

PNU

FD-1438

DOUGLAS DE PAULA E SILVA

**AVALIAÇÃO DA TENACIDADE NA ZONA TERMICAMENTE
AFETADA DE UM AÇO ESTRUTURAL ASTM - A516**

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

São Paulo

1993

OK

DOUGLAS DE PAULA E SILVA

(Eng^o Metalurgista, Escola de Engenharia Mauá, 1977)

AVALIAÇÃO DA TENACIDADE NA ZONA TERMICAMENTE
AFETADA DE UM AÇO ESTRUTURAL TIPO ASTM - A516

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

Área de Concentração:
Engenharia Naval - Tecnologia

Orientador:
Prof. Dr. Gerson Machado

São Paulo

1.993

DEDALUS - Acervo - EPMN



31600009923

Aos meus pais Rubens de Paula e Silva
(in memoriam) e Antonia de Paula e Silva
pelo educação que me deram e, o mais
importante, o apoio, não importando o
momento ou a situação.

A Silvia Gentile Rocha, pelo incentivo e
paciência.

A todos vocês, minha eterna gratidão.

Move yourself

You always live your life

Never thinking of the future

Prove yourself

You are the move you make

Take your chances win or loser

(Yes - Owner of a lonely heart)

AGRADECIMENTOS

A Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA, através do seu Departamento de Pesquisa e Tecnologia, em particular aos Eng^{os} Erberto Francisco Gentile e Roberto Hid Bukalil, pelo incentivo e apoio durante o transcorrer deste trabalho.

Ao Departamento de Eng^{os} Naval da Escola Politécnica da USP, particularmente ao Prof. Dr. Célio Taniguchi, pela amizade e apoio.

Ao Prof. Dr. Gerson Machado, meu orientador, pelo direcionamento, paciência, sugestões, apoio e bom humor, em todas as fases desta dissertação.

A todos os técnicos, soldadores e preparadores do Centro de Testes da COSIPA pela ajuda durante a preparação dos cp's e dispositivos.

Ao Prof. Dr. Telmo Strohaecker da UFRGS pelas valiosas sugestões e apoio.

A todo pessoal prestativo e amigo do Laboratório de Testes Mecânicos da Companhia Siderúrgica Nacional-CSN, pela ajuda inestimável nos testes CTOD.

Ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli da USP-São Carlos, bem como seus funcionários do laboratório de ensaios, pela paciência, sugestões e realização conjunta dos testes CTOD.

Ao Eng^o. Jan Vatajuk do Centro de Pesquisas da COFAP, pela ajuda na análise por microscopia eletrônica

A todos os amigos que me incentivaram, e que ainda acreditam na educação como um fator de desenvolvimento de uma nação.

S U M A R I O

Simbologia

Lista de figuras

Lista de tabelas

Resumo

" Abstract "

1.	INTRODUÇÃO.....	01
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	07
2.1	Formação da zona termicamente afetada.....	07
2.1.1	Microestruturas metalúrgicas na zona termicamente afetada obtida na soldagem por um único passe.....	09
2.1.2	Modificações microestruturais observadas em uma soldagem multi-passe.....	14
2.2	Formação das zonas de fragilidade localizada....	19
2.2.1	Fatores influentes na tenacidade das ZFL's.....	22
2.2.1.1	Influência da dureza na tenacidade das ZFL's....	23

2.2.1.2	Influência das ilhas de martensita de alto carbono na tenacidade das ZFL's.....	26
2.2.1.2.1	Propagação da fratura a partir das ilhas de martensita de alto carbono (M*).....	30
2.2.1.2.2	Fatores influentes na formação e decomposição das ilhas de martensita de alto carbono (M*)....	33
2.2.1.3	Influência do tamanho de grão (facetas de clivagem) na tenacidade das ZFL's.....	36
2.2.1.4	Influência dos elementos de liga na tenacidade das ZFL's.....	39
2.3	Influência das zonas de fragilidade localizada (ZFL's) na tenacidade da zona termicamente afetada.....	42
2.4	Métodos de avaliação da tenacidade da ZTA.....	47
2.4.1	Ensaio de impacto Charpy.....	51
2.4.2	Ensaio CTOD (Crack Tip Opening Displacement)....	58
2.4.2.1	Determinação dos tamanhos máximos toleráveis dos defeitos em estruturas.....	63
3.	PARTE EXPERIMENTAL.....	66

3.1	Caracterização do material de base.....	66
3.1.1	Análise química.....	66
3.1.2	Propriedades mecânicas.....	67
3.1.3	Análise metalográfica.....	68
3.1.4	Ensaio de dureza.....	70
3.1.5	Ensaio de impacto Charpy.....	71
3.2	Análise das amostras soldadas.....	74
3.2.1	Soldagem das amostras.....	74
3.2.2	Confeccção dos corpos-de-prova Charpy e CTOD.....	78
3.2.3	Ensaio de impacto Charpy para análise da ZTA das amostras soldadas.....	80
3.2.4	Ensaio CTOD para análise da ZTA das amostras soldadas.....	83
3.2.4.1	Realização do ensaio CTOD.....	83
3.2.4.2	Cálculo do CTOD.....	90
3.2.5	Análise dos cp's CTOD rompidos.....	97
3.2.5.1	Análise fractográfica.....	97
3.2.5.2	Análise metalográfica.....	100
3.2.5.3	Análise por microscopia eletrônica.....	106
3.2.5.4	Caracterização das ZFL's na ZTA.....	108

4.	ANÁLISE DOS RESULTADOS.....	121
4.1	Comparação entre a ZTA e o material de base.....	121
4.2	Análise dos resultados observados na ZTA.....	124
4.2.1	Ensaio CTOD.....	124
4.2.1.1	Dificuldades encontradas durante a execução dos ensaios.....	124
4.2.1.2	Procedimentos adotados no ensaio CTOD.....	127
4.2.1.3	Correlação entre CTOD e Vg.....	128
4.2.1.4	Correlação entre CTOD e HV.....	129
4.2.1.5	Correlação entre CTOD e o tamanho de grão.....	131
4.2.1.6	Correlação entre CTOD e as ZFL's.....	132
4.2.2	Análise metalográfica na ZTA.....	139
5.	CONCLUSÕES.....	142
5.1	Comparação entre os materiais de base e a ZTA.....	142
5.2	Ensaio CTOD na ZTA.....	142

5.3	Correlações observadas com os valores CTOD.....	144
5.3.1	CTOD x V_g	144
5.3.2	CTOD x HV.....	145
5.3.3	CTOD x Tamanho de Grão.....	145
5.3.4	CTOD x ZFL's.....	146
5.4	Análise metalográfica na ZTA.....	148
6.	SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTUROS.....	149
7.	BIBLIOGRAFIA.....	152

S I M B O L O G I A

a.....	comprimento médio da trinca no ensaio CTOD (mm)
aço 1.....	Material de base com 12,7 mm de espessura
aço 2.....	Material de base com 25,4 mm de espessura
a_{crit}	Tamanho crítico de defeito
a_m	tamanho máximo de defeito tolerável em uma estrutura, a partir do ensaio CTOD
A.....	Constante usada em [4]
A_c1	Ponto crítico inferior (723 °C) no diagrama Fe-C
A_c3	Ponto crítico superior (entre 723 e 910 °C, dependendo da % de C) no diagrama Fe-C.
ASTM.....	American Society for Testing and Materials
B.....	Espessura do CP CTOD
B_I	Bainita inferior
BS.....	British Standard
B_s	Bainita superior

[C]%	em peso de carbono
CCC	Cúbico de corpo centrado
C _{eq}	Carbono equivalente
CFC	Cúbico de face centrada
CP	Corpo-de-prova
CP's	Corpos-de-prova
CTOD	Crack Tip Opening Displacement (ensaio para abertura da ponta da trinca) (mm)
CTOD _{crit}	CTOD crítico (mm)
D	Mostrador da máquina de ensaio Charpy
d	Diâmetro médio do grão (mm)
dt _{800/500}	Tempo de resfriamento entre 800 e 500 °C.
DT	Dynamic Tear Test
DWT	Drop Weight Test
e	Deformação aplicada
e _{LE}	Deformação no escoamento (ϵ_{LE}/E)
E	módulo de Young (MPa)
EBT	Explosion Bulge Test
Fe ₃ C	Cementita
ft.lb	pé-libra (unidade de medida inglês)
fz _{FL}	Relação entre L _T e a espessura (B)

H.....	Martelo pendular (ensaio Charpy)
h_1	Altura inicial (ensaio Charpy)
h_2	Altura final (ensaio Charpy)
HR_B	Dureza Rockwell B
HV.....	Dureza Vickers
HV_N	Dureza Vickers com carga de "N" kg
hz.....	hertz (ciclos/segundo)
IC.....	Insumo de Calor (kJ/mm)
J.....	Joule
K.....	Constante de intensidade de tensões no ensaio CTOD
kg.m.....	Quilograma.metro
kJ.....	Quilojoules (10^3 joules)
k_t	Constante para cálculo do $t_{e/s}$ a partir do IC.
L.....	Direção longitudinal
LE.....	Limite de escoamento (MPa)
LF.....	Linha de fusão
L_L	Comprimento da ZFL no ponto de início do processo de ruptura (mm).
L_T	Somatória dos comprimentos individuais das ZFL's (mm)
M.....	Martensita
M^*	Ilhas de martensita de alto carbono

MB.....	Material de base
mm.....	Milímetro
MPa.....	Megapascal (N/mm ²)
N.....	Newton
P.....	Carga no ensaio CTOD (N)
RGF.....	Região de Granulação Fina
RGG.....	Região de Granulação Grosseira
RGGAI.....	Região de Granulação Grosseira Aquecida Inter criticamente
RGGIN.....	Região de Granulação Grosseira Inalterada
RGGAS.....	Região de Granulação Grosseira Aquecida Sub criticamente
RGGASu.....	Região de Granulação Grosseira Aquecida Super criticamente
RGGR.....	Região de Granulação Grosseira Revenida
RI.....	Região Inter crítica
RS.....	Região Sub crítica
T.....	Temperatura do ensaio CTOD (°C)
T _{pn}	Temperatura de pico no ciclo "n" (°C)
T _{δ=0,25}	Temperatura para a qual o CTOD é crítico é igual a 0,25mm (K)
T _{trans}	Temperatura de transição dúctil- frágil no ensaio Charpy (K)

T.....	Direção transversal no ensaio Charpy
Vg.....	Abertura da ponta da trinca medida pelo extensômetro em um ensaio CTOD
W.....	Largura do CP CTOD (mm)
[x] _M	Concentração do elemento "M" adicionada à liga (% em peso)
[x] _{MB}	Concentração do elemento "M" no metal de base (% em peso)
Y.....	Fator adimensional do ensaio CTOD
z.....	altura das cunhas de fixação do extensômetro no ensaio CTOD (mm)
ZF.....	Zona de fusão
ZFL.....	Zona de Fragilidade Localizada
ZFL's.....	Zonas de Fragilidade Localizadas
ZTA.....	Zona Termicamente Afetada
δ	CTOD
δ_C	CTOD crítico
δ_E	Componente elástica do CTOD
δ_I	CTOD de iniciação
δ_M	CTOD de máxima carga
δ_F	Componente plástica do CTOD
δ_U	CTOD no início da fratura frágil, precedido de crescimento estável da trinca

ν	Coeficiente de Poisson
σ	Tensão atuante (MPa)
σ_f	Tensão de fratura
σ_{LE}	Tensão limite de escoamento (MPa)
σ_m	Tensão localizada

ÍNDICE DE FIGURAS

- Fig. 2.1 Características mecânicas de aços soldados⁽⁹⁾.
- Fig. 2.2 Microestruturas formadas na soldagem, por um único passe⁽¹⁰⁾.
- Fig. 2.3 Microestruturas observadas em soldagens multi-passe⁽¹¹⁾.
- Fig. 2.4 Esquema ilustrativo das microestruturas e os ciclos térmicos em uma junta soldada⁽¹²⁾.
- Fig. 2.5 Distribuição de valores CTOD em uma ZTA simulada obtida por um duplo ciclo térmico, em relação às temperaturas de pico (T_{p2}) do segundo ciclo térmico⁽⁶⁾.
- Fig. 2.6 Valores CTOD em ZTA's simuladas em um único ciclo térmico⁽⁹⁾.
- Fig. 2.7 Histograma representativo das regiões da ZTA, nas quais teve início o processo de ruptura nos testes CTOD⁽¹⁴⁾.
- Fig. 2.8 Correlação entre os valores CTOD e dureza Vickers em uma ZTA simulada (ciclo único)⁽⁶⁾.
(As microestruturas observadas, representam o padrão médio observado nas amostras ensaiadas).
- Fig. 2.9 Influência da temperatura de pico do 2º passe sobre a dureza da ZTA⁽²³⁾.

- Fig. 2.10 Energia de impacto Charpy vs temperatura de pico do 2º ciclo T_{P2} '17'.
- Fig. 2.11 Correlação da tenacidade com a fração volumétrica de M^* (f_m). (a) CTOD a -30 °C (b) Energia absorvida Charpy a -10 °C '9.17'.
- Fig. 2.12 Relação dos valores obtidos em ensaios CTOD a -10 °C, com a fração volumétrica de M^* (f_m) no contorno de grão, após um 3º ciclo '14'.
- Fig. 2.13 Mecanismo de ruptura, durante a fratura na ZTA '17'.
- Fig. 2.14 Correlação entre T_{P3} e a tenacidade da RGGI. (a) Energia absorvida no ensaio Charpy (0 °C) (b) Em relação ao ensaio CTOD (-10 °C) '9'.
- Fig. 2.15 Esquema ilustrativo das microestruturas observadas na ZTA em aços C-Mn estruturais após um 3º ciclo de soldagem '9'.
- Fig. 2.16 Influência da taxa de resfriamento e T_{P2} sobre a energia de impacto Charpy em uma ZTA simulada para $T_{P1} = 1400$ °C e, $dt_{e/s} = 20, 40$ e 80 s) '6'.
- Fig. 2.17 Efeito do tamanho da faceta de clivagem (tamanho de grão) e de f_m sobre a temperatura (°C), na qual o $CTOD_{crit.}$ é igual a $0,25$ mm '9'.
- Fig. 2.18 Fator de deterioração do CTOD (r_m) para elementos de liga em uma ZTA simulada (ciclos térmicos duplo e triplo) '6'.

- Fig. 2.19 Efeito do C_{eq} sobre $CTOD_{crit}$. ⁽²⁴⁾.
- Fig. 2.20 Esquema representativo de um dos métodos de análise dimensional das ZFL's em relação à espessura (B) do material de base ⁽⁴⁾.
- Fig. 2.21 Relação entre CTOD e o comprimento total das ZFL's (L_T) para 75 amostras soldadas ⁽⁶⁾.
- Fig. 2.22 Esquema ilustrativo do ensaio de impacto Charpy, onde M é o martelo pendular, C é o corpo-de-prova, h_1 é a altura inicial, h_2 é a altura final e D o mostrador da diferença angular entre h_1 e h_2 ⁽³⁵⁾.
- Fig. 2.23 Energia de impacto Charpy vs temperatura de ensaio para vários tipos de aços e ligas ⁽³⁵⁾.
- Fig. 2.24 Corpo-de-prova CTOD para uma chapa de aço com 10 mm de espessura ⁽³⁷⁾.
- Fig. 2.25 Curvas típicas observadas no ensaio CTOD ⁽⁴²⁾.
- Fig. 2.26 Definições sobre CTOD: (a) Primeira idealização; (b) forma mais realista; (c) interface plástico-elástica; (d) tangente; (e) CTOD na posição da ponta da trinca original - Teoria de Dawes; (f) CTOD com base no ângulo reto - Teoria de Rice ⁽⁴¹⁾.
- Fig. 3.1 Aço 1 - Microestrutura formada por ferrita (bege claro) e perlita (bege escuro) alinhada. Aumento: 200 X
- Fig. 3.2 Aço 2 - conforme descrição da figura 3.1.

- Fig. 3.3 Curvas energia (J) vs temperatura ($^{\circ}\text{C}$) para os aços 1 e 2 nas direções longitudinal e transversal.
- Fig. 3.4 Fotomicrografia de 2 amostras soldadas. A esquerda o aço 1 (12,7 mm) e a direita o aço 2 (25,4 mm). Ataque: Nital a 10%.
- Fig. 3.5 Conjunto montado antes da soldagem.
- Fig. 3.6 Corpos-de-prova Charpy e CTOD.
- Fig. 3.7 Detalhe do entalhe de um CP CTOD (aço 2 soldado) atacado com reativo para micrografia.
- Fig. 3.8 Correlação entre energia de impacto (J) e temperatura ($^{\circ}\text{C}$) para corpos-de-prova Charpy, com entalhe na ZTA dos aços 1 (acima) e 2 (abaixo) após soldagem.
- Fig. 3.9 Comparação da % de área dúctil das ZTA's do aço 1 e do aço 2.
- Fig. 3.10 Esquema para pré-compressão no ensaio CTOD.
- Fig. 3.11 Máquina de ensaio MTS 810 já estruturada para o ensaio CTOD (com detalhes).
- Fig. 3.12 Abertura da trinca ($\text{mm} \times 10^{-3}$) vs carga (kN) plotados para os corpos-de-prova CTOD.
- Fig. 3.13 Cálculo do tamanho médio da trinca (a).
- Fig. 3.14 Corpo-de-prova com falta de fusão.
- Fig. 3.15 Área fraturada de um corpo-de-prova CTOD, com as marcas radiais convergentes em direção ao ponto de início de ruptura

- Fig. 3.16 Esquema ilustrativo do corte das amostras.
- Fig. 3.17 Região de granulação grosseira (RGG) (amostra 1 aço 1). Ataque: Le Pera 500 x.
- Fig. 3.18 Região de Granulação Grosseira Aquecida Intercriticamente (RGGAI) (amostra 1-aço 1). Ataque: ZAC 500 x.
- Fig. 3.19 Região de Granulação Grosseira Aquecida Subcriticamente (RGGAS) (amostra 1-aço 1). Ataque: ZAC 500 x.
- Fig. 3.20 ZTA próxima ao metal de base. Microestrutura formada por ferrita (amarela) e perlita esboroadada (coloração mais escura). (amostra 3 - aço 2) Ataque: Le Pera 1000 x
- Fig. 3.21 Precipitação de M^* (partículas brancas) (amostra 1 - aço 1). Ataque: Le Pera 1000 x.
- Fig. 3.22 Superfícies fraturadas observadas por microscopia eletrônica de varredura. A esquerda, a amostra 4-aço 1 com 600 x de aumento e a direita a amostra 6 - aço 1 com 1000 x de aumento.
- Fig. 3.23 Dimensionamento das ZFL's (amostra 1-aço 1).
- Fig. 3.24 Dimensionamento das ZFL's (amostra 2-aço 1).
- Fig. 3.25 Dimensionamento das ZFL's (amostra 3-aço 1).
- Fig. 3.26 Dimensionamento das ZFL's (amostra 4-aço 1).
- Fig. 3.27 Dimensionamento das ZFL's (amostra 5-aço 1).
- Fig. 3.28 Dimensionamento das ZFL's (amostra 6-aço 1).
- Fig. 3.29 Dimensionamento das ZFL's (amostra 1-aço 2).

- Fig. 3.30 Dimensionamento das ZFL's (amostra 2-aço 2).
- Fig. 3.31 Dimensionamento das ZFL's (amostra 3-aço 2).
- Fig. 3.32 Dimensionamento das ZFL's (amostra 4-aço 2).
- Fig. 3.33 Dimensionamento das ZFL's (amostra 5-aço 2).
- Fig. 3.34 Dimensionamento das ZFL's (amostra 6-aço 2).
-
- Fig. 4.1 Comparação entre MB e ZTA (aços 1 e 2).
- Fig. 4.2 Correlação entre CTOD e V_g (ZTA-aços 1 e 2).
- Fig. 4.3 Correlação entre CTOD e $HV_{0,2}$ da ZTA dos aços 1 e 2.
- Fig. 4.4 Correlação entre CTOD e o diâmetro médio das facetas de clivagem (d) para a ZTA dos aços 1 e 2.
- Fig. 4.5 Correlação entre os valores de CTOD, e o comprimento total das ZFL's na borda da trinca de fadiga na ZTA dos aços 1 e 2.
- Fig. 4.6 Correlação entre os valores de CTOD, e o comprimento local da ZFL no ponto de início do processo de ruptura, na ZTA dos aços 1 e 2.
- Fig. 4.7 Variação do CTOD correspondente à espessura total com o tamanho das LBZ '¹³' (segundo a equação de Hagiwara).
- Fig. 4.8 Fotomicrografia da ZFL na ZTA (amostra 9-aço 1). RGG com ferrita e bainita e martensita (partículas brancas). Ataque: Le Pera 500 x.
- Fig. 4.9 Fotomicrografia de um a mesma região da ZTA. A esquerda, atacada com o reativo "ZAC", delineando

claramente as diferentes regiões da junta soldada (ZF e ZTA). A direita, atacada com nital 3%, sem o mesmo detalhamento.

INDICE DE TABELAS

- TABELA 1 CLASSIFICAÇÃO DOS LOCAIS DE INÍCIO DAS MICROTRINCAS '9'.
- TABELA 2 ENSAIOS PARA AVALIAÇÃO DA TENACIDADE EM JUNTAS SOLDADAS.
- TABELA 3 DADOS PARA VÁRIOS AÇOS EM RELAÇÃO À TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO '30'.
- TABELA 4 TENSÕES ATUANTES EM REGIÕES SOLDADAS COM DEFEITOS.
- TABELA 6 ANÁLISE QUÍMICA DOS MATERIAIS DE BASE.
- TABELA 7 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY EFETUADOS NOS MATERIAIS DE BASE.
- TABELA 8 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO NA ZTA DAS AMOSTRAS SOLDADAS (AÇOS 1 E 2).
- TABELA 9 VALORES DO CTOD OBTIDOS NA ZTA (AÇO 1).
- TABELA 10 VALORES DO CTOD OBTIDOS NA ZTA (AÇO 2).
- TABELA 11 VALORES DE V_0 EM RELAÇÃO AO CTOD (AÇO 1).
- TABELA 12 VALORES DE V_0 EM RELAÇÃO AO CTOD (AÇO 2).
- TABELA 13 DIÂMETRO MÉDIO DAS FACETAS DE CLIVAGEM (d).
- TABELA 14 COMPRIMENTO DAS ZFL'S NA ZTA (AÇOS 1 E 2) EM RELAÇÃO AO VALOR DO CTOD.

RESUMO

As zonas de fragilidade localizada (ZFL's), vêm sendo estudadas nos últimos anos e, por definição, são regiões microscópicas, formadas na zona termicamente afetada (ZTA) de juntas soldadas, caracterizadas por sua baixa tenacidade à fratura; normalmente, por serem locais propícios ao início de defeitos mais graves, originam fraturas nos componentes soldados. São consideradas ZFL's potenciais as regiões de granulação grosseira, em geral próximas à zona de fusão (ZF), inclusive aquelas que, aquecidas pelos passes subsequentes, sofrem ciclos térmicos de superaquecimento (acima da linha Ac_3 no diagrama Fe-C) e de aquecimento intercrítico (entre as linhas Ac_1 e Ac_3) ou subcrítico (abaixo de Ac_1).

Este trabalho analisa a influência das ZFL's sobre a tenacidade da ZTA de 2 aços estruturais normalizados do tipo ASTM-A516, soldados por arco submerso com baixo insumo de calor (0,6 kJ/mm), utilizando para esta análise os ensaios de impacto Charpy e o CTOD. Os valores Charpy e CTOD observados são correlacionados, respectivamente, com o material de base e, com o comprimento e tipo das ZFL's, bem como com outros parâmetros (dureza e tamanho de grão).

São propostos também procedimentos de análise de tenacidade da ZTA, com base em formulações empíricas, bem como diferentes reativos metalográficos para identificar e diferenciar micro-regiões na observação de juntas soldadas.

A B S T R A C T

The local brittle zones (LBZ's) have been studied in the last years and, by definition, are microscopical regions located in the heat affected zones (HAZ) of welded joints, having low toughness and showing the tendency to initiate defects which may lead to fractures in welded components. Potential LBZ's have coarse structure, like those found in the surroundings of the fusion line, re-heated or not by subsequent beads above the Ac_3 line in the Fe-C diagram (supercritical heating), between Ac_1 e Ac_3 (intercritical heating) and under Ac_1 (subcritical heating).

This work deals with the influence of LBZ's on HAZ toughness of two ASTM-A516 structural normalized steels, with different thicknesses (12,7 and 25,4 mm), welded by submerged arc process (SAW) with low heat input (0,6 kJ/mm) via both Charpy and CTOD tests. HAZ Charpy values are correlated with the base materials, while for the CTOD tests it was analysed the effect of different LBZ's sizes, types as well as the hardness (HV) and the size of cleavage facets (grain size). It's also proposed an alternative method to analyse the HAZ toughness based in empirical equations and, further, the employment of different metallographic reatives to identify

and differentiate microstructures for the study of welded joints.

1.

I N T R O D U Ç Ã O

A utilização de estruturas de grande porte com requisitos de projeto cada vez mais criteriosos, como por exemplo em plataformas marítimas, gasodutos, embarcações e outros, faz com que utilização de aços de resistência maior e que tenham ótimas características de tenacidade e soldabilidade seja cada vez mais necessária.

As propriedades citadas acima são conflitantes, uma vez que as medidas tomadas para melhoria de determinada característica, podem prejudicar a outra e vice-versa. Como exemplo, para um aumento na resistência dos aços, pode-se modificá-los em relação à sua microestrutura através de um refino de grão, ou através de tratamentos termo-mecânicos. No momento em que esses materiais forem soldados, poderá ocorrer uma variação microestrutural localizada, inerente ao próprio ciclo térmico do processo de soldagem, modificando portanto, as características de tenacidade nesse local.

Para facilidade de análise, pode-se considerar uma estrutura soldada como sendo formada por 3 componentes, ou seja, a chapa de aço (metal de base - MB), a zona de fusão (ZF) e a zona termicamente afetada (ZTA). Estando a

tenacidade inadequada em qualquer desses componentes, a ameaça de um colapso estrutural é inerente.

A maioria dos pesquisadores '1.2.3.4' concorda que a zona de fusão e a zona termicamente afetada, apresentam-se mais propícias à variação de propriedades mecânicas, bem como a tenacidade. Em uma junta soldada, a tenacidade pode ser afetada por vários fatores '4', entre eles:

- . Composição do metal de base (carbono equivalente)*
- . Processo de soldagem. Consumíveis. Procedimentos, posicionamento e o número de passes na soldagem
- . Tratamento térmico após a soldagem
- . Intervalo de tempo entre a soldagem e o teste

Em uma estrutura soldada, segundo KOMIZO et al. '5', a ZTA é aquela que apresenta maior dificuldade em se estimar a tenacidade, uma vez que esta é estreita e apresenta uma série de microestruturas com diferentes propriedades, incluindo as chamadas Zonas de Fragilidade Localizadas (ZFL's).

* Dentre as várias relações, para o cálculo do carbono equivalente (C_{eq}) existentes, a mais geral e, aquela que será seguida neste trabalho é dada por:

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15}$$

Conforme AIHARA et al. ⁽⁶⁾, as ZFL's em juntas soldadas multi-passes, são zonas de granulação grosseira sem ciclos térmicos de reaquecimento ou então, com baixas temperatura de reaquecimento (entre as linhas A_{c1} e A_{c3} do diagrama Fe-C). A tenacidade dessas zonas pode ser influenciada por vários fatores, entre eles os de origem metalúrgica (condições de soldagem, composição química do aço, etc), a dureza, a quantidade de ilhas de martensita de alto carbono e o tamanho de grão. Em estudos recentes sobre a influência das ZFL's na tenacidade da ZTA SATOH et al. ⁽⁷⁾, caracterizaram o tamanho das ZFL's, como sendo o parâmetro controlador da dispersão dos resultados em ensaios de tenacidade em soldas.

Para a análise da tenacidade da ZTA, os ensaios mais utilizados são o ensaio de impacto Charpy e o ensaio CTOD*. Desses, o mais conclusivo é o ensaio CTOD, uma vez que este é muito mais sensível às pequenas variações microestruturais, tais como as ZFL's, uma vez que este não é dinâmico, como o ensaio Charpy. Por outro lado, o ensaio CTOD apresenta algumas limitações de ordem prática, como por

* O termo CTOD (Crack Tip Opening Displacement), significa em português "Abertura da Ponta da Trinca". Em função da utilização dos termos "CTOD" ou simplesmente "COD" no meio científico internacional, será utilizado aqui o termo "CTOD".

exemplo a sua própria execução, uma vez que necessita de equipamentos mais precisos (máquina de tração dinâmica, extensômetros de precisão, etc), o que o faz ainda pouco utilizado no meio industrial nacional, comparativamente ao ensaio Charpy. Dentre essas limitações, o tamanho do corpo-de-prova deve ser considerado, uma vez que sendo função da espessura do material, pode apresentar dimensões muito grandes para a maioria das máquinas de ensaio existentes na indústria. Por exemplo, para um aço com espessura de 70 mm, a norma BS-5762 especifica um corpo-de-prova nas dimensões 70 x 140 x 700 mm.

A finalidade deste trabalho é o de analisar os aspectos relativos à tenacidade da ZTA de um aço estrutural normalizado tipo ASTM A-516, soldado por arco submerso, em duas espessuras diferenciadas (12,7 e 25,4 mm), através dos ensaios Charpy e CTOD, como dito anteriormente, os ensaios mais utilizados para esse fim. A partir dos resultados observados nos ensaios, foram feitas correlações com variáveis de ordem metalúrgica, ou seja, as ZFL's, em relação à sua dimensão e características específicas (dureza e variação microestrutural), e o tamanho de grão.

Dado ao caráter didático visado neste trabalho, possibilitando a sua execução no meio industrial, são propostas alternativas para a análise da tenacidade da ZTA,

através da utilização de formulações empíricas fornecidas pela bibliografia, que tomam como base as medidas de dureza obtidas na ZTA, uma vez que a indústria normalmente, não dispõe de equipamentos simuladores de soldagem, como por exemplo as máquinas do tipo Gleeble, ficando difícil determinar propriedades inerentes somente à ZTA, como por exemplo o limite de escoamento da mesma, que serão utilizados na formulação do CTOD.

O capítulo 2 apresenta uma revisão bibliográfica sobre os principais aspectos relativos à problemática da avaliação da tenacidade na zona termicamente afetada. Primeiramente, são relacionadas as características atuantes na tenacidade da ZTA, tais como a própria dimensão da ZTA, a formação de microestruturas fragilizantes (ZFL's), e os fatores influentes na queda da tenacidade, tais como a dureza, as ilhas de martensita de alto carbono, o tamanho de grão, os elementos de liga e a análise da influência das ZFL's na tenacidade da ZTA. Finalmente, nesse capítulo, é feita uma revisão breve sobre a análise da tenacidade nos aços e em estruturas soldadas, além das características principais dos testes utilizados neste trabalho (Charpy e CTOD).

O capítulo 3 aborda os ensaios realizados, bem como os critérios e dados observados em cada um deles. Em relação

aos critérios, destaca-se a pré-compressão na frente da trinca de fadiga nos ensaios CTOD e as formulações adotadas para a análise da ZTA. Quanto aos dados, foram também analisados outros critérios de tenacidade através do ensaio Charpy, tal como a % de área dúctil dos corpos-de-prova. Através de análises macro e micrográficas, foram delimitadas as partes importantes para avaliação da tenacidade da ZTA, particularmente as ZFL's. São também citados problemas encontrados na execução dos ensaios, tais como as perdas devido à problemas de soldagem, não-linearidade das trincas de fadiga nos ensaios CTOD e à localização dos entalhes dos corpos-de-prova.

No capítulo 4, são avaliados e discutidos os resultados observados no capítulo 3. No ensaio Charpy, é analisado o comportamento da ZTA em relação à energia absorvida e a % de área dúctil. Os resultados são comparados com os valores observados no material de base. Quanto ao ensaio CTOD, os resultados obtidos para as 2 espessuras são comparados ao comprimento das ZFL's e ao tamanho de grão.

No capítulo 5, são listadas as conclusões deste trabalho, seguindo-se, finalmente, algumas sugestões para trabalhos futuros no capítulo 6.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 FORMAÇÃO DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA)

Segundo O GRONG et al. ⁽⁸⁾, aços microligados de baixo carbono para aplicações offshore são normalmente produzidos com limite de escoamento (LE) na faixa entre 300 a 500 MPa, dependendo da espessura da chapa. Desta forma, vários estudos têm sido feitos visando uma melhoria da soldabilidade, particularmente com relação à zona termicamente afetada (ZTA), à corrosão sob tensão e a resistência ao trincamento a frio.

Em uma junta soldada, os ciclos térmicos induzem uma série de modificações de caráter metalúrgico e mecânico, como mostrado no esquema da figura 2.1 ⁽⁹⁾.

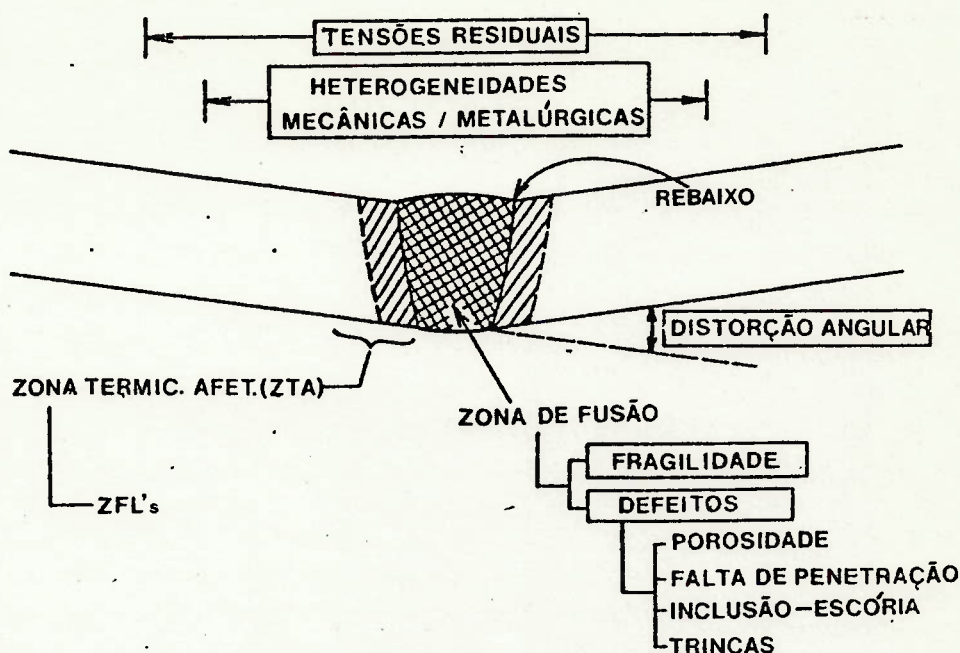


Fig. 2.1 Características mecânicas de aços soldados (7).

Existem dois fatores influentes em uma estrutura soldada em relação ao seu comportamento quanto à tenacidade (7):

- a) Tenacidade à fratura
- b) Comportamento estrutural sob carga em relação à deformação

Quanto ao item "a" acima, outros dois fatores de controle são importantes:

- a) A fragilidade da ZTA e da ZF nas proximidades de defeitos pré-existent
- b) Resistência desigual em pontos diversos da junta soldada, tais como o endurecimento ou amolecimento de partes da ZTA, diferentes do metal de base ou da zona de fusão

A ZTA apresenta uma série de dificuldades para a análise de sua tenacidade. PISARSKI et al.⁽¹⁰⁾, identificam algumas delas, tal como a largura da mesma de 3 a 4 mm, quando de soldas com insumos de calor normalmente utilizados na indústria e, a grande variedade de microestruturas e propriedades. Essas microestruturas, fora o seu tamanho diminuto ($\text{mm} \times 10^{-3}$), podem ter uma influência significativa sobre a integridade estrutural, em relação à falhas por fratura frágil. Um grande número de fraturas frágeis catastróficas de estruturas diversas, tais como, vasos de pressão, tanques de estocagem e pontes, nas quais as fraturas tiveram seu início na ZTA, são as maiores evidências dessa influência.

2.1.1 MICROESTRUTURAS NA ZONA TERMICAMENTE AFETADA OBTIDA NA SOLDAGEM POR UM ÚNICO PASSE

A ZTA é formada por todo material de base (MB) que tenha sido afetado, de alguma forma, pelo calor gerado pela soldagem ⁽¹⁰⁾. Sendo assim, as microestruturas na ZTA são dependentes de vários fatores ^(7.10), tais como as temperaturas de pico dos ciclos térmicos, composição do material de base e tratamentos térmicos posteriores à soldagem. Uma vez que o calor se difunde pelo material de base, o ciclo térmico torna-se menos severo (principalmente

para temperaturas de pico mais baixas), com o aumento da distância a partir da linha de fusão (LF).

As mudanças microestruturais e outras que possam ocorrer são função, portanto, da distância da linha de fusão.

Das variáveis acima, a principal seria a temperatura de pico (TP), que varia conforme a distância em relação à linha de fusão (LF), a qual determina o tamanho de grão da austenita (TGA) e o tempo de resfriamento ($dt_{8/5}$), no intervalo de temperatura entre 800 e 500 °C, no qual ocorre a transformação da austenita (γ) em outras microestruturas (martensita, ferrita, perlita, etc). De acordo com a figura 2.2, pode-se dividir a ZTA formada em um único passe em cinco regiões principais, cada uma delas caracterizada por um intervalo de temperatura de pico específico.

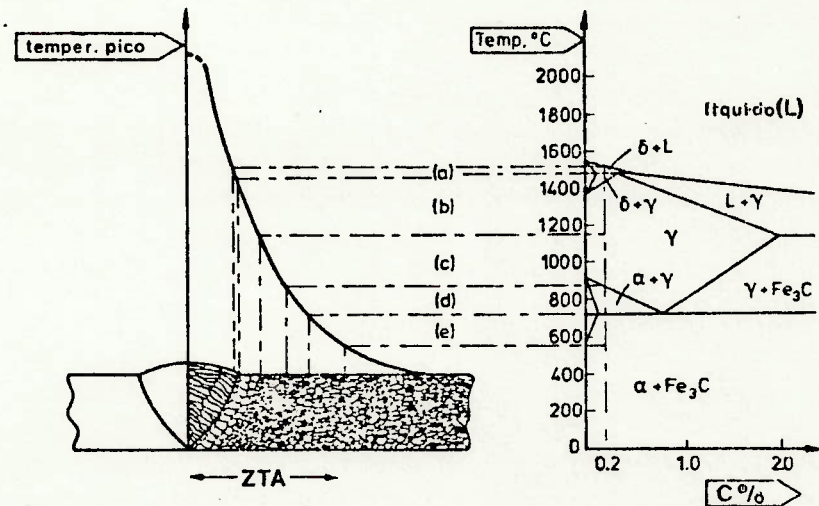


Fig. 2.2 Microestruturas formadas na soldagem, por um único passe 'e'.

Sendo assim, as diferentes regiões encontradas na ZTA de uma soldagem por um único passe seriam:

- a) Região parcialmente fundida, próxima do ponto de fusão do material, também chamada Linha de Fusão (LF).
- b) Região de Granulação Grosseira (RGG): $1100\text{ }^{\circ}\text{C} < T_F < 1450\text{ }^{\circ}\text{C}$
- c) Região de Granulação Fina (RGF): $A_{c3} < T_F < 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$
- d) Região Intercrítica (RI): $A_{c1} < T_F < A_{c3}$
- e) Região Subcrítica (RS): T_F abaixo de A_{c1}

O tempo de resfriamento $dt_{e/e}$, é diretamente relacionado ao insumo de calor (IC) * (KJ/mm) ^(e). Para soldagem de placas espessas, $t_{e/e}$ é aproximadamente proporcional a IC, ou seja:

$$dt_{e/e} \approx k_e (IC) \quad \dots[1]$$

onde:

k_e está na faixa entre 4 a 5 (s/kJ/mm) para aços estruturais convencionais.

Tomando como exemplo um aço C-Mn estrutural ⁽¹⁰⁾, a partir de temperaturas consideradas baixas (100 a 200 °C), uma série de modificações de ordem metalúrgica já começa a ocorrer, com solutos intersticiais interagindo com discordâncias, formadas por campos de deformação, acelerando a fragilização, devido ao fenômeno do envelhecimento por deformação (em inglês, *strain ageing embrittlement*). Sendo assim, mesmo não sendo possível a visualização do fenômeno através de técnicas microscópicas, pode ocorrer uma queda sensível na tenacidade local, se existirem solutos intersticiais livres, tais como o carbono e o nitrogênio. Uma solda oferece essas condições, ainda mais se estiver "livre", ou seja, não fixada a dispositivos restritivos tais como o

chamado "cachorro", utilizado na parte experimental deste trabalho (vide pg.77), ou mesmo, a própria estrutura.

Em temperaturas próximas de 400 °C, os carbonetos de ferro apresentam tendência de se esferoidizarem, tornando-se mais grosseiros. Em temperaturas próximas de 600 °C, para aços que contenham elementos micro-ligantes tais como o nióbio e o vanádio, pode ocorrer a formação de precipitados estáveis finos que podem causar fragilidade. Toda esta região, abaixo da temperatura de transformação austenita : ferrita, é conhecida como zona termicamente afetada subcrítica (RS).

Acima da linha Ac_1 , próximo de 723 °C, a ferrita começa a se transformar em austenita, completando esta transformação na linha Ac_3 . Esta região entre Ac_1 e Ac_3 é conhecida como zona termicamente afetada intercrítica (RI).

Em locais onde a temperatura de pico exceder a linha Ac_3 , a ZTA será chamada de zona termicamente afetada supercrítica. Nessa situação, quando a temperatura estiver próxima à linha Ac_3 , praticamente não ocorrerá crescimento de grão, ao contrário se a temperatura já estivesse próxima à de fusão do material, onde então o grão se tornaria grosseiro. Sendo assim, quando do resfriamento dessas microestruturas, as mais refinadas formariam estruturas ferrítico-perlíticas

mais finas, ou mesmo bainita, que invariavelmente apresentam alta tenacidade, às vezes até superior ao material de base; esta é a chamada zona termicamente afetada com granulação fina (RGF). As regiões grosseiras quando resfriadas, formam produtos de temperatura de transformação mais baixa, tais como a bainita e a martensita que, ao contrário da RGF, apresentará os piores valores de tenacidade; essa região é chamada de zona termicamente afetada de granulação grosseira (RGG).

2.1.2 MODIFICAÇÕES MICROESTRUTURAIS OBSERVADAS EM UMA SOLDAGEM MULTI-PASSE

Conforme o item 2.1.1 acima, ficou caracterizado que, em uma soldagem por um único passe, a região que apresenta menor tenacidade é aquela próxima à linha de fusão, com granulação grosseira (RGG).

Por outro lado, quando de uma soldagem multi-passe, as microestruturas formadas tornam-se mais complexas, tanto na forma como nas propriedades mecânicas, uma vez que o metal de base é sujeito a vários ciclos térmicos '6'.

A figura 2.3 esquematiza uma ZTA formada por soldagens multi-passe, com 2 e 3 passes, comparativamente à

soldagem por um único passe. O metal de base próximo à linha de fusão, aquecido a altas temperaturas (~ 1200 °C), apresenta uma microestrutura grosseira, composta principalmente por bainita superior. Essa região, sendo reaquescida pelo passe subsequente, sofrerá mudanças em sua microestrutura, sendo esta variável de acordo com a distância do ponto considerado e a linha de fusão. As microestruturas formadas após esse passe subsequente, podem ser divididas em quatro tipos, dependendo da temperatura de reaquescimento ⁽⁴⁾:

- a) Região de Granulação Grosseira Aquecida Supercriticamente (RGGASu)
- b) Região de Granulação Grosseira Aquecida Intercriticamente (RGGAI)
- c) Região de Granulação Grosseira Aquecida Subcriticamente (RGGAS)
- d) Região de Granulação Grosseira Inalterada (RGGIn)
- e) Região de Granulação Grosseira Revenida (RGGR)

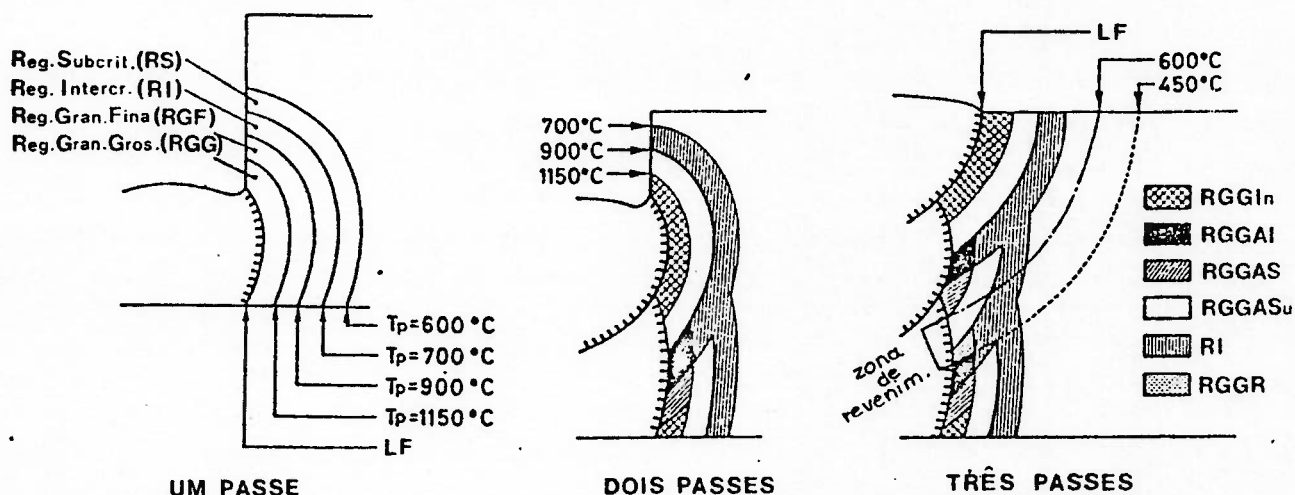


Fig. 2.3 Microestruturas observadas em soldagens multi-passe '11'.

A região "a" (RGGASu) é aquela que é reaquecida acima de Ac_3 e abaixo de $1200\text{ }^\circ\text{C}$, apresentando uma microestrutura refinada, composta de ferrita e perlita; na verdade, este tratamento térmico equivale a um tratamento térmico de normalização. A região "b" (RGGAI) é reaquecida entre Ac_1 e Ac_3 , apresentando as chamadas "ilhas" de martensita-austenita, ou seja, pontos localizados com a presença das microestruturas acima. A região "c" (RGGAS), apresentando reaquecimento abaixo de Ac_1 , apresentará microestruturas formadas por bainita revenida. Finalmente, a região "d" (RGGIn), não apresentará modificações microestruturais significativas, uma vez que não é reaquecida, ou então reaquecida abaixo de $200\text{ }^\circ\text{C}$ ou mesmo reaquecida à temperaturas acima de $1200\text{ }^\circ\text{C}$ com a formação de microestruturas grosseiras.

As figuras 2.4 e 2.5 mostram respectivamente um esquema entre os ciclos de soldagem e as microestruturas formadas e, a correlação entre os valores observados em ensaios CTOD a $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$, com microestruturas observadas em soldas multi-passe, obtidas por simulação em máquinas do tipo Gleeble.

Em relação à figura 2.5, os aços analisados apresentavam a seguinte composição:

- aço B: 0,11 %C, 0,37 %Si, 1,5 %Mn, 0,22 %Cu, 0,21 %Ni e 0,027 %Nb.
- aço D: 0,18 %C, 0,35 %Si e 1,46 %Mn.

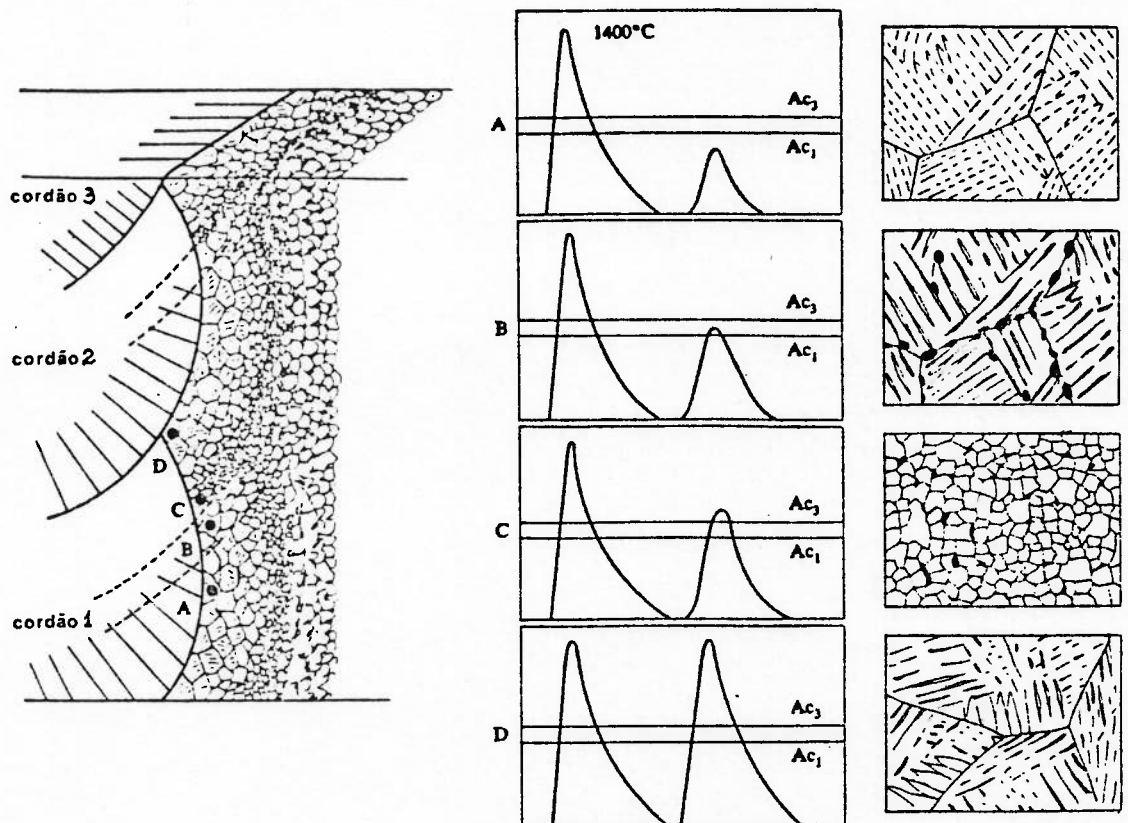


Fig. 2.4 Esquema ilustrativo das microestruturas e os ciclos térmicos em uma junta soldada⁽¹²⁾.

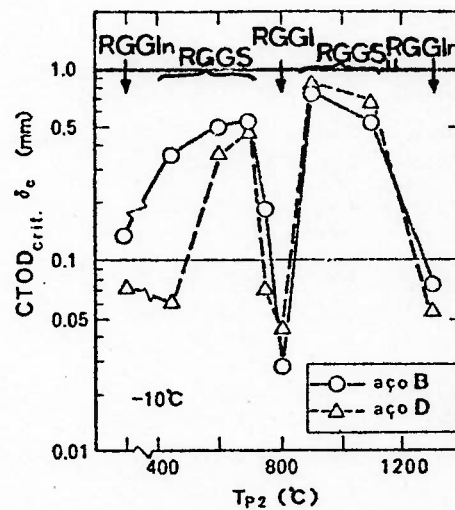


Fig. 2.5 Distribuição de valores CTOD em uma ZTA simulada obtida por um duplo ciclo térmico, em relação às temperaturas de pico (T_{p2}) do segundo ciclo térmico⁽⁶⁾.

2.2 FORMAÇÃO DAS ZONAS DE FRAGILIDADE LOCALIZADA (ZFL's)

Foi visto no item anterior, que uma série de transformações microestruturais, são introduzidas no material de base quando de uma soldagem, fazendo com que ocorram, por conseguinte, modificações em relação às propriedades mecânicas também.

As zonas de fragilidade localizada (ZFL's), são definidas como aquelas que, na ZTA, apresentem a tenacidade mais baixa (6.7.7).

Sendo assim, quando de uma soldagem por um único passe, a ZFL será a região de granulação grosseira (RGG), próxima à linha de fusão (LF), onde o metal de base está sujeito a um ciclo rápido de aquecimento, com temperatura próxima ao ponto de fusão, seguindo-se um rápido resfriamento. A tenacidade das RGG diminui, na medida que a temperatura de pico (T_p) aumenta. A figura 2.6, mostra a correlação entre os valores CTOD para ZTA's simuladas em 4 aços (V,N,L,C) e a temperatura de pico (t_p). Neste caso, o tempo de transformação entre 800 e 500 °C foi de 20 segundos, correspondendo a um insumo de calor de 4,5 kJ/mm (vide equação [1]).

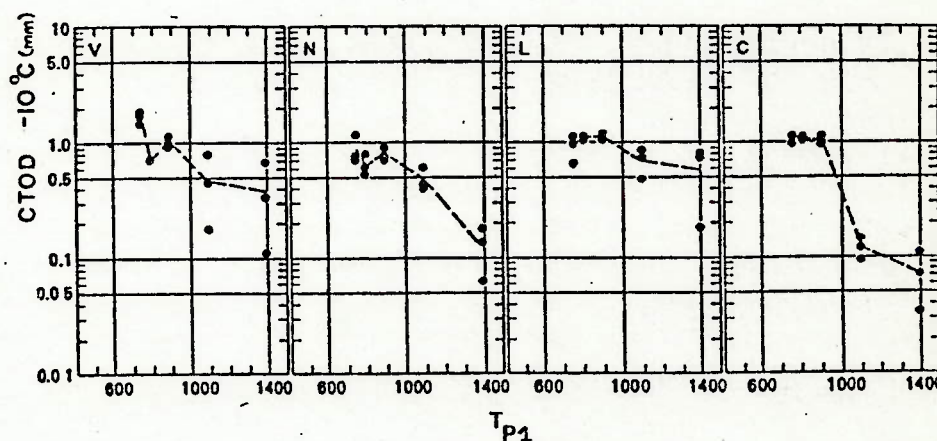


Fig. 2.6 Valores CTOD em ZTA's simuladas em um único ciclo térmico '9'.

Quando de uma solda multi-passe, existem duas zonas de fragilidade localizada potenciais (5.6.7.9-21), ou seja, as regiões de granulação grosseira, e a região de granulação grosseira aquecida intercriticamente (RGGI). Porém, alguns ensaios CTOD realizados por HAZE et al. (6.12.14), evidenciaram também o início de processos de ruptura nas regiões RGGs e RGGIn. A figura 2.7 mostra um histograma comparativo, para os aços citados na figura 2.6, correlacionando as regiões microestruturais ao início da ruptura nos testes CTOD.

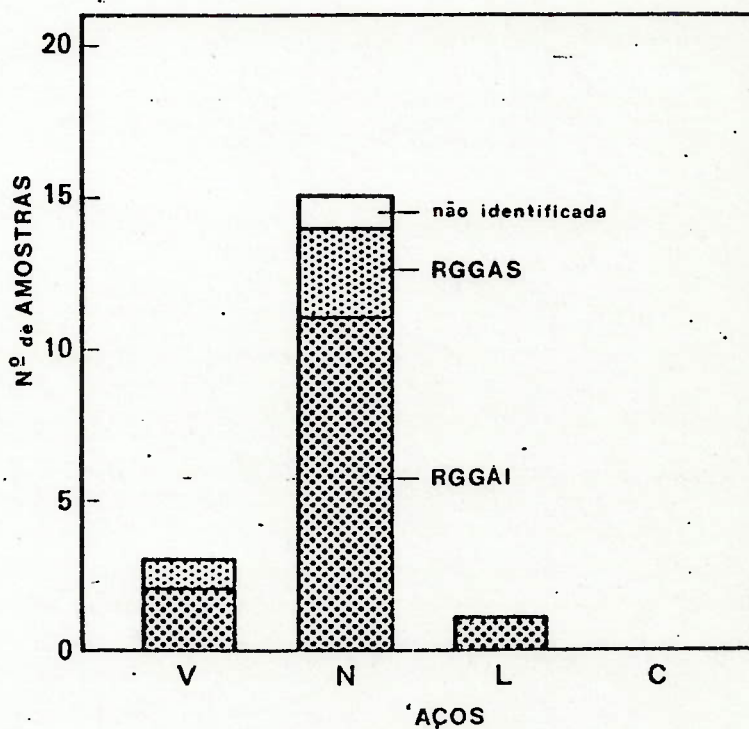


Fig. 2.7 Histograma representativo das regiões da ZTA, nas quais teve início o processo de ruptura nos testes CTOD '14'.

Portanto, para aços com nível médio de resistência, com limite de escoamento entre 350 e 550 MPa, toda a região tida como grosseira, principalmente a RGGIn, e em adição, a RGGAI e a RGGAS funcionam como ZFL's potenciais '7'. As ZFL's normalmente são descontínuas e circundadas por microestruturas mais tenazes '7'.

2.2.1 FATORES INFLUENTES NA TENACIDADE DAS ZFL's

Uma série de fatores influi na variação da tenacidade, todos eles de origem metalúrgica, ou seja, influenciados pelas variações microestruturais provocadas pelos ciclos de soldagem.

A maioria das pesquisas a respeito das ZFL's foi realizada em ZTA's simuladas (12, 14, 17, 18-22), permitindo a análise pormenorizada de cada um dos fatores influentes na tenacidade das ZFL's. São eles:

- a) Dureza
- b) Formação das ilhas de martensita de alto carbono
- c) Tamanho de grão (Tamanho das facetas de clivagem)
- d) Elementos de liga

2.2.1.1 INFLUÊNCIA DA DUREZA NA TENACIDADE DAS ZFL's

A figura 2.8 mostra os resultados observados em testes CTOD correlacionados com a dureza Vickers para diferentes tipos de aços, com temperatura de pico de 1400 °C e, tempos de transformação entre 800 e 500 °C variando entre 5 e 100s (14)

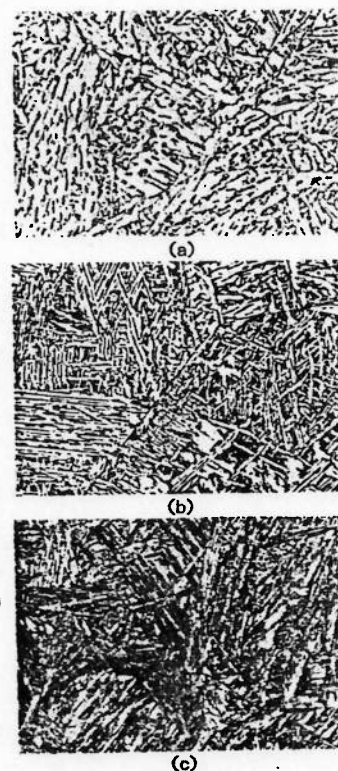
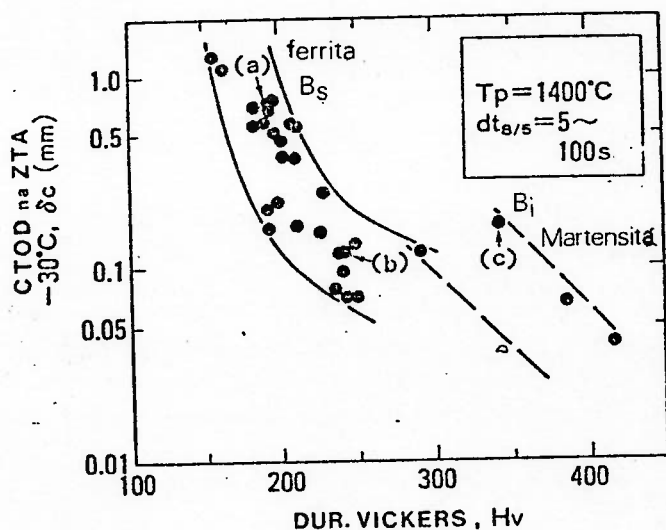


Fig. 2.8 Correlação entre os valores CTOD e dureza Vickers em uma ZTA simulada (ciclo único) (6). (As microestruturas observadas, representam o padrão médio observado nas amostras ensaiadas).

Conforme a figura apresentada anteriormente, as microestruturas variaram entre ferrita acicular, bainita superior (B_{S}), bainita inferior (B_{I}) e martensita (M). Os dados foram agrupados em função da microestrutura, ou seja, um grupo formado por ferrita acicular e bainita superior e outro constituído por bainita inferior e martensita. Para cada um dos grupos, a tenacidade diminui com o aumento da dureza. A dispersão de resultados observada para as microestruturas mais duras (bainita inferior e martensita) apresentou-se maior em comparação ao outro grupo.

O resultado observado pode ser explicado, tomando-se como base que a fratura frágil ou por clivagem ocorre, quando a tensão na ponta da trinca do CP CTOD, σ_m , atinge a tensão crítica de fratura σ_f . Na medida que o ensaio CTOD vai sendo executado, ou seja, com a abertura na ponta da trinca do CP CTOD aumentando gradativamente, a σ_m também vai aumentando da mesma forma. Se o material circundante à ponta da trinca do CP CTOD estiver mais duro, ou seja, com um limite de escoamento maior, a σ_m também será mais alta. Sendo assim, a σ_f será alcançada mais rapidamente, ou seja, com valores CTOD baixos.

Tomando-se como base que a ruptura de um CP CTOD tenha como início uma microtrinca, formada a partir de uma partícula de 2ª fase, tal como a cementita (Fe_3C) ou uma

ilha de martensita, a σ_r diminui com o aumento do tamanho das mesmas, uma vez que partículas de 2ª fase maiores produzem, da mesma forma, microtrincas maiores, abaixando portanto a tensão de ruptura σ_r .

Na figura 2.8, nota-se que a bainita superior (B_s) (fotomicrografia b) tem microestruturas de 2ª fase maiores (Fe_3C ou M), da mesma forma que no contorno de grão da ferrita acicular (fotomicrografia a); comparativamente, as outras microestruturas, bainita inferior e martensita (fotomicrografia c) apresentam partículas de 2ª fase menores, mais finas, fazendo com que as microtrincas formadas sejam menores. Portanto, a σ_r esperada para a ferrita acicular e a bainita superior, deverá ser menor do que aquela para a bainita inferior e a martensita, atribuindo-se devido a isso, a dispersão dos resultados observada nos dois grupos.

A tendência da diminuição da tenacidade em função do aumento de dureza para cada grupo de microestruturas, pode ser atribuída a um aumento mais fácil de σ_m para um material com dureza maior. Sendo assim, uma das formas de se melhorar a tenacidade de um aço seria diminuir a quantidade de carbono ou então, abaixar o carbono equivalente '6'.

Através de uma análise por regressão, a seguinte formulação foi obtida '7' :

$$CTOD_{-10} = (3,89 \times 10^7) \times 10^{-2,45 \cdot [C]} \times HV^{-3,32} \quad \dots [2]$$

onde:

$CTOD_{-10}$ é o valor do ensaio CTOD em mm, [C] é a % em peso de carbono e HV é a dureza Vickers para carga de 10 kg.

O efeito de um segundo ciclo térmico foi estudado por THAULOW et al. (23). A figura 2.9 mostra a influência da temperatura de pico do 2º passe (T_{P2}) em uma ZTA simulada, onde pode ser notada a redução gradual da dureza em função da diminuição de T_{P2} .

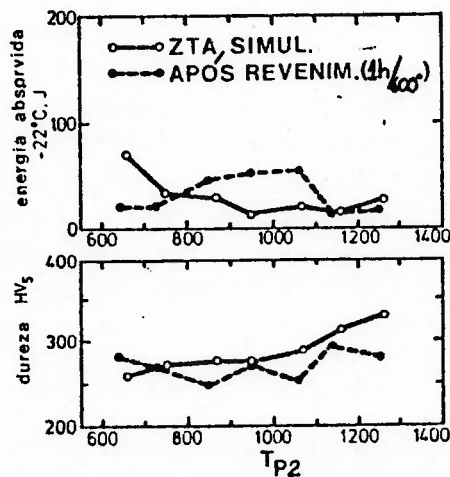


Fig.2.9 Influência da temperatura de pico do 2º passe sobre a dureza da ZTA (23)

2.2.1.2 INFLUÊNCIA DAS ILHAS DE MARTENSITA DE ALTO CARBONO NA TENACIDADE DAS ZFL'S

As chamadas ilhas de martensita de alto carbono (M*) são, segundo a maioria dos pesquisadores, o principal fator influente na tenacidade das ZFL's.

A queda efetiva da tenacidade na RGGAI é atribuída ao aumento significativo de M^* . Como visto no final do item 2.2.1.1, o efeito da temperatura de pico do 2º ciclo térmico (T_{P2}) é efetivo na variação da dureza da ZTA. A figura 2.10 abaixo, mostra a correlação entre a temperatura de pico do 2º ciclo, e a energia absorvida em um ensaio Charpy na temperatura de $-10\text{ }^\circ\text{C}$, realizado em um aço estrutural tipo BS 4360, com temperatura de pico do 1º ciclo de $1350\text{ }^\circ\text{C}$. As 3 curvas mostradas, relacionam-se a 3 diferentes $dt_{8/5}$ '17'.

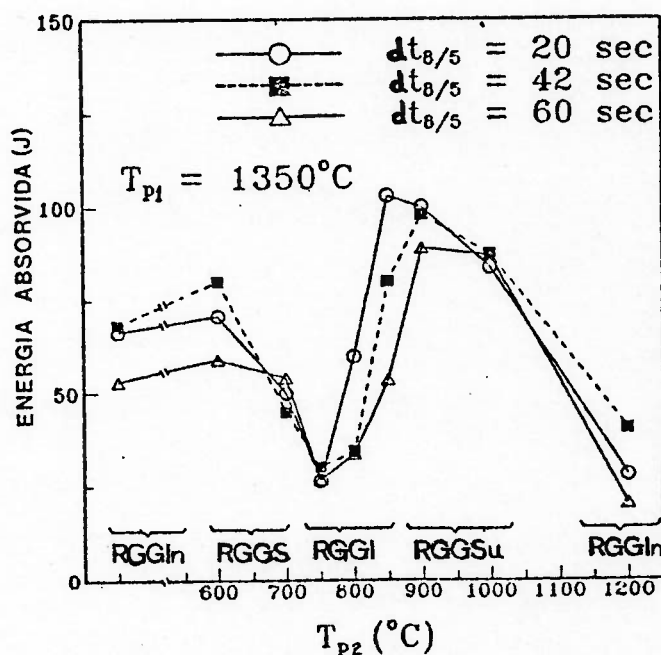


Fig. 2.10 Energia de impacto Charpy vs temperatura de pico do 2º ciclo T_{P2} '17'.

Nas temperaturas de pico próximas a $600\text{ }^\circ\text{C}$ e entre 850 e $900\text{ }^\circ\text{C}$ a tenacidade é melhorada. O problema ocorre para a temperatura de $800\text{ }^\circ\text{C}$, entre Ac_1 e Ac_3 , onde a tenacidade

cai drasticamente, conforme também pode ser visto na figura 2.5.

Na medida que a temperatura de pico T_{P2} atinge a zona crítica (entre Ac_1 e Ac_2), ocorre a transformação parcial da RGG para austenita. No aquecimento, a M^* é formada a partir das regiões com maior porcentagem de carbono da RGG, bem como, a partir da própria austenita transformada que, na transformação ferrita + austenita, apresenta maior quantidade de carbono do que a média da liga (6.7). Uma vez que a quantidade de martensita a ser formada, é dependente da estabilidade da austenita enriquecida em carbono, a fração volumétrica de M^* é dependente dos elementos de liga. Sendo assim, as ilhas de martensita de alto carbono também são chamadas na literatura de "constituintes M-A (martensita-austenita ou M-A-C (martensita-austenita-carbonetos)", já que parte da austenita pode não se transformar em martensita, permanecendo na forma de austenita retida.

Os valores CTOD e a energia absorvida no ensaio Charpy, têm uma correlação muito próxima com a quantidade de ilhas de martensita, conforme é visto na figura 2.11 (6.17). Na figura 2.11 (a), é mostrada a variação dos valores CTOD à $-30\text{ }^\circ\text{C}$ em relação à fração volumétrica de M^* ; em 2.11 (b), a energia absorvida no ensaio Charpy à $-10\text{ }^\circ\text{C}$ em relação à temperatura de pico do 1º ciclo. Ambos os gráficos foram

obtidos para T_{P2} igual a $800\text{ }^{\circ}\text{C}$. No gráfico (a), fixou-se a dureza Vickers (200 HV), uma vez que os valores CTOD também são dependentes da dureza e, para isolar o efeito quantitativo de M^* .

Ambos os gráficos evidenciam a queda de tenacidade para um aumento quantitativo de M^* . HAZE e AIHARA (14), evidenciaram que ocorre uma recuperação evidente na tenacidade da ZTA, para valores inferiores a 3% de M^* , conforme pode ser visto na figura 2.12.

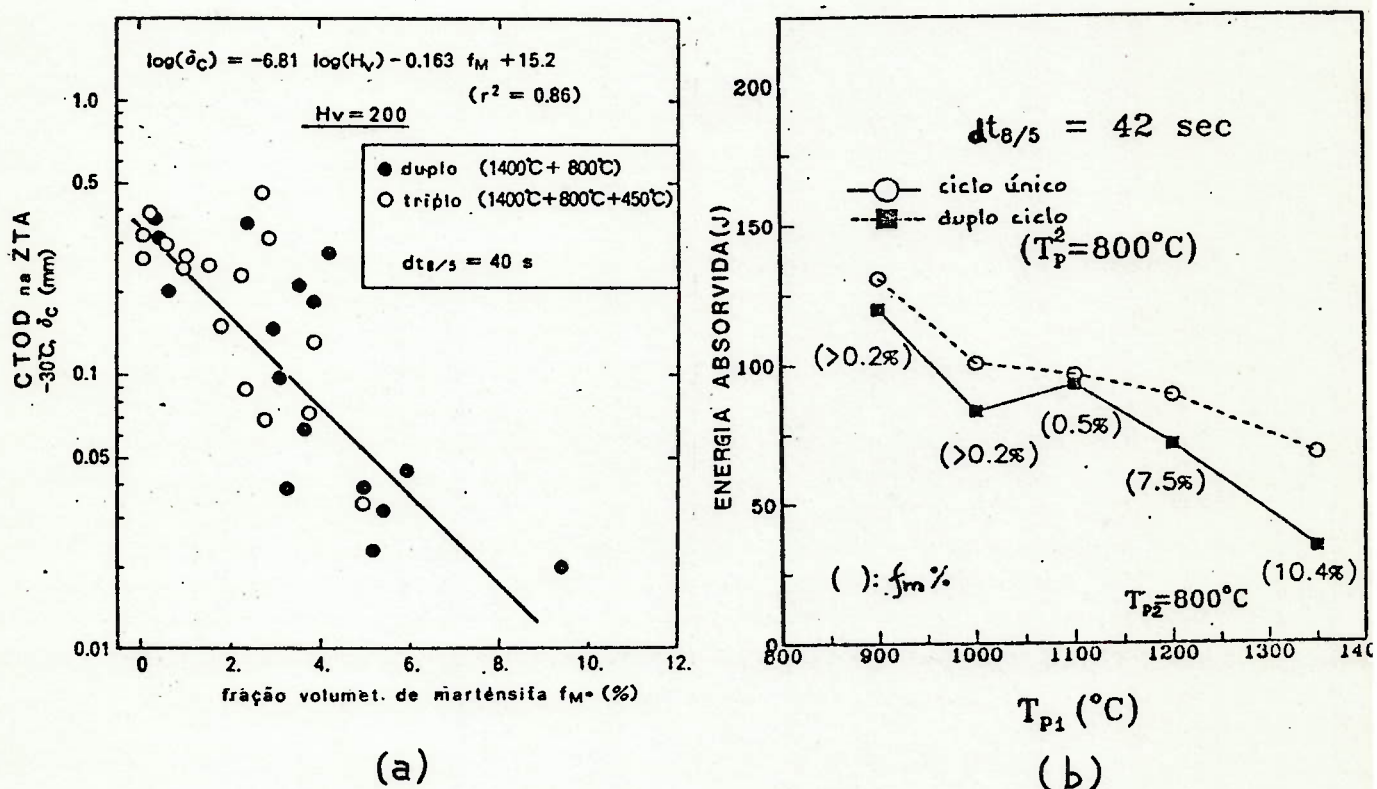


Fig. 2.11 Correlação da tenacidade com a fração volumétrica de M^* (f_m). (a) CTOD a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ (b) Energia absorvida Charpy a $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ (9.17).

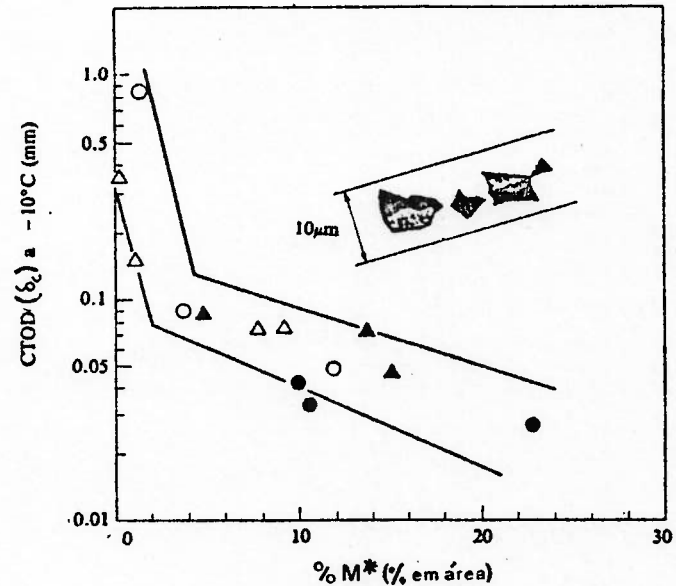


Fig. 2.12 Relação dos valores obtidos em ensaios CTOD a -10°C , com a fração volumétrica de M^* (f_m) no contorno de grão, após um 3º ciclo ⁽¹⁴⁾.

2.2.1.2.1 PROPAGAÇÃO DA FRATURA A PARTIR DAS ILHAS DE MARTENSITA DE ALTO CARBONO (M^*)

Vários modelos são propostos para explicar a fragilidade potencial das RGGI ^(9,15,19,21).

KIM et al. ⁽¹⁹⁾, em pesquisas recentes analisando os micro-mecanismos de fratura na RGGI, através de ensaios de tração a -10°C em corpos-de-prova obtidos em juntas soldadas

por arco-submerso, seguindo-se análises metalográficas, concluiu que pequenas cavidades (*voids*) nuclearam a partir da decoesão que ocorreu na interface entre as ilhas de martensita M^* e a matriz formada por ferrita, com as microestruturas M^* localizando-se, de forma grosseira, paralelamente à direção da tensão principal de tração. Segundo HAZE e AIHARA ⁽¹⁷⁾, esta decoesão ocorre em um determinado instante, antes da ruptura por clivagem (quando a ruptura for frágil), devido a um empilhamento (*pile-up*) de discordâncias na interface. Formando-se uma microtrinca, esta promove uma severa concentração de tensões na matriz ferrítica próxima à M^* , o que acarretará uma fratura por clivagem para valores muito baixos de CTOD. A progressão dessa fratura ⁽¹⁴⁾ ocorre inicialmente ao longo da interface $M^*/$ matriz, tendendo posteriormente numa direção de 40 a 50° inclinada em relação ao eixo da tensão principal, cortando as ilhas de martensita e mudando o seu direcionamento na medida que encontrem um contorno de grão. A figura 2.13, mostra um esquema exemplificando a formação e propagação de uma trinca na ZTA.

Um outro mecanismo, prevê o início da ruptura no interior das M^* , com a posterior progressão da trinca pela matriz, ou pela interface $M^*/$ ferrita ⁽⁷⁾. A tabela 1 relaciona os locais de início das microtrincas, bem como o

percentual relativo. Como pode ser visto, o 1º modelo proposto é mais efetivo.

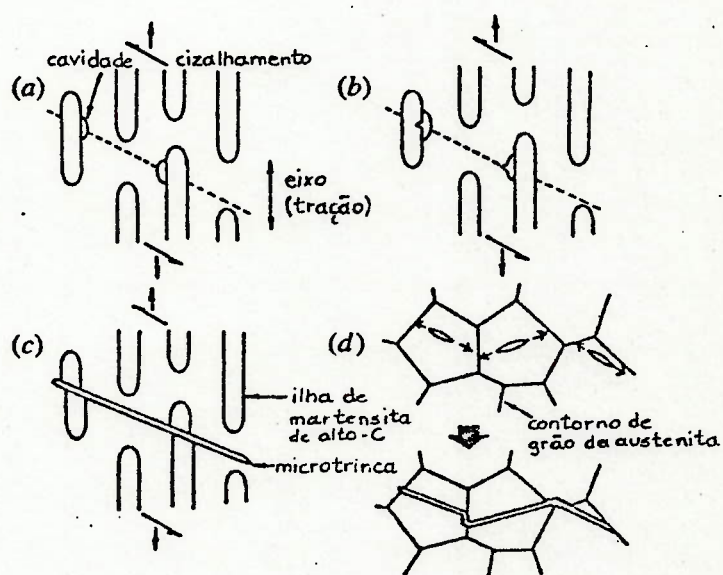


Fig. 2.13 Mecanismo de ruptura, durante a fratura na ZTA (19).

TABELA 1 CLASSIFICAÇÃO DOS LOCAIS DE INÍCIO DAS MICROTRINCAS (19)

Número Total de Microtrincas	Número de microtrincas originando em M*	Número de microtrincas na interface
26 (100 %)	9 (35%)	17 (65%)

2.2.1.2.2 FATORES INFLUENTES NA FORMAÇÃO E DECOMPOSIÇÃO DAS ILHAS DE MARTENSITA DE ALTO CARBONO (M*)

Os fatores influentes na formação e decomposição da ilhas de martensita de alto carbono, além da composição química que será tratada em um capítulo a parte, são:

a) Revenimento por passes subsequentes

As ilhas de martensita de alto carbono formadas em RGGI, também são afetadas pelo 3º ciclo de aquecimento (T_{P3}). Na medida que a RGGI seja aquecida pelo 3º ciclo, em temperaturas abaixo de A_c1 , as M^* passam por uma espécie de revenimento, fazendo com que essas se dissociem em finos agregados ferrita-cementita. A figura 2.14 mostra a relação da temperatura de pico do 3º passe (T_{P3}) com os valores dos ensaios CTOD e Charpy para RGGI obtidas por simulação ⁽⁹⁾.

Embora ocorra uma recuperação na tenacidade da RGGI após o revenimento, comprovou-se por experimentos realizados por TOYODA et al. ⁽¹¹⁾, que as fraturas dos CP's CTOD ainda tinham início na RGGI, não mudando o caráter de ZFL potencial dessa região. Segundo os pesquisadores, isso é devido ao fato de que as M^* não sofrem decomposição em sua totalidade, devido aos tempos de aquecimento e encharque serem

relativamente curtos para a ocorrência da transformação total. A figura 2.15 mostra em esquema representativo das microestruturas observadas na ZTA após um 3º ciclo de aquecimento.

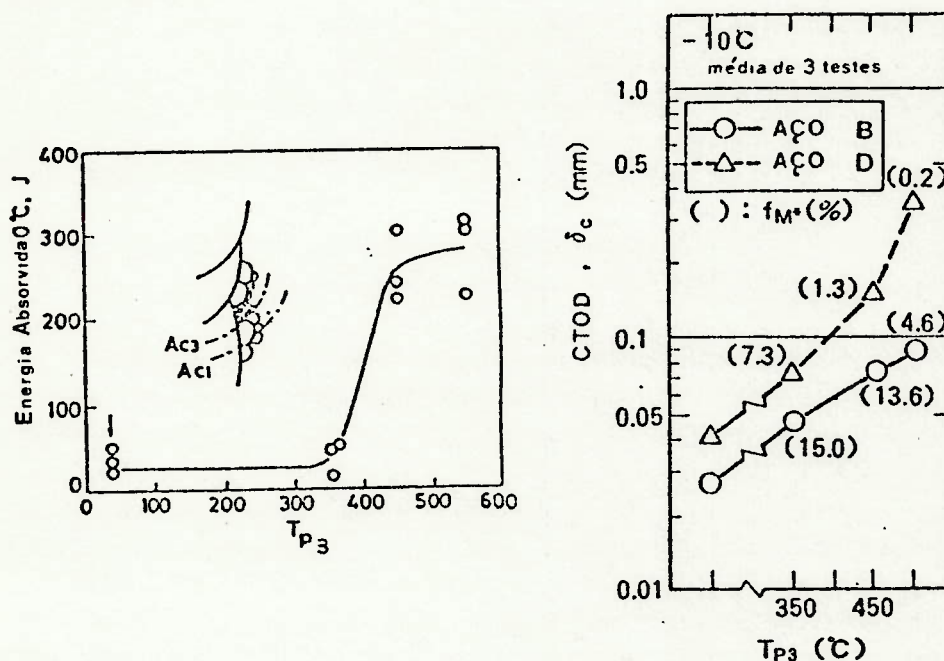


Fig. 2.14 Correlação entre T_{P3} e a tenacidade da RGGI.
 (a) Energia absorvida no ensaio Charpy (0 °C)
 (b) Em relação ao ensaio CTOD (-10 °C) '9'.

Um outro aspecto importante, é o de que o efeito dos tratamentos térmicos está intimamente ligado à composição química do aço. Fairchild et al. (21) concluíram que a influência dos elementos ligantes e dos elementos microligantes é fundamental para a temperabilidade da austenita, por conseguinte, na formação das M^* .

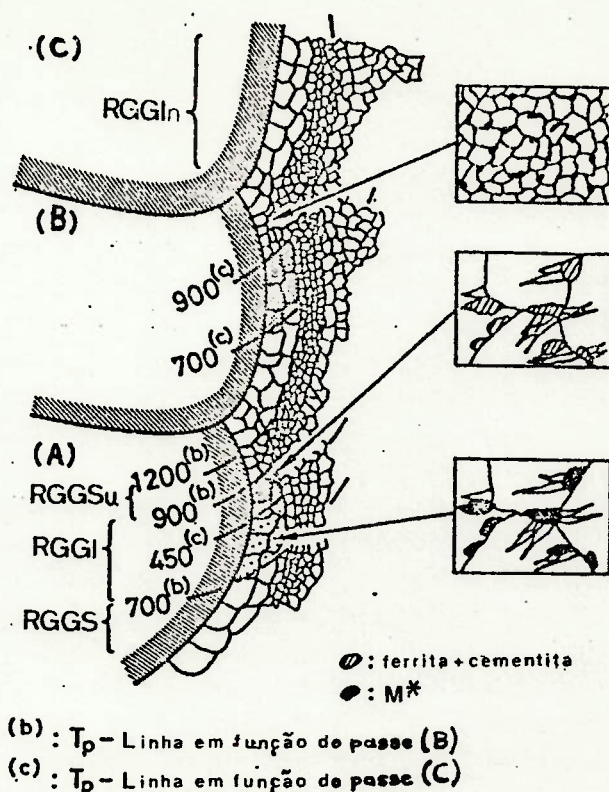


Fig. 2.15 Esquema ilustrativo das microestruturas observadas na ZTA em aços C-Mn estruturais após um 3º ciclo de soldagem '9'.

b) Taxa de resfriamento

A taxa de resfriamento, ou seja a quantidade de calor perdida em função do tempo, é maior na medida que $dt_{e/s}$ seja menor. A figura 2.16 mostra a variação da tenacidade medida em um ensaio Charpy em função do $dt_{e/s}$. Como pode ser visto, a fração volumétrica de M^* (f_M) diminui com o aumento de $dt_{e/s}$ resultando em uma tenacidade maior por conseguinte.

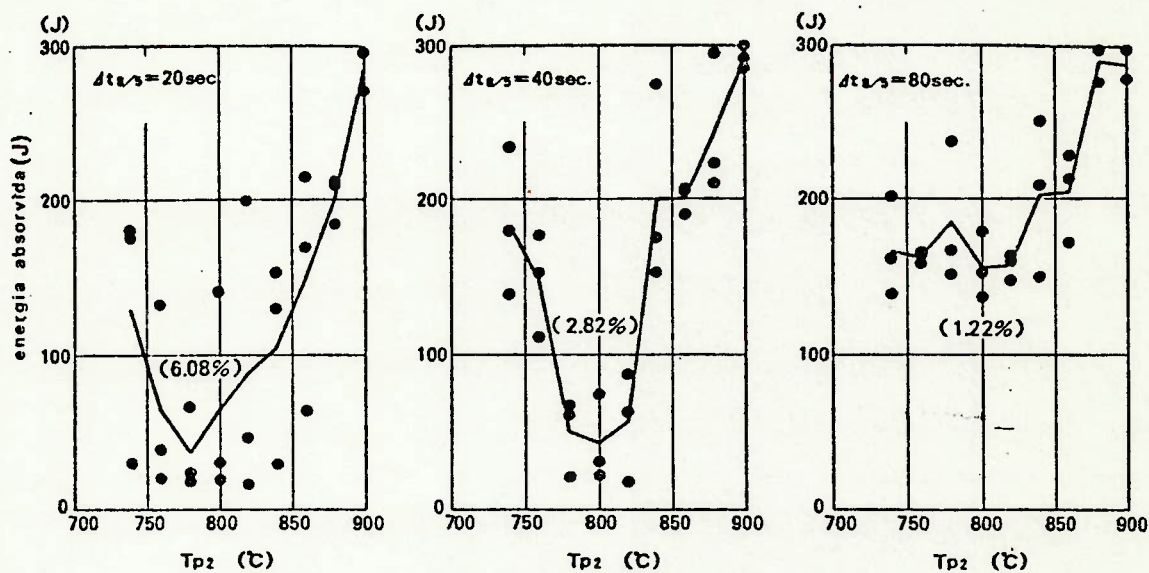


Fig. 2.16 Influência da taxa de resfriamento e T_{P2} sobre a energia de impacto Charpy em uma ZTA simulada para $T_{P1} = 1400$ °C e, $dt_{1/3} = 20, 40$ e 80 s) '6'.

2.2.1.3 INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO (FACETAS DE CLIVAGEM) NA TENACIDADE DAS ZFL's

Para a maioria dos pesquisadores, embora ocorra uma influência do tamanho de grão, esta é relativamente pequena na presença de M⁺.

Estudos desenvolvidos por NAKANISHI et al. (24), em aços de diferentes composições químicas (extra baixo C, tratados com Ti-Ca, carbono equivalente mais alto, etc) soldados nas mesmas condições, mostraram a deterioração da tenacidade em função do aumento do tamanho de grão. A figura 2.17 mostra a relação da temperatura do ensaio CTOD, na qual o valor do $CTOD_{crit.}$ é igual a 0,25 mm e o inverso da raiz quadrada do diâmetro médio do grão ($d^{-1/2}$, onde d é medido em mm) (fig. 2.16 a) e f_M , fixando-se $d^{-1/2}$ para o valor 6 ($d=0,02778mm$) (fig. 2.16 b).

Embora com uma grande dispersão nos resultados, nota-se a tendência de queda da tenacidade com o aumento do tamanho de grão. Comparativamente ao efeito da fração de M^* o efeito é menor, além do que a relação entre a tenacidade e f_M parece ser mais exata.

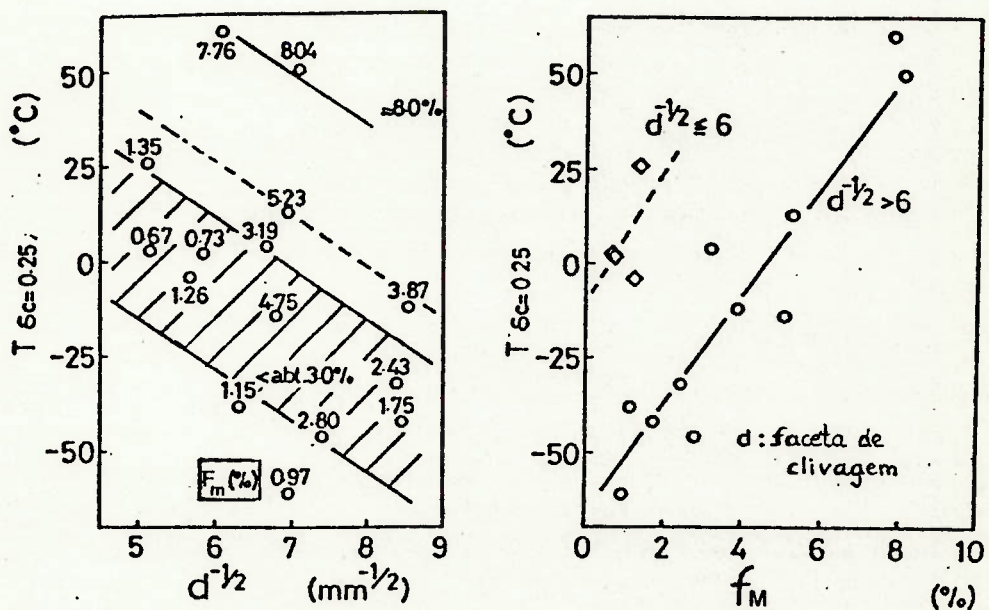


Fig. 2.17 Efeito do tamanho da faceta de clivagem (tamanho de grão) e de f_M sobre a temperatura ($^{\circ}\text{C}$), na qual o $\text{CTOD}_{\text{crit.}}$ é igual a $0,25\text{ mm}$ ('').

Algumas formulações foram propostas, relacionando f_M e $d^{-1/2}$ (''):

$$T_{0,25} \text{ (K)} = -10,0 d^{-1/2} + 10,3 (\% M^*) + 296,4 \quad \dots [3]$$

$$T_{\text{trans.}} \text{ (K)} = -10,3 d^{-1/2} + 3,4 (\% M^*) + 291,9 \quad \dots [4]$$

Comparando as equações [3] e [4], o efeito da % M* é muito mais efetivo na equação [3], uma vez que o ensaio CTOD é muito mais sensível, para as variações de M*, do que o ensaio Charpy.

2.2.1.4 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NA TENACIDADE DAS ZFL's

De acordo com pesquisas de HAZE et al. ⁽¹²⁾, o efeito dos elementos químicos principais na tenacidade das ZFL's e, por conseguinte, na ZTA é extremamente efetivo, uma vez que atuam diretamente na formação e decomposição de M*. Dos vários elementos químicos atuantes, os principais são o carbono, silício, manganês, cobre, níquel cromo, molibdênio, nióbio, vanádio, nitrogênio e o boro.

Com base nas experiências com aços estruturais, foi possível elaborar o esquema apresentado na figura 2.18 ⁽¹²⁾. Foi criado um fator r_M , que indica o grau de deterioração que cada elemento de liga produz, nos resultados do ensaio CTOD. A equação proposta foi a seguinte:

$$\log (\delta_c / 0,01) = A \exp \{-r_M ([x]_M - [x]_{MB})\} \dots [5]$$

onde:

δ_c = CTOD crítico

A = constante

$[x]_M$ = concentração do elemento "M" que foi adicionada à liga (% em peso)

$[x]_{MB}$ = concentração do elemento "M" no metal de base (% em peso)

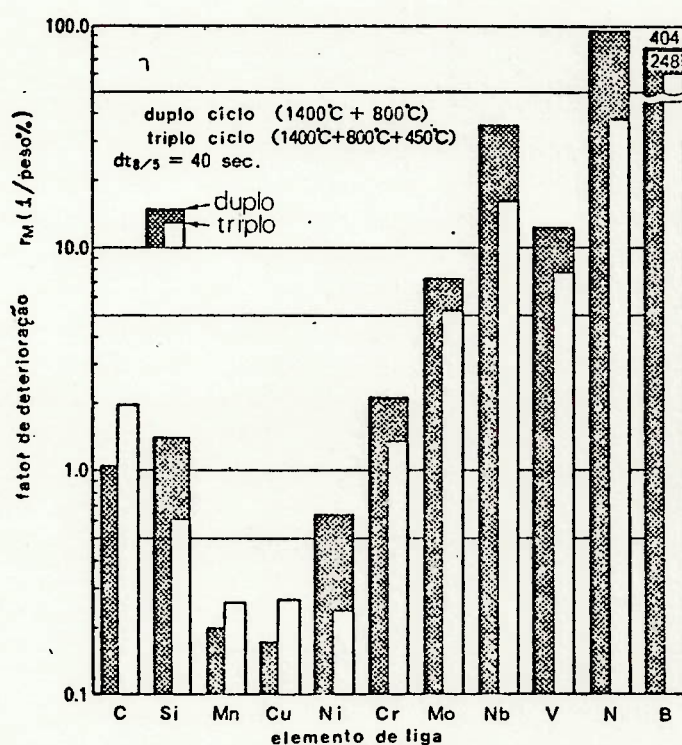


Fig. 2.18 Fator de deterioração do CTOD (r_M) para elementos de liga em uma ZTA simulada (ciclos térmicos duplo e triplo) (6).

Como pode ser visto na figura 2.18, os elementos de maior influência na queda da tenacidade são o boro e o nitrogênio, seguindo-se os formadores de

carbonetos, ou seja, o nióbio, vanádio, molibdênio e o cromo, além do próprio carbono e o silício; manganês, cobre e níquel são os que apresentam a menor influência. Essa influência pode ser explicada pela influência dos mesmos na dureza da ZTA e na formação de $M^* \langle \epsilon \rangle$.

Com base na mesma figura, conclui-se que o abaixamento do C e do Nb é uma medida efetiva na melhora dos resultados CTOD, ou seja, na tenacidade. A adição de Ni e Cu também pode colaborar para aumentar a resistência do material, sem que haja queda de tenacidade na ZTA.

Em resumo, a diminuição do CE é extremamente importante para uma melhor tenacidade da ZTA, uma vez que, abaixando-se a dureza, ZFL's tais como RGGAS e RGGIn, com baixas temperaturas de reaquecimento, têm uma melhor tenacidade (vide figura 2.8). A figura 2.19 mostra a relação entre o C_{EQ} e valores de $CTOD_{crit.}$. Observa-se que a melhor tenacidade é obtida para CE igual a 0,28 %.

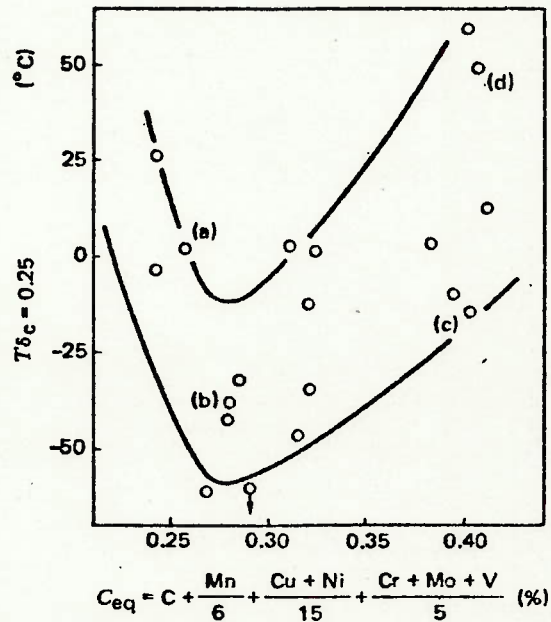


Fig. 2.19 Efeito do C_{eq} sobre $CTOD_{crit}$. (24).

2.3 INFLUÊNCIA DAS ZONAS DE FRAGILIDADE LOCALIZADA

CONDIÇÃO DE TRANSIÇÃO NA ZONA TERMICAMENTE AFETADA

No capítulo anterior, fez-se uma análise das ZFL's e como essas eram formadas. Por outro lado, conforme apresentado na introdução deste trabalho, uma junta soldada, é formada pelo metal de base, a zona termicamente afetada e a

zona de fusão esperando-se, portanto, uma grande heterogeneidade em relação à tenacidade e a resistência.

O corpo-de-prova para efetuar o ensaio CTOD, apresenta um entalhe usinado, a partir do qual será propagada uma trinca de fadiga. A partir desta trinca de fadiga, ocorrerá a propagação da fratura que determinará o CTOD do material. O que ocorre normalmente quando este ensaio é executado na ZTA, é que a trinca de fadiga "corta" uma série de regiões (ZFL's, zona de fusão, etc), que terão diferentes propriedades, determinando no conjunto a tenacidade da ZTA.

O tamanho das ZFL's é um dos principais fatores que expressam a heterogeneidade de uma junta soldada, tendo uma grande influência sobre os valores observados nos ensaios CTOD (4). Uma série de pesquisas foram feitas relacionando a tenacidade com as ZFL's, em relação às suas propriedades e dimensões (6, 11, 12, 25). A figura 2.20 mostra um esquema representativo de uma das formas de se analisar dimensionalmente as ZFL's. Tomando-se como base a espessura do corpo-de-prova CTOD (que normalmente é a mesma do material de base), o entalhe é usinado a partir da superfície lateral do material de base, ocupando toda a ZTA e, de tal forma, que intercepte a maior quantidade possível de zonas de fragilidade localizada. A norma API-2Z (26), especifica formas de análise das ZFL's.

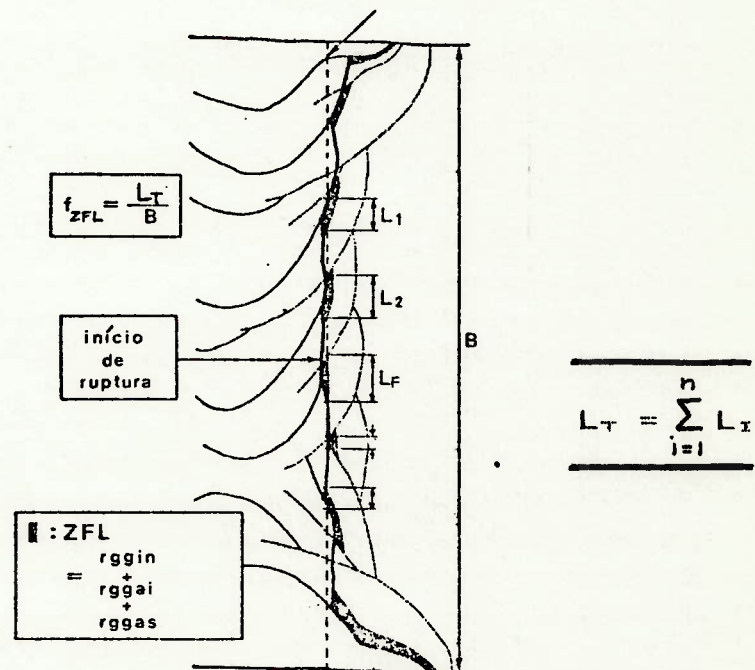


Fig. 2.20 Esquema representativo de um dos métodos de análise dimensional das ZFL's em relação à espessura (B) do material de base '6'.

A figura 2.21 mostra a correlação entre L_T e o valor de $CTOD_{crit.}$ para 75 amostras '6'.

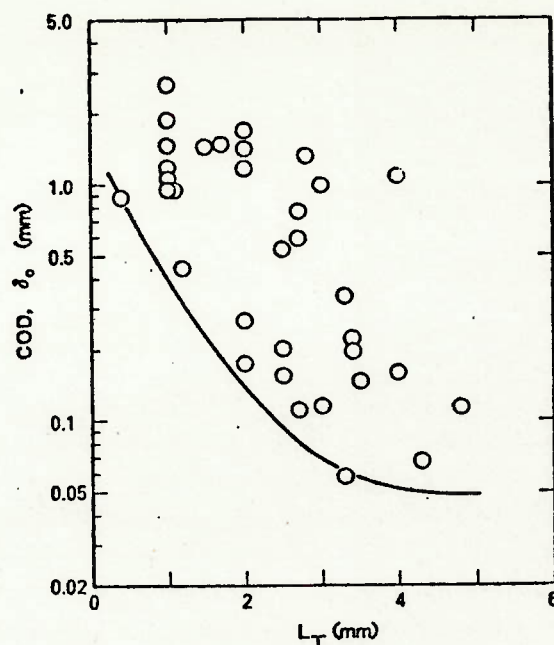


Fig. 2.21 Relação entre CTOD e o comprimento total das ZFL's (L_T) para 75 amostras soldadas 'e'.

Outros resultados foram obtidos por TOYODA '11', correlacionando outros tipos de ZFL, no caso, as RGGAI e as RGGAI revenidas pelos passes subsequentes, com o valor do $CTOD_{crit.}$, em amostras de aços de média resistência (420 MPa) soldadas por arco submerso, com diferentes temperaturas de interpasso (250 e 25 °C), conforme pode ser observado na figura 2.22

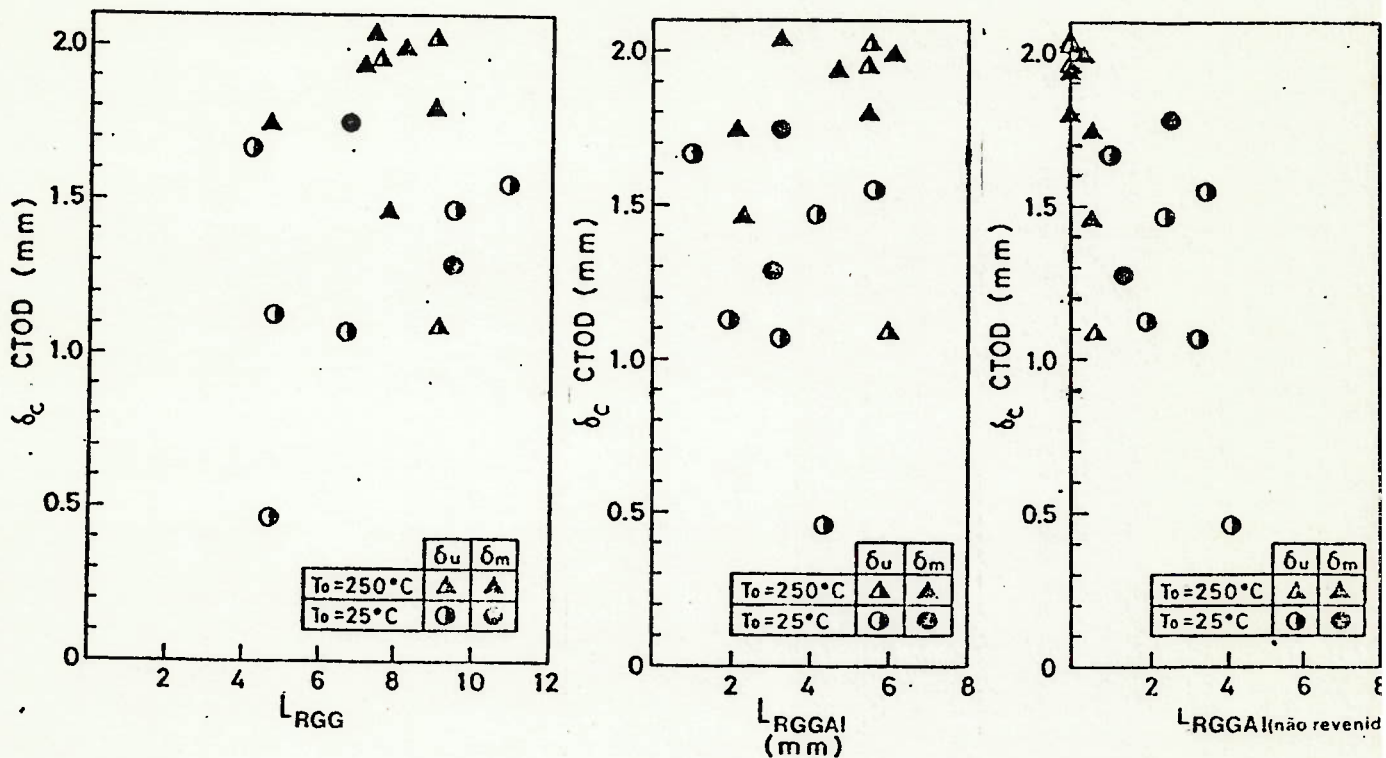


Fig. 2.22 Variações de L_T em relação ao valor de $CTOD_{crit.}$ da ZTA (11).

Nos casos ilustrados na figura acima, foram correlacionados vários tipos de ZFL's com o $CTOD_{crit.}$, sendo que a correlação mais clara foi aquela que considerou como ZFL a RGGAI, comprovando que L_T não é necessariamente a somatória do comprimento de todas as ZFL's, podendo ser considerada para um determinado tipo de ZFL.

Sendo assim, antes de se considerar um resultado CTOD válido para uma análise, é necessário certificar-se, se este resultado se refere realmente à região escolhida para

análise. Por exemplo, se um ensaio CTOD apresentou resultados diversos, tais como 0,02 e 0,7 mm, pode significar que o maior valor (0,7) seja referente à tenacidade da zona de fusão enquanto que o menor (0,02) esteja relacionado à RGG da ZTA.

2.4 MÉTODOS DE AVALIAÇÃO DA TENACIDADE DA ZTA

Existem 2 formas de se analisar a tenacidade nos aços (26):

- a. Através da avaliação da temperatura de transição
- b. Através da mecânica da fratura

A diferença básica entre os dois métodos, é que o 1º (método a), não mede nenhuma propriedade fundamental do material, tal como o limite de escoamento, o alongamento, etc e sim, a resposta do material a um agente fragilizante externo (no caso, a temperatura do ensaio); por outro lado o método "b", tem como base a medição de uma propriedade fundamental do material, passível de utilização em um projeto.

A tenacidade nos aços era totalmente analisada pela avaliação da temperatura de transição entre os anos 40 e 50, tomando como base os problemas encontrados nos "Liberty Ships", durante a 2ª. Guerra Mundial. A partir de 1955, com o início da fabricação de novos aços de alta-resistência (microligados e/ou tratados termicamente), a mecânica da fratura tem-se mostrado extremamente útil na resposta de determinados problemas nesses materiais.

Segundo SILVA et al. ⁽²⁷⁾, a utilização da temperatura de transição, como forma de avaliação da tenacidade, é inadequada para aços com limite de resistência superior a 686 MPa, uma vez que não apresentam transição brusca de comportamento à fratura com o abaixamento da temperatura, não caracterizando nenhuma alteração no mecanismo de fratura do tipo dúctil para o tipo frágil. Para esses materiais, é mais crítico o estado de tensões na ponta de uma trinca, em grande parte determinado pela espessura do material, do que a variação da temperatura.

A tabela 2 mostra os ensaios mais utilizados atualmente, para a avaliação da tenacidade em juntas soldadas.

TABELA 2 ENSAIOS PARA AVALIAÇÃO DA
TENACIDADE EM JUNTAS SOLDADAS

CARACTERÍSTICA GERAL	ENSAIO
Avaliação da temperatura de transição (Correlação entre o ensaio e o comportamento em serviço)	Impacto (Charpy)
	Teste "Explosion Bulge"
	Teste "Drop Weight (DWT)"
	Teste "Dynamic Tear (DT)"
	Teste "Robertson" de bloqueio de trincas*
	Teste "ESSO*"
	Teste "Double Tension"
* Mecânica da fratura *	Teste "K _{1c} "
Medida da característica intrínseca do material	Teste "CTOD"
	Teste "Integral J"

* ENSAIOS EM AMOSTRAS DE GRANDE DIMENSÃO

Com exceção do ensaio Charpy, cuja utilização data do início do século, todos os outros ensaios foram idealizados a partir da década de 50. Em 1951, HARTBOWER e FELLINI (29), desenvolveram o teste "Explosion Bulge" (EBT), que apresentava como vantagem principal a utilização de amostras maiores, mais representativas que as Charpy, reproduzindo mais fielmente as condições reais de utilização. A partir desse ensaio, em 1954, determinou-se a chamada "temperatura NDT" (em inglês, *nil ductility temperature*), ou

seja, a temperatura mais alta para a qual um aço apresenta fratura frágil, propagando-se a partir de um pequeno defeito.

Em 1969, PELLINI e PUZAK desenvolveram o Drop Weight Test (DWT), um teste dinâmico de fratura em amostras de menor escala, aonde era possível a obtenção da temperatura NDT, assim como no teste "explosion bulge". O ensaio DWT era limitado a amostras com espessura superior a 16mm.

O Teste "Dynamic Tear" (DT) ⁽²⁹⁾, é uma versão mais moderna do DWT e pode ser comparado a um ensaio Charpy em grande escala, com os corpos-de-prova apresentando a mesma espessura do material de base.

Dos testes em grande escala, os de Robertson (1953) e o ESSO (uma versão modificada do ensaio Robertson) simplesmente determinam se uma trinca, sob a ação de uma determinada tensão e temperatura, apresenta ou não propagação. Em 1958, YOSHIKI E KANAZAWA introduziram o teste "Double Tension", cuja principal diferença entre os anteriores (Robertson e ESO), era em relação à localização do entalhe iniciador da trinca.

Em 1984, TANAKA ⁽³⁰⁾, desenvolveu o teste "Short Crack Arrest", visando testar juntas soldadas com base nos testes anteriores, com a diferença do entalhe iniciador do

processo de ruptura, que prevenia a desvio da trinca em relação ao caminho de propagação original, ao longo da junta soldada.

Em relação à mecânica da fratura, várias são as pesquisas utilizando testes CTOD em soldas ⁽¹⁻²²⁾. No início da década de 70, DAWES ^(31,32) utilizou os testes K_{Ic} e CTOD na avaliação de vários tipos de juntas soldadas em aços de alta resistência. STROHAECKER et al. ⁽³³⁾ recentemente, analisaram através de testes CTOD o comportamento da ZTA de uma junta soldada de um aço C-Mn.

Atualmente, os ensaios mais utilizados para avaliação da tenacidade de soldas no meio industrial, são o ensaio Charpy e o ensaio CTOD que, por serem aqueles utilizados neste trabalho, serão detalhados a seguir.

2.4.1 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

O ensaio de impacto Charpy continua sendo o método mais utilizado na indústria para avaliação da tenacidade de aços e de juntas soldadas. O ensaio Charpy pode fornecer informações extremamente válidas em relação à tenacidade do material em função da temperatura.

O ensaio tem como base a ruptura de um corpo-de-prova pré-entalhado, através do impacto de martelo pendular, conforme pode ser observado na figura 2.22 abaixo.

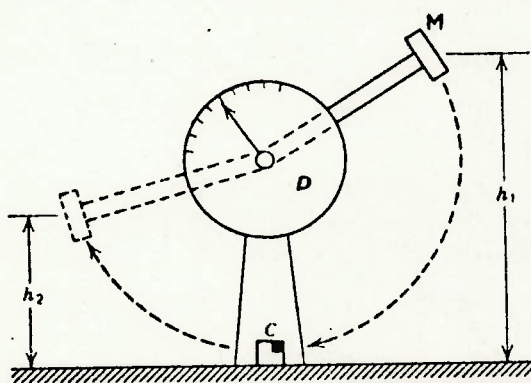


Fig. 2.22 Esquema ilustrativo do ensaio de impacto Charpy, onde M é o martelo pendular, C é o corpo-de-prova, h_1 é a altura inicial, h_2 é a altura final e D o mostrador da diferença angular entre h_1 e h_2 (35) .

O princípio do ensaio Charpy é o da conservação da energia, ou seja, a energia liberada pelo martelo, ao ser liberado, pode ser dividida, parte para romper o corpo-de-prova (energia absorvida pelo impacto) e parte para elevar o

martelo até uma determinada altura após a ruptura do corpo-de-prova.

Sendo assim, se a ruptura do corpo-de-prova for totalmente frágil, o martelo atingirá uma altura aproximadamente igual de quando liberado, uma vez que praticamente não houve absorção de energia de impacto. Se, por outro lado, a ruptura for dúctil (com grande deformação plástica), a altura atingida pelo pêndulo após a ruptura do CP será bem menor, já que para promover a ruptura, houve um dispêndio de energia absorvido pelo CP.

Segundo CAMINHA e BASTIAN ⁽³⁴⁾, o ensaio Charpy imprime ao material uma condição bem mais severa do que um ensaio de tração, uma vez que emprega um entalhe concentrador de tensões no corpo-de-prova, além de uma taxa de deformação bem mais alta, de forma a simular condições de serviço mais severas.

Quanto maior a energia Charpy, maior a tenacidade à fratura. As curvas típicas de um ensaio de impacto Charpy, para vários materiais, podem ser observadas na figura 2.23, onde são relacionadas a temperatura do ensaio e a energia absorvida após o impacto.

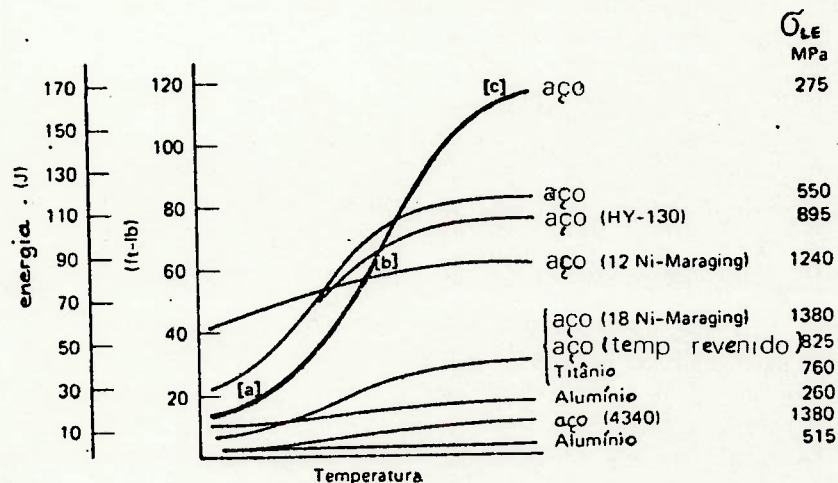


Fig. 2.23 Energia de impacto Charpy vs temperatura de ensaio para vários tipos de aços e ligas [35].

As curvas acima, podem ser divididas em 3 regiões, pela ordem, patamar inferior, zona de transição e patamar superior. No patamar inferior (a), caracterizado pela baixa energia de impacto, o material apresenta deformação plástica praticamente nula, com a fratura se propagando de forma frágil em níveis de tensão inferiores ao limite de escoamento. Nesta faixa de temperatura portanto, o material ensaiado apresentaria níveis de tenacidade extremamente baixos, tornando a sua utilização arriscada. Na faixa de transição (b), também chamada de transição dúctil-frágil ou

mesmo de temperatura de transição, o material apresenta um comportamento elástico-plástico, intermediário entre os dois patamares. O entendimento das características de transição dos materiais nesta faixa de transição não é simples ⁽³⁴⁾, com vários pesquisadores ainda tentando esclarecer os fenômenos envolvidos e estabelecer critérios bem fundamentados. No patamar superior (c), o comportamento plástico exibido pelo material, caracteriza a alta energia absorvida no impacto, sendo o processo de ruptura gerado a níveis de tensão situados entre o limite de escoamento e o limite de resistência.

As curvas Charpy típicas não são observadas para materiais com sistema cristalográfico cúbico de face centrada (CFC), como por exemplo os aços inoxidáveis, uma vez que esses materiais possuem baixa sensibilidade ao efeito da temperatura e à taxa de deformação, comparativamente aos materiais cúbicos de corpo centrado (CCC).

Os critérios para o cálculo da temperatura de transição são variados, como por exemplo aquele que fixa a energia de 27 J (20 ft.lb) ⁽³⁵⁾, como sendo a energia referente à temperatura de transição; um outro critério é o que mede a % do tipo de fratura (dúctil ou frágil) em relação ao total da área fraturada do corpo-de-prova, considerando que na transição dúctil-frágil, o material apresentaria 50%

de cada um dos tipos de fratura; finalmente, existe o critério da expansão lateral do corpo-de-prova, que mede a deformação plástica (em mm) que ocorre nas superfícies laterais do CP, perpendiculares ao entalhe, após o teste; nesse caso, a temperatura de transição é calculada pelo aspecto da curva expansão lateral vs temperatura do ensaio, considerando-se a temperatura de transição como o ponto central entre os patamares inferior e superior.

Uma vez que os critérios acima são diferentes, ocorre também uma variação nos resultados observados, conforme é exemplificado pela tabela 3.

TABELA 3 DADOS PARA VÁRIOS AÇOS EM RELAÇÃO
A TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO (30)

MATERIAL	TEMPERATURA DE TRANSIÇÃO (°C) (critérios)		
	20 J	50% FRAT.DUCT.	EXP.LAT.
Aço C-Mn lamin. a quente	27	46	17
Aço baixa liga	-24	-22	12
Aço temperado e revenido	-71	-67	-54

O ensaio Charpy apresenta uma dispersão de resultados, principalmente na zona de transição, se tratando porém de um problema inerente ao próprio ensaio, sendo este

confiável e reprodutivo, desde que sejam feitas algumas repetições para cada uma das temperaturas ensaiadas. Normalmente, os laboratórios de controle de qualidade utilizam 3 corpos-de-prova por temperatura de ensaio.

Em relação à juntas soldadas, o problema principal encontrado não só no ensaio Charpy, como também nos outros ensaios de tenacidade, está no entalhe que, sendo de dimensão muito maior às microestruturas observadas na zona soldada, não garante que a fratura tenha seu início exatamente no local pretendido, como por exemplo nas regiões de granulação grosseira da ZTA (ZFL's) ou na linha de fusão (LF).

Finalizando, o ensaio de impacto Charpy é simples e rápido, sendo ainda o ensaio de tenacidade mais utilizado no meio industrial e, fornecendo informações valiosas sobre a tenacidade dos materiais. Por outro lado, como o ensaio apresenta baixa sensibilidade aos aspectos dimensionalmente menores, tais como o tamanho de microestruturas o nível de tensões residuais, seus resultados devem ser analisados de forma cuidadosa e calibrados para cada situação em particular.

2.4.2 ENSAIO CTOD (Crack Tip Opening Displacement)

O teste CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*; (em português, *abertura crítica da ponta da trinca*), é utilizado para avaliação da tenacidade em materiais que apresentem grande ductilidade, onde os conceitos da mecânica da fratura linear elástica não sejam mais válidos ⁽³⁶⁾. As normas referentes ao ensaio CTOD são a BS-5762/1979 ⁽³⁷⁾ (seguida neste trabalho) e a ASTM-E1290/1989 ⁽³⁸⁾.

A partir de um corpo-de-prova pré-entalhado por uma trinca de fadiga, conforme é mostrado na figura 2.24, define-se CTOD como sendo o deslocamento que ocorre na ponta da trinca de um corpo-de-prova CTOD sob carga, sem que haja aumento no comprimento da mesma, sendo este deslocamento(δ), relacionado à abertura anotada pelo extensômetro (V_g) situado no entalhe usinado.

O ensaio CTOD foi primeiramente desenvolvido como um critério de iniciação da fratura, sendo posteriormente estendido para condições de escoamento generalizadas e crescimento estável da trinca ⁽³⁴⁾. O critério de fratura desse ensaio, toma como base um valor crítico de abertura(δ_c), acima do qual a propagação da trinca ocorre rapidamente.

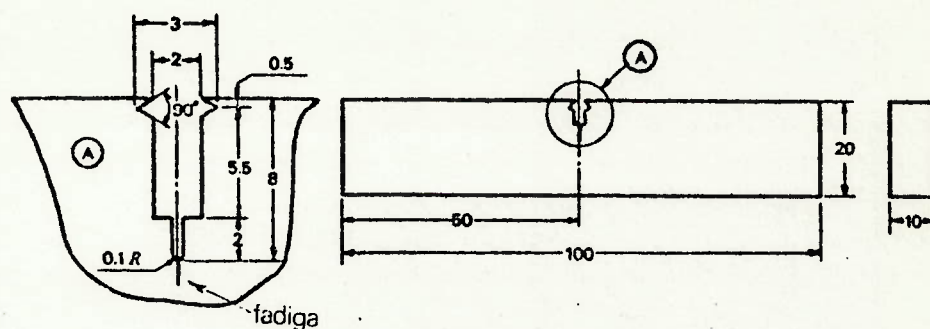


Fig. 2.24 Corpo-de-prova CTOD para uma chapa de aço com 10 mm de espessura (37).

Os pesquisadores BARR (40) e HARRISON (41, 42 e 43) apresentam uma série de proposições sobre o ensaio CTOD. Na figura 2.25 são vistas algumas curvas possíveis de serem obtidas, mostrando o deslocamento da abertura da trinca medido pelo extensômetro (V_g) em relação à carga aplicada no CP.

Existem várias definições físicas sobre CTOD (δ). A figura 2.26 apresenta um esquema representativo de 6 definições.

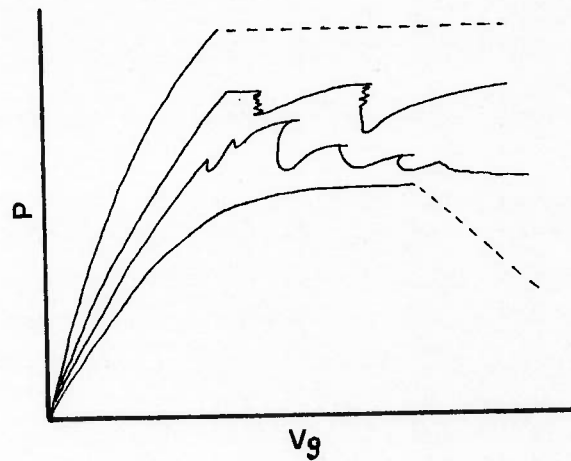


Fig. 2.25 Curvas típicas observadas no ensaio CTOD ⁽⁴²⁾.

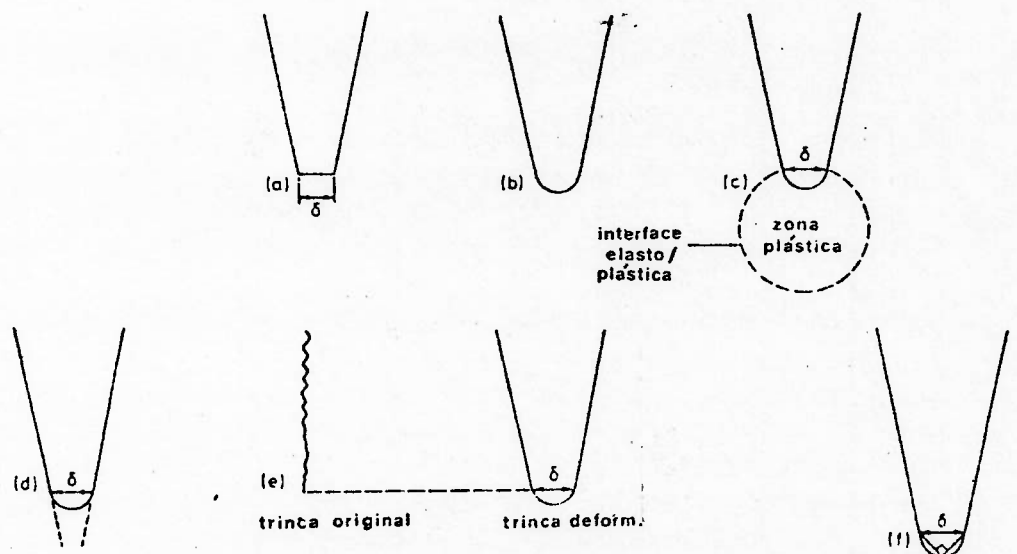


Fig. 2.26 Definições sobre CTOD: (a) Primeira idealização; (b) forma mais realista; (c) interface plástico-elástica; (d) tangente; (e) CTOD na posição da ponta da trinca original - Teoria de Dawes; (f) CTOD com base no ângulo reto - Teoria de Rice ⁽⁴¹⁾.

O CTOD (δ) é calculado, considerando-se como a soma de um componente elástico (δ_e) e um componente plástico (δ_p), conforme o modelo proposto por Dawes ⁽⁴¹⁾, ou seja:

$$\delta = \delta_e + \delta_p$$

$$= \frac{K^2 (1 - \nu^2)}{2 L_E E} + \frac{0,4 (W - a) V_e}{0,4 + 0,6 a + z} \quad \dots[6]$$

onde:

- δ = CTOD
- δ_e = componente elástica do CTOD
- δ_p = componente plástica do CTOD
- E = módulo de Young (para aços = aprox. 205.800 MPa)
- ν = coeficiente de Poisson (0,3)
- σ_{LE} = tensão limite de escoamento na temperatura do ensaio (MPa)
- B = espessura do CP (mm)
- W = largura do CP (igual a 2 B) (mm)
- a = extensão da trinca, da superfície do CP até o final da ruptura estável (mm)
- V_e = abertura medida pelo extensômetro (mm)
- z = altura das cunhas de fixação do extensômetro (mm)

K = fator de intensidade de tensões, dado por:

$$K = \frac{Y}{B} \frac{P}{W^{3/2}} \quad \dots[7]$$

onde:

Y = valor tabelado, função de "a" e de "W"

P = carga obtida (N)

O maior problema para a realização do ensaio CTOD em soldas, diz respeito à abertura da trinca por fadiga a partir do entalhe usinado. Uma vez que esta é extremamente susceptível à tensões residuais, pode ocorrer uma propagação irregular, com a mesma crescendo muito mais nas proximidades das superfícies laterais do corpo-de-prova ⁽³⁴⁾, invalidando o ensaio em função dos requisitos normativos ⁽³⁷⁾; um outro fator a ser considerado, agora positivamente, é que pelo fato da trinca de fadiga ser extremamente fina, esta pode se situar inteiramente numa única região da ZTA, facilitando sobremaneira a análise da tenacidade de forma localizada, ao contrário do observado no ensaio Charpy, que por ter um entalhe bastante largo em relação às microestruturas inerentes à ZTA (por exemplo, as ZFL's), não fornecerá resultados inteiramente fidedignos.

2.4.2.1 DETERMINAÇÃO DOS TAMANHOS MÁXIMOS TOLERÁVEIS DOS DEFEITOS EM ESTRUTURAS

A partir das chamadas "curvas de projetos" propostas por DAWES (34), torna-se possível determinar os tamanhos máximos toleráveis de trincas vazantes em chapas ou estruturas.

A sistemática é a seguinte:

- . determinam-se os valores de σ_{LE} , e_{LE} e o $CTOD_{crit.}$ do material da chapa ou estrutura
- . calcula-se o nível de tensão (σ) ou deformação atuantes (e)
- . calcula-se σ/σ_{LE} ou e/e_{LE}
- . calcula-se o tamanho máximo de defeito tolerável (a_M), conforme as expressões abaixo:

$$a_M = \frac{\delta_c e_{LE}}{2 \pi e^2} \quad \text{para} \quad \frac{e}{e_{LE}} \leq 0,5 \quad \dots [8]$$

$$a_M = \frac{\delta_c}{2 \pi (e - 0,25 e_{LE})} \quad \text{para} \quad \frac{e}{e_{LE}} > 0,5 \quad \dots [9]$$

$$a_m = \frac{\delta_c \cdot E \cdot \sigma_{LE}}{2 \pi \sigma^2} \quad \text{para} \quad \frac{\sigma}{\sigma_{LE}} \ll 0,5 \quad \dots [10]$$

$$a_m = \frac{\delta_c \cdot E}{2 \pi (\sigma - 0,25 \sigma_{LE})} \quad \text{para} \quad \frac{\sigma}{\sigma_{LE}} > 0,5 \quad \dots [11]$$

O valor a_m representa o valor do meio-comprimento do defeito máximo permissível numa chapa semi-infinita (uma chapa larga pode ser considerada como tal) para que o risco da fratura frágil esteja afastado. A curva de projeto foi traçada em bases conservativas, superestimando-se o valor de

δ , razão pela qual o valor do defeito calculado a partir da mesma, seja inferior ao defeito crítico que efetivamente conduz à fratura frágil instável a_{crit} . Em geral $a_{crit} = 2,5 a_m$.

Quando o defeito encontra-se em um cordão de solda que não sofreu alívio de tensões por tratamentos térmicos, a tensão residual também deve ser considerada, tomando-se como valor o limite de escoamento do material, por segurança. A tabela 4 apresenta as tensões (σ) que entram no cálculo de a_m , utilizando as expressões [8], [9], [10] e [11] acima.

**TABELA 4 TENSÕES ATUANTES EM REGIÕES
SOLDADAS COM DEFEITOS**

LOCAL DO DEFEITO	CONDIÇÃO DA JUNTA SOLDADA	
Cordão de solda longe de concentrador de tensões	aliviada	σ
	não aliviada	$\sigma + \sigma_{LE}$
Cordão de solda em região de concentração de tensões	aliviada	$K\sigma$
	não aliviada	$K\sigma + \sigma_{LE}$

3. P A R T E E X P E R I M E N T A L

Neste capítulo, serão analisados os ensaios realizados nos materiais em estudo, ou seja, primeiramente o material de base, constituído de duas chapas de aço tipo ASTM A-516 normalizadas, com espessuras de 12,7 e 25,4 mm e, a seguir, as estruturas soldadas. Os materiais de base com 12,7 e 25,4 mm de espessura, terão respectivamente a denominação de aço 1 e aço 2.

3.1 C A R A C T E R I Z A Ç Ã O D O M A T E R I A L D E B A S E

3.1.1 A N A L I S E Q U Í M I C A

A análise química dos materiais em estudo foram realizadas no Laboratório de Análises Químicas da COSIPA, apresentando os resultados listados na tabela 5. Visando uma comparação com a especificação prevista para o aço ASTM A-516, a composição esperada na norma técnica também é citada.

TABELA 5 ANÁLISE QUÍMICA DOS MATERIAIS DE BASE

MATERIAIS DE BASE	AÇO 1	AÇO 2	ASTM-516
Carbono (C)	0,158	0,152	0,22máx.
Manganês (Mn)	1,080	1,080	0,85-1,20
Silício (Si)	0,380	0,350	-
Fósforo (P)	0,025	0,024	0,025máx.
Enxofre (S)	0,004	0,004	0,015máx.
Alumínio (Al)	0,054	0,058	-
Nióbio (Nb)	0,035	0,036	0,045máx.
Vanádio (V)	<0,005	<0,005	**

** (Nb + V) máx. = 0,10 %

3.1.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS

O ensaio de tração foi executado no Centro de Testes da COSIPA, através da utilização de uma máquina universal de ensaio marca Shimadzu de 50 t. Os ensaios foram executados em corpos-de-prova prismáticos, longitudinais à direção de laminação, com espessuras iguais ao dos materiais de base. Os resultados observados são listados na tabela 6.

TABELA 6 PROPRIEDADES MECÂNICAS NOS MATERIAIS DE BASE

MATERIAIS DE BASE	AÇO 1	AÇO 2	ASTM-A516
Limite de Escoamento (MPa)	382	346	260mín.
Limite de Resistência (MPa)	521	498	485-620
Alongamento (%)	28	33	17

3.1.3 ANÁLISE METALGRÁFICA

A análise metalográfica efetuada na secção longitudinal, paralela à direcção de laminação dos materiais, mostrou que os mesmos são formados de ferrita e perlita alinhada, característico do tratamento de normalização, conforme pode ser observado nas figuras 3.1 e 3.2. Na análise metalográfica utilizou-se um microscópio ótico marca Zeiss do tipo Axioplan, do Centro de Pesquisas da COSIPA. O procedimento que foi adotado está descrito no item 3.1.5.2.

Normalmente, os reativos utilizados para a análise metalográfica são o Nital em várias graduações e o Picral, onde o que se observa são microestruturas diversas, com

definição visual localizada, não permitindo dimensioná-las de forma clara. De forma a visualizar melhor as diferentes variações microestruturais observadas em um junta soldada, foram feitas várias combinações entre os reativos existentes e alguns compostos químicos participantes desses reativos, tais como o tiossulfato de sódio e o metabissulfito de sódio. Conseguiu-se um ótimo resultado, com a formulação apresentada abaixo, que teve como base o reativo de Le Pera (40).

Ácido pícrico a 4% em álcool etílico.....35 ml
Ácido nítrico a 3% em álcool etílico.....8 ml
Metabissulfito de sódio a 1% em água dest...8 ml

Neste estudo, para fins de citação, o mesmo será denominado "ZAC".

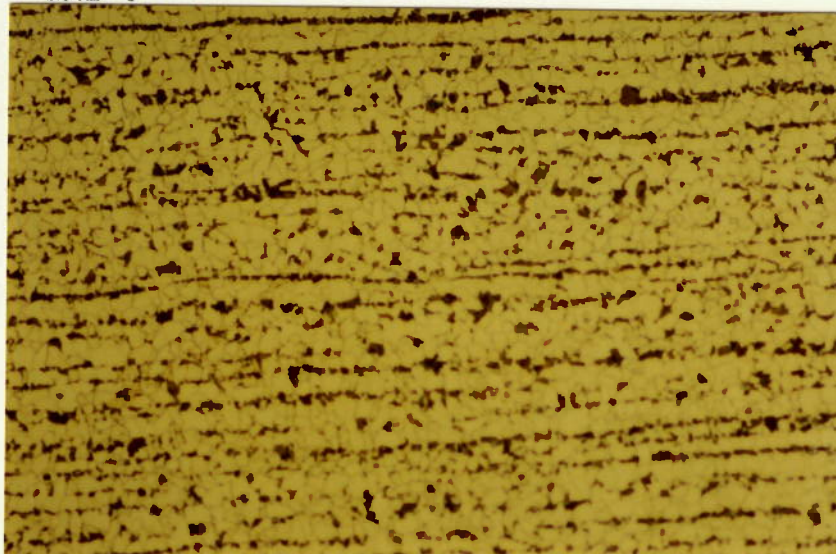


Fig. 3.1 Aço 1 - Microestrutura formada por ferrita (bege claro) e perlita (bege escuro) alinhada.
Aumento: 200 X

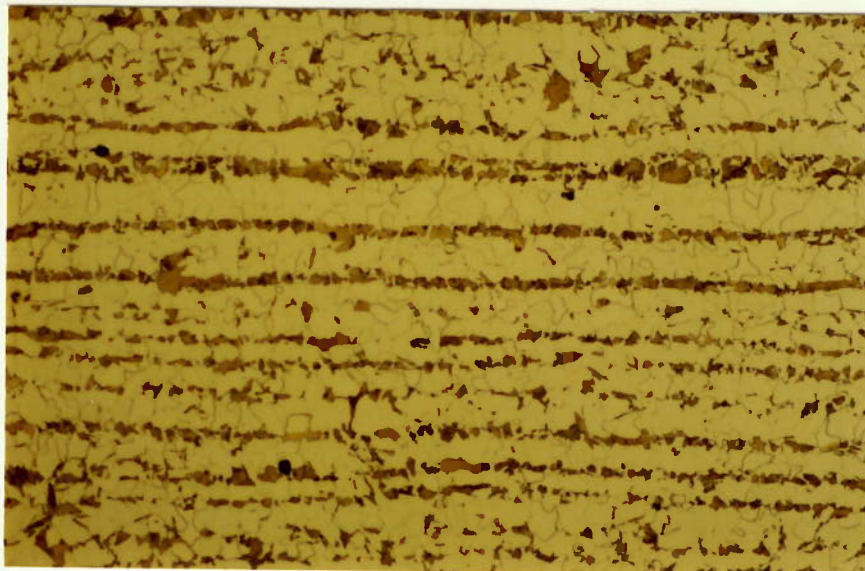


Fig. 3.2 Aço 2 - conforme descrição da figura 3.1.

Pela observação microscópica dos materiais de base, nota-se que o aço 1 apresenta uma microestrutura mais fina que o aço 2, embora apresentando uma composição química semelhante. Essa diferença provavelmente, é devida aos ciclos de laminação efetuados em cada material, em função da diferença de espessura de um para outro.

3.1.4 ENSAIO DE DUREZA

Os ensaios de dureza foram executados no Centro de Testes da COSIPA, utilizando-se uma máquina de dureza Rockwell marca Shimadzu. A escala utilizada foi a Rockwell B

"HR₁₀₀" (Pré-carga de 100 kgf e penetrador esférico de 1/16 de polegada). Os valores médios observados foram os seguintes:

AÇO 1.....77 HR₁₀₀

AÇO 2.....75 HR₁₀₀

3.1.5 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

Os ensaios de impacto foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos da COSIPA, utilizando-se uma máquina de impacto com capacidade de 50 kg.m da marca Shimadzu. Os corpos-de-prova obedeceram as dimensões padronizadas, conforme norma ABNT MB-1116 '44', (vide figura 2.23), ensaiando-se 3 corpos-de-prova por temperatura de ensaio (0, -20, -40, -60 e -80 °C), por tipo de material (Aços tipo 1 e 2), por direção em relação ao sentido de laminação (longitudinal-L e transversal-T) num total de 60 corpos-de-prova. Sendo assim, os corpos-de-prova foram identificados como 1T, 1L, 2T e 2L relacionando-se no 1º algarismo o tipo do aço (1 ou 2), e na letra a direção representada (L ou T).

Para realização dos ensaios em baixa temperatura, os corpos-de-prova foram mergulhados durante 10 minutos, num

banho de álcool etílico resfriado por nitrogênio líquido, na temperatura prevista para o ensaio.

Os resultados obtidos (energia de impacto vs temperatura) são apresentados na tabela 7 e na figura 3.3.

TABELA 7 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY EFETUADOS NOS MATERIAIS DE BASE

TEMPERATURA (°C)	C P	1 T	1L	2T	2L
0		195	208	157	182
		154	205	182	210
		157	205	146	200
	média	169	207	150	197
-20		129	157	146	165
		143	162	140	162
		140	205	143	192
	média	137	175	143	173
-40		129	162	120	126
		151	146	117	98
		100	109	123	148
	média	127	139	120	124
-60		84	148	58	92
		68	109	55	114
		78	137	95	73
	média	77	131	69	93
-80		36	31	36	41
		21	34	16	31
		21	27	38	15
	média	26	31	30	29

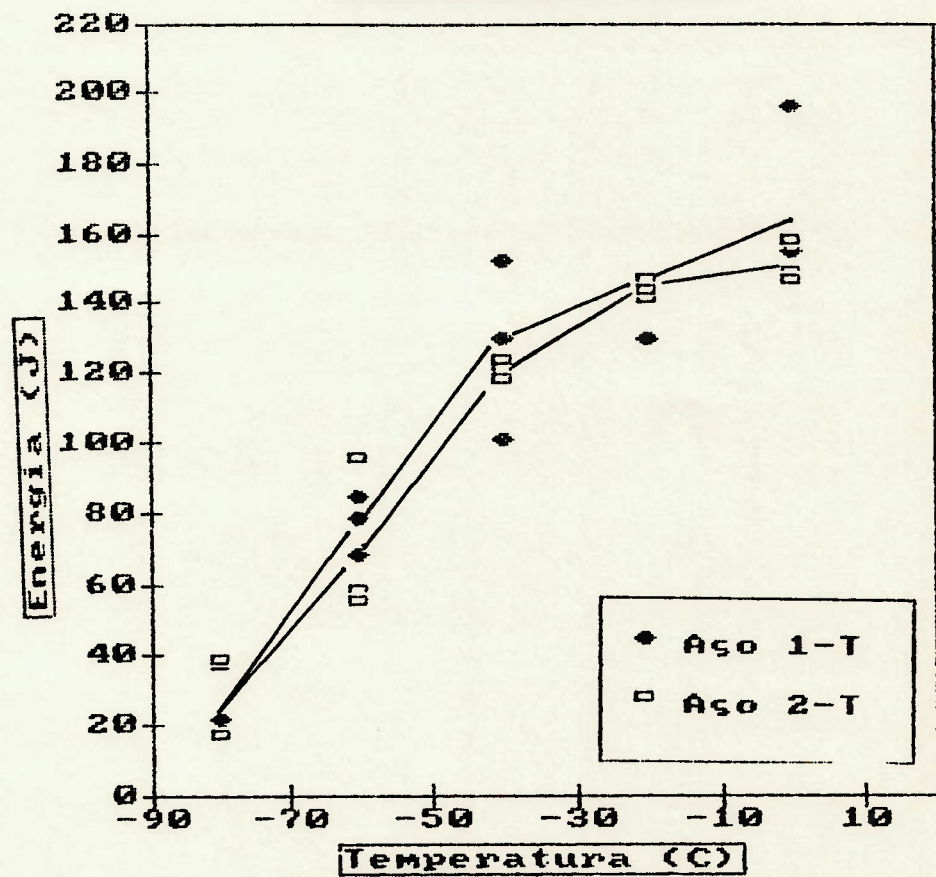
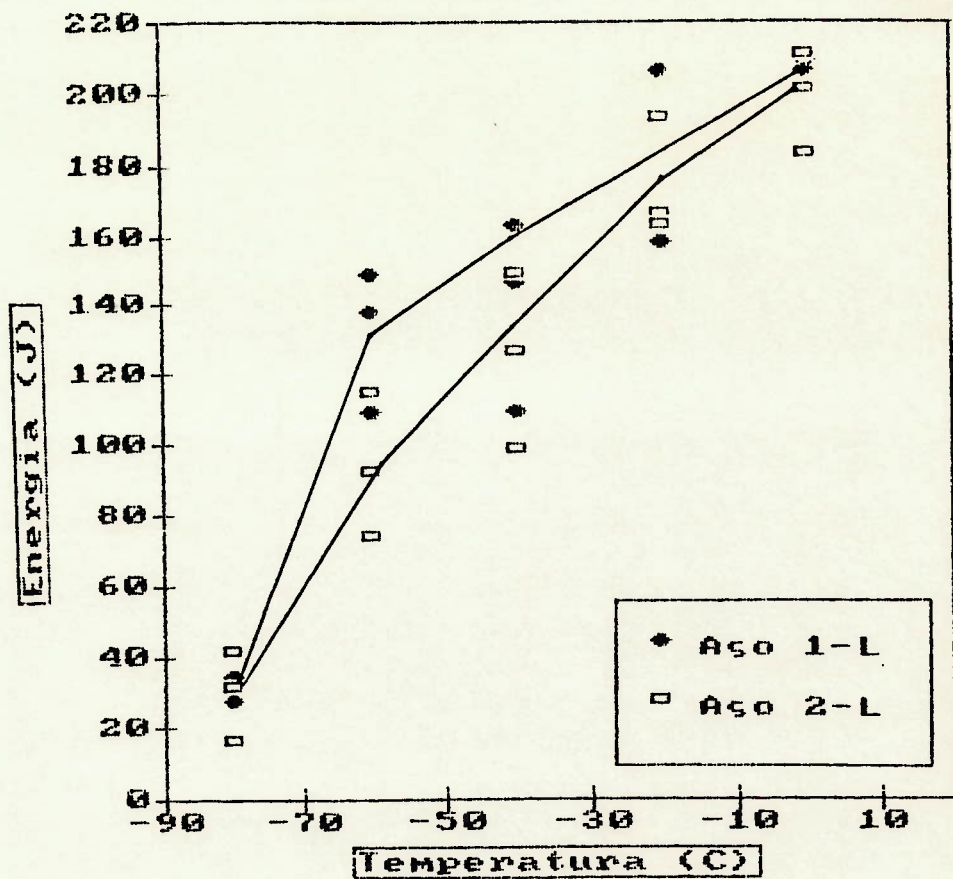


Fig. 3.3 Curvas energia (J) vs temperatura (°C) para os aços 1 e 2 nas direcções longitudinal e transversal.

Com base nos gráficos da figura 3.3, conclue-se que a temperatura de transição dos materiais de base situa-se ao redor de -70°C para o aço 1 e -60°C para o aço 2, tomando-se como base o ponto médio da zona de transição dúctil-frágil, embora com uma certa dispersão nos resultados.

3.2 ANÁLISE DAS AMOSTRAS SOLDADAS

3.2.1 SOLDAGEM DAS AMOSTRAS

Na soldagem dos dois materiais, optou-se por utilizar o mesmo insumo de calor (IC) para os dois aços (1 e 2), visando a redução dos parâmetros influentes na análise da tenacidade da ZTA. Da mesma forma, utilizou-se a soldagem por arco submerso, afim de que a solda fosse o mais homogênea possível. Na soldagem por arco submerso, executada no Laboratório de Soldagem da COSIPA, utilizou-se uma máquina Lincoln para soldagem por arco submerso com fonte tipo retificador, de corrente contínua, trifásico, com voltagem constante e variável tipo Idealarc DC, de 1500 ampéres.

O chanfro escolhido foi do tipo 1/2 K, de forma que a ZTA fosse perpendicular à superfície da chapa, permitindo que os entalhes dos corpos-de-prova para ensaios de

tenacidade (Charpy e CTOD) ficassem contidos, em sua totalidade, na ZTA.

Na escolha do insumo de calor, foram realizados alguns ensaios, com valores de IC variando entre (2,0 e 0,6 kJ/mm) objetivando:

- . Linearidade da ZTA
- . Maior quantidade possível de passes, como forma de se analisar a influência dos passes subsequentes na ZTA, em particular no aço 1, com espessura menor (12,7mm)
- . possibilidade de execução da solda, sem furar o mata-junta de 10 mm colocado na raiz do chanfro

Sendo assim, o valor escolhido foi o de 0,6 kJ/mm que, embora baixo, possibilitou a obtenção da ZTA objetivada, tanto para o aço 1 como para o aço 2.

A seqüência de passes observada, levou em consideração a necessidade da ZTA não perder o caráter retilíneo. Dessa forma, os mesmos sempre eram executados a partir do plano do chanfro perpendicular à superfície da chapa, em direção ao plano inclinado do chanfro. Esse procedimento linearizou a ZTA como pretendido, trazendo porém problemas, principalmente a falta de fusão em alguns pontos da solda. As figura 3.4 mostra uma fotomacrografia de duas

soldagens executadas onde pode-se notar a falta de fusão na amostra referente ao aço 2.

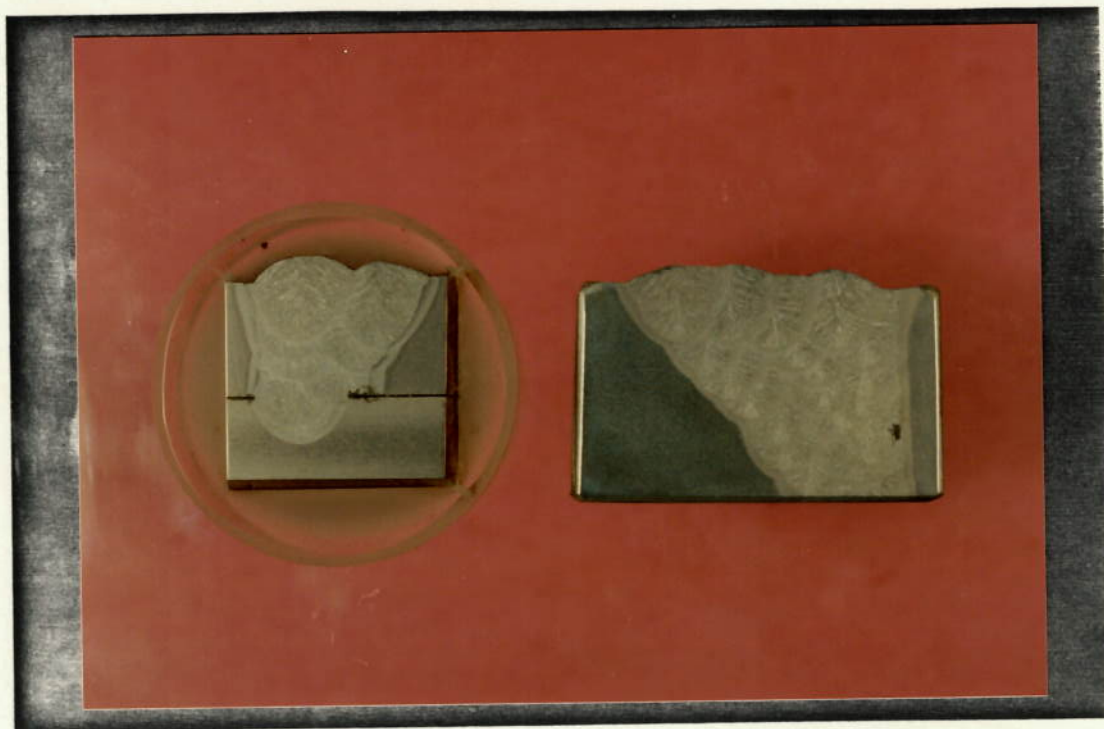


Fig. 3.4 Fotomicrografia de 2 amostras soldadas. A esquerda o aço 1 (12,7 mm) e a direita o aço 2 (25,4 mm). Ataque: Nital a 10%.

Foram soldados 4 conjuntos no total (2 conjuntos para cada espessura), com dimensões de 1000 x 320 x 25,4 mm e 600 x 300 x 12,7 mm. Os conjuntos foram fixados por soldagem pontual em bases de aço (cachorros), visando reduzir a deformação. A figura 3.5 mostra um esquema ilustrativo do conjunto antes da soldagem

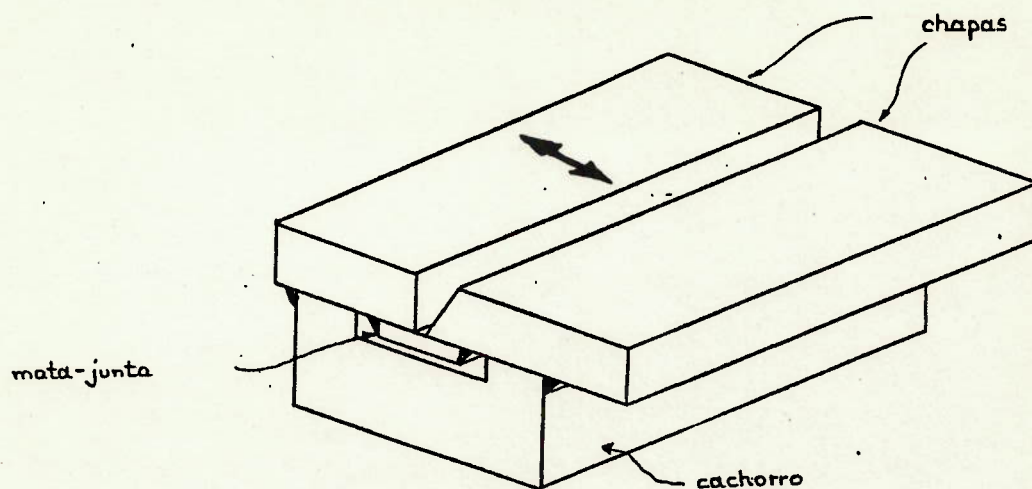


Fig. 3.5 Conjunto montado antes da soldagem.

Em resumo, os parâmetros observados na soldagem dos aços 1 e 2 foram os seguintes:

- Tipo de chanfro: 1/2 K, com ângulo de inclinação de 45 °C
- Voltagem: 30 a 32 V
- Amperagem: 300 A
- velocidade de deposição: 890 mm/min.
- Insumo de calor (IC) = $\frac{32 \times 300 \times 0,06}{890} = 0,64 \text{ kJ/mm}$
- Arame utilizado: EM12K
- Bitola do arame: 3,25 mm
- Comprimento do arame entre o bico de contato e a amostra (stickout): 30 mm
- Espessura do mata-junta: 10 mm
- Temperatura de interpasse: inferior a 70 °C

NO. DE PASSES PARA A ESPESSURA DE 12,7 mm (AÇO 1) = 7 a 9

NO. DE PASSES PARA A ESPESSURA DE 25,4 mm (AÇO 2) = 21 a 25

3.2.2 CONFECÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA CHARPY E CTOD

Os corpos-de-prova Charpy e CTOD foram confeccionados, respectivamente, de acordo com as normas MB-1116 (44) e BS-5762 (37), conforme ilustrado na figura 3.6, de tal forma, que o entalhe ficasse localizado totalmente na ZTA, perpendicularmente à superfície da chapa. A figura 3.7 mostra uma fotomicrografia do entalhe de um corpo-de-prova CTOD para o aço 2 soldado, atacado com um reativo especial para macrografia (ácido nítrico em água destilada 1:1)

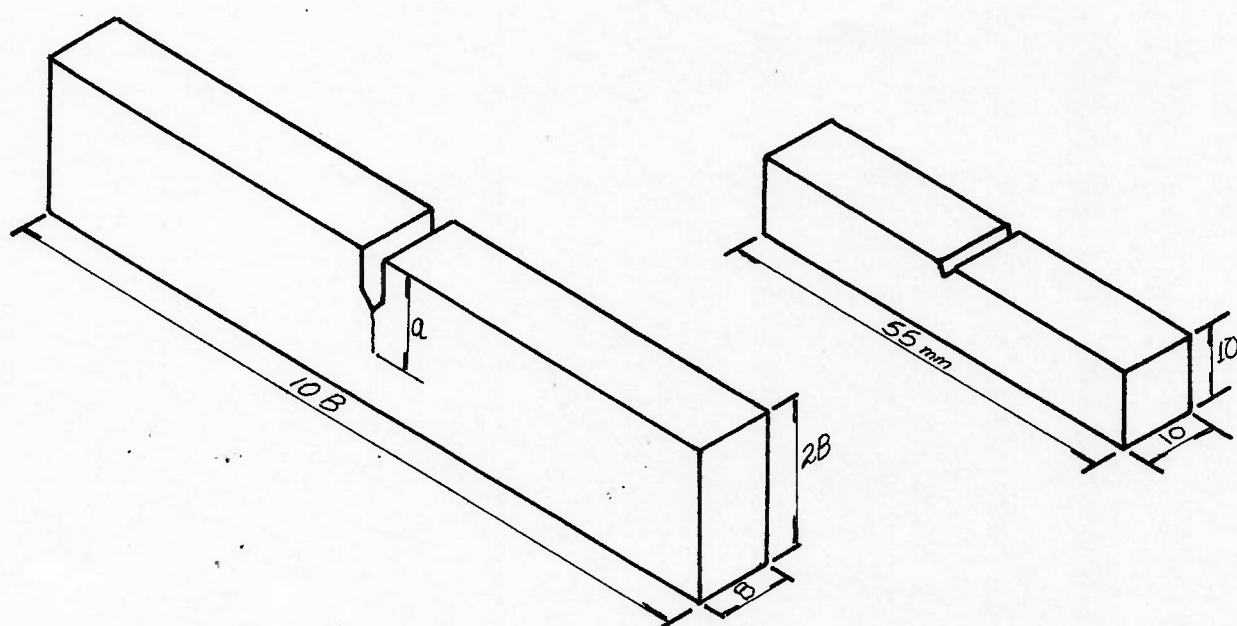


Fig. 3.6 Corpos-de-prova Charpy e CTOD.

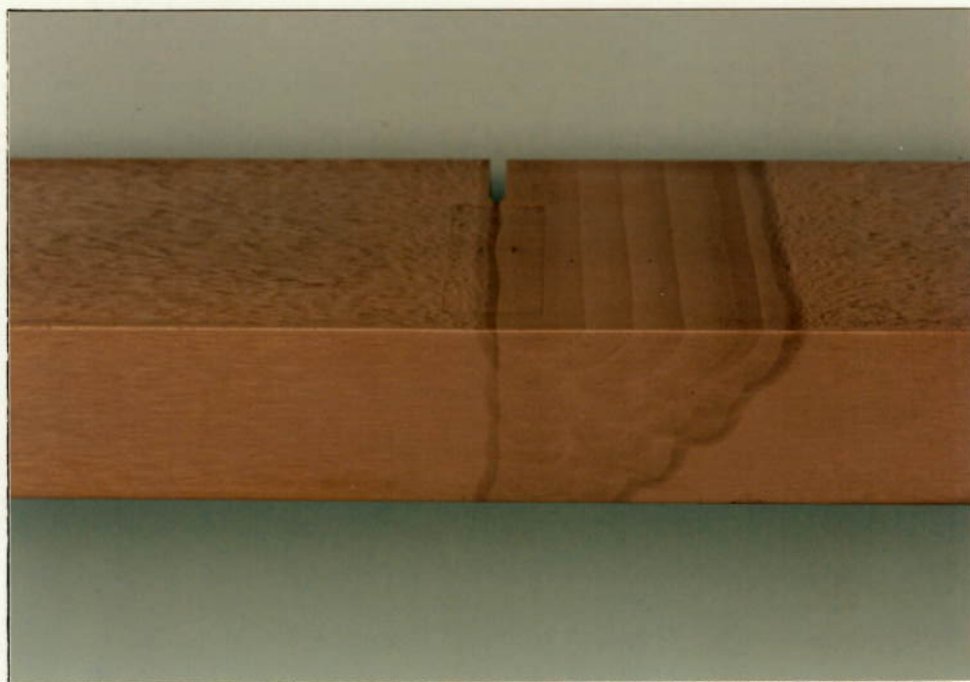


Fig. 3.7 Detalhe do entalhe de um CP CTOD (aço 2 soldado) atacado com reativo para macrografia.

Os CP's Charpy foram usinados a 1/2 espessura das amostras soldadas, enquanto que os CP's CTOD apresentavam, conforme a norma, espessura semelhante à dos materiais de base.

A usinagem dos CP's foi realizada no Centro de Testes da COSIPA . No total foram confeccionados 60 CP's Charpy (30 para cada aço), 10 CP's CTOD para o aço 2 e 12 CP's para o aço 1 sendo que essas quantidades foram função das características de usinagem e do tamanho dos conjuntos soldados. O entalhe dos CP's foi feito por fresa circular.

3.2.3 ENSAIO DE IMPACTO CHARPY PARA ANÁLISE DA ZTA DAS AMOSTRAS SOLDADAS

O ensaio de impacto Charpy, foi realizado em uma máquina de impacto Shimadzu de 50 kg.m do Centro de Testes da COSIPA, nas temperaturas de 0, -20, -40, -60 e -80 °C. Essas temperaturas foram escolhidas em função da temperatura de transição dos aços 1 e 2 (vide figura 3.3), aproximadamente -70 °C para o aço 1 e -60 °C para o aço 2, de forma a situar a faixa de temperatura de transição dúctil-frágil de forma segura.

Foram analisados 6 CP's por temperatura, ou seja, o dobro do indicado em norma, em função da dispersão esperada para esse tipo de teste na ZTA. A tabela 8 apresenta os resultados observados nos testes de impacto Charpy executados, ou seja, a energia absorvida e a % de área dúctil em relação à temperatura.

TABELA 8 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE IMPACTO NA
ZTA DAS AMOSTRAS SOLDADAS (AÇOS 1 E 2)

TEMPERATURA (°C)	ZTA-AÇO 1		ZTA-AÇO 2	
	ENERGIA (J)	% A.D.	ENERGIA (J)	% A.D.
0	99	70	125	70
	258	100	62	45
	52	50	120	65
	254	100	161	70
	197	100	107	70
	202	100	161	70
-20	67	55	86	30
	247	100	99	40
	143	70	90	30
	178	75	143	50
	215	100	125	45
	57	50	152	60
-40	48	35	134	40
	167	70	103	45
	67	60	143	50
	253	100	62	20
	29	30	70	30
	77	60	70	30
-60	160	30	137	10
	29	10	140	10
	93	20	141	10
	115	20	140	10
	160	35	29	10
	120	20	9	5
-80	8	5	39	5
	12	10	32	10
	8	5	70	10
	115	20	9	5
	115	20	19	5
	125	25	16	10

A correlação dos resultados acima pode ser observada na figura 3.8 e 3.9, a partir dos gráficos energia vs temperatura e % de área dúctil vs temperatura respectivamente.

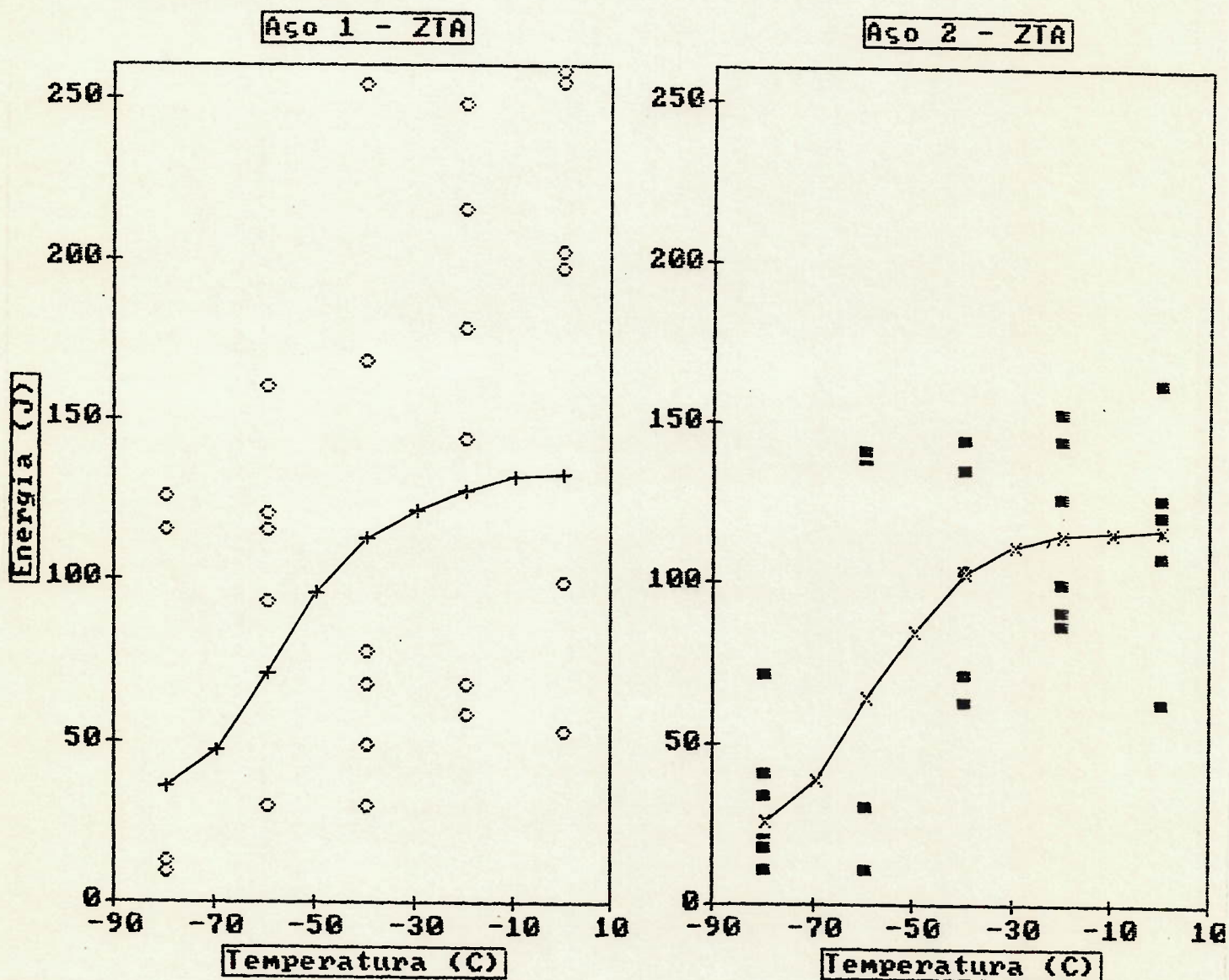


Fig. 3.8 Correlação entre energia de impacto (J) e temperatura (°C) para corpos-de-prova Charpy, com entalhe na ZTA dos aços 1 (esquerda) e 2 (direita) após soldagem.

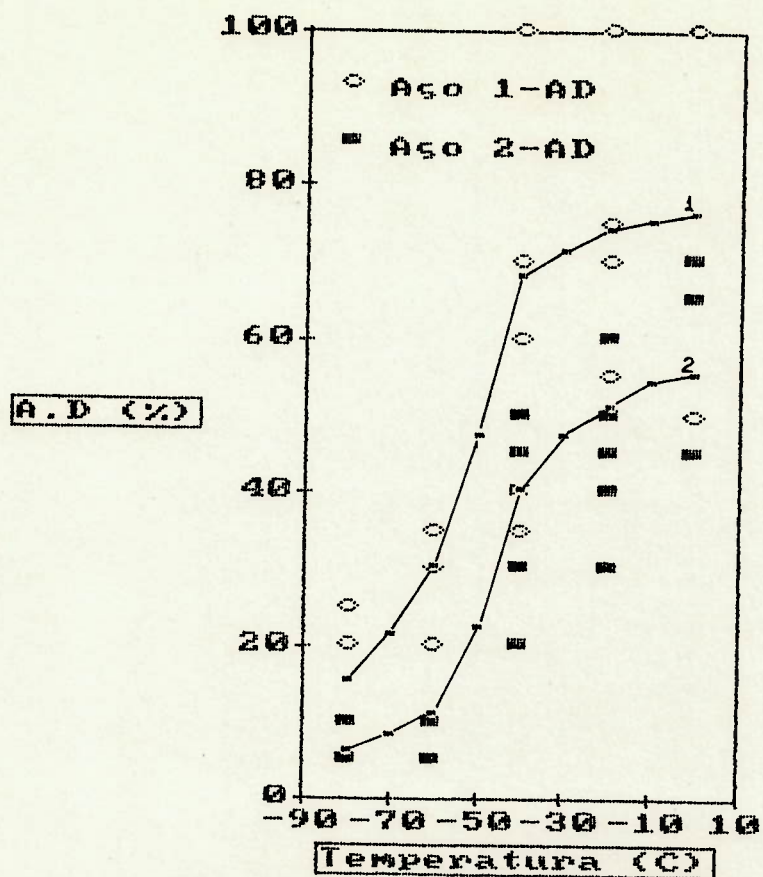


Fig. 3.9 Comparação da % e área dúctil das ZTA's do aço 1 e do aço 2.

3.2.4 ENSAIOS CTOD PARA ANÁLISE DA ZTA DAS AMOSTRAS SOLDADAS

3.2.4.1 REALIZAÇÃO DO ENSAIO CTOD

A realização do ensaio CTOD foi dividida em duas etapas:

- . Propagação da trinca de fadiga a partir do entalhe usinado,

realizada no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Centro de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Nacional - CSN.

- . Execução do teste propriamente dito, realizado no Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos da USP (EESCUSP).

Uma vez que não existem normas específicas para o ensaio CTOD na avaliação de juntas soldadas, principalmente no que se refere à propagação da trinca de fadiga, tomou-se como base as observações de ensaios anteriores efetuados na UFRGS (Universidade Federal do Rio Grande do Sul), além de procedimentos recomendados por SQUIRRELL et al. ⁽⁴⁵⁾ para o Welding Institute.

Uma das primeiras dificuldades foi com relação à propagação das trincas de fadiga, uma vez que a norma relativa ao ensaio CTOD ⁽³⁷⁾ é extremamente rigorosa nesse aspecto. Nessas tentativas, perderam-se 2 corpos-de-prova de 25,4 mm de espessura (aço 2), uma vez que as trincas de fadiga não apresentaram um comportamento linear na sua propagação. Optou-se então, por pré-comprimir a zona frontal à ponta do entalhe dos corpos-de-prova CTOD nivelando as tensões residuais neste local; o desnível provocado pela pré-compressão foi equivalente a 0,5 % da espessura para cada lado do corpo-de-prova, utilizando-se para isso de cargas de compressão em um bloco retangular com dimensões equivalentes

a $B \times 1/2 B$, confeccionado em aço 1045 temperado, posicionado de tal forma que a deformação observada atingisse também uma pequena parcela da ponta do entalhe usinado. Para cada pequeno acréscimo de carga de compressão, retirava-se o bloco e media-se a deformação com um micrômetro. Nas figuras 3.10 e 3.7 podem ser observados respectivamente, um esquema do procedimento adotado e a pré-compressão na zona frontal ao entalhe de um corpo-de-prova do aço 2 soldado.

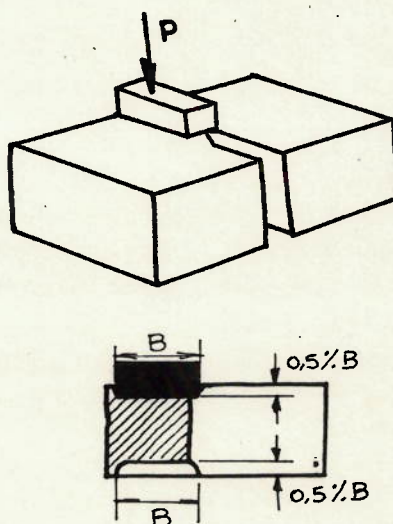


Fig. 3.10 Esquema para pré-compressão no ensaio CTOD.

Para a formação das trincas de fadiga, utilizou-se um vibrômetro do Centro de Pesquisas da CSN. Conforme citado anteriormente, através de experiências na UFRGS desenvolvidas pelo pesquisador STROHAECKER, concluiu-se que uma trinca de fadiga própria para o ensaio CTOD demorava, em condições normais, 20 minutos para atingir a dimensão prevista pela

norma. Desta forma, através de tentativas e optando-se pela segurança, regulou-se o vibrôfaro visando a propagação total da trinca em 1 hora aproximadamente. Por exemplo, para o corpo-de-prova nº 6-aço 2, foram observados os seguintes parâmetros e resultados:

- . Carga mínima - 120 kgf
- . Carga média - 660 kgf
- . Carga máxima - 1200 kgf
- . Frequência - 77 Hz
- . Nº de ciclos - 315.000

O ensaio CTOD propriamente dito, foi executado na EESCUSP, utilizando-se uma máquina de ensaios MTS 810 de 25t, equipada com uma célula de carga de 250 kN. Uma vez que não se dispunha de um dispositivo adequado para fixação dos corpos-de-prova maiores, nem tampouco de uma câmara para ensaios em baixa temperatura, houve necessidade de projetá-los e construí-los, utilizando-se para isso das instalações do Centro de Testes da COSIPA. A figura 3.11 mostra a máquina de ensaio utilizada já estruturada para a execução do ensaio, bem como o detalhe do corpo-de-prova montado.

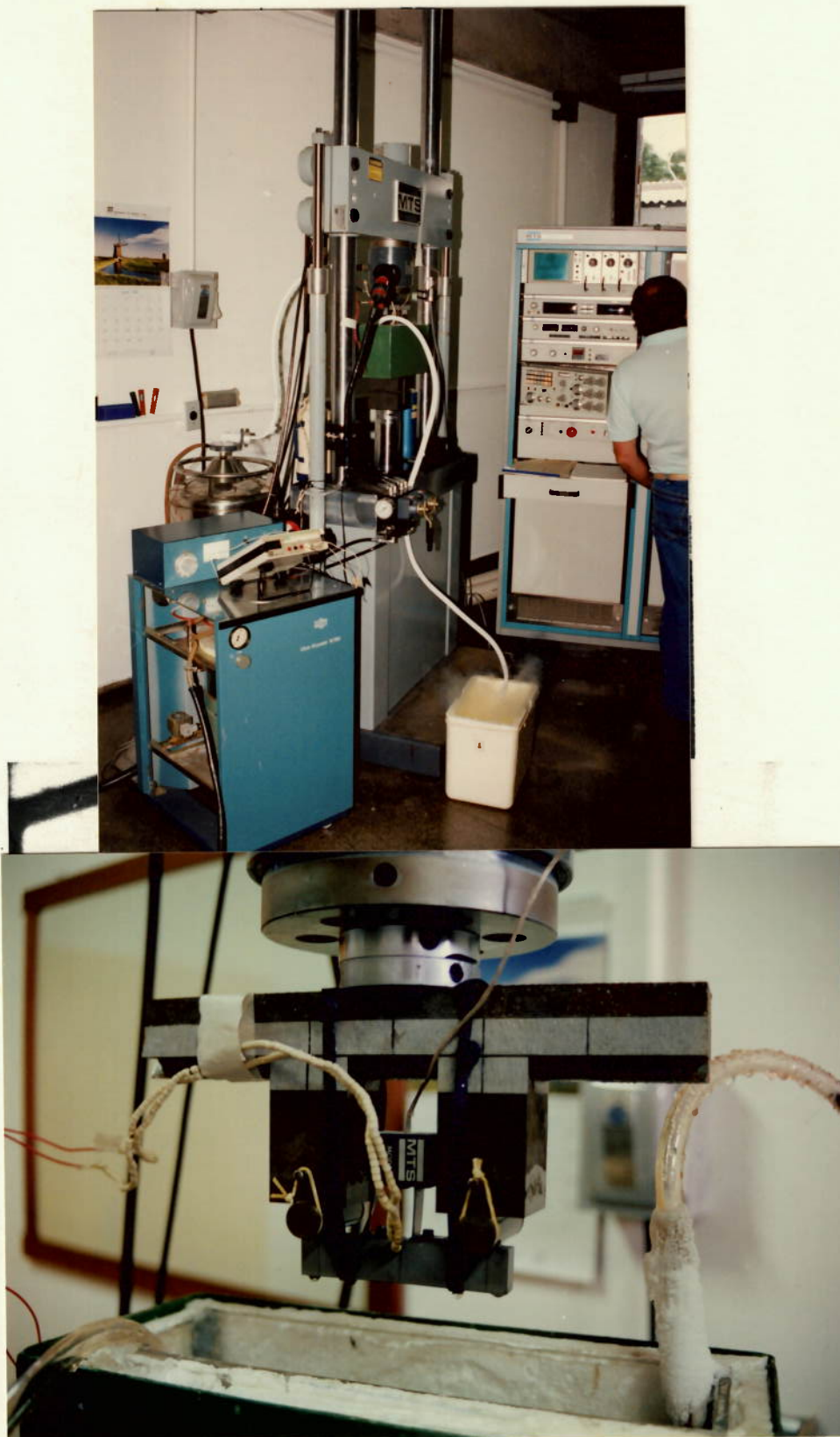


Fig. 3.11 Máquina de ensaio MTS B1C já estruturada para o ensaio CTOD (com detalhes).

Os ensaios foram executados a -50 ± 2 °C, uma vez que nessa temperatura, situada na transição dúctil-frágil da ZTA conforme observado no ensaio Charpy (vide item 3.1.3), haveria a possibilidade da atuação das ZFL's como agentes fragilizantes em relação à tenacidade da ZTA, com estas atuando como pontos propícios ao início da propagação das trincas.

Antes da escolha da temperatura do ensaio, foram executados 2 ensaios na temperatura ambiente (22 °C), onde observou-se que as ZFL's não atuavam como pontos fragilizantes, com os CP's apresentando intensa deformação plástica.

A temperatura foi mantida constante durante todo o ensaio, a partir da imersão do corpo-de-prova em álcool etílico, resfriado por nitrogênio líquido circulante em uma serpentina localizada no interior da câmara. A medição da temperatura durante o ensaio foi feita por meio de um termopar Constantan fixado no entalhe do corpo-de-prova, conforme figura 3.11.

Para medir a abertura da trinca durante o ensaio, foram utilizados 2 tipos de extensômetro marca MTS tipo "pinça" (*clip-gauge*), com fundo de escala de 5 e 12 mm.

As facas para fixação dos extensômetros, a princípio, foram confeccionadas em acrílico e coladas com superbonder especial (Loctite 495), conforme é feito na UFRGS. Como os testes foram executados a $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$, as facas coladas não resistiram, fazendo com que houvesse uma perda de 1 corpo-de-prova. Optou-se então, por facas de aço inoxidável endurecidas por têmpera, parafusadas aos corpos-de-prova.

A figura 3.12 mostra as curvas obtidas nos ensaios CTOD. Nessas curvas, relacionou-se a abertura que ocorre na trinca, observada no extensômetro, com a carga.

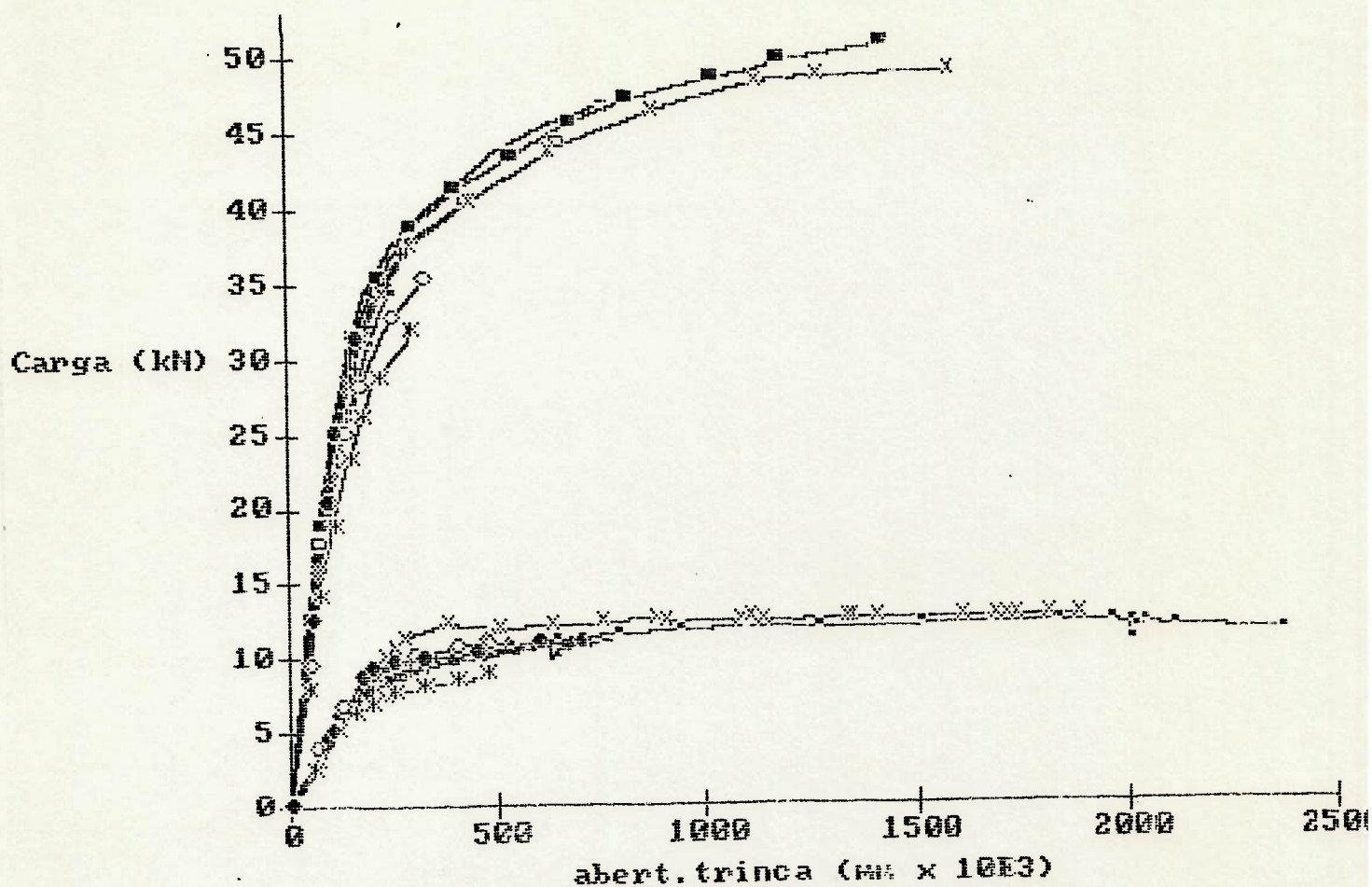


Fig. 3.12 Abertura da trinca (mm x 10⁻³) vs carga (kN) plotados para os corpos-de-prova CTOD.

3.2.4.2 CÁLCULO DO CTOD

Como dito anteriormente, não existe uma regra específica para o cálculo do CTOD de uma junta soldada. A partir desse pressuposto, uma série de considerações foram seguidas para o cálculo do CTOD da ZTA dos aços 1 e 2, visando encontrar um resultado mais fidedigno ao estudo efetuado.

De forma a situar mais claramente os procedimentos adotados, cada um dos fatores da equação [6] para o cálculo do CTOD será analisado isoladamente.

Portanto, o CTOD (δ) é dado por:

$$\delta = \frac{K^2 (1 - \nu^2)}{2 \sigma_{LE} E} + \frac{0,4 (W - a) V_G}{0,4 + 0,6 a + z} \quad \dots[6]$$

Com base em [6], os procedimentos adotados para cada um dos fatores da equação foram:

1) K (fator de intensidade de tensões) dado por:

$$K = \frac{Y P}{B W^{3/2}}$$

Foi mantido o procedimento original, uma vez que este fator é dependente de características geométricas do CP e da média do tamanho da trinca (a).

2) ν (coeficiente de Poisson)

$$\nu = 0,3$$

3) W (largura do corpo-de-prova)

4) a (tamanho da trinca)

Considerou-se a média aritmética de 5 pontos, conforme a figura 3.13.

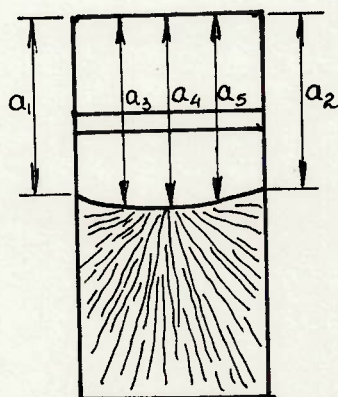


Fig. 3.13 Cálculo do tamanho médio da trinca (a).

5) V_0 (abertura do extensômetro)6) σ_{LE} (tensão limite de escoamento na temperatura em que foi realizado o teste)

Com relação à tensão limite de escoamento na temperatura do ensaio, foram feitas 2 considerações, uma vez que por se tratar da ZTA, não seria correto a adoção de propriedades do material de base original (aço ASTM A-516).

A única propriedade mecânica possível de obtenção na ZTA, particularmente, no ponto onde iniciou-se o processo de ruptura do corpo-de-prova CTOD era a dureza. Sendo assim, optou-se por medir nesse ponto localizado a microdureza Vickers, com carga de 200 gf, correlacionando-a com o limite de escoamento, a partir de uma equação obtida na literatura utilizada ⁽⁴⁵⁾ válida para aços de baixa liga, aços-Mn e aços comuns. A equação é:

$$\sigma_{LE} = 3,25 HV_{10} - 349 \quad \dots[12]$$

onde:

σ_{LE} = tensão limite de escoamento na temperatura ambiente

HV_{10} = dureza Vickers com carga de 10 kg

Uma vez que as medidas de microdureza efetuadas foram feitas com carga de 200 gf (0,2 kgf), houve necessidade de uma outra correlação, agora entre as durezas (10 e 0,2 kgf). Segundo informações obtidas no catálogo do microdurômetro utilizado ⁽⁴⁶⁾, os valores observados para microdurezas com carga de 0,2 kgf são aproximadamente 10,2 % maiores que aqueles para carga com 10 kgf. Portanto, a equação utilizada foi:

$$\sigma_{LE} = 2,95 HV_{0,2} - 349 \quad \dots[13]$$

Para a obtenção do limite de escoamento na temperatura de -50°C , utilizou-se a seguinte equação (45):

$$\sigma_{\text{LET}} = \sigma_{\text{LE}} + \frac{10^5}{491 + 1,8 T} - 189 \quad \dots [14]$$

onde:

σ_{LET} = tensão limite de escoamento na temperatura "T"
(MPa)

σ_{LE} = tensão limite de escoamento na temperatura ambiente (MPa)

T = temperatura do ensaio ($^{\circ}\text{C}$)

É bom ressaltar que a utilização de dados reais é preferível às equações apresentadas, na medida que se disponha de uma máquina tipo Gleeble para simulação da ZTA, bem como, uma câmara de baixa temperatura para a realização dos ensaios de tração em cp's extraídos da ZTA simulada.

7) E (módulo de Young)

O módulo de Young é variável conforme a temperatura (47). Uma vez que não existem dados sobre "E" em relação à soldas, utilizou-se o valor de 205.800 MPa ($21000 \text{ kgf/mm}^2 \times 9,8$).

8) z (espessura das facas de fixação dos extensômetros)

$$z = 1,9 \text{ mm}$$

A partir das considerações acima, as tabelas 9 e 10 mostram os valores considerados para o cálculo do CTOD, além dos resultados obtidos, respectivamente para o aço 1 e o aço 2. Só foram consideradas as amostras sem problemas relativos à soldagem, principalmente a falta de fusão; além disto, o CP tinha que, necessariamente, apresentar a trinca de fadiga na ZTA ou em parte dela.

TABELA 9 VALORES DO CTOD OBTIDOS NA ZTA (AÇO 1)

A M D S T	P (kN)	B (mm)	a (mm)	Y*	HV _{0,2}	σ_{LE-50} (MPa)	K	CTOD (mm)
1	9444	10,43	9,89	9,78	232	395	1939	0,057
2	8889	10,52	11,00	11,44	210	329	2108	0,099
3	11270	10,49	10,29	10,44	219	356	2449	0,106
4	10714	10,56	10,39	10,34	221	364	2283	0,137
5	12540	10,48	11,73	12,95	186	199	3385	0,468
6	10952	10,56	10,44	10,41	229	387	2349	0,156

TABELA 10 VALORES DO CTOD OBTIDOS NA ZTA (AÇO 2)

ITEM	F (kN)	B (mm)	a (mm)	Y*	HV _{0,2}	σ_{LE-50} (MPa)	K	CTOD (mm)
1	44523	21,99	21,98	10,61	158	177	3239	0,255
2	49412	22,00	21,85	10,51	176	232	3559	0,815
3	50952	21,98	22,12	10,71	201	303	3745	0,426
4	37142	21,95	22,24	10,85	244	432	2771	0,071
5	49286	21,98	22,61	11,14	239	417	3767	0,426
6	47143	21,88	21,70	10,61	206	318	3456	0,238

As tabelas 11 e 12 abaixo apresentam os valores da abertura da trinca (V_{σ}) medidos pelo extensômetro em relação ao CTOD.

TABELA 11 VALORES DE V_{σ} EM RELAÇÃO AO CTOD (AÇO 1)

V_{σ} (mm)	0,134	0,293	0,265	0,406	1,600	0,484
CTOD (mm)	0,057	0,099	0,106	0,137	0,468	0,156

TABELA 12 VALORES DE V_{σ} EM RELAÇÃO AO CTOD (AÇO 2)

V_{σ} (mm)	0,461	2,063	1,212	0,121	1,357	0,569
CTOD (mm)	0,255	0,815	0,426	0,071	0,426	0,238

3.2.5 ANÁLISE DOS CP's CTOD ROMPIDOS

Após a execução dos testes foram realizadas análises fractográficas e metalográficas nos CP's rompidos, cujos métodos e resultados são apresentados a seguir.

3.2.5.1 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

A análise fractográfica visou principalmente:

- . analisar se ocorreram defeitos de soldagem, principalmente falta de fusão no entalhe. Esses tipos de defeitos modificam as condições do ensaio CTOD, descaracterizando o mesmo.
- . medir o comprimento da trinca (a) para o cálculo do CTOD.
- . determinar o ponto de início do processo de ruptura.
- . analisar o modo de ruptura, ou seja, se a fratura ocorreu totalmente frágil, sem deformação plástica aparente, ou se houve algum tipo de deformação de ordem plástica, caracterizando um mecanismo dúctil de ruptura.

Seguindo o esquema de análise pré-determinado, ficou caracterizado que nenhum dos corpos-de-prova referentes ao aço 1 (12,7 mm de espessura) havia apresentado problemas; por outro lado, dos 10 corpos-de-prova de maior espessura (aço 2), 4 apresentaram problemas de falta de fusão, sendo descartados das análises. A figura 3.14 mostra um dos corpos-de-prova que apresentaram falhas de soldagem.



Fig. 3.14 Corpo-de-prova com falta de fusão.

Descartados os corpos-de-prova com falta de fusão, analisou-se o tipo de fratura correspondente a cada corpo-de-prova, determinando-se o ponto de início da ruptura em cada um. A determinação do ponto de início da ruptura, pode ser feita analisando-se a convergência das marcas radiais existentes na superfície fraturada em direção ao mesmo. A figura 3.15 mostra a superfície fraturada de um dos corpos-de-prova onde é possível observar-se as linhas radiais convergindo para o ponto de início de ruptura.

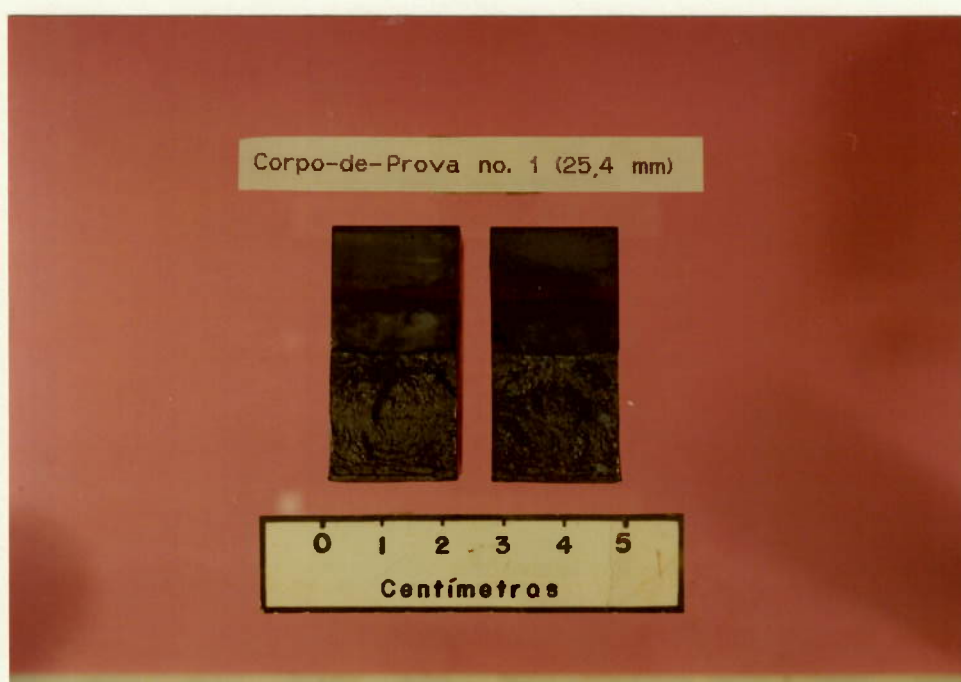


Fig. 3.15 Área fraturada de um corpo-de-prova CTOD, com as marcas radiais convergindo em direção ao ponto de início de ruptura.

3.2.5.2 ANÁLISE METALOGRAFICA

A partir da determinação e marcação do ponto de início de ruptura de cada corpo-de-prova, os mesmos foram seccionados, visando a análise metalográfica. Para os corpos-de-prova menores (aço 1), utilizou-se uma máquina de corte de precisão com disco diamantado de 0,5 mm Buehler modelo Isomet, enquanto que nos corpos-de-prova maiores uma máquina de corte com disco abrasivo comum e, posteriormente, depois de reduzido dimensionalmente, com a máquina Isomet. A grande vantagem do corte feito com a máquina Isomet esta na precisão do corte, uma vez que este deveria ser o mais próximo possível do ponto de início da ruptura, além da baixíssima deformação da zona de corte, devido á pressão ser relativamente baixa e o disco ser extremamente fino em comparação com uma máquina de corte tradicional. A figura 3.16 mostra o esquema de corte das amostras.

Após o corte, as secções formadas que não continham as sueprfícies de fratura, foram embutidas em lucite e preparadas metalograficamente, conforme o esquema abaixo:

- . lixamento: sequencialmente em lixas água 120, 240, 360, 400 e 600.

- . polimento inicial: pasta de diamante de 6 μm .

. polimento final: alumina em solução de $0,06 \mu\text{m}$.

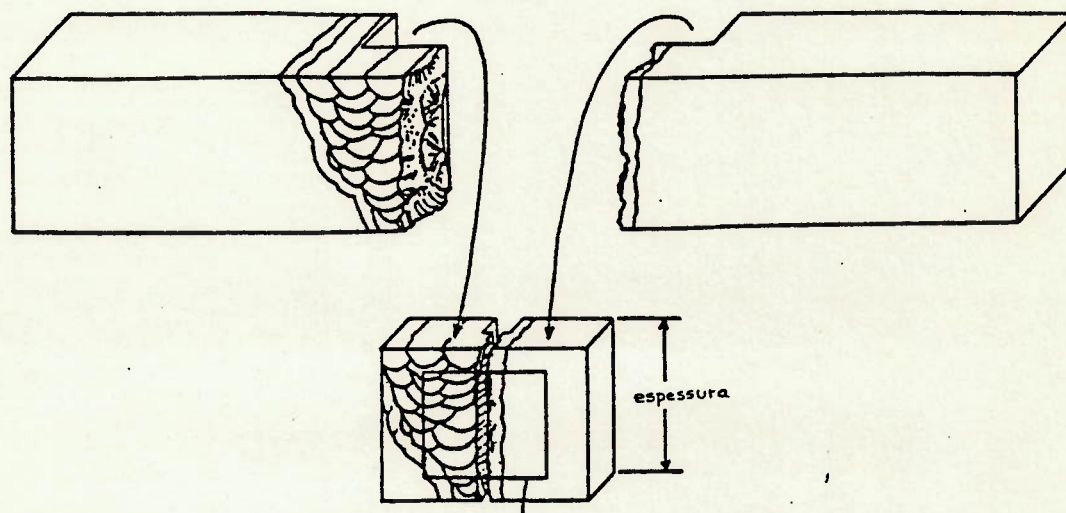


Fig. 3.16 Esquema ilustrativo do corte das amostras.

As superfícies de fratura, que seriam analisadas por microscopia eletrônica, foram protegidas do ataque corrosivo, através da pintura com esmalte transparente comum, facilmente removível por acetona.

Após a preparação metalográfica, as amostras foram atacadas quimicamente, usando-se um reativo normalmente usado para macrografia a base de iodo sublimado. Esse reativo foi utilizado somente para evidenciar as diferentes áreas da

junta soldada (ZF, ZTA e MB) de forma macroscópica, visíveis a olho nú. Após esse ataque as amostras foram fotografadas e, seguindo-se uma nova preparação metalográfica semelhante à citada acima, foram re-atacadas com o reativo químico citado na página 81, baseado no reativo de Le Pera. O ataque foi realizado, molhando-se a superfície a ser atacada por imersão por 5 segundos; após, observando-se a superfície atacada, houve a formação de um composto marrom onde, realizando pequenas oscilações, fez-se o reativo envolver todas as partes de importância, particularmente a ZTA, até que a mesma ficasse bem visível e contrastada em relação às outras áreas. Esse procedimento visou obter um realce microscópico mais apurado, permitindo delinear com precisão, sobre as fotografias tiradas anteriormente, as diferentes áreas da junta soldada, incluindo agora as ZFL's e demais microestruturas metalúrgicas, visíveis somente com utilização da microscopia ótica.

Um outro reativo utilizado foi o Le Pera ⁽⁴⁰⁾. O reativo de Le Pera foi usado com sucesso em aços dual-phase e, permite por diferença de coloração, identificar a martensita (côr branca), bainita (côr preta) e a ferrita (côr amarelo claro), cuja composição é apresentada abaixo:

Ácido pícrico a 4% em álcool etílico.....25 ml
Metabissulfito de sódio a 1% em água dest..25 ml

junta soldada (ZF, ZTA e MB) de forma macroscópica, visíveis a olho nú. Após esse ataque as amostras foram fotografadas e, seguindo-se uma nova preparação metalográfica semelhante à citada acima, foram re-atacadas com o reativo químico citado na página 81, baseado no reativo de Le Pera. O ataque foi realizado, molhando-se a superfície a ser atacada por imersão por 5 segundos; após, observando-se a superfície atacada, houve a formação de um composto marrom onde, realizando pequenas oscilações, fez-se o reativo envolver todas as partes de importância, particularmente a ZTA, até que a mesma ficasse bem visível e contrastada em relação às outras áreas. Esse procedimento visou obter um realce microscópico mais apurado, permitindo delinear com precisão, sobre as fotografias tiradas anteriormente, as diferentes áreas da junta soldada, incluindo agora as ZFL's e demais microestruturas, visíveis somente com utilização da microscopia ótica.

Um outro reativo utilizado foi o Le Pera (4^o). O reativo de Le Pera foi usado com sucesso em aços dual-phase e, permite por diferença de coloração, identificar a martensita (côr branca), bainita (côr preta) e a ferrita (côr amarelo claro), cuja composição é apresentada abaixo:

Ácido pícrico a 4% em álcool etílico.....25 ml
Metabissulfito de sódio a 1% em água dest..25 ml

Após o ataque químico, foram feitas análises microscópicas em toda a ZTA, visando a observação da zona onde ocorreu o início da ruptura no ensaio CTOD, a determinação do tipo e comprimento das ZFL's que margeavam a borda da trinca de fadiga e demais observações que pudessem representar relevância à análise. Os resultados são apresentados nas figuras 3.17 a 3.21, onde são mostradas as fotomicrografias mais significativas para a análise.



Fig. 3.17 Região de granulação grosseira (RGG)
(amostra 1-aço 1). Ataque: Le Pera 500 x.

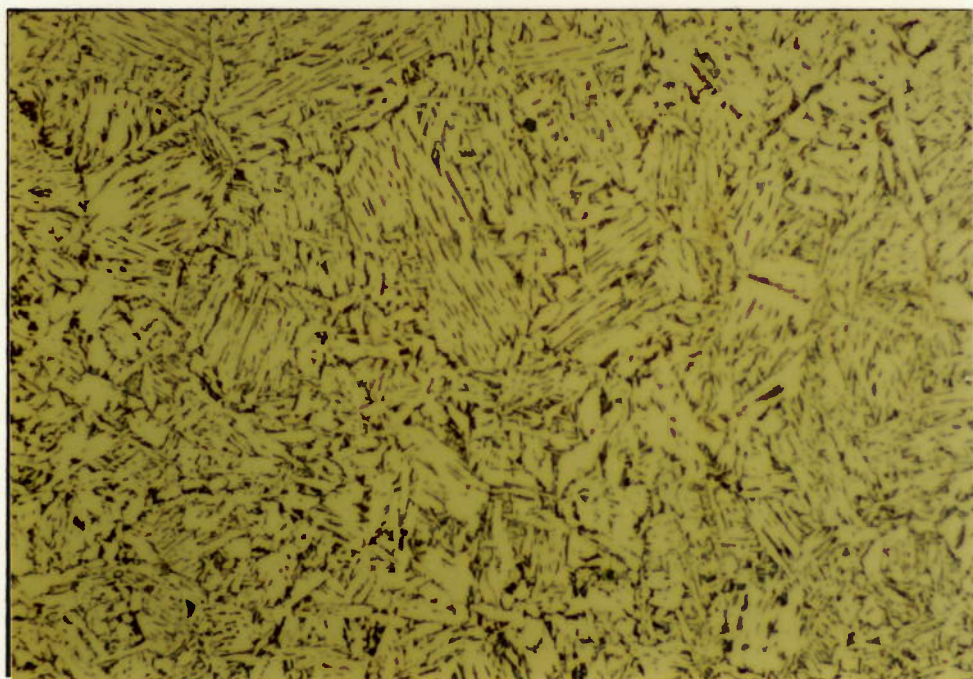


Fig. 3.18 Região de Granulação Grosseira Aquecida Intercriticamente (RGGAI) (amostra 1-aço 1).
Ataque: ZAC 500 x.

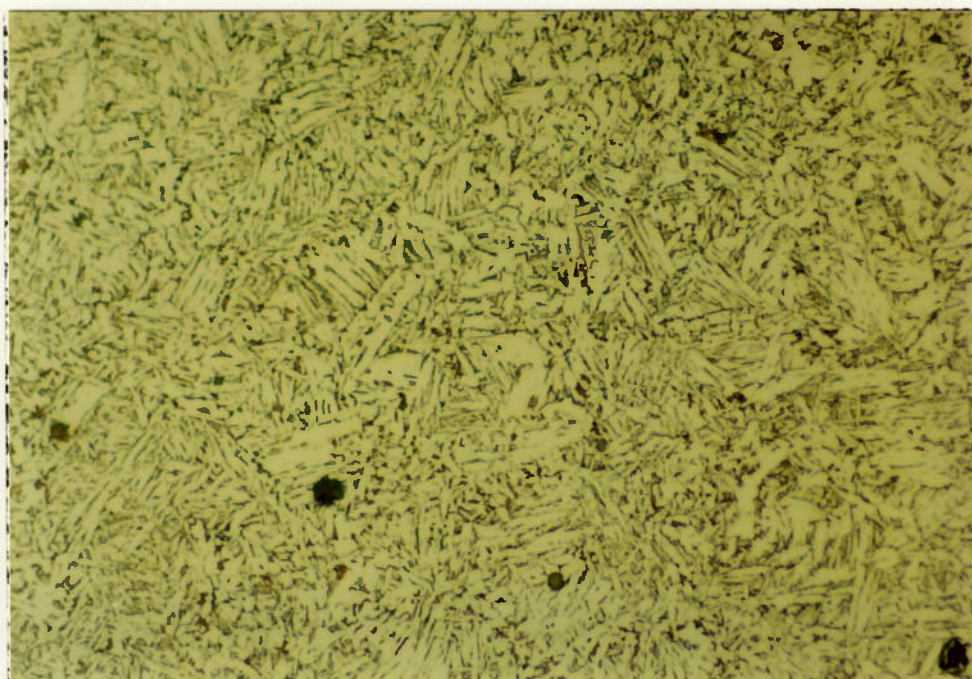


Fig. 3.19 Região de Granulação Grosseira Aquecida Subcriticamente (RGGAS) (amostra 1-aço 1).
Ataque: ZAC 500 x.

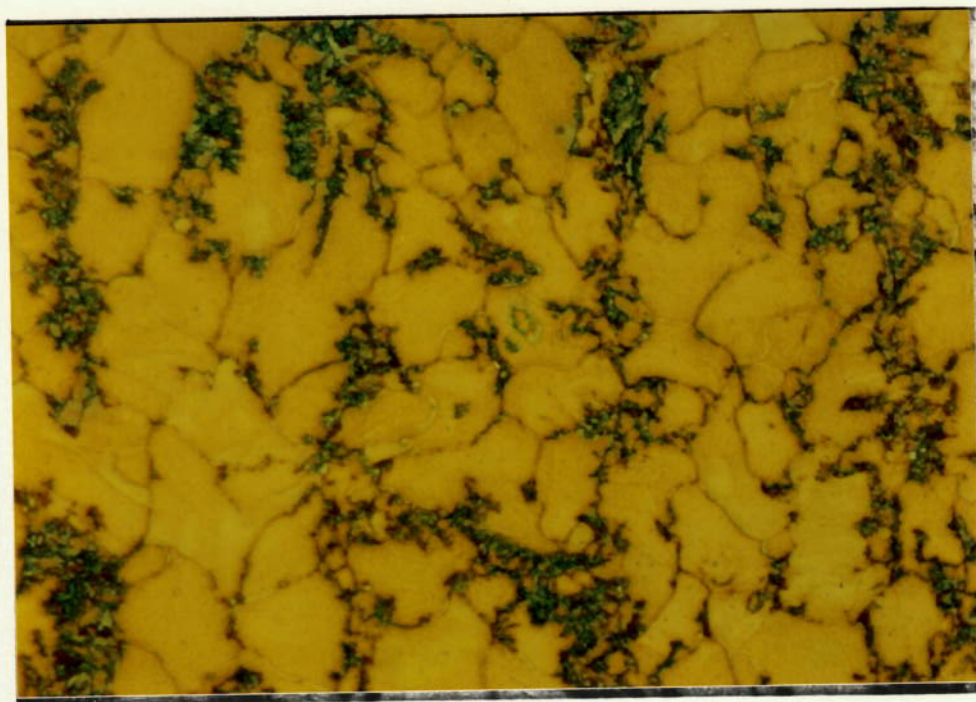


Fig. 3.20 ZTA próxima ao metal de base. Microestrutura formada por ferrita (amarela) e perlita esboroada (coloração mais escura). (amostra 3 - aço 2) Ataque: Le Pera 1000 x

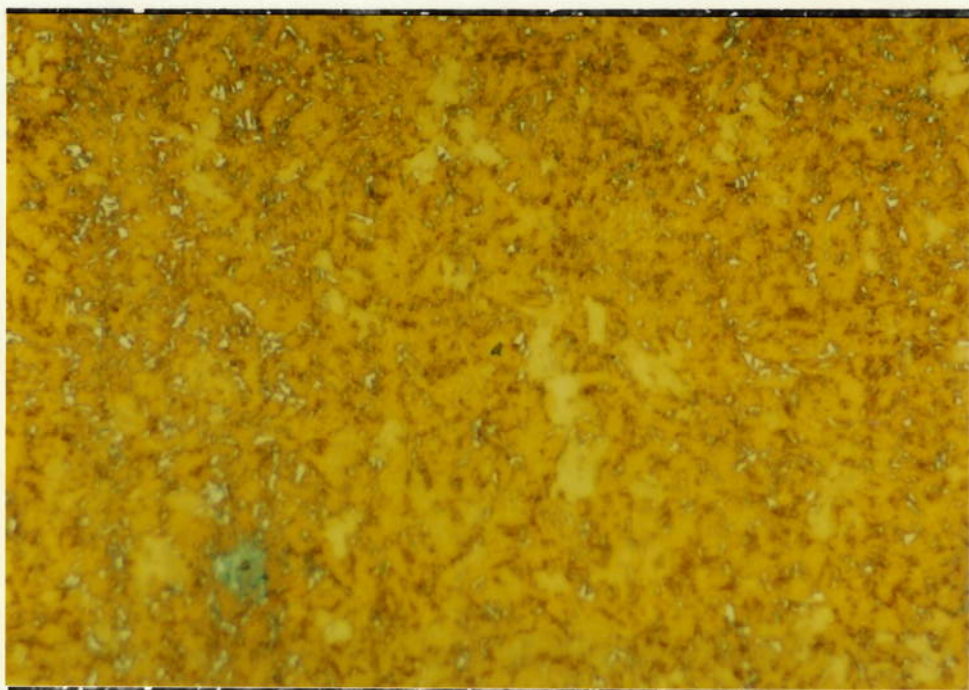


Fig. 3.21 Precipitação de M* (partículas brancas) (amostra 1 - aço 1). Ataque: Le Pera 1000 x.

3.2.5.3 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

A análise por microscopia eletrônica de varredura foi realizada no Centro de Pesquisas de Motores da COFAP, utilizando-se um microscópio de varredura marca Jeol.

Esse tipo de análise, sobre a superfície fraturada dos CP's CTOD, foi necessária para visualizar os mecanismos de fratura, o que permitiu identificar as facetas de clivagem, bem como as características dos pontos de início de ruptura. A figura 3.22 mostra duas fotografias obtidas por microscopia de varredura já delineadas em relação às facetas de clivagem. Através do método do intercepto, uma série de linhas de dimensão conhecida foram traçadas sobre as fotografias obtidas, onde foi feita então a contagem do número de intersecções entre as mesmas, e os contornos das facetas de clivagem; fazendo-se a divisão da somatória do comprimento das linhas pelo número total de intersecções, obteve-se o diâmetro médio da faceta de clivagem (mm).

Em 2 amostras do aço 1, não foi possível o exame por microscopia eletrônica, devido à problemas nas superfícies das amostras, impedindo a correta visualização das imagens.

Seguindo a mesma sequência em relação aos números das amostras utilizada nas tabelas 9 e 10, a tabela 13 apresenta os diâmetros médios das facetas de clivagem (mm).

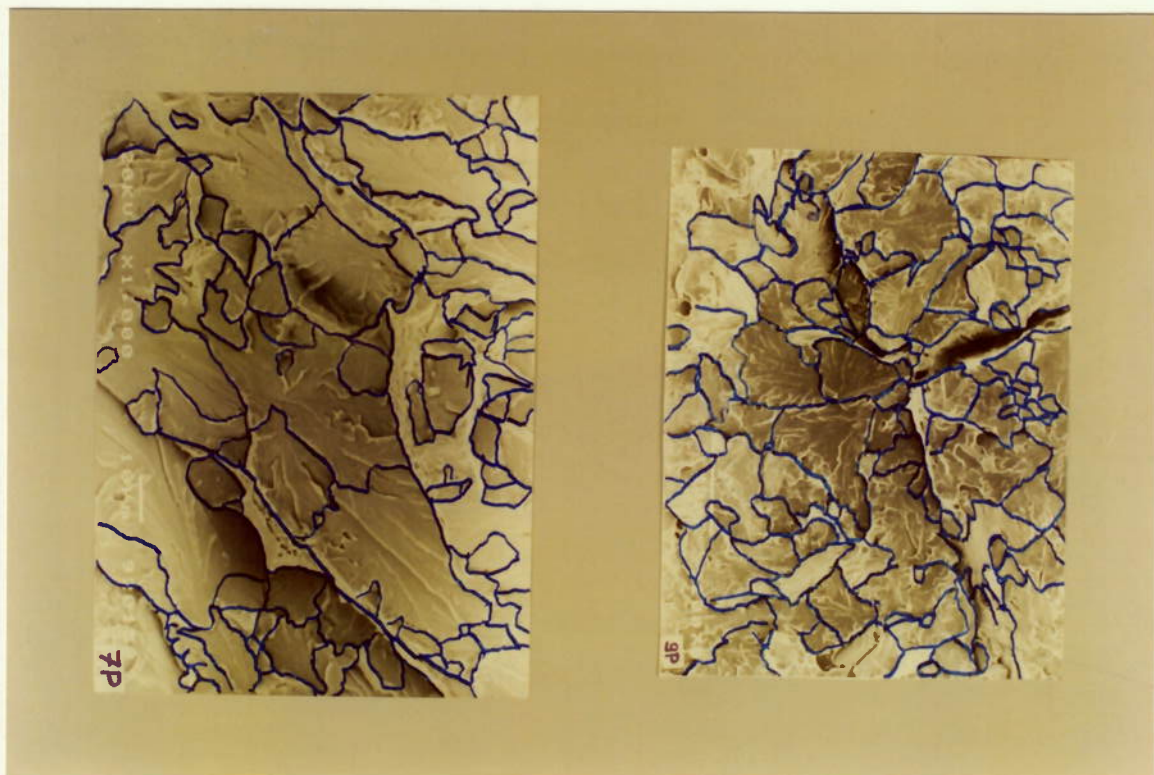


Fig. 3.22 Superfícies fraturadas observadas por microscopia eletrônica de varredura. A esquerda, a amostra 4- aço 1 com 600 x de aumento e a direita a amostra 6 - aço 1 com 1000 x de aumento.

TABELA 13 DIÂMETRO MÉDIO DAS FACETAS DE CLIVAGEM (d)

		Diâmetro médio das facetas de clivagem (d) (mm)				
Aço 1	-	-	11,37	11,18	9,66	8,03
Aço 2	10,52	10,12	6,38	10,00	9,32	7,94

3.2.5.4 CARACTERIZAÇÃO DAS ZFL'S NA ZTA

Conforme citado no item 3.1.5.2 - análise metalográfica, as amostras embutidas em lucite foram atacadas quimicamente com iodo sublimado, fotografadas, e após nova preparação metalográfica, atacadas com o reativo ZAC.

A partir das fotografias obtidas, foi feita uma montagem, juntando-se as duas partes dos corpos-de-prova CTOD. A partir daí, foi feita a delimitação das diferentes áreas da junta soldada onde, a partir de observações microscópicas ao longo das borda da trinca de fadiga nos corpos-de-prova CTOD, conseguiu-se visualizar as diferentes microestruturas que compõem a ZTA.

Em função das observações na borda da trinca de fadiga, a mesma foi dividida nas seguintes microestruturas para fins de comparação:

- . RGG
- . RGF
- . RGGAI
- . RGGAS
- . Outras microestruturas - formada por partes da ZTA, tais como a RS e a RI.

A sequência de figuras a seguir (3.23 a 3.34) mostra os resultados observados; nessas figuras, visando uma análise mais geral, podem ser observados, além do dimensionamento das ZFL's, os gráficos CTOD (P vs V_0) e as superfícies fraturadas dos CP's.

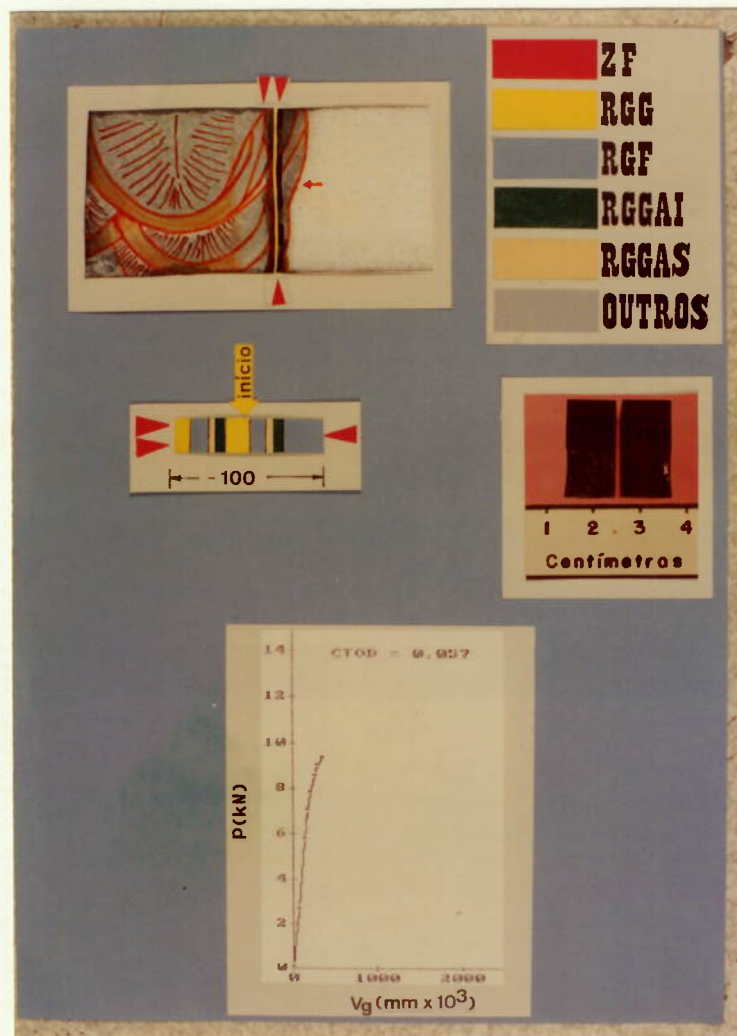


Fig. 3.23 Dimensionamento das ZFL's (amostra 1-aço 1).

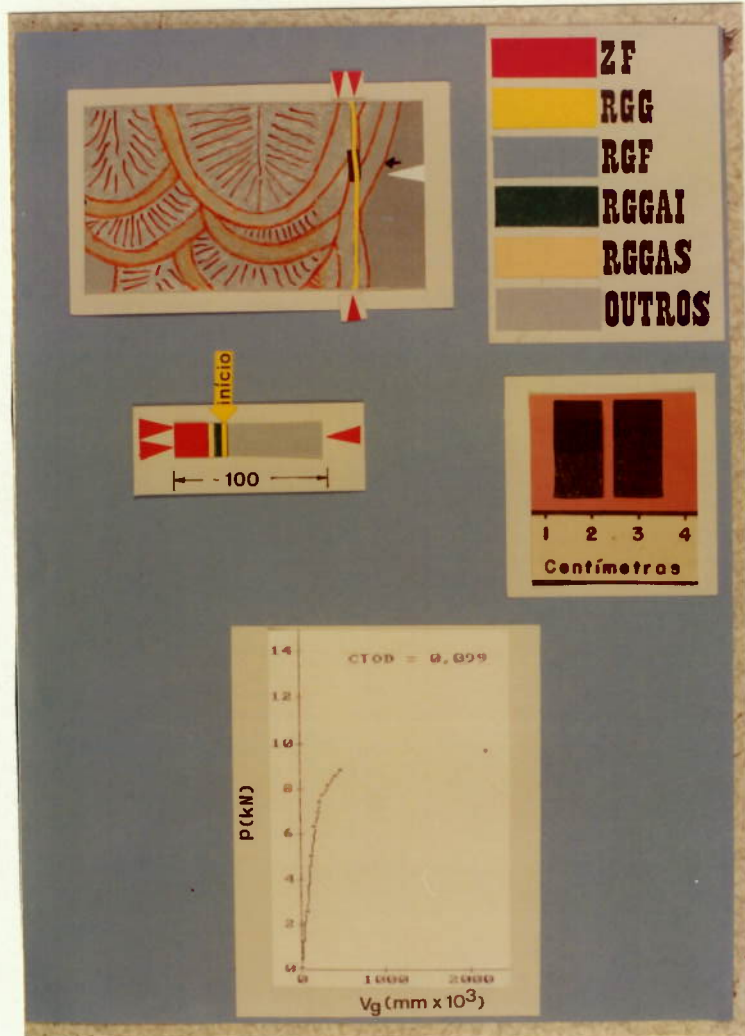


Fig. 3.24 Dimensionamento das ZFL's (amostra 2-aço 1).

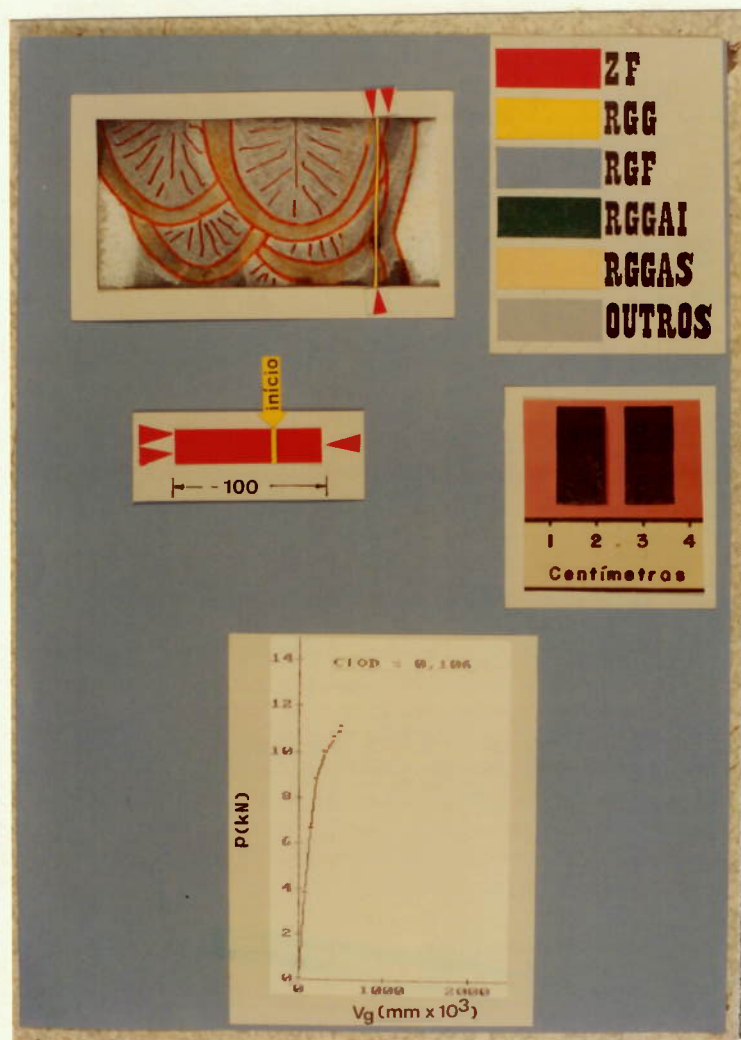


Fig. 3.25 Dimensionamento das ZFL's (amostra 3-aço 1).

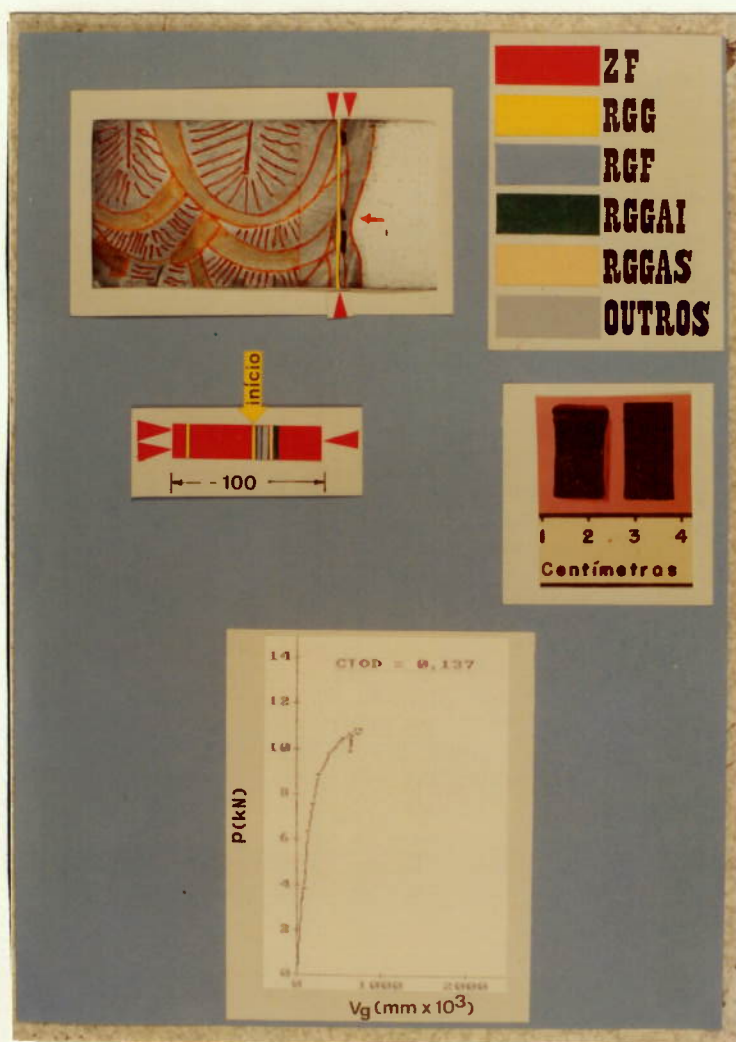


Fig. 3.26 Dimensionamento das ZFL's (amostra 4-aco 1).

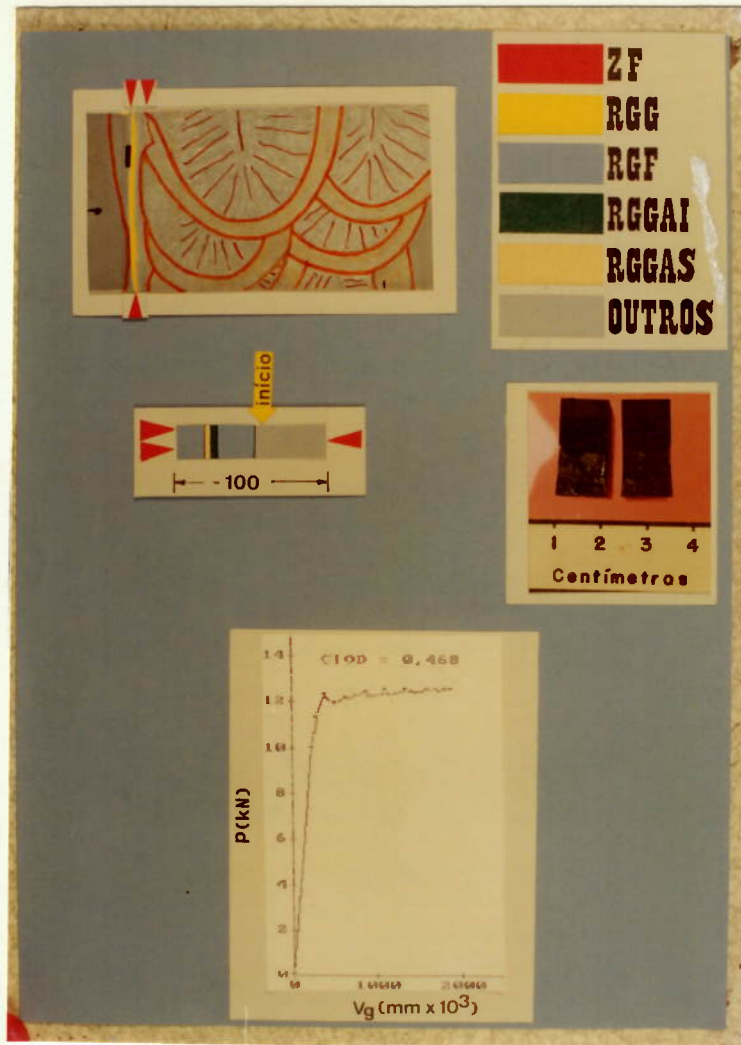


Fig. 3.27 Dimensionamento das ZFL's (amostra 5-aço 1).

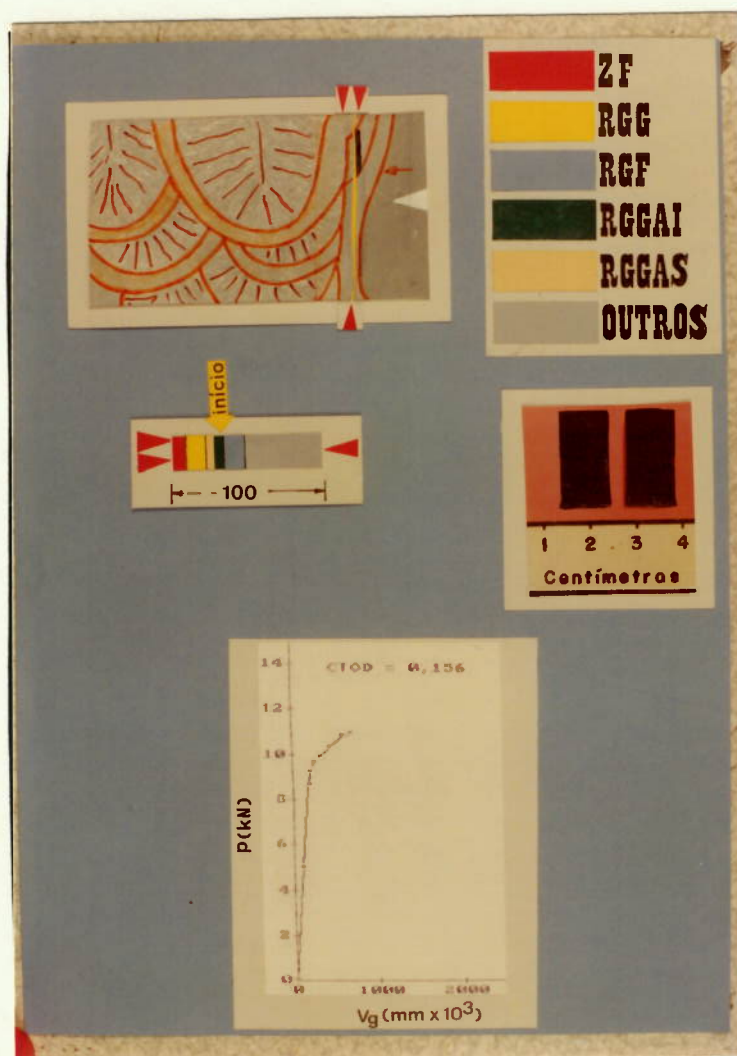


Fig. 3.28 Dimensionamento das ZFL's (amostra 6-aço 1).

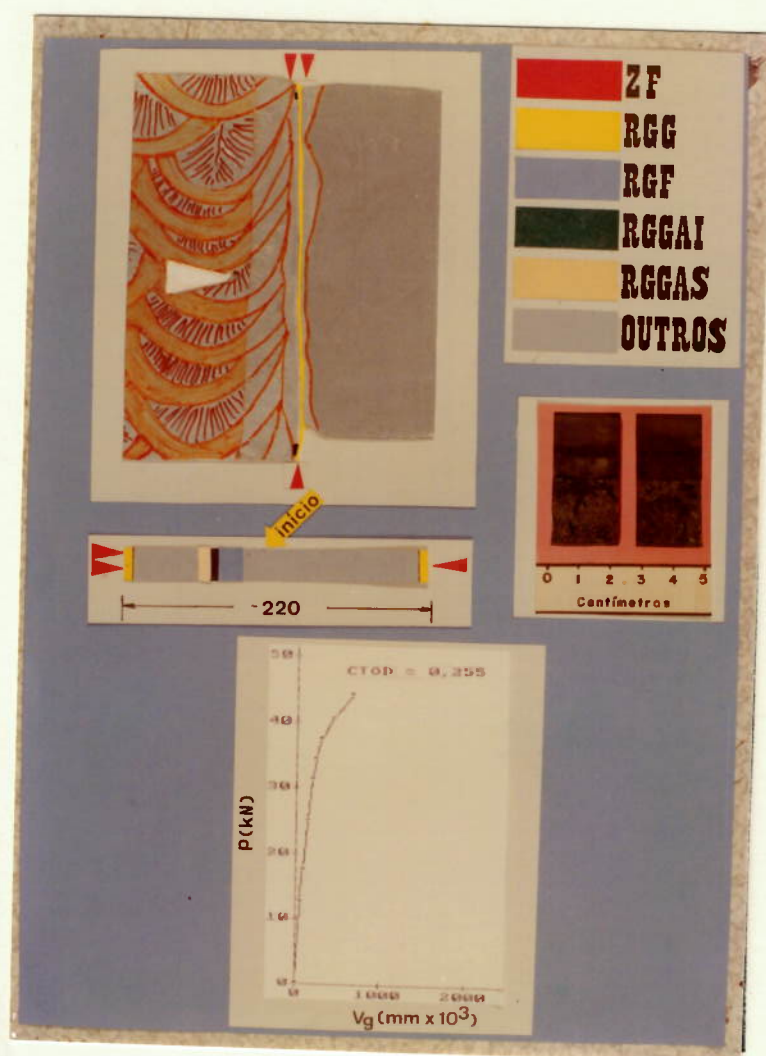


Fig. 3.29 Dimensionamento das ZFL's (amostra 1-aço 2).

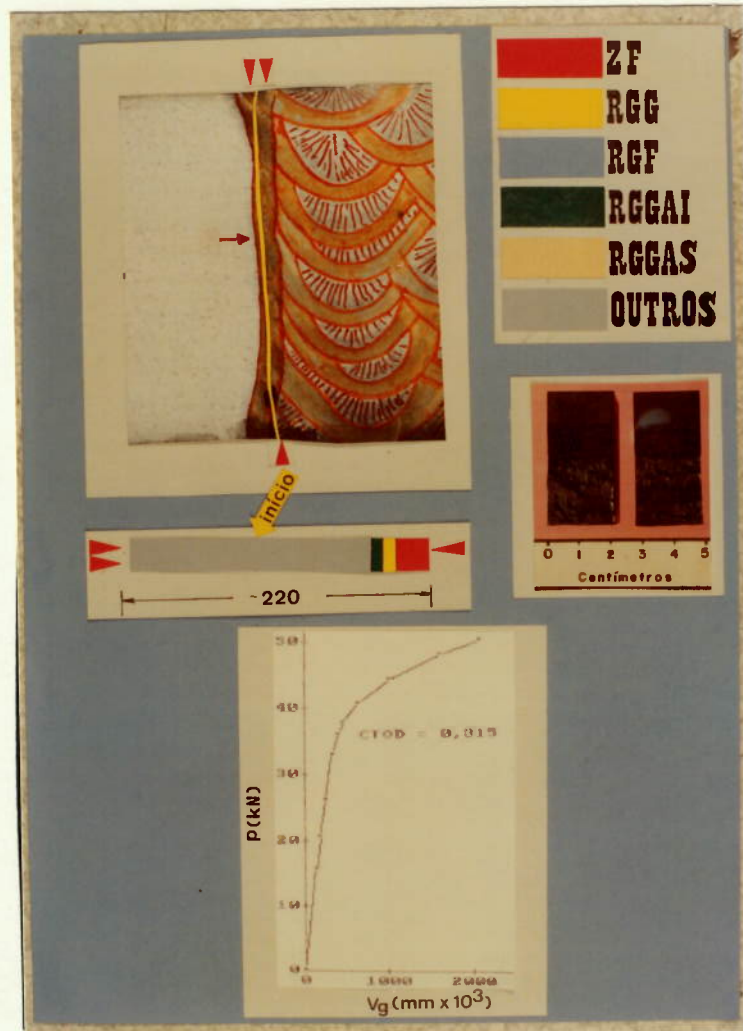


Fig. 3.30 Dimensionamento das ZFL's (amostra 2-aço 2).

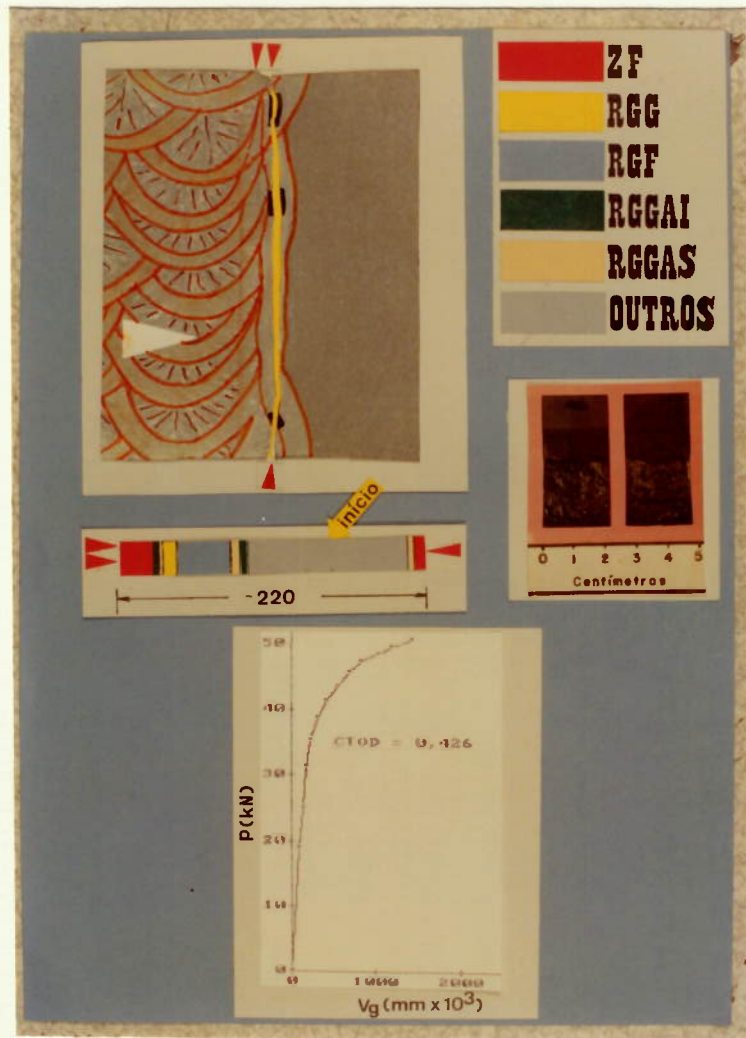


Fig. 3.31 Dimensionamento das ZFL's (amostra 3-aço 2).

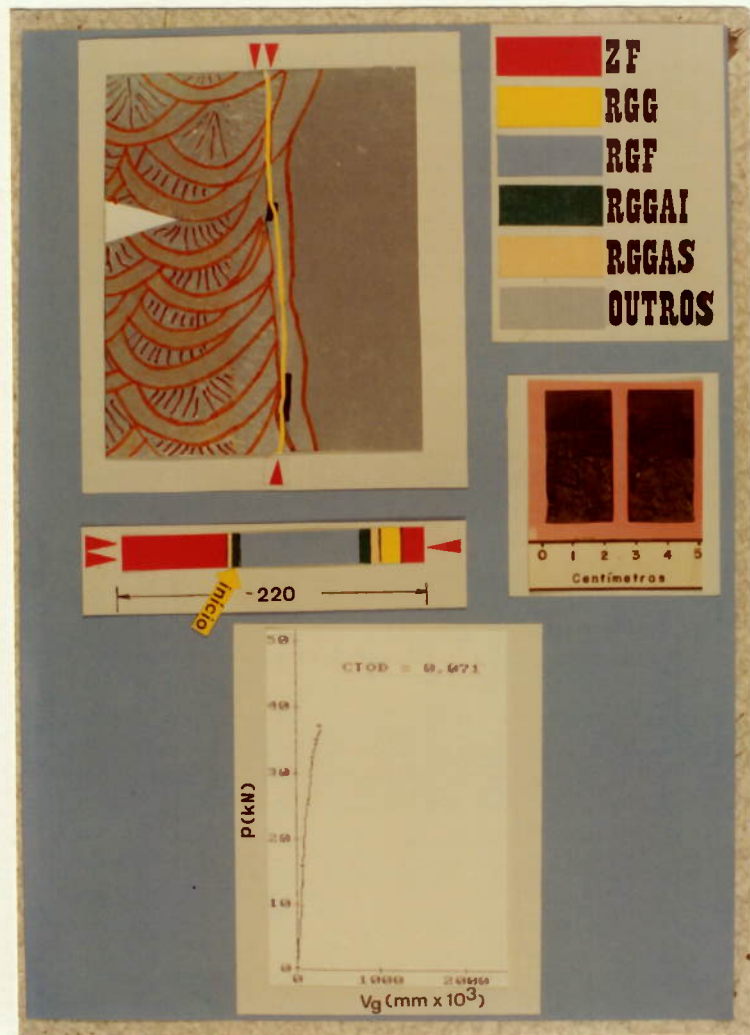


Fig. 3.32 Dimensionamento das ZFL's (amostra 4-aço 2).

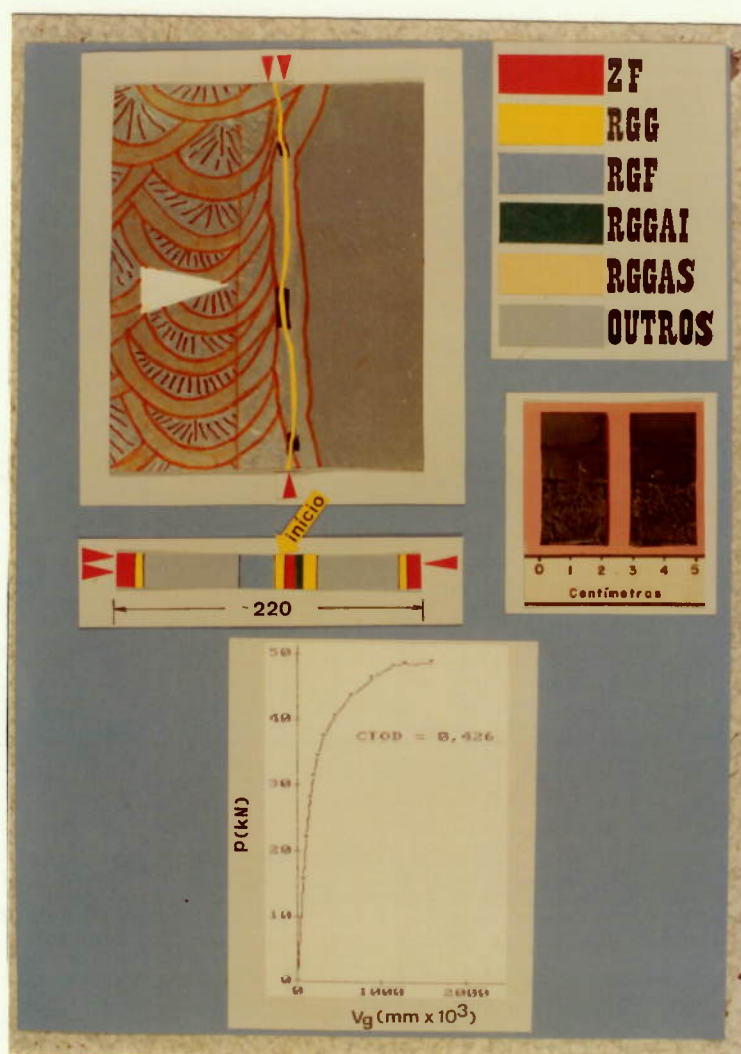


Fig. 3.33 Dimensionamento das ZFL's (amostra 5-aço 2).

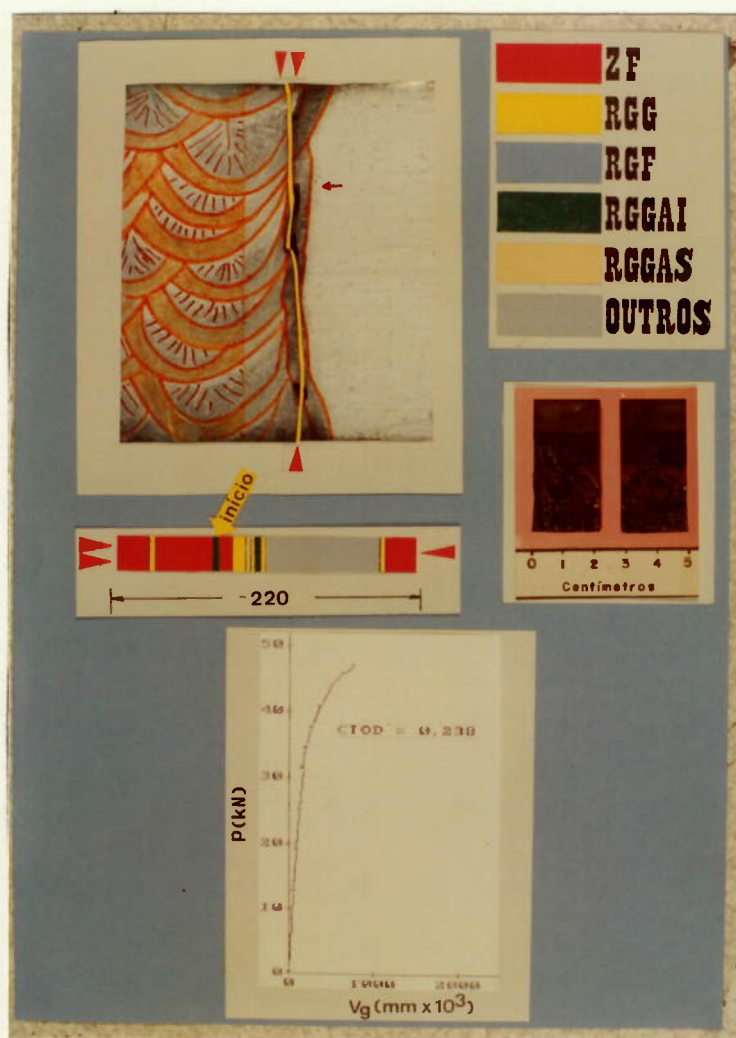


Fig. 3.34 Dimensionamento das ZFL's (amostra 6-aço 2).

4. ANÁLISE DOS RESULTADOS

Neste capítulo serão analisados os resultados apresentados no capítulo 3.

4.1 COMPARAÇÃO ENTRE A ZTA E O MATERIAL DE BASE

Os materiais de base apresentaram resultados dentro do especificado em norma. As diferenças encontradas no ensaio de tração entre os dois materiais provavelmente estão relacionadas ao tamanho de grão, uma vez que as composições químicas dos aços 1 e 2 são semelhantes.

Segundo Hall e Petch (38), a relação entre o diâmetro médio do grão (d) e a tensão limite de escoamento (σ_{LE}) é dada por:

$$\sigma_{LE} = \sigma_a + K' d^{1/2}$$

onde:

σ_a = resistência do reticulado cristalino à movimentação de discordâncias

K' = " parâmetro de bloqueio "

Supondo que a e K constantes, a relação entre os valores observados para o limite de escoamento dos aços 1 e 2 em relação a "d" será:

$$\frac{\sigma_{LE\ 1}}{\sigma_{LE\ 2}} = \left(\frac{d_1}{d_2}\right)^{-1/2} \quad ; \quad \frac{382}{346} = \left(\frac{d_1}{d_2}\right)^{-1/2}$$

$$\frac{d_1}{d_2} = 0,82$$

onde:

$\sigma_{LE\ 1}$ e $\sigma_{LE\ 2}$ são respectivamente os limites de escoamento dos aços 1 e 2

d_1 e d_2 são respectivamente os diâmetros médios dos grãos dos aços 1 e 2

O resultado está de acordo com as medições de tamanho de grão efetuadas nas fotomicrografias das figuras 3.1 e 3.2, onde pode-se observar que o diâmetro médio dos grãos do aço 1 é aproximadamente igual a 0,8 daquele do aço 2.

Na análise entre os materiais de base e as ZTA's, ficou caracterizada a queda de tenacidade nas ZTA's como já era esperado, conforme pode ser visto na figura 4.1. É importante ressaltar que esta diferença não é muito significativa, a partir da zona de transição para a zona frágil, particularmente na faixa de temperatura entre -50 e

-80 °C, onde as curvas praticamente se juntam. A maior diferença observada, ocorreu para os patamares mais altos de energia (acima de 80 J), na região de fratura dúctil, onde a diferença ficou mais evidente.

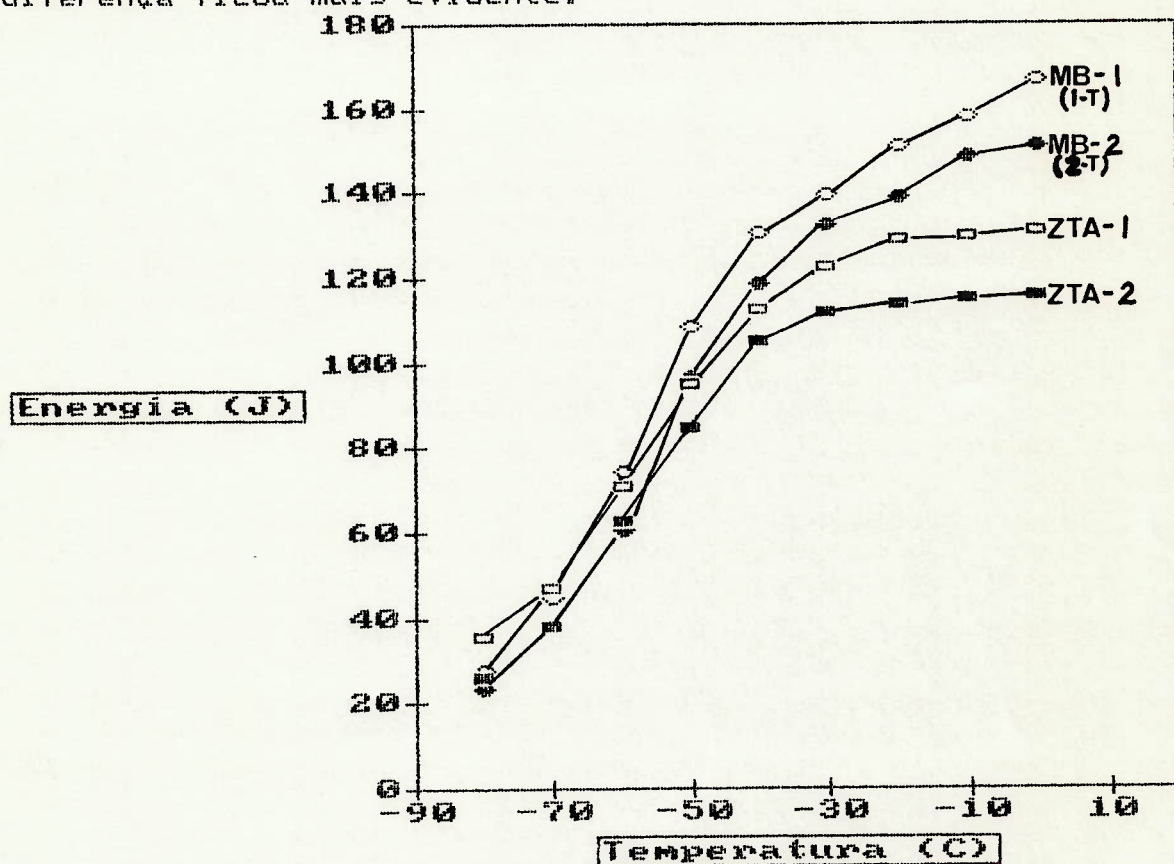


Fig. 4.1 Comparação entre MB e ZTA (aços 1 e 2).

A diferenças observadas na comparação entre os materiais de base (MB-1 e MB-2) bem como entre as ZTA's (ZTA-1 e ZTA-2), provavelmente foram devidas às melhores características de tenacidade do aço 1, em função da sua microestrutura ser mais fina.

4.2 ANÁLISE DOS RESULTADOS OBSERVADOS NA ZTA

4.2.1 ENSAIO CTOD

4.2.1.1 DIFICULDADES ENCONTRADAS DURANTE A EXECUÇÃO DOS ENSAIOS

Conforme focalizado no item 3.1.4, o ensaio CTOD apresentou uma série de dificuldades que, mesmo tendo sido contornadas, afetaram o experimento.

Foram perdidos 2 cp's de 12,7 mm durante a propagação das trincas de fadiga, 1 cp durante o ensaio por descolamento das facas de fixação do extensômetro, além de outros 2, de 12,7 mm, em ensaios em diferentes temperaturas, que visaram uma análise das características de comportamento das ZFL's, e que não estavam previstas; no final aproximadamente 40% do material de ensaio foi descartado das análises.

Para os corpos-de-prova de 25,4 mm então, a perda foi de 40% exatamente, em função das falhas de soldagem observadas, no caso a falta de fusão, provavelmente causada pelo baixo insumo de calor para essa espessura. Isso fez com

que, além do material, uma grande parcela de tempo, de mão-de-obra e equipamentos específicos, fosse perdida.

Como forma de prevenção, são sugeridas medidas que podem minimizar as perdas:

- . Analisar a junta soldada através de ensaios não destrutivos, principalmente nos pontos onde serão retiradas amostras para o ensaio CTOD, prevendo falhas de soldagem. Os melhores ensaios para esse fim, seriam o ultrasônico e o radiográfico (Raios X ou gama).
- . Confeccionar um número maior de corpos-de-prova, além dos previstos, principalmente se o número de amostras previstas for reduzido (até 15 amostras). Sendo assim, um acréscimo de 30% seria um bom parâmetro.
- . Pré-comprimir em 1% a zona de propagação da trinca de fadiga, frontal à ponta do entalhe usinado. Esse procedimento tornou a propagação das trincas de fadiga extremamente linear.
- . As recomendações sugeridas por trabalhos sobre o assunto, em particular equações relacionadas à propagação das trincas de fadiga, não se apresentaram confiáveis.

Sugere-se a adoção das mesmas simplesmente como um fator de primeira aproximação, sendo mais correto avaliar caso a caso.

Um outro aspecto importante diz respeito à temperatura do ensaio. A temperatura adotada no ensaio (-50 °C) não se mostrou totalmente adequada para o pretendido neste estudo, ou seja, analisar a influência das zonas de fragilidade localizada na tenacidade da ZTA, uma vez que a adoção de temperaturas observadas na faixa de transição da curva Charpy, pode ou não conferir um caráter frágil às ZFL's.

Para maior segurança, e na medida que isto seja possível, temperaturas menores que a de transição devem ser adotadas, de forma a realçar o caráter fragilizante das ZFL's. A temperatura adotada neste estudo (-50 °C) foi a mais baixa em que se conseguiu manter este parâmetro estável, isto porque muitos dispositivos adotados no ensaio, tal como o de fixação dos corpos-de-prova e a câmara para imersão dos cp's no álcool etílico a baixa temperatura, trocavam calor com o meio refrigerante variando continuamente a temperatura, o que não pode ocorrer no ensaio. A norma fixa o desvio em +/- 2 °C. Como o ensaio dura em média 3 a 4 minutos, a queda de temperatura pode prejudicar o teste.

4.2.1.2 PROCEDIMENTOS ADOTADOS NO ENSAIO CTOD

Os procedimentos adotados no cálculo do CTOD tomaram como base as propriedades observadas nas micro-regiões responsáveis pelo início da ruptura nos corpos-de-prova CTOD, tendo em vista que as propriedades mecânicas do material de base e da zona de fusão não são representativas, na opinião do autor, para o cálculo do CTOD da ZTA, já que tanto uma como a outra apresentam características mecânicas e metalúrgicas diferentes da ZTA.

Com base nos valores do CTOD (tabelas 9 e 10), foram feitas correlações com os fatores influentes no ensaio, ou seja, a abertura do extensômetro (V_0), a dureza das microestruturas onde teve início a propagação da trinca (HV), o tamanho das facetas de clivagem (d) e o comprimento das ZFL's (L_T).

Considerou-se como válido para análise o corpo-de-prova que realmente tivesse uma ZTA com presença microestrutural ampla e não apresentasse influências outras daquelas aqui analisadas. Como exemplo, não será considerada a amostra 3 do aço 1, uma vez que esta é formada somente pela zona de fusão e uma pequena região com granulação grosseira (onde ocorreu o início da ruptura) bem como a amostra 1 do

aço 2 que, apresentou o resultado CTOD (0,255) influenciado por outra variável (defeito de soldagem).

4.2.1.3 CORRELAÇÃO ENTRE CTOD E Vg

A correlação entre os valores CTOD e Vg são apresentados na figura 4.2 .

A correlação entre CTOD e Vg apresentou-se linear, obedecendo a relação abaixo:

$$CTOD = 0,01382 + 0,343 Vg \quad \dots[15]$$

A equação acima [15], difere da encontrada pelo pesquisador THAULOW '23', apresentada como:

$$CTOD = 0,0983 + 0,675 Vg \quad \dots[16]$$

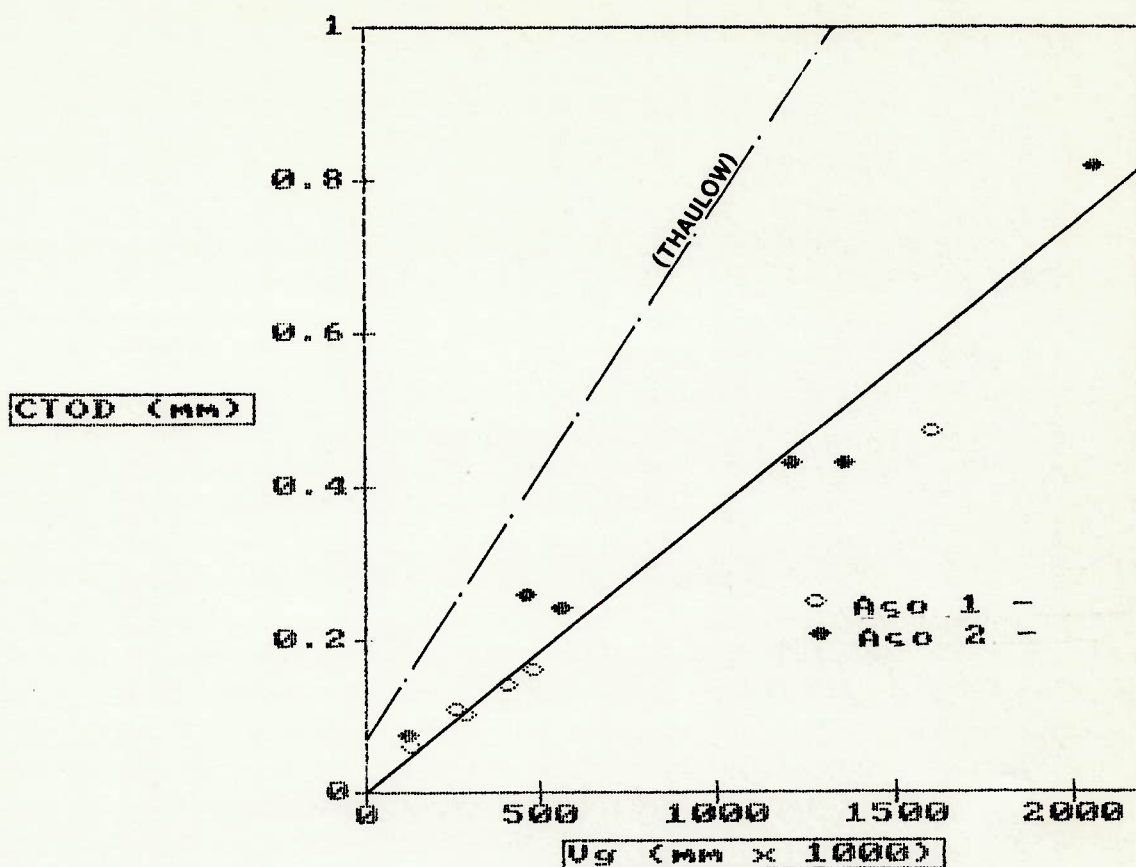


Fig. 4.2 Correlação entre CTOD e V_g (ZTA-aços 1 e 2).

Isso mostra que tal tipo de correlação é específica para cada caso, não sendo possível generalizá-la. A equação [16] foi relacionada à condições totalmente diferentes daquelas aqui consideradas.

4.2.1.4 CORRELAÇÃO ENTRE CTOD E HV

A figura 4.3 mostra a correlação entre o CTOD, e a dureza HV média da microestrutura localizada no ponto de início de ruptura dos corpos-de-prova CTOD.

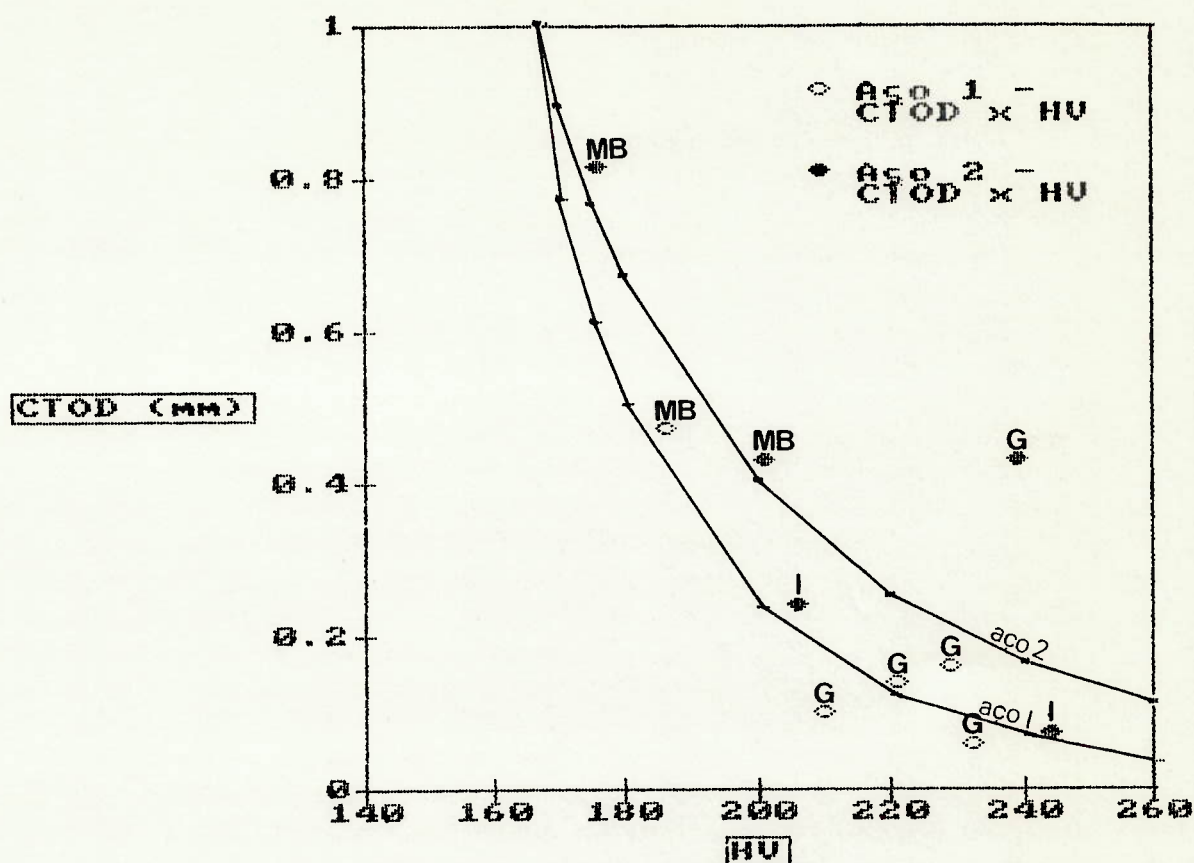


Fig. 4.3 Correlação entre CTOD e $HV_{0,2}$ da ZTA dos aços 1 e 2. As letras acima dos pontos indicam o tipo de microestrutura aonde teve início o processo de ruptura, sendo G (RGG), I (RGGAI) e MB (RGS, RGI).

Pela observação do gráfico da figura 4.3, nota-se a tendência de diminuição do CTOD com o aumento da dureza, ainda que os dados apresentem uma certa dispersão, principalmente para a espessura de 25,4 mm (aço 2). Os valores maiores de dureza ocorrem nas ZFL's, independentes do tipo (RGG, RGGAI ou RGGAS) ou da espessura e fica caracterizado que os maiores valores para o CTOD ($> 0,40$)

estão relacionados a corpos-de-prova que fraturaram a partir de microestruturas diferentes das ZFL's. A dispersão existente no aço 1 é bem menor, fazendo supor que a dureza torna-se mais influente para espessuras menores, mais sensíveis à variações microestruturais localizadas.

4.2.1.5 CORRELAÇÃO ENTRE CTOD E O TAMANHO DE GRÃO

A figura 4.4 mostra a correlação entre CTOD e o diâmetro médio das facetas de clivagem (d).

Não ficou caracterizada, uma relação direta entre o diâmetro médio das facetas de clivagem no ponto de início de ruptura (d) e os valores dos ensaios CTOD. É bom ressaltar que esse ensaio foi extremamente prejudicado, uma vez que a análise não foi executada em 2 amostras do aço 1.

A ausência de uma relação mais clara entre o tamanho de grão (facetas de clivagem) e a tenacidade, também foi observada por alguns pesquisadores, como pode ser visto no item 2.2.1.3 .

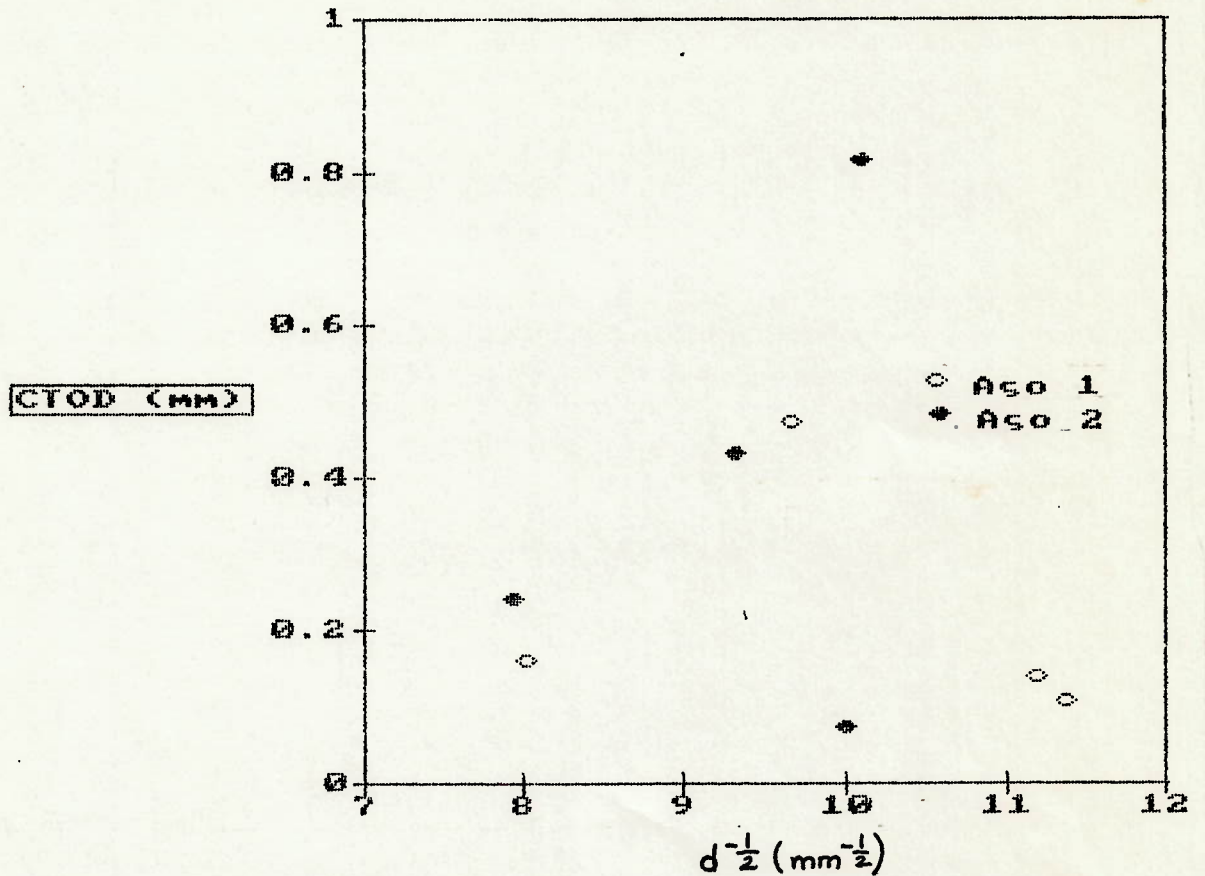


Fig. 4.4 Correlação entre CTOD e o diâmetro médio das facetas de clivagem (d) para a ZTA dos aços 1 e 2.

4.2.1.6 CORRELAÇÃO ENTRE CTOD E AS ZFL's

Para facilitar a análise da correlação entre os valores CTOD e as ZFL's, a tabela-14 indica os comprimentos das várias zonas de fragilidade localizadas (ZFL's) existentes nos corpos-de-prova analisados, conforme pode ser visto na figuras 3.23 a 3.34.

TABELA 14 COMPRIMENTO DAS ZFL's NA ZTA (AÇOS
1 E 2) EM RELAÇÃO AO VALOR DO CTOD

A M O S T R A	CTOD (mm)	ZFL			RGG			
		TOTAL (mm) (x10)	LOCAL (mm)	LOCAL (mm) (x10)	LOCAL (mm)	TOTAL (mm) (x10)	TOTAL (mm) (x10)	TOTAL (mm)
1-1	0,057	55	19	19	0	31	14	10
1-2	0,099	14	4	0	4	5	4	5
1-4	0,137	11,5	3	3	0	5,5	2	4
1-5	0,468	10	0	0	0	0	5	5
1-6	0,156	28	6	0	6	16	6	6
2-2	0,815	17	0	0	0	10	7	0
2-3	0,426	34,5	0	0	0	11,5	8	15
2-4	0,071	31	2,5	0	2,5	15	8	8
2-5	0,426	34	0	0	0	28	6	0
2-6	0,238	31	4	0	4	24	7	0

A partir dos dados da tabela 14 foram feitas correlações, conforme pode ser observado nas figuras 4.5 e 4.6, respectivamente, entre os valores de CTOD com o comprimento total das ZFL's (ZFL TOTAL), na borda da trinca de fadiga, e o comprimento localizado da ZFL no ponto de início de propagação da trinca (ZFL LOCAL). Para os corpos-

de-prova, cujo início de propagação não ocorreu a partir de ZFL's, considerou-se o valor da mesma igual a zero.

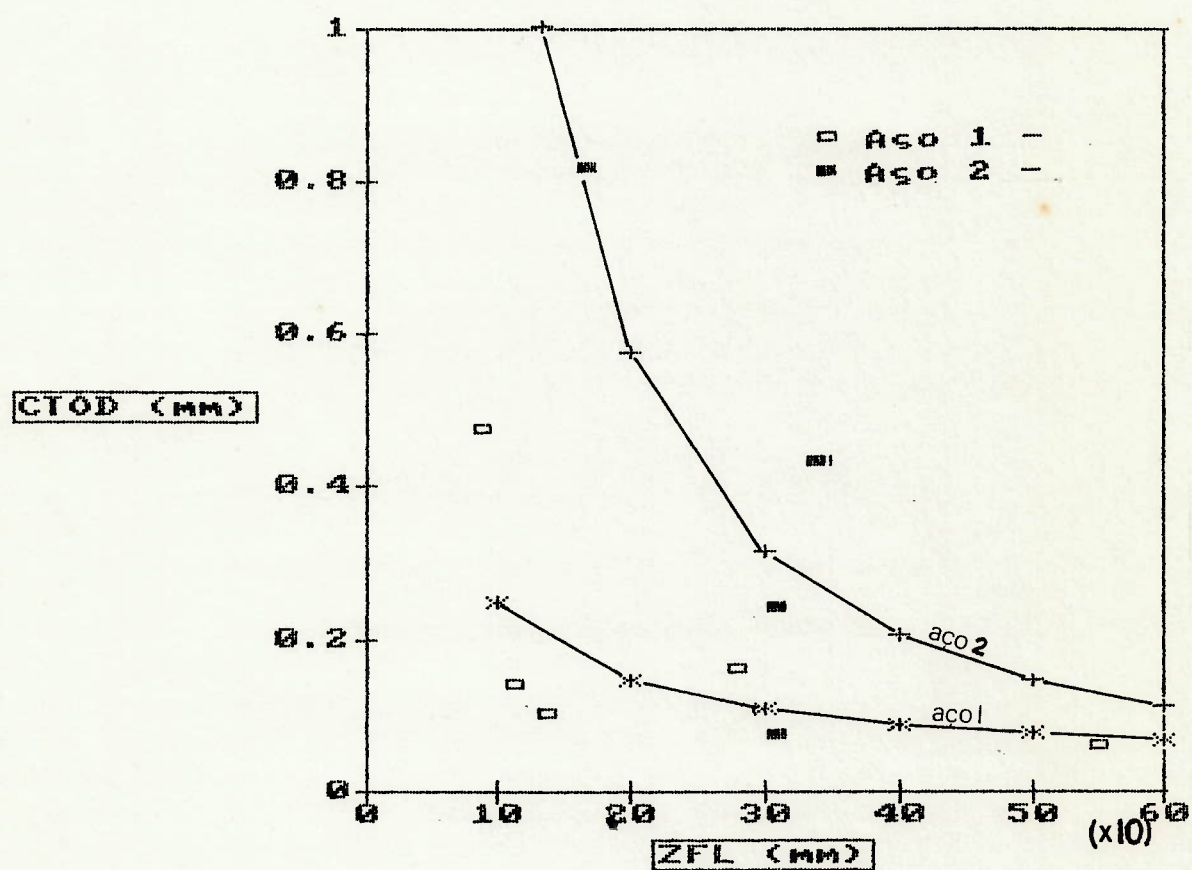


Fig. 4.5 Correlação entre os valores de CTOD, e o comprimento total das ZFL's na borda da trinca de fadiga na ZTA dos aços 1 e 2.

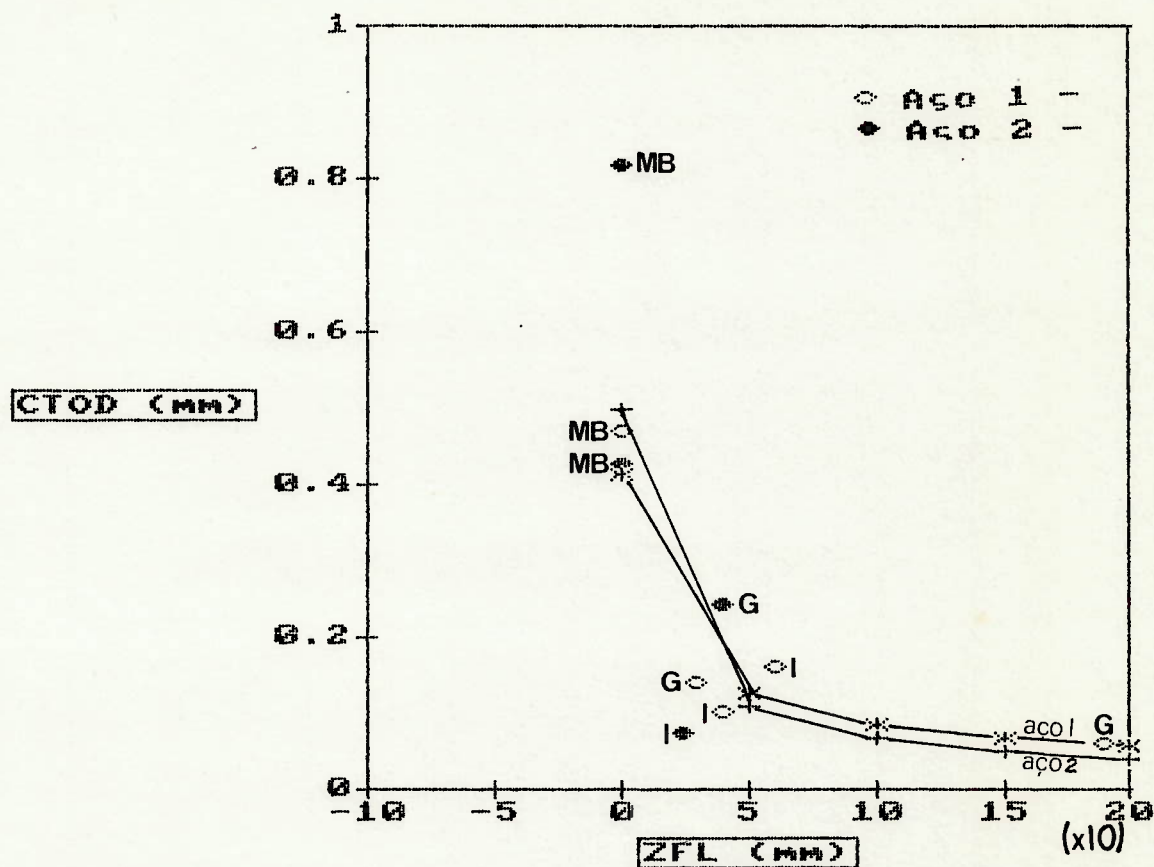


Fig. 4.6 Correlação entre os valores de CTOD, e o comprimento local da ZFL no ponto de início do processo de ruptura, na ZTA dos aços 1 e 2.

Observando-se as figuras 4.5 e 4.6, fica evidente a queda da tenacidade, através dos valores obtidos nos ensaios CTOD, em relação ao aumento do comprimento das ZFL's, embora ocorra uma grande dispersão, principalmente para os corpos-de-prova do aço 2.

Através de análises estatísticas de regressão, são propostas as seguintes relações entre o CTOD, a espessura (B) e o comprimento total das ZFL's (L_T) e o comprimento da ZFL na micro-região onde iniciou-se o processo de ruptura (L_L):

$$\text{CTOD} = (2,84 \cdot 10^{-4} B^{5,164}) (L_T \cdot 10)^{(-2,51 + 13 B^{-0,77})}$$

para $1 < L_T < 6 \text{ mm}$...[17]

$$\text{CTOD} = (0,207 B^{0,268}) (L_L \cdot 10 + 1)^{(-1,87 + 2,31 B^{-0,26})}$$

para $L_L < 2 \text{ mm}$...[18]

É bom ressaltar, que as equações acima foram obtidas em condições específicas, devendo somente serem analisadas quanto ao seu caráter explicativo da tendência do fenômeno. Isso se deve, ao pequeno número de amostras consideradas e à dispersão evidenciada nos resultados.

Em relação ao gráfico da figura 4.5 (CTOD vs ZFL TOTAL), ficou também caracterizado que, para um mesmo tamanho da ZFL, a tenacidade torna-se maior com o aumento da espessura do material, contrariando, em parte, o observado por TOYOSADA et al. ⁽¹³⁾ em experiências realizadas em cp's com 200 mm de espessura, comparando-os com outros menores (20, 40 e 80 mm de espessura) extraídos a partir de uma junta soldada de 200 mm. A finalidade do experimento realizado por

Toyosada, era o de comparar formulações de outros autores, relacionando a tenacidade à fratura com a espessura, com os dados obtidos pelo mesmo.

Nesta experiência, as amostras foram soldadas com insumos de calor variando entre 2,5 e 4,5 kJ/mm, bem superiores ao adotado neste estudo (0,6 kJ/mm). A temperatura dos ensaios foi fixada em -10 °C, que, em comparação à curva Charpy apresentada pelo pesquisador, situava-se na região dúctil do material. A figura 4.7 mostra os valores obtidos por Toyosada onde, as linhas traçadas representam uma das formulações pesquisadas (fórmula de Hagiwara) para cálculo do $CTOD_{crit}$. para a espessura de 200 mm.

Em relação ao tamanho da ZFL local, conforme figura 4.6, ou seja, na micro-região onde ocorreu o início da fratura, ficou caracterizado que, embora o comportamento geral tenha sido o mesmo, ou seja, tenha ocorrido a queda da tenacidade com o aumento da dimensão da ZFL, a diferença de tenacidade entre uma espessura e outra foi bem menor, considerando-se o mesmo tamanho de defeito. Isso faz crer que, a influência das outras ZFL's, bem como das outras microestruturas, existentes na borda da trinca de fadiga, é considerável em relação à propagação da trinca no ensaio CTOD. WELLMAN et al.⁽⁴⁷⁾ demonstraram que 60% da parte central dos corpos-de-prova CTOD, apresenta praticamente o

mesmo nível de tensão, ou seja, se uma ZFL estiver localizada fora dessa região, a mesma pode perder o seu efeito iniciador do processo de ruptura, uma vez que estará interagindo com tensões mais baixas.

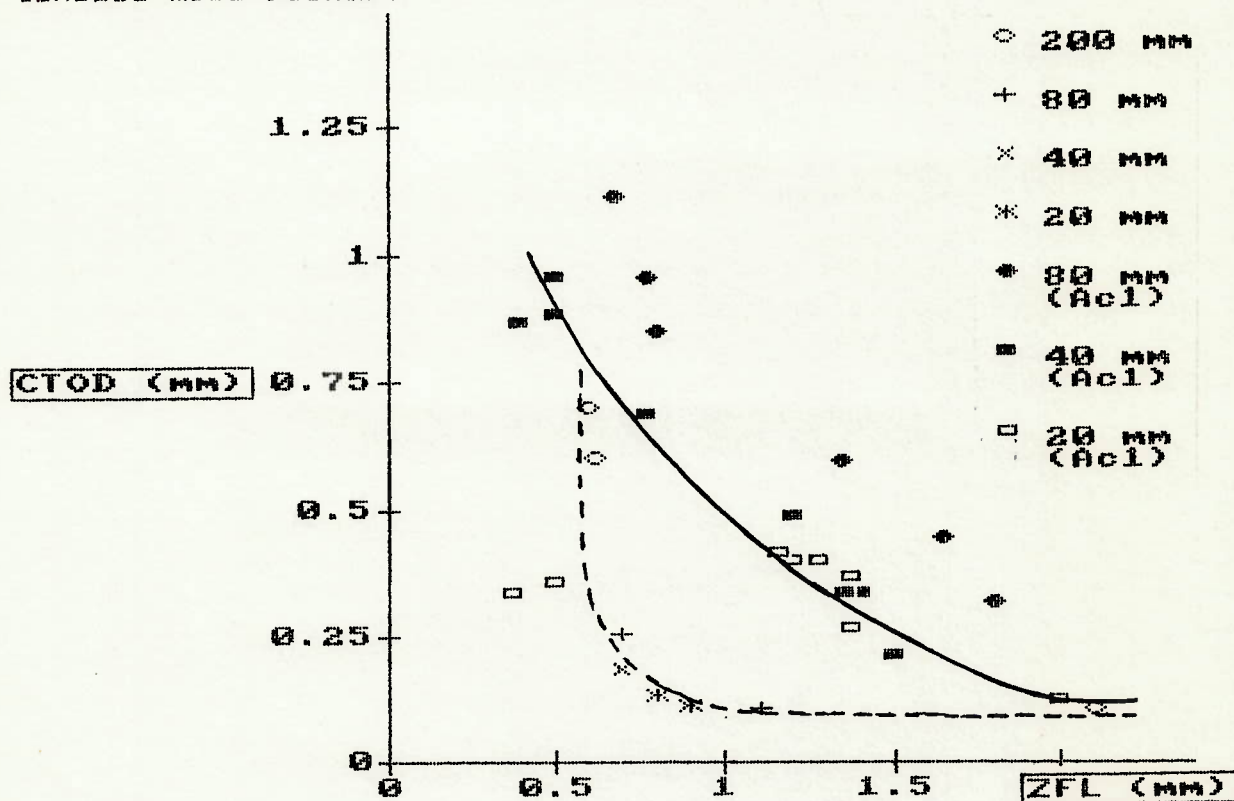


Fig. 4.7 Variação do CTOD correspondente à espessura total com o tamanho das LBZ ⁽¹³⁾ (segundo a equação de Hagiwara).

Observando-se a figura 3.30 (amostra 2-aço 2), pode ser verificado que a ruptura teve seu início na parte central do corpo-de-prova, ignorando as ZFL's (RGG e REGAI) localizadas em uma das extremidades. Como a ruptura ocorreu em uma região relativamente tenaz, o valor do CTOD foi

relativamente alto (0,815). Num outro extremo, a amostra 4 do aço 2, relativa à figura 3.32, apresentou início de ruptura na ZFL central (RGGAI), tendo ao lado uma outra microestrutura de baixa tenacidade (RGGAS), seguindo-se da zona de fusão (ZF), praticamente na linha de fusão, ocasionando um valor de CTOD baixo (0,071). Em relação aos cp's de menor espessura, existe uma tendência de ocorrer o mesmo tipo de comportamento, como pode ser visto nas figuras 3.27 e 3.23.

Quanto ao comportamento em relação à fragilidade das ZFL's, não ficou evidente a diferença entre as RGG e as RGGAI, conforme pode ser visto na figura 4.6. As RGGAS, embora aparecendo nas análises, não propiciaram nenhum início de ruptura.

4.2.2 ANÁLISE METALOGRAFICA NA ZTA

Comparativamente, foi observado através da análise metalográfica na ZTA do aço 1, com menor espessura, partículas de martensita, particularmente nas ZFL's, através da utilização do reativo de Le Pera. Nos corpos-de-prova maiores, efetuando-se o mesmo tipo de análise, não ficou

relativamente alto (0,815). Num outro extremo, a amostra 4 do aço 2, relativa à figura 3.32, apresentou início de ruptura na ZFL central (RGGAI), tendo ao lado uma outra microestrutura de baixa tenacidade (RGGAS), seguindo-se da zona de fusão (ZF), praticamente na linha de fusão, ocasionando um valor de CTOD baixo (0,071). Em relação aos cp's de menor espessura, existe uma tendência de ocorrer o mesmo tipo de comportamento, como pode ser visto nas figuras 3.27 e 3.23.

Quanto ao comportamento em relação à fragilidade das ZFL's, não ficou evidente a diferença entre as RGG e as RGGAI, conforme pode ser visto na figura 4.6. As RGGAS, embora aparecendo nas análises, não propiciaram nenhum início de ruptura.

4.2.2 ANÁLISE METALOGRAFICA NA ZTA

Comparativamente, foi observado através da análise metalográfica na ZTA do aço 1, com menor espessura, partículas de martensita, particularmente nas ZFL's, através da utilização do reativo de Le Pera. Nos corpos-de-prova maiores, efetuando-se o mesmo tipo de análise, não ficou

evidenciado o aparecimento da martensita. Provavelmente, o efeito provocado pelos passes subsequentes na soldagem do aço 2, tenha produzido um efeito de dissolução das partículas de martensita, através de uma espécie de recozimento. Conforme visto na revisão bibliográfica, a quantidade de compostos tipo M-A é diretamente ligada à tenacidade, podendo inclusive ser a causa da baixa tenacidade dos corpos-de-prova do aço 1 em relação àqueles do aço 2. A figura 4.8 mostra uma fotomicrografia, onde observa-se a formação dos compostos M* na ZFL de uma amostra do aço 1.



Fig. 4.8 Fotomicrografia da ZFL na ZTA (amostra 9-aço 1). RGG com ferrita e bainita e martensita (partículas brancas). Ataque: Le Pera 500 x.

Nas análises metalográficas, foi fundamental a utilização do reativo ZAC. As análises realizadas com o

mesmo, principalmente as dimensionais, foram mais precisas, a partir do delineamento claro entre as várias microestruturas proporcionado por sua utilização. A figura 4.9 mostra duas fotomicrografias da mesma região, uma atacada pelo "ZAC" e outra por nital a 3%.

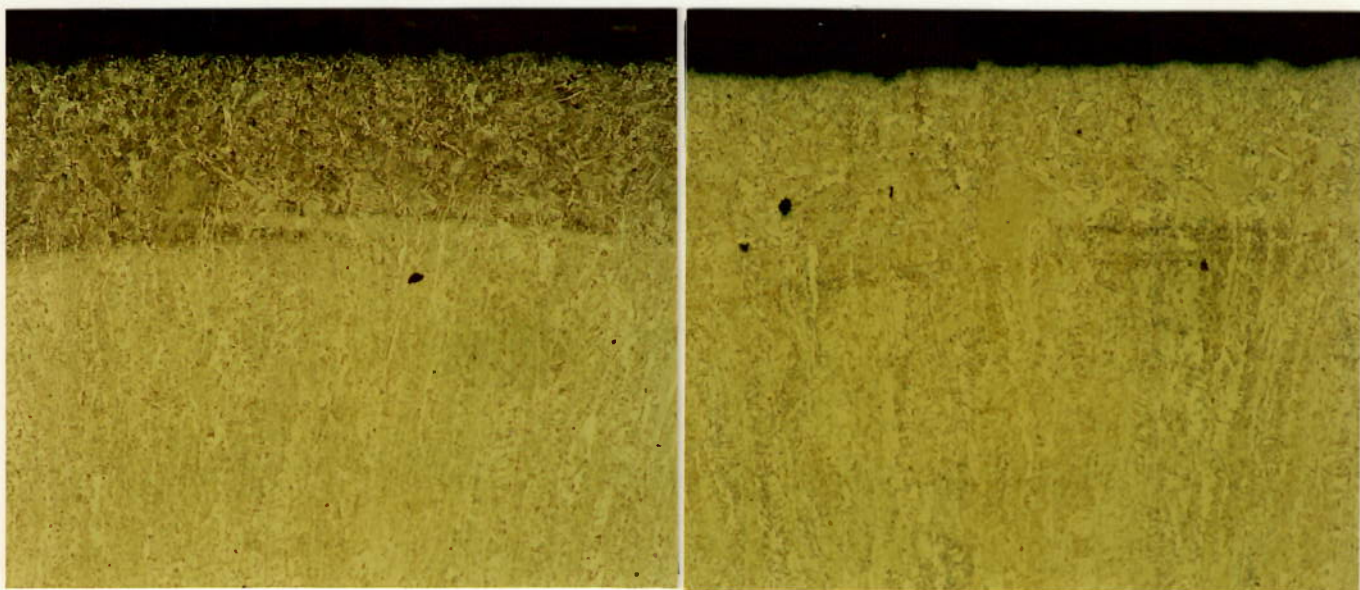


Fig. 4.9 Fotomicrografia de uma mesma região da ZTA. A esquerda, atacada com o reativo "ZAC", delineando claramente as diferentes regiões da junta soldada (ZF e ZTA). A direita, atacada com nital 3%, sem o mesmo detalhamento.

5.

CONCLUSÕES

As conclusões observadas neste trabalho são as seguintes:

5.1 COMPARAÇÃO ENTRE OS MATERIAIS DE BASE E A ZTA

. Na análise entre os materiais de base e as ZTA's, ficou caracterizada a queda de tenacidade nas ZTA's como já era esperado. É importante ressaltar que esta diferença não foi muito significativa, a partir da zona de transição para a zona frágil, particularmente na faixa de temperatura entre -50 e -80 °C, onde as curvas praticamente se juntam. A maior diferença observada, ocorreu para os patamares mais altos de energia (acima de 80 J), na região de fratura dúctil, onde a diferença ficou mais evidente.

5.2 ENSAIO CTOD NA ZTA

. A realização do ensaio CTOD deve ser extremamente cuidadosa quando da análise da ZTA, sendo necessário tomar uma série de cuidados antes de iniciá-lo. Os cuidados sugeridos seriam:

a. Analisar a junta soldada através de ensaios não

destrutivos, principalmente nos pontos onde serão retiradas amostras para o ensaio CTOD, prevendo falhas de soldagem. Os melhores ensaios para esse fim, seriam o ultrasônico e o radiográfico (Raios X ou gama).

b. Confeccionar um número maior de corpos-de-prova CTOD, além do número previsto, principalmente se este for reduzido (até 15 amostras). Sendo assim, um acréscimo de 30% seria um bom parâmetro, tanto para prevenção como também para a obtenção de maior número de dados caso seja possível realizar mais ensaios.

c. Pré-comprimir em 1% a zona de propagação da trinca de fadiga, frontal à ponta do entalhe usinado. Esse procedimento tornou a propagação das trincas de fadiga extremamente linear durante a propagação no vibrômetro.

. As recomendações sugeridas por trabalhos sobre o assunto, em particular equações relacionadas à propagação das trincas de fadiga, não se apresentaram confiáveis, devendo-se observá-las como um parâmetro de primeira aproximação, avaliando cada caso em separado

. A temperatura adotada no ensaio (-50 °C) não se mostrou totalmente adequada para o intento deste estudo, ou seja, analisar a influência das ZFL's na tenacidade da ZTA, uma

vez que temperaturas na faixa de transição dúctil-frágil, podem ou não conferir fragilidade a estas microestruturas. Na medida que seja possível, os ensaios devem ser realizados em temperaturas mais baixas que aquelas da faixa de transição.

. Os procedimentos adotados no cálculo do CTOD tomaram como base as propriedades observadas nas micro-regiões responsáveis pelo início da ruptura nos corpos-de-prova CTOD, uma vez que as propriedades mecânicas do material de base e da zona de fusão não são representativas para o cálculo do CTOD da ZTA, já que tanto o MB como a ZF apresentam uma certa uniformidade microestrutural, diferindo uma da outra em relação às propriedades mecânicas, como também daquelas encontradas na ZTA.

5.3 CORRELAÇÕES OBSERVADAS COM OS VALORES CTOD

5.3.1 CTOD x Vg

. A correlação entre CTOD e Vg apresentou-se linear, obedecendo a relação abaixo:

$$\text{CTOD} = 0,01382 + 0,343 Vg$$

sendo a mesma específica para cada caso (material, tipo de soldagem, etc), não sendo possível generalizá-la.

5.3.2 CTOD x HV

. Foi verificada uma tendência de diminuição do CTOD com o aumento da dureza, ainda que os dados apresentassem uma certa dispersão, principalmente para a espessura de 25,4 mm. Os valores maiores de dureza observados ocorrem nas ZFL's, não importando o tipo (RGG, RGGAI ou RGGAS) ou a espessura do MB. Ficou também caracterizado, que os maiores valores para o CTOD, ou seja, superiores a 0,40 estavam relacionados a corpos-de-prova que fraturaram a partir de microestruturas diversas das ZFL's. A dispersão existente no aço 1 é bem menor, fazendo supor que a dureza torna-se mais influente para espessuras menores, mais sensíveis à variações microestruturais localizadas.

5.3.3 CTOD x TAMANHO DE GRÃO

. Não ficou evidenciada, uma relação direta entre o diâmetro médio das facetas de clivagem, ou seja, o tamanho de grão (d) no ponto de início de ruptura e os valores dos ensaios CTOD.

5.3.4 CTOD x ZFL's

. Houve a tendência da queda da tenacidade para o aumento do comprimento das ZFL's, tanto se consideradas no comprimento total (L_T), como no comprimento localizado na micro-região de início de ruptura (L_L), embora ocorrendo uma grande dispersão nos resultados, principalmente para os corpos-de-prova do aço 2.

. Foram observadas as seguintes correlações entre o CTOD, a espessura (B) e o comprimento total das ZFL's (L_T) e o comprimento da ZFL na micro-região onde iniciou-se o processo de ruptura (L_L):

$$\text{CTOD} = (2,84 \cdot 10^{-6} B^{5,164}) (L_T \cdot 10)^{(-2,51 + 13 B^{-0,79})}$$

para $1 < L_T < 6 \text{ mm}$

e

$$\text{CTOD} = (0,207 B^{0,268}) (L_L \cdot 10 + 1)^{(-1,87 + 2,31 B^{-0,26})}$$

para $L_L < 2 \text{ mm}$

sendo que as equações acima, foram obtidas em condições específicas, devendo somente serem analisadas quanto ao seu caráter explicativo da tendência do fenômeno. Isso se deve, ao pequeno número de amostras consideradas e à dispersão evidenciada nos resultados.

. Ficou caracterizado que, para um mesmo tamanho da ZFL, a tenacidade torna-se maior com o aumento da espessura do material, contrariando em parte, o observado por outros autores, que realizaram experiências parecidas, porém em condições bem diferentes das adotadas neste trabalho.

.Em relação ao comprimento da ZFL local, ou seja, na micro-região onde ocorreu o início da fratura, ficou caracterizado que, embora o comportamento geral tenha sido o mesmo, ou seja, tenha ocorrido a queda da tenacidade com o aumento da dimensão da ZFL, a diferença de tenacidade encontrada entre uma espessura e outra foi bem menor, considerando-se o mesmo tamanho de defeito. Isso faz crer que, a influência das outras ZFL's, bem como das outras microestruturas, existentes na borda da trinca de fadiga, é considerável em relação à propagação da trinca no ensaio CTOD.

. Estudos sobre os corpos-de-prova CTOD, demonstraram que 60% da parte central desses corpos-de-prova, apresenta praticamente o mesmo nível de tensão, ou seja, se uma ZFL estiver localizada fora dessa região, a mesma pode perder o seu efeito iniciador do processo de ruptura, uma vez que estará interagindo com tensões mais baixas.

. Quanto ao comportamento em relação à fragilidade das ZFL's, não ficou evidente a diferença entre as RGG e as RGGAI. As

RGBAS, embora aparecendo nas análises, não propiciaram nenhum início de ruptura.

5.4 ANÁLISE METALOGRAFICA NA ZTA

. Foram observadas através da análise metalográfica na ZTA do aço com menor espessura (12,7 mm), partículas de martensita, particularmente nas ZFL's, através da utilização do reativo de Le Pera. Nos corpos-de-prova maiores, efetuando-se o mesmo tipo de análise, não ficou evidenciado o aparecimento da martensita.

. A utilização dos reativo metalográfico Le Pera e aquele desenvolvido neste trabalho (ZAC), mostraram-se extremamente úteis respectivamente, na identificação de microestruturas, através de coloração diferenciada, e na delimitação das regiões (ZF, ZTA e MB) e das microestruturas (RGG, RGGAI, RGBAS, etc) existentes na junta soldada. O reativo "ZAC" substituiu com vantagens os reativos normalmente utilizados na análise de juntas soldadas, ou seja, o Nital e o Picral.

6. SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTUROS

Os aspectos relativos à tenacidade das juntas soldadas são muito amplos, existindo uma série de análises que ainda necessitam uma maior abordagem. Dentre os estudos sugeridos, pode-se citar:

. Análise das ZFL's em várias condições e materiais

As ZFL's são inerentes às estruturas soldadas, não havendo como evitá-las. Estudos poderiam ser realizados, visando minimizá-las ou diminuir seu poder de atuação, através da utilização de materiais de carbono equivalente menor, com propriedades mecânicas adquiridas por outros meios, tais como os tratamentos termo-mecânicos e a adição de micro-ligantes ainda pouco utilizados, como o Ni e o Cu, em substituição ao carbono.

A análise das ZFL's, também poderia ser feita em outras situações, considerando-se tratamentos térmicos posteriores à soldagem, temperaturas de interpasse diversas, etc.

. Análise da influência das características de soldagem e dos materiais de base sobre os compostos M* nas ZFL's

Embora já realizada por outros pesquisadores, seria interessante analisar como os composição química dos MB e as características de soldagem influenciam a formação e quantidade dos compostos M*, uma vez que estes seriam os maiores responsáveis pela fragilidade das ZFL's e, por conseguinte, da própria ZTA.

. Estudos sobre métodos diferenciados de análise de tenacidade

Ainda não existem regras fixas sobre a análise de tenacidade. Poderiam ser estudados métodos outros, através da utilização de corpos-de-prova diferentes dos atuais (Charpy e CTOD) ou, com condições diferentes, tais como a pré-compressão adotada neste trabalho. Poderiam ser estudados cp's com entalhes diferentes, entalhes laterais que pudessem direcionar a propagação da trinca, etc.

As experiências nesse campo têm evoluído rapidamente nas últimas duas décadas nos países mais desenvolvidos, tais como o Japão e a Inglaterra e, muita coisa ainda está por se

fazer, em particular aqui no Brasil. A partir das sugestões acima, o autor acredita estar colaborando para um entendimento cada vez mais amplo da tenacidade dos materiais e das juntas soldadas.

B I B L I O G R A F I A

1. McGEADY, L.J. Procedures for evaluation of fracture toughness of heat-affected zones. **Welding Journal**, p.569s-578s, dec.1972.
2. BANKS, E. Toughness properties of HAZ structures in structural steel. **Welding Journal**, p.299s-306s, july 1974.
3. DAWES, M.G. Fracture control in high yield strength weldments. **Welding Journal**, p.369s-379s, sept. 1974.
4. DAWES, M.G. Contemporary measurements of weld metal fracture toughness. **Welding Journal**, p.1052-1057, dec. 1976.
5. KOMIZO, Y; FUKADA, Y. CTOD properties and M-A constituent in the HAZ of microalloyed steel. **The Sumitomo Search**, nº. 40, p.31-40 , nov. 1989.
6. AIHARA, S.; HAZE, T. Influence of toughness and size of local brittle zone on HAZ toughness of HSLA steels. In: **Seventh International Conference on Offshore**

- Mechanics and Arctic Engineering, Houston, 1988, p.515-523.
7. SATOH, K.; TOYODA, M. Evaluation of LBZ: HAZ fracture toughness testing and utilization of toughness data to structural integrity. In: Seventh International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Houston, 1988, p.908-915.
 8. GRONG, O.; AKNELSEN, O.M. HAZ toughness of microalloyed steels for offshore. *Metal Construction*, p.557-562, sept. 1986.
 9. TOYODA, M. Fracture toughness evaluation of steel welds. Review Part II. Faculty of Engineering, Osaka University, 1989. (Private Report).
 10. PISARSKI, H.G.; FARGETER, R.J. Fracture toughness of HAZ in steels for offshore platforms. *Metal Construction*, p.412-417, july. 1984.
 11. TOYODA, M. et al. Tempering effect on HAZ toughness of multi-layered welds. IIW Doc. X-1193-89 - Faculty of Engineering - Osaka University, sept. 1989.

12. HAZE, T. et al. Steel plates with superior HAZ toughness for offshore structures. **Nippon Steel Technical Report** no. 36, p.39-48, jan. 1988.
13. TOYOSADA, M. et al. Effect of specimen thickness and local brittle zone on CTOD at HAZ of weld joint. **IIW Doc. X-1104-86** - Kyushu University, Kitakyushu, Japan, may 1986
14. HAZE, T. et al. Metallurgical factors controlling HAZ toughness in HT50 steels. **IIW Doc. IX-1423-86** - R&D Laboratories II - Nippon Steel Co., Tokyo, Japan, may 1986.
15. NAKANISHI, M. et al. Study on the critical CTOD properties in the HAZ of C-Mn microalloyed steel. **IIW Doc. IX-1413-86** - Sumitomo Metal Industries, Ltd., Japan, july, 1986.
16. BOWEN, P.; KNOTT, J. F. Micromechanisms of brittle fracture related to local brittle zone assessment. In: **Seventh International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering**, Houston, 1988, p.503-507.
17. McGRATH, J.T. et al. Microstructure / property relationships in the HAZ of HSLABO steel. **IIW - Doc. IX-1517-88**

- Canada Centre for Mineral and Energy Technology, p.1-11
feb. 1988.
18. MATSUDA, F. et al. An investigation on the behaviour of
M-A constituent in simulated HAZ of HSLA steels.
IIW - Doc. IX-B-1591-90. Osaka University, p.1-20,
1990.
19. KIM, B.C. et al. Microstructure and local brittle zone
phenomena in high-strength low-alloy steel welds.
Metallurgical Transactions A, v.22 A, p.139-149, jan.
1991.
20. VERRIER, P. et al. Effect of the HAZ microstructure on
the fracture toughness of offshore microalloyed
structural steel. Doc. IIS/IIW : IX 1645-91, Centre de
Recherche et Développement Métallurgique, Dunkerque,
France, 1991.
21. FAIRCHILD, D.P. et al. A study concerning intercritical
HAZ microstructure and toughness in HSLA steels.
Welding Journal, p.321s-329s, dec. 1991.
22. THAULOW, C. et al. The heat-affected zone toughness of
low-carbon microalloyed steels. *Welding Journal*,
p.266s-279s, sept. 1987.

23. THAULOW, C. et al. The heat affected zone toughness of a low carbon microalloyed steel. *Metal Construction*, p.94R-99R, feb. 1985.
24. NAKANISHI, M. et al. Study on the critical CTOD properties in the heat affected zone of C-Mn micro alloyed steel. *The Sumitomo Search*, n.33, p.22-34, nov. 1986.
25. API 2Z: Recommended practice for preproduction qualifications for steel plates for offshore structures. May, 1987.
26. SILVA, D.P. Estado da arte na avaliação de juntas soldadas. São Paulo, EPUSP, 1989. / Apresentado no Seminário de Área. /Datilografado.
27. SILVA, P.S.C.P; CETLIN, P.R. *Análise de Fraturas*. 4^a ed. São Paulo, ABM.
28. HARTBOWER, C.E.; PELLINI, W.S. Explosion Bulge Test studies of deformation of weldments. *Welding Journal*, p.307s-308s, jun. 1951.
29. DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy*. 2nd ed. Tokyo, McGraw-Hill Kogakusha, 1976.

30. REMZI, E.M. Crack arrest test methods and properties for structural steels. **The Welding Institute Research Report**, 282/1985, p.1-23, 1985.
31. DAWES, M.G. Fracture control in high yield strength weldments. **Welding Journal**, p.369s-379s, sept. 1974.
32. DAWES, M.G. Contemporary measurements of weld metal fracture toughness. **Welding Journal**, p.1052-1057, dec. 1976.
33. STROHAECKER, T.R. et al. Avaliação do comportamento à fratura da junta soldada de um aço C-Mn estrutural. In: XIII ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, Guarujá, **Anais**. São Paulo, ABM, 1987. p.33-43.
34. BASTIAN, F.L.; CAMINHA Jr. H.M. Significância dos ensaios Charpy e CTOD na determinação da tenacidade à fratura de juntas soldadas. **Metalurgia ABM**, v.39, nº.312, p.601-606, nov. 1983.
35. HERTZBERG, R.W. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. 2nd. edition. New York, John Wiley & Sons, 1983.
36. JAPAN INTERNATIONAL COOPERATION AGENCY - NIPPON STEEL

- CO.. Information on Group Training Course in Properties and Testings of Steel Products-Fundamental Properties of Steel. Kitakyushu, 1984.
37. BS 5762:1979. Methods for Crack Opening Displacement (COD) testing. The British Standards Institution, 1979.
38. ASTM E 1290-89. Standard test method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) fracture toughness measurement. American Society for Testing and Materials, v.03, p.913-928, april 1989.
39. ITO, Y. et al. Crack opening displacement on submerged arc weld metals. The Sumitomo Search, nº. 21, p.52-67, may 1979
40. BARR, R.R. et al. The measurement of COD and its application to defect significance. Metal Construction, p.604-610, dec. 1975.
41. HARRISON, J.D. et al. The " state-of-the-art " in crack tip opening displacement (CTOD) testing and analysis - Part 1 Background and testing methods. Metal Construction, p.415-422, sept.1980.
42. HARRISON, J.D. et al. The " state-of-the-art " in crack tip opening displacement (CTOD) testing and analysis -

- Part 2 Interpreting records and effects of testing variables. **Metal Construction**, p.524-529, oct. 1980.
43. HARRISON, J.D. et al. The " state-of-the-art " in crack tip opening displacement (CTOD) testing and analysis - Part 3 Application of the CTOD approach. **Metal Construction**, p.600-605, nov. 1980.
44. ABNT MB-1116/1979. Determinação da resistência ao impacto de materiais metálicos, em corpos de prova entalhados simplesmente apoiados.
45. SQUIRRELL, S.J. et al. Recommended procedures for the crack tip opening displacement (CTOD) testing of weldments. **The Welding Institute Research Report**, p.1-9, aug. 1986.
46. Carl-Zeiss . Catálogo sobre microdurômetro Vickers acoplável ao microscópio Axiophot.
47. Gordon J.R. The Welding Institute procedure for the determination of the fracture resistance of fully ductile metals. **The Welding Institute Research Report**, p.1-7, jun. 1985.

48. Le Pera, F.S. Improved etching technique emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel. *Journal of Metals*, p.38-39, mar. 1980
49. Wellman, G.W et al. Three dimensional elastic plastic finite element analysis of three-point bend specimens. *ASTM STP 868*, p.214-237, 1985.