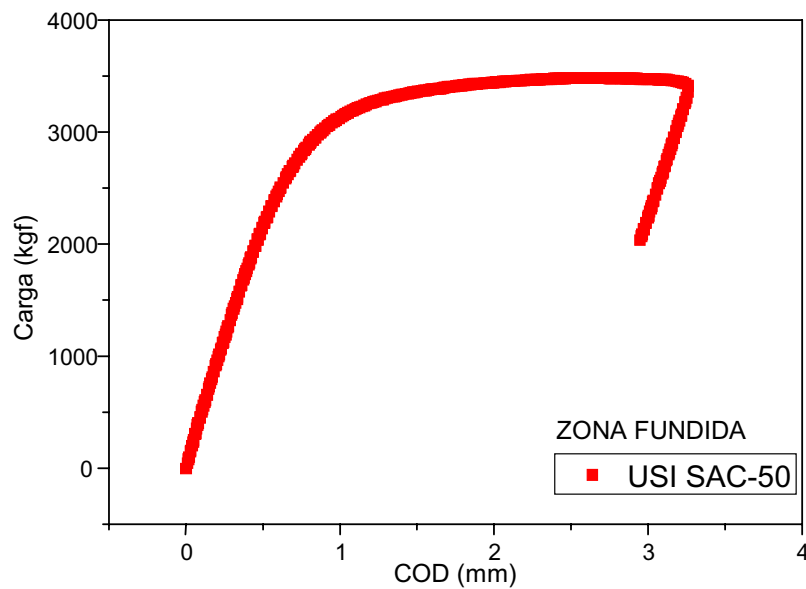


Figura 6.6 - Ensaio de tenacidade à fratura, CP com orientação T-L, entalhe na zona fundida (metal de solda)

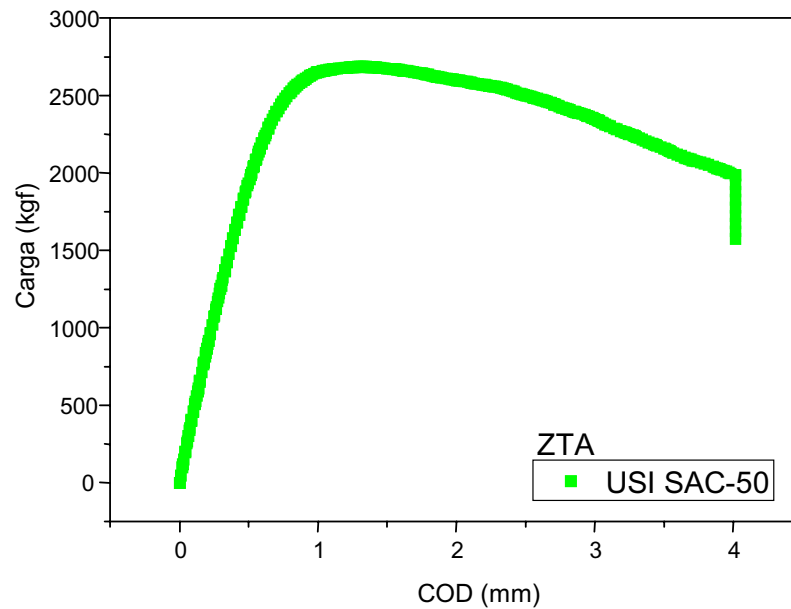


Figura 6.7 - Ensaio de tenacidade à fratura, CP com orientação T-L, entalhe na zona termicamente afetada

Pelo exposto na Tabela 6.2 e nas Figuras 6.5-6.7 pode-se observar que o metal base apresenta tenacidade um pouco superior, mas os valores estão bem próximos; podendo-se esperar daí um comportamento semelhante das três regiões ao longo da junta soldada.

Os resultados obtidos pelos ensaios são inferiores aos obtidos pela fórmula empírica [6.1]. Isto vem mostrar que a formulação proposta depende de outras variáveis, e que para utilizá-la deve-se observar alguns critérios, e ainda, espessura dos CPs não é suficiente para garantir o EPD; portanto, tem-se valores de  $K_Q$  e não de  $K_{IC}$ .

Objetivando estudar o comportamento à fratura da junta soldada, utilizou-se os gráficos dos ensaios de tenacidade à fratura para obter o valor crítico do COD, no valor de carga máxima, sendo que os mesmos estão apresentados na Tabela 6.3.

Tabela 6.3 – Valor crítico de COD ( $\delta_m$ ) para as três regiões ensaiadas

Região do entalhe	$\delta_m$ (mm)
Metal Base	0,24
Zona termicamente afetada	0,25
Zona fundida	0,40

Pelos valores apresentados pela Tabela 6.3 nota-se que a zona fundida apresenta um valor de COD superior às outras regiões, o que equivale dizer que esta região tende a resistir mais à propagação de trincas do que as outras regiões.

### 6.5 - Ensaio de Integral J

A Figura 6.8 apresenta a curva de carga *versus* COD, através da qual o *software* calculou o valor da Integral J para o metal base, sendo que a curva correspondente ao ensaio de Integral J *versus*  $\Delta a$  está apresentada na Figura 6.9. Nota-se que estas figuras foram obtidas diretamente do *software*. Este formato de curva foi o mesmo encontrado por SPINELLI *et alli* (1997) ao avaliar a tenacidade de juntas soldadas de alta resistência pelo método da Integral J.

Uma relação entre J e CTOD foi proposta por Shih (1981), e leva em consideração os deslocamento e as propriedades de escoamento do material. Esta expressão é a seguinte:

$$\delta = \frac{d_n J}{\sigma_{ys}} \quad [6.1]$$

onde  $d_n$  é uma constante adimensional, função do encruamento e do limite de escoamento do material (GODEFROID, 1996).



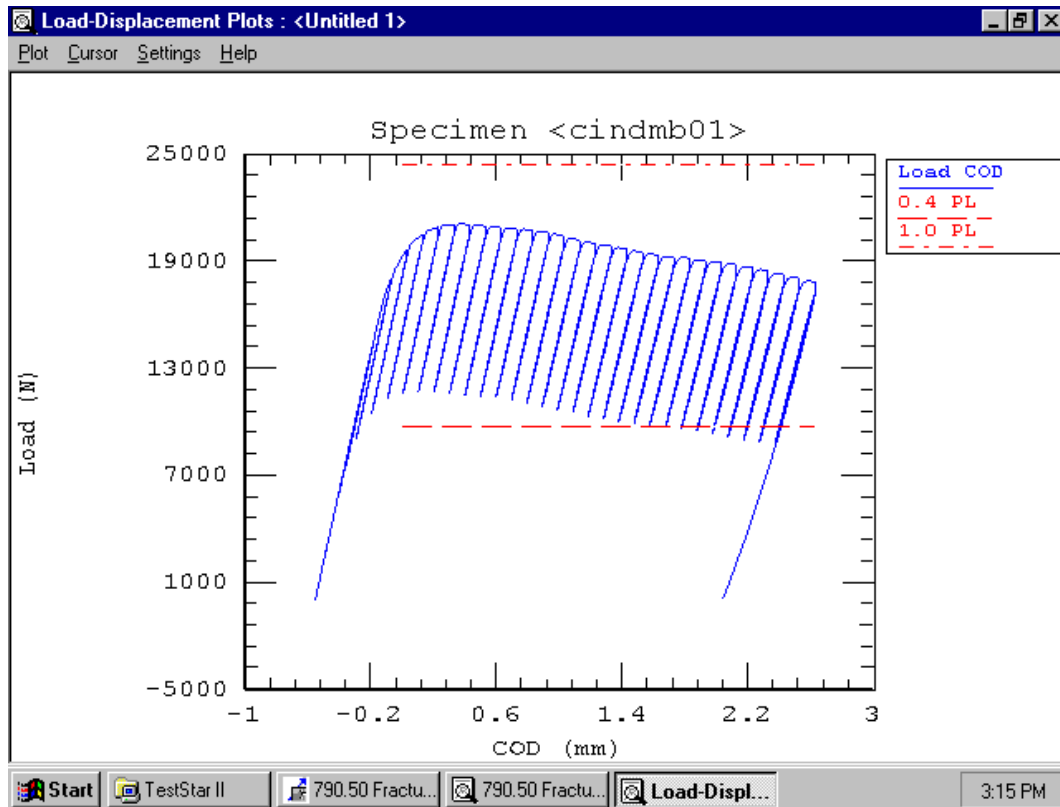


Figura 6.8 - Curva carga *versus* COD para o metal base

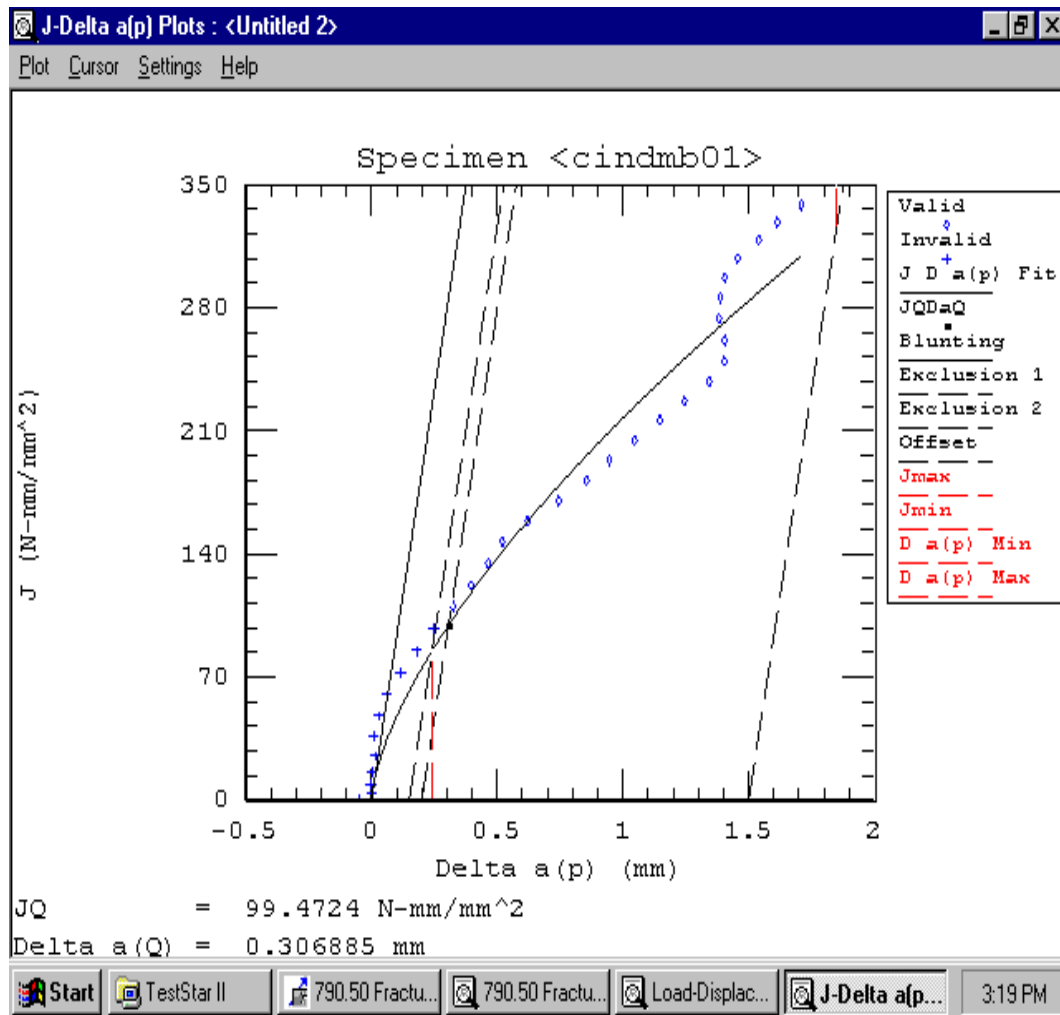


Figura 6.9 - Curva de Integral  $J$  para o metal base

A partir da Figura 6.9, pode-se encontrar o valor de  $J_Q$ , tomando o ponto de interseção da reta dada pela equação  $J = 2 \sigma_o \Delta a$  (*offset*), com a curva  $J$  x  $\Delta a$ , sendo que

$$\sigma_o = \frac{\sigma_{ys} + \sigma_{uts}}{2},$$

onde  $\sigma_{ys}$  e  $\sigma_{uts}$  são o limite de escoamento e limite de resistência, respectivamente. De acordo com os dados fornecidos pelo *software*, tem-se que

$$J_Q \cong 99,5 \text{ Nmm/mm}^2.$$

De acordo com a norma ASTM E813-89, analisando apenas o quesito espessura, o valor de  $J_Q$  encontrado pode ser tomado como  $J_{IC}$ , pois a espessura empregada no CP (12mm) é superior ao mínimo exigido (7,1mm).

### 6.6 - Ensaios de propagação de trincas (fadiga)

As curvas originadas através dos ensaios de fadiga com as respectivas relações de carga para as três regiões ensaiadas (MB, ZTA e ZF), são mostradas nas Figuras 6.10-6.12, sendo que a Figura 6.12 representa todas as curvas em conjunto para que se possa ter uma visualização melhor do comportamento dos materiais e também as diferentes curvas de acordo com as relações de cargas aplicadas (fator  $R$ ).

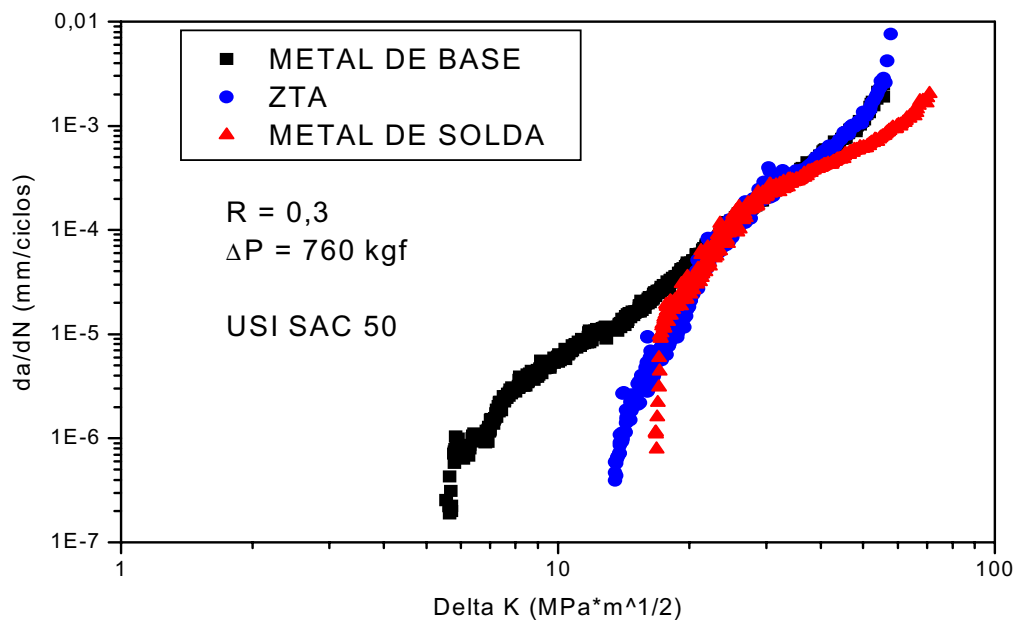


Figura 6.10 - Curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  para metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida;  $R = 0,3$ ;  $f = 30 \text{ Hz}$

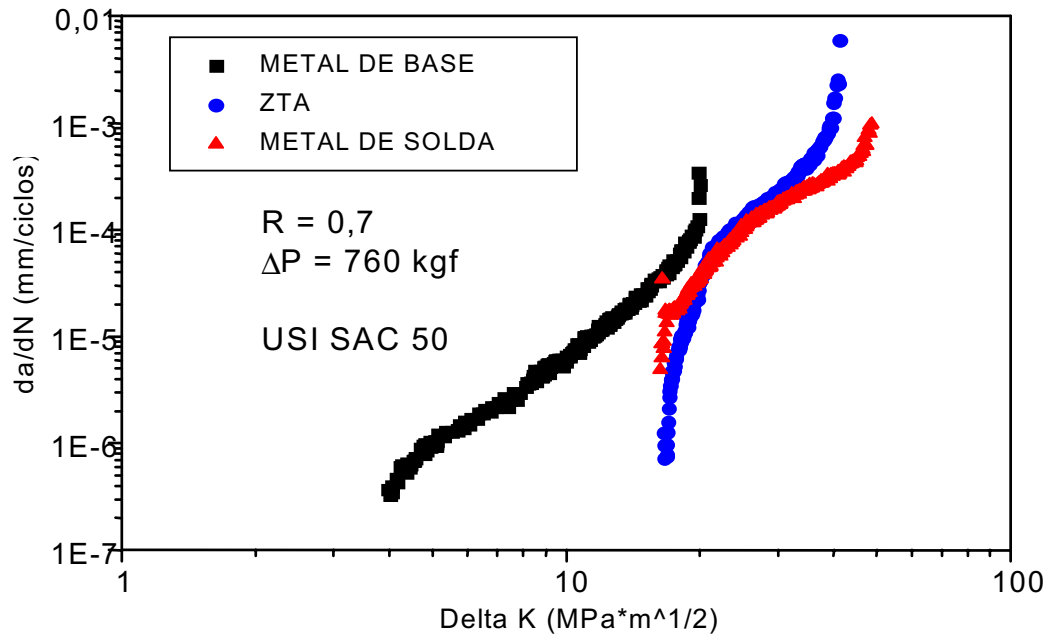


Figura 6.11 - Curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  para metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida;  $R = 0,7$ ;  $f = 30 \text{ Hz}$

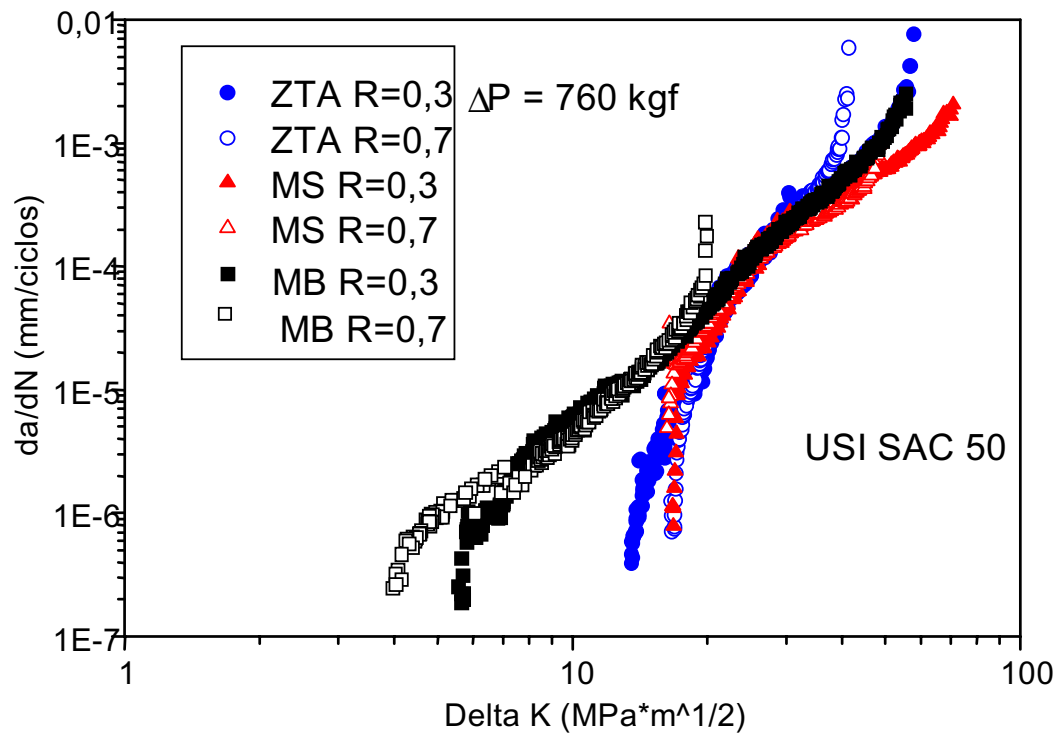


Figura 6.12 - Curva  $da/dN$  versus  $\Delta K$  para metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida;  $R = 0,7$  e  $0,3$ ;  $f = 30 \text{ Hz}$

Nota-se que alterações no valor do fator  $R$  não influenciaram significativamente o posicionamento das curvas, estando pois de acordo com BRANCO *et alli* (1986) e GODEFROID (1995), sendo que apenas na região de início de propagação de trincas (I) para o MB com fator de carga igual a 0,7 sofreu uma pequena alteração, diminuindo o valor limiar (*threshold*,  $\Delta K_{th}$ ). Nota-se, também, que o MB apresentou pior desempenho, pois os valores para  $\Delta K_{th}$ , nos dois níveis de carregamento ( $R = 0,3$  e  $R = 0,7$ ), foram inferiores em relação às outras regiões (ZTA e ZF).

### **6.7 - Análise de fraturas**

A partir dos CPs ensaiados analisou-se as microfractografias dos mesmos, utilizando-se um MEV.

### 6.7.1 - Microfractografias de CPs ensaiados em impacto Charpy

As superfícies de fratura do material soldado ensaiado nos ensaios de impacto são mostradas através das Figuras 6.13-6.20. Nota-se o efeito da maior fragilização do material à medida que a temperatura é diminuída, através de facetas de clivagem. No entanto, com o aumento da temperatura, por exemplo, acima de 0°C, nota-se o surgimento também de *dimples*, caracterizando o aspecto dúctil da fratura em temperaturas relativamente altas.

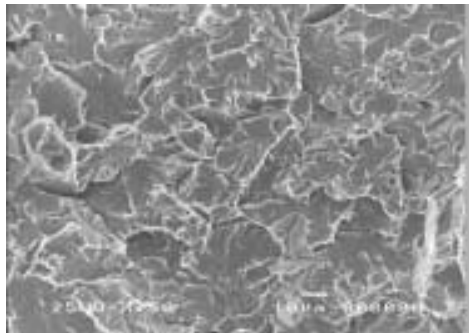


Figura 6.13 - Microfractografia do material na região da ZTA; entalhe ao longo do cordão de solda; -197°C; facetas de clivagem; aumento de 750X (MEV)

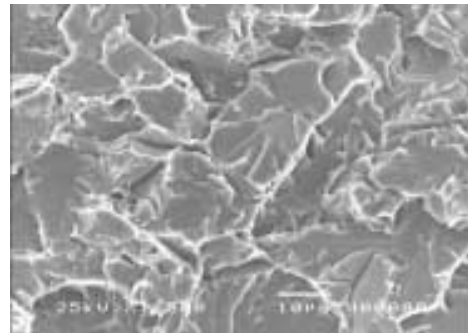


Figura 6.14 - Idem à Figura 6.13; aumento de 1500X (MEV)

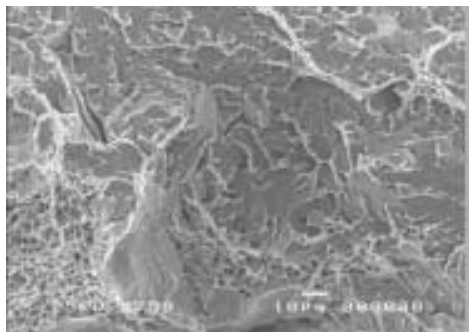


Figura 6.15 - Microfractografia do material na região da ZTA; entalhe ao longo do cordão de solda; 0°C; fratura semi-frágil; aumento de 750X (MEV)

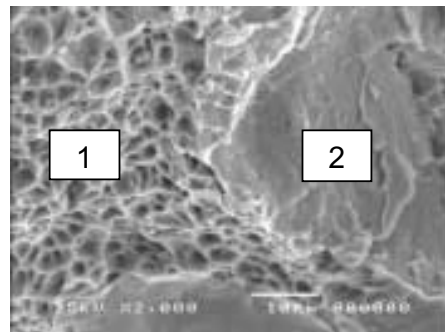


Figura 6.16 - Idem à Figura 6.15; 1 - *dimples*; 2 - facetas de clivagem; aumento de 2000X (MEV)

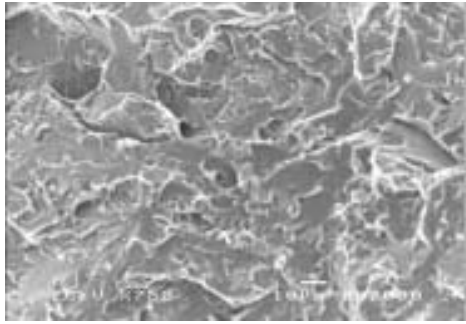


Figura 6.17 - Microfractografia do material na região da ZTA; entalhe ao longo da espessura; -85°C; fratura semi-frágil; aumento de 750X (MEV)

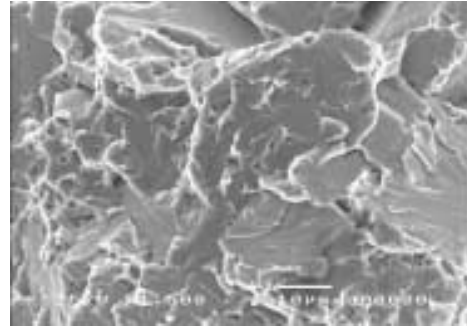


Figura 6.18 - Idem à Figura 6.17; aumento de 1500X (MEV)

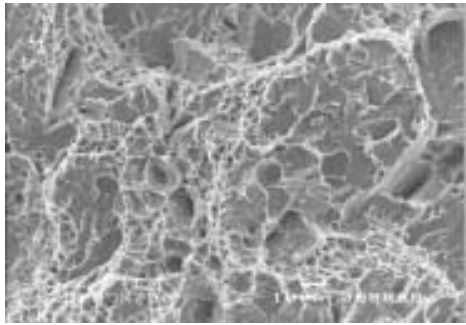


Figura 6.19 - Microfractografia do material na região da ZTA; entalhe ao longo da espessura; -5°C; fratura semi-frágil; aumento de 750X (MEV)

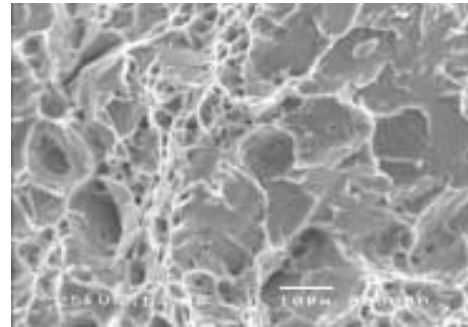


Figura 6.20 - Idem à Figura 6.19; aumento de 1500X (MEV)

### 6.7.2 - Microfractografias de CPs ensaiados em tenacidade à fratura

As Figuras 6.21-6.33 ilustram o aspecto microfractográfico de alguns CPs rompidos nos ensaios de tenacidade à fratura. Observa-se, que as três regiões (MB, ZTA e ZF) do material soldado o material apresentou fratura dúctil, caracterizada pela presença de *dimples*. Isto pode ser observado no trabalho de MARTINS *et alli* (2001).

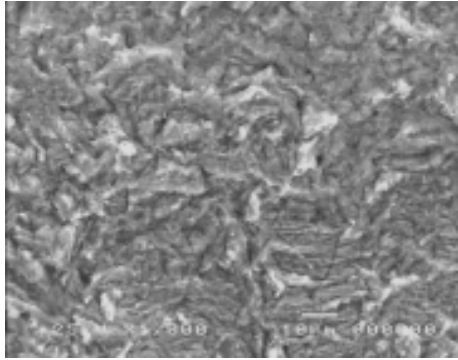


Figura 6.21 - Microfractografia de CP empregado no ensaio de tenacidade; entalhe na ZF; região da pré-trinca de fadiga; aumento de 1000X (MEV)

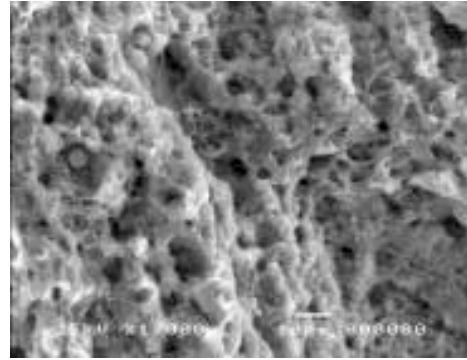


Figura 6.22 - Microfractografia de CP empregado no ensaio de tenacidade; entalhe na ZF; fratura dúctil; aumento de 1000X (MEV)

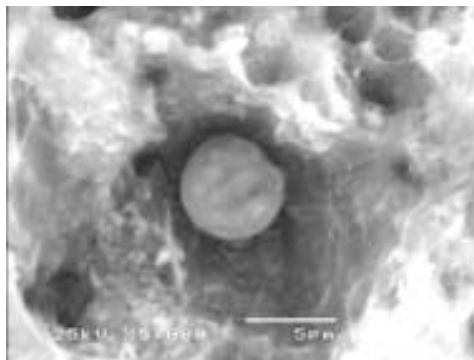


Figura 6.23 - Detalhe da Figura 6.22, presença de partícula, caracterizando um *dimple*; aumento de 5000X (MEV)



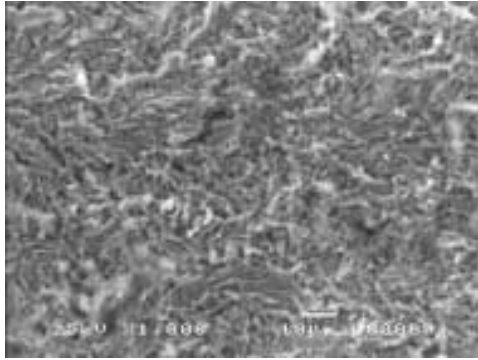


Figura 6.24 - Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe na ZTA; região da pré-trinca de fadiga; aumento de 1000X (MEV)

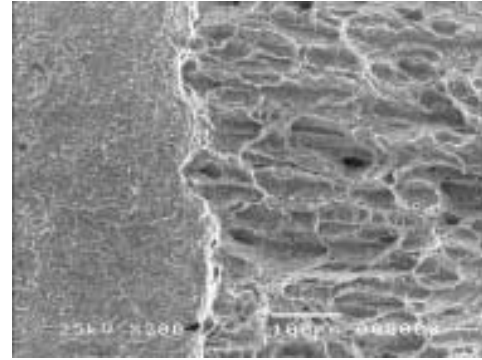


Figura 6.25 - Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe na ZTA; região de transição entre a pré-trinca de fadiga e a fratura; aumento de 200X (MEV)

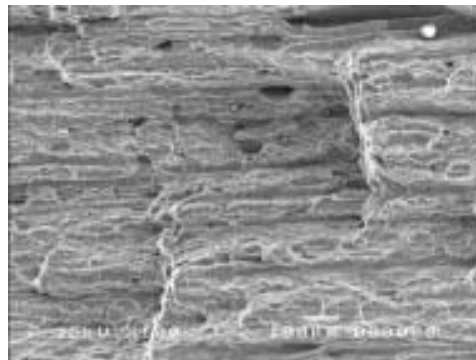


Figura 6.26 - Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe na ZTA; região de fratura; aumento de 100X (MEV)

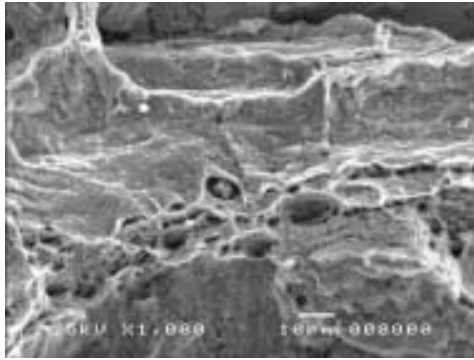


Figura 6.27 - Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe na ZTA; fratura dúctil; aumento de 1000X (MEV)

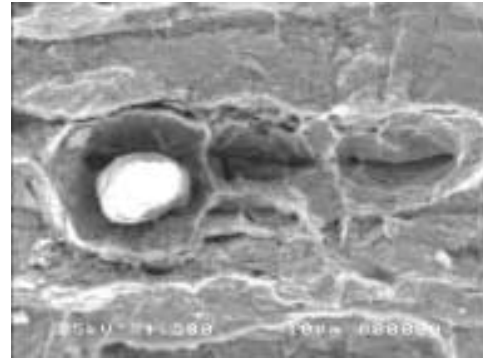


Figura 6.28 - Detalhe da Figura 6.27; presença de partícula; aumento de 1500X (MEV)

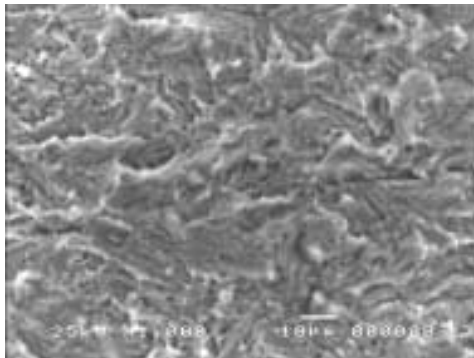


Figura 6.29 - Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe no MB; região da pré-trinca de fadiga; aumento de 1000X (MEV)

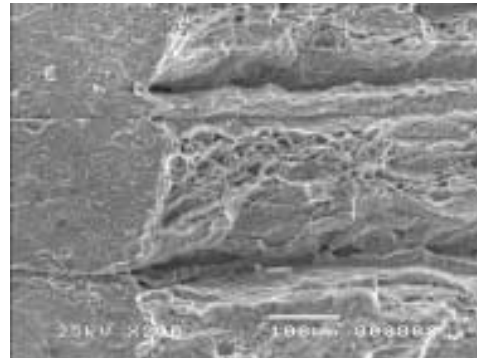


Figura 6.30 - Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe no MB; região de transição entre a pré-trinca de fadiga e a fratura; aumento de 200X (MEV)

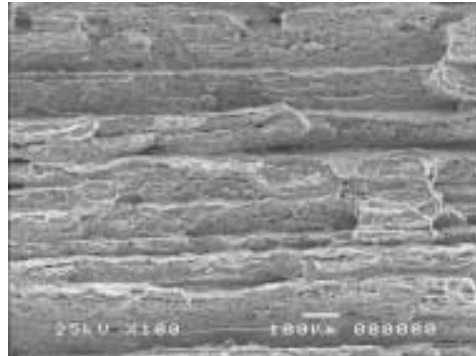


Figura 6.31 - Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe no MB; região da fratura; aumento de 100X (MEV)

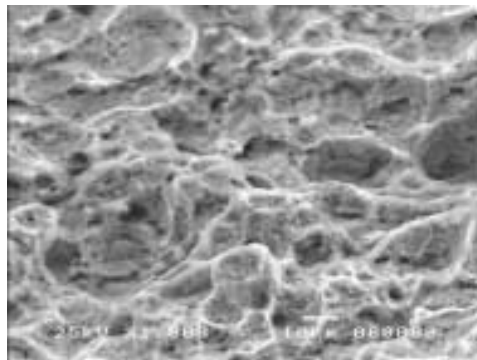


Figura 6.32 - Microfractografia de CP ensaiado em tenacidade à fratura; entalhe no MB; fratura dúctil; aumento de 1000X (MEV)

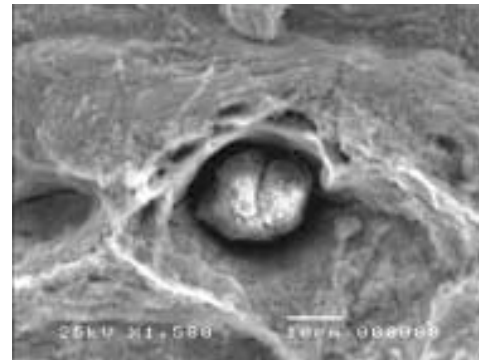


Figura 6.33 - Detalhe da Figura 6.32; presença de partícula; aumento de 1500X (MEV)

### 6.7.3 - Microfractografias de CPs ensaiados à fadiga

As superfícies de fratura do material ensaiado à fadiga são mostradas através das Figuras 6.34-6.36. Observa-se que nas três regiões analisadas houve a caracterização de fratura dúctil, confirmando desta forma o tipo de fratura esperada, uma vez que os ensaios de fadiga foram realizados à temperatura ambiente (25°C).

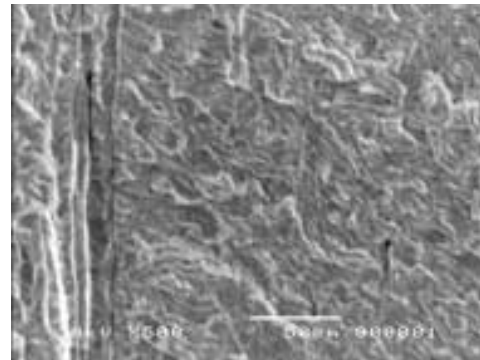
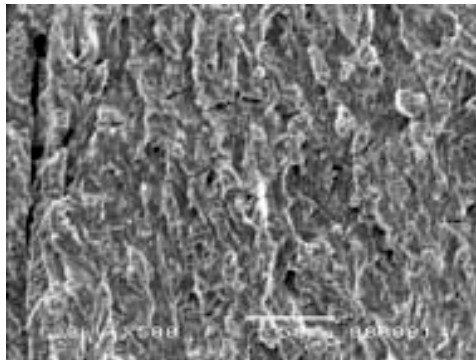


Figura 6.34 - Microfractografia de CP ensaiado à fadiga; entalhe no MB; região de fratura do CP; aumento de 500X (MEV)

Figura 6.35 - Microfractografia de CP ensaiado à fadiga; entalhe na ZTA; região de fratura do CP; aumento de 500X (MEV)

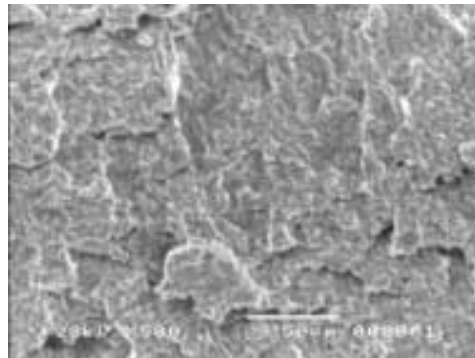


Figura 6.36 - Microfractografia de CP ensaiado à fadiga; entalhe na ZF; região de fratura do CP; aumento de 500X (MEV)

## 7. CONCLUSÕES

- A partir de ensaios de impacto Charpy verificou-se que os CPs em que o entalhe estava ao longo do cordão de solda apresentaram temperatura de transição dúctil/frágil menor, portanto melhor desempenho;
- Os valores de tenacidade obtidos nos ensaios foram inferiores aos encontrados através de equação empírica que correlaciona tenacidade à fratura com energia absorvida nos ensaios de impacto Charpy;
- Através dos ensaios de tenacidade à fratura obteve-se valores de  $K_{IQ}$ , onde verificou-se que as três regiões (MB, ZTA e ZF) apresentaram valores próximos;
- O ensaio de tração mostrou que a fratura ocorreu no metal base; isto significa que o processo de união por soldagem neste material foi adequado;
- Os ensaios de fadiga mostraram que a menor resistência ao início de propagação de trinca foi no metal base, fator  $R = 0,7$ , com  $\Delta K_{th} \cong 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ; no entanto, a maior resistência foi na zona fundida, com  $R = 0,3$ ;
- Verificou-se que o formato básico da curva de propagação de trinca por fadiga *versus* carregamento praticamente independe da relação de carregamento  $R$ , e que em certos segmentos da região II as curvas se superpõem;
- O ensaio de Integral  $J$  serviu como técnica suplementar para avaliação da tenacidade à fratura do material, onde encontrou-se o valor de  $J_{IC}$  para o metal base de aproximadamente  $99,5 \text{ Nmm/mm}^2$ ;
- As análises de fraturas dos CPs ensaiados mostraram que para ensaios de impacto Charpy em “baixas temperaturas” há tendência de fragilização do material, com facetas de clivagem. Nos ensaios de fadiga, observou-se os aspectos típicos de superfícies de fratura por fadiga e de ruptura por tração, onde pôde-se observar os “*dimples*”, característicos de fratura dúctil.

## 8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Empregar outro tipo de técnica de soldagem, por exemplo, MIG, para avaliar as características comportamentais do material;
- Empregar o CP do tipo carregamento em três pontos;
- Realizar ensaio de Integral  $J$  aplicando-se vários CPs, tirando-se uma média dos resultados obtidos e comparar com o resultado obtido pelo ensaio de um único CP;
- Estudar o comportamento de estruturas metálicas em tamanho real, sujeitas à cargas cíclicas, como por exemplo galpões siderúrgicos e pontes em geral;
- Aplicar um sistema que permita o acompanhamento da propagação da trinca na microestrutura do material.

## 9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. AMERICAN ASSOCIATION OF STATE HIGHWAY AND TRANSPORTATION OFFICIALS. **Standard specifications for highway bridges**. 12. ed. Washington, 1977.
2. AMERICAN INSTITUTE OF STEEL CONSTRUCTION. **Specification for the design, fabrication and erection of structural buildings**. 9. ed. Chicago, 1989.
3. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard test method for plane-strain toughness of metallic materials**, E 399-1990
4. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard test method for  $J_{IC}$ , a measure of fracture toughness**, E 813-1989
5. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **ASM Handbook**. 9. ed. 1992. v. 11.
6. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals handbook**. Ohio: Metals Park, 1971. v. 6.
7. ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics – Fundamentals e applications**. Boca Raton : CRC Press, 1991.
8. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6215: Produtos Siderúrgicos**. São Paulo, 1991.
9. BARSOM, J. M. e ROLFE, S. T. **Fracture & fatigue – control in structures**. 2.ed. Englewood Cliffs, NJ: Prentice Hall, 1987.
10. BELLEI, I. H. **Edifícios industriais em aço**. São Paulo: Pini, 1994.
11. BRANCO, C. A. G. M. et alli. **Fadiga de estruturas soldadas**. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1986.
12. BROEK, D. **Elementary engineering fracture mechanics**. .Correct: Martinus Nijhoff , 1986.
13. BROEK, D. **The Pratical use of fracture mechanics**. 4. ed. Dordrecht, Holland: Kluwer Academic Publishers, 1994.
14. CÂNDIDO, L. C e GODEFROID, L. B. **Notas de aulas da disciplina Tecnologia de materiais metálicos**. Ouro Preto: REDEMAT (UFOP/CETEC/UEMG), 2000. 51p.
15. CETLIN, P. R. *et al.* **Análise de fraturas**. São Paulo:ABM, 1986.
16. CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: MacGraw Hill, 1996.

17. DE AQUINO, C. T. E. e ANDRADE, A. H. P. A integral J – uma abordagem experimental. . In. SEMINÁRIO DE MECÂNICA DA FRATURA, 1., 1996, Ouro Preto. **Anais...** Ouro Preto: UFOP, 1996. p. 241-256.
18. DIAS, L. A. M. **Estruturas de aço: conceitos, técnicas e linguagem**. 2. ed. São Paulo: Zigurate, 1998.
19. Esab. **Características dos eletrodos Esab**: catálogo. Contagem, 2001.
20. EWALDS, H. L.; WANHILL, R.J.H. **Fracture mechanics**. New York: Routledge, Chapman and Hall, 1991.
21. GODEFROID, L. B. **Fundamentos de mecânica de fratura**. 2. ed. Ouro Preto : UFOP, 1995.
22. GODEFROID, L. B. **Aplicação da mecânica de fratura no projeto estrutural** Ouro Preto : UFOP, 1996.
23. HADDRILL, D. M. **Welding fume extraction, a guide to equipment selection**. Metal Construction, v. 14, n. 4, 1982.
24. KLESNIL. M.; LUKAS, P. **Fatigue of metallic materials**. Praga: Elsevier, 1992.
25. KUZMANOVIC, B. e WILLEMS, N. **Steel design for structural engineers**. 2. ed. New Jersey: Printice Hall, 1983.
26. LANCASTER, J.F. **Metallurgy of welding**. 5. ed. Lenders : Chapman & Hall, 1994.
27. MANUAL brasileiro para cálculo de estruturas metálicas. Brasília, 1989. v. 1.
28. MARQUES, P. V. **Tecnologia de soldagem**. Belo Horizonte : ESAB, 1991.
29. MARTINS, G. P. *et al.* Influência de defeitos planares de soldagem na tenacidade à fratura de aço estrutural aplicado à construção civil. **Projeto Fapemig TEC 2503/96**, Abril-2001.
30. NUNES, E. C.; NATAL, Y. D. **Palestra sobre soldagem**. Ouro Preto : UFOP, 1985.
31. OKUMURA, T.; TANIGUCHI, C. **Engenharia de soldagem e aplicações**. Rio de Janeiro : LTC Livros Técnicos e Científicos, 1982.
32. PATTON, W. J. **Ciência e técnica de la Soldadura**. Bilbao, Espanha: Urmo Ediciones, 1975.
33. PELLINI. *Apud.* GODEFROID, L. B. **Aplicação da mecânica de fratura no projeto estrutural** Ouro Preto: UFOP, 1996.



34. REVISTA SOLDAGEM E INSPEÇÃO. Rio de Janeiro, v. 4, n. 10, 1988.
35. RADON, J. C. **Fatigue crack growth in the threshold region**. Stockholm, 1982.
36. REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982. *Apud.* TOKIMATSU, R. C. e FERREIRA, I. Influência da espessura do corpo de prova sobre o valor da tenacidade à fratura. In. SEMINÁRIO DE MECÂNICA DA FRATURA, 1., 1995, Ouro Preto. **Anais...** Ouro Preto: UFOP, 1995. pp.139-158.
37. RATNAPULI, R.C. *et al.* Avaliação da tenacidade e da resistência à fadiga de juntas soldadas do aço USI-SAC-50. In: CONGRESSO DA ABM, 53., 1988, Belo Horizonte. **Anais...** Belo Horizonte: ABM, 1998. p. 1193-1207
38. SPINELLI, D. *Et al.* Avaliação da tenacidade à fratura de soldas de alta resistência e baixa liga pelo método da Integral J. In: CONGRESSO DA ABM, 52, 1997, Rio de Janeiro. **Anais...** São Paulo: ABM, 1997.
39. SHIH. *Apud.* GODEFROID, L. B. **Aplicação da mecânica de fratura no projeto estrutural** Ouro Preto: UFOP, 1996.
40. SANTOS, A. F. **Estruturas metálicas – Projeto e detalhes para fabricação**. São Paulo: McGraw Hill, 1977.
41. SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos**. São Paulo: Edgar Blucher, 1982.
42. TOKIMATSU, R. C.; FERREIRA, I. Influência da espessura do corpo de prova sobre o valor da tenacidade à fratura. In. SEMINÁRIO DE MECÂNICA DA FRATURA, 1., 1995, Ouro Preto. **Anais...** Ouro Preto: UFOP, 1995. p.139-158.
43. Usiminas. **O Aço na construção civil**: catálogo. Belo Horizonte, 1999.
44. WAINER, E. *et al.* **Soldagem**: processos e metalurgia. São Paulo: Edgard Blücher, 1995.
45. WILLEMS, N. *et al.* **Resistência dos materiais**. São Paulo: McGraw-Hill do Brasil, 1983.
46. YOUNG, W. C. **Roark's formulas for stress & strain**. Singapura: McGraw-Hill International, 1989.