

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE MATERIAIS

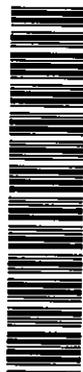
**AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA NA
ZONA TERMICAMENTE AFETADA DE SOLDAS
MÚLTIPLOS PASSES EM UM AÇO ARBL**

CÉSAR AUGUSTO DE JESUS FALCÃO

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia Metalúrgica.

ORIENTADOR: Profº Dr. DIRCEU SPINELLI

DEDALUS - Acervo - EESC



31100017772



São Carlos

1997

Class. 1020
Curt. 1020
Tombo 100492

100492

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca - EESC-USP

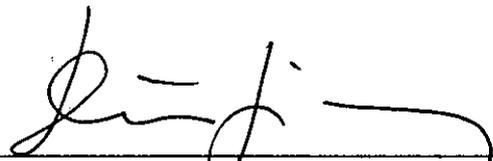
F178a Falcão, César Augusto de Jesus
Avaliação da tenacidade à fratura na zona
termicamente afetada de soldas múltiplos passes
em um aço ARBL / César Augusto de Jesus Falcão.
-- São Carlos, 1997.

Dissertação (Mestrado) -- Escola de Engenharia
de São Carlos-Universidade de São Paulo, 1997.
Área: Engenharia metalúrgica.
Orientador: Prof. Dr. Dirceu Spinelli.

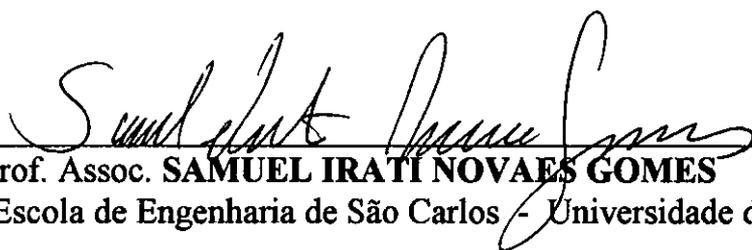
1. Tenacidade à fratura. 2. Zona termicamente
afetada. 3. CTOD. 4. Aço alta resistência e baixa
liga. I. Título

FOLHA DE APROVAÇÃO

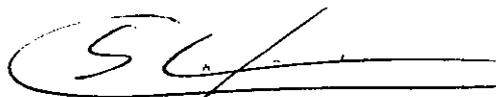
Dissertação defendida e aprovada em 29-01-1997
pela Comissão Julgadora:



Prof. Doutor. **DIRCEU SPINELLI (Orientador)**
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)



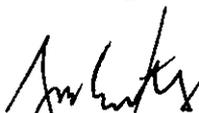
Prof. Assoc. **SAMUEL IRATI NOVAES GOMES**
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)



Prof. Doutor **CLÁUDIO SHYINTI KIMINAMI**
(Universidade Federal de São Carlos - UFSCar)



Prof. Dr. **OVIDIO RICHARD CRNKOVIC**
Coordenador da Área de Engenharia Metalúrgica



JOSE CARLOS A. CINTRA
Presidente da Comissão de Pós-Graduação

DEDICATÓRIA

À minha esposa *Lucimar* e ao meu
filho que está por nascer.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof.^o Associado DIRCEU SPINELLI pela orientação e compreensão.

Aos professores do Departamento de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos EESC-USP, em especial ao Prof.^o Associado Samuel Irati e Prof.^o Dr. Waldek Wladimir Bose Filho.

Aos meus pais, Raimundo e Severa, por acreditarem na realização desta obra;

Aos colegas do Departamento de Materiais da EESC-USP pela convivência agradável durante o decorrer deste trabalho.

Aos técnicos e funcionários do Departamento de Materiais da EESC-USP que de alguma forma tenham colaborado para a realização deste trabalho.

Ao senhor Luis Alberto Penazzi e técnicos da oficina mecânica pela confecção dos corpos de prova.

A concretização deste trabalho foi possível graças a:

Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos e Departamento de Materiais;

CAPES;

USIMINAS.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	i
LISTA DE TABELAS	iv
LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS	v
LISTA DE SÍMBOLOS	vii
RESUMO	xi
ABSTRACT	xii
1. INTRODUÇÃO	1
1.1 Objetivos.....	2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Aços Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL).....	3
2.2 Soldagem a arco submerso.....	4
2.3 O conceito de CTOD.....	6
2.3.1 O valor de CTOD segundo a norma BS 7448.....	12
2.3.2 O valor de CTOD segundo a norma ASTM E1290.....	13
2.4 Variação da Flexibilidade Elástica (VFE).....	15
2.5 O CTOD nas juntas soldadas.....	20
2.5.1 Influência do ciclo térmico de soldagem.....	21
2.5.2 Influência da composição química.....	30
2.5.2.1 Influência dos elementos de liga principais.....	31
2.5.2.2 Influência dos elementos microligantes.....	34
2.5.2.3 Influência das inclusões não metálicas.....	35
2.6 Micromecanismos de Fratura.....	36
2.6.1 Fratura Transgranular Dúctil.....	37
2.6.2 Fratura Transgranular Frágil.....	38

3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	41
3.1 Materiais.....	41
3.2 Métodos.....	42
3.2.1 Procedimento de soldagem.....	42
3.2.2 Metalografia.....	43
3.2.3 Ensaio Mecânicos.....	45
3.2.3.1 Ensaio de dureza.....	45
3.2.3.2 Ensaio de CTOD.....	46
3.2.4 Fratografia.....	50
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	51
4.1 Metalografia.....	51
4.1.1 Macrografia.....	51
4.1.2 Micrografias.....	53
4.2 Ensaio Mecânicos.....	59
4.2.1 Ensaio de dureza.....	59
4.2.2 Ensaio de CTOD.....	61
4.3 Fratografia.....	73
5. CONCLUSÕES.....	76
6. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	78
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	79

LISTA DE FIGURAS

página

FIGURA 1: Vista esquemática do processo de soldagem por arco submerso.....	5
FIGURA 2: Carregamento atuante na ponta de uma trinca.....	7
FIGURA 3: (a) Parâmetros envolvidos na determinação da componente plástica do CTOD, (b) relação entre o CTOD plástico e as variáveis da equação 2	9
FIGURA 4: Diagrama carga versus deslocamento (P x V).....	10
FIGURA 5: Os seis possíveis casos de diagramas PxV em um ensaio de CTOD.....	11
FIGURA 6: Regiões características da superfície de fratura dos corpos de prova após o ensaio de CTOD.....	16
FIGURA 7: Diagrama PxV com as linhas de descarregamento elástico.....	18
FIGURA 8: Regiões características da ZTA de uma solda com único passe.....	22
FIGURA 9: (a) Influência dos passes seguintes de soldagem, (b) regiões de uma solda múltiplos passes usual.....	24
FIGURA 10: Esquema da fratura dúctil.....	38
FIGURA 11: Esquema da fratura frágil.....	40
FIGURA 12: Perfil das juntas soldadas.....	42
FIGURA 13: Esquema de seccionamento dos corpos de prova para análise micrográfica após o ensaio de CTOD.....	45
FIGURA 14: Esquema das impressões de dureza em relação ao componentes soldados.....	46
FIGURA 15: Dimensões dos corpos de prova e posição relativa na junta soldada.....	47
FIGURA 16: Vista geral do equipamento de ensaio.....	49

FIGURA 17: Foto do microconsole.....	50
FIGURA 18: Macrografia das juntas soldadas com 30 kJ/cm e 50 kJ/cm de insumo de calor.....	52
FIGURA 19: Microestrutura da chapa base. Aumento de 125x.....	54
FIGURA 20: Micrografia da ZTA de granulação grosseira da junta soldada com 30 kJ/cm. Aumento de 125x.....	55
FIGURA 21: Micrografia da ZTA de granulação grosseira da junta soldada com 30 kJ/cm. Aumento de 625x.....	55
FIGURA 22: Micrografia da ZTA de granulação grosseira da junta soldada com 50 kJ/cm. Aumento de 125x.....	56
FIGURA 23: Micrografia da ZTA de granulação grosseira da junta soldada com 50 kJ/cm. Aumento de 625x.....	56
FIGURA 24: Curva CCT para o aço USI-SAC-50.....	58
FIGURA 25: Perfil de dureza das juntas soldadas.....	60
FIGURA 26: Diagrama de carga (P) x deslocamento da abertura do extensômetro (V) para corpos de prova entalhados lateralmente.....	63
FIGURA 27: Diagrama de carga (P) x deslocamento da abertura do extensômetro (V) para corpos de prova não entalhados lateralmente.....	64
FIGURA 28: Superfície dos corpos de prova, após o ensaio de CTOD.....	65
FIGURA 29: Comportamento dos resultados de CTOD calculados segundo a norma BS 7448 (1991) em função do entalhamento lateral das amostras.....	68
FIGURA 30: Comportamento dos resultados de CTOD calculados segundo a norma ASTM E1290 (1989) em função do entalhamento lateral das amostras.....	69
FIGURA 31: Microestrutura amostrada pela ponta da trinca por fadiga para a condição de 30 kJ/cm, com aumento de 250x.....	72

- FIGURA 32: Microestrutura amostrada pela frente de propagação da trinca para a condição de 50 kJ/cm, com aumento de 250x.....73
- FIGURA 33: Superfície de fratura do corpo de prova para a condição de soldagem de 30 kJ/cm.....74
- FIGURA 34: Superfície de fratura do corpo de prova para a condição de soldagem de 50 kJ/cm.....75

LISTA DE TABELAS**página**

TABELA 1: Composição química do metal base em porcentagem de massa.....	41
TABELA 2: Composição química do fluxo.....	41
TABELA 3: Parâmetros de soldagem.....	43
TABELA 4: Reativos e seqüência de ataque de macro e micrografia.....	44
TABELA 5: Resultados de dureza Vickers para as juntas soldadas.....	59
TABELA 6: Limites de escoamento para as várias regiões das juntas soldadas.....	62
TABELA 7: Resultados de CTOD calculados segundo as normas BS 7448 e ASTM E1290 e, carga máxima com o correspondente deslocamento plástico.....	66

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AC	Alternating Current
AF	Ferrita Acicular
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM 3	Tamanho de Grão ASTM número três
ASTM 5	Tamanho de Grão ASTM número cinco
ASTM	American Society for Testing Materials
AWS	American Welding Society
B	Bainita
BS	British Standard
CCT	Continuous Cooling Transformation
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
DC	Direct Current
F	Ferrita
FP	Ferrita Poligonal
FPL	Ferrita de Placas Laterais
GG	Granulação Grosseira
INGG	Zona Termicamente Afetada de Granulação Grosseira Inalterada
IRGG	Zona Termicamente Afetada Intercriticamente Reaquecida de Granulação Grosseira
M	Martensita
M-A	Martensita-Austenita
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-plástica
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
MS	Metal de Solda
P	Perlita
QPE	Queda de Potencial Elétrico

S_bRGG	Zona Termicamente Afetada Subcriticamente Reaquecida de Granulação Grosseira
SENB₍₃₎	Three Point Single Edge Notch Bend
S_pRGG	Zona Termicamente Afetada Supercriticamente Reaquecida de Granulação Grosseira
TTAS	Tratamento Térmico após a Soldagem
VFE	Variação da Flexibilidade Elástica
ZLF	Zona Local Frágil
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZTAGF	Zona Termicamente Afetada de Granulação Fina
ZTAGG	Zona Termicamente Afetada de Granulação Grosseira
ZTAIC	Zona Termicamente Afetada Intercrítica
ZTAS_b	Zona Termicamente Afetada Subcrítica

LISTA DE SÍMBOLOS

a	Comprimento de uma trinca genérica.
A_{C1}	Temperatura Inferior Intercrítica.
A_{C3}	Temperatura Superior Intercrítica.
a_0	Comprimento da pré-trinca por fadiga medida a partir da superfície do corpo de prova.
b	Ligamento do corpo de prova, ou seja, a parte não trincada.
B	Espessura do corpo de prova.
B1	Curva de resfriamento no diagrama CCT para a condição 1.
B8	Curva de resfriamento no diagrama CCT para a condição 8.
C	Flexibilidade elástica da amostra.
CBE_i	Designação para os corpos de prova da chapa base entalhados lateralmente.
CB_i	Designação para os corpos de prova da chapa base não entalhados lateralmente.
C_i	Incremento da flexibilidade elástica da amostra para os sucessivos descarregamentos elásticos.
E	Módulo de elasticidade para a condição de deformação plana.
E'	Módulo de elasticidade para a condição de tensão plana.
$f(a_0/W)$	Função flexibilidade elástica.
HV_{10}	Dureza Vickers para uma carga de 10 kg.
J	Conceito de fratura que leva em consideração a taxa de alívio de energia elástica (disponível para a fratura) linear ou não linear.
J_i	Valor J de iniciação do rasgamento dúctil.
J_{IC}	Valor J de iniciação do rasgamento dúctil em deformação plana, permitindo-se uma extensão nominal da trinca de 0,2 mm.

K_{IC}	Fator de intensidade de tensões elásticas lineares na ponta da trinca.
m'	Fator que leva em consideração o confinamento plástico da trinca.
n	Expoente de encruamento.
P	Carga genérica aplicada.
P_c	Carga crítica de ruptura para materiais que apresentam nenhuma ou pouca propagação estável da trinca.
P_i	Carga de início da propagação da trinca, para um crescimento de trinca de 0,2 mm.
P_m	Carga máxima para materiais de elevada ductilidade.
P_u	Carga crítica para o início da propagação instável da trinca.
$P \times V$	Diagrama carga versus deslocamento.
r	Fator rotacional plástico.
S	Distância entre apoios de carga.
T_p	Pico de temperatura.
T_{p2}	Segundo pico de temperatura.
U, V, K	Geometria de chanfros U, V e K.
V	Deslocamento da abertura da trinca medido nas superfícies dos corpos de prova
V_c	Deslocamento crítico de ruptura da abertura da trinca para materiais que apresentam nenhuma ou pouca propagação estável da trinca.
V_g	Deslocamento genérico da abertura da trinca medido nas superfícies dos corpos de prova.
V_{gpl}	Deslocamento plástico genérico da abertura da trinca medido nas superfícies dos corpos de prova.
V_m	Deslocamento plástico da abertura da trinca para a máxima carga.

V_u	Deslocamento plástico da abertura da trinca para o início da propagação instável da trinca.
V_x	Incremento do deslocamento plástico da abertura da trinca medido durante os sucessivos descarregamentos elásticos.
W	Largura dos corpos de prova.
z	Altura das facas onde é acoplado o extensômetro para medição do deslocamento plástico da abertura da trinca.
$Z3_i$	Designação para os corpos de prova da junta soldada com 30 kJ/cm não entalhados lateralmente.
$ZE3_i$	Designação para os corpos de prova da junta soldada com 30 kJ/cm entalhados lateralmente.
$Z5_i$	Designação para os corpos de prova da junta soldada com 50 kJ/cm não entalhados lateralmente.
$ZE5_i$	Designação para os corpos de prova da junta soldada com 50 kJ/cm entalhados lateralmente.
ν	Coefficiente de Poisson.
Δa	Propagação da trinca.
$\Delta t_{8/5}$	Tempo de resfriamento na temperatura de transformação da austenita.
δ_{AS}	Valor de CTOD calculado segundo a norma ASTM E1290.
δ_{BS}	Valor de CTOD calculado segundo a norma BS 7448.
δ_c	Valor de CTOD crítico de ruptura para materiais que apresentam nenhuma ou pouca propagação estável da trinca.
δ_m	Valor de CTOD para a máxima carga.
δ_u	Valor de CTOD para o início de propagação instável da trinca.
δ_i	Valor de CTOD para uma propagação da trinca de aproximadamente 0,20 mm.
δ_{el}	Componente elástico do valor de CTOD.

δ_{pl}	Componente plástico do valor de CTOD.
δ_t	Valor total de CTOD.
σ_e	Limite de escoamento do material.

RESUMO

FALCÃO, C. A. J. *Avaliação da tenacidade à fratura na zona termicamente afetada de soldas múltiplos passes em um aço alta resistência e baixa liga*. São Carlos, 1997. 85p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

O presente trabalho avalia e compara os resultados da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada (ZTA) de soldas múltiplos passes por meio de ensaios de CTOD. Para este estudo, foi utilizado um aço alta resistência e baixa liga (ARBL) resistente à corrosão ambiental. As soldas foram realizadas com insumo de calor de 30 e 50 kJ/cm em um chanfro $\frac{1}{2}$ K. Os resultados dos ensaios de CTOD mostraram que a solda produzida com maior insumo de calor apresenta tenacidade à fratura mais elevada. A análise microestrutural revelou que as microestruturas de elevada dureza e baixa tenacidade, formadas na ZTA de granulação grosseira, para a condição de 30 kJ/cm, deram lugar às microestruturas de tenacidade mais elevada, para o insumo de calor de 50 kJ/cm.

Palavras-chave: Tenacidade à fratura, zona termicamente afetada, CTOD, aço alta resistência e baixa liga.

ABSTRACT

FALCÃO, C. A. J. *Evaluation of fracture toughness in heat affected zone of multiple pass welds in a high strength low alloy steel.* São Carlos, 1997. 85p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

In this work the fracture toughness results of the heat affected zone (HAZ) in a multiple pass welds using a Crack Tip Opening Displacement (CTOD) concept were evaluated and compared. It was used an ambiental resistant high strength low alloy steel. The welds were carried out using a heat input of 30 and 50 kJ/cm in a bevel preparation 1/2 K. The results of CTOD testing showed that increasing heat input, caused an improvement in the weldments fracture toughness. Microstructural analysis revealed that the high hardness and low toughness microstructures formed at coarse grain HAZ, near fusion line, for welding condition 30 kJ/cm were changed to higher toughness microstructure using a heat input of 50 kJ/cm.

Key-words: Fracture toughness, heat affected zone, CTOD, high strength low alloy steel.

1. INTRODUÇÃO

Os aços alta resistência e baixa liga (ARBL) têm sido utilizados como componentes estruturais soldados há mais de trinta anos e, desde a década de 60, descobriu-se que esses aços podem desenvolver regiões de baixa tenacidade na zona termicamente afetada (ZTA) em componentes soldados. Com o passar do tempo, foi achado que a natureza heterogênea da ZTA, particularmente em soldas múltiplos passes, criava uma grande dispersão nos resultados da tenacidade, ocorrendo frequentemente, resultados inaceitáveis do ponto de vista da integridade estrutural.

Durante a década de 80, a ocorrência de valores muito baixos de tenacidade à fratura nas ZTA's dos aços ARBL's soldados por arco submerso com múltiplos passes levou a vários estudos. Descobriu-se que os múltiplos ciclos térmicos originavam heterogeneidades microestruturais na ZTA. No caso das soldas único passe, existem quatro regiões características determinadas pelo pico de temperatura na ZTA. Em soldas múltiplos passes, essas regiões são submetidas a vários ciclos térmicos, resultando em uma composição microestrutural mais complexa e heterogênea, sendo que em algumas destas regiões pode ocorrer uma fragilização local.

Vários fatores afetam a tenacidade à fratura em componentes soldados e, nem todos estão totalmente claros, uma vez que a tenacidade é influenciada por diversas variáveis, dentre as mais importantes estão a composição química da chapa base e as condições de soldagem. Além disso, a tenacidade à fratura dos componentes soldados também depende das propriedades do material na junta soldada, como por exemplo, a distribuição local de tenacidade e dureza. A presença de características microestruturais desfavoráveis na ZTA, também influencia a tenacidade à fratura dos componentes soldados.

O efeito da variação microestrutural, causada pelos ciclos térmicos de soldagem, e sua relativa fragilização local têm sido estudados através dos

ensaios CHARPY e CTOD ('Crack Tip Opening Displacement'). O ensaio de CTOD é mais apropriado para avaliar a tenacidade à fratura da ZTA, pois, ele é mais sensível às pequenas zonas frágeis na ponta da trinca. Além disso, o ensaio de CTOD leva em consideração somente o início da fratura, o que é interessante para se relacionar a característica microestrutural com o mecanismo de fratura.

O maior enfoque das pesquisas tem sido dado ao estudo da causa dos defeitos metalúrgicos e à significância estrutural das zonas frágeis sobre a tenacidade à fratura da ZTA. Dessa forma, a determinação do mecanismo de fratura relacionado com os parâmetros causadores desta pode ser a chave para assegurar a integridade estrutural da maioria dos componentes soldados.

1.1. Objetivos

Foi observado na literatura que o comportamento da tenacidade à fratura da ZTA, em soldas múltiplos passes realizadas na faixa de 3 a 6 kJ/mm, era influenciado pela interação entre os ciclos térmicos de soldagem e composição química da chapa base, de forma a favorecer ou não a formação de microestruturas favoráveis à tenacidade desta região no conjunto soldado.

O objetivo do presente trabalho é avaliar e comparar a tenacidade à fratura da ZTA de soldas realizadas com insumo de calor de 30 e 50kJ/cm com múltiplos passes em um aço ARBL. Para isto, foi utilizado o ensaio de CTOD, além disso, procurou-se relacionar a característica microestrutural, no início e ao longo da propagação da trinca, através de uma análise por microscopia óptica, e o mecanismo de fratura envolvido, via análise por microscopia eletrônica de varredura, com os valores de tenacidade encontrados.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

Os aços ARBL foram desenvolvidos a partir dos aços C-Mn, sendo muitas vezes definidos como aços que têm um limite de escoamento acima de 275MPa. A adição de elementos de liga combinada com tratamentos térmicos, como a normalização, e/ou tratamentos termo-mecânicos, como a laminação controlada, podem melhorar as propriedades dos aços, tais como: resistência mecânica, tenacidade, soldabilidade, conformabilidade e resistência à corrosão atmosférica.

O teor de carbono dos aços ARBL varia de 0,03-0,25% e os elementos de liga convencionais mais importantes são manganês, silício, níquel, cobre e cromo. Estes elementos, de acordo com PORTER & REPAS (1982), são fundamentais para o endurecimento por solução sólida, aumento da resistência e refinamento do tamanho de grão, levando a um aumento da temperabilidade do aço. Além disso, segundo PICKERING (1978), a adição de elementos microligantes, como nióbio, vanádio e titânio, possibilita o endurecimento através do refino de grão, ou por precipitação, sendo a diminuição do tamanho de grão o modo mais apropriado de melhora das propriedades mecânicas dos aços. Uma outra maneira de melhorar as propriedades dos aços ARBL's, principalmente a tenacidade, é reduzir o número de inclusões, ou modificar a forma delas, tornando-as globulares, segundo PICKERING (1978).

Entre os aços ARBL com microadições, estão os aços resistentes à corrosão atmosférica. Segundo PORTER & REPAS (1982) adições balanceadas de cobre, cromo, níquel, fósforo e silício promovem a formação de uma camada de óxido aderente, impermeável e autoprotetora à superfície destes aços, aumentando a resistência à corrosão atmosférica de 4-8 vezes em relação a um aço carbono comum.

Os aços ARBL resistentes à corrosão atmosférica, por possuírem boa soldabilidade e resistência mecânica, vêm sendo utilizados em uma diversidade de aplicações, tais como: construção de pontes, edifícios, plataformas marítimas de produção de petróleo ('offshore'), equipamentos industriais, etc. Dessa forma, há grande interesse em estudar as propriedades mecânicas (por exemplo, a tenacidade à fratura) destes aços, em componentes soldados, a fim de assegurar a integridade estrutural.

2.2 Soldagem a arco submerso:

O arco submerso é um processo de soldagem por fusão no qual um arco elétrico, formado entre a ponta de um arame de enchimento (eletrodo) e o metal base, é protegido por um fluxo granulado que é adicionado à região do arco, cobrindo completamente o arco e a poça de solda. O consumível que é um eletrodo não revestido, também denominado metal de adição, é fornecido continuamente e, o fluxo granulado é colocado na região da solda através de uma mangueira proveniente do depósito de fluxo. A principal função do fluxo é de proteção da poça fundida contra a ação contaminadora da atmosfera. Dessa forma, parte do fluxo também é consumida na formação da escória que, posteriormente, é retirada para que não haja contaminação nos passes posteriores de soldagem. O restante do fluxo, não fundido, pode ser coletado e enviado novamente ao depósito de fluxo para sua reutilização.

De acordo com QUITES & DUTRA (1979) pode-se utilizar as seguintes fontes de energia para a soldagem por arco submerso: um transformador para a soldagem em corrente alternada, ou um conjunto transformador-retificador para a soldagem em corrente contínua. O arco submerso utiliza alta corrente elétrica, possibilitando a realização de soldas na

faixa de 1-20kJ/mm de insumo de calor. Dessa forma, este processo é um dos que proporciona as maiores taxas de deposição (7-30kg).

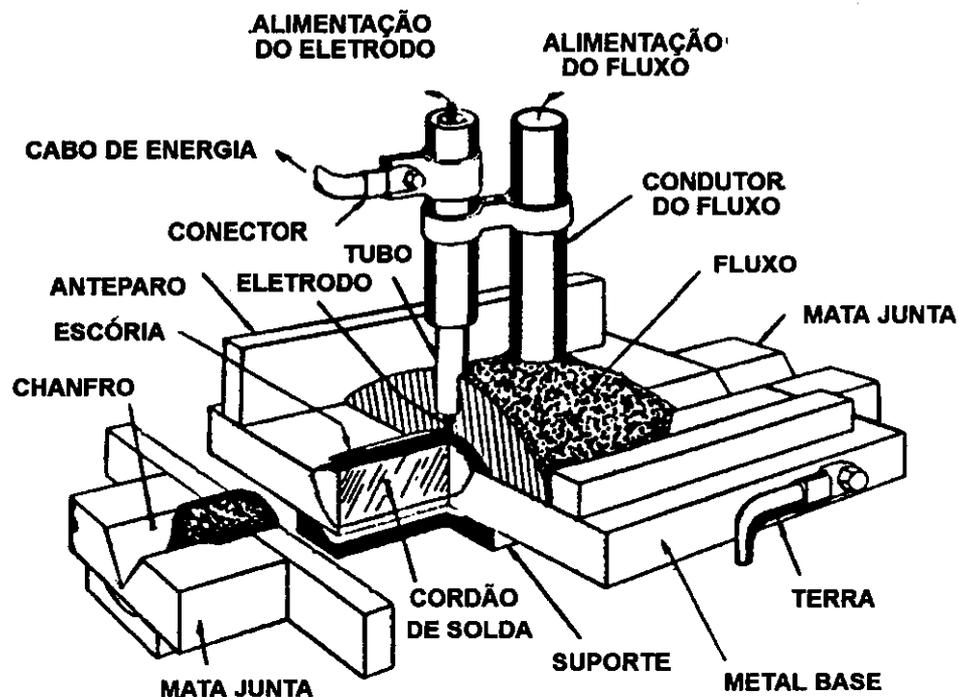


FIGURA 1: Vista esquemática do processo de soldagem por arco submerso, segundo AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON SUBMERGED ARC WELDING (1983).

As variáveis mais importantes do processo de soldagem por arco submerso são: polaridade, corrente e tensão de soldagem, diâmetro, extensão e ângulo do eletrodo, composição do fluxo e velocidade de soldagem. As interações entre estas variáveis e as diferentes combinações de arame/fluxo determinam o tamanho, forma e penetração do cordão, defeitos metalúrgicos como trincas, porosidade e, uma diversidade de composição química do metal de solda. Além do controle das variáveis do processo de soldagem, também deve-se levar em conta a preparação das juntas a serem soldadas, com relação à sua limpeza. Superfícies sujas com óleo, graxa ou tinta, podem causar bolhas de gás, porosidade e, até mesmo, trincas.

Segundo OKUMURA & TANIGUCHI (1982), como o processo de soldagem por arco submerso é aplicado para a união de chapas espessas, os ângulos e a seleção da forma dos chanfros "U", "V" e "K", dependerão das normas de construção da estrutura que está sendo montada (linhas de tubulações, estruturas 'offshore', etc).

Apesar do processo de soldagem por arco submerso apresentar vantagens como a elevada taxa de deposição (7-30kg/h), alto rendimento térmico, devido ao efeito isolante do fluxo, além de oferecer baixos riscos de acidentes, uma vez que o arco elétrico não fica exposto, este processo, segundo QUITES & DUTRA (1979), apresenta certas limitações, tais como:

- a escória deve ser removida após cada passe, a fim de que não ocorra seu aprisionamento, evitando a contaminação da região da solda;

- exceto em aplicações especiais, a soldagem é possível somente nas posições plana e horizontal, sendo trabalhoso soldar juntas de difícil acesso;

- apesar de ser possível soldar todas as classes de aço, há restrições quanto a espessura da chapa. Este processo é inconveniente para espessuras menores que 5,0 mm, devido à possibilidade de haver perfuração.

O processo de soldagem por arco submerso foi inicialmente utilizado em aplicações de pouca importância, como na produção de tubos. Atualmente, com a possibilidade de automatização do processo e, principalmente, pela sua alta produtividade, o arco submerso tem sido utilizado na indústria naval, civil, na construção de estruturas 'offshore', vasos de pressão e na fabricação mecânica em geral.

2.3 O conceito de CTOD

O conceito de CTOD (Crack Tip Opening Displacement) foi desenvolvido na Inglaterra, mais precisamente, no "Welding Institute". A

principal finalidade era encontrar um parâmetro que caracterizasse a tenacidade à fratura das soldas e componentes de aços estruturais soldados. Atualmente, o valor de CTOD pode ser utilizado para: (a) mostrar os efeitos da composição química do material, processamento termo-mecânico, soldagem e alívio de tensões térmicas sobre a tenacidade à fratura de materiais metálicos, (b) o controle de qualidade de metais de solda e zonas termicamente afetadas (ZTA), além de ser utilizado para comparar e selecionar materiais.

Segundo WELLS¹ apud EWALDS & WANHILL (1986a), a fratura é controlada pela deformação plástica na ponta da trinca, pois nesta região as tensões excedem o limite de escoamento do material sob carregamento e, conseqüentemente, ocorre a deformação plástica. A quantidade de deformação plástica pode ser medida pelo deslocamento das laterais da ponta da trinca, ou muito próximo dela, conforme a figura 1. Logo, o CTOD, no início da fratura, tem um valor crítico e característico para cada material e, por essa razão, pode ser usado como um critério de fratura.

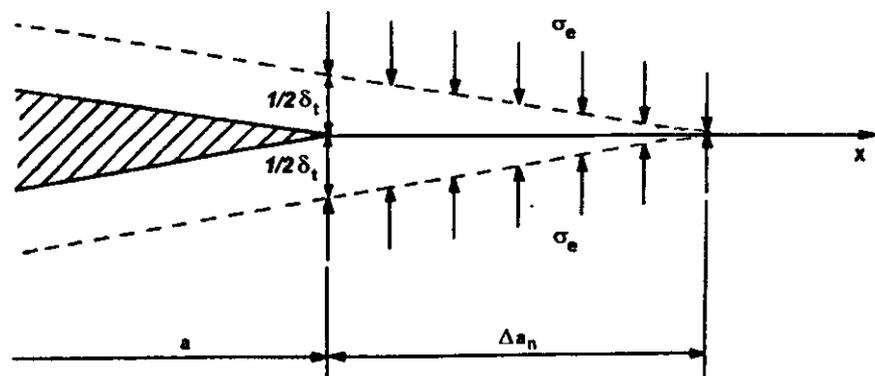


FIGURA 2: Carregamento atuante na ponta de uma trinca, segundo EWALDS & WANHILL (1986).

¹WELLS, A. A. Unstable Crack Propagation in Metals: Damage and Fast Fracture. IN: PROCEEDINGS OF THE CRACK PROPAGATION SYMPOSIUM CRANFIELD, The College of Aeronautics, ENGLAND, 1962, V.1, P.210-230 apud EWALDS, H. L.; WANHILL, R.J.H. Fracture Mechanics. 3 ed. London, Edward Arnold Ltd., ed, 1986. Cap. 6, p.:

BURDEKIN & STONE (1966) e ERGAN (1973) demonstraram que, sob condições da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), existe uma relação entre o CTOD elástico, δ_{el} , e o fator de intensidade de tensão, K_{IC} :

$$\delta_{el} = \frac{K_{IC}^2}{m' \cdot E' \cdot \sigma_e} \quad (1)$$

onde E' ($= E/1-\nu^2$) sendo E o módulo de elasticidade e ν o coeficiente de Poisson, σ_e é o limite de escoamento do material e, m' é um fator, entre 1 e 2, que depende do confinamento plástico da ponta da trinca, sendo aproximadamente igual a 2 para a condição de deformação plana, segundo BURDEKIN & STONE (1966) e LEVY et alii (1981). A equação (1) demonstra a compatibilidade entre o CTOD e os conceitos da MFLE no regime elástico porém, ela não leva em consideração a plasticidade na ponta da trinca que ocorre durante o carregamento em materiais mais dúcteis.

INGHAM et alii² apud PRATAP & PANDEY (1989) obtiveram uma expressão de CTOD para materiais que apresentavam deformação plástica, utilizando amostras pré-trincadas por fadiga. Eles também usaram um extensômetro ('clip-gage') para medir o deslocamento da abertura da superfície da amostra, V_g , e um modelo de dobra plástica no qual o ponto de rotação está situado sobre o ligamento (a parte não trincada da amostra), $b = W-a$, a uma distância rb , conforme a figura 3a.

A figura 3b mostra a relação entre o CTOD e os parâmetros citados anteriormente, da seguinte forma:

$$\delta_{pl} = V_g \cdot \frac{r \cdot b}{r \cdot b + a + z} \quad (2)$$

²INGHAM, T. et al. IN: CONFERENCE PRACTICAL APPLICATION OF FRACTURE MECHANICS TO PRESSURE VESSEL TECHNOLOGY. LONDON, 1971, p.200 apud PRATAP, C. R.; PANDEY, R. K. Study of Constraint Factors in K-CTOD and K-R Relationships: Effect of Specimen, Loading Geometry and Material. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 34, p.233-43, 1989.

onde a é o comprimento da trinca, z corresponde à altura das facas onde é posicionado o extensômetro nas bordas da amostra e r é o fator rotacional plástico.

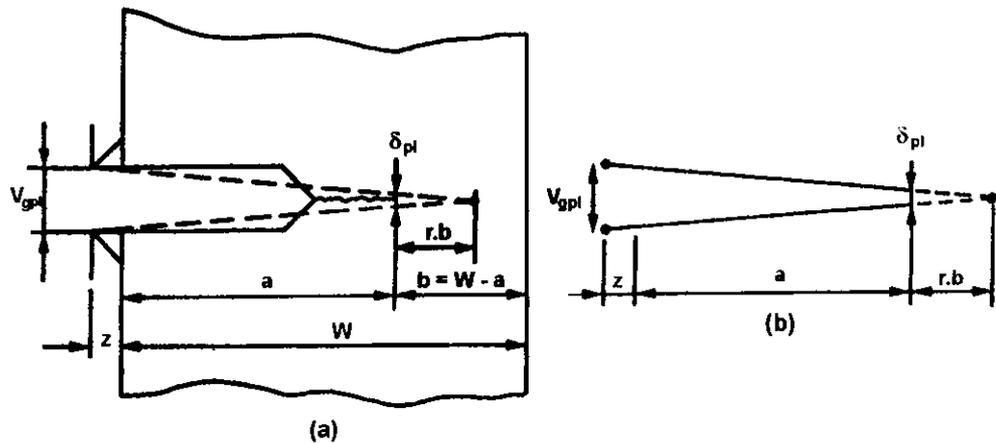


Figura 3: (a) parâmetros envolvidos na determinação da componente plástica do CTOD, (b) relação entre o CTOD plástico e as variáveis da equação 2, conforme EWALDS & WANHILL (1986a).

A equação 2, embora simples, apresenta duas limitações:

(1) O valor do fator rotacional, r , é obtido por técnicas complexas. VEERMAN & MULLER (1972) utilizaram um dispositivo com dois extensômetros e ROBINSON & TETELMAN (1974) infiltraram borracha de silicone derretida no entalhe da amostra para determinar r ;

(2) O deslocamento total da abertura da amostra, V_g , sob carregamento, aumenta com o aumento da carga devido à abertura elástica da trinca e à rotação em torno de rb . Assim, V_g pode ser dividido nas componentes elástica, V_{ge} , e plástica, V_{gpl} , conforme a figura 4. Contudo, somente a componente plástica é substituída na equação 2, resultando na expressão:

$$\delta_{pl} = V_{gpl} \cdot \frac{r \cdot b}{r \cdot b + a + z} \quad (3)$$

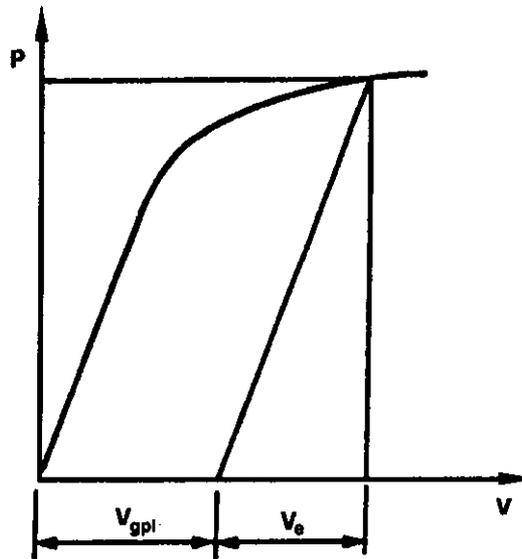


FIGURA 4: Diagrama carga versus deslocamento (PxV), de acordo com EWALDS & WANHILL (1986a).

DAWES (1979) sugeriu uma expressão que combinasse as equações 1 e 3 para determinar o CTOD total, δ_t , levando em consideração tanto a componente linear, no regime elástico, como a não linear, do regime plástico, de um diagrama carga x deslocamento da abertura do extensômetro, como mostra a figura 4, para amostras do tipo flexão três pontos ('Single Edge Notch Bending' - SENB₍₃₎):

$$\delta_t = \frac{K_{IC}^2 \cdot (1 - \nu^2)}{2 \cdot E \cdot \sigma_e} + \frac{V_{gpl} \cdot (W - a_0) \cdot r}{r \cdot (W - a_0) + z} \quad (4)$$

K_{IC} , E , σ_e , ν , estão definidos na equação 1, V_{gpl} e z na equação (3), W e a_0 são características geométricas da amostra, sendo largura e comprimento da pré trinca por fadiga, respectivamente.

Os registros de carga x deslocamento (PxV) podem assumir uma das seis formas apresentadas na figura 5. Em cada caso, é necessário obter a carga, P , e o deslocamento, V , correspondente.

As curvas I, II e III recebem o mesmo tipo de tratamento. Pode-se notar nos três casos uma limitada plasticidade e, nenhuma ou pouca propagação estável da trinca. A curva III apresenta uma certa descontinuidade ('pop in'), devido à rápida propagação ou freamento da trinca ('arrest'). Nos três casos, P_c e V_c são usados para calcular o CTOD, δ_c .

Nas curvas IV e V, ocorre a propagação estável da trinca e, o valor de CTOD, δ_u , pode ser calculado a partir das componentes P_u e V_u , isto é, para o início da propagação instável da trinca (caso IV) ou 'pop-in' (caso V).

A curva VI representa um diagrama $P \times V$ para materiais extremamente dúcteis, para os quais a propagação estável da trinca prossegue depois da carga máxima. Assim, o valor de CTOD, δ_m , pode ser calculado para a carga máxima, P_m , e seu correspondente deslocamento, V_m .

Como foi observado anteriormente, o CTOD crítico assume valores iguais a δ_c e δ_u para o início da propagação instável da trinca ou 'pop-in' (casos I-V) e, δ_m para o início da propagação estável após a carga máxima.

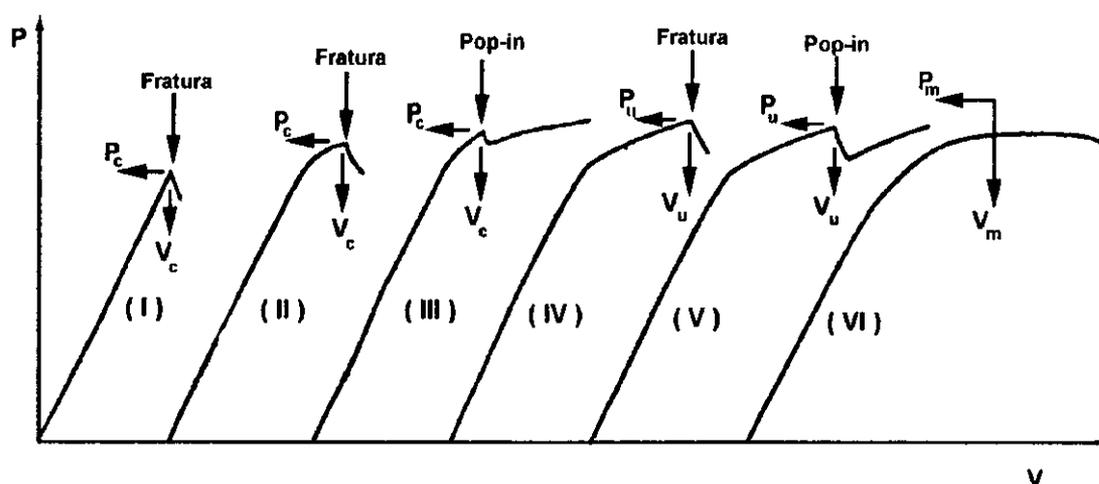


FIGURA 5: Os seis possíveis casos de diagramas $P \times V$ em um ensaio de CTOD, de acordo com BS 7448 (1991).

2.3.1 O valor de CTOD segundo a Norma BS 7448 (1991)

O cálculo do valor de CTOD está baseado em um dos seis tipos de diagrama P×V da figura 5. Estes diagramas são obtidos através de ensaios de corpos de prova pré-trincados por fadiga padronizados, carregados continuamente, via controle de deslocamento do pistão ou da deformação do corpo de prova (o extensômetro é acoplado à borda da amostra para a monitoração do deslocamento da abertura da trinca).

Segundo a norma BS 7448 (1991), para corpos de prova do tipo SENB₍₃₎ o valor do CTOD é expresso por:

$$\delta_{BS} = \delta_{el} + \delta_{pl} \quad (5)$$

onde δ_{el} e δ_{pl} são as componentes elástica e plástica, respectivamente, sendo:

$$\delta_{el} = \left[\frac{P \cdot S}{B \cdot W^{1,5}} \cdot f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \cdot \frac{1 - \nu^2}{2 \cdot E \cdot \sigma_e} \quad (6)$$

onde P é a força que assume os valores de P_c , P_u e P_m , segundo a figura 5, ν é o coeficiente de Poisson, sendo igual a 0,33 para aços estruturais de baixa liga, σ_e é o limite de escoamento do material, E é o módulo de elasticidade, B, W e S são características geométricas da amostra, representando a espessura, a largura e a distância entre os apoios de carga, respectivamente. A função $f(a_0/W)$ é dada pela expressão:

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^{0,5} \cdot \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(2,15 - 3,93 \cdot \frac{a_0}{W} + 2,7 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^2 \right) \right]}{2 \cdot \left(1 + 2 \cdot \frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{1,5}} \quad (7)$$

ou por valores tabelados para $0,45 < a_0/W < 0,55$, onde a_0 é a média de nove medições do comprimento da pré-trinca por fadiga tomadas na superfície de fratura da amostra.

A componente plástica, com um fator rotacional plástico $r = 0,4$, é dada por:

$$\delta_{pl} = \frac{0,4 \cdot (W - a_0) \cdot V_{gpl}}{0,4 \cdot W + 0,6 \cdot a_0 + z} \quad (8)$$

onde W e a_0 já foram definidos anteriormente, z corresponde à altura das facas, onde o extensômetro é acoplado à superfície da amostra, V_{gpl} é a componente plástica do deslocamento obtida de um diagrama $P \times V$, podendo assumir valores de V_c , V_u e V_m , conforme a figura 4. V_{gpl} pode ser determinado analítica ou graficamente. O método gráfico é executado manualmente através do registro do ensaio, enquanto o método analítico está baseado na técnica da variação da flexibilidade elástica do corpo de prova que será vista em maiores detalhes, posteriormente.

2.3.2 O valor de CTOD segundo a Norma ASTM E1290 (1989)

Através da norma ASTM E1290 também se determina os valores críticos de CTOD, δ_c , δ_u , e δ_m , que podem ser usados como medição da tenacidade à fratura de materiais metálicos. Entretanto, as componentes elástica e plástica, neste caso, diferem das equações 6 e 8:

$$\delta_{el} = \left[\frac{P}{B \cdot W^{1/2}} \cdot f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \cdot \frac{1 - \nu^2}{2 \cdot E \cdot \sigma_e} \quad (9)$$

onde

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{6\left(\frac{a_0}{W}\right)^{1/2} \left(1,99 - \frac{a_0}{W} \left[1 - \frac{a_0}{W}\right] \cdot \left[2,15 - 3,93 \frac{a_0}{W} + 2,7 \left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right]\right)}{\left(1 + 2 \frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{3/2}} \quad (10)$$

A função $f(a_0/W)$ é tabelada para $0,45 < a_0/W < 0,55$.

A componente plástica, utiliza um fator rotacional plástico, $r = 0,44$, sendo escrita da seguinte forma:

$$\delta_{pl} = \frac{0,44 \cdot (W - a_0) \cdot V_{gpl}}{0,44 \cdot (W - a_0) + a_0 + z} \quad (11)$$

A carga e o deslocamento correspondente são obtidos tal qual a norma BS, através de curvas, mostradas na figura 5.

Quando é necessário obter o valor do CTOD próximo ao início da propagação estável da trinca, δ_i , em um crescimento de trinca igual a 0,2 mm, além dos parâmetros obtidos no ensaio, uma curva-R (CTOD x Δa) deve ser traçada. O comportamento CTOD x Δa é aproximado por uma lei de potência do tipo:

$$\delta = C_1 \cdot (C_2 + \Delta a)^{C_3} \quad (12)$$

onde C_1 , C_2 e C_3 são coeficientes de correlação. Como o valor de δ_i é calculado para um crescimento de trinca de 0,2 mm, então:

$$\delta_i = C_1 \cdot (C_2 + 0,2)^{C_3} \quad (13)$$

O fator rotacional plástico, r , é uma função complexa da geometria da amostra, carga aplicada e material ensaiado, por isso, ele não é constante durante o ensaio. Mesmo assim, as normas BS 7448 e ASTM E1290 assumem

os valores de 0,4 e 0,44, respectivamente, o que gera muita discussão em torno do cálculo da componente plástica e, por consequência, do valor de CTOD. KOLEDNIK (1988) e SHI et alii (1992) constataram que o fator rotacional plástico varia com o carregamento da amostra, mas permanece constante depois que a amostra atinge o escoamento geral. BHATTACARYA & KUMAR (1992) compararam os valores de CTOD obtidos segundo a antiga norma britânica BS5762 (1979) e ASTM E 1290 (1989), em amostras do tipo SENB₍₃₎ e, notaram uma diferença de apenas 2% entre os valores da componente plástica. Para o cálculo do CTOD, no crescimento estável da trinca, δ_w , essa diferença superou 6%, entretanto, para o CTOD de carga máxima, δ_m , foi apenas 0,4%.

2.4 Variação da Flexibilidade Elástica (VFE):

Há um interesse muito grande na medição da tenacidade à fratura durante a propagação da trinca em materiais metálicos. Os resultados são normalmente expressos em termos de curvas de resistência ao crescimento da trinca, curvas-R, que são gráficos de tenacidade em termos de CTOD ou integral-J versus a quantidade de propagação da trinca, Δa . Dessas curvas, a tenacidade na iniciação do processo de fratura, δ_i ou J_i , pode ser determinada. O cálculo da tenacidade é simples e rápido, uma vez que já está bem formulado porém, para medir a propagação da trinca, Δa , e, posteriormente, o comprimento de trinca, a , causado por um carregamento monotônico sobre uma amostra, são necessárias técnicas experimentais ou empíricas.

A técnica mais antiga, simples e, por isso, amplamente difundida para medir a propagação de trinca durante um ensaio é a que utiliza várias amostras, ou método de múltiplas amostras. Este método consiste no carregamento de cada uma das amostra (no mínimo 6 para o levantamento da

curva $CTOD \times \Delta a$, segundo a norma ASTM E1290) em diferentes níveis crescentes de carga e deslocamento. Então, a amostra é separada em duas metades e a propagação da trinca correspondente ao respectivo deslocamento é marcada na superfície de fratura da amostra, por meio de aquecimento em atmosfera oxidante ("heat tinting"), utilizado principalmente em aços, ou via carregamento cíclico, utilizado em ligas de Al, conforme CLARKE & LANDES (1977). A figura 6 ilustra as regiões características na superfície de fratura de um corpo de prova.

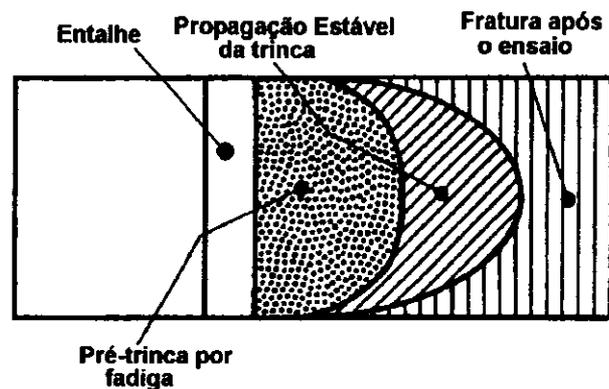


FIGURA 6: Regiões características da superfície de fratura dos corpos de prova após o ensaio de CTOD, conforme EWALDS & WANHILL (1986).

Como foi descrito anteriormente, apesar da simplicidade da técnica de múltiplas amostras, com relação à metodologia de determinação da extensão da trinca e equipamento necessário ao ensaio, ela é trabalhosa, dispendiosa e demorada. Assim, este método tem deixado de ser usado como meio de monitoração do crescimento de trinca, sendo utilizado, segundo SCHWALBE et alii (1985), somente com o propósito de calibração dos outros métodos.

Uma forma mais rápida e econômica seria utilizar um único corpo de prova para determinar toda a curva-R e, daí, obter o valor inicial da fratura para cada amostra ensaiada. Isso poderia ser feito facilmente, se a propagação da trinca pudesse ser medida continuamente. Embora numerosas técnicas para a monitoração da trinca, utilizando uma única amostra durante o ensaio,

tenham sido desenvolvidas, apenas duas estão sendo regularmente utilizadas nos laboratórios de Mecânica da Fratura: o método de variação da flexibilidade elástica, VFE, e o da queda de potencial elétrico, QPE, utilizando corrente contínua ou corrente alternada. Como a VFE para a monitoração do crescimento da trinca será utilizada no presente trabalho, ela será vista em detalhes.

CLARKE et alii (1976) desenvolveram a técnica de variação da flexibilidade elástica com a finalidade de otimizar a determinação do valor de J_{IC} e a obtenção das curvas $J \times \Delta a$ pois, até então, estes resultados eram obtidos através da técnica de múltiplas amostras.

O método da variação da flexibilidade elástica da amostra utiliza a inclinação de descarregamentos elásticos na curva $P \times V$, durante o ensaio, como mostra a figura 7. Segundo CLARKE et alii (1976), a variação do comprimento da trinca, para amostras do tipo SENB₍₃₎, pode ser determinada através da seguinte expressão:

$$da = \frac{(W - a)}{2} \cdot \frac{dC}{C} \quad (14)$$

onde C e W são flexibilidade elástica e a largura da amostra, respectivamente, e a é o comprimento da trinca.

Apesar de uma das hipóteses da teoria da plasticidade aplicada à Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP), segundo KNOTT (1976b), era de não poder haver descarregamentos na ponta da trinca, CLARKE et alii (1976) mostraram que pequenos descarregamentos, da ordem de 10% do valor da carga máxima do ensaio, não afetariam os resultados do ensaio. De acordo com SCHWALBE et alii (1985), os descarregamentos parciais na amostra devem ocorrer em intervalos específicos durante o ensaio, sendo elasticamente produzidos, mesmo depois da amostra ter experimentado elevada deformação plástica e grandes níveis de crescimento de trinca.

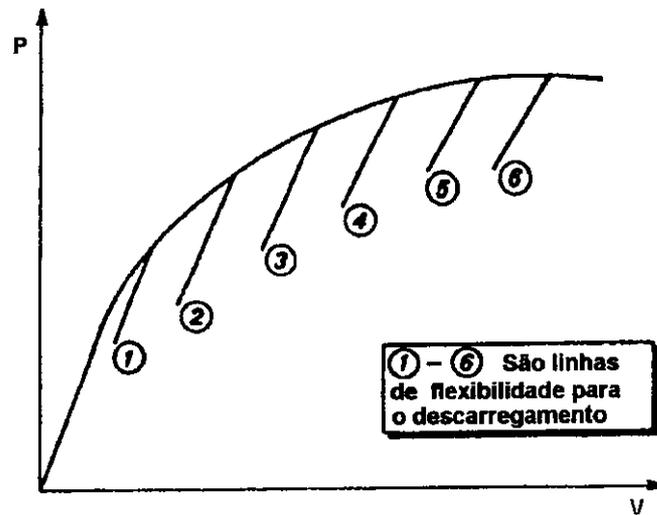


FIGURA 7: Diagrama P x V com as linhas de descarregamento elástico.

A propagação da trinca, dessa forma, pode ser medida pela variação (aumento) da flexibilidade elástica da amostra associada ao crescimento da trinca nos sucessivos ciclos de descarregamentos, durante o ensaio. HOLLSTEIN et alii (1984) mostraram, entretanto, que o comprimento da trinca também é determinado em função do módulo de elasticidade, E, além da flexibilidade elástica C e da geometria da amostra, B, assim, $a = f(C, E, B)$. SHANG-XIAN (1984) propôs uma expressão para o cálculo do comprimento da trinca para amostras SENB(3), dada por:

$$a_{(i)/w} = 0.999748 - 3.9504U_x + 2.9821U_x^2 - 3.21408U_x^3 + 51.51564U_x^4 - 113.031U_x^5 \quad (15)$$

$$U_{x(i)} = \frac{1}{1 + \sqrt{\frac{BWE C_i}{S/4}}} \quad (16)$$

onde C_i é a flexibilidade elástica, $\Delta V_x / \Delta P_i$, na seqüência de descarregamentos;

V_x e P_i são os incrementos de deslocamento e da carga correspondente, respectivamente;

B, W e S são espessura, largura e distância entre os apoios de carga da amostra, respectivamente;

E representa o módulo de elasticidade da amostra.

Com a possibilidade de acoplamento dos sistemas de aquisição de dados ao computador, o tempo gasto para a obtenção das curvas P_xV e dos resultados de tenacidade foi reduzido grandemente. Além da velocidade, os sistemas computadorizados melhoraram a precisão na coleta de dados e produziram uma base mais ampla de dados, onde se pode realizar um número maior de descarregamentos parciais na amostra.

Uma limitação da técnica que utiliza a variação da flexibilidade da amostra - VFE - é quanto a linearidade dos descarregamentos. A plasticidade do material, característica de metais com elevada tenacidade e ductilidade, é o efeito que mais prejudica a linearidade dos descarregamentos, devido ao estado plano de tensão em que a superfície da amostra se encontra durante o ensaio assim, a utilização desta técnica pode ser prejudicada. Segundo CLARKE (1981) a remoção parcial da região de tensão plana, via entalhamento lateral da amostra, provoca uma diminuição do efeito da plasticidade do material.

A condição de tensão plana que se estabelece (em maior ou menor grau, dependendo da espessura do corpo de prova e ductilidade/tenacidade do material ensaiado) nas superfícies lisas das amostras, durante o ensaio, produz frentes de propagação de trinca tuneladas, diminuindo a confiabilidade da técnica de VFE, segundo SCHWALBE et alii (1985). CROUCH (1991) verificou que as frentes de trincas tuneladas prejudicavam a obtenção das curvas J-R, produzindo avaliações (superestimadas) duvidosas de J. Por outro lado, a introdução de entalhes laterais da ordem de 20% da espessura dos

corpos de prova, segundo CLARKE (1981) e a norma ASTM E813-89 (1991), produz frentes de propagação retas, devido ao maior confinamento plástico ('plastic-constraint'). Assim, a dispersão dos dados obtidos é reduzida, aumentando a confiabilidade da técnica de VFE, para a monitoração dos ensaios de tenacidade à fratura.

Segundo CLARKE (1981) outra preocupação é quanto a histeresis causada pela fricção das hastes do extensômetro com as bordas das facas. WILLOUGHBY & GARWOOD (1983) também constataram o problema de histeresis em amostras SENB₍₃₎, com relação aos roletes de apoio de carga. A solução encontrada foi utilizar um arranjo com dois extensômetros, ou limitar o movimento dos roletes durante o ensaio.

Apesar da técnica da variação da flexibilidade elástica ter sido desenvolvida com a finalidade de otimizar a determinação das curvas J-R e o valor de J_{Ic} , WALLIN et alii (1985) e WILLOUGHBY & GARWOOD (1983) obtiveram valores de CTOD a partir dos parâmetros determinados pelos ensaios de J, utilizando esta técnica. Assim, este método tem comprovada eficácia na determinação dos valores de tenacidade à fratura para o ensaio de CTOD.

2.5 O CTOD nas juntas soldadas:

O CTOD é um parâmetro local da ponta da trinca que depende muito da heterogeneidade e anisotropia da microestrutura ao longo da frente da trinca por fadiga e, no caso específico das juntas soldadas. A maior dificuldade na determinação do CTOD em componentes soldados é o posicionamento da pré-trinca por fadiga na microestrutura desejada, seja no metal de solda ou na ZTA, podendo causar uma grande dispersão nos valores de tenacidade à fratura das juntas soldadas. Segundo SQUIRRELL et alii (1986) e DAWES et

alii (1989), a tenacidade à fratura dos metais de solda e da ZTA depende dos seguintes fatores:

- processo de soldagem: insumo de calor, temperaturas de pré aquecimento/interpasse;
- composição química da chapa base;
- configuração da junta soldada: espessura/geometria;
- tratamentos térmicos após a soldagem (TTAS);

De acordo com GRONG & AKSELSEN (1986), a tenacidade à fratura da ZTA depende de interações complexas principalmente entre duas destas variáveis: ciclos térmicos de soldagem e composição química do aço.

2.5.1 Influência do ciclo térmico de soldagem:

As transformações microestruturais da ZTA são influenciadas pelo pico de temperatura que determina o tamanho de grão da austenita e, pelo tempo de resfriamento na faixa de temperatura de transformação da austenita, $\Delta t_{8/5}$, sendo ambos dependentes do insumo de calor.

Conforme GRONG & AKSELSEN (1986), em soldas com único passe, a ZTA pode ser dividida em 5 regiões bem características, dependendo do pico de temperatura, T_p , que a região foi exposta durante a soldagem. A figura 8 esquematiza as 5 regiões:

- a) região parcialmente fundida: T_p próximo ao ponto de fusão;
- b) região de granulação grosseira, ZTAGG: $1100^\circ\text{C} < T_p < 1450^\circ\text{C}$;
- c) região de granulação fina, ZTAGF: $A_{c3} < T_p < 1100^\circ\text{C}$;
- d) região intercrítica, ZTAIC: $A_{c1} < T_p < A_{c3}$;
- e) região subcrítica, ZTAS₀: T_p abaixo de A_{c1} .

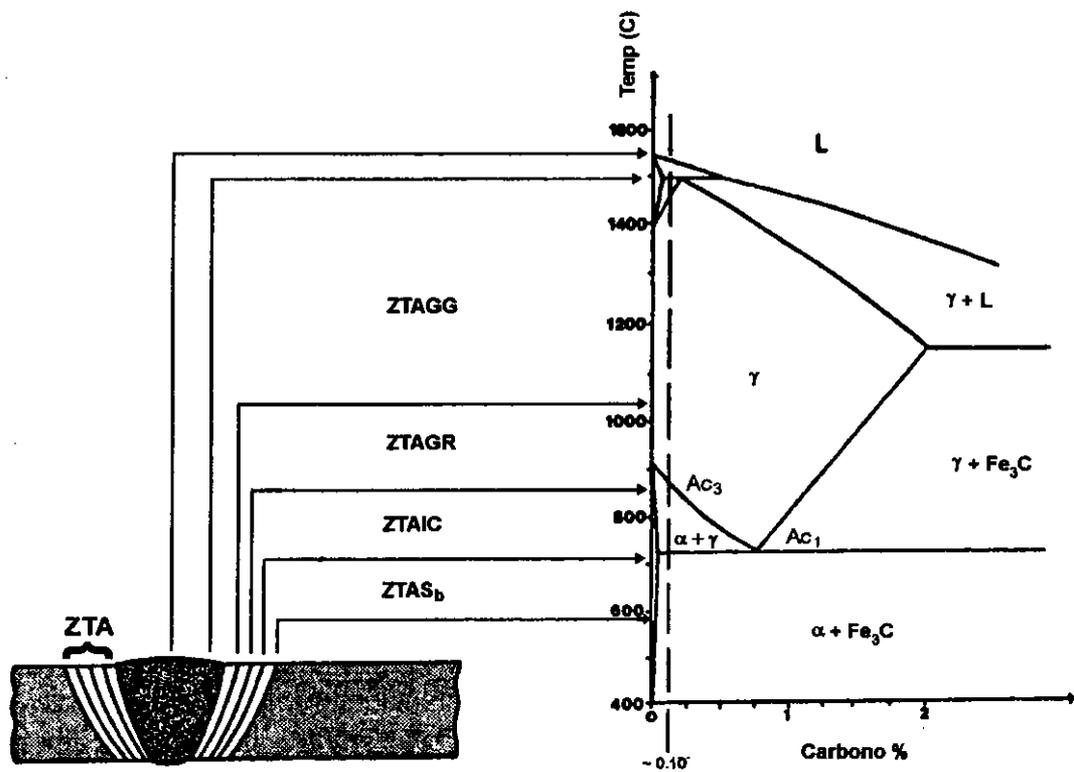


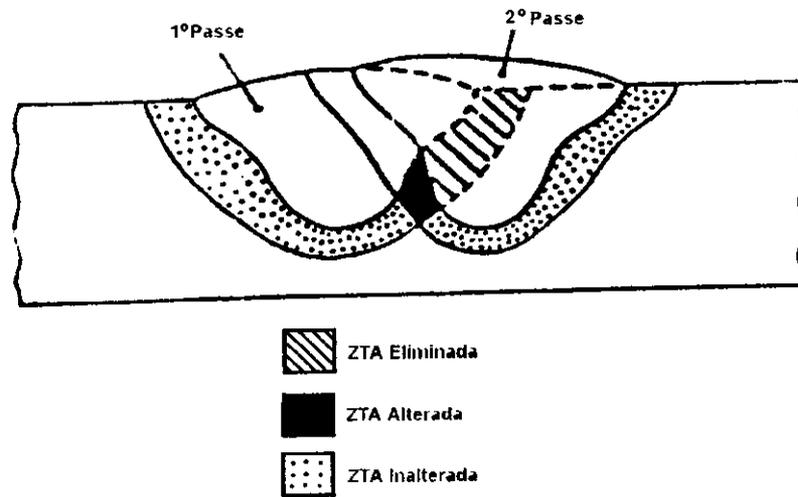
FIGURA 8: Regiões características da ZTA de uma solda com único passe, de acordo com FAIRCHILD et alii (1991).

Segundo GRONG & AKSELSSEN (1986) e TOYODA (1988), a zona local frágil (ZLF), isto é a região de menor tenacidade à fratura é a região de granação grosseira, ZTAGG, que se encontra adjacente à linha de fusão a qual o metal base está sujeito a um único ciclo térmico, compreendendo um rápido aquecimento próximo ao ponto de fusão seguido de um resfriamento logo após o aquecimento. Essa fragilização, segundo GRONG & AKSELSSEN (1986), é devido à formação da ferrita de placas laterais. Ocasionalmente, a região intercrítica, ZTAIC, pode exibir baixa tenacidade dependendo da composição química da chapa e as condições operacionais aplicadas (fabricação do aço/processo de soldagem). Neste caso, a baixa tenacidade está relacionada à transformação da austenita rica em carbono, formada pela decomposição da perlita em baixos insumos de calor, em martensita alinhada (originada pelo bandeamento da microestrutura da chapa base).

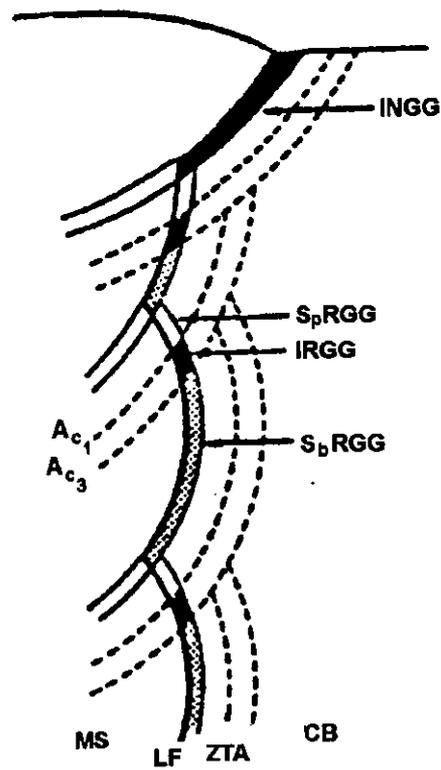
Nas soldas múltiplos passes, a situação é mais complexa pois, as regiões que compõem a ZTA de único passe são extremamente afetadas pelos ciclos térmicos posteriores de soldagem, aumentando a heterogeneidade microestrutural e as propriedades mecânicas resultantes. Algumas regiões da ZTA do primeiro cordão são totalmente eliminadas, enquanto que outras são significativamente alteradas devido ao segundo cordão, como está ilustrado na figura 9a. A tenacidade varia consideravelmente dependendo do pico de temperatura do segundo ciclo térmico. Segundo TOYODA (1988) com o segundo pico de temperatura de aproximadamente 1000°C a tenacidade melhora entretanto, caso o pico de temperatura esteja entre A_{C1} e A_{C3} , a tenacidade à fratura diminui bastante, devido à formação de microestruturas desfavoráveis, como por exemplo, as ilhas martensíticas.

A figura 9b ilustra uma solda múltiplos passes mais usual. O metal base próximo à linha de fusão é aquecido uma vez (durante o primeiro ciclo térmico) acima de 1200°C , tornado-se de granulação grosseira, ZTAGG. Essa região é reaquecida pelo próximo passe de soldagem e, o pico de temperatura causado por este segundo ciclo térmico varia com a distância entre o ponto de consideração, através da ZTA, e a linha de fusão formada pelo primeiro cordão de solda, causando uma alteração no comportamento de transformação na ZTA de granulação grosseira. Segundo FAIRCHILD (1987) e TOYODA (1988), a fratura inicia mais frequentemente na região de granulação grosseira com um tamanho de grão mínimo maior do que $75\mu\text{m}$ (ASTM n^o 5). Assim, a ZTA de granulação grosseira, GG, pode ser dividida em 4 regiões, dependendo da temperatura de reaquecimento, T_{p2} , dos ciclos térmicos posteriores:

- 1) região inalterada, INGG: $T_{p2} < 500^{\circ}\text{C}$ ou $T_{p2} > 1200^{\circ}\text{C}$;
- 2) região supercriticamente reaquecida, S_pRGG: $A_{C3} < T_{p2} < 1100^{\circ}\text{C}$;
- 3) região intercriticamente reaquecida, IRGG: $A_{C1} < T_{p2} < A_{C3}$;
- 4) região subcriticamente reaquecida, S_bRGG: $500^{\circ}\text{C} < T_{p2} < A_{C1}$.



(a)



(b)

FIGURA 9: (a) Influência dos passes seguintes de soldagem (b) regiões de uma solda múltiplos passes usual, segundo FAIRCHILD (1987).

Essas regiões são revenidas pelos passes posteriores. Segundo HAIZE & AIHARA (1988), durante o ciclo térmico de revenimento (terceiro ciclo), ocorrem alterações metalúrgicas nas fases que foram formadas em baixas temperaturas pelos primeiros passes de soldagem. Entretanto, como o tempo de aquecimento e permanência são muito curtos durante a soldagem, essas alterações só ocorrem acima de 450°C, de acordo com TOYODA et alii (1989).

É interessante mencionar, neste ponto, que a nomenclatura das regiões que compõem a ZTA das soldas múltiplos passes pode diferir entre os vários autores que pesquisam este assunto. Assim, as designações para as regiões citadas acima são as mais abrangentes possível.

Segundo TOYODA (1988), as regiões INGG, IRGG e S_bRGG apresentam a menor tenacidade à fratura, sendo consideradas zonas locais frágeis (ZLF's) entretanto, através de um estudo estatístico sobre os resultados dos ensaios de CTOD, em soldas múltiplos passes, a IRGG apresentou-se como a região que domina a deterioração da tenacidade à fratura na ZTA. No caso das soldas múltiplos passes, as ZLF's são muito pequenas e descontínuas, conforme figura 9b. Dessa forma, o tamanho destas regiões frágeis depende principalmente do insumo de calor e do posicionamento dos cordões de solda.

TOYSADA et alii (1986) constataram que a incidência de baixos valores de CTOD aumenta com o aumento do tamanho das ZLF's pois, a probabilidade da ponta da trinca interceptar uma região de granulação grosseira de baixa tenacidade é maior, ou seja, a redução do tamanho da zona frágil não afeta o valor mínimo de CTOD, mas somente, a incidência de baixos valores. TOYODA et alii (1989) concluíram que o comprimento da IRGG não revenida, pelos passes posteriores de soldagem, também é uma medida apropriada do efeito do tamanho das ZLF's, amostradas pela frente da trinca, sobre o valor de CTOD. HAIZE & AIHARA (1988) observaram que o valor de CTOD diminui bastante para espessuras das ZLF's de até 2 mm e, acima

deste valor houve pouca variação pois, as tensões na ponta da trinca são menores devido à baixa zona de resistência ao redor da ponta da trinca para menores espessuras das ZLF's. Uma maior superposição dos cordões de solda pode refinar a região de granulação grosseira, diminuindo o tamanho das ZLF's e o tamanho de grão, melhorando, assim, o valor do CTOD.

Os principais fatores metalúrgicos que prejudicam a tenacidade à fratura das regiões de granulação grosseira são, de acordo com FAIRCHILD (1987) e HAIZE & AIHARA (1988):

- formação da bainita superior na matriz: devido à sua estabilidade térmica, mesmo durante os ciclos térmicos posteriores e/ou tratamentos térmicos após a soldagem (TTAS), essa microestrutura de baixa tenacidade pode aparecer em todas as regiões de granulação grosseira. LOUREIRO & FERNANDES (1994) perceberam que com o aumento do insumo de calor houve uma diminuição da tenacidade na ZTA, de aços temperados e revenidos, associada ao aumento da fração em volume de bainita superior na microestrutura da ZTA, sendo resultado do aumento da temperatura de transformação da austenita;

- precipitados de microligantes: muitos precipitados próximo à linha de fusão se dissolvem durante o primeiro ciclo térmico de soldagem entretanto, no reaquecimento pelos passes posteriores ou no TTAS, partículas irregulares podem se formar e deformar a matriz, reduzindo a resistência à clivagem. Na condição soldada, a IRGG e S_p RGG podem ser afetadas;

- tamanho de grão: a tenacidade das regiões de granulação grosseira é diminuída pelo aumento do tamanho de grão da austenita anterior e, como nestas regiões o tamanho de grão está entre 75 - 150 μm (ASTM nº 5-2), todas elas são afetadas. O tamanho de grão da austenita anterior aumenta com o aumento do tempo de resfriamento, $\Delta t_{8/5}$, ou seja, em insumo de calor mais elevados, causando uma diminuição da tenacidade da ZTA. KIM et alii (1991)

notaram que a tenacidade (CHARPY) relaciona-se proporcionalmente ao tamanho de grão, somente na ausência de ilhas martensíticas;

- dureza: a fratura, normalmente, é iniciada quando a máxima tensão de tração, σ_m , na ponta da trinca atinge a tensão crítica de fratura, σ_f . A tendência de diminuição do valor de CTOD com o aumento da dureza pode ser atribuído a um aumento na σ_m para um material com dureza mais elevada. Assim, abaixando-se a dureza da ZTA, pode-se aumentar o valor de CTOD das ZLF's.

A dureza pode ser utilizada para estimar o limite de escoamento da ZTA, uma vez que não é possível extrair corpos de prova de tração desta região, devido ao seu tamanho reduzido.

De acordo com CAHOON et alii (1971), o limite de escoamento pode ser determinado com boa precisão através de medidas de dureza Vickers, segundo a equação:

$$\sigma_e = \frac{HV_{10}}{3} \cdot (0,1)^n \quad (17)$$

onde σ_e é o limite de escoamento em kgf/mm^2 , HV_{10} é a dureza Vickers para uma carga de 10kg e n é o expoente de encruamento do material base. BOSE (1995) comparou o limite de escoamento determinado através da equação 17, com o limite de escoamento determinado experimentalmente para metais de solda de aços ARBL, e obteve boa concordância entre estes resultados. Este autor também observou que para as soldas múltiplos passes, o expoente de encruamento, n , varia de 0,1-0,15, sendo maior para uma microestrutura composta por ferrita acicular, ferrita de contorno de grão (poligonal) e, próximo de 0,1 para uma microestrutura composta de uma mistura de bainita, martensita e uma pequena quantidade de ferrita acicular.

DAWES et alii (1989) sugerem que o limite de escoamento da ZTA seja estimado através da média entre o limite de escoamento da chapa base e

do metal de solda. Além disso, quando não é possível extrair corpos de prova de tração do conjunto soldado (por exemplo, devido à insuficiência de material), DAWES et alii (1989) também sugerem que o limite de escoamento do metal de solda e da chapa base sejam determinados de acordo com as seguintes equações:

- para o metal de solda:

$$\sigma_e = 3,15 \cdot HV_{10} - 168 \quad [\text{MPa}] \quad (18)$$

- para a chapa base:

$$\sigma_e = 3,25 \cdot HV_{10} - 349 \quad [\text{MPa}] \quad (19)$$

- ilhas martensíticas: durante os ciclos térmicos entre A_{C1} e A_{C3} na ZTA, isto é, a região intercrítica (700-850°C), a austenita, rica em carbono, nucleia e cresce preferencialmente ao longo dos contornos de grão ou ripas de bainita. Durante o resfriamento da temperatura intercrítica, a austenita estabiliza-se à temperatura ambiente, ou, transforma-se em martensita ou outros produtos difusionais, assim, uma quantidade muito pequena de austenita retida permanece entre as ripas de martensita. Essa microestrutura dupla fase também é chamada de constituinte M-A (martensita-austenita) e exibe baixa tenacidade, afetando, principalmente, a IRGG na condição soldada. LEE et alii (1989) constataram que as ilhas martensíticas se apresentam de duas formas, refletindo a morfologia da austenita anterior à transformação, isto é, uma forma predominantemente alongada, tipo 'stringer' (fibrosa) e, outra menos frequente, tipo bloco. Com os passes posteriores de soldagem ou TTAS pode-se restaurar a tenacidade pela decomposição/revenimento da martensita entretanto, pode-se formar ferrita de contorno de grão e/ou ferrita de placas

laterais, o que levaria, novamente, a uma deterioração da tenacidade na região de granulação grosseira.

Segundo LEE et alii (1993), o constituinte M-A é o principal fator que causa a deterioração da tenacidade das ZLF's, devido à sua elevada dureza e suscetibilidade ao trincamento. De acordo com HAIZE & AIHARA (1988), o mecanismo de degradação da tenacidade devido ao constituinte M-A não está totalmente esclarecido entretanto, alguns mecanismos são propostos: (i) o constituinte M-A induz uma elevada concentração de tensão na matriz ferrítica na sua proximidade, devido à sua elevada dureza, (ii) o constituinte M-A age como uma microtrinca de GRIFFITH (trinca frágil) e (iii) uma microtrinca é formada na interface ferrita/M-A que age como uma trinca de GRIFFITH. Segundo HAIZE & AIHARA (1988), o mecanismo (iii) é o mais aceito.

Nem todos os aços produzirão regiões de granulação grosseira de baixa tenacidade. Os fatores mencionados acima dependerão da composição química, fabricação do aço e ciclos térmicos de soldagem.

O tempo de transformação da austenita, Δt_{g5} , é outro parâmetro importante no comportamento de transformação da ZTA. Segundo DOLBY (1979), em elevados insumos de calor (elevado Δt_{g5}), as taxas de resfriamento lentas produzem constituintes microestruturais grosseiros, tendo baixa resistência à clivagem, apesar da baixa dureza; por outro lado, em baixos insumos de calor, a baixa tenacidade está associada com a formação de microestruturas mais duras, contendo uma mistura de constituintes.

AKSELSEN et alii (1990) constataram que a microestrutura formada a partir dos grãos de austenita não é uniforme, podendo apresentar uma mistura complexa de dois ou mais dos seguintes constituintes:

M- bainita inferior e martensita;

SP- ferrita de placas laterais (ferrita Widmanstätten e bainita superior),
ripas de ferrita paralelas nucleadas inter ou intragranularmente com M-A/carbonetos alinhados ou não, formada entre 650-800°C;

AF- ferrita acicular, agulhas de ferrita separadas, nucleadas intragranularmente, formada entre 500-650°C;

F- ferrita pró-eutetóide, ou ferrita de contorno de grão, ou ferrita poligonal, formada entre 750-1000°C;

P- perlita, colônias na forma de bandas na região de grão fino (similar àquela observada na chapa base).

2.5.2 Influência da composição química

Como foi mencionado anteriormente, o ciclo térmico de soldagem junto com a composição química do aço têm grande influência no comportamento de transformação da junta soldada, afetando o CTOD da ZTA. Para entender a influência da composição química do aço, deve-se ter em mente o fenômeno de tempo-temperatura-transformação que ocorre na ZTA, durante a soldagem.

Como a microestrutura do metal base é composta primariamente de ferrita/perlita, a transformação para austenita começa quando o aquecimento do ciclo térmico na ZTA atinge a temperatura eutetóide (+/- 727°C). As primeiras áreas a se transformarem em austenita são as regiões de perlita contudo, em aços baixo carbono (por exemplo ARBL's), a fração em volume de perlita é baixa sendo rapidamente consumida na faixa intercrítica. Como a temperatura aumenta, outros locais de nucleação da austenita se desenvolverão, ocorrendo pouco crescimento, porque o resfriamento começa rapidamente. Dessa forma, a austenita é limitada à pequenas ilhas em locais de perlita anterior e contornos de grão de ferrita/ferrita. No resfriamento, as ilhas austeníticas se decompõem e tornam-se a segunda fase nas regiões da ZTA, sendo a ferrita a fase primária do metal base. Os fatores que determinam a estrutura que se forma da austenita são taxa de resfriamento, dada pelo processo de soldagem, e a temperabilidade da austenita, dada pelos elementos

ligantes e microligantes da chapa base. É sabido que todos os elementos químicos aumentam a temperabilidade, em devidas proporções, a única exceção é o cobalto.

HAIZE & AIHARA (1988) mediram a influência da composição química do aço sobre o valor de CTOD da ZTA simulada termicamente, com dois e três ciclos térmicos. Em ambos os casos, os elementos que mais deterioraram o valor de CTOD foram nitrogênio e boro, seguidos pelos elementos formadores de carbonetos, ou seja, nióbio, vanádio, molibdênio e cromo, depois vieram carbono e silício. Manganês, cobre e níquel tiveram a menor influência. Para um melhor entendimento da influência de alguns desses elementos sobre a tenacidade à fratura da ZTA, vamos dividi-los em 3 grupos:

- a) elementos de liga principais: C, Mn, Si, Ni, Cu, Cr;
- b) elementos microligantes: Nb, V, Ti;
- c) inclusões não metálicas.

2.5.2.1 Influência dos elementos de liga principais

A redução da porcentagem de carbono na fabricação do aço teve como objetivo obter boas características de soldabilidade, isto é, aumentar a resistência ao trincamento do metal de solda e, principalmente, da ZTA. Os elementos microligantes foram usados para compensar a perda da resistência relacionada à redução de carbono. A melhora da tenacidade da ZTA com a redução da % de C, segundo GRONG & AKSELSEN (1986) pode ser atribuída à uma menor fração de constituinte M-A e a uma maior quantidade de martensita autorevenida, ocasionada pelo aumento da temperatura de início de transformação da martensita, Ms. Contudo, somente a diminuição da % de C não melhora a resistência à clivagem da ZTA pois, conforme FAIRCHILD (1987), microestruturas de placas laterais de granulação grosseira, isto é,

ferrita de Widmanstätten e bainita, podem se formar, prejudicando a tenacidade à fratura da ZTA.

O carbono combinado, formando precipitados, não afeta a temperabilidade da austenita entretanto, no aço com poucos precipitados, o carbono se encontra livre aumentando a temperabilidade do aço. Além disso, este elemento desempenha um importante papel na determinação da morfologia da martensita, de acordo com FAIRCHILD et alii (1991). Utilizando a regra da alavanca na figura 8, pode-se notar que as ilhas austeníticas são ricas em C na região intercrítica, muito acima do nível de C da chapa base. Durante o resfriamento, a mobilidade do C é reduzida, permanecendo uma porcentagem local (0,5%) maior do que a da matriz (0,1%), sendo nestas regiões que se formarão a martensita, dependendo da taxa de resfriamento.

Os elementos de liga convencionais, isto é, Mn, Cu e Ni aumentam a resistência mecânica do aço através do refino de grão, ou por endurecimento por solução sólida. De acordo com GRONG & AKSELSEN (1986), considerando o efeito sobre o comportamento de transformação do aço, esses elementos abaixam a temperatura de transformação dessa forma, com a adição balanceada de Mn, Cu e Ni pode-se produzir microestruturas mais refinadas, como por exemplo, ferrita acicular, ao invés de microestruturas grosseiras do tipo placas laterais, geralmente associadas com a redução somente da porcentagem de C, melhorando a tenacidade à fratura da ZTA. KOO & OZEKCIN (1987) estudaram o efeito da adição de elementos de liga sobre a tenacidade da martensita simulada termicamente e verificaram que os melhores resultados foram obtidos para o aço contendo Cu e Ni.

Segundo GRONG & AKSELSEN (1986), as adições de manganês devem ser controladas para evitar, ao máximo, as segregações na solidificação do aço e o bandeamento microestrutural do aço laminado. Como a segregação do Mn é um fenômeno físico que ocorre durante a solidificação do metal

líquido, ela não pode ser evitada de imediato. Entretanto, seu efeito prejudicial pode ser reduzido através de um processamento termomecânico, que permite a homogeneização das segregações. Além da anisotropia verificada nas propriedades mecânicas da chapa base, tais segregações, quando sujeitas aos ciclos térmicos de soldagem, podem causar variações na microestrutura e na tenacidade da ZTA.

O silício têm a mesma função desoxidante do Mn entretanto, o Si é quatro vezes mais efetivo do que o Mn na redução do oxigênio. O aumento da %Si também aumenta a temperabilidade da austenita.

WANG et alii (1990) notaram que o aumento da quantidade de silício de 0,26-0,56%, em um aço contendo Ti, evitou a formação de ferrita acicular/perlita com um insumo de calor de 3kJ/mm, causando uma deterioração na tenacidade à fratura da ZTA. Este efeito não foi observado para soldas com elevado insumo de calor (6kJ/mm) pois, nesse caso, a microestrutura era uma mistura de ripas de ferrita com grãos menores de ferrita. FAIRCHILD et alii (1991) também comprovaram esse efeito do Si sobre a tenacidade à fratura de juntas soldadas com múltiplos passes, entretanto, com a presença de aproximadamente 0,08%V, e a estrutura de segunda fase era o constituinte M-A.

Segundo GRONG & AKSELSEN (1986), o cromo pode ser favorável para diminuir ou, até mesmo, impedir a formação de ferrita de placas laterais, através do efeito de ancoramento ('pinning') dos contornos de grão produzido pela precipitação de carbonetos de cromo dessa forma, melhorando a tenacidade à fratura da ZTA.

2.5.2.2 Influência dos elementos microligantes

O papel benéfico dos elementos microligantes sobre o metal base é bem conhecido. De acordo com PICKERING (1978), eles melhoram a resistência do aço através da precipitação e do refino de grão, retardando a recristalização. A melhora da resistência, devido ao refinamento de grão e endurecimento por precipitação, permite uma redução do carbono equivalente, resultando numa melhora à suscetibilidade ao trincamento a frio. Contudo, esse efeito benéfico deve ser pesado contra os possíveis efeitos prejudiciais sobre a tenacidade da ZTA, existindo muita controvérsia a respeito do papel específico dos elementos microligantes sobre a deterioração da tenacidade da ZTA. Segundo KOO & OZEKCIN (1987), a dificuldade parece estar na falta de caracterização da microestrutura, especialmente, o tipo e tamanho de precipitados dos carbonitretos de microliga. Além disso, os efeitos dos microligantes podem variar muito, dependendo dos ciclos térmicos locais e concentração de outros elementos, tais como, carbono e nitrogênio.

Conforme DOLBY (1979), aços baixo carbono contendo pequenas adições de nióbio (< 0,07%) melhoram a tenacidade da ZTA quando comparados com aços sem nióbio, para $\Delta t_{8/5} < 25s$, devido ao efeito de ancoramento dos contornos de grão, via precipitação de carbonitretos do tipo Nb(C,N). WANG et alii (1990) realizaram soldas na faixa de 3-6 kJ/mm e constataram que os aços soldados com 3 kJ/mm obtiveram melhores resultados de CTOD, para o mesmo nível de Nb. Segundo estes autores, os baixos resultados de CTOD para 6 kJ/mm são devido à formação de ferrita de placas laterais intragranular, parecida com bainita superior, e ao aumento da dureza da matriz em insumos de calor mais elevados.

Diferentemente, WANG et alii (1990) verificaram que o aço ligado com vanádio melhorou os resultados de CTOD na ZTA em insumo de calor mais elevado (6 kJ/mm). Apesar do vanádio ter o mesmo efeito de ancoramento dos

contornos de grão que o nióbio, o precipitado V(C,N) é mais fraco do que Nb(C,N) pois, ele se forma em temperaturas mais baixas. A influência do vanádio foi associada com a formação de ferrita acicular em 6 kJ/mm. Em 3kJ/mm, a tenacidade foi diminuída pelo aumento da dureza, causado pela estrutura do constituinte intragranular, composto por uma estrutura bainítica com ripas de ferrita contendo segunda fase .

De acordo com LAU et alii (1989), o efeito do ancoramento dos contornos de grão da austenita, impedindo o crescimento de grão adjacente à linha de fusão, via precipitação de carbonitretos do tipo V, Nb(C,N), é restrito a picos de temperatura abaixo de 1100°C. Assim, para evitar o crescimento de grão causado pela dissolução desses precipitados, durante a soldagem, pequenas quantidades de titânio (0,015%) podem ser adicionadas ao aço, uma vez que o titânio forma nitretos mais estáveis (TiN), mesmo em temperaturas mais elevadas.

HOMMA et alii (1987) chegaram à conclusão que finas partículas dispersas na chapa base, do tipo Ti₂O₃ são mais eficazes à tenacidade à fratura da ZTA de soldas com 4,5 kJ/mm do que as partículas TiN. A explicação para este fato, é que ao redor das TiN pode ocorrer microsegregações de Mn e/ou Nb, aumentando a temperabilidade da austenita, evitando a formação de ferrita acicular. Este fenômeno de microsegregação não foi observado ao redor das partículas Ti₂O₃ sendo constatado que essas partículas favorecem a formação de ferrita acicular, melhorando a tenacidade à fratura da ZTA.

2.5.2.3 Influência das inclusões não metálicas:

A resistência à tenacidade à fratura da ZTA, através da coalescência de microvazios, é amplamente influenciada pela fração em volume, forma e distribuição de inclusões não metálicas no aço.

De acordo com DOLBY (1979), as inclusões de sulfeto de manganês (MnS), dos aços acalmados, e as inclusões alinhadas ricas em alumina, Al_2O_3 , são prejudiciais à tenacidade da ZTA. Dessa forma, segundo este autor, deve-se manter a porcentagem de inclusões em níveis baixos, por exemplo, pela diminuição da porcentagem de enxofre. A adição de Ca, Zr ou terras raras ao aço líquido é utilizada para alterar a composição e reduzir a plasticidade, modificando a forma geométrica das inclusões. Assim, a tenacidade à fratura é melhorada.

2.6 Micromecanismos de Fratura:

Os materiais metálicos são muito complexos, podendo apresentar diversas características microestruturais e imperfeições, tais como: precipitados, inclusões, discordâncias, segundas fases. Entretanto, eles possuem basicamente dois modos de fratura:

- fratura transgranular:
 - fratura dúctil por coalescência de microvazios;
 - fratura frágil (por clivagem);
 - por fadiga.
- fratura intergranular:
 - separação de contornos de grão com coalescência de microvazios;
 - separação de contornos de grão sem coalescência de microvazios.

O modo de fratura predominante para as juntas soldadas é o transgranular, assim, será dada maior atenção a este processo de fratura. Além disso, como não é de interesse estudar o crescimento da trinca por fadiga, também não será considerado a fratura transgranular por fadiga, dessa forma, o maior enfoque será para a fratura transgranular dúctil por coalescência de microvazios e frágil por clivagem, ou simplesmente, fratura dúctil e frágil.

Basicamente, o que diferencia macroscopicamente estes dois tipos de fratura é a menor contração das paredes da amostra para a fratura frágil, após o ensaio e, a menor refletividade da superfície fraturada para a fratura dúctil. Entretanto, o ponto de partida para a interpretação dos resultados de tenacidade é a identificação em escala microscópica do mecanismo envolvido no processo de fratura, isto é, nucleação/propagação de microvazios ou microtrincas, e as causas desse processo de fratura (características microestruturais).

2.6.1 Fratura Transgranular Dúctil:

Em escala microscópica, o processo de fratura dúctil envolve a nucleação de microvazios ao redor de discontinuidades como: inclusões, precipitados ou contornos de grão, deixando a superfície de fratura com microcavidades ('dimples'). A forma dessas microcavidades é dependente do tipo de carregamento: equiaxiais, sob carregamento uniaxial, alongados ou parabólicos, para o carregamento por cisalhamento e alongados na direção do rasgamento.

De acordo com EWALDS & WANHILL (1986b), os vazios podem iniciar-se da interface matriz/partícula e da fratura da partícula, dessa forma, a ligação da trinca aos grandes vazios é através dos pequenos vazios originados das partículas menores dispersas no metal. Com o aumento da tensão local, os microvazios crescem, coalescem e formam uma superfície de fratura contínua, como mostra a figura 10. Segundo KNOTT (1976a), a iniciação do vazio depende da ligação entre partícula e matriz e do tamanho das partículas. Para os aços, os vazios nucleiam, mais facilmente, ao redor de inclusões do que ao redor de carbonetos ou nitretos. Além disso, é mais favorável nuclear vazios ao redor de grandes partículas do que pequenas partículas.

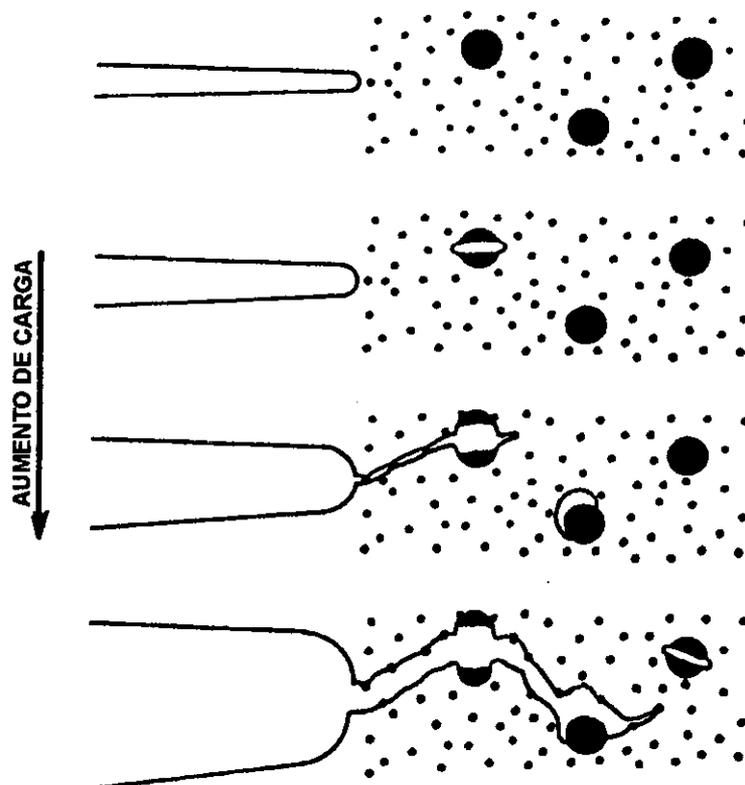


FIGURA 10: Esquema da fratura dúctil, segundo EWALDS & WANHILL (1986b).

LEE et alii (1989), estudando o mecanismo de fratura na ZTA, verificaram que pequenos vazios são inicialmente nucleados através da não coesão entre as ilhas martensíticas e a matriz ferrítica na ZTA, promovendo o cisalhamento da matriz. KIM et alii (1991) perceberam que esses microvazios se formavam da interface das ilhas martensíticas do tipo fibrosa, com uma orientação de $40-50^\circ$ da direção de tração. Quando o cisalhamento conseguia romper as ilhas martensíticas, os vazios se uniam para formar os 'dimples'.

2.6.2 Fratura Transgranular Frágil:

A clivagem ocorre pela separação de ligações atômicas de planos cristalinos bem definidos. Idealmente, a fratura por clivagem teria faces

perfeitamente iguais, seriam completamente planas e sem aspecto. Contudo, como os metais são policristalinos com grãos orientados aleatoriamente, a propagação da trinca por clivagem varia de direção quando ela encontra o contorno de grão, dessa forma, a superfície fraturada tem um aspecto facetado. Junto com a variação de orientação dos grãos, o metal possui ainda, imperfeições (inclusões e precipitados) que causam marcas na superfície de fratura que são características da clivagem.

De acordo com EWALDS & WANHILL (1986b) a principal característica é denominada 'marcas de rio' que são degraus entre os diferentes planos de clivagem. Se os contornos de grão estão mal orientados sobre um mesmo eixo, essas marcas são contínuas através do contorno, conforme a figura 11a. Entretanto, se os grãos estão mal orientados, sobre um mesmo eixo, axialmente, as marcas de rio não cortam os grãos, mas se originam deles, como mostra a figura 11b. Além das marcas de rio, outra característica da fratura por clivagem são as estrias/nervuras. Essa característica pode ser usada para determinar a direção local da propagação da trinca, uma vez que o vértice dessas marcas aponta para a origem da fratura, como mostra a figura 11b.

Segundo KNOTT (1976a), mesmo a fratura frágil é precedida por um pequeno escoamento local ao redor do defeito/imperfeição. Dessa forma, o escoamento é necessário para produzir um núcleo para a trinca por clivagem.

LEE et alii (1989) e KIM et alii (1991) verificaram, na fratura frágil do constituinte M-A, que o processo de iniciação de microvazios é similar aquele da fratura dúctil entretanto, o crescimento dos vazios ocorre por clivagem e não por cisalhamento, ou seja, o primeiro microvazio formado na interface matriz/M-A se propaga catastróficamente como uma trinca de GRIFFITH.

Como foi mencionado anteriormente, as medições de tenacidade podem ser relacionadas à microestrutura local na ponta da pré trinca e ao micromecanismo de fratura (clivagem ou coalescência de microvazios). Além disso, através dos conceitos de mecânica da fratura, os resultados de

tenacidade podem ser usados para determinar a importância/tamanho dos defeitos, quando necessário, sendo de grande importância para assegurar a integridade das estruturas, principalmente, as soldadas.

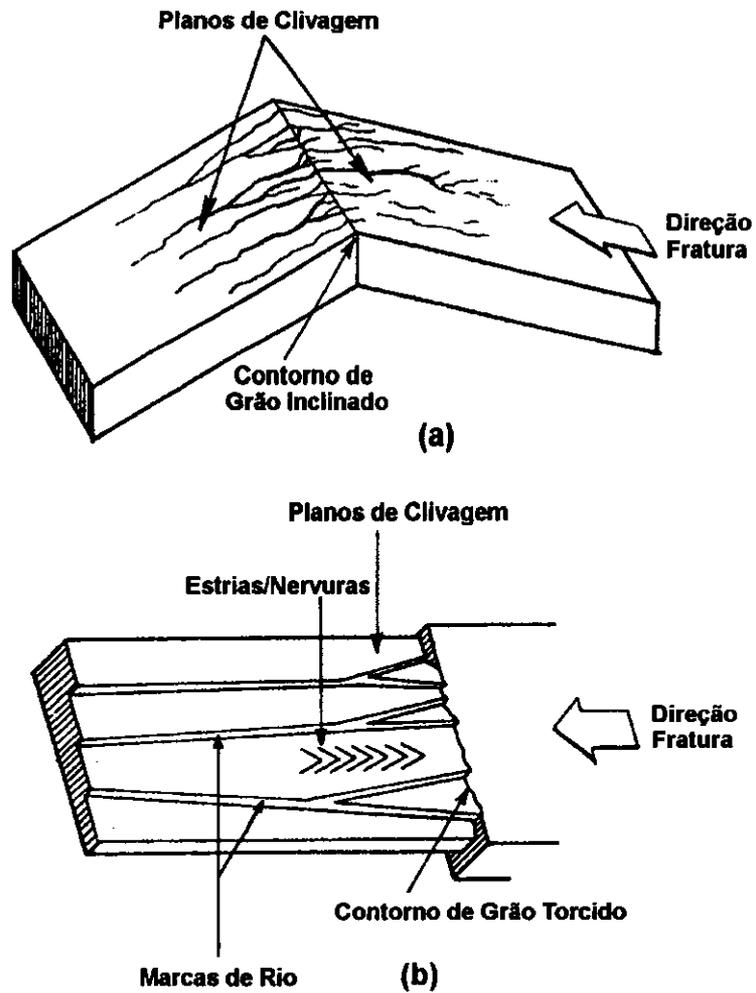


FIGURA 11: Esquema da fratura frágil, conforme EWALDS & WANHILL (1986b).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

O material base utilizado na soldagem foi uma chapa de aço estrutural ARBL resistente à corrosão atmosférica, comercialmente disponível no mercado nacional com a designação USI-SAC-50. O material base foi fornecido na forma de chapas laminadas, recozidas e com uma espessura nominal de 37 mm. A composição química do aço está mostrada na tabela 1.

TABELA 1: Composição química do metal base em porcentagem de massa.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu
0,140	0,439	1,325	0,029	0,008	0,523	0,172	----	0,043	0,374

Durante o processo de soldagem foram utilizados como consumíveis um eletrodo de especificação AWS EM 12K, com diâmetro nominal de 4 mm para a solda de maior insumo de calor e 3 mm para a solda de menor, e um fluxo granulado Oerlikon OP-121-TT. O fluxo utilizado apresenta um comportamento básico, com índice de basicidade igual a 3,1. A composição química do fluxo está mostrada na tabela 2, segundo KOBAYASHI (1994).

TABELA 2: Composição química do fluxo.

Elementos	%
SiO ₂	15
CaO + MgO	35
Al ₂ O ₃ + Mn	20
CaF ₂	25
outros	5

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Procedimento de Soldagem

As chapas laminadas foram cortadas através do processo de oxi-corte, nas seguintes dimensões: 350x160x37 mm. Posteriormente, foi usinado um chanfro 1/2 K no centro da largura de cada uma das chapas, ao longo do seu comprimento que é paralelo ao sentido de laminação. A utilização desta geometria de chanfro visa obter uma ZTA mais retilínea, perpendicular à superfície da chapa, facilitando, assim, o posicionamento do entalhe e posterior pré-trinca por fadiga na ZTA. A figura 12 mostra o perfil das juntas soldadas.

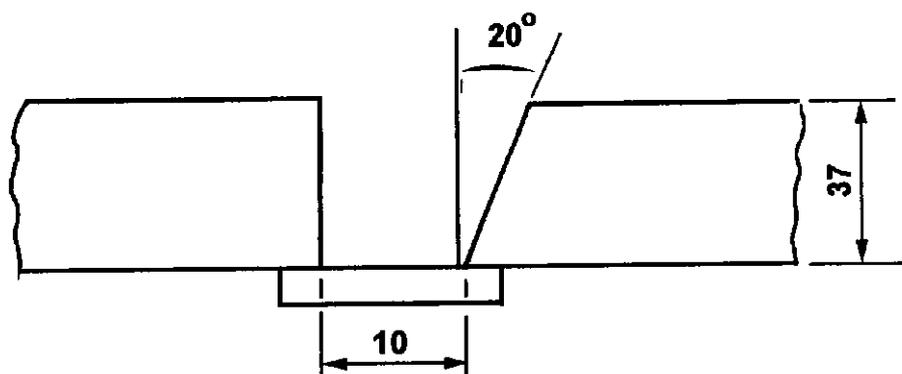


FIGURA 12: Perfil das juntas soldadas.

Antes da soldagem, o fluxo foi ressecado à uma temperatura de aproximadamente 200°C durante 12 horas e, posteriormente, resfriado lentamente no forno. Além disso, realizou-se a limpeza cuidadosa das chapas, a fim de retirar o óleo proveniente da usinagem e a ferrugem, para não haver contaminação das soldas.

Para restringir as deformações causadas pela intensa energia dos ciclos térmicos de soldagem foram utilizados 'mata-juntas'. As chapas também foram

fixadas por grampos na bancada para evitar o desalinhamento em relação ao movimento do carro porta-eletrodo.

Os componentes soldados foram confeccionados utilizando o processo de arco submerso. O equipamento utilizado foi uma máquina Bambozzi do tipo transformador-retificador, com característica estática planar (tensão constante), modelo TRR-3600, 600A, 40V e 36kVA a 100%.

As soldas foram executadas em corrente contínua e polaridade positiva, com a extensão do eletrodo de 32 mm. A soldagem foi realizada em múltiplos passes, sem pré-aquecimento das chapas, e insumos de calor de 30 kJ/cm e de 50 kJ/cm. A tabela 3 mostra os parâmetros de soldagem.

TABELA 3: Parâmetros de soldagem.

Voltagem (V)	Corrente (A)	Velocidade (cm/min)	Insumo de calor* (kJ/cm)
25	580	29	30
30	600	21,6	50

* O insumo de calor é calculado através da seguinte expressão: $IC = \frac{V \cdot A \cdot 60}{v \cdot 1000}$ [kJ/cm]

3.2.2 Metalografia

Após a soldagem, as chapas foram cortadas a fim de realizar o estudo metalográfico, através de exames macro e micrográficos. As amostras foram retiradas das chapas soldadas, mediante um corte transversal em relação ao cordão de solda. As seqüências e os reativos de ataque para revelar a macro e microestruturas estão dados na tabela 4.

A macrografia da região do cordão de solda foi realizada para se observar a seqüência e o número de passes e, identificar as regiões da ZTA para o correto posicionamento do entalhe e da pré-trinca por fadiga para o

ensaio de CTOD. As amostras para macrografia foram preparadas seguindo a seqüência convencional de lixamento, até a lixa de granulação 600, seguido por um pré-polimento na politriz de óxido de cromo e, um posterior polimento com pasta de diamante de 6, 3 e 1 μm . Após o polimento, as amostras foram atacadas com uma solução de ácido clorídrico, ácido acético e ácido nítrico, para revelar a macroestrutura.

Tabela 4: Reativos e seqüência de ataque de macro e micrografia.

Macrografia	15 ml ácido clorídrico + 10 ml ácido acético + 10 ml ácido nítrico Tempo: 15 s
	Nital 2 % Tempo: 20 s
Micrografia	Terpol: 75 ml H ₂ O + 55 ml sabão concentrado (Terpol) + 3,5 g ácido pícrico Tempo: 50 min.

O exame micrográfico foi realizado com a finalidade de caracterizar as microestruturas do metal base e da ZTA, medir o tamanho de grão dessas regiões e identificar a microestrutura amostrada pela ponta da trinca por fadiga e frente de propagação da trinca.

Inicialmente, realizou-se uma caracterização qualitativa dos microconstituintes da ZTA das duas chapas soldadas, com insumo de calor de 30 kJ/cm e 50 kJ/cm. As amostras, neste caso, seguiram a seqüência de lixamento, pré-polimento e polimento das amostras de macrografia. Entretanto, aqui, elas foram atacadas com uma solução de nital 2 %.

O tamanho de grão foi medido por comparação com os tamanhos padrão ASTM na lente de um microscópio VARIOPHOTO com aumento de

100x. O ataque utilizado para revelar os contornos de grão foi aqui denominado Terpol, sua composição está dada na tabela 4.

Para a caracterização da microestrutura, após o ensaio de CTOD, utilizou-se uma técnica de seccionamento do corpo de prova sugerida por DAWES et alii (1989). A técnica está esquematizada na figura 13. Após o seccionamento do corpo de prova, as amostras foram embutidas em resina, lixadas e polidas como nos casos anteriores e atacadas com uma solução de nital 2 %.

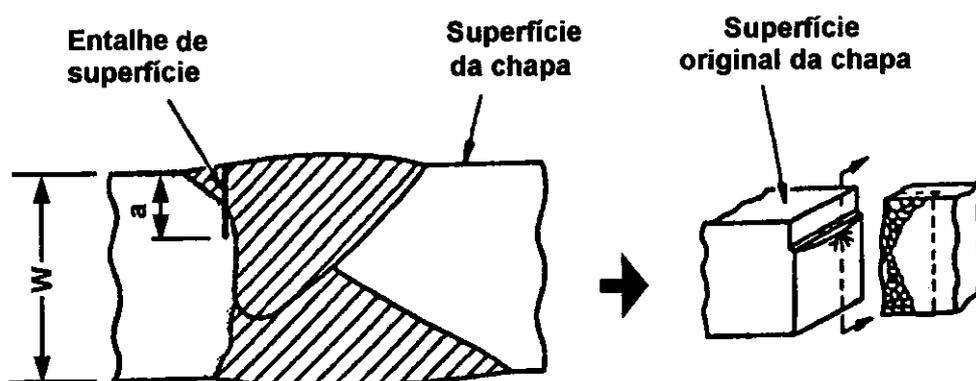


FIGURA 13: Esquema de seccionamento dos corpos de prova para análise micrográfica após ensaio de CTOD, conforme DAWES et alii (1989).

3.2.3 Ensaio Mecânicos

3.2.3.1 Ensaio de dureza

As medições de dureza na região das soldas foram realizadas para levantar o perfil de dureza das juntas soldadas e determinar a dureza nominal das várias regiões dos conjuntos soldados. Os resultados de dureza do metal de solda e da chapa base foram utilizados para estimar o limite de escoamento da ZTA.

Como não é possível retirar corpos de prova de tração da ZTA, visto que esta região é muito estreita na junta soldada, o limite de escoamento da ZTA utilizado no cálculo de CTOD foi estimado através das medições de dureza, segundo a equação 17 e, entre a média dos limites de escoamento da chapa base, determinado experimentalmente, e do metal de solda, determinado através da equação 18.

As medidas de dureza foram obtidas em uma máquina Vickers de impressão piramidal, com carga de 10 kg. As impressões foram posicionadas no centro das juntas soldadas, pois os corpos de prova de CTOD foram extraídos desta região nos componentes soldados, conforme mostra a figura 14. As distâncias entre as impressões de dureza estão de acordo com a norma ASTM E 92-82 (1991).

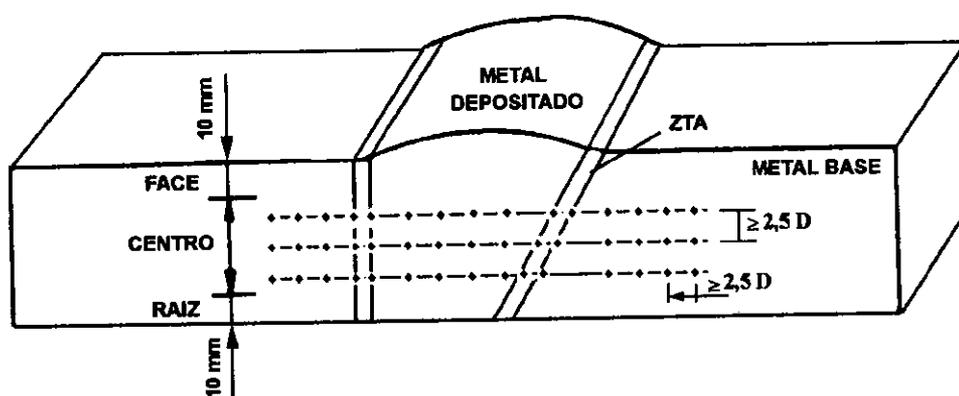


FIGURA 14: Esquema das impressões de dureza em relação aos componentes soldados.

3.2.3.2 Ensaio de CTOD

O ensaio de CTOD foi realizado para avaliar e comparar os resultados de tenacidade à fratura da chapa base e da ZTA das juntas soldadas com insumo de calor de 30 kJ/cm e 50 kJ/cm.

Os corpos de prova foram usinados segundo a norma BS 7448 (1991), com 12 mm de espessura e do tipo flexão três pontos, SENB₍₃₎, padrão-proporcional ($W/B = 2$). Foram extraídos seis corpos de prova de cada junta soldada e seis da chapa base. Metade dessas amostras foram entalhadas lateralmente, segundo a norma ASTM E 813-89 (1991), sofrendo uma redução total da espessura de aproximadamente 20 %. A figura 15 mostra as dimensões dos corpos de prova e sua posição em relação à junta soldada.

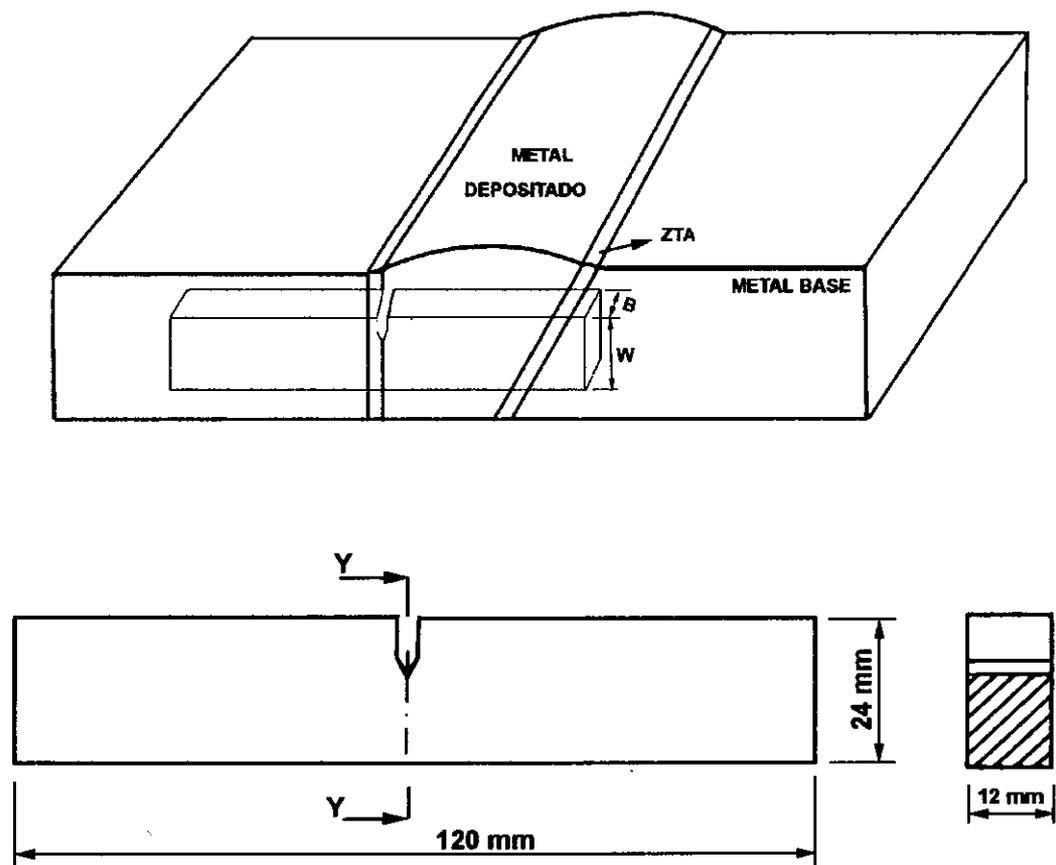


FIGURA 15: Dimensões dos corpos de prova e posição relativa na junta soldada.

Após a usinagem, os corpos de prova foram identificados da seguinte forma:

- CBE_i e CB_i : para a chapa base com e sem entalhe lateral, respectivamente, i representa o número do corpo de prova e varia de 1-6;

- ZE3_i e Z3_i: para a ZTA da solda com 30 kJ/cm, com e sem entalhe lateral, respectivamente, i idem para a chapa base;

- ZE5_i e Z5_i: para a ZTA da solda com 50kJ/cm, com e sem entalhe lateral, respectivamente, i ibid para a chapa base.

Depois de identificados, os corpos de prova foram pré-trincados sob fadiga, à temperatura ambiente, até um comprimento nominal da trinca de 12 mm. Dessa forma, a relação a/W foi mantida em 0,5. Para isto, utilizou-se uma frequência de 30 Hz e uma razão de carga ($R = K_{\min}/K_{\max}$) de 0,1, com o valor de K_{\max} igual a $27 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$.

Durante os ensaios de CTOD, aplicou-se uma solicitação monotonicamente crescente, com taxa de carregamento de $2,7 \text{ MPa} \sqrt{\text{m/s}}$. Além disso, os ensaios foram realizados sob controle de curso do pistão ('stroke control'). O deslocamento da abertura da trinca foi medido através de um extensômetro com 12 mm de fundo de escala. As exigências das normas ASTM E 1290 (1989) e BS 7448 (1991) foram simultaneamente satisfeitas, com relação às condições de carregamento e geometria dos corpos de prova, tanto para o pré-trincamento por fadiga, quanto para o ensaio propriamente dito.

Para a monitoração do crescimento da trinca durante o ensaio, utilizou-se o sistema MTS de Controle Automatizado de ensaios de tenacidade J ('Testlink'). Este sistema utiliza a técnica de variação de flexibilidade elástica das amostras. Além da aquisição dos dados de ensaio, o sistema MTS 'Testlink' pode controlar as máquinas universais de ensaio, como a MTS modelo 810, existente em nosso laboratório, mostrada na figura 16. A aquisição dos dados e controle da máquina são realizados por um micro computador (PC) adequadamente configurado, compatível com o MTS System Co, permitindo saídas gráficas, por exemplo de carga x deslocamento da trinca ($P \times V$), de elevada resolução.

Segundo TARPANI (1995), o pacote 'Testlink' consiste basicamente de um microconsole MTS modelo 458.20 para geração e controle das funções e, de uma interface MTS modelo 459.16 acoplada a um computador (PC), para controle e aquisição dos dados. O microconsole, mostrado na figura 17, permite ensaios sob controle de carga, deformação ou de curso de pistão da servo-hidráulica. Para o controle da servo-válvula, ou seja, de curso de pistão, o microconsole utiliza um controlador 458.13 AC e, controladores 458.11 DC para os outros dois modos de controle, isto é, carga e deformação.

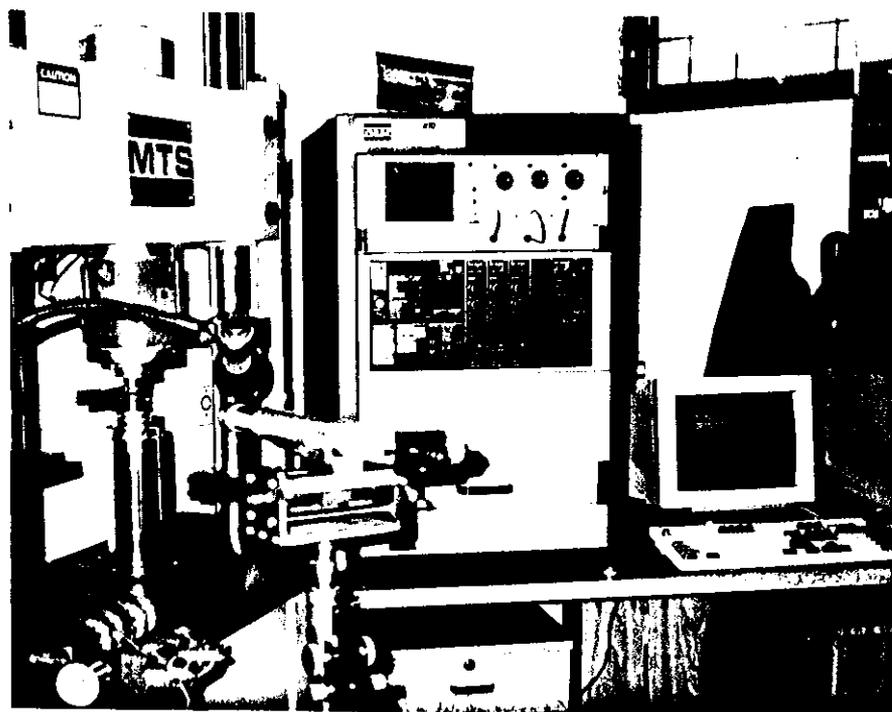


FIGURA 16: Vista geral do equipamento de ensaio.

Depois do ensaio, os corpos de prova foram fraturados no nitrogênio líquido para a medição do tamanho da trinca por fadiga, a_0 . Para isto, observou-se a superfície de fratura em um microscópio, com aumento de 20x, no qual foi adaptado um suporte graduado para a amostra com resolução de 1/1000 mm. Nove medições da trinca por fadiga, igualmente espaçadas, ao longo da espessura, foram realizadas. Para a determinação de a_0 , calculou-se

primeiro a média das duas medidas próximas às duas bordas e, depois, calculou-se a média deste valor com as sete medidas restantes.

Após a coleta dos dados no ensaio e o cálculo do tamanho da pré-trinca por fadiga, utilizou-se um 'software' desenvolvido por ROSA NETO (1991) para o cálculo de CTOD.

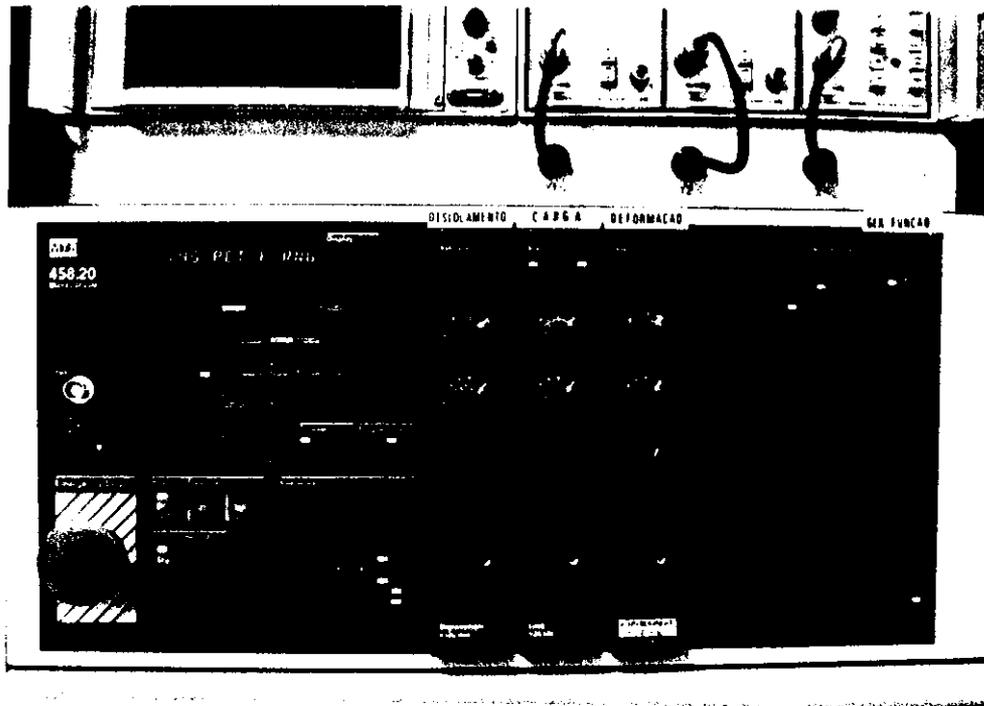


FIGURA 17: Foto do microconsole.

3.2.4 Fratografia

As superfícies de fratura foram observadas com a finalidade de verificar o tipo de fratura (dúctil e frágil), comparando os aspectos entre os corpos de prova das juntas soldadas e os corpos de prova da chapa base e, verificar a causa do início da propagação da trinca. O equipamento utilizado para a análise das superfícies de fratura foi um microscópio eletrônico de varredura modelo ZEISS DSM 960.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Depois de realizar um estudo teórico, com a revisão da literatura, e de apresentar os procedimentos experimentais, nos capítulos 2 e 3, respectivamente, agora será apresentado os resultados finais deste trabalho, bem como, a discussão dos mesmos. Dessa forma, tentar-se-á fazer uma relação entre este capítulo e os anteriores, a fim de entender melhor os resultados aqui mostrados.

4.1 METALOGRAFIA

4.1.1 Macrografia

A figura 18 apresenta os aspectos macrográficos das juntas soldadas com 30 kJ/cm e 50 kJ/cm de insumo de calor. Pode-se observar, nesta figura, o número de passes de soldagem, o posicionamento dos cordões de solda e o local onde foi usinado o entalhe e, posteriormente, o pré-trincamento por fadiga para o ensaio de CTOD.

As juntas soldadas com 30 kJ/cm e 50 kJ/cm apresentam 11 e 8 passes, respectivamente, como pode ser observado na figura 18. O maior número de passes para a solda com 30 kJ/cm é consequência da menor energia de soldagem, por isso, a quantidade de metal depositado durante a soldagem é menor, sendo necessário um número maior de cordões para o preenchimento total do chanfro.



FIGURA 18: Macrografia das juntas soldadas com 30 kJ/cm e 50 kJ/cm de insumo de calor.

Para minimizar o refinamento da ZTA de granulação grosseira, causado pelos passes posteriores de soldagem, procurou-se posicionar os cordões de solda cuidadosamente uns sobre os outros, de forma a evitar o empilhamento vertical dos mesmos. Para isto, foi utilizado uma técnica, apresentada por PISARKI & HARRISON (1987), que consiste em posicionar os cordões de solda em forma de 'zigzag'. Esta técnica, além de minimizar o refinamento de grão na ZTA, também pode aumentar a porcentagem da região de granulação grosseira na junta soldada. Como pode ser visto na figura 18, a junta soldada com 30 kJ/cm apresenta a colocação dos cordões em forma de 'zigzag', entretanto, a junta soldada com 50 kJ/cm mostra um certo empilhamento vertical. De acordo com PISARKI & HARRISON (1987), para a obtenção do posicionamento dos cordões em 'zigzag', para soldas com insumo de calor acima de 45 kJ/cm, é necessário diminuir o diâmetro do eletrodo e a velocidade de soldagem ou, realizar as soldas em correntes mais

elevadas, por exemplo, 700 A. Devido à disponibilidade de material (eletrodo com diâmetro nominal de 4,0 mm) e capacidade do equipamento de soldagem (600 A a 100%), não foi possível, no presente trabalho, obter o mesmo aspecto dos cordões de solda para ambas as juntas soldadas.

Apesar da boa retilinidade das ZTA's no lado vertical do chanfro, para ambas as soldas, pode-se observar, na figura 18, que as ZTA's são relativamente estreitas. As soldas com 30 kJ/cm apresentam uma ZTA com aproximadamente 3,5 mm de largura, enquanto que a de 50 kJ/cm, 4,0 mm.

4.1.2 Micrografias

A microestrutura da chapa base é composta basicamente por ferrita poligonal e perlita, conforme mostra a figura 19. Além disso, pode-se observar um certo bandeamento da microestrutura, ocasionado pela laminação da chapa e, um tamanho de grão ASTM 8.

Devido à complexidade microestrutural observada na microscopia ótica da ZTA de granulação grosseira, de ambas as juntas soldadas, restringiu-se a identificação dos constituintes em ferrita poligonal (FP), ferrita de placas laterais (FPL), bainita (B). Além disso, fez-se uma análise microestrutural qualitativa, uma vez que a quantificação das fases seria uma tarefa muito complicada, neste caso.

As figuras 20 e 21 mostram a microestrutura da região de granulação grosseira, próxima à linha de fusão, para a junta soldada com 30 kJ/cm. Pode-se observar a ocorrência de grande variação microestrutural, conforme a figura 20 e, ainda, a presença de constituintes intragranulares (B, e FPL) de alta dureza e baixa tenacidade, como mostra a figura 21. Nessas micrografias, verifica-se a presença de bainita e ferrita de placas laterais, porém, nada pode

ser dito a respeito de suas morfologias. O tamanho de grão para esta região da ZTA é ASTM 5.



FIGURA 19: Microestrutura da chapa base. Aumento de 125x.

Com o aumento do insumo de calor para 50 kJ/cm, houve uma diminuição dos constituintes microestruturais intragranulares de baixa tenacidade e um aumento da proporção dos produtos transformados em temperaturas mais elevadas como a ferrita poligonal (FP). Mesmo assim, ainda restou uma certa quantidade de bainita (B) e ferrita de placas laterais (FPL) na ZTA de granulação grosseira, como mostra as figuras 22 e 23. Apesar da diminuição dos constituintes intragranulares de baixa tenacidade, houve um aumento do tamanho de grão (ASTM 3), causado pelo maior tempo de permanência em altas temperaturas para esta junta soldada. Dessa forma, a baixa tenacidade poderá estar relacionada com o tamanho de grão.

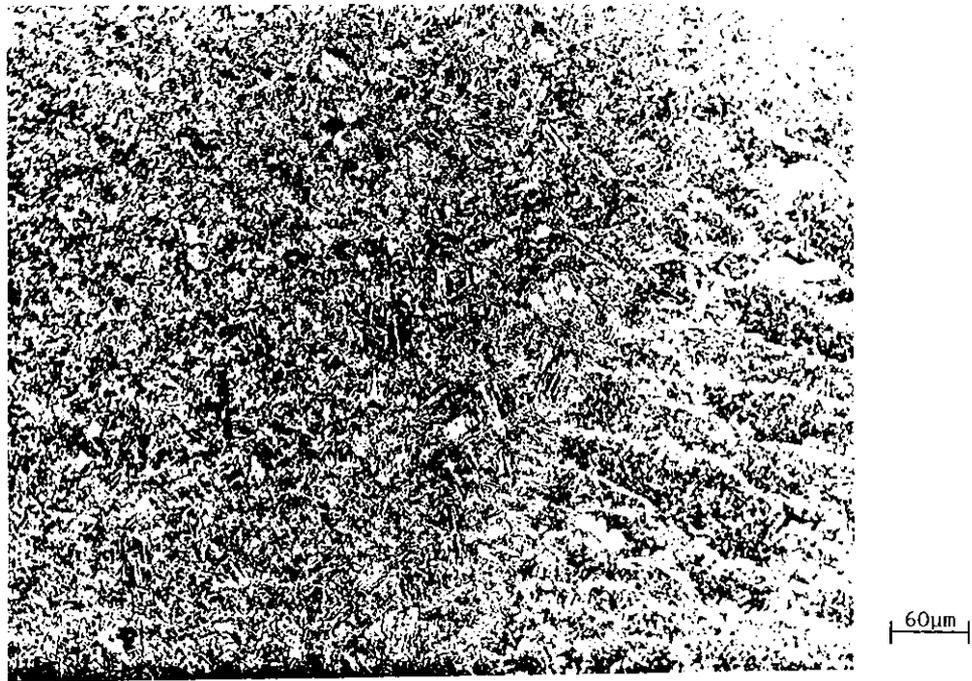


FIGURA 20: Micrografia da ZTA de granulação grosseira da junta soldada com 30 kJ/cm. Aumento de 125x.

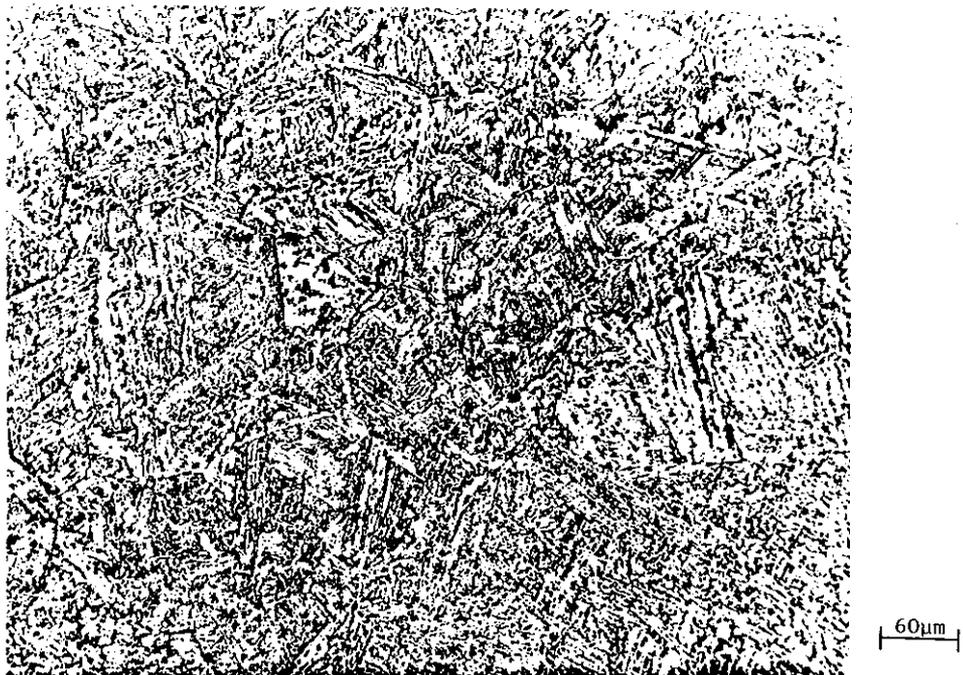


FIGURA 21: Micrografia da ZTA de granulação grosseira da junta soldada com 30 kJ/cm. Aumento de 625x.

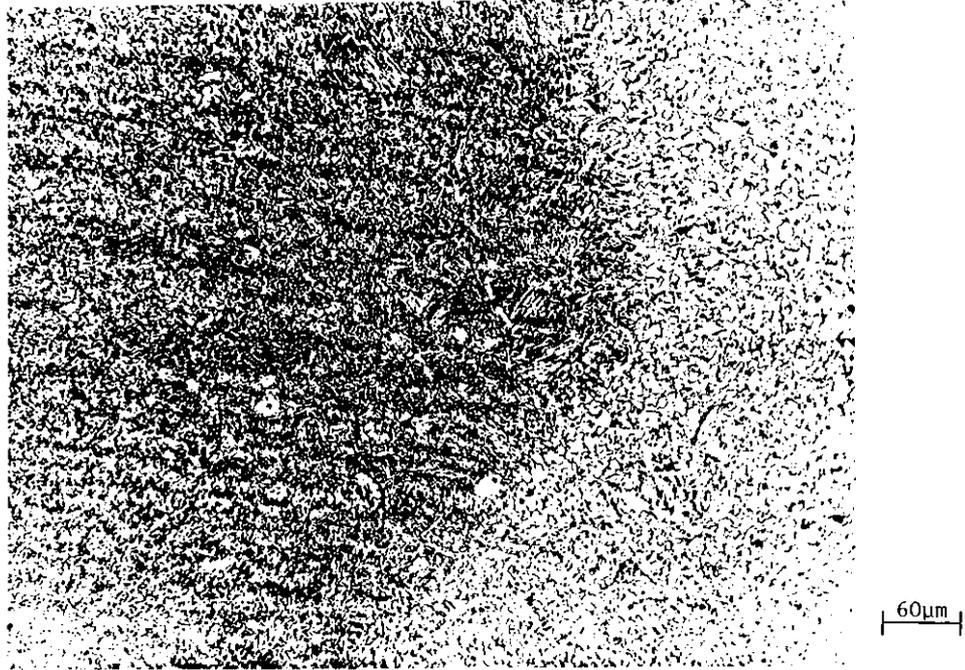


FIGURA 22: Micrografia da ZTA de granulação grosseira da junta soldada com 50 kJ/cm. Aumento de 125x.

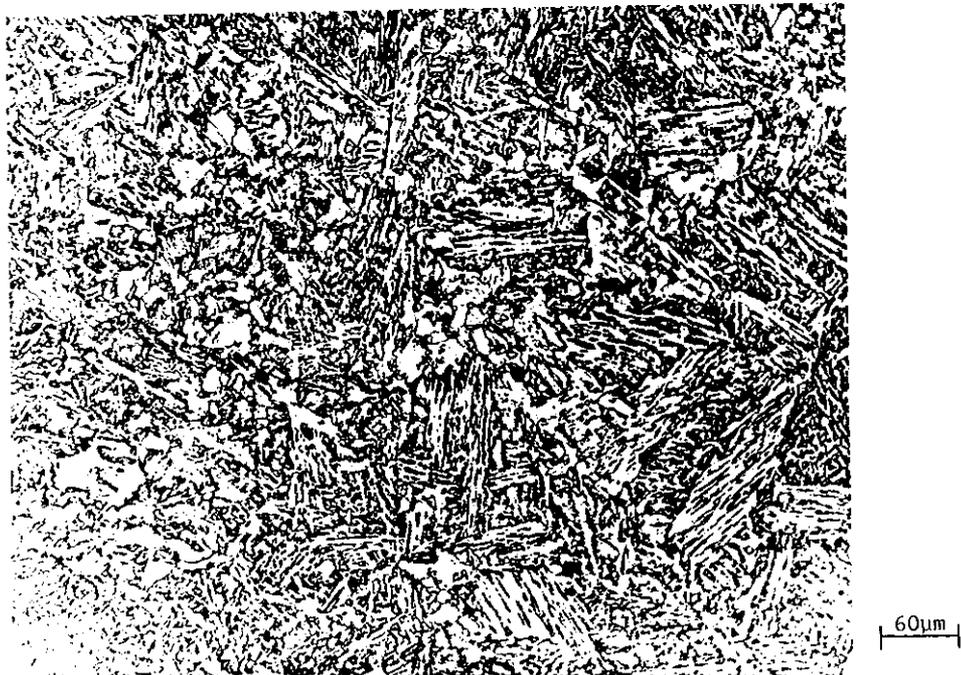


FIGURA 23: Micrografia da ZTA de granulação grosseira da junta soldada com 50 kJ/cm. Aumento de 625x.

Como o processo de transformação das fases na ZTA é controlado pela composição química da chapa base (temperabilidade da austenita) e pelo processo/procedimento de soldagem (insumo de calor ou ciclo térmico), pode-se estudar as interações entre essas variáveis através de um diagrama de transformação com resfriamento contínuo (diagrama ou curvas CCT: 'continuous cooling transformation').

GONÇALVES (1995) determinou a curva CCT para o aço utilizado no presente trabalho, conforme mostra a figura 24. A partir deste diagrama, verificou-se que as microestruturas obtidas para as condições de resfriamento entre B1 e B8 (10-20°C/s) são características dos processos convencionais de soldagem a arco para a região de granulação grosseira das ZTA's. Dessa forma, as microestruturas apresentadas nas figuras 20-23 estão de acordo com o processo de transformação para o aço em questão. Apesar da concordância entre os resultados deste diagrama e os constituintes microestruturais mostrados nas figuras 20-23, algumas observações são necessárias:

-a perlita (P) não é observada nas micrografias, pois a região estabelecida entre as condições de resfriamento B1 e B8, da figura 24, é muito pequena. Além disso, com a influência dos ciclos térmicos de soldagem, causados pelos passes posteriores, alguma perlita que pudesse estar presente, seria transformada em outros constituintes na ZTA de granulação grosseira, uma vez que nessa região os picos de temperatura ultrapassam 620°C (início de transformação da perlita com a condição de resfriamento B1);

-não foi observado a presença de martensita na região de granulação grosseira mostrada nas figuras 20 e 21, possivelmente devido a influência dos ciclos térmicos posteriores de soldagem. GONÇALVES (1995), ao contrário, observou este constituinte microestrutural, na condição de resfriamento B8, pois a amostra estava sujeita a um único ciclo térmico, ou seja, um aquecimento até 1100°C seguido de um resfriamento (B8).

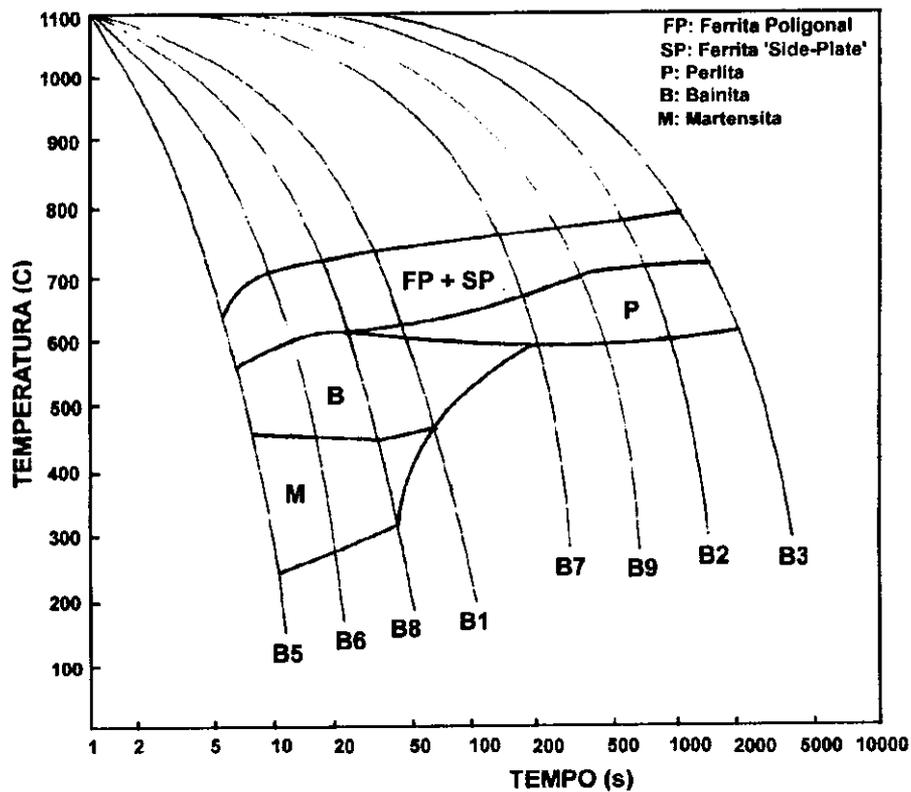


FIGURA 24: Curva CCT para o aço USI-SAC-50, determinada por GONÇALVES (1995).

-para a obtenção do diagrama CCT da figura 24, foi utilizado uma temperatura de austenitização de 1100°C. Como o pico de temperatura na ZTA de granulação grosseira é superior a 1200°C, em poucos segundos, a temperabilidade do material é menor do que a da ZTA, pois temperaturas inferiores de austenitização reduzem o tamanho de grão. GONÇALVES (1995) estabeleceu um tempo de permanência a 1100°C de 5 minutos, a fim de minimizar o efeito da temperabilidade sobre o comportamento de transformação, causado pelo tamanho de grão. Dessa forma, verifica-se a concordância entre os resultados microestruturais obtidos por aquele autor e as micrografias das figuras 20-23.

4.2 ENSAIOS MECÂNICOS

4.2.1 Ensaio de Dureza

Depois de realizar as impressões de dureza, conforme a figura 14 do item 3.2.3.1, calculou-se as médias das durezas Vickers para a chapa base, metal de solda e ZTA. Estes resultados estão mostrados na tabela 5. Além disso, determinou-se o perfil de dureza para ambas as juntas soldadas, sendo mostrado na figura 25.

TABELA 5: Resultados de dureza Vickers para as juntas soldadas.

Insumo de calor (kJ/cm)	Chapa Base (HV ₁₀)	Metal de Solda (HV ₁₀)	ZTA (HV ₁₀)
30	181	185	234
50	181	172	221

A diminuição de dureza da ZTA com o aumento do insumo de calor, observada na tabela 5, pode ser explicada através do comportamento de transformação da austenita. Para a junta soldada com menor insumo de calor, a dureza mais elevada está associada ao menor tempo de transformação da austenita, $\Delta t_{8/5}$. Por outro lado, para a solda realizada com 50 kJ/cm, as baixas taxas de resfriamento (maior $\Delta t_{8/5}$) possibilitam a formação de constituintes microestruturais de baixa dureza. Pode-se constatar este comportamento de transformação através das figuras 20 a 23, onde se observa que uma parte dos constituintes microestruturais de dureza mais elevada, mostradas nas figuras 20 e 21, deram lugar às microestruturas de dureza inferior (ferrita poligonal), conforme figuras 22 e 23. WANG et alii (1990) também observaram que a dureza diminuía com o aumento do insumo de calor (30-60 kJ/cm). Tal

comportamento foi atribuído à formação de ferrita acicular, em insumo de calor mais elevado, no lugar da bainita, formada em baixo insumo.

Os resultados da tabela 5 exibem uma tendência geral do comportamento de transformação da austenita nas regiões características dos conjuntos soldados. Entretanto, tais resultados não mostram o efeito da variação local da microestrutura, por exemplo na ZTA. Para contornar esta limitação, determinou-se o perfil de dureza das juntas soldadas, conforme mostra a figura 25.

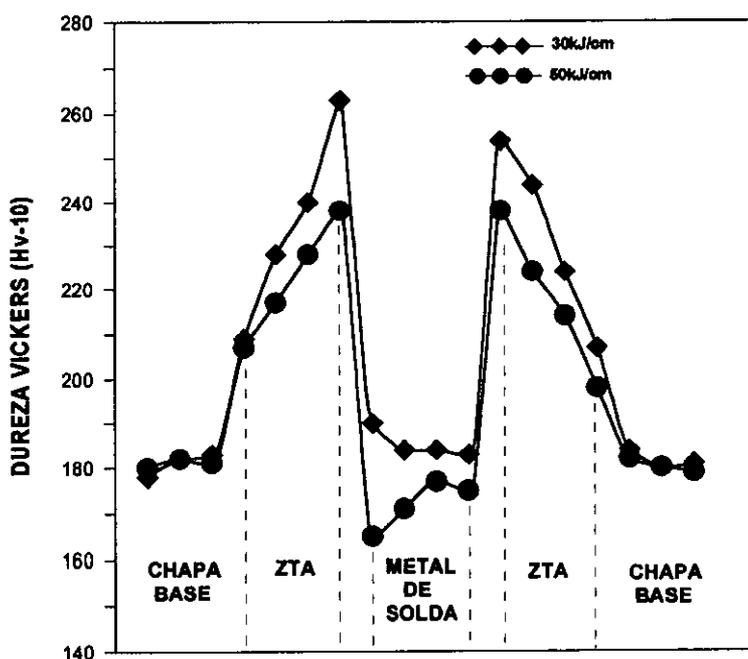


FIGURA 25: Perfil de dureza das juntas soldadas.

Pode-se observar da figura 25 que os maiores picos de dureza situam-se nas ZTA's dos dois conjuntos soldados. Este comportamento é decorrente da presença das microestruturas mais duras, na região de granulação grosseira, e do refinamento de grão que ocorre em algumas regiões da ZTA. Os valores máximos, 263 HV para a junta soldada com 30 kJ/cm, e 238 HV para a junta com 50 kJ/cm, representam a dureza das regiões de granulação grosseira. Com este resultado, pode-se comprovar o efeito do tempo de transformação da

austenita, $\Delta t_{8/5}$, causado pelo insumo de calor, sobre a dureza da ZTA de granulação grosseira, descrito anteriormente.

CASTRO (1992) também observou que a junta soldada com 30 kJ/cm apresentava valores mais elevados de dureza na ZTA do que a de 50 kJ/cm. Entretanto, a diferença entre os valores máximos para a região de granulação grosseira foi menor (220-210 HV) que os resultados aqui apresentados (263-238 HV). Isto ocorre, principalmente, por causa da diferença entre o aço utilizado por aquele autor (BS 4360 G50D, microligado ao Nb e Ti) e o do presente trabalho (USI-SAC-50, microligado com Cr e Cu), uma vez que as soldas foram realizadas com os mesmos níveis de insumo de calor.

4.2.2 Ensaio de CTOD

O limite de escoamento, utilizado no cálculo de CTOD, normalmente é obtido através de ensaios de tração, entretanto, como a ZTA é uma região muito pequena na junta soldada, para a retirada de corpos de prova de tração, deve-se estimar o limite de escoamento da ZTA.

A partir dos resultados de dureza do metal de solda, apresentados na tabela 5, calculou-se o limite de escoamento desta região para cada junta soldada, conforme a equação 18, da revisão bibliográfica. Tal procedimento segue a recomendação de DAWES et alii (1989). Em seguida, estimou-se o limite de escoamento da ZTA, através da média entre o limite de escoamento do metal de solda (calculado) e da chapa base (através de ensaio de tração). Os resultados estão apresentados na tabela 6.

De acordo com DIETER (1981), a dureza e o limite de escoamento são propriedades mecânicas que se comportam de maneira análoga para os aços em geral, isto é, quanto maior a dureza do material, maior o seu limite de escoamento. Assim, analisando-se os resultados das tabelas 5 e 6, observa-se

que as ZTA's possuem os maiores valores de dureza da junta soldada (234 HV e 221 HV para os conjuntos soldados com 30 e 50 kJ/cm, respectivamente), como mostra a tabela 5. Entretanto, esta região apresenta valores intermediários de limite de escoamento (402 e 382 MPa, respectivamente), conforme a tabela 6.

A fim de evitar a discrepância verificada anteriormente, o limite de escoamento das ZTA's foi estimado através da equação 17 e, está mostrado na tabela 6. O expoente de encruamento, n , usado foi 0,12. A vantagem de determinar o limite de escoamento através da equação 17 é a utilização, direta, dos valores de dureza das ZTA's.

O expoente de encruamento, n , adotado (0,12) está de acordo com GONÇALVES (1991). Este autor determinou n para as ZTA's de soldas do aço USI-SAC-50, com e sem adição de pó de ferro, e para níveis de insumo de calor (36 e 45 kJ/cm) similares aos do presente trabalho (30 e 50 kJ/cm). BOSE (1995) obteve boa concordância entre o limite de escoamento determinado através da equação 17 e através de ensaios de tração no cordão de solda. Este autor ainda verificou que o valor do expoente de encruamento para soldas múltiplos passes de aços ARBL variava de 0,1 a 0,15.

TABELA 6: Limites de escoamento para as várias regiões da junta soldada.

Insumo de Calor (kJ/cm)	$\sigma_{eCB}^{(*)}$ (MPa)	$\sigma_{eMS}^{(**)}$ (MPa)	$\sigma_{eZTA}^{(***)}$ (MPa)	$\sigma_{eZTA}^{(****)}$ (MPa)
30	389	415	402	580
50	389	374	382	548

(*) Limite de escoamento da chapa base, determinado experimentalmente;

(**) Limite de escoamento do metal de solda, determinado através da equação 18;

(***) Limite de escoamento da ZTA, estimado entre a média de (*) e (**), de acordo com DAWES et alii (1989);

(****) Limite de escoamento da ZTA, estimado através da equação 17.

As figuras 26 e 27 apresentam os diagramas de carga (P) versus o deslocamento da abertura do extensômetro (V) de um único corpo de prova para a chapa base e para as juntas soldadas com 30 e 50kJ/cm, entalhados e não, respectivamente. Estes diagramas demonstram o comportamento característico dos demais corpos de prova, visto que a variação da flexibilidade elástica (VFE) é utilizada para a monitoração do crescimento da trinca e obtenção destes diagramas.

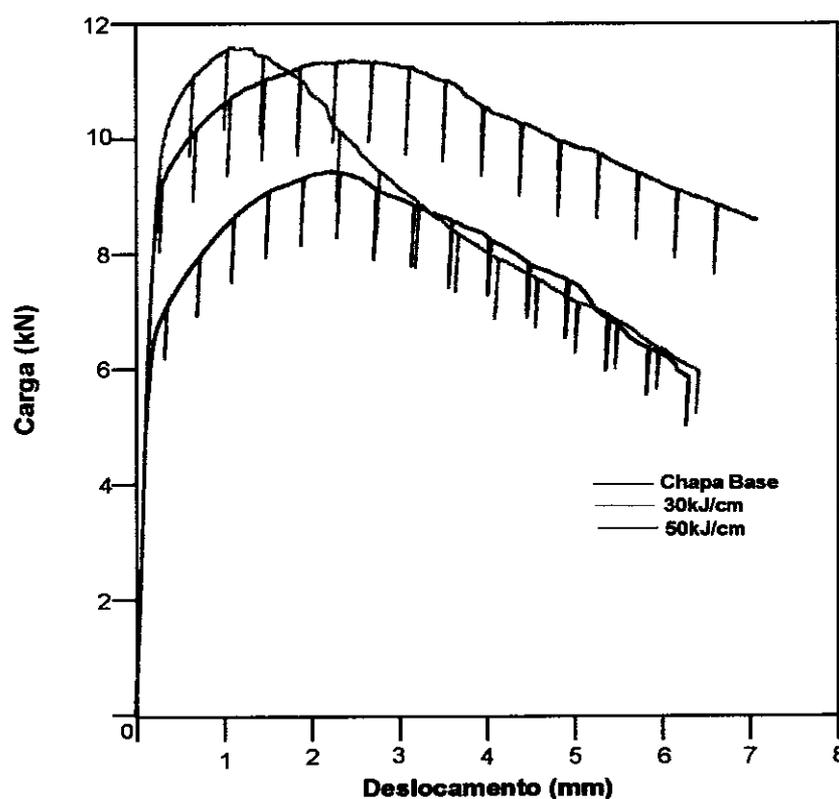


FIGURA 26: Diagrama carga (P) x deslocamento da abertura do extensômetro (V) para corpos de prova entalhados lateralmente.

As curvas mostradas nas figuras 26 e 27 são diagramas PxV para materiais dúcteis, uma vez que não é observado a propagação instável da trinca. Além disso, também não são observados descontinuidades no crescimento da trinca, como 'pop-in'. Assim, o crescimento (estável) da trinca ocorre depois do alcance da carga máxima, caracterizando o caso VI da figura

5, onde o valor de CTOD crítico, δ_m , para a propagação estável da trinca, após a carga máxima, pode ser determinado.

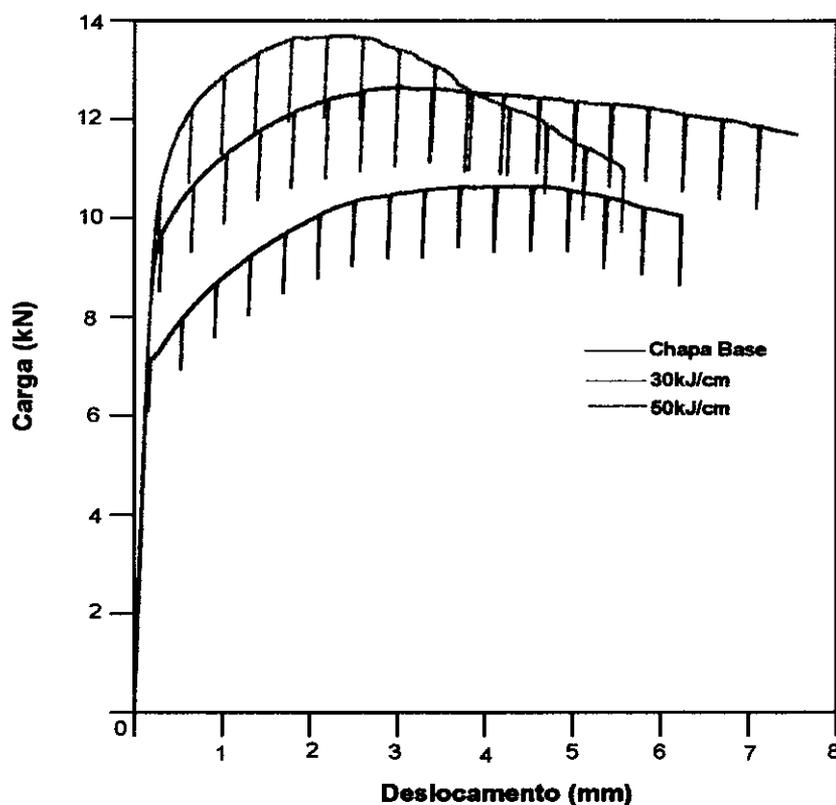


FIGURA 27: Diagrama carga (P) x deslocamento da abertura do extensômetro (V) para corpos de prova não entalhados lateralmente.

Comparando-se as curvas das figuras 26 e 27, percebe-se que os níveis de máxima carga para as amostras não entalhadas lateralmente são maiores do que os níveis das entalhadas. Tal tendência é observada, por causa da elevada ductilidade do material ensaiado (chapa base e juntas soldadas). A introdução de entalhes laterais produz frentes de propagação da trinca mais retilíneas, conforme mostra a figura 28, evitando o tunelamento (arredondamento) da trinca, cuja propagação ocorre sob tensão plana. Dessa maneira, a remoção parcial da região de tensão plana da superfície do corpo de prova diminui o efeito da plasticidade do material, tal como foi mencionado no item 2.4 da revisão bibliográfica.

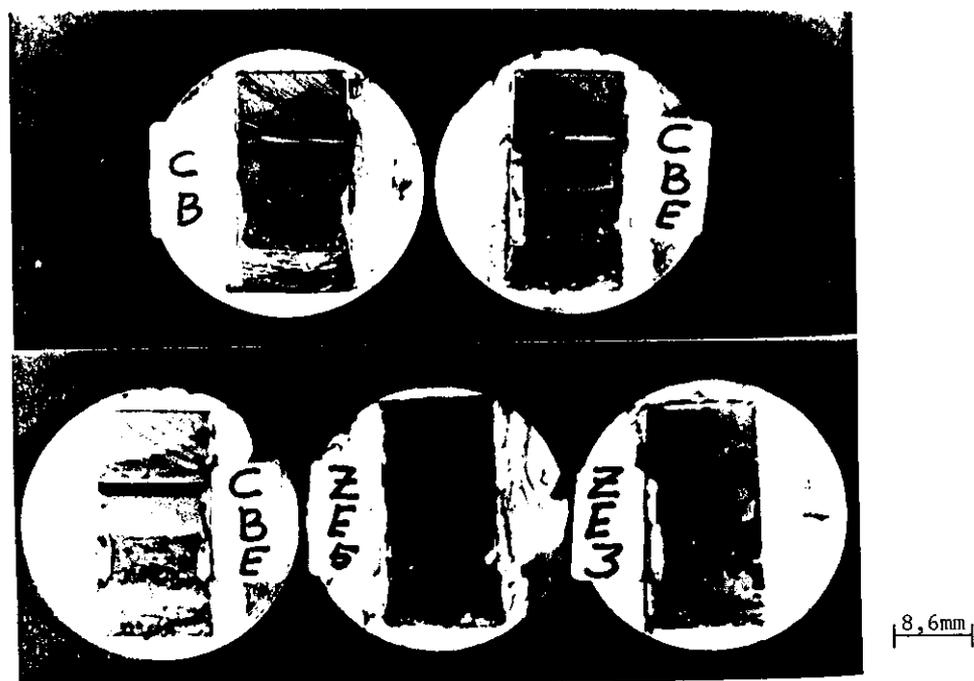


FIGURA 28: Superfície de fratura dos corpos de prova, após o ensaio de CTOD.

A tabela 7 apresenta os resultados de CTOD de carga máxima, δ_m , calculados segundo as normas BS 7448 (1991), δ_{BS} , e ASTM E1290 (1989), δ_{AS} . Além disso, a tabela também apresenta os valores de carga máxima com o respectivo deslocamento plástico da abertura do extensômetro, obtidos de gráficos como as curvas das figuras 26 e 27, para cada amostra ensaiada.

Os valores de CTOD calculados segundo a norma ASTM E1290, δ_{AS} , são aproximadamente 7% maiores do que os calculados pela norma BS 7448, δ_{BS} , como pode ser visto na tabela 7. Esta tendência é observada tanto para os corpos de prova da chapa base como para os das duas juntas soldadas com 30 e 50 kJ/cm, entalhados ou não lateralmente. BHATTACHARYA & KUMAR (1992) fizeram uma análise comparativa entre os valores de CTOD, obtidos segundo a antiga norma BS 5762 (1979) e ASTM E 1290 (1989), para corpos

de prova do tipo flexão 3 pontos. Estes autores verificaram uma diferença de apenas 0,4% para os valores de δ_m . A divergência entre estas variações percentuais (7 e 0,4%) pode ser explicada através do método de determinação do valor de CTOD para as normas em questão.

TABELA 7: Resultados de CTOD calculados segundo as normas BS 7448 (1991) e ASTM E 1290 (1989), e, carga máxima com o correspondente deslocamento plástico.

CP	$P_{m\acute{a}x.}$ (kN)	V_{pl} (mm)	δ_{BS}^* (mm)	δ_{AS}^* (mm)
CB1	10,70	3,65	0,81	0,87
CB2	10,66	4,35	1,03	1,11
CB3	10,84	3,86	0,93	1,00
CBE1	9,68	3,04	0,74	0,79
CBE2	9,44	3,14	0,77	0,82
CBE3	8,80	3,10	0,73	0,78
Z31	13,62	1,70	0,45	0,48
Z32	12,06	2,07	0,50	0,53
Z33	13,70	2,34	0,60	0,64
ZE31	11,53	1,35	0,35	0,37
ZE32	11,59	1,18	0,30	0,31
ZE33	11,42	1,31	0,33	0,36
Z51	12,75	3,33	0,85	0,91
Z52	12,65	3,56	0,88	0,94
Z53	12,68	3,13	0,77	0,83
ZE51	12,69	2,41	0,60	0,65
ZE52	11,36	2,49	0,62	0,66
ZE53	11,61	2,51	0,61	0,65

Nota: Todos os valores de CTOD foram determinados para a máxima carga, δ_m .

No passado, as principais diferenças na determinação do valor de CTOD entre as normas ASTM e BS eram: o valor adotado do fator rotacional plástico, r , a medição do comprimento da pré-trinca por fadiga, a_0 , e da propagação estável da trinca e a construção da curva de resistência CTOD $\times\Delta a$. Atualmente, a norma BS 7448 (1991) difere da ASTM E1290 (1989), para corpos de prova do tipo SENB₍₃₎, somente com relação ao valor do fator rotacional adotado, 0,4 e 0,44, respectivamente. Por essa razão, a variação de 7%, aqui verificada, entre δ_{AS} e δ_{BS} é atribuída basicamente à diferença no valor de r adotado pelas normas, enquanto que os erros considerados no trabalho de BHATTACHARYA & KUMAR (1992), relativos aos valores adotados para r e a determinação de a_0 , somaram-se de forma a diminuir a diferença (0,4%) entre os valores de CTOD de carga máxima para as normas BS 5762 (1979) e ASTM E1290 (1989).

O valor do fator rotacional plástico, r , sempre foi objeto de controvérsia na determinação do valor de CTOD crítico. SHANG-XI (1983) observou que r assumia um valor constante igual a 0,45 para pequenas quantidades de crescimento de trinca, independente do valor de a_0/W . KOLEDNIK (1988) e SHI et alii (1992) verificaram que o valor de r , somente era constante depois que a amostra atingisse o escoamento geral. KOLEDNIK (1988) determinou uma valor aparente, $r^{(a)}$, e um real, $r^{(r)}$, onde $r^{(r)}$ variava de ∞ , para o início do carregamento, até um valor constante, pouco acima de 0,4. SHI et alii (1992) observaram que r variava de 0 (condição limite estabelecida para trincas pequenas), para o início do carregamento, até 0,53 para a máxima carga.

Apesar da controvérsia com relação à determinação dos valores de r , apresentada pelos autores citados anteriormente, todos eles concordam que o valor adotado (0,4) pela norma BS 7448 (1991), anteriormente BS 5762 (1979), é inconveniente.

O presente trabalho não tem o mérito de discutir qual valor de r , adotado pelas normas BS e ASTM, é o mais conveniente, entretanto, caso o

fator rotacional plástico fosse igual para ambas as normas, a diferença entre os valores de δ_{AS} e δ_{BS} diminuiria de 7% para aproximadamente 1,5%.

A diferença entre os valores de CTOD calculados segundo as normas BS 7448 (1991) e ASTM E1290 (1989), discutida anteriormente, não afeta o comportamento final dos resultados dos ensaios para ambas as normas. Observando-se as figuras 29 e 30, percebe-se que a menor tenacidade à fratura (menores valores de CTOD) é apresentada pela ZTA da junta soldada com 30 kJ/cm. Além disso, também se observa que os resultados de CTOD para os corpos de prova não entalhados lateralmente são mais elevados e dispersos do que os resultados dos corpos de prova com entalhe lateral.

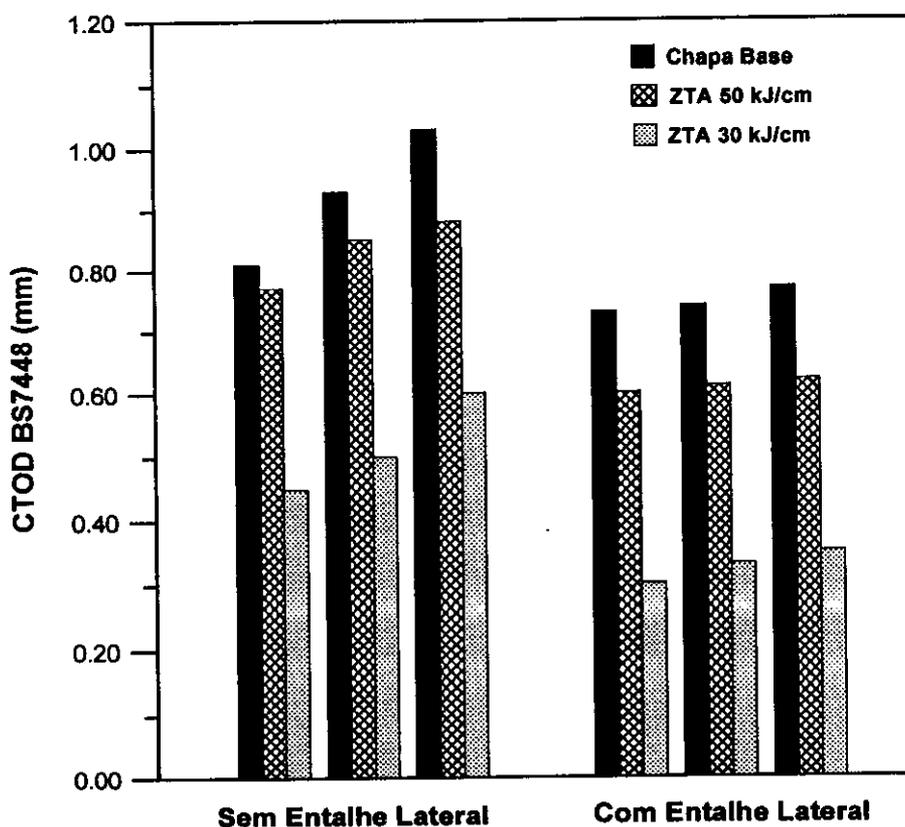


FIGURA 29: Comportamento dos resultados de CTOD, calculados segundo a norma BS 7448 (1991), em função do entalhamento lateral das amostras.

Os valores mais elevados e a dispersão dos valores de CTOD, verificados para as amostras sem entalhe lateral nas figuras 29 e 30, ocorrem devido ao efeito da plasticidade do material ensaiado sobre a técnica de variação da flexibilidade elástica (VFE), utilizada na obtenção dos parâmetros necessários à determinação do CTOD (diagramas PxV e crescimento de trinca).

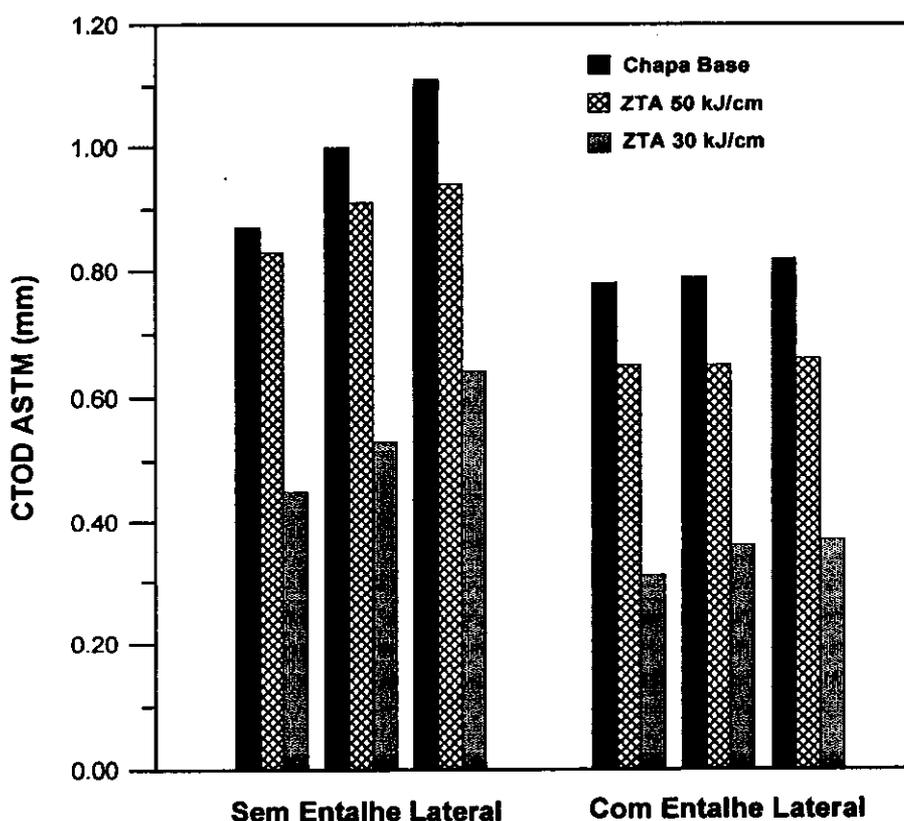


FIGURA 30: Comportamento dos resultados de CTOD, calculados segundo a norma ASTM E1290 (1989), em função do entalhamento lateral das amostras.

A condição de tensão plana, estabelecida nas superfícies laterais lisas dos corpos de prova, produz propagação tunelada da trinca, como mostra a figura 28, com acentuado fluxo plástico, tornando os dados obtidos dos ensaios monitorados pela técnica VFE duvidosos. Por outro lado, com a introdução de entalhes laterais, a propagação média através da espessura da amostra é idêntica (frentes de propagação reta, figura 28), devido ao maior

confinamento plástico. Dessa forma, a dispersão dos dados é reduzida, aumentando a confiabilidade da técnica VFE, tal como foi mencionado no item 2.4 da revisão da literatura.

SCHALBE et alii (1985), CROUCH (1991) e TARPANI (1995) também verificaram o efeito da plasticidade do material ensaiado sobre a técnica de VFE, entretanto, tal comportamento foi observado nos ensaios de integral-J, uma vez que esta técnica foi desenvolvida com a finalidade, inicial, de otimizar a obtenção das curvas J-R e do valor de J_{IC} . WILLOUGHBY & GARWOOD (1983) comprovaram que a técnica de VFE era mais eficiente na determinação do CTOD de iniciação, δ_i (via curvas de resistência $CTOD \times \Delta a$), para amostras com entalhe lateral do que para as amostras sem entalhe.

Como os resultados de CTOD de carga máxima, δ_m , mostrados na tabela 7, sofrem a influência da plasticidade do material ensaiado, conforme mostra as figuras 29 e 30, a técnica de VFE, empregada no presente trabalho para a determinação de δ_m , é mais eficaz para as amostras com entalhe lateral, já que a chapa base e as ZTA's apresentam elevada ductilidade.

O comportamento dos valores de CTOD, apresentados na tabela 7 e nas figuras 29 e 30, mostra que o metal base tem tenacidade à fratura superior a das ZTA's das juntas soldadas. Isto ocorre, principalmente, devido à influência da microestrutura (mais dúctil), ferrítica-perlítica, mostrada na figura 18, juntamente com o pequeno tamanho de grão, ASTM 8.

Comparando-se os valores de CTOD das ZTA's, verifica-se que os resultados para a junta soldada com 30 kJ/cm tem menor tenacidade, independente da norma utilizada e tipo de corpo de prova (com ou sem entalhe lateral), como mostra as figuras 29 e 30. Tal tendência pode ser explicada através do comportamento de transformação da austenita, em função do insumo de calor. Para a ZTA da solda realizada com menor insumo de calor, a baixa tenacidade está associada com a formação de microestruturas de dureza elevada, já que o tempo de resfriamento é menor; por outro lado, a

deterioração da tenacidade na ZTA de insumo mais elevado ocorre devido à formação de constituintes microestruturais mais grosseiros, por causa do maior tempo de permanência em altas temperaturas, estando de acordo com o item 2.5.1 da revisão bibliográfica.

Os menores valores de tenacidade obtidos para a ZTA da solda de 30 kJ/cm estão associados aos produtos de transformação mostrados nas figuras 20 e 21, os quais possuem elevada dureza, conforme mostra a figura 25. As microestruturas da ZTA da solda de 50 kJ/cm, mostradas nas figuras 22 e 23, ao contrário, são menos prejudiciais à tenacidade à fratura, já que elas apresentam menor dureza, apesar do maior tamanho de grão, ASTM 3. Dessa forma, nota-se que o comportamento da tenacidade dos conjuntos soldados sofre maior influência da característica microestrutural da ZTA do que do tamanho de grão, visto que a diferença entre os tamanhos de grão das duas ZTA's é muito pequena, ASTM 5 e ASTM 3 para a junta de 30 kJ/cm e de 50 kJ/cm, respectivamente.

Depois dos ensaios de CTOD, os corpos de prova das juntas soldadas foram seccionados conforme esquema da figura 13 do item 3.2. Este procedimento foi utilizado para verificar se a ponta da pré trinca por fadiga e/ou a frente de propagação da trinca interceptavam a região mais frágil das ZTA's, isto é, a região de granulação grosseira próxima à linha de fusão. SQUIRRELL et alii (1986) sugerem que esta verificação seja realizada, a fim de confirmar a validação dos ensaios de CTOD das ZTA's. Por isso, caso a pré trinca por fadiga não esteja localizada na zona mais frágil, a frente de propagação da trinca deve interceptá-la, obrigatoriamente, para que o ensaio seja válido, segundo THAULOW (1988), DAWES et alii (1989) e DENYS (1991).

A verificação da microestrutura amostrada ou pela trinca por fadiga, ou pela frente de propagação da trinca, comentada anteriormente, é uma tentativa de normatizar uma das diversas variáveis do ensaio de CTOD para as ZTA's,

visto que ainda não existe nenhuma norma específica para tal (as normas BS e ASTM são adaptadas para o ensaio de CTOD das ZTA's).

A figura 31 representa a microestrutura interceptada pela pré-trinca por fadiga para um corpo de prova da junta soldada com 30 kJ/cm e a figura 32 mostra a microestrutura interceptada pela frente de propagação da trinca para uma amostra da junta de 50 kJ/cm. Comparando-se estas figuras com as micrografias da região de granulação grosseira para as mesmas condições de soldagem, mostradas nas figuras 20-21 e 22-23, observa-se uma semelhança entre elas. Para ambas as condições de soldagem, verificou-se que ora a pré trinca por fadiga, ora a frente de propagação da trinca interceptavam a região mais frágil das ZTA's.

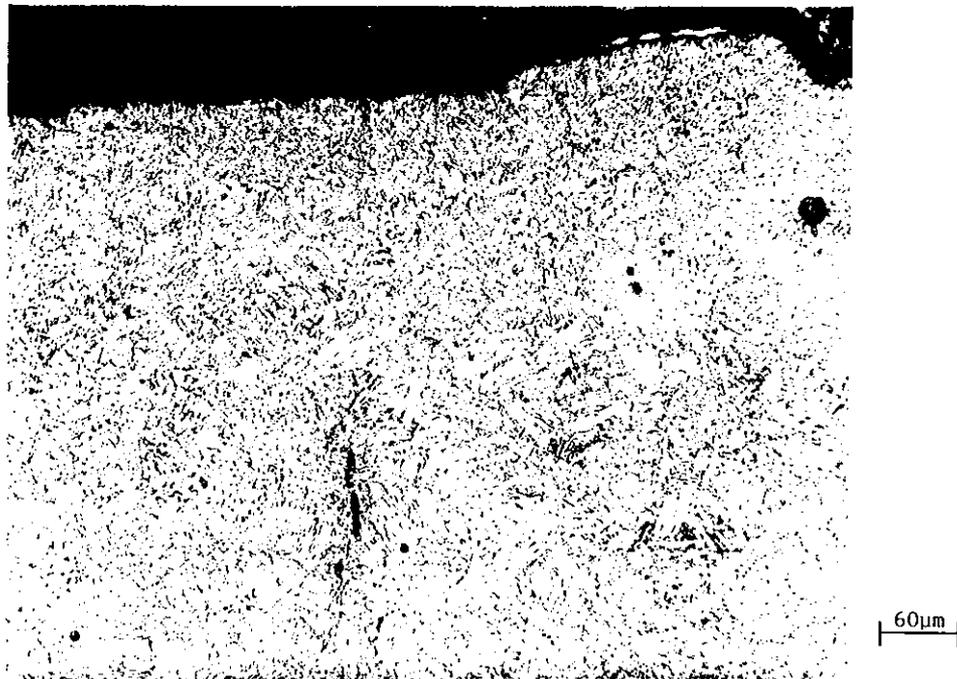


FIGURA 31: Microestrutura amostrada pela ponta da trinca por fadiga para a condição de 30 kJ/cm com 250x.



FIGURA 32: Microestrutura amostrada pela ponta da trinca por fadiga para a condição de 50 kJ/cm com 250x.

4.3 Fratografia

As superfícies de fratura dos corpos de prova para as duas condições de soldagem foram analisadas através da microscopia eletrônica de varredura e estão mostradas nas figuras 33 e 34.

Durante os ensaios de CTOD, as regiões de granulação grosseira apresentaram um comportamento plástico. A superfície de fratura, por essa razão, apresenta um aspecto (macroscópico) fibroso, mostrado na figura 28, caracterizando o modo de fratura transgranular dúctil. Dessa forma, a propagação da trinca (em escala microscópica) ocorre através da coalescência de microvazios ('dimples'), como está ilustrado nas figuras 33 e 34.

O processo de fratura dúctil envolve a nucleação de microvazios ao redor das inclusões, onde a ligação da trinca com os vazios maiores é feita através dos pequenos vazios originados ao redor das pequenas partículas (inclusões) dispersas no metal. Dessa forma, com o aumento da tensão local, durante o ensaio, os microvazios crescem e coalescem, formando a superfície de fratura contínua.

Do ponto de vista da tenacidade à fratura, a propagação da trinca através do coalescimento de microvazios não é tão problemática como a fratura frágil por clivagem, cujo colapso do material é de forma catastrófica. Por isso, os maiores valores de CTOD observados para a condição de 50 kJ/cm, mostrados na tabela 7 e figuras 29 e 30, confirmam que o procedimento de soldagem para esta situação é menos prejudicial à integridade estrutural do conjunto soldado do que a situação com menor insumo de calor (30 kJ/cm).

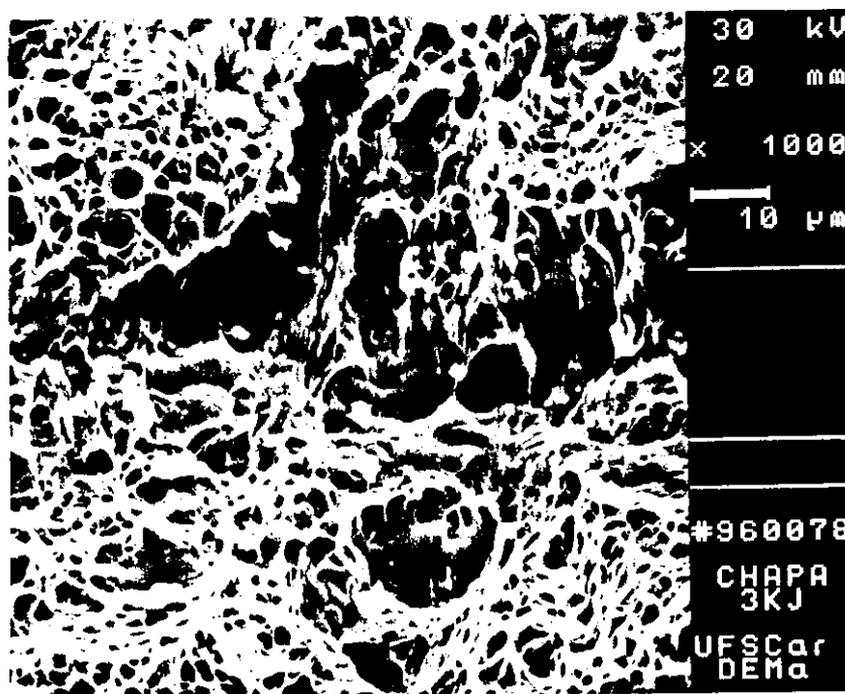


FIGURA 33: Superfície de fratura do corpo de prova para a condição de soldagem de 30 kJ/cm.

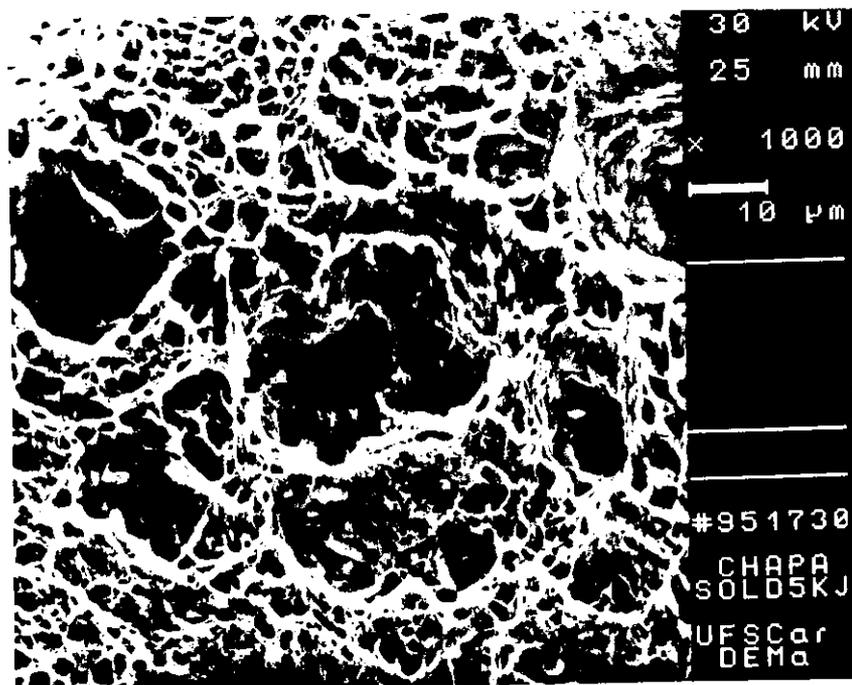


FIGURA 34: Superfície de fratura do corpo de prova para a condição de soldagem de 50 kJ/cm.

5. CONCLUSÕES

1. A ZTA de granulação grosseira da solda realizada com 30 kJ/cm possui constituintes microestruturais intragranulares de baixa tenacidade, como a bainita e ferrita de placas laterais, e um tamanho de grão ASTM 5. Por outro lado, com o aumento do insumo de calor houve uma diminuição dos constituintes microestruturais intragranulares de baixa tenacidade, aumentando a proporção de produtos transformados em temperaturas mais elevadas, como a ferrita poligonal, e o tamanho de grão aumentou para ASTM 3. Tal comportamento é verificado devido ao maior tempo de permanência em altas temperaturas para a ZTA com insumo de calor mais elevado.
2. Os maiores picos de dureza se situam nas ZTA's de ambos os conjuntos soldados. Os valores máximos, 263 HV para a junta soldada com 30 kJ/cm e 238 HV para a junta soldada com 50 kJ/cm, representam a dureza da região de granulação grosseira, adjacente à linha de fusão.
3. A utilização da técnica da variação da flexibilidade elástica para determinar as curvas de carga (P) versus deslocamento (V) e, posteriormente, o cálculo valor de CTOD se mostrou mais eficaz para os corpos de prova entalhados lateralmente.
4. A diferença entre os valores de CTOD para a máxima carga, δ_m , determinados segundo as normas BS 7448, δ_{BS} , e ASTM E 1290, δ_{AS} , é igual a 7%. Essa variação foi atribuída, principalmente, devido à diferença do fator rotacional plástico adotado pelas duas normas, 0,40 e 0,44,

respectivamente. Caso o fator rotacional plástico fosse igual para ambas as normas, a diferença entre δ_{BS} e δ_{AS} diminuiria para 1,5%.

5. A ZTA da junta soldada com 50 kJ/cm apresenta melhor tenacidade à fratura, ou seja, valores de CTOD mais elevados do que a ZTA para o insumo de calor de 30 kJ/cm. Esta tendência é verificada para ambas as normas utilizadas para a determinação do valor de CTOD e, além disso, tanto para os corpos de prova entalhados ou não lateralmente.
6. Os valores de CTOD para os corpos de prova não entalhados lateralmente são mais elevados e apresentam maior dispersão dos resultados do que os corpos de prova com entalhe lateral.
7. O comportamento da tenacidade à fratura dos conjuntos soldados sofre maior influência da característica microestrutural da ZTA do que do tamanho de grão, visto que a diferença entre os tamanhos de grão de ambas as ZTA's é pequena ASTM 5 e ASTM 3 para a junta soldada com 30 e 50 kJ/cm, respectivamente.
8. Do ponto de vista da integridade da estrutura, ambas as soldas realizadas com 30 e 50 kJ/cm apresentaram o mecanismo de fratura dúctil, ou seja, propagação da trinca não catastrófica à temperatura ambiente. Entretanto, a soldagem realizada com maior insumo de calor é mais tenaz do que a situação com menor insumo.

6. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

1. Verificar o comportamento da tenacidade à fratura dos metais de solda, produzidos com as mesmas condições de soldagem aqui realizadas, comparando com os resultados da ZTA, para determinar qual região é mais crítica do ponto de vista da integridade da estrutura.
2. Realizar simulações térmicas para produzir as microestruturas da ZTA, estudando separadamente a influência das mesmas sobre a tenacidade à fratura desta região, com um e dois ciclos térmicos.
3. Verificar a influência da composição química do fluxo sobre a tenacidade à fratura dos metais de solda.
4. Analisar o comportamento da tenacidade à fratura da ZTA para baixas temperaturas de ensaio.
5. Realizar o mesmo procedimento deste trabalho mas com equipamento de soldagem de maior capacidade de corrente.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AKSELSSEN, O. M.; GRONG, O.; RORVIK, G. Embrittlement Phenomena in the Grain Coarsened Heat Affected Zone of Low Carbon Microalloyed Steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, v. 19, n. 6, p. 258-264, 1990.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS COMMITTEE ON SUBMERGED ARC WELDING. IN: AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *Metals Handbook: Welding, brazing and soldering*. 9.ed. Metals Park, Ohio, 1983. v6, p114-152.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. *Standard Test Method for Crack Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement*. ASTM E 1290, 1989, p. 924-939.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. *Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials*. ASTM E 92-82, 1991, p.261-268.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. *Standard Test Method for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness*. ASTM E 813-89, 1991, p. 713-727.
- BHATTACARYA, S.; KUMAR, N. A. Crack Tip Opening Displacement (CTOD) Toughness Evaluation by ASTM E1290 and BS 5762: A Comparative Analysis. *Journal of Testing and Evaluation*, v. 20, n. 2, 1992.
- BOSE FILHO, W. W. *Micromechanism of Brittle Fracture in Strength Low Alloy Steel Weld Metals*. Birmingham, UK, 1995. 300p. Ph.D. Birmingham, UK.
- BRITISH STANDARDS INSTITUTION. *Fracture Mechanics Toughness Tests. Part 1: Method for Determination of K_{IC} , CTOD and J Values of Metallic Material*. BS 7448 PART 1, 1991, p. 1-36.

- BRITISH STANDARDS INSTITUTION. *Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing*. BS 5762, 1979, p. 1-10.
- BURDEKIN, F. M.; STONE, D. E. W. The Crack Tip Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials. *Journal of Strain Analysis*, v. 1, p. 145-153, 1966.
- CAHOON, J. B.; BROUGHTON, W. H.; KUTZAK, A. R. The Determination of Strength from Hardness Measurements. *Metallurgical Transactions*, v. 2, p 1979-1983, 1971.
- CASTRO, I. *Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas do Aço BS 4360 G 50D*. Rio de Janeiro, 1992. 126p. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal do Rio de Janeiro - COPPE.
- CLARKE, G. A. Single Specimen Tests for J_{IC} Determination - Revisited. IN: FRACTURE MECHANICS: THIRTEENTH CONFERENCE. *ASTM STP 743*, 1981, p. 553-575.
- CLARKE, G. A.; ANDREWS, W. R.; PARIS, P. C. and SCHMIDT, D. W. Single Tests for J_{IC} Determination. IN: MECHANICS OF CRACK GROWTH. *ASTM STP 590*, 1976, p. 27-42.
- CLARKE, G. A.; LANDES, J. D. Toughness Testing of Materials by J-Integral Techniques. Toughness Characterization and Specification for HSLA Steels. IN: CONFERENCE PROCEEDINGS OF THE AMERICAN INSTITUTE OF MECHANICAL ENGINEERS. P. L. MANGONON, G. A. CLARKE and J. D. LANDES, Ed's, 1977, p. 79-111.
- CROUCH, B. A. The Effect of Crack Front Curvature and Side-Grooving on Three Point Bend Specimens Fracture Toughness Measurements. *International Journal of Fracture*, v. 52, p. 275-292, 1991.
- DAWES, M. G. Elastic-Plastic Fracture Toughness Based on COD and J-Contour Integral Concepts. IN: ELASTIC-PLASTIC FRACTURE. *ASTM STP 668*. J. D. LANDES, J. A. BEGLEY and G. A. CLARKE, eds. American Society for Testing and Materials, 1979, p. 307-333.

- DAWES, M. G.; PISARSKI, H. G.; SQUIRRELL, S. J. Fracture Mechanics Tests on Welded Joints. IN: NONLINEAR FRACTURE: VOLUME II - ELASTIC-PLASTIC FRACTURE, *ASTM STP 995*. J. D. LANDES; A. SAXENA and J. G. MERKLE, ed's., 1989, p. 191-213.
- DENYS, R. M. The Implications of LBZ's - Part 3. *Welding Design & Fabrication*, v. 64, n. 3, 1991.
- DOLBY, R. E. HAZ Toughness of Structural and Pressure Vessel Steels-Improvement and Prediction. *Welding Journal*, v. 58, n. 8, p. 225s-238s, 1979.
- ERGAN, G. R. Compatibility of Linear Elastic (K_{IC}) and General Yielding (COD) Fracture Mechanics. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 5, p. 167-185, 1973.
- EWALDS, H. L.; WANHILL, R. J. H. *Fracture Mechanics*. 3 ed. London, Edward Arnold Ltd., ed, 1986(a) Cap. 6, p.:
- EWALDS, H. L.; WANHILL, R. J. H. *Fracture Mechanics*. 3 ed. London, Edward Arnold Ltd., ed, 1986(b) Cap. 12, p.: Mechanism of Fracture in Metallic Material.
- FAIRCHILD, D. P. *Local Brittle Zones in Structural Welds*. IN: WELDING METALLURGY OF STRUCTURAL STEELS, J. Y. KOO, ed's, 1987, p. 303-318.
- FAIRCHILD, D. P.; BANGARU, N. V.; KOO, J. Y.; HARRISON, P. L.; OZEKICIN, A. A Study Concerning Intercritical HAZ Microstructure and Toughness in HSLA Steels. *Welding Journal*, v. __, n. 12, p. 321s-329s, 1991.
- GONÇALVES, G. M. B. *Avaliação do Desenvolvimento Microestrutural em um Aço de Elevada Resistência à Corrosão Ambiental*. São Carlos, SMT, 1995. (Relatório Técnico do Departamento de Materiais apresentado à FAPESP).

- GONÇALVES, G. M. B. *Estudo Comparativo da ZTA de um aço ARBL soldado pelo processo de arco submerso com e sem adição de pó de ferro.* São Carlos, 1991. 101p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- GRONG, O.; AKSELSEN, O. M. HAZ Toughness of Microalloyed Steels for Offshore. *Metal Construction*, v.18, n. 9, p. 557-562, 1986.
- HAIZE, T.; AIHARA, S. *Influence of Toughness and Size of Local Brittle Zone on HAZ Toughness of HSLA Steels.* IN: 7th. INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARTIC ENGINEERING, 1988, p. 515-523.
- HOLLSTEIN, T.; BLAUDEL, J. G.; VOSS, B. On the Determination of Elastic-Plastic Fracture Materials Parameters: A Comparison of Different Test Methods. IN: ELASTIC-PLASTIC FRACTURE TESTS METHODS: THE USER'S EXPERIENCE. *ASTM STP 856*, 1984, p. 104-116.
- HOMMA, H.; OHKITA, S.; MATSUDA, S.; YAMAMOTO, K. Improvement of HAZ Toughness in HSLA Steel by Introducing Finely Dispersed Ti-Oxide. *Welding Journal*, v. 66, n. 10, p. 301s-309s, 1987.
- KIM, B.C.; LEE, S.; KIM, N. J.; LEE, D. Y. Microstructure and Local Brittle Zones Phenomena in High Strength Low Alloy Steel Welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 22A, n.1, p.139-149, 1991.
- KNOTT, J. F. *Fundamentals of Fracture Mechanics.* 2 ed., London, Butterworth & Co. Ltd., 1976(a). Cap. 7, p. 176-203: Notched Bar Fracture Mechanics and the Micromechanisms of Cleavage Fracture.
- KNOTT, J. F. *Fundamentals of Fracture Mechanics.* 2 ed. London, Butterworth & Co. Ltd., 1976(b). Cap. 2, p. 12-44: Stress Concentration.
- KOBAYASHI, Y. *Efeito da Adição Controlada de Pó Metálico nas Propriedades Microestruturais e Mecânicas no Metal Depositado por Arco Submerso em um Aço ARBL.* São Carlos, 1994. 125p. Tese (Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

- KOLEDNIK, O. On the Calculation of COD from Clip-Gauge Displacement in CT and Bend Specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 29, n. 2, p.173-188, 1988.
- KOO, J. Y.; OZEKIN, A. *Local Brittle Zone Microstructure and Toughness in Structural Weldments*. IN: WELDING METALLURGY OF STRUCTURAL STEELS, J. Y. KOO, ed's, 1987, p. 119-135.
- LAU, T. W.; WANG, G. R.; NORTH, T. H. HAZ Fracture Toughness of Titanium Containing Steels. *Materials Science and Technology*, v. 5, p. 575-583, 1989.
- LEE, S.; KIM, B. C.; KWON, D. Fracture Toughness Analysis of Heat Affected Zones in HSLA Steel Welds. *Metallurgical Transactions A*, v. 24, n. 5, p. 1133-1141, 1993.
- LEE, S.; KIM, C.; LU, D. Y. Fracture Mechanism in Coarse Grained HAZ of HSLA Steel Welds. *Scripta Metallurgica*, v. 23, p. 995-1000, 1989.
- LEVY, N.; MARCAL, P. V.; OSTERGREN, W. J.; RICE, J. R. Small Scale Yielding Near a Crack in Plane Strain: A Finite Element Analysis. *International Journal of Fracture Mechanics*, v. 7, p. 143-156, 1971.
- LOUREIRO, A. J. R.; FERNANDES, A. A. Toughness of CGHAZ's of Welds in Q&T Steel Welds. *Welding Journal*, v. __, n. 9, p. 225s-232s, 1994.
- OKUMURA, T.; TANIGUCHI, C. *Engenharia de soldagem e aplicações*. Rio de Janeiro, Livros Técnicos e Científicos Editora, 1982.
- PICKERING, G. B. *Physical metallurgy and design of steels*. London. Applied Science Publisher Ltd., 1978. Cap. 4.
- PISARSKI, H. G.; HARRISON, P. L. *Welding Procedures for Heat-Affected Zone Fracture Toughness Assessment*. IN: PROCEEDINGS OF 2 nd. INTERNATIONAL CONFERENCE ON TRENDS IN WELDING RESEARCH., 1987, p. 833-841.

- PORTER, L. F.; REPAS, P. E. The evolution of HSLA steels. *Journal of Metals*, v. 4, n 34, p.14-21, 1982.
- QUITES, A. M.; DUTRA, J. C. *Tecnologia da soldagem a arco voltaico*. Florianópolis, EDEME, 1979.
- ROBINSON, J. N.; TETELMAN, A. S. Measurement of K_{IC} on Small Specimens Using Critical Crack. IN: FRACTURE TOUGHNESS and SLOW-STABLE CRACKING. *ASTM STP 559*, 1974, p.139-158.
- ROSA NETO, J. *Sistema CTOD*. São Carlos, EESC-SMT, 1991, s.d., 33p. (APOSTILA).
- SCHWALBE, K. H.; HELLMAN, D.; HEERENS, J.; KNAACK, J. and MÜLLER-ROOS, J. Measurement of Stable Crack Growth Including Detection of Initiation of Growth Using the DC Potential Drop and the Partial Unloading Methods. IN: ELASTIC-PLASTIC TEST METHODS: THE USER'S EXPERIENCE. *ASTM STP 856*. E. T WESSEL and F. J. LOSS, Ed's, 1985, p. 338-362.
- SHANG-XIAN, W. Crack Length Calculation Formula for Three Point Bend Specimen. *International Journal of Fracture*, v. 24, p.R33-R35, 1984.
- SHANG-XIAN, W. Plastic Rotational Factor and J-COD Relationship of Three Point Bend Specimen. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 18, n. 1, p. 83-95, 1983.
- SHI, W. Y.; HAN, Z. X.; ZHOU, N. N.; LI, J. The Significance of Crack Depth in Fracture Toughness Specimens for HSLA Steel Welds. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 41, n. 1, p.143-151, 1992.
- SQUIRRELL, S. J.; PISARSKI, H. G.; DAWES, M. G. *Recommended Procedures for the Crack Tip Opening Displacement (CTOD) Testing of Weldments*. The Welding Institute Research Report 311/1986, 21p., 1986.
- TARPANI, J. R. *Avaliação da Estabilidade de Trincas em Componentes Estruturais por meio do Parâmetro Elasto-Plástico Integral-J e Comparação com Resultados obtidos via Mecânica da Fratura Elástica-*

- Linear*. São Carlos, 1995. 306p. Tese (Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- THAULOW, C. Technical Note Fracture Mechanics Testing of Weldments. *Engineering Fracture Mechanics*, v.31, n. 1, p.181-88, 1988.
- TOYODA, M. *Fracture Toughness Evaluation of Steels Welds. Review Part II*. Faculty of Engineering, Osaka University, 1988, p.32-58, IIW-DOC.X-1191-89.
- TOYODA, M.; MINAMI, F.; YAMAGUCHI, Y.; AMANO, K.; KAWABATA, F. *Tempering Effect on HAZ Toughness of Multi-Layered Welds*. Faculty of Engineering, Osaka University, 1989, p. 1-19, IIW-DOC.X-1193-89.
- TOYOSADA, M.; NOHARA, K.; OTSUKA, T.; HAGIWARA, Y. Effect of Specimen Thickness and Local Brittle Zone on CTOD at HAZ of Weld Joint. Nippon Steel Corporation, 1986, p.1-23, IIW-DOC.X-1104-86.
- VEERMAN, C.; MULLER, T. The Location of the Apparent Rotation Axis in Notched Bend Testing. *Engineering Fracture Mechanics*, v.4, p. 25-32, 1972.
- WALLIN, K.; SAARIO, T.; AUERKARI, P.; SAARELMA, H.; TORRONEN, K. Comparison of Potential Drop and Unloading Compliance Methods in Determination Ductile Crack Extention. IN: ELASTIC-PLASTIC FRACTURE TESTS METHODS: THE USER'S EXPERIENCE. *ASTM STP 856*, 1984, p. 363-374.
- WANG, G. R.; NORTH, T. H.; LEEWIS, K. G. Microalloying Additions and HAZ Fracture Toughness in HSLA Steels. *Welding Journal*, v._, n. 1, p. 14s-22s, 1990.
- WILLOUGHBY, A. A.; GARWOOD, S. J. On the Unloading Compliance Method of Deriving Single Specimen R-Curves in Three Point Bending. IN: ELASTIC-PLASTIC FRACTURE: SECOND SYMPOSIUM. *ASTM STP 803*, 1983, v. II, p. 372-397.