

UNESP  
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá

1993



1110000228



ESTUDO DA NUCLEAÇÃO DE TRINCAS DE  
SOLIDIFICAÇÃO E PROPAGAÇÃO POR FADIGA  
EM AÇO CARBONO MANGANÊS SOLDADO  
COM ARCO SUBMERSO

NASARENO DAS NEVES

"ESTUDO DA NUCLEAÇÃO DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO  
E PROPAGAÇÃO POR FADIGA EM AÇO CARBONO-MANGANES  
SOLDADO COM ARCO SUBMERSO

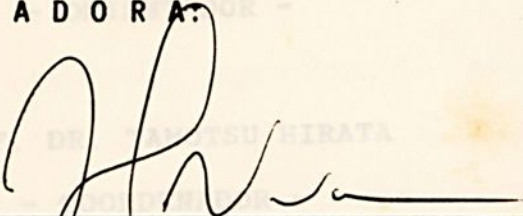
NASARENO DAS NEVES

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO  
TÍTULO DE "MESTRE EM ENGENHARIA MECANICA"

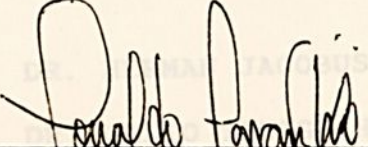
ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECANICA, AREA DE CONCENTRAÇÃO  
EM PROJETOS E MATERIAIS - APROVADA EM SUA FORMA FINAL  
PELO PROGRAMA DE POS-GRADUAÇÃO

  
Prof. Dr. TAMOTSU HIRATA  
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

  
Prof. Dr. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD

  
Prof. Dr. CELIO TANIGUSHI

  
Prof. Dr. RONALDO PINHEIRO DA R. PARANHOS

ESTUDO DA NUCLEAÇÃO DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO  
E PROPAGAÇÃO POR FADIGA EM AÇO CARBONO-MANGANÊS

DEPARTAMENTO DE SOLDADO COM ARCO SUBMERSO

NASARENO DAS NEVES

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA, ÁREA DE CONCENTRAÇÃO EM  
PROJETOS E MATERIAIS E, APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA  
DE PÓS-GRADUAÇÃO

PROF. DR. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD

- ORIENTADOR -

PROF. DR. TAMOTSU HIRATA

- COORDENADOR -

BANCA EXAMINADORA:

PROF. DR. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD

PROF. DR. CELIO TANIGUCHI

PROF. DR. RONALDO PARANHOS



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA - UNESP  
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ - FACULDADE DE ENGENHARIA  
DEPARTAMENTO DE MATERIAIS E TECNOLOGIA

"ESTUDO DA NUCLEAÇÃO DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO E PROPAGAÇÃO POR  
FADIGA EM AÇO CARBONO MANGANÊS SOLDADO COM ARCO SUBMERSO"

Autor: Nasareno da Neves

Orientador: Herman Jacobus Cornelis Voorwald

T620.178.3(043)  
N518w

Dissertação apresentada ao Conselho de  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia  
Mecânica, área de Concentração em Projetos  
e Materiais, Campus de Guaratinguetá, como  
requisito parcial à obtenção do título de  
Mestre em Engenharia Mecânica

CARO LEITOR NÃO  
RISQUE O LIVRO

Guaratinguetá, maio de 1993

600228

228

FACULDADE DE ENGENHARIA  
DE GUARATINGUETÁ  
BIBLIOTECA

## AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald pelo apoio, orientação e incentivo para elaboração desse trabalho.

Ao Eng. Emyr Elias Barbare, da CONFAB IND. S.A., pelo incentivo e discussão dos resultados.

Ao Eng. Lourival Pires Barbosa, em nome da Diretoria da CONFAB IND. S.A., pelo apoio e oportunidade oferecidos, os quais possibilitaram o desenvolvimento desse trabalho e de todo o Mestrado.

Ao Departamento de Soldagem da FATEC - SP, na pessoa do Prof. Roberto Conz, pelo incentivo e liberação da disciplina PRUS III, durante a redação desse trabalho.

A todos os amigos da CONFAB IND. S.A. e do DMT - FEG que, durante o transcorrer desse período, contribuíram para sua realização.

Ao Volkmar Scherg, estagiário do IASTE, e Dario Lense estagiário do CNPQ, pela contribuição ao trabalho.

**Aos meus pais Melquíades Domingos das  
Neves e Isabel das Neves, minha esposa  
Shirlei Mobbille das Neves e meus filhos  
Wagner Mobbille das Neves e Thaís Mobbille  
das Neves**

## A G R A D E C I M E N T O S

- Ao Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald pelo apoio, orientação e incentivo para elaboração desse trabalho.
- Ao Eng. Emyr Elias Barbare, da CONFAB IND.S.A., pelo incentivo e discussão dos resultados.
- Ao Eng. Lourival Pires Barbosa, em nome da Diretoria da CONFAB IND. S.A., pelo apoio e oportunidade oferecidos, os quais possibilitaram o desenvolvimento desse trabalho e de todo o Mestrado.
- Ao Departamento de Soldagem da FATEC - SP, na pessoa do Prof. Roberto Conz, pelo incentivo e liberação da disciplina PRUS III, durante a redação desse trabalho.
- A todos os amigos da CONFAB IND. S.A. e do DMT - FEG que, durante o transcorrer desse período, contribuíram para sua realização.
- Ao Volkmar Scherg, estagiário do IASTE, e Dario Sense estagiário do CNPQ, pela contribuição ao trabalho.
- Ao Polo Computacional, na figura do seu gerente Prof. Dr. José Carlos Amorim, pela dedicação nos trabalhos da digitação.

## R E S U M O

Os principais mecanismos atuantes na nucleação de trincas de solidificação no metal de solda, depositado pelo processo de soldagem a arco submerso em aço carbono-manganês - A516-70N, com 6 (seis) combinações fluxo/arame e respectivas taxas de propagação de trincas por fadiga foram analisados.

O procedimento experimental envolveu a deposição de cordões em juntas com chanfro duplo V e duplo U, com parâmetros de soldagem desenvolvidos para se obter variação do fator de forma ( $\phi = \text{largura/profundidade}$ ). As soldas com trincas de solidificação foram submetidas a ensaios de fadiga com carregamento de amplitude constante e razão de tensão  $R = 0,5$  ( $\sigma_{\text{min.}}/\sigma_{\text{máx.}}$ ) para levantamento de curvas relacionando comprimento de trinca por fadiga em função do número de ciclos ( $A \times N$ ).

O programa experimental foi estendido mediante levantamento das curvas de energia (Charpy-V) do metal de base e das combinações fluxo/arame, ensaios de fadiga em soldas isentas de trincas e análise das fraturas com microscopia eletrônica de varredura (MEV) nas regiões de nucleação e propagação das trincas de solidificação e fadiga.

A incidência de trincas de solidificação foi analisada em termos da composição química do arame sólido, metal base e metal depositado diluído e não-diluído. Desenvolveu-se um sistema de equações empírico para previsão da susceptibilidade a trincas de solidificação, em função da composição química do arame sólido e do metal de base.

Com os dados experimentais da microscopia eletrônica de varredura, são levantados parâmetros para análise e complementação das teorias existentes para nucleação de trincas de solidificação.



## A B S T R A C T

The main mechanisms acting on the solidification cracks nucleation of weld metals, deposited with submerged arc welding on carbon-manganese steel - A516-70N, related to 6 (six) distinct flux/wire combinations and fatigue crack growth rates, have been investigated.

The experimental procedure involved weld beads deposition on butt joints with double V and double U grooves, with welding parameters developed for attaining variations of shape factor ( $\phi = \text{width/depth}$ ). Samples with solidification cracks were subjected to cyclic loads - fatigue - with constant amplitude and stress ratio  $R = 0,5$  ( $\sigma_{\text{min.}}/\sigma_{\text{max.}}$ ) for plotting dates related to the length of fatigue cracks as a function of load cycles number ( $A \times N$ ).

The experimental program was increased through impact transition curves established (Charpy-V) for base metal and flux/wire combinations, fatigue tests on butt welded joints without defects and fracture surface analysis with scanning electron microscope (SEM) on regions of solidification and fatigue nucleation and propagation.

Solidification cracks incidence was analysed through chemical composition of solid wire, base metal and weld metal diluted and undiluted. It has been developed empirical equation system to predict solidification cracks susceptibility in function of solid wire and base metals chemical compositions.

With scanning electron microscope (SEM) experimental data, have been established parameters for analyses and complementation of the theories of solidification cracks proposed by various papers.

## Í N D I C E

	página
1.4 Velocidade de Solidificação do Metal de Solda . . . . .	14
1.5 Introdução à Mecânica da Fratura . . . . .	página
1.6 Tensões na Ponta da Trinca . . . . .	16
1.7 Campo Elástico na Ponta da Trinca . . . . .	18
1.8 Formas de Cálculo do Fator Intensidade de Tensão $K_I$ . . . . .	19
<b>CAPÍTULO 1</b>	
1. Considerações Gerais . . . . .	1
<b>CAPÍTULO 2</b>	
2. Introdução . . . . .	4
2.1 Trincas em Juntas Soldadas . . . . .	4
2.1.1 Principais Tipos de Trincas . . . . .	4
2.2 Nucleação das Trincas de Solidificação . . . . .	8
2.2.1 Teorias para Nucleação de Trincas de Solidificação . . . . .	8
2.2.1.1 Teoria da Contração Frágil . . . . .	8
2.2.1.2 Teoria da Deformação . . . . .	9
2.2.1.3 Teoria de Borland . . . . .	10
2.2.1.4 Teoria do Mecanismo Alternativo . . . . .	10
2.3 Métodos para Previsão de Trincas de Solidificação . . . . .	11
2.3.1 "UNITS OF CRACK SUSCEPTIBILITY - (UCS) - Índice de Susceptibilidade à Trinca de Solidificação . . . . .	11
2.3.1.1 UCS para Metal Base . . . . .	11
2.3.1.2 UCS para Metal de Solda . . . . .	12
2.3.1.3 UCS para Metal de Solda com Baixa Diluição . . . . .	12
2.3.1.4 UCS para Metal de Solda Associado ao Formato do Cordão . . . . .	12
2.3.1.5 UCS para Metal de Solda em Juntas de Topo e em Ângulo . . . . .	12
2.3.2 HOT CRACKING SUSCEPTIBILITY (HCS) - Susceptibilidade à Trinca Quente . . . . .	13



	página
2.4	Velocidade de Solidificação do Metal de Solda . . . . . 14
2.5	Introdução à Mecânica da Fratura. . . . . 15
2.5.1	Tensões na Ponta da Trinca. . . . . 16
2.5.2	Campo Elástico na Ponta da Trinca . . . . . 18
2.5.3	Fórmulas de Cálculo do Fator Intensidade de Tensão -K-. . . . . 19
2.5.3.1	Soluções Básicas. . . . . 19
2.5.3.2	Soluções para Corpos de Prova Normalizados. . . . . 22
2.5.3.3	Soluções Práticas . . . . . 24
2.6	Fadiga nos Metais . . . . . 27
2.6.1	Introdução. . . . . 27
2.6.2	Análise Macroscópica da Falha por Fadiga. . . . . 29
2.6.3	Propagação de Trinca por Fadiga . . . . . 30
2.6.3.1	Introdução. . . . . 30
2.6.3.2	Evolução do Estudo da Propagação de Trinca por Fadiga. . . . . 31
2.7	Correlação entre Tenacidade à Fratura e Energia Absorvida de Impacto. . . . . 37
2.7.1	Introdução. . . . . 37
2.7.2	Determinação do $K_{IC}$ . . . . . 39
2.7.3	Teste de Impacto - Charpy-V . . . . . 40
2.7.4	Estimativa do $K_{IC}$ em Função da Energia Absorvida de Impacto . . . . . 42
2.7.4.1	Correlação de ROLFE-NOVAK-BARSON para Energia Absorvida com Fratura 100% Dúctil (UPPER SHELF) . . . 42
2.7.4.2	Correlação de BARSON-ROLFE. . . . . 42
2.8	Objetivos do Trabalho . . . . . 43
	Procedimento para Minimizar a Incidência de Trincas de Solidificação. . . . . 76

CAPÍTULO 3		
3.	Materiais e Métodos - Procedimento Experimental . . .	44
3.1	Procedimentos de Soldagem . . . . .	44
3.1.1	Processo de Soldagem. . . . .	44
3.1.2	Metal Base. . . . .	46
3.1.3	Consumíveis de Soldagem . . . . .	48
3.1.4	Condições de Soldagem . . . . .	50
3.1.4.1	Parâmetros de Soldagem. . . . .	51
3.1.4.2	Temperatura de Préaquecimento e Entrepasses . . . . .	51
3.1.4.3	Geometria das Juntas . . . . .	52
3.2	Metodologia para Análise de Trincas de Solidificação .	54
3.3	Propriedades Mecânicas do Metal de Solda . . . . .	57
3.4	Análise Química do Metal de Solda. . . . .	59
3.5	Ensaio de Fadiga . . . . .	61

## CAPÍTULO 4

4.	Discussão dos Resultados. . . . .	63
4.1	Introdução. . . . .	63
4.2	Análise dos Mecanismos de Nucleação e Propagação de Trincas de Solidificação . . . . .	64
4.2.1	Mapeamento e Dimensionamento das Trincas de Solidificação . . . . .	64
4.2.2	Análise das Trincas de Solidificação na Microscopia Eletrônica de Varredura . . . . .	66
4.2.2.1	Mecanismos de Nucleação e Propagação de Trincas de Solidificação no Metal de Solda . . . . .	72
4.3	Procedimento para Minimizar a Incidência de Trincas de Solidificação. . . . .	76



VIII

	página	
4.3.1	Introdução. . . . .	76
4.3.2	Influência dos Elementos Químicos . . . . .	77
4.3.3	Método para Previsão de Trincas de Solidificação. . . . .	78
4.3.3.1	Cálculo dos Fatores : F1 , F2 , F3 e F4. . . . .	83
4.4	Propagação de Trincas por Fadiga em Juntas Soldadas com Trincas de Solidificação . . . . .	86
4.4.1	Taxa de Propagação de Trincas por Fadiga. . . . .	87
4.4.1.1	Análise do Modelo de Paris e Erdogan. . . . .	102
4.4.1.2	Análise das Trincas de Fadiga na Microscopia Eletrônica de Varredura . . . . .	103
4.5	Análise das Propriedades de Tenacidade à Fratura. . . . .	112
CAPÍTULO 5		
5.	Conclusões. . . . .	128
CAPÍTULO 6		
6.	Propostas para Trabalhos Futuros. . . . .	132
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS. . . . .		133

## ÍNDICE DE FIGURAS

## ÍNDICE DE TABELAS

	página
Figura 2.1	5
Figura 2.2	7
Figura 2.3	página
Figura 2.4	16
Tabela 3.1	46
Figura 2.5	17
Figura 2.6	47
Tabela 3.2	47
Figura 2.7	38
Tabela 3.3	49
Figura 2.8	49
Tabela 4.1	31
	65
Tabela 4.2	33
	66
Figura 2.12	34
Figura 2.13	36
Tabela 4.3	36
Figura 2.14	36
Figura 2.15	80
Figura 2.16	41
Tabela 4.4	81
Figura 3.1	44
Figura 3.2	45
Tabela 4.5	127
Figura 3.4	48
Figura 3.5	50
Figura 3.6	52

## ÍNDICE DE FIGURAS

		página
Figura 2 .1	Classificação das Trincas em Termos de Localização na Junta Soldada . . . . .	5
Figura 2 .2	Trinca de Solidificação em Solda Multi-Passes .	7
Figura 2 .3	Trinca de Solidificação em Solda Mono-Passes. .	7
Figura 2 .4	Modos de Abertura de Trinca . . . . .	16
Figura 2 .5	Chapa Infinita. . . . .	17
Figura 2 .6	Representação Esquemática da Zona Plástica na Ponta da Trinca . . . . .	18
Figura 2 .7	Representação das Fases no Processo de Fadiga .	28
Figura 2 .8	Aspecto da Fratura em Falha por Fadiga. . . . .	29
Figura 2 .9	Esquema da Vida em Fadiga . . . . .	31
Figura 2.10	Crescimento da Trinca $\left[ \frac{d(2a)}{dN} \right]$ da Liga 2024-T3. . . . .	32
Figura 2.11	Crescimento da Trinca $\left[ \frac{d(2a)}{dN} \right]$ da Liga 7075-T6. . . . .	33
Figura 2.12	Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga. . . . .	34
Figura 2.13	Representação Esquemática da Zona Plástica e do "Envólucro Plástico". . . . .	36
Figura 2.14	Intervalo Intensidade de Tensão Efetivo. . . . .	36
Figura 2.15	Ruptura Frágil em Componentes Soldados. . . . .	37
Figura 2.16	Dimensões do Corpo de Prova Charpy-V . . . . .	41
Figura 3 . 1	Soldagem ao Arco Submerso-Esquemático. . . . .	44
Figura 3 . 2	Equipamentos para Arco Submerso. . . . .	45
Figura 3 . 3	Curva de Energia do Aço a 516-70N. . . . .	47
Figura 3 . 4	Esquema de Retirada dos Corpos de Prova Tração e Charpy do Metal Base . . . . .	48
Figura 3 . 5	Faixas do Aporte de Calor nas Juntas Soldadas. . . . .	50
Figura 3 . 6	Dimensionamento dos Chanfros das Chapas de Teste . . . . .	52



	página
Figura 3. 7. Chapa de Teste Montada . . . . .	53
Figura 3. 8. Esquema de Retirada do Material para Análise Química das Soldas de Produção . . . . .	55
Figura 3. 9. Esquema de Retirada dos Corpos de Prova dos Passes de Raiz . . . . .	56
Figura 3.10. Esquema de Retirada dos Corpos de Prova: Tração e Charpy. . . . .	58
Figura 3.11. Corpo de Prova para Análise Química do Metal de Solda Não-Diluído . . . . .	60
Figura 3.12. Corpo de Prova de Fadiga com Trincas de Solidificação. . . . .	62
Figura 3.13. Corpo de Prova de Fadiga com Duplo Entalhe Central. . . . .	62
Figura 4. 1. Representação Esquemática dos Mecanismos de Nucleação e Propagação de Trincas de Solidificação. . . . .	75
Figura 4. 2. Reações Peritéticas em Aço Carbono Manganês. .	75
Figura 4. 3. Programa UCS - Esquemático . . . . .	86
Figura 4. 4. Ciclo de Fadiga - Esquemático. . . . .	86
Figura 4. 5. Direção de Crescimento das Trincas por Fadiga na Combinação OE - SD3 + 860 [CP01] . . . . .	88
Figura 4. 6. Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-2 na Combinação OE - SD3 + 860 [CP01] . . . . .	88
Figura 4. 7. Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - C1 na Combinação OE - SD3 + 860 [CP01] . . . . .	89
Figura 4. 8. Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - C2 na Combinação OE - SD3 + 860 [CP01] . . . . .	89



	página
Figura 4. 9	Direção de Crescimento das Trincas por Fadiga na Combinação EM 12K + 860 [CP02] . . . . . 90
Figura 4.10	Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - 1 na Combinação EM 12K + 860 [CP02] . . . . . 90
Figura 4.11	Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - C1 na Combinação EM 12K + 860 [CP02] . . . . . 91
Figura 4.12	Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - C2 na Combinação EM 12K + 860 [CP02] . . . . . 91
Figura 4.13	Direção de Crescimento das Trincas por Fadiga na Combinação OE - SD3 + OP 41 TT [CP03] . . . . . 92
Figura 4.14	Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - 1 na Combinação OE - SD3 + OP 41 TT [CP03] . . . . . 92
Figura 4.15	Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - C1 na Combinação OE - SD3 + OP 41 TT [CP03] . . . . . 93
Figura 4.16	Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - C2 na Combinação OE - SD3 + OP 41 TT [CP03] . . . . . 93
Figura 4.17	Direção de Crescimento das Trincas por Fadiga na Combinação EM 12K + OP 41 TT [CP04] . . . . . 94
Figura 4.18	Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - 1 na Combinação OE - SD3 + OP 41 TT [CP04] . . . . . 94
Figura 4.19	Direção de Crescimento das Trincas por Fadiga na Combinação EM 12K + BX 200 [CP05] . . . . . 95
Figura 4.20	Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - 1 na Combinação EM 12K + BX 200 [CP05] . . . . . 95
Figura 4.21	Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - 2 na Combinação EM 12K + BX 200 [CP05] . . . . . 96
Figura 4.22	Direção de Crescimento das Trincas por Fadiga na Combinação de OE - SD3 + BX 200 [CP05] . . . . . 97



	página
Figura 4.23	Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - 2 na Combinação OE - SD3 + BX 200 [CP06] . . . . . 97
Figura 4.24	Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - 3.1 na Combinação OE - SD3 + BX 200 [CP06] . . . . . 98
Figura 4.25	Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - 3.2 na Combinação OE - SD3 + BX 200 [CP06] . . . . . 98
Figura 4.26	Gráfico A x N da Trinca de Fadiga - C2 na Combinação OE - SD3 + BX 200 [CP06] . . . . . 99
Figura 4.27	Gráfico A x N da Trinca Central - L1- da Combinação OE - SD3 + 860 [CDP DE NORMA] . . . 100
Figura 4.28	Gráfico A x N da Trinca Central - L2- da Combinação OE - SD3 + 860 [CDP DE NORMA] . . . 100
Figura 4.29	Gráfico A x N da Trinca Central - L1- da Combinação EM 12K + 860 [CDP DE NORMA] . . . . 101
Figura 4.30	Gráfico A x N da Trinca Central - L2- da Combinação EM 12K + 860 [CDP DE NORMA] . . . . 101
Figura 4.31	Resistência à Tração das Combinações Fluxo/Arame em Função do Aporte de Calor . . . 114
Figura 4.32	Limite de Escoamento das Combinações Fluxo/Arame em Função do Aporte de Calor . . . 114
Figura 4.33	Curva de Energia do Arame OE - SD3 com Fluxo 860 (CHARPY-V) . . . . . 115
Figura 4.34	Curva de Fratura Dúctil do Arame OE - SD3 com Fluxo 860 (CHARPY-V) . . . . . 116
Figura 4.35	Curva de Expansão Lateral do Arame OE - SD3 com Fluxo 860 (CHARPY-V) . . . . . 116
Figura 4.36	Curva de Energia do Arame EM 12K com Fluxo 860 (CHARPY-V) . . . . . 117



	página
Figura 4.37	Curva de Fratura Dúctil do Arame EM 12K com Fluxo 860 (CHARPY-V) . . . . . 118
Figura 4.38	Curva de Expansão Lateral do Arame EM 12K com Fluxo 860 (CHARPY-V) . . . . . 118
Figura 4.39	Curva de Energia do Arame OE - SD3 com Fluxo OP 41 TT (CHARPY-V). . . . . 119
Figura 4.40	Curva de Fratura Dúctil do Arame OE - SD3 com Fluxo OP 41 TT (CHARPY-V). . . . . 120
Figura 4.41	Curva de Expansão Lateral do Arame OE - SD3 com Fluxo OP 41 TT (CHARPY-V). . . . . 120
Figura 4.42	Curva de Energia do Arame EM 12K com Fluxo OP 41 TT (CHARPY-V). . . . . 121
Figura 4.43	Curva de Fratura Dúctil do Arame EM 12K com Fluxo OP 41 TT (CHARPY-V). . . . . 122
Figura 4.44	Curva de Expansão Lateral do Arame EM 12K com Fluxo OP 41 TT (CHARPY-V). . . . . 122
Figura 4.45	Curva de Energia do Arame EM 12K com Fluxo BX 200 (CHARPY-V). . . . . 123
Figura 4.46	Curva de Energia de Fratura Dúctil do Arame em 12K com Fluxo BX 200 (CHARPY-V). . . . . 124
Figura 4.47	Curva de Expansão Lateral do Arame EM 12K com Fluxo BX 200 (CHARPY-V). . . . . 124
Figura 4.48	Curva de Energia do Arame OE - SD3 com Fluxo BX 200 (CHARPY-V). . . . . 125
Figura 4.49	Curva de Fratura Dúctil do Arame DE - SD3 com Fluxo BX 200 (CHARPY-V). . . . . 126
Figura 4.50	Curva de Expansão Lateral do Arame OE - SD3 com Fluxo BX 200 (CHARPY-V). . . . . 126



## Í N D I C E D E F O T O S

	página
Foto 4.14 MEV 20,1X: Superfície de Fratura da Trinca de	página
Foto 4.1 MEV 25,2X: Superfície da Trinca de Solidificação-1	106
do CP01 (Central em Relação à Face do Cordão)-Típica.	67
Foto 4.2 MEV 37,6X: Propagação da Trinca de Solidificação-1	106
do CP04 (Central em Relação à Face do Cordão)-Típica	68
Foto 4.3 MEV 377X: Interface de Solidificação Dendrítica -	107
Trinca - de Solidificação-1 do CP04-Típica . . . . .	68
Foto 4.4 MEV 476X: Frente de Solidificação (Interface	
Sólido x Sólido) da Trinca de Solidificação -1	107
do CP04 -Típica.. . . . da Trinca de Solidificação-1 . . . . .	69
Foto 4.5 MEV 375X: Frente de Solidificação (Interface	108
Sólido x Sólido) da Trinca de Solidificação -1	
do CP 06-Típica . . . . .	69
Foto 4.6 MEV 273X:Trincas Interdendríticas-3/4 do CP01-Típica.	70
Foto 4.7 MEV 70,4x:Trincas Interdendríticas-3/4 do CP04-Típica.	70
Foto 4.8 MEV 437X: Micro Cavidades Interdendríticas -	
Trinca de Solidificação -1 do CP02-Típica . . . . .	71
Foto 4.9 MEV 81,1X:Trincas Interdendríticas 3/4 do CP04-típica	71
Foto 4.10 MEV 96,5X: Nucleação da Trinca de Fadiga-1 no	110
Entalhe da Trinca de Solidificação-1 do CP04-Típica..	104
Foto 4.11 MEV 25,6X: Região de Propagação da Trinca de	110
Fadiga-1 do CP04-Típica . . . . .	104
Foto 4.12 MEV 120X: Nucleação da Trinca de Fadiga-2 no	111
Entalhe da Trinca de Solidificação-2 do CP06-Típica..	105
Foto 4.13 MEV 19,4X: Ruptura da Trinca de Fadiga-C2 e	
Nucleação da Trinca de Fadiga-C1 no Entalhe da	
Falta de Penetração do CP01-Típica. . . . .	105



	página
Foto 4.14 MEV 20,1X: Superfície de Fratura da Trinca de Fadiga-2 do CP01-Típica . . . . .	.106
Foto 4.15 MEV 424X: Fratura Dúctil da Trinca de Fadiga-C1 do CP01-Típica. . . . .	.106
Foto 4.16 MEV 1420X: Detalhe dos Dimples da Foto Anterior, indicando Inclusão no Metal de Solda-Típica . . . . .	.107
Foto 4.17 MEV 109X: Região de Propagação da Trinca de Fadiga -1 com "Linhas" de Leitura do Ensaio de Fadiga do CP02-Típica. . . . .	.107
Foto 4.18 MEV 699X: Fratura Dúctil da Trinca de Fadiga-C1 do CP03-Típica. . . . .	.108
Foto 4.19 MEV 24,2X: Mudança no Plano de Propagação da Trinca de Fadiga-1 do CP03-Típica . . . . .	.108
Foto 4.20 MEV 627X: Micro-Trincas na Região do Desvio da Foto Anterior-Típica. . . . .	.109
Foto 4.21 MEV 250X: Superfície de Propagação da Trinca de Fadiga-2 do CP05-Típica . . . . .	.109
Foto 4.22 MEV 28,1X: Mudança no Plano de Propagação da Trinca de Fadiga-2 do CP05-Típica . . . . .	.110
Foto 4.23 MEV 142X: Região de Ruptura da Trinca de Fadiga-2 do CP05-Típica. . . . .	.110
Foto 4.24 MEV 530X: Fratura Dúctil da Trinca de Fadiga-2 do CP06-Típica. . . . .	.111

φ = Diâmetro

σ = Tensão Aplicada

τ = Tensão de Cisalhamento

σ<sub>u</sub> = Tensão de Escoamento



## A B R E V I A T U R A S / S I M B O L O G I A

- A = Comprimento de Trinca
- $a_c$  = Comprimento Crítico de Trinca
- ASME = The American Society of Mechanical Engineers
- ASTM = American Society For Testing And Materials
- C = Constante do Modelo de Paris e Erdogan
- $^{\circ}\text{C}$  = Graus Celsius
- CDP = Corpo de Prova
- CP = Combinação Fluxo/Arame
- E = Módulo de Elasticidade para Carregamento Axial (módulo de Young)
- J = Energia Absorvida de Impacto - Charpy-V (Joule)
- $K_{IC}$  = Fator Intensidade de Tensão Crítico no Modo I
- $\Delta K$  = Variação do Fator Intensidade de Tensão
- log = Logarítmo na base 10
- N = Número de Ciclos
- n = Constante do Modelo de Paris e Erdogan
- MEV = Microscopia Eletrônica de Varredura
- MFEP = Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
- MFLE = Mecânica da Fratura Linear Elástica
- $r_p$  = Raio Plástico
- RT = Resistência à Tração
- UCS = Units of Crack Susceptibility
- ZAC = Zona Afetada pelo Calor
- $\phi$  = Diâmetro
- $\sigma$  = Tensão Aplicada
- $\sigma_c$  = Tensão de Cisalhamento
- $\sigma_{ys}$  = Tensão de Escoamento

## CAPÍTULO 1

### 1. CONSIDERAÇÕES GERAIS

O desenvolvimento dos processos de soldagem, utilizados nas indústrias que atuam na fabricação de equipamentos pesados como plataformas marítimas de prospecção de petróleo, vasos de pressão, trocadores de calor, colunas, fornos, caldeiras e prensas de grande porte, tem sido orientado no sentido da melhoria da produtividade e qualidade das juntas soldadas. Entre os processos de soldagem a arco elétrico temos o arco submerso, que propicia altas taxas de deposição quando comparado aos processos manuais e semi-automáticos, no qual a participação do operador é relativamente pequena em função do grau de automatização e a sanidade da junta soldada depende basicamente do metal base, consumíveis, parâmetros de soldagem e geometria do chanfro. O incremento da taxa de deposição é acompanhado pelo aumento do aporte térmico e da poça de fusão, o que implica na necessidade de especial atenção relativa às transformações metalúrgicas na zona afetada pelo calor e no modo de solidificação do metal de solda [1-3].

A ocorrência de trincas de solidificação, com maior incidência nos passes de raiz [1-8], provoca limitações na utilização do arco submerso e diminuição da produtividade em função dos custos envolvidos no re-trabalho com reparos (goivagem, esmerilhamento, exames não-destrutivos, homem-hora e multas contratuais) e substituição parcial ou total por processos de soldagem menos produtivos [1-16].



Indicações lineares como trincas de solidificação, muitas vezes não são detectáveis, com exames não destrutivos, em função da geometria, posição e extensão no metal da solda e podem permanecer na junta soldada após liberação do equipamento.

Em trabalhos anteriores [17-26] demonstrou-se que a vida em fadiga de uma junta soldada pode ser seriamente reduzida em função da geometria e incidência de defeitos na solda, provocados pelo processo, parâmetros e consumíveis de soldagem, nível de qualificação do soldador ou operador e soldabilidade do metal base.

O aço carbono-manganês de especificação ASTM A516-70N é muito utilizado em componentes estruturais soldados em função das suas propriedades mecânicas e granulação fina, mas as faixas de composição química relativa aos elementos: Carbono, Manganês, Fósforo, Enxofre e Silício são amplas podendo reduzir sua soldabilidade e aumentando sua susceptibilidade à trincas de solidificação em função das interações dos mesmos nas reações peritéticas durante a solidificação [16, 27, 28, 29].

Neste trabalho procura-se correlacionar o conceito de UCS - Units of Crack Susceptibility - desenvolvido por J.G. Garland e N. Bailey [1, 4, 5, 6, 7, 8] na década de 70 com as composições químicas do metal de base e do arame sólido e analisar a vida em fadiga do metal de solda com trincas de solidificação trabalhando com a equação de Paris e Erdogan [30] e o software AMPLICON desenvolvido no DMT-FEG [31].



Os objetivos do trabalho, resumidos no item 2.8, são: desenvolver um modelo matemático que indique o nível da susceptibilidade a trincas de solidificação no metal da solda diluído, analisar as teorias existentes para nucleação destas trincas em função dos dados experimentais obtidos com análise das fraturas na microscopia eletrônica de varredura, calcular as constantes C e n da Equação de Paris e Erdogan e plotar as curvas  $A \times N$  teóricas para previsão da vida em fadiga do metal de solda em função de sua composição química.

Com estes dados pode-se prever a incidência de trincas de solidificação e respectivas taxas de crescimento por fadiga, durante a vida útil do equipamento soldado, uma vez que os Exames Não-Destrutivos normais nem sempre são suficientes para detectá-las durante a fabricação.

relevantes, para este trabalho, da mecânica da fratura e fadiga nos metais para o estudo da propagação de trincas por fadiga. Considerando-se a necessidade de obter-se parâmetros de tenacidade à fratura dos metais de solda analisados, encontram-se indicados na seção 2.7 modelos para correlacionar  $K_{Ic}$  com energia absorvida do impacto (Charpy-V).

## 2.1 TRINCAS EM JUNTAS SOLDADAS

### 2.1.1 PRINCIPAIS TIPOS DE TRINCAS

As trincas nas juntas soldadas podem ser classificadas basicamente por dois critérios: Localização na junta e Faixa de Temperatura de Nucleação.

Na figura 2.1 temos a classificação das trincas na junta soldada em função da localização.



### 2. INTRODUÇÃO

Neste capítulo apresenta-se uma revisão dos principais conceitos utilizados neste trabalho. Na seção 2.1 estuda-se a classificação das trincas em juntas soldadas, com especial destaque para a caracterização de trincas a quente. Na seção 2.2 focaliza-se as principais teorias existentes para nucleação de trincas de solidificação. Os modelos matemáticos para previsão da susceptibilidade a trincas de solidificação estão indicados na seção 2.3. A velocidade de solidificação do metal pode ser estimada com a fórmula apresentada na seção 2.4. Nas seções 2.5 e 2.6 são focalizados os aspectos relevantes, para este trabalho, da mecânica da fratura e fadiga nos metais para o estudo da propagação de trincas por fadiga. Considerando-se a necessidade de obter-se parâmetros de tenacidade à fratura dos metais de solda analisados, encontram-se indicados na seção 2.7 modelos para correlacionar  $K_{IC}$  com energia absorvida do impacto (Charpy-V).

### 2.1 TRINCAS EM JUNTAS SOLDADAS

#### 2.1.1 PRINCIPAIS TIPOS DE TRINCAS

As trincas nas juntas soldadas podem ser classificadas basicamente por dois critérios: Localização na junta e Faixa de Temperatura da Nucleação.

Na figura 2.1 temos a classificação das trincas na junta soldada em função da localização.

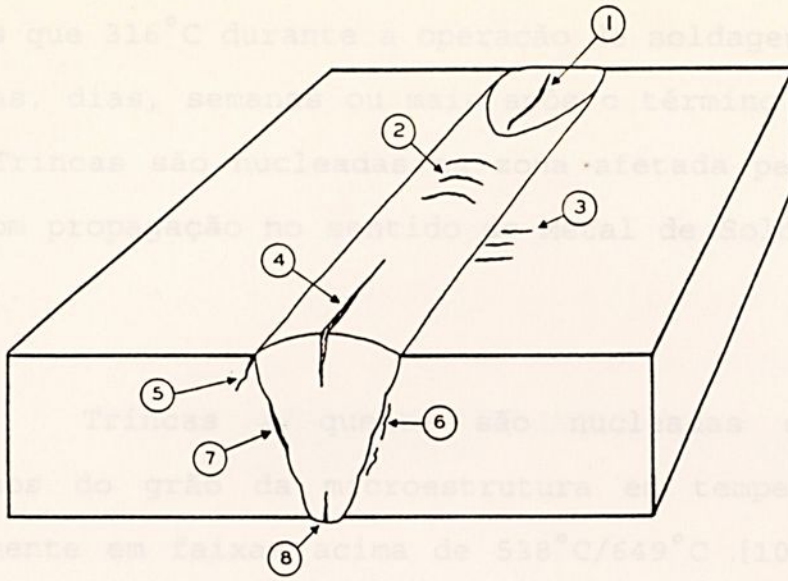


Figura 2.1 - Classificação das trinças em termos de localização na junta soldada [10]

1. Trinca de Cratera no Metal da Solda
2. Trinca Transversal no Metal da Solda
3. Trinca Transversal na Zona Afetada pelo Calor
4. Trinca Longitudinal no Metal da Solda
5. Trinca na Margem da Solda
6. Trinca Sob-Cordão
7. Trinca na Linha de Fusão
8. Trinca na Raiz da Solda

Em termos de faixa de temperatura de nucleação temos dois grupos: trinças a frio e trinças a quente [10].

Trinças a Frio ou Trinças por Hidrogênio são caracterizadas por sua propagação transgranular na micro estrutura com nucleação e propagação ocorrendo em temperaturas



menores que  $316^{\circ}\text{C}$  durante a operação de soldagem ou em intervalos de horas, dias, semanas ou mais após o término da soldagem [10]. Estas Trincas são nucleadas na zona afetada pelo calor do Metal Base com propagação no sentido do Metal de Solda e/ou Metal Base [10,32].

Trincas a quente são nucleadas e propagadas nos contornos do grão da microestrutura em temperaturas elevadas, normalmente em faixas acima de  $538^{\circ}\text{C}/649^{\circ}\text{C}$  [10]. Alguns autores [1,33] denominam trinca de solidificação como trinca a quente, podendo gerar uma certa confusão de nomenclatura, pois existem diferentes tipos de trincas que são nucleadas nesta faixa de temperatura [10]:

- Trincas de liquação: Localizadas nas regiões re-aquecidas da zona afetada pelo calor do metal base [10].
- Trincas na linha de fusão: Associadas a filmes de inclusões de escória do metal de solda e/ou inclusões não-metálicas do metal base [10].
- Trincas de cratera: Associadas a velocidade de solidificação da poça de fusão, tensões térmicas e nível de impurezas [10].
- Trincas de solidificação: São nucleadas e propagadas no metal da solda, localizadas nas regiões interdendríticas do centro do cordão, na maioria dos casos no sentido longitudinal. Dependendo da incidência também ocorrem nas interfaces laterais dos grãos colunares.



Estas trincas ocorrem durante a deposição dos cordões e nos casos de afloramento superficial podem ser observadas visualmente após a solidificação e remoção da escória superficial [10]. Nas figuras 2.2 e 2.3 temos exemplos destas trincas.

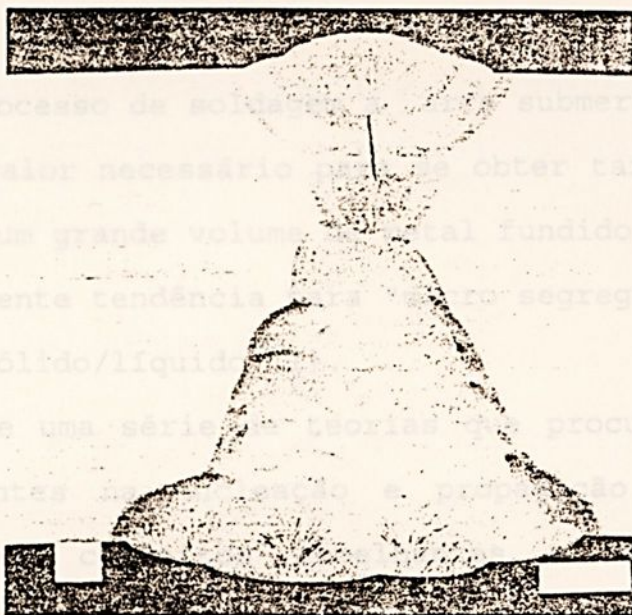


Figura 2.2 - Trinca de Solidificação em Solda Multi-Passes [11]



Figura 2.3 - Trinca de Solidificação em Solda Mono-Passe [11]

## 2.2 NUCLEAÇÃO DAS TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO

A nucleação das trincas de solidificação é associada com a natureza e extensão das fases líquida e sólida presentes na faixa de temperatura solidus/liquidus e as tensões térmicas desenvolvidas durante as etapas do processo de solidificação [1-7].

No processo de soldagem a arco submerso, em função do alto aporte do calor necessário para se obter taxas de deposição maiores, tem-se um grande volume de metal fundido diluído no metal base com conseqüente tendência para "micro segregações" de soluto nas interfaces sólido/líquido [1].

Existe uma série de teorias que procuram explicar os mecanismos atuantes na nucleação e propagação de trincas de solidificação com conceitos semelhantes e em alguns casos antagônicos [1-34].

### 2.2.1 TEORIAS PARA NUCLEAÇÃO DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO

A seguir apresenta-se um resumo das principais teorias para nucleação e propagação das trincas de solidificação.

#### 2.2.1.1 TEORIA DA CONTRAÇÃO FRÁGIL

Desenvolvida por vários pesquisadores, entre eles destacamos Singer e Cotterrell (1946) [1] e Pumphrey e Singer (1948) [1], inicialmente foi aplicada ao problema da fragilidade a quente durante a fundição e soldagem de ligas de alumínio, com a seguinte proposição:



- Durante a solidificação a massa líquida, com cristais primários dendríticos, apresenta uma redução da ductilidade em uma faixa de temperatura no intervalo de crescimento dos cristais sólidos e diminuição da fase líquida (temperatura coerente) [1]. Em temperaturas próximas ao solidus as tensões de contração desenvolvidas podem ser maiores do que a tensão de ruptura dos cristais sólidos, provocando ruptura da rede cristalina (trincas) [1]. Se não houver fase líquida remanescente suficiente para caldeamento dos cristais as trincas de solidificação serão permanentes [1, 14]

#### 2.2.1.2 TEORIA DA DEFORMAÇÃO

Proposta por Pellini e colaboradores (1952) para trincas de contração em fundidos, com os seguintes pontos de vista contrários à teoria da contração frágil [1,14]:

- No estágio pastoso da solidificação as tensões de deformação são uniformemente distribuídas e conseqüentemente as trincas não podem ser nucleadas nesta faixa de temperatura [1,14].
- Tensões térmicas localizadas, na massa sólida em regiões separadas por filme de fase líquida nucleiam trincas, quando atingem um nível suficientemente alto [1, 14].

Quando os filmes da fase líquida estão associados com segregados de baixo ponto de fusão o risco de trincas de solidificação é maior [1, 14].



### 2.2.1.3 TEORIA DE BORLAND

Desenvolvida por Borland (1960), consistindo basicamente em modificações das teorias anteriores com extensiva explanação referente aos efeitos da quantidade e distribuição da fase líquida durante a solidificação [34]. É a teoria comumente mais aceita, com destaque para 3 (três) situações diferentes [1]:

- Durante a contração ocorre estrangulamento do filme do líquido remanescente até a superfície externa, formando vazios internos conseqüentemente nucleando trincas [1, 34].
- Separação (ruptura) do filme do líquido submetido a altas tensões separando os grãos adjacentes, conseqüentemente não ocorre ligação sólido-sólido [34]. Filmes de líquido espessos previnem trincas em função da habilidade do volume do líquido acomodar melhor as tensões [1,34].
- Ruptura das ligações sólido-sólido nas regiões onde a superfície do grão é coberta extensivamente pela fase líquida [1, 14, 34].

### 2.2.1.4 TEORIA DO MECANISMO ALTERNATIVO

Proposta por Willians e Singer (1968), sugerindo que as trincas de solidificação dependem da extensão dos filmes da fase líquida nos contornos do grão e não da ruptura das pontes sólidas [1, 14].



## 2.3 MÉTODOS PARA PREVISÃO DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO

Nos trabalhos desenvolvidos por N. Bailey e J.G. Garland foram analisados os efeitos do Limite de Escoamento do Metal Base e do Préaquecimento [7]; Composição Química do Arame e tipo do Fluxo [6]; Composição Química do Metal Base e Metal de Solda Diluído [4, 5, 7]. Nestes trabalhos foram desenvolvidas equações correlacionando o "Índice de Susceptibilidade à Trincas de Solidificação" (UCS) em função de composição química. A seguir são apresentados os principais métodos de cálculo encontrados na literatura.

### 2.3.1 "UNITS OF CRACK SUSCEPTIBILITY" (UCS) - ÍNDICE DE SUSCEPTIBILIDADE À TRINCA DE SOLIDIFICAÇÃO

O conceito do UCS foi desenvolvido inicialmente em função da relevância dos efeitos das concentrações dos elementos químicos, do metal de base, fluxo e arame, na incidência das trincas de solidificação da junta soldada [1, 4, 5, 6, 7, 8].

As fórmulas de cálculo de UCS foram obtidas mediante levantamento estatístico, utilizando-se análise de regressão múltipla, envolvendo 32 (trinta e duas) diferentes composições químicas de metal base e metal de solda [1, 4]. O conceito de UCS foi introduzido na Norma BS 5135: 1984 após comprovação, pelos autores, da consistência dos resultados encontrados [1,8].

#### 2.3.1.1 UCS PARA METAL BASE (% PESO) [4, 5]

$$\text{UCS} = 134 C + 1305 S + 61 P + 34 Nb - 5 Si - 3,0 Mn - 134 Al - 1,0 \quad [2.1]$$

Coeficiente de Correlação Múltipla = 0,94

2.3.1.2 UCS PARA METAL DE SOLDA (% PESO) [4, 5]

$$\text{UCS} = 223 \text{ C} + 197 \text{ S} + 100 \text{ P} + 48 \text{ Nb} - 14,3 \text{ Si} - 6 \text{ Mn} \\ - 16 \text{ Al} + 0,5 \quad [2.2]$$

Coeficiente de Correlação Múltipla = 0,90

2.3.1.3 UCS PARA METAL DE SOLDA COM BAIXA DILUIÇÃO (% PESO) [6]

$$\text{UCS} = 230 \text{ C}^* + 190 \text{ S} + 75 \text{ P} + 45 \text{ Nb} - 12,3 \text{ Si} - 5,4 \text{ Mn} \\ - 14 \text{ Al} - 1 \quad [2.3]$$

C\* = mínimo 0,08%

Coeficiente de Correlação Múltipla = 0,90

2.3.1.4 UCS PARA METAL DE SOLDA ASSOCIADO AO FORMATO DO CORDÃO  
(% Peso) [1]

$$\text{UCS} = 230 \text{ C} + 190 \text{ S} + 75 \text{ P} + 45 \text{ Nb} - 12,3 \text{ Si} - 5,4 \text{ Mn} \\ - 14 \text{ Al} - 48,3 \text{ W/D} - 87 \quad [2.4]$$

onde a razão W/D não deve ser menor que 1,67 (W = largura do cordão e D = Profundidade do cordão).

2.3.1.5 UCS PARA METAL DE SOLDA EM JUNTAS DE TOPO E EM ÂNGULO  
(% PESO) [8]

$$\text{UCS} = 230 \text{ C} + 190 \text{ S} + 75 \text{ P} + 45 \text{ Nb} - 12,3 \text{ Si} - 5,4 \text{ Mn} \quad [2.5]$$

## 2.4 VELOCIDADE DE SOLDAGEM Limite de validade para aplicação da fórmula [2.5]

C	- 0,03	a	0,23%
S	- 0,010	a	0,050%
P	- 0,010	a	0,045%
Si	- 0,15	a	0,65%
Mn	- 0,45	a	1,6%
Ni	- 1,0%		máx.
Cr	- 0,5%		máx.
Mo	- 0,4%		máx.
V	- 0,07%		máx.
Cu	- 0,3%		máx.
Ti	- 0,02%		máx.
Al	- 0,03%		máx.
B	- 0,002%		máx.
Pb	- 0,01%		máx.
Co	- 0,03%		máx.

## 2.3.2 HOT CRACKING SUSCEPTIBILITY (HCS) - SUSCEPTIBILIDADE À TRINCA QUENTE [33]

A fórmula de HCS foi desenvolvida por Wilkinson e Cottrell para soldagem sem material de adição com o processo TIG (Tungsten-Inert Gas), sendo aplicável para chapa fina nos metais de base SAE 4130 e ASTM A 387 Grau B [33].

$$\text{HCS} = \frac{C \left[ S + P + \frac{\text{Si}}{25} + \frac{\text{Ni}}{100} \right] \times 10^3}{3 \text{ Mn} + \text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}} \quad [2.6]$$

Concentração dos Elementos Químicos em Peso (%)

## 2.4 VELOCIDADE DE SOLIDIFICAÇÃO DO METAL DE SOLDA

O tempo de solidificação do metal de solda é responsável por alterações na microestrutura final, ou seja, o espaçamento interdendrítico aumenta com o incremento do tempo de solidificação [13,15].

O tempo de solidificação,  $s_t$  (em segundos), é proporcional ao aporte de calor [35]:

$$s_t = \frac{L H}{2 \pi k \rho c (T_m - T_0)^2} \quad [2.7]$$

onde:

$s_t$  = tempo de solidificação; tempo total do começo até o final da solidificação em um ponto fixo do metal de solda, s

$L$  = Calor de fusão,  $J/mm^3$

$H$  = Aporte do calor,  $J/mm = f_1 \frac{E I}{v}$

onde:  $f_1$  = eficiência térmica do processo de soldagem (0,90 a 0,99 para Arco Submerso)

$E$  = Tensão no arco, V

$I$  = Intensidade de Corrente, A

$v$  = Velocidade de soldagem, mm/s

$K$  = Condutibilidade térmica do metal de solda,  $J/mm.s.^{\circ}C$   
( $K$  é função da temperatura, adota-se o valor médio de  $0,028 J/mm.s.^{\circ}C$  para os aços)

$\rho$  = Densidade do metal de solda,  $g/mm^3$

$c$  = Calor específico do metal de solda sólido,  $J/g.^{\circ}C$  ( $c$  é função da temperatura, adota-se o valor médio de  $0,561 J/g.^{\circ}C$  para os aços).

$\rho_c$  = Calor específico volumétrico,  $J/mm^3 \cdot ^\circ C$  (adota-se o valor médio de 0,0044  $J/mm$  para os aços).

$T_m$  = Temperatura de solidificação,  $^\circ C$  (1510  $^\circ C$  para os aços)

$T_o$  = Temperatura de préaquecimento,  $^\circ C$

Na fórmula [2.7] estão indicados dois aspectos importantes relativos ao Procedimento de Soldagem:

- O tempo de solidificação é proporcional ao aporte do calor, ou seja, a velocidade de solidificação diminui com o aumento do termo  $H$  (mantendo-se os demais fatores constantes).
- A velocidade de solidificação diminui com incremento da temperatura do préaquecimento (mantendo-se os demais fatores constantes).

Figura 2.4 Modos de Abertura da Trinca [42]

## 2.5 INTRODUÇÃO À MECÂNICA DA FRATURA

Modo I: Abertura perpendicular ao plano da trinca -- Tensão de tração

O estudo da Mecânica da Fratura é dividido em dois campos distintos.

- Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) relacionada aos materiais de alta resistência com comportamento predominantemente elástico [36, 37, 38, 39].
- Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) relacionada aos materiais de média e baixa resistência nos quais ocorrem significativas deformações plásticas na ponta da trinca [36, 37, 38, 39].

### 2.5.1. TENSÕES NA PONTA DA TRINCA

Na figura 2.4 encontram-se os três modos básicos de abertura de trinca em função do carregamento aplicado.

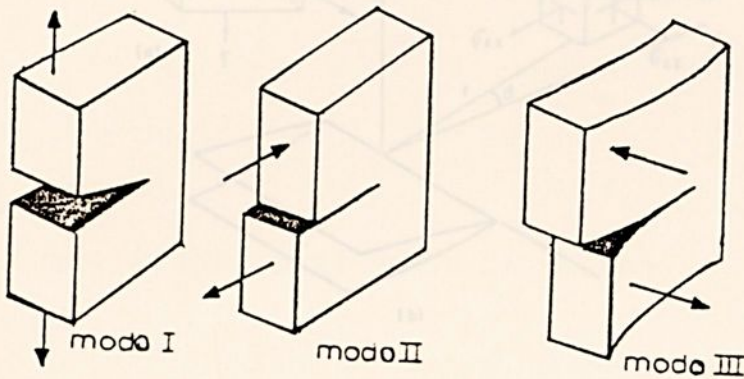


Figura 2.4 Modos de Abertura de Trinca [42]

Modo I: Abertura perpendicular ao plano da trinca  $\rightarrow$  tensão de tração.

Modo II: Abertura no plano da trinca  $\rightarrow$  cisalhamento direto.

Modo III: Abertura no plano da trinca  $\rightarrow$  cisalhamento transversal.

O Modo I é o mais estudado em função da maioria dos casos práticos apresentarem predomínio deste tipo de carregamento [38].

Na figura 2.5(a) e (b) temos uma placa infinita com uma trinca de comprimento  $2a$  com carregamento bi-axial.

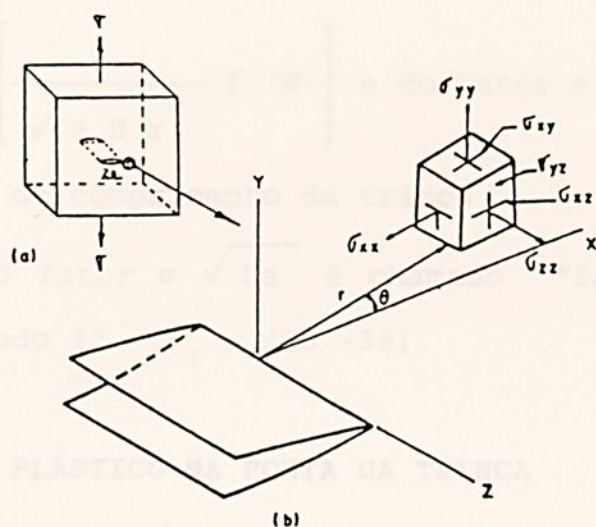


Figura 2.5(a) e (b) Chapa infinita [39]

As tensões elásticas, localizadas na coordenada  $r(\theta)$ , em relação a ponta da trinca, são calculadas com as seguintes equações:

$$\sigma_x = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[ 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad [2.8]$$

$$\sigma_y = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right] \quad [2.9]$$

$$\sigma_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad [2.10]$$

Para o estado de tensões Planas (Chapas Finas):

$$\sigma_z = 0. \quad [2.11]$$

Para o estado de deformações planas

(Chapas Grossas):  $\sigma_z = (\sigma_x + \sigma_y) \nu \quad [2.12]$



As equações 2.8, 2.9 e 2.10 demonstram que as tensões tendem a infinito ( $\infty$ ) quando  $r = 0$  e são funções da posição geométrica  $\left( \frac{1}{\sqrt{2 \Pi r}} f(\theta) \right)$  e do fator  $\sigma \sqrt{\Pi a}$  o qual é função da tensão e do comprimento da trinca .

O fator  $\sigma \sqrt{\Pi a}$  é chamado "fator de intensidade de tensão do modo I" -  $K_I$  - [38 -39].

### 2.5.2 CAMPO PLÁSTICO NA PONTA DA TRINCA

Os limites do campo plástico na ponta da trinca são determinados em função das regiões nas quais tem início as deformações plásticas, conforme indicado na Figura 2.6.

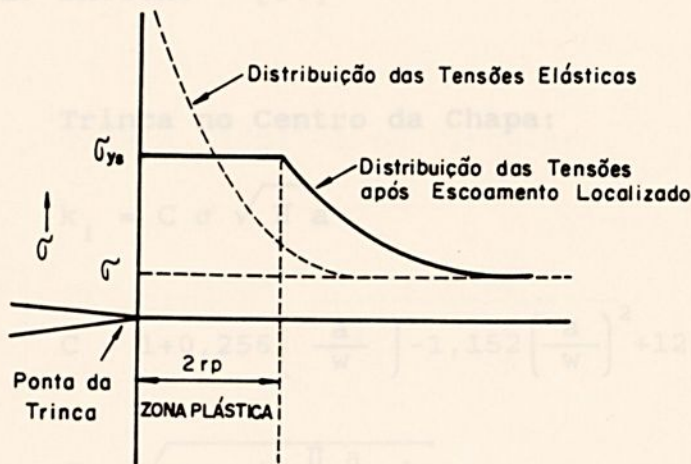


Figura 2.6 Representação Esquemática da Zona Plástica na ponta da Trinca [39]



A tensão na direção  $y$ , à distância  $r$  da ponta da trinca no eixo  $x$ , é dada por [2.13].

$$\sigma_y = \sigma \sqrt{\frac{a}{2\pi r}} \quad [2.13]$$

Substituindo a tensão,  $\sigma$ , pelo limite de escoamento do material,  $\sigma_y$ , na equação [2.13] e introduzindo a expressão de  $K_I$ , temos

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (\text{estado plano tensão}) \quad [2.14]$$

$$r_p = \frac{1}{6\pi} \left( \frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (\text{estado plano de deformação}) \quad [2.15]$$

### 2.5.3 FÓRMULAS DE CÁLCULO DO FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO - $K_I$ -

#### 2.5.3.1 SOLUÇÕES BÁSICAS [37]

##### Trinca no Centro da Chapa:

$$K_I = C \sigma \sqrt{\pi a} \quad [2.16]$$

$$C = 1 + 0,256 \left( \frac{a}{w} \right) - 1,152 \left( \frac{a}{w} \right)^2 + 12,200 \left( \frac{a}{w} \right)^3 \quad [2.19]$$

$$C = \sqrt{\sec \left( \frac{\pi a}{w} \right)}$$

$$C = \frac{1}{\sqrt{1 - \left( \frac{2a}{w} \right)^2}}$$



### Trinca Lateral:

$$k_I = C \sigma \sqrt{\Pi a} \quad [2.17]$$

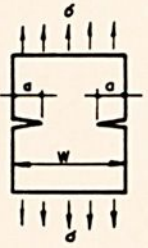


$C = 1,12$  para trincas pequenas

$$C = 1,12 - 0,231 \left(\frac{a}{w}\right) + 10,55 \left(\frac{a}{w}\right)^2 - 21,72 \left(\frac{a}{w}\right)^3 + 30,39 \left(\frac{a}{w}\right)^4$$

válida até o limite de  $\frac{a}{w} = 0,6$

### Dupla Trinca Lateral:

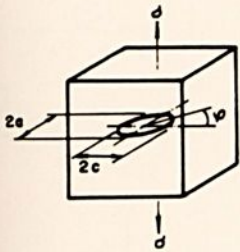


$$K_I = C \sigma \sqrt{\Pi a} \quad [2.18]$$

$C = 1,12$  para trincas pequenas

$$C = \frac{1,122 - 0,561 \left(\frac{a}{w}\right) - 0,205 \left(\frac{a}{w}\right)^2 + 0,471 \left(\frac{a}{w}\right)^3 - 0,190 \left(\frac{a}{w}\right)^4}{\sqrt{1 - \frac{a}{w}}}$$

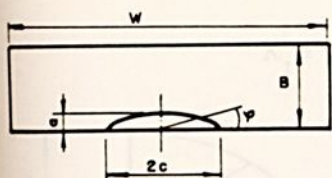
### Trinca Elíptica ou Circular



$$\text{Elíptica: } K_I = \frac{\sigma \sqrt{\Pi a}}{\frac{3\Pi}{8} + \frac{\Pi}{8} \frac{a^2}{c^2}} \left( \text{sen}^2 \varphi + \frac{a^2}{c^2} \text{cos}^2 \varphi \right)^{1/4} \quad [2.19]$$

$$\text{Circular: } K_I = \frac{2}{\Pi} \sigma \sqrt{\Pi a} \quad [2.20]$$

## Trinca Superficial Semi-Elíptica em Tração



$$K_I = C \frac{\sigma \sqrt{\Pi a}}{\frac{3\Pi}{8} + \frac{\Pi}{8} \frac{a^2}{c^2}} \left( \sin^2 \varphi + \frac{a^2}{c^2} \cos^2 \varphi \right)^{1/4} \quad [2.21]$$

$C = 1,12$  para trincas pequenas

ou

$$K_I = C \sigma \frac{\sqrt{\Pi a}}{\phi} \quad [2.22]$$

$$C = f \left( \frac{a}{B}, \frac{a}{c}, \frac{c}{W} \right)$$

$$C = \left[ C_1 + C_2 \left( \frac{a}{B} \right)^2 + C_3 \left( \frac{a}{B} \right)^4 \right] C_4 g(\varphi) g(W)$$

$$C_1 = 1,13 - 0,09 \left( \frac{a}{c} \right)$$

$$C_2 = -0,54 + \frac{0,89}{0,2 + \left( \frac{a}{c} \right)}$$

$$C_3 = 0,5 - \frac{1,0}{0,65 + \left( \frac{a}{c} \right)} + 14 \left( 1,0 - \frac{a}{c} \right)^{24}$$

$$C_4 = 1 + \left[ 0,1 + 0,35 \left( \frac{a}{B} \right)^2 \right] \left( 1 - \sin \varphi \right)^2$$

$$g(\varphi) = \left[ \sin^2 \varphi + \left( \frac{a}{c} \right)^2 \cos^2 \varphi \right]^{1/4}$$

$$g(W) = \left[ \sec \frac{\Pi c}{W} \sqrt{\frac{a}{B}} \right]^{1/2}$$

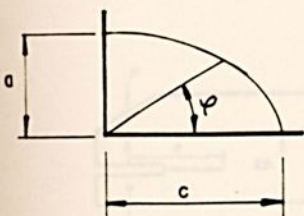
$$\text{para: } 0 < \frac{a}{c} < 1 \quad 0 < \frac{a}{B} \leq 1$$

$$0 < \frac{c}{B} < 0,5 \quad 0 < \varphi < \Pi$$



Corpo de Prova **Trinca Elíptica no Canto em Tração**

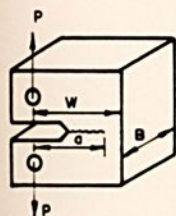
$$K_I = C \frac{\sigma \sqrt{\Pi a}}{\frac{3\Pi}{8} + \frac{\Pi}{8} \frac{a^2}{c^2}} \left( \sin^2 \varphi + \frac{a^2}{c^2} \cos^2 \varphi \right)^{1/4} \quad [2.23]$$



$C = 1,2$  ver referências [40, 41]

**2.5.3.2. SOLUÇÕES PARA CORPOS DE PROVA NORMALIZADO [38]**

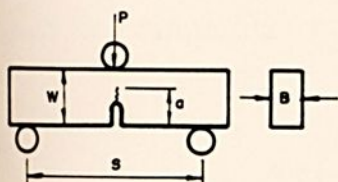
**Corpo de Prova Compacto - Tração (CT)**



$$K_I = \frac{P}{BW^{1/2}} \cdot f\left(\frac{a}{w}\right) \quad [2.24]$$

$$f\left(\frac{a}{w}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{w}\right) \left[0,886 + 4,64\left(\frac{a}{w}\right) - 13,32\left(\frac{a}{w}\right)^2 + 14,72\left(\frac{a}{w}\right)^3 - 5,6\left(\frac{a}{w}\right)^4\right]}{\left(1 - \frac{a}{w}\right)^{3/2}}$$

**Corpo de Prova com Entalhe - Dobramento (SENB)**



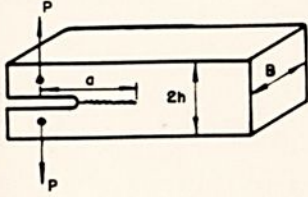
$$K_I = \frac{PS}{BW^{3/2}} \cdot f\left(\frac{a}{w}\right) \quad [2.25]$$

$$f\left(\frac{a}{w}\right) = \frac{3\left(\frac{a}{w}\right)^{1/2} \left[1,99 - \frac{a}{w} \left(1 - \frac{a}{w}\right) \left(2,15 - 3,93\left(\frac{a}{w}\right) + 2,7\left(\frac{a}{w}\right)^2\right)\right]}{2\left(1 + 2\frac{a}{w}\right) \left(1 - \frac{a}{w}\right)^{3/2}}$$



Corpo de Prova com Entalhe em Duplo Balanço (DCB)

$$K_I = 2 \sqrt{3} \times \frac{Pa}{Bh^{3/2}} \quad (\text{tensão plana}) \quad [2.26]$$

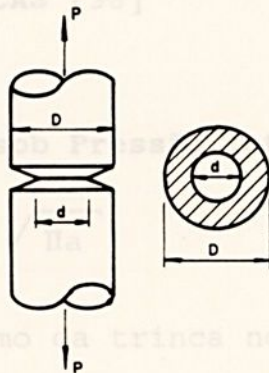


$$K_I = \frac{2 \sqrt{3}}{\sqrt{1 - \nu^2}} \times \frac{Pa}{Bh^{3/2}} \quad (\text{deformação plana}) \quad [2.27]$$

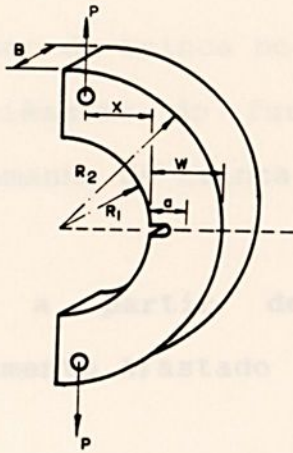
Corpo de Prova em Barra com Entalhe Circunferencial

$$K_I = \frac{0,932 P \sqrt{D}}{\sqrt{\pi d^2}} \quad [2.28]$$

na faixa de  $1,2 \leq D/d \leq 2,1$



Corpo de Prova em Forma de C



$$K_I = \frac{P}{BW^{1/2}} \left[ 1 + 1,54 \left( \frac{x}{w} \right) + 0,50 \left( \frac{a}{w} \right) \right] \left[ 1 + 0,221 \left( 1 - \left( \frac{a}{w} \right)^{1/2} \left( 1 - \frac{R_1}{R_2} \right) \right) \right] \cdot f \left( \frac{a}{w} \right)$$

[2.29]

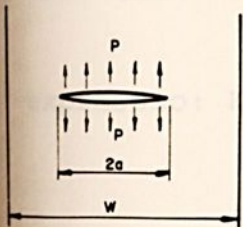
$$f \left( \frac{a}{w} \right) = 18,23 \left( \frac{a}{w} \right)^{1/2} - 106,2 \left( \frac{a}{w} \right)^{3/2} + 389,7 \left( \frac{a}{w} \right)^{5/2} - 582,0 \left( \frac{a}{w} \right)^{7/2} + 369,1 \left( \frac{a}{w} \right)^{9/2}$$

2.5.3.3. SOLUÇÕES PRÁTICAS [38]

Trinca sob Pressão Interno

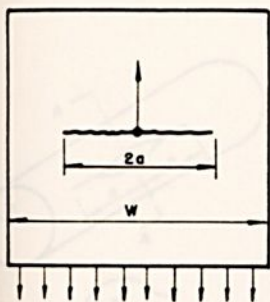
$$K_I = CP \sqrt{\Pi a} \quad [2.30]$$

C = mesmo da trinca no centro da chapa



### Trinca a partir de um Furo Central sob carregamento

$$K_I = C \left( \frac{\sigma \sqrt{\Pi a}}{2} + \frac{P}{2 \sqrt{\Pi a}} \right) \quad [2.31]$$



C = mesmo da trinca no centro da chapa

OBS: Diâmetro do furo pequeno em relação ao tamanho de trinca

### Trinca a partir de um Furo Central com Carregamento Afastado

$$K_I = \sigma \sqrt{\Pi a} F_1 \left( \frac{a}{R+a} \right) \quad (\text{trinca simples}) \quad [2.32]$$

$$K_I = \sigma \sqrt{\Pi a} F_2 \left( \frac{a}{R+a} \right) \quad (\text{trinca dupla}) \quad [2.33]$$

$F_1$  e  $F_2$  = calcular no gráfico n°. 1

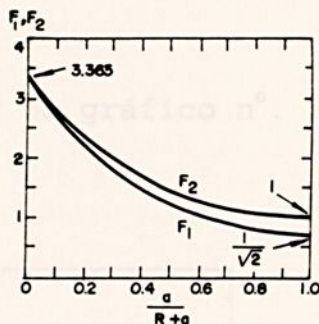
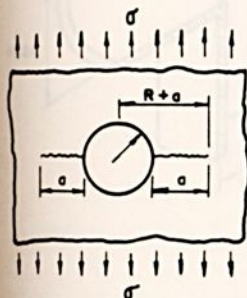
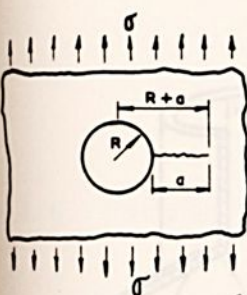


Gráfico n°. 1 - Fatores de correção  $F_1$  e  $F_2$

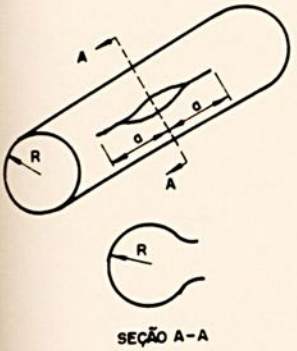
OBS: Para trincas duplas e longas com  $\frac{a}{R+a} > 0,3$  utilizar a

$$\text{expressão: } K_I = C \sigma \sqrt{\Pi (R+a)} \quad [2.34]$$

C = mesmo da trinca no centro da chapa



Trinca Axial em Tubo de Espessura Fina, Raio Médio -R-, Pressão Interna -P- e Espessura -t.



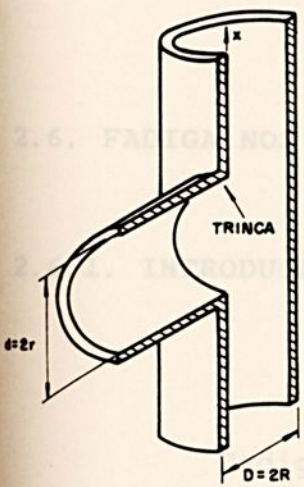
$$K = \sigma_H M_f \sqrt{\Pi a} \quad [2.35]$$

onde  $\sigma_H = PR/t$

$$M_f = \sqrt{1 + 1,255 \frac{a^2}{Rt} - 0,0135 \frac{a^4}{R^2 t^2}}$$

Trinca de Canto em Vaso de Pressão

Detalhes da Geometria da trinca [38]



$$\frac{K_I}{\sigma_H \sqrt{\Pi a}} = F_m \left[ 1 + \left( \frac{rt}{RB} \right)^{1/2} \right] \quad [2.36]$$

onde:

$\sigma_H$  = tensão circunferencial na parede do vaso de pressão

$F_m$  = calcular no gráfico n°. 2

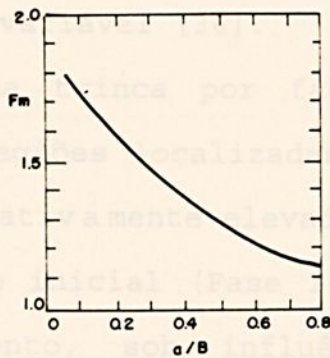
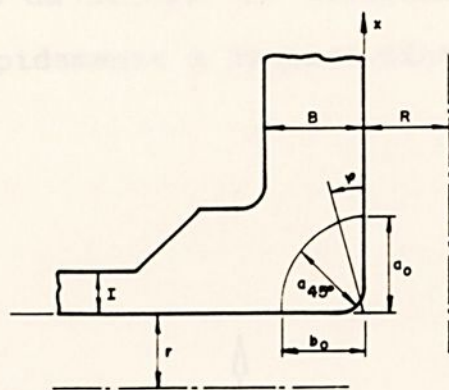


Gráfico n°. 2 - Fator de Correlação - Fm [38]





Detalhes da Geometria da trinca [38]

## 2.6. FADIGA NOS METAIS

### 2.6.1. INTRODUÇÃO

Fadiga é considerada uma falha progressiva de um componente mecânico que se encontra sujeito a cargas cíclicas de amplitude constante e/ou variável [36].

A nucleação da trinca por fadiga está associada à deformação plástica em regiões localizadas, nas quais os níveis de tensões são significativamente elevados (concentradores de tensões), com crescimento inicial (Fase I- Figura 2.7) ao longo de planos de deslizamento, sob influência das tensões de cisalhamento ( $\sigma_c$ ). A propagação ocorre no plano perpendicular ao da direção da tensão principal de tração (Fase II - Figura 2.7), sendo que esta fase de crescimento estável da trinca representa

aproximadamente 90% da vida em fadiga do componente mecânico. O último estágio da vida em fadiga é caracterizado pelo crescimento instável em função da trinca ter atingido um comprimento crítico ( $a_c$ ), ocorrendo rapidamente a fratura final [42].

Para levantar parâmetros e estabelecer o tipo de solicitação e origem de fratura, as "marcas de praia" são os parâmetros morfológicos mais significativos e ocorrem em função das variações na frequência dos ciclos e/ou amplitude das tensões. A falha por fadiga é caracterizada como fratura frágil, independente do material apresentar comportamento frágil ou dúctil [36,37].

Na figura 2.8, encontra-se um resumo dos principais tipos de fratura decorrentes de falhas por fadiga [43].

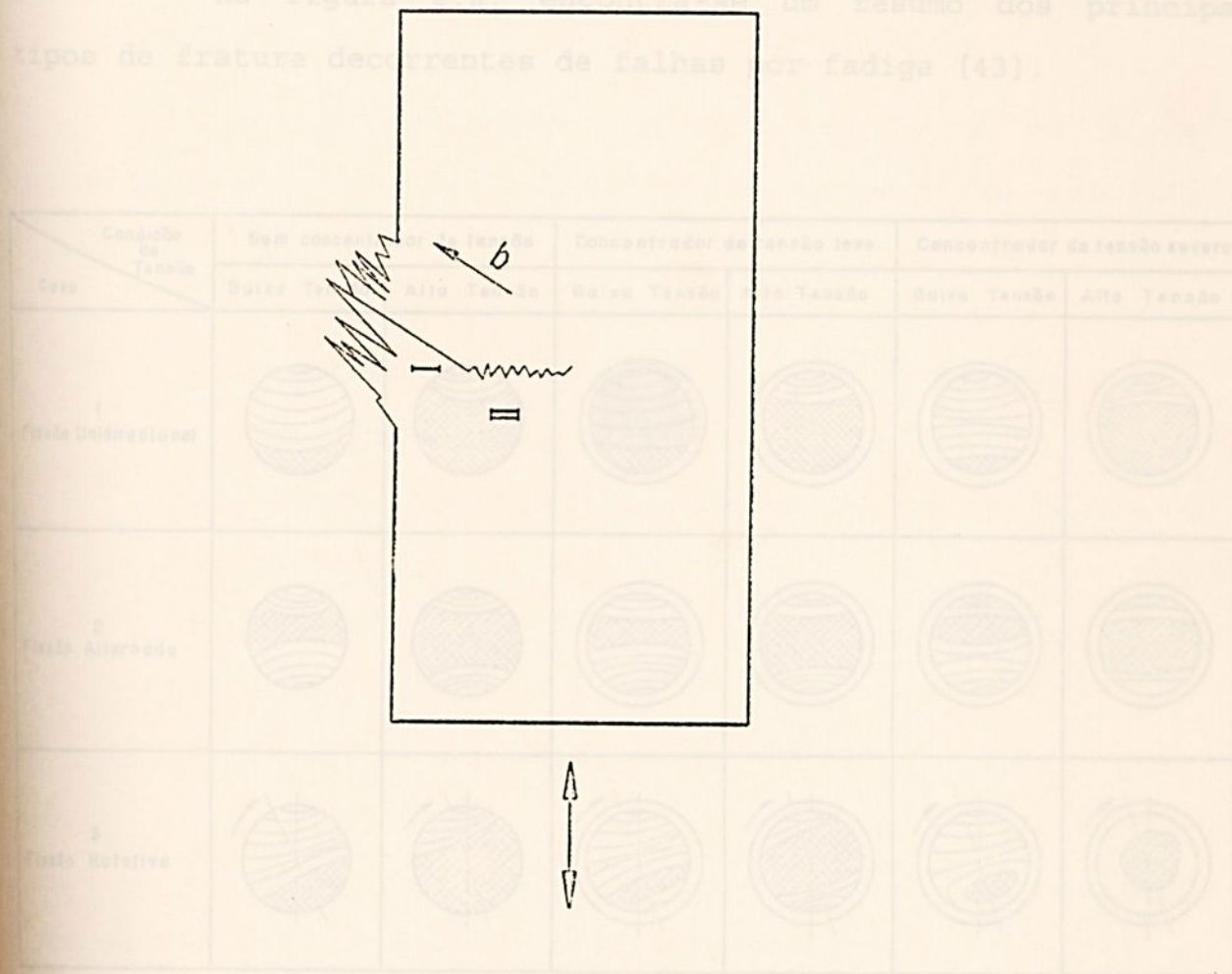


Figura 2.8 - Aspecto da Fratura em Falha por Fadiga [43]

Figura 2.7 - Representação das Fases no Processo de Fadiga [43]



**2.6.2. ANÁLISE MACROSCÓPICA DA FALHA POR FADIGA**

2.6.3.1. INTRODUÇÃO A análise de falha por fadiga é realizada inicialmente mediante avaliação macroscópica da superfície fraturada visando levantar parâmetros a respeito do tipo de sollicitação e origem da fratura. As "marcas de praia" são os parâmetros macroscópicos mais significativos e ocorrem em função das alterações na frequência dos ciclos e/ou amplitude das tensões. A falha por fadiga é caracterizada como fratura frágil, independente do material apresentar comportamento frágil ou dúctil [36,37].

Na figura 2.8, encontra-se um resumo dos principais tipos de fratura decorrentes de falhas por fadiga [43].

Condição de Tensão / Caso	Sem concentrador de tensão		Concentrador de tensão leve.		Concentrador de tensão severo	
	Baixa Tensão	Alta Tensão	Baixa Tensão	Alta Tensão	Baixa Tensão	Alta Tensão
1 Flexão Unidirecional						
2 Flexão Alternada						
3 Flexão Rotativa						

Figura 2.8 - Aspecto da Fratura em Falha por Fadiga [43]



## 2.6.3. PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA

### 2.6.3.1. INTRODUÇÃO

A vida em fadiga de componentes submetidos a carregamentos cíclicos é consumida em aproximadamente 90% na fase de propagação estável da trinca. A superfície da fratura por fadiga é caracterizado como "fratura frágil" em função da ausência de deformação plástica antes da ruptura [43].

A ruptura final por fadiga ocorre quando a tensão atuante na área residual é superior ao limite de resistência do material [43].

O colapso de componentes mecânicos ocorre, na maioria dos casos, em função da atuação de um ou mais dos seguintes fatores

- a) Projeto deficiente
- b) Defeitos decorrentes do processo da fabricação
- c) Manutenção inadequada
- d) Tensões de operação maiores do que os dados de cálculo
- e) Corrosão
- f) Fragilização
- g) Fadiga em função de carga cíclicas

A falha por fadiga ocorre em função da nucleação e propagação de uma ou mais trincas, sendo que a vida útil em fadiga pode ser representada conforme a Figura 2.9.



VIDA UTIL EM FADIGA - TOTAL - (N)

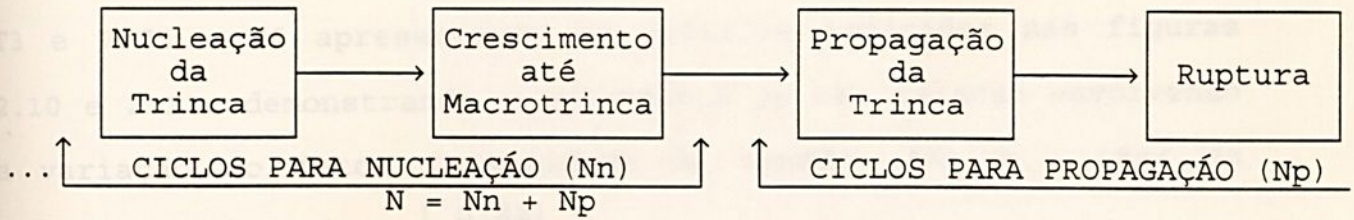


Figura 2.9 - Esquema da vida em fadiga [38]

2.6.3.2. EVOLUÇÃO DO ESTUDO DA PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA

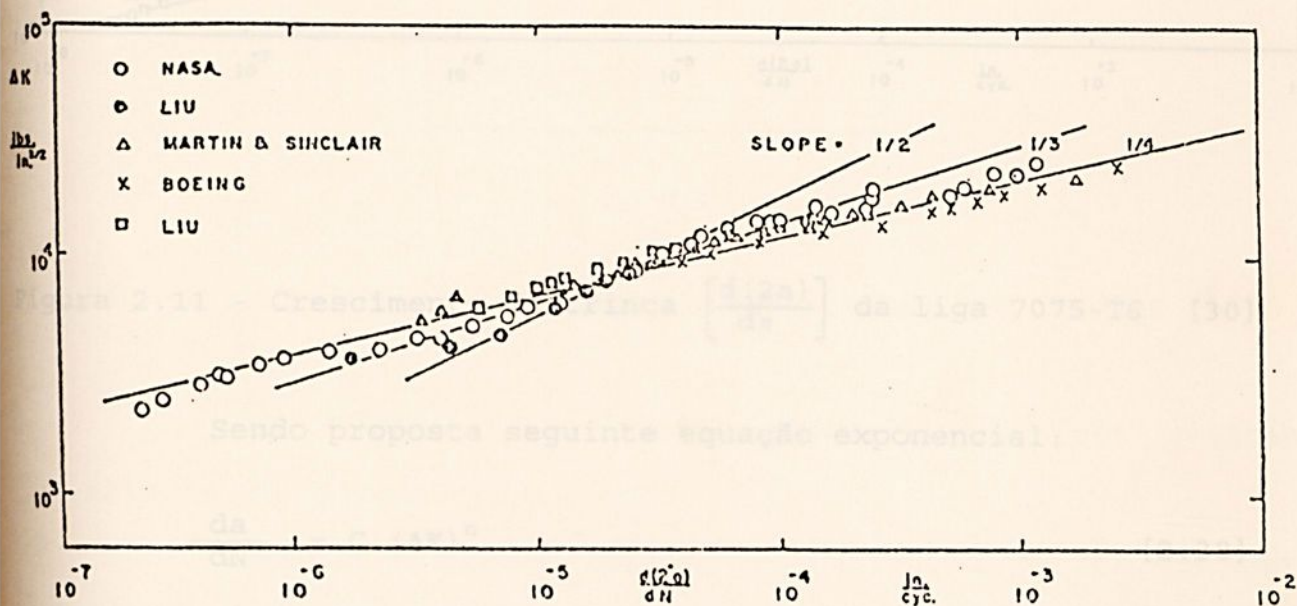
Os trabalhos iniciais para previsão da taxa de propagação de trinca ( $da/dN$ ) procuravam relacioná-la com o comprimento da trinca ( $a$ ), tensão aplicada ( $\sigma$ ) e as propriedades mecânicas do material (módulo de elasticidade, limite de escoamento, limite de resistência e etc...), sugerindo que:

$$\frac{da}{dN} = f(a, \sigma, n) \quad [2.37]$$

Posteriormente, os conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica e Elasto-Plástica foram incorporados aos modelos matemáticos desenvolvidos para previsão do crescimento da trinca por fadiga por vários autores [30-44]. A seguir apresentamos os principais modelos encontrados na literatura, com especial destaque ao trabalho desenvolvido por Paris e Erdogan o qual abriu caminho para aplicação do conceito "variação do fator de intensidade de tensão ( $\Delta K$ )".



Em 1963 P. C. Paris e F. Erdogan [30] apresentaram um estudo exaustivo dos modelos matemáticos existentes na época e com os dados experimentais obtidos com as liga de alumínio 2024 - T3 e 7075 - T6 apresentaram os gráficos indicados nas figuras 2.10 e 2.11, demonstrando a existência de uma relação envolvendo a variação do fator intensidade de tensão ( $\Delta K$ ) e a taxa de crescimento da trinca  $\left(\frac{d(2a)}{dN}\right)$ .



$\frac{da}{dN}$  = taxa de crescimento da trinca

C = constante do material

$\Delta K$  = variação do fator intensidade de tensão

n = constante do material

Na Figura 2.12 encontra-se representado

esquemáticamente taxa de crescimento da trinca  $\left(\frac{da}{dN}\right)$  em

função da variação do fator intensidade de

Figura 2.10 - Crescimento da trinca  $\left[\frac{d(2a)}{dN}\right]$  da liga 2024-T3 [30]



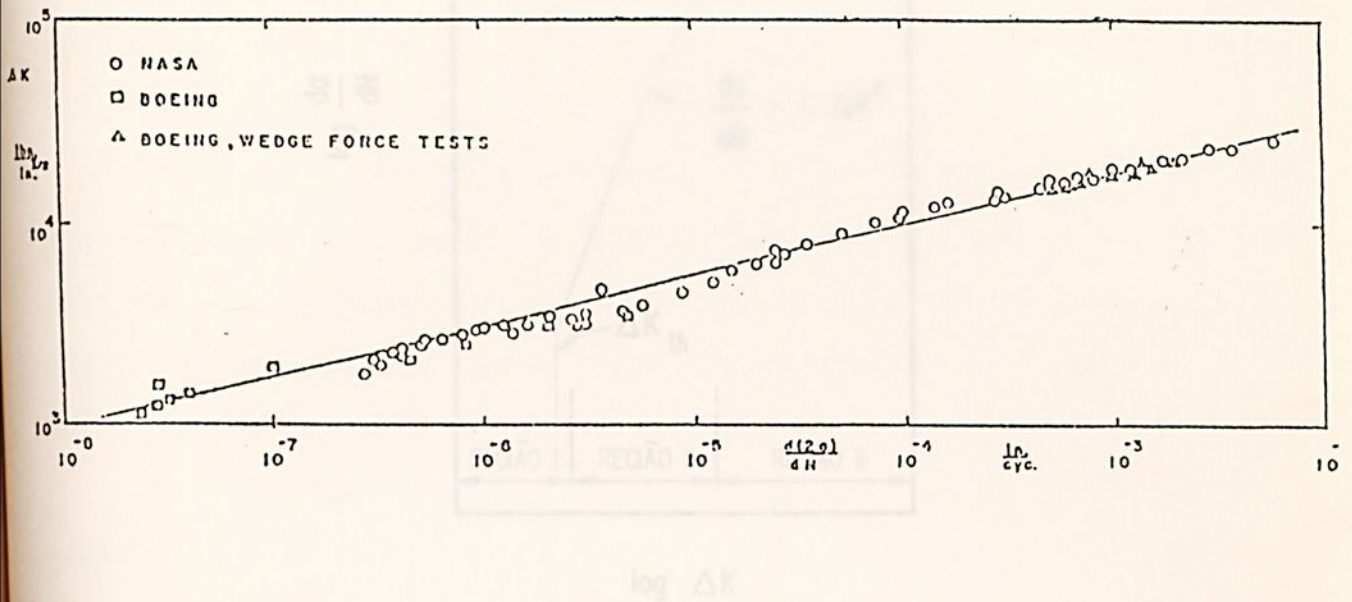


Figura 2.11 - Crescimento da trinca  $\left[\frac{d(2a)}{dN}\right]$  da liga 7075-T6 [30]

Sendo proposta seguinte equação exponencial:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^n \quad [2.38]$$

onde:

$$\frac{da}{dN} = \text{taxa de crescimento da trinca}$$

$C$  = constante do material

$\Delta K$  = variação do fator intensidade de tensão

$n$  = constante do material

Na Figura 2.12 encontra-se representado esquematicamente taxa de crescimento da trinca  $\left(\frac{da}{dN}\right)$  em amplitude constante em função da variação do fator intensidade de tensão ( $\Delta K$ ).



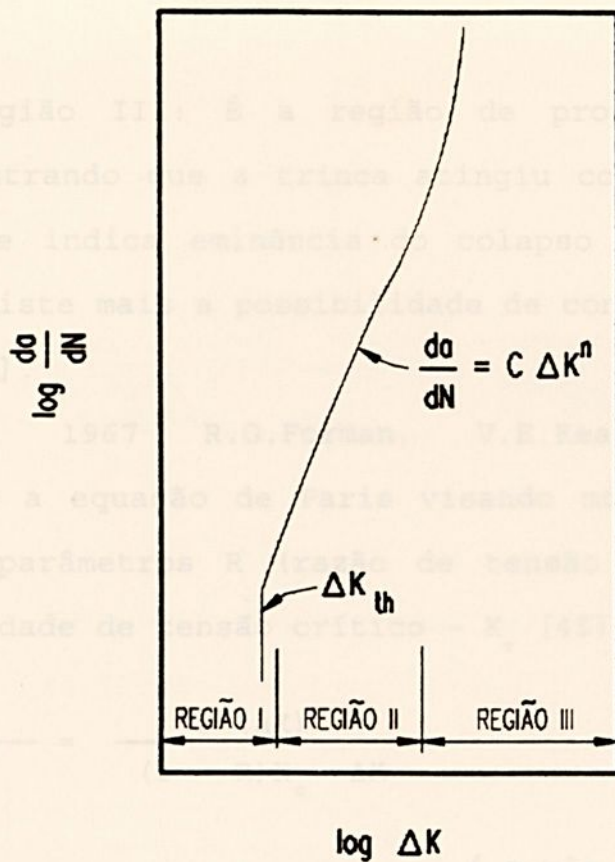


Figura 2.12 - Taxa de Propagação de Trinca por Fadiga [38]

Na Figura 2.12, estão caracterizados três regiões distintas (I, II e III):

Região I: É a região de nucleação da trinca por fadiga, sendo que o parâmetro variação do fator intensidade de tensão threshold ( $\Delta K_{th}$ ) indica o limite inferior de  $\Delta K$  (para valores menores do  $\Delta K_{th}$  não ocorre crescimento da trinca) [38]

Região II: caracteriza a região de propagação estável da trinca, sendo delimitada pelo  $\Delta K_{th}$  e  $\Delta K_{crítico}$ , com comportamento aproximadamente linear compatível com a equação de Paris e Erdogan [38].



Região III: É a região de propagação instável da trinca demonstrando que a trinca atingiu comprimento ( $a_c$ ) e  $\Delta K_c$  crítico o que indica eminência do colapso da estrutura. Nesta região não existe mais a possibilidade de controle de crescimento da trinca [38].

Em 1967 R.G.Forman, V.E.Kearney e R.M.Engle aperfeiçoaram a equação de Paris visando modelar a Região III, através dos parâmetros R (razão de tensão mínima e máxima) e fator intensidade de tensão crítico -  $K_c$  [45].

$$\frac{da}{dN} = \frac{C (\Delta K)^n}{(1 - R)K_c - \Delta K} \quad [2.39]$$

onde:

R = razão do carregamento  $\left( \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \right)$

$K_c$  = fator intensidade de tensão crítico

Na equação 2.39 verificamos que quando  $K_{\max}$  é igual a  $k_c$ , o denominador tende a zero e conseqüentemente a taxa de crescimento da trinca  $\left( \frac{da}{dN} \right)$  tende a infinito ( $\infty$ ) [45]

Em 1971 W. Elber observou, nos ensaios com carregamento de amplitude constante, que as trincas de fadiga permaneciam fechadas durante um certo tempo na região inferior do ciclo de tração, abrindo novamente quando altas cargas de tração são atingidos no ciclo seguinte. O fechamento da trinca foi atribuído ao efeito progressivo das deformações plásticas residuais ao longo do caminho percorrido durante sua propagação e considerando a existência de uma zona plástica na ponta da trinca pode-se esperar a formação de um "envólucro plástico" que vai aumentando em função do crescimento da trinca [46].

Nas figuras 2.13 e 2.14 encontra-se representado esquematicamente o modelo proposto por Elber [46].

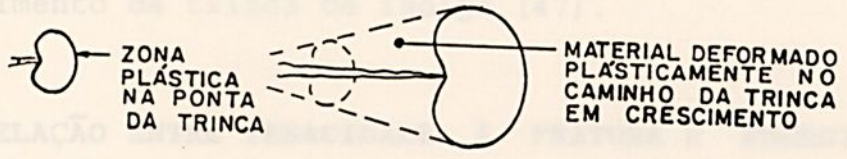


Figura 2.13 Representação esquemática da zona plástica e do "envólucro plástico" [46].

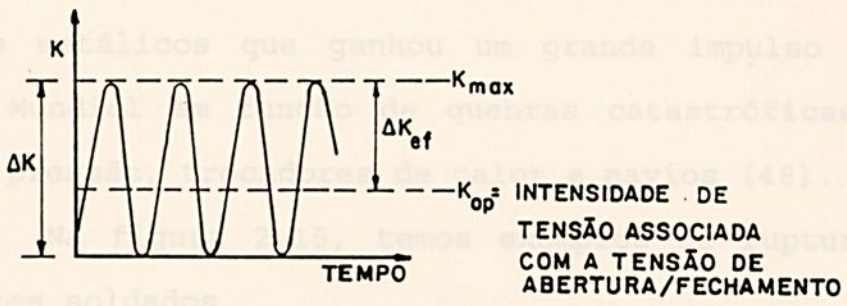


Figura 2.14 Intervalo intensidade de tensão efetivo [46]

Na figura 2.14 verificamos que o modelo de Elber trabalha com a variação do fator intensidade de tensão efetivo,  $\Delta k_{ef}$ , em substituição ao  $\Delta k$  utilizado por Paris e Forman, sendo

$$\Delta k_{ef} = k_{max} - k_{op} \quad [2,40]$$

onde:

$k_{op}$  = Intensidade de tensão mínimo para abertura da trinca.

Figura 2.15 Ruptura Frágil em Componentes Soldados [49]



Atualmente outros estudos encontram-se em desenvolvimento, envolvendo carregamentos de amplitude variável com sobre-cargas dimensionadas com objetivo de obter-se "retardo" no crescimento da trinca de fadiga [47].

## 2.7 CORRELAÇÃO ENTRE TENACIDADE À FRATURA E ENERGIA ABSORVIDA DE IMPACTO

### 2.7.1 INTRODUÇÃO

A tenacidade à fratura é uma propriedade mecânica dos materiais metálicos que ganhou um grande impulso a partir da 2ª Guerra Mundial em função de quebras catastróficas de pontes, vasos de pressão, trocadores de calor e navios [48].

Na figura 2.15, temos exemplos de ruptura frágil em componentes soldados.

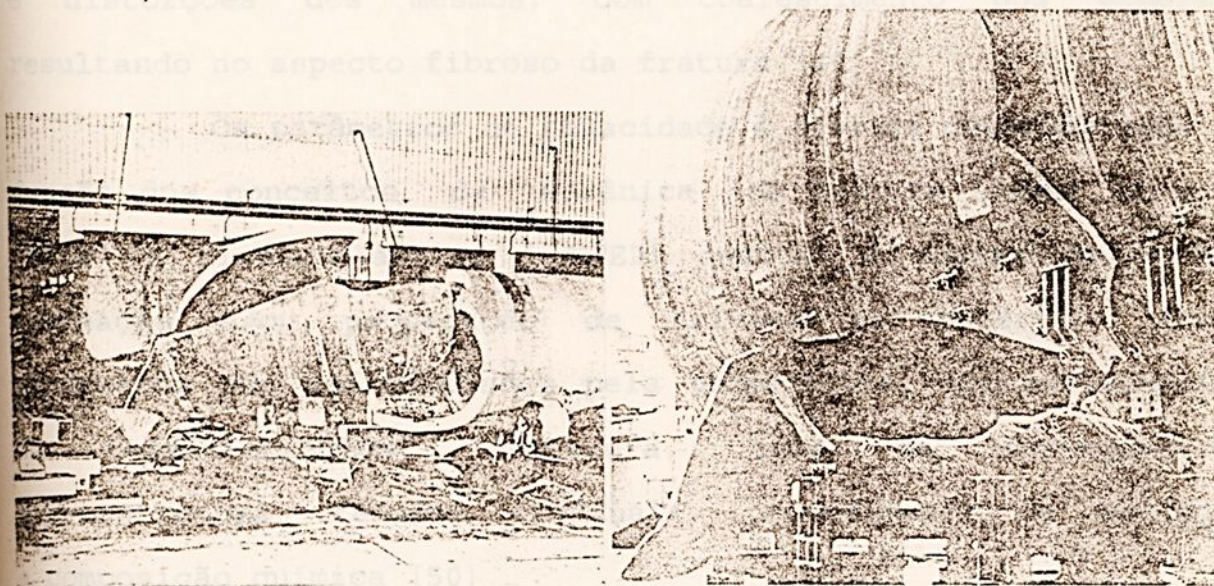


Figura 2.15 Ruptura Frágil em Componentes Soldados [49]



Os termos "frágil" e "dúctil" são largamente utilizados para descrever o tipo da fratura do material, mas na verdade, eles demonstram o comportamento da falha antes da separação em duas partes. A caracterização do tipo da fratura é feita em função da ocorrência ou não de deformação plástica antes da ruptura. Quando ocorre deformação plástica a fratura é considerada "dúctil" e ausência deste tipo de deformação - "fragil" [49].

Em termos cristalográficos temos os conceitos de "clivagem ou cristalina" para fratura frágil e "cisalhamento ou fibrosa" para fratura dúctil.

Os termos clivagem e cisalhamento descrevem o mecanismo da falha de cristais ou grãos individuais do material.

A falha por clivagem, ocorre devido a separação de planos cristalinos específicos deixando uma aparência brilhante ou cristalina na superfície da fratura, sendo que cisalhamento envolve escorregamento dos cristais ao longo de diferentes planos e distorções dos mesmos, com coalescimento dos dimples, resultando no aspecto fibroso da fratura [49].

Os parâmetros de tenacidade à fratura desenvolvidos em função dos conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) e Elasto-Plástica (MFEP) indicam a susceptibilidade a nucleação e/ou propagação de trincas no material. Estes parâmetros são influenciados pela temperatura, concentradores de tensão-entalhes, espessura, taxa de carregamento, microestrutura, tensões residuais, procedimento de soldagem e composição química [50].



A norma ASTM E 399/83 "Plane - Strain Fracture Toughness of Metallic Materials" apresenta os requisitos necessários para execução do ensaio para determinação do parâmetro e tenacidade à fratura -  $k_{IC}$ .

Considerando que o ensaio de Impacto-Charpy V, conforme norma ASTM E - 23/ "Standard Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials", é bem mais simples e barato de ser realizado do que o  $k_{IC}$ , foram desenvolvidas relações empíricas para correlacioná-los [51-54].

### 2.7.2 DETERMINAÇÃO DO $K_{IC}$

Por definição, a Mecânica da Fratura Linear Elástica assume que a deformação plástica na ponta da trinca é insignificante. Este conceito apresenta implicações importantes na obtenção do parâmetro tenacidade à fratura em deformação plana ( $k_{IC}$ ) [47,48].

Visando garantir o predomínio do estado de deformação plana, foram desenvolvidas as seguintes relações experimentais para dimensionamento dos corpos de prova [38,39].

$$B, W - a \geq 2,5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad [2.41]$$

onde

B = espessura

W = largura

a = comprimento da trinca

$\sigma_{ys}$  = limite de escoamento do material na temperatura de interesse.



Exemplificando, para um aço com  $k_{Ic} = 3000 \text{ N/mm}^{3/2}$  e  $\sigma_y = 300 \text{ N/mm}^2$  a equação 2.40 indica que a espessura (B) deve ser maior ou igual a 250 mm [38,39].

O raio da zona de deformação plana,  $r_y$ , é dado pela equação [38,39]:

$$r_y = \frac{1}{6 \Pi} \left( \frac{k_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad [2.42]$$

$$\text{portanto, } B, W - a \geq 47,12 r_y \quad [2.43]$$

Com os dados das equações 2.41, 2.42 e 2.43 verificamos que para a maioria das estruturas soldadas, envolvendo metal base de baixa e média resistência, não é possível obter-se  $k_{Ic}$  válido. Nestes casos recomenda-se a utilização de parâmetros da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) como "Crack Tip Opening Displacement - CTOD" ou Integral J [48] e em algumas situações estimar o  $k_{Ic}$  equivalente em função da Energia Absorvida no Teste de Impacto - Charpy V [51,52].

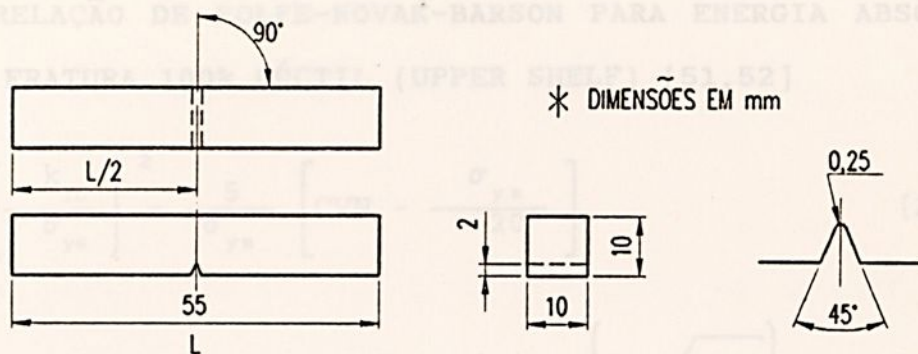
### 2.7.3 TESTE DE IMPACTO CHARPY-V

Antes do desenvolvimento dos conceitos da mecânica da fratura, o teste de impacto Charpy-V era normalmente utilizado no levantamento da tenacidade dos materiais metálicos [48].

Ainda hoje, o teste do impacto Charpy-V, é largamente utilizado nas especificações dos materiais para determinação de tenacidade [48].



Na figura 2.16, encontra-se o dimensionamento do corpo de prova e tolerâncias conforme norma ASTM E 23.



Tolerâncias :

- ângulo do entalhe em relação às bordas:  $\pm 2^\circ$
- ângulo das laterais:  $90^\circ \pm 10 \text{ min}$
- dimensões das laterais:  $\pm 0,075\text{mm}$
- comprimento (L):  $+0,0 -2,5\text{mm}$
- centralização do entalhe (L/2):  $\pm 1\text{mm}$
- ângulo do entalhe:  $\pm 10 \text{ min}$
- raio do entalhe:  $\pm 0,025\text{mm}$
- profundidade do entalhe:  $\pm 0,025\text{mm}$

Figura 2.16 - Dimensões do Corpo de Prova-Charpy-V

No teste de impacto-charpy V, são levantados os seguintes parâmetros:

- a) Energia Absorvida (ft-lb, kg.m e J)
- b) Expansão Lateral (mm ou mils)
- c) Aparência da Fratura (percentual dúctil/frágil).



## 2.7.4 ESTIMATIVA DO $K_{IC}$ EM FUNÇÃO DA ENERGIA ABSORVIDA DE IMPACTO

### 2.7.4.1 CORRELAÇÃO DE ROLFE-NOVAK-BARSON PARA ENERGIA ABSORVIDA COM FRATURA 100% DÚCTIL (UPPER SHELF) [51,52]

$$\left( \frac{k_{IC}}{\sigma_{ys}} \right)^2 = \frac{5}{\sigma_{ys}} \left[ CVN - \frac{\sigma_{ys}}{20} \right] \quad [2.44]$$

onde:

$k_{IC}$  = Fator Intensidade de Tensão Crítico  $\left( KSI \sqrt{in} \right)$

$\sigma_{ys}$  = Limite de Escoamento na temperatura do "upper shelf" ou temperatura ambiente [KSI]

CVN = energia Absorvia do Impacto no "upper shelf" [ft-lb]

### 2.7.4.2 CORRELAÇÃO DE BARSON-ROLFE

Energia Absorvida na Região da Temperatura de Transição [51,52].

$$\frac{k_{IC}^2}{E} = A (CVN) \quad [2.45]$$

onde:

$k_{IC}$  = Fator Intensidade de Tensão Crítico  $\left( KSI \sqrt{in} \right)$ .

E = Modulo de Young [KSI].

A = Constante de Proporcionalidade.

CVN = Energia Absorvida de Impacto na Temperatura de Transição [ft-lb].

## 2.8 OBJETIVOS DO TRABALHO

## 3 MATERIAIS E MÉTODOS - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

## 3.1 PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM

Os objetivos deste trabalho são os seguintes:

## 3.1.1 PROCESSO DE SOLDAGEM

1. Estudar os mecanismos de nucleação de trincas de solidificação no metal de solda.
2. Propor procedimentos para minimizar e/ou evitar trincas de solidificação no metal de solda.
3. Estudar a propagação de trincas por fadiga nucleadas em juntas soldadas com trincas de solidificação.
4. Avaliar o modelo de Paris e Erdogan na propagação de trincas por fadiga.
5. Levantamento das propriedades de tenacidade à fratura do metal de solda.

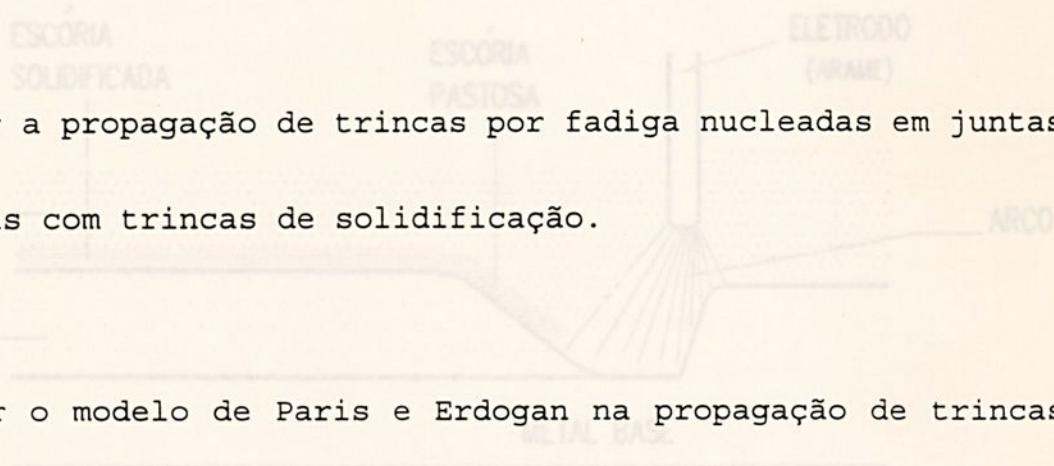


Figura 3.1 - Soldagem ao Arco Submerso - esquemático.

5. Levantamento das propriedades de tenacidade à fratura do metal de solda.

3 MATERIAIS E MÉTODOS - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM

3.1.1 PROCESSO DE SOLDAGEM

O processo de soldagem utilizado neste trabalho é o Arco Submerso, no qual a coalescência dos consumíveis (fluxo e arame) e do metal base é produzida pelo aquecimento com um ou mais arcos entre o arame e a peça, conforme indicado na Figura 3.1 abaixo:

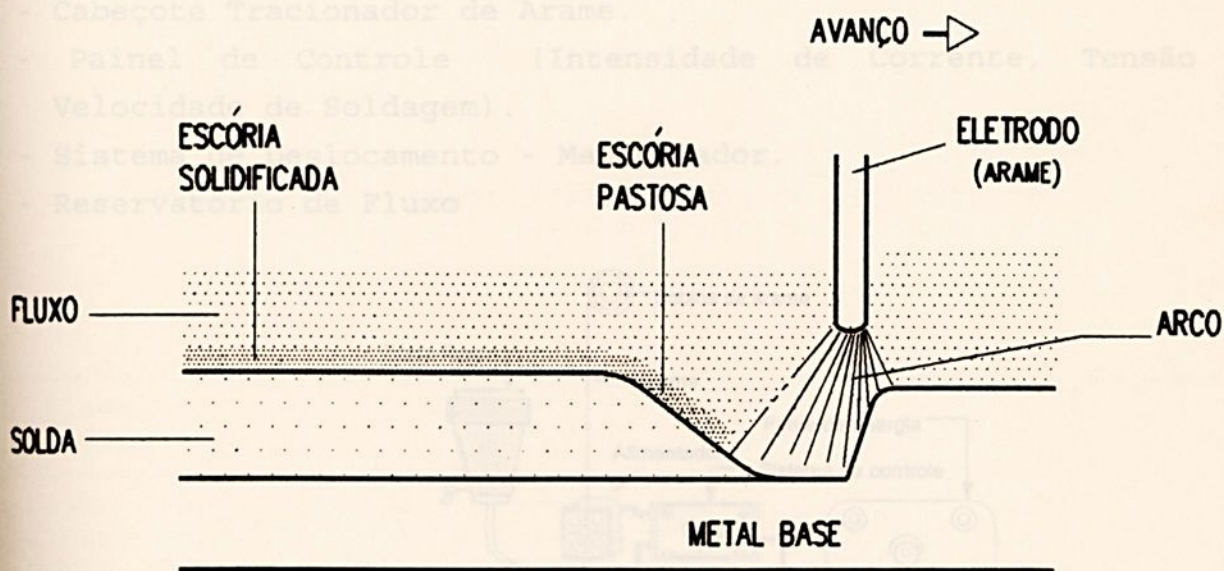


Figura 3.1 - Soldagem ao Arco Submerso - esquemático.

Na figura 3.1, verifica-se que o arco elétrico é protegido por uma camada de material granular (fluxo) que é mau condutor de eletricidade quando as partículas estão sólidas.



3.1.2 METAL A abertura do arco elétrico é realizado mediante contacto entre o arame e a peça, sendo que o calor gerado funde o fluxo das adjacências (bom condutor de eletricidade quando fundido), o que garante a manutenção de um arco estável. Além das funções relacionadas à física do arco elétrico, o fluxo apresenta funções metalúrgicas fundamentais para obtenção das propriedades mecânicas desejadas, ou seja, influi na composição química do metal de solda mediante adição ou oxidação de elementos de liga, alterando nas frações volumétricas das fases da microestrutura e participando na escorificação e desoxidação da poça de fusão.

Os equipamentos de soldagem utilizados neste trabalho, conforme demonstrado na Figura 3.2, são os seguintes:

- Fonte de Energia de Potencial Constante (vtagem constante).
- Cabeçote Tracionador de Arame.
- Painel de Controle (Intensidade de Corrente, Tensão e Velocidade de Soldagem).
- Sistema de Deslocamento - Manipulador.
- Reservatório de Fluxo

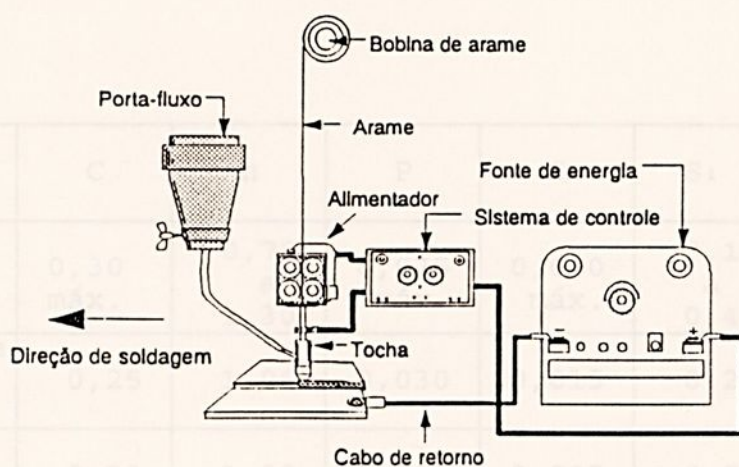


Figura 3.2 - Equipamentos para Arco Submerso [55]

### 3.1.2 METAL BASE - PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO - A516-70N

O metal base objeto deste trabalho é o aço Carbono-Manganês A-516-70N com 50mm de espessura, fabricado pela USIMINAS conforme norma ASTM, com composição química e propriedades mecânicas indicadas nas tabelas 3.1 e 3.2 e curva de energia absorvida no ensaio charpy-v na Figura 3.3.

As análises químicas foram realizadas com espectrofotômetro de absorção atômica e os corpos de prova de tração e charpy foram retirados conforme esquema indicado na Figura 3.4.

**TABELA 3.1 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO A516-70N**

Elemento (% Peso)	C	Mn	P	S	Si	Nb
Faixa Especificada pela Norma ASTM	0,30 máx.	0,79 a 1,30	0,035 máx.	0,040 máx.	0,13 a 0,45	-
Certificado de Qualidade de Usina	0,25	1,06	0,030	0,015	0,27	0,029
Encontrado no Material	0,23	1,09	0,022	0,005	0,24	0,070



TABELA 3.2 - PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO - A516-70N

	Especificado pela Norma ASTM	Certificado de Qualidade da Usina	Encontrado no Material
Resistência à Ruptura no Sentido Transversal [MPa]	484 a 620	550	551
Resistência à Ruptura no Sentido Longitudinal [MPa]	-	-	551
Limite de Escoamento no Sentido Transversal [MPa]	≥ 260	357	351
Limite de Escoamento no Sentido Longitudinal [MPa]	-	-	324
Alongamento no Sentido Transversal [%]	≥ 21	26	33
Alongamento no Sentido Longitudinal [%]	-	-	33

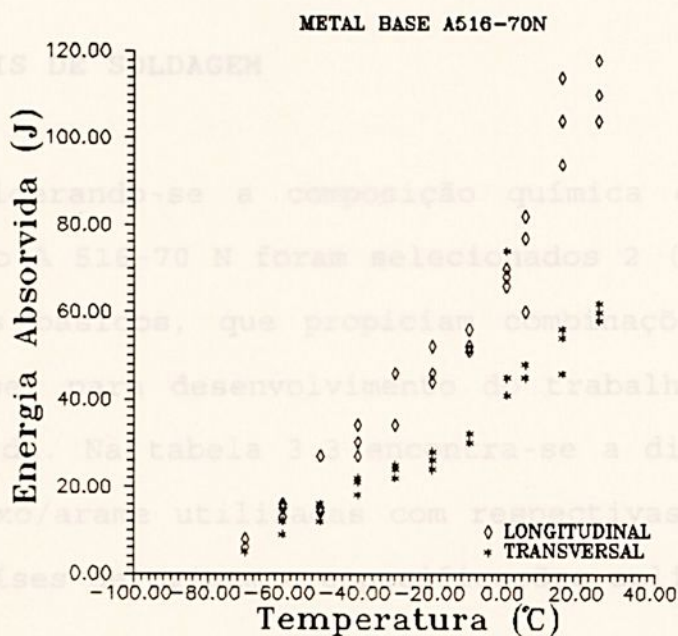
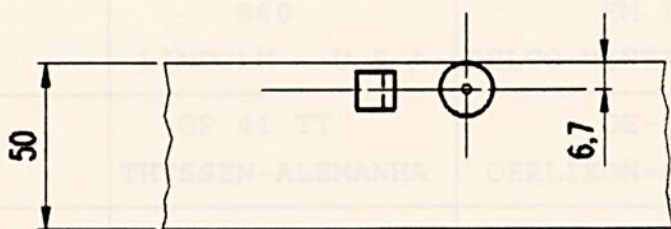
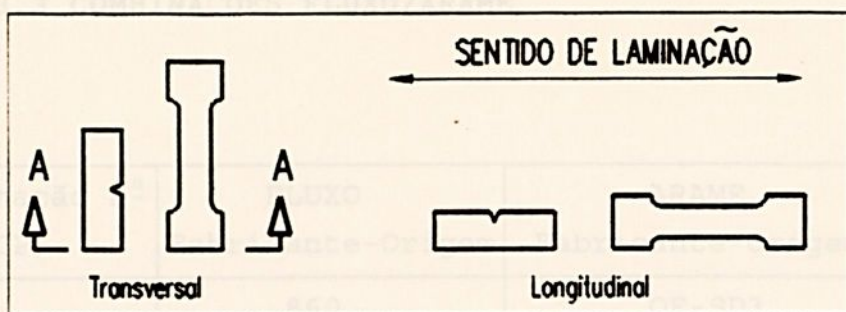


Figura 3.3 - Curva de Energia do Aço A 516 - 70N



**CORTE A-A**

Figura 3.4 - Esquema de Retirada dos Corpos de Prova - Tração e Charpy do Metal Base

### 3.1.3 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM

Considerando-se a composição química e propriedades mecânicas do aço A 516-70 N foram selecionados 2 (dois) arames e 3 (três) fluxos básicos, que propiciam combinações compatíveis com o metal base, para desenvolvimento do trabalho experimental no metal de solda. Na tabela 3.3 encontra-se a distribuição das combinações fluxo/arame utilizadas com respectivas codificações, fabricantes, países de origem e especificações aplicáveis.



TABELA 3.3 COMBINAÇÕES FLUXO/ARAME

Combinação N° [CP]	FLUXO Fabricante-Origem	ARAME Fabricante-Origem	ESPECIFICAÇÃO
01	860 LINCOLN - U.S.A.	OE-SD3 OERLIKON-ALEMANHA	-
02	860 LINCOLN - U.S.A.	EM 12K BELGO MINEIRA-BRASIL	ASME II Part C S.F.A. 5.17
03	OP 41 TT THYSSEN-ALEMANHA	OE-SD3 OERLIKON-ALEMANHA	-
04	OP 41 TT THYSSEN-ALEMANHA	EM 12K BELGO MINEIRA-BRASIL	-
05	BX 200 BRASOLDAS (LINCOLN) -BRASIL	EM 12K BELGO MINEIRA-BRASIL	ASME II Part C S.F.A. 5.17
06	BX 200 BRASOLDAS (LINCOLN) -BRASIL	OE-SD3 OERLIKON-ALEMANHA	-

O diâmetro dos arames utilizados foi mantido constante, ou seja,  $\varnothing 4,0$  mm. O arame OE-SD3 (marca comercial) não apresenta uma classificação AWS definida, ou seja, sua composição química não é compatível com a faixa do EM 12K.

Para evitar-se contaminação por umidade, os fluxos foram submetidos a secagem e mantidos em estufas, conforme recomendações dos fabricantes, até o instante do início da soldagem.

Figura 3.5 - Faixas do Aporte do Calor nas Juntas Soldadas,  
(a) Raiz e (b) Enchimento



### 3.1.4 CONDIÇÕES DE SOLDAGEM

Os parâmetros de soldagem e os tipos de chanfros utilizados nas chapas de teste foram especificados com objetivo de obter-se variação na relação largura/profundidade dos cordões e simultaneamente serem representativos para as condições de trabalho dos fabricantes de estruturas/equipamentos soldados. Para satisfazer estas condições foi necessário selecionar-se parâmetros diferentes para soldagem dos passes de raiz e enchimento e subdivisão da junta em duas faixas do aporte de calor (KJ/cm), conforme indicado na Figura 3.5 (a) e (b).

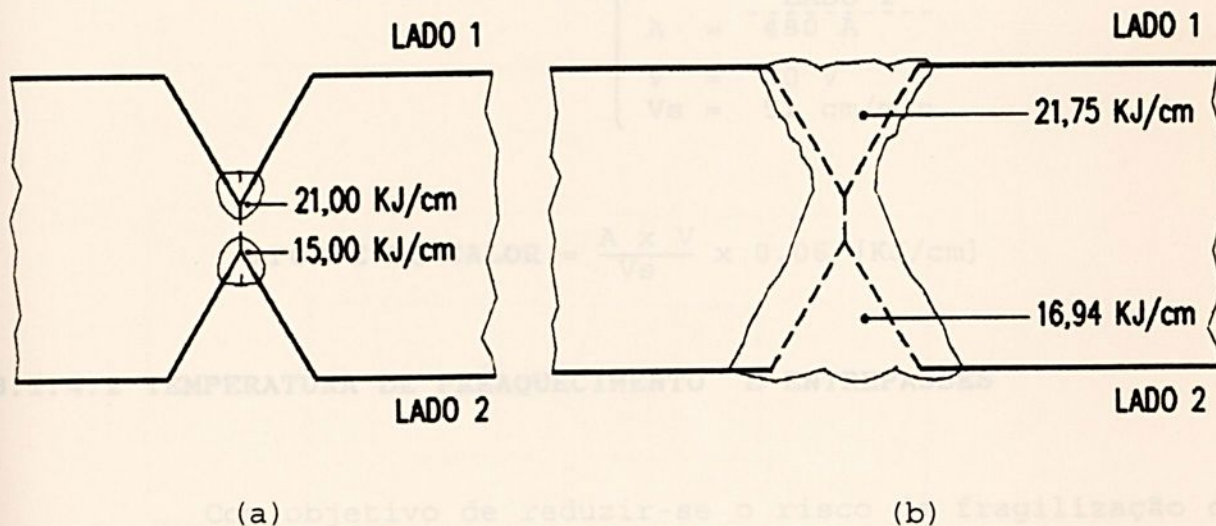


Figura 3.5 - Faixas do Aporte do Calor nas Juntas Soldadas,

(a) Raiz e (b) Enchimento



### 3.1.4.1 PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Nos passes de raiz, a variação do fator de forma ( $\phi$ ) foi obtida através da faixa de intensidade de corrente especificada, ou seja, no Lado 1: 700A e no Lado 2: 500A. Mantendo-se os demais parâmetros constantes, a variação de 200A corresponde a aproximadamente 2mm na profundidade do cordão nas condições indicadas abaixo:

#### PASSES DE RAIZ

$$\left\{ \begin{array}{l} A = \frac{\text{LADO 1}}{700 \text{ A}} \\ V = 30 \text{ V} \\ V_s = 60 \text{ cm/min} \\ \\ A = \frac{\text{LADO 2}}{500 \text{ A}} \\ V = 30 \text{ V} \\ V_s = 60 \text{ cm/min} \end{array} \right.$$

#### PASSES DE ENCHIMENTO

$$\left\{ \begin{array}{l} A = \frac{\text{LADO 1}}{580 \text{ A}} \\ V = 30 \text{ V} \\ V_s = 48 \text{ cm/min} \\ \\ A = \frac{\text{LADO 2}}{480 \text{ A}} \\ V = 30 \text{ V} \\ V_s = 51 \text{ cm/min} \end{array} \right.$$

$$\text{APORTE DE CALOR} = \frac{A \times V}{V_s} \times 0,06 \text{ [KJ/cm]}$$

### 3.1.4.2 TEMPERATURA DE PRÉAQUECIMENTO E ENTREPASSES

Com objetivo de reduzir-se o risco da fragilização da zona afetada pelo calor (zac) e trincas por hidrogênio, todas as chapas de teste foram soldadas com préaquecimento de 150°C (mínimo) e temperatura entrepases de 250 °C (máximo).



3.2 METODO As chapas de testes foram montadas e travadas conforme esquema indicado na Figura 3.7. Para cada combinação Fluxo/Arame utilizou-se 01 conjunto para cada tipo de chanfro (duplo V e duplo U) nos passes de raiz e 01 conjunto adicional para os passes de enchimento.

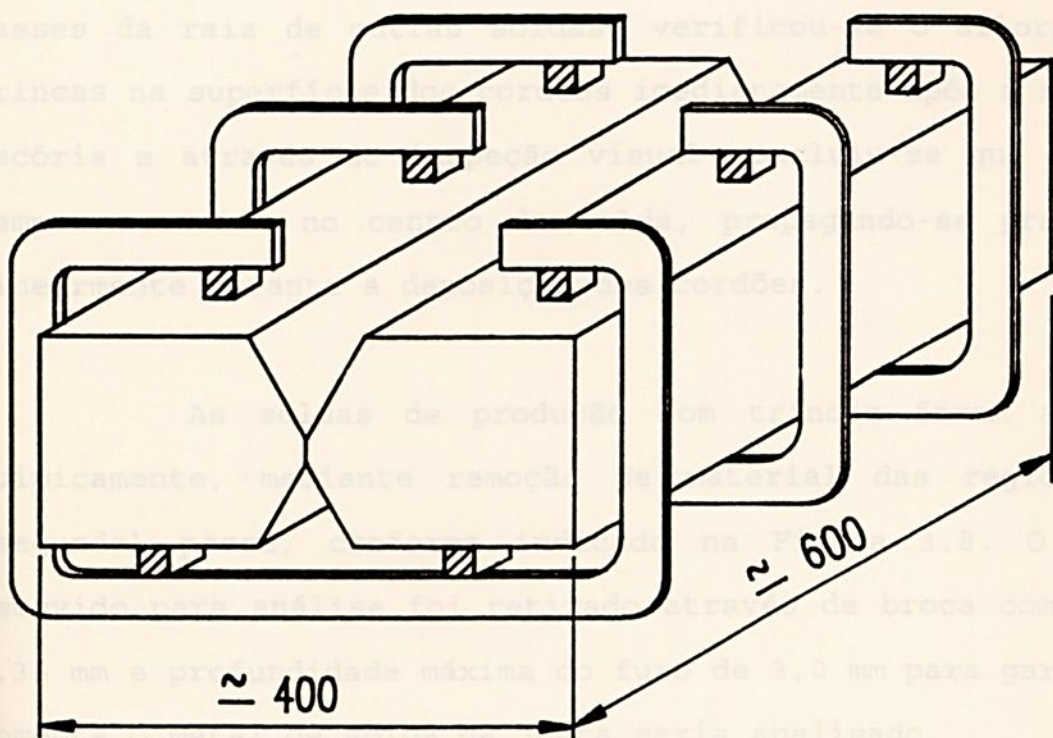


Figura 3.7 - Chapa de Teste Montada



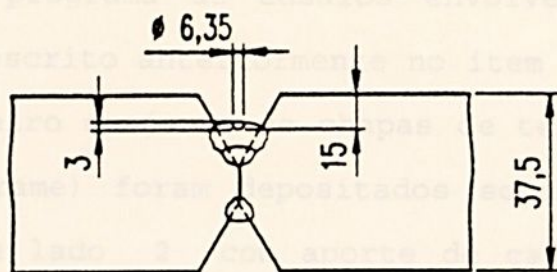
### 3.2 METODOLOGIA PARA ANÁLISE DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO

O procedimento adotado para análise das trincas de solidificação, foi dividido em duas fases: Análise das Soldas de Produção e Simulação em chapas de teste.

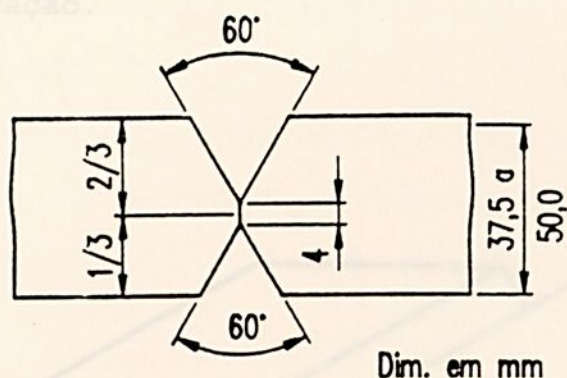
Inicialmente as trincas foram detectadas com exames não-destrutivos - Raio X e Ultra-som em soldas com acabamento concluído na produção, sem que houvesse certeza quanto à natureza das mesmas. Em seguida, durante o acompanhamento da soldagem dos passes da raiz de outras soldas, verificou-se o afloramento de trincas na superfície dos cordões imediatamente após a remoção da escória e através de inspeção visual concluiu-se que as mesmas sempre ocorriam no centro da solda, propagando-se praticamente linearmente durante a deposição dos cordões.

As soldas de produção com trincas foram analisadas quimicamente, mediante remoção de material das regiões do 2º (segundo) passe, conforme indicado na Figura 3.8. O material removido para análise foi retirado através de broca com diâmetro 6,35 mm e profundidade máxima do furo de 3,0 mm para garantir que somente o metal de solda da junta seria analisado.





(a) 2<sup>o</sup> Passe Lado Externo



(b) Espessuras de 37,5 e 50,0 mm

Figura 3.8 - (a) Esquema de Retirada do Material para Análise Química das Soldas de Produção - (b) Geometria do Chanfro

As soldas de produção foram executadas com parâmetros de soldagem na faixa de 500 A - 30 V - 50 cm/min, préaquecimento de 100<sup>o</sup>C a 150<sup>o</sup>C, temperatura de entrepasses de 250<sup>o</sup>C e consumíveis com a combinação FLUXO BX 200 e arame EM 12K de diâmetro 4,0 mm, com geometria do chanfro conforme Figura 3.8(b).



Considerando-se as limitações e dificuldades para execução de outros ensaios destrutivos nas soldas de produção, desenvolveu-se um programa de ensaios envolvendo simulação em chapas de testes descrito anteriormente no item 3.1.4.

No primeiro conjunto de chapas de teste (01 para cada combinação fluxo/arame) foram depositados somente os passes de raiz no lado 1 e lado 2 com aporte de calor de 21 KJ/cm e 15 KJ/cm respectivamente. Em seguida foram retirados corpos de prova para macrografia e ensaio de fadiga, conforme esquema da Figura 3.9, das secções transversais dos passes de raiz com trinca de solidificação.

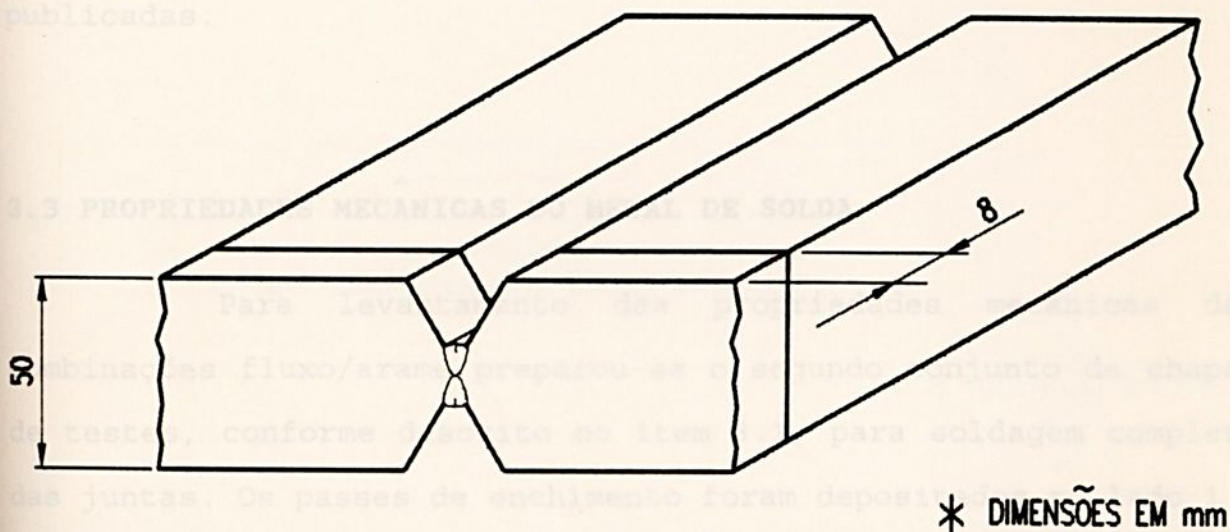


Figura 3.9 - Esquema de Retirada dos corpos de Prova dos Passes de Raiz



Os corpos de prova de macrografia e fadiga foram retificados e submetidos a ataque químico com solução de nital a 2% para delineamento dos passes de solda. Em seguida efetuou-se o mapeamento e dimensionamento das trincas de solidificação no projetor de perfis.

Após dimensionamento das trincas e preparação dos cdps de macrografias, foram retirados os materiais necessário para análise química dos passes de raiz de todas as combinações fluxo/arame.

Os corpos de prova rompidos no ensaio de fadiga, que será descrito posteriormente, foram analisados no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Nesta etapa procurou-se analisar as regiões de nucleação e propagação das trincas de solidificação e confrontar os resultados obtidos com as teorias publicadas.

### 3.3 PROPRIEDADES MECÂNICAS DO METAL DE SOLDA

Para levantamento das propriedades mecânicas das combinações fluxo/arame preparou-se o segundo conjunto de chapas de testes, conforme descrito no item 3.1, para soldagem completa das juntas. Os passes de enchimento foram depositados no lado 1 e lado 2 com aponte de calor de 21,75 KJ/cm e 16,94 KJ/cm respectivamente. Nesta etapa do trabalho decidiu-se pela remoção, por goivagem e esmerilhamento, completa dos passes da raiz e para garantir que todas as trinca haviam sido removidas. Estas regiões foram examinadas com líquido penetrante e partículas magnéticas.



Foram retirados corpos de prova de Tração e Charpy dos passes de enchimento nas regiões das juntas soldadas com o aporte de calor de 21,75Kj/cm e 16,94Kj/cm e em função das restrições geométricas da raiz, somente foi possível usinar os corpos de prova para o teste de impacto nesta região, ou seja, não havia espaço suficiente para retirada dos cdps de tração. Na figura 3.10 temos os esquemas da retirada dos corpos de prova de Tração e Charpy.

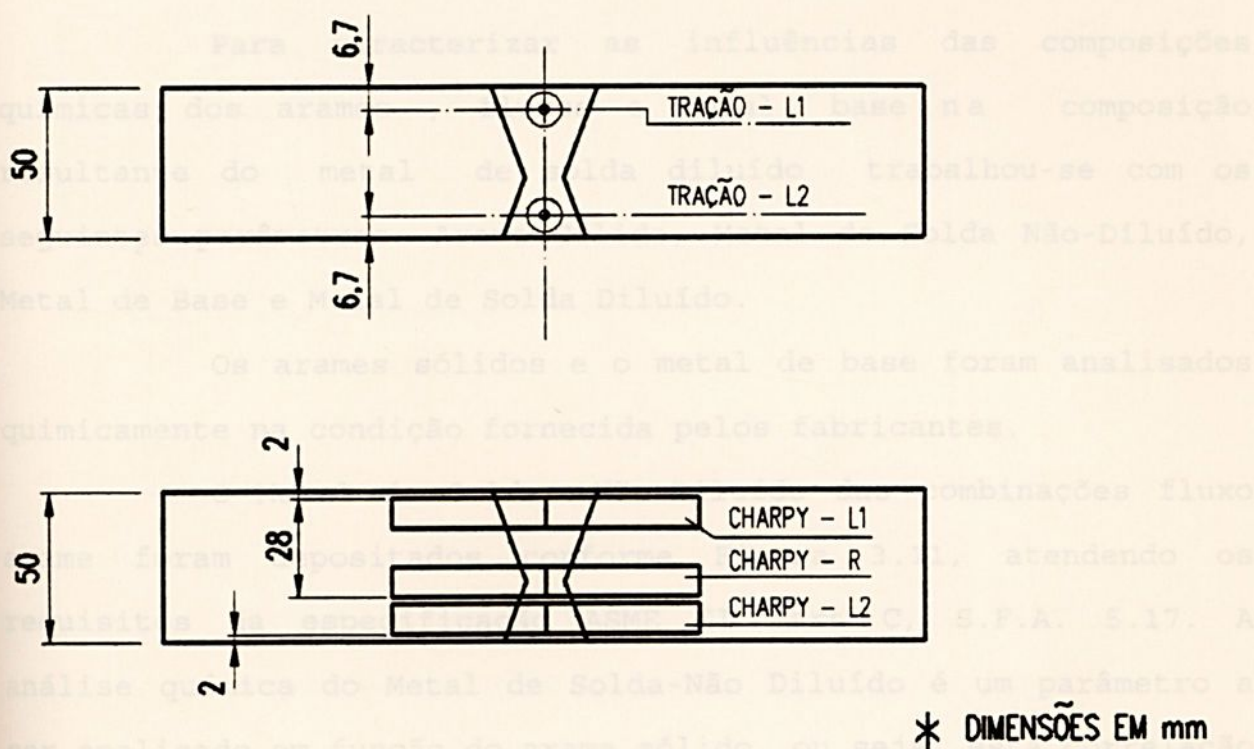


Figura 3.10 - Esquema de Retirada dos Corpos de Prova: Tração e Charpy

Os ensaios de tração foram realizados na temperatura ambiente ( $\pm 20^{\circ}\text{C}$ ) e para levantamentos das curvas de energia absorvida de impacto os testes de charpy foram realizados na faixa de  $+ 20^{\circ}\text{C}$  até  $- 70^{\circ}\text{C}$ .



Nos ensaios de charpy foram levantados os parâmetros de energia absorvida de impacto (J), comportamento da fratura (percentual de fratura dúctil e frágil) e expansão lateral (mm).

As curvas com o percentual de fratura dúctil demonstram a faixa de temperatura correspondente ao "upper shelf" (fratura 100% dúctil), conforme especificado pela norma ASTM.

### 3.4 ANÁLISE QUÍMICA DO METAL DE SOLDA

Para caracterizar as influências das composições químicas dos arames, fluxos e metal base na composição resultante do metal de solda diluído trabalhou-se com os seguintes parâmetros: Arame Sólido, Metal de Solda Não-Diluído, Metal de Base e Metal de Solda Diluído.

Os arames sólidos e o metal de base foram analisados quimicamente na condição fornecida pelos fabricantes.

O Metal de Solda Não-Diluído das combinações fluxo arame foram depositados conforme Figura 3.11, atendendo os requisitos da especificação ASME II Part C, S.F.A. 5.17. A análise química do Metal de Solda-Não Diluído é um parâmetro a ser analisado em função do arame sólido, ou seja, esta correlação indica a participação do fluxo utilizado na composição do metal depositado.



### 3.5 ENSAIO DE FADIGA

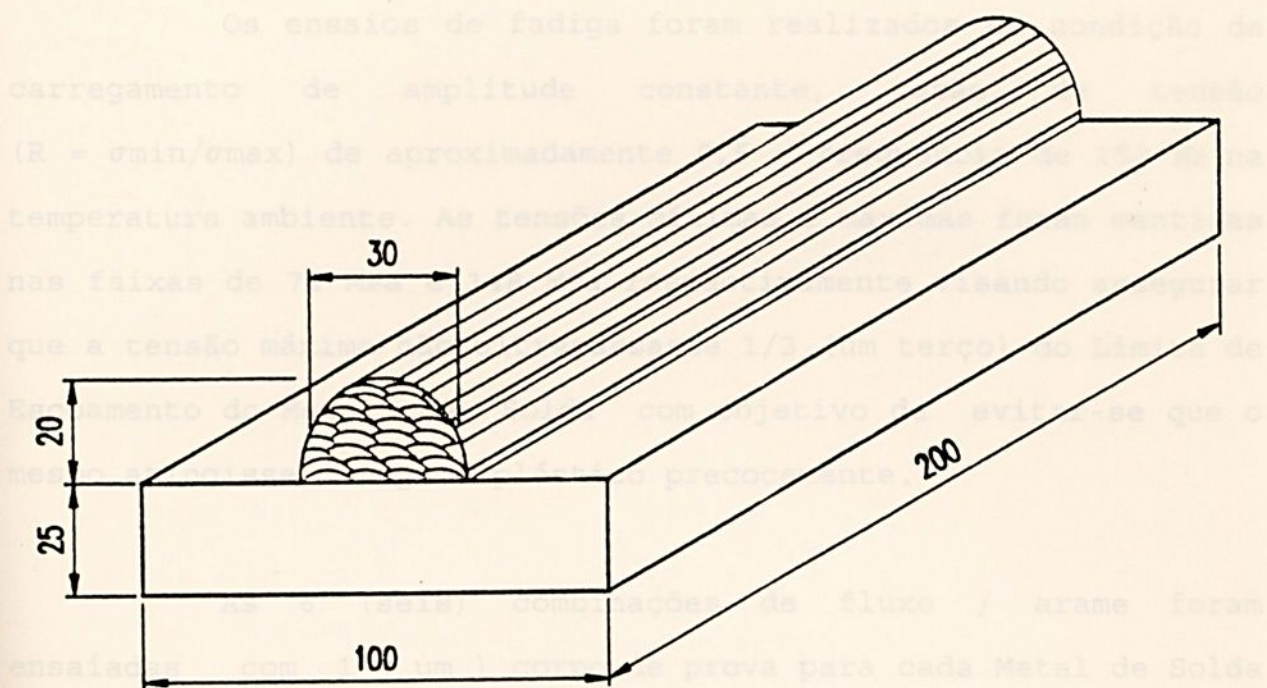


Figura 3.11 - Corpo de Prova para Análise Química do Metal de Solda Não-Diluído

O Metal de Solda Diluído foi analisado nas regiões de maior incidência de trincas de solidificação, ou seja, nos passes de raiz seguindo o procedimento de retirada de material descrito anteriormente no item 3.2.

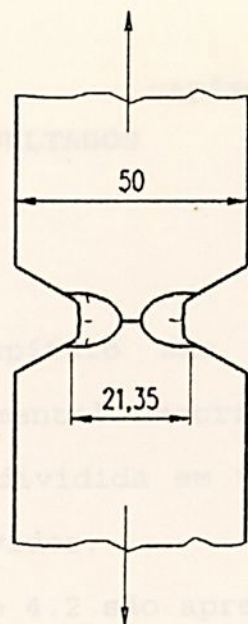
### 3.5 ENSAIO DE FADIGA

Os ensaios de fadiga foram realizados na condição de carregamento de amplitude constante, razão de tensão ( $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ ) de aproximadamente 0,5 e frequência de 150 Hz na temperatura ambiente. As tensões mínimas e máximas foram mantidas nas faixas de 74 MPa e 148 MPa respectivamente, visando assegurar que a tensão máxima não ultrapassasse 1/3 (um terço) do Limite de Escoamento do Metal de Solda com objetivo de evitar-se que o mesmo atingisse o regime plástico precocemente.

As 6 (seis) combinações de fluxo / arame foram ensaiadas com 1 (um) corpo de prova para cada Metal de Solda com trincas de solidificação, conforme indicado na Figura 3.12. Nos corpos de prova de fadiga, a espessura da chapa (50mm) torna-se largura e as trincas de solidificação de centro do cordão passam a ser denominadas trincas centrais em função da geometria destes cdps.

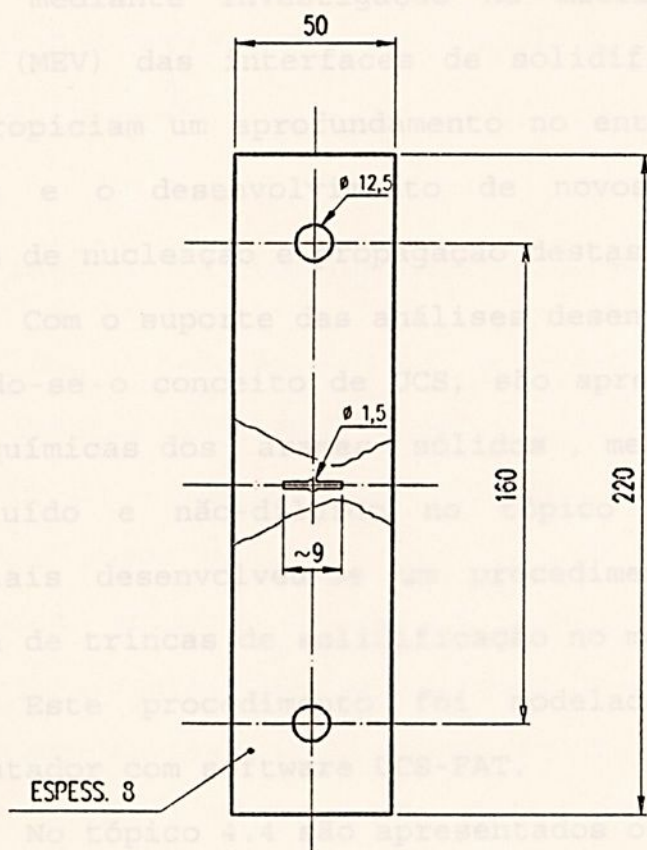
As combinações fluxo/arame OE - SD3 + 860 e EM 12K + 860 também foram ensaiadas em soldas sem trincas de solidificação (juntas totalmente soldadas), com duplo entalhe central preparado através de serra com 0,5mm de espessura, com os corpos de prova dimensionados conforme Figura 3.13 em função dos requisitos da Norma ASTM E647





\* DIMENSÕES EM mm

Figura 3.12 - Corpo de Prova de Fadiga com Trincas de Solidificação.



\* DIMENSÕES EM mm

Figura 3.13 - Corpo de Prova de Fadiga com Duplo Entalhe Central no Metal de Solda



## 4. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

### 4.1 INTRODUÇÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados do procedimento experimental descrito anteriormente. A análise dos resultados foi sub-dividida em tópicos em função da abrangência dos conceitos envolvidos.

No tópico 4.2 são apresentados as análises das regiões de nucleação e propagação das trincas de solidificação no metal de solda, mediante investigação na microscopia eletrônica de varredura (MEV) das interfaces de solidificação. Os resultados obtidos propiciam um aprofundamento no entendimento das teorias existentes e o desenvolvimento de novos parâmetros para os mecanismos de nucleação e propagação destas trincas.

Com o suporte das análises desenvolvidas no tópico 4.2 e aplicando-se o conceito de UCS, são apresentados os dados das análises químicas dos arames sólidos, metal base e metal de solda diluído e não-diluído no tópico 4.3. Com os dados experimentais desenvolveu-se um procedimento para minimizar a incidência de trincas de solidificação no metal de solda.

Este procedimento foi modelado para aplicação em microcomputador com software UCS-FAT.

No tópico 4.4 são apresentados os dados dos ensaios de fadiga. As regiões de nucleação e propagação das trincas de fadiga foram analisados com microscopia eletrônica de varredura (MEV) e os dados de crescimento de trinca em função dos ciclos de fadiga são plotados nos gráficos (AXN). O modelo de Paris e

Erdogan é utilizado para previsão da vida em fadiga, do metal de solda analisado com trincas de solidificação, através do cálculo das constantes  $C$  e  $n$  e do levantamento das curvas teóricas AXN com o software AMPLICOM.

Considerando-se a possibilidade de aplicação de modelos para previsão de vida em fadiga nos quais são requeridos os parâmetros de tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ), são apresentados no tópico 4.5 as curvas de energia absorvida Charpy-V dos metais de solda e os valores de  $K_{IC}$  equivalente, obtidos através da correlação de ROLFE-NOVAK-BARSON.

## **4.2 ANÁLISE DOS MECANISMOS DE NUCLEAÇÃO E PROPAGAÇÃO DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO**

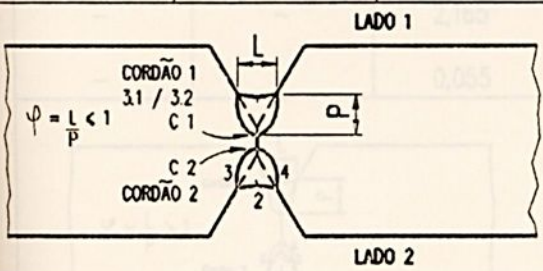
### **4.2.1 MAPEAMENTO E DIMENSIONAMENTO DAS TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO**

Nas tabelas 4.1 e 4.2 são apresentados, esquematicamente, as codificações, mapeamento e dimensionamento das trincas de solidificação encontradas nas chapas de teste soldadas com passe de raiz (as trincas de solidificação foram dimensionadas através de 1 cdp típico de cada combinação fluxo/arame). Nestas tabelas verifica-se que as seis combinações de fluxo/arame apresentaram trincas de solidificação com chanfros duplo-V e duplo-U e fator de forma ( $\phi$ ):  $1 \geq \phi$  e  $1 \leq \phi$  respectivamente. As faixas do fator de forma ( $\phi$ ) encontradas foram as seguintes: 0,7 a 1,0 para chanfro duplo V e parâmetros de soldagem conforme Lado 1 (raiz) e 1,0 a 1,5 para chanfro duplo U e parâmetros de soldagem conforme Lado 2 (raiz).



TABELA 4.1 - TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO - CHANFRO DUPLO-V E  $\phi \leq 1$

CP 01	CP 02	CP 03	CP 04	CP 05	CP 06	C.P. TRINCA Nº PROFUNDIDADE (x) LARGURA (y) (mm)
OE-SD3+860	EM-12K+860	OE-SD3+OP41TT	EM-12K+OP41TT	EM-12K+8x200	OE-SD3+Bx200	
5,05	5,63	4,28	5,27	3,91	1,50	1
0,19	0,25	0,12	0,14	0,27	0,10	X
						Y
2,86			1,80	5,56	6,15	2
0,21			0,307	0,172	0,197	X
						Y
			2,96	—	—	3
			0,25	—	—	X
						Y
			2,60	—	—	4
			0,21	—	—	X
						Y
—	—	—	—	—	3,89	3.1 / 3.2
—	—	—	—	—	0,15	X
						Y
2,88	2,69	3,69	—	—	1,51	C1 / C2 (RAIZ)
0,17	0,15	0,21	—	—	0,16	X
						Y



Os cdps da Tabela 4.1 foram utilizados no ensaio de fadiga em função de apresentarem trincas de solidificação com comprimentos maiores do que os cdps da Tabela 4.2. Calculando-se a variação do Fator Intensidade de Tensão ( $\Delta K$ ), com as fórmulas indicadas no Capítulo 2, verifica-se que o  $\Delta K$  inicial é proporcional ao comprimento inicial de trinca ( $a_0$ ) e em função deste dado procurou-se trabalhar no ensaio de fadiga em condições mais críticas ( $\Delta K$  inicial maior).



**TABELA 4.2 - TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO - CHANFRO DUPLO-U E  $\varphi \geq 1$**

CP-01.A	CP-02.A	CP-03.A	CP-04.A	CP-05.A	CP-06.A	CP. TRINCA Nº PROFUNDIDADE LARGURA (mm)
0,875	1,590	2,575	3,002	3,540	3,260	1 X
0,115	0,130	0,168	0,225	0,240	0,850	Y
-	1,570	2,003	3,245	1,295	3,425	2 X
-	0,125	0,125	0,15	0,038	0,550	Y
-	-	2,165	-	2,525	1,008	3 X
-	-	0,055	-	0,925	0,040	Y
			-	-	0,501	4 X
			-	-	0,075	Y
			-	-	0,870	5 X
			-	-	0,045	Y

Na Tabela 4.2 verifica-se que a incidência de trincas de solidificação, nos passes de raiz com Fator de Forma ( $\varphi$ )  $\geq 1$ , em todas combinações fluxo/arame, indica que este parâmetro não é suficiente para evitar a formação destas trincas quando o índice de susceptibilidade ( UCS ) estiver nos níveis encontrados no Metal de Solda Diluído , conforme demonstrado nas Tabelas 4.3 e 4.4.

#### 4.2.2. ANÁLISE DAS TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO NA MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

Os corpos de prova, cujas as trincas de solidificação estão indicadas na tabela 4.1, foram rompidos nos ensaios de



fadiga e as superfícies das fraturas analisadas na microscopia eletrônica de varredura.

As análises por MEV das regiões de nucleação e propagação das trincas de solidificação, foram desenvolvidas com os dados obtidos na sequência de fotos 4.1 a 4.9. Estas fotos são representativas para as 6 (seis) combinações fluxo/arame em função da semelhança de comportamento entre as mesmas no processo de nucleação e propagação de trincas de solidificação. A codificação destas trincas está associada com os dados da Tabela 4.1. (Mapeamento e Dimensionamento dos Passes de Raiz na Chapa de Teste com Chanfro Duplo V ).

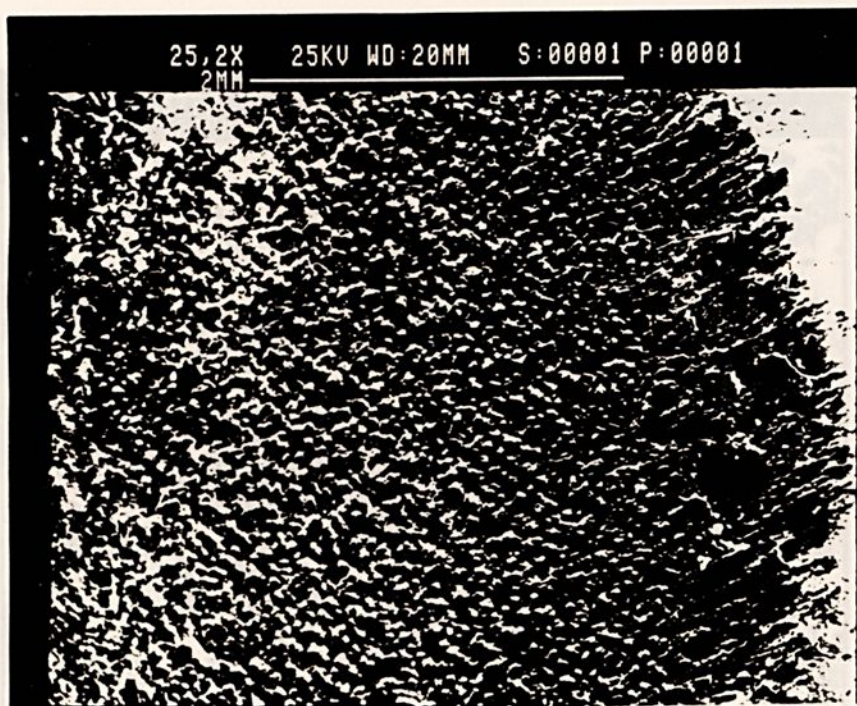


Foto 4.1 - MEV 25,2X: Superfície da Trinca de Solidificação - 1 do CPO1 (Central em Relação à Face do Cordão)-Típica.

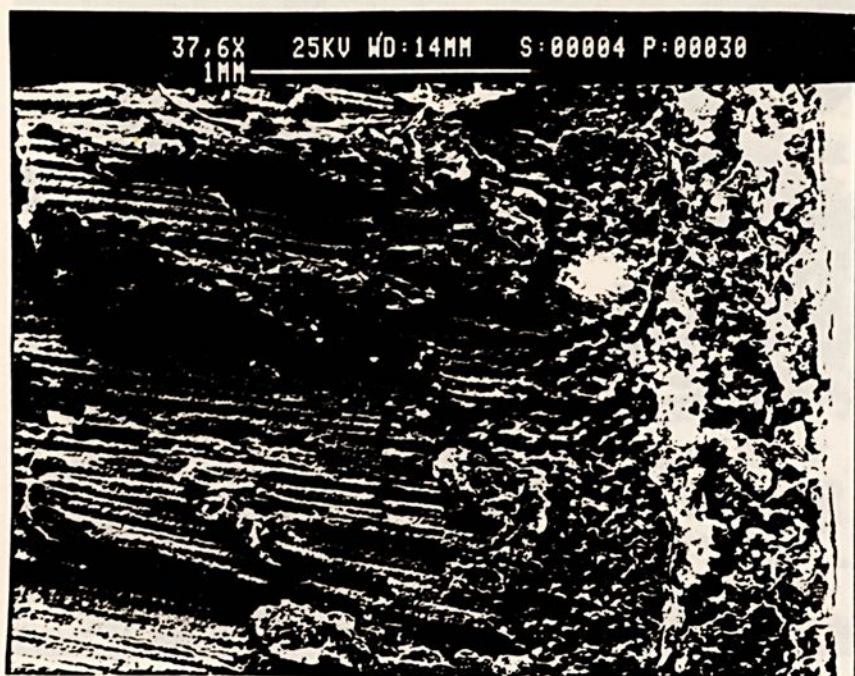


Foto 4.2 - MEV 37,6X: Propagação da Trinca de Solidificação -1 do CPO4 (Central em Relação à Face do Cordão)-Típica.



Foto 4.3 - MEV 377X: Interface de Solidificação Dendrítica, Trinca de Solidificação-1 do CPO4- Típica.

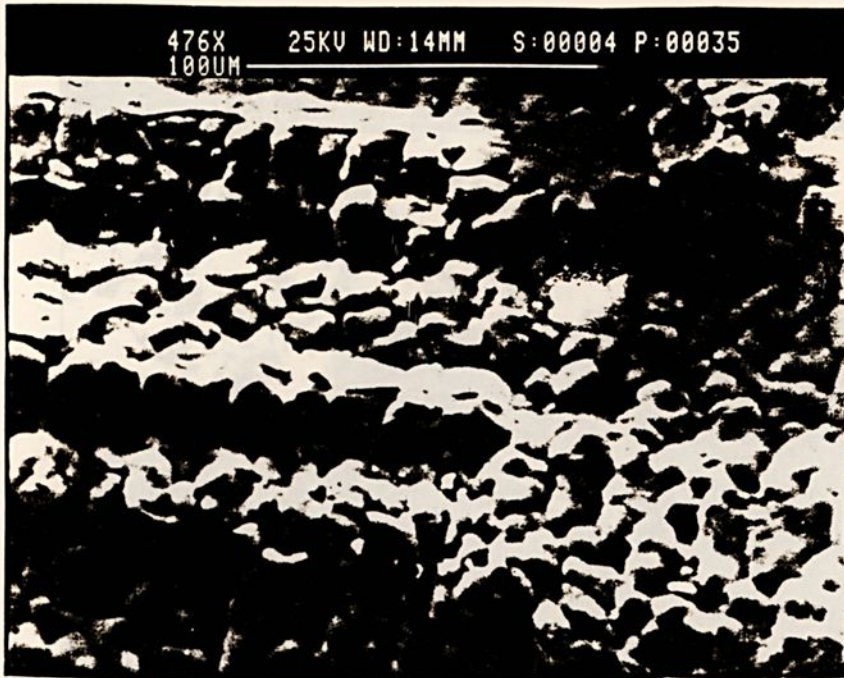


Foto 4.4 - MEV 476X: Frente de Solidificação (Interface Sólido x Sólido) - Trinca de Solidificação-1 do CPO4-Típica.

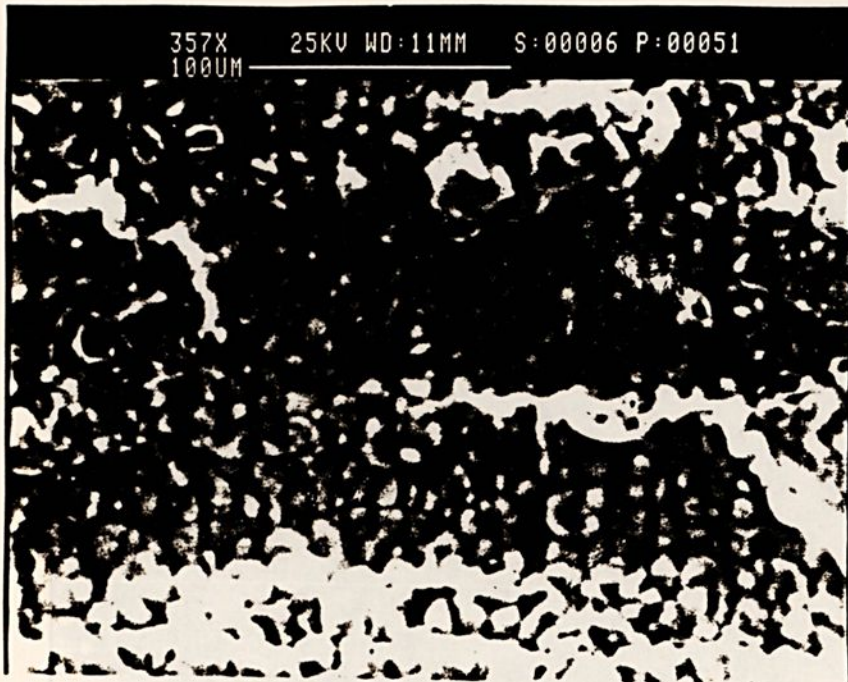


Foto 4.5 - MEV 375X: Frente de Solidificação (Interface Sólido x Sólido) Trinca-1 do CPO6-Típica.

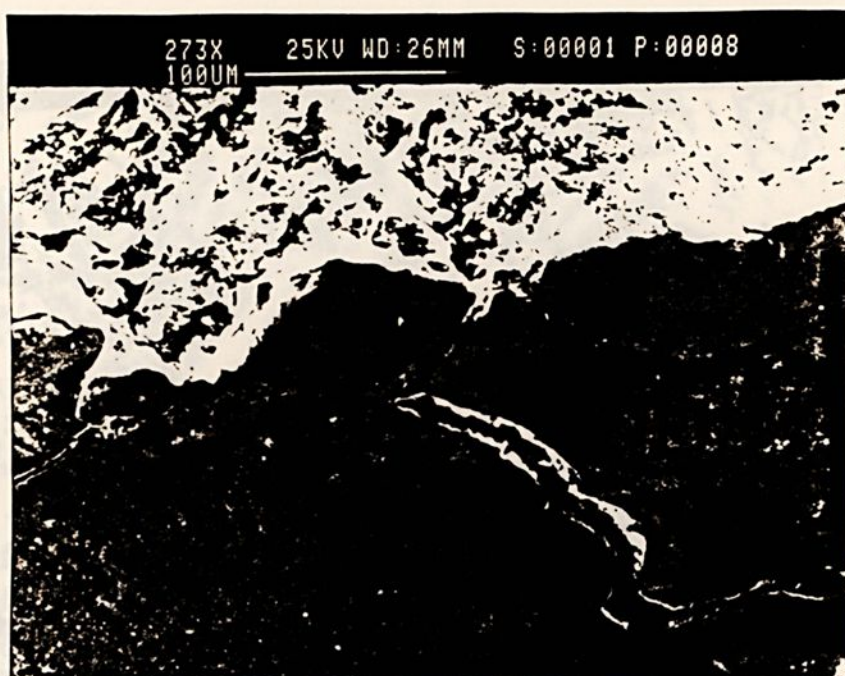


Foto 4.6 - MEV 273X: Trincas Inter-dendríticas - 3/4 do CPO1-Típica.

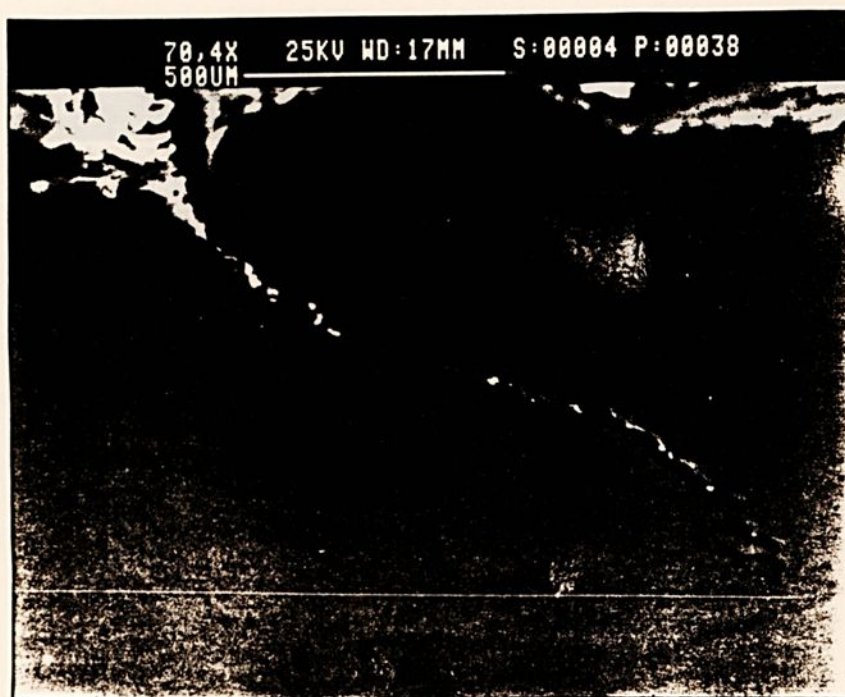


Foto 4.7 - MEV 70,4X: Trinca Inter-dendrítica - 3/4 do CPO4-Típica.

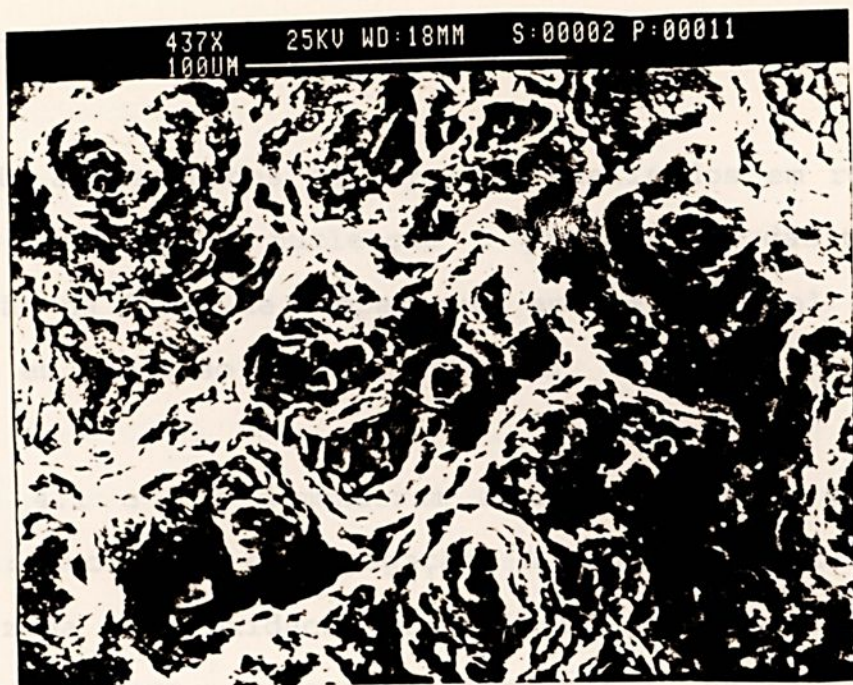


Foto 4.8 - MEV 437X: Microcavidades inter-dendríticas, Trinca-1 do CPO2-Típica.

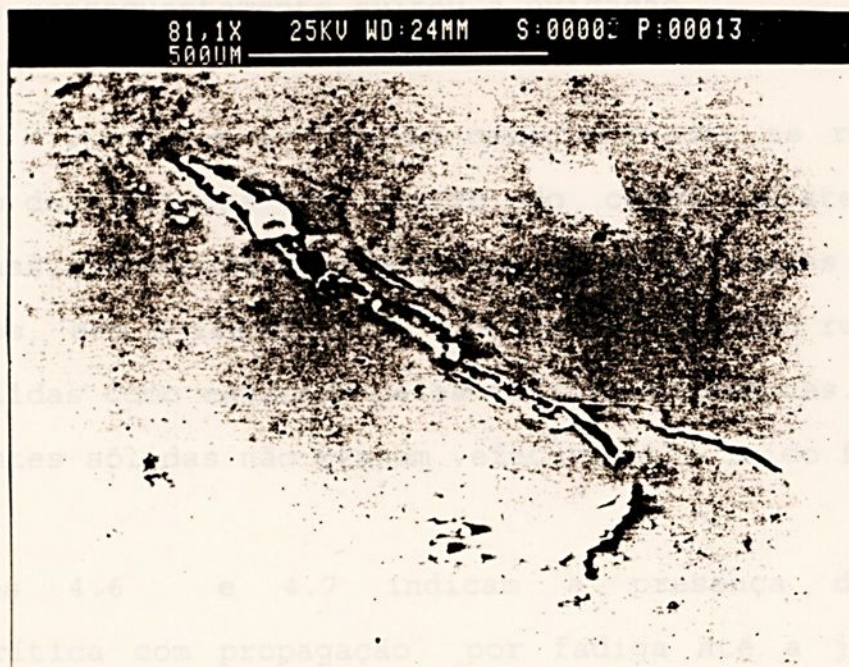


Foto 4.9 - MEV 81,1X: Trincas Inter-dendríticas - 3/4 do CPO3-Típica.

#### 4.2.2.1. MECANISMOS DE NUCLEAÇÃO E PROPAGAÇÃO DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO NO METAL DE SOLDA

A seguir são apresentados os aspectos analisados em relação aos mecanismos atuantes na nucleação e propagação das trincas de solidificação na faixa de temperatura em que o metal de solda encontra-se em processo de solidificação.

- As fotos 4.1 e 4.2 demonstram a existência de dois campos distintos: nucleação e propagação. A região de nucleação está caracterizada pela oxidação superficial ocorrida em função da abertura da trinca, indicada na Tabela 4.1, na faixa de 0,1 a 0,3 mm. No entanto, a região de propagação encontra-se praticamente isenta de oxidação, indicando que o contacto íntimo das frentes de solidificação impediu a entrada do oxigênio e conseqüentemente evitou a oxidação.
- Nas fotos 4.3, 4.4 e 4.5 estão caracterizadas as regiões de propagação das trincas de centro do cordão (lateral para fadiga), nas quais pode-se visualizar as extremidades dos grãos dendríticos, sem evidências de que tenha ocorrido ruptura das pontes sólidas como esperado pelas teorias existentes. Supõe-se que as pontes sólidas não tenham, efetivamente, sido formadas.
- As fotos 4.6 e 4.7 indicam a presença da trinca interdendrítica com propagação por fadiga até a junção das trincas centrais.



- A foto 4.8 demonstra a existência de microcavidades interdendríticas, bem conhecidas nos processos de solidificação dos aços.

- Na foto 4.9 verifica-se que as trincas nos espaçamentos interdendríticos não estão em contacto com a superfície externa e/ou com as trincas centrais (laterais para fadiga). Portanto, um dos conceitos da teoria de Borland relacionando os efeitos de estrangulamento dos filmes do líquido, remanescente no espaço interdendrítico, até a superfície externa com a formação de vazios (trincas) é pouco provável de acontecer.

- O conjunto de fotos 4.1, 4.2, 4.3, 4.4 e 4.6 indica que as pontes sólidas não foram formadas em função da presença do filme da fase líquida rica em soluto. A micro segregação de soluto com baixo ponto de fusão funciona como uma barreira isolante para as frentes de solidificação, ou seja, o espaçamento interdendrítico não é caldeado pelo líquido remanescente devido a sua baixa solubilidade na fase sólida existente. Simultaneamente os grãos colunares param de crescer a medida que o filme do líquido vai se enriquecendo em soluto de baixo ponto de fusão, conseqüentemente a ausência de pontes sólidas caracteriza a nucleação de trincas de solidificação.

A propagação das trincas de solidificação pode ser entendida em dois aspectos distintos:



a) Nas extremidades da trinca nucleada encontram-se microsegregações extremamente finas ( filmes delgados ) que permitem a manutenção do contacto íntimo entre os grãos. Durante o resfriamento , dependendo do nível das tensões térmicas desenvolvidas , sucessivos aumentos do espaçamento interdendrítico ao longo do eixo principal caracterizam o crescimento da trinca.

b) Quando as tensões térmicas nas regiões com pontes sólidas, desenvolvidas no intervalo de resfriamento, forem superiores à resistência à ruptura do metal de solda na temperatura em referência , haverá propagação da trinca por esforços crescentes. Este crescimento da trinca continuará até permitir a redução das tensões térmicas para níveis abaixo da Resistência à Ruptura.

A figura 4.1 apresenta uma forma esquemática para representar os mecanismos descritos anteriormente. Nesta Figura demonstra-se as últimas fases de crescimento dos grãos colunares ( detalhes (a) , (b) e (c) ) sem formação das pontes sólidas , caracterizando a nucleação da trinca de solidificação. Nesta Figura procura-se demonstrar que a formação das trincas de solidificação é um processo dinâmico de nucleação e propagação na faixa de temperatura em que o Metal de Solda encontra-se no estado pastoso.

4.3. PROCEDIMENTO PARA MINIMIZAR A INCIDÊNCIA DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO

4.3.1. TRINCAS

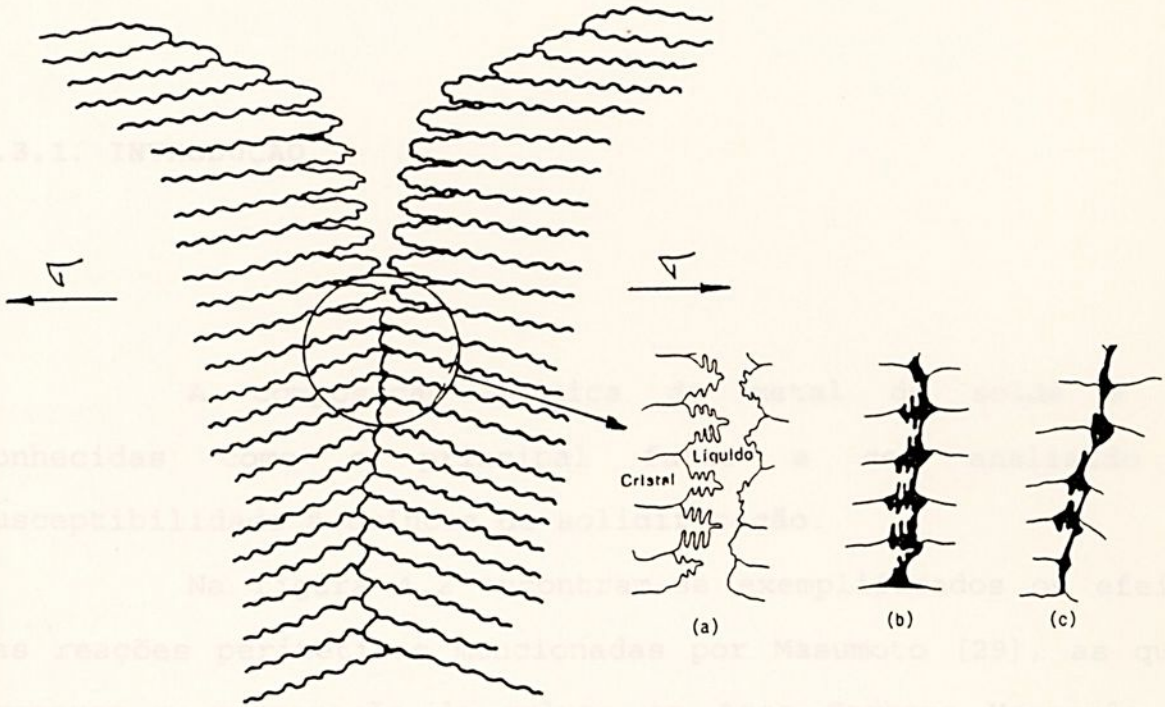


Figura 4.1 - Representação Esquemática dos Mecanismos de Nucleação e Propagação de Trincas de Solidificação.

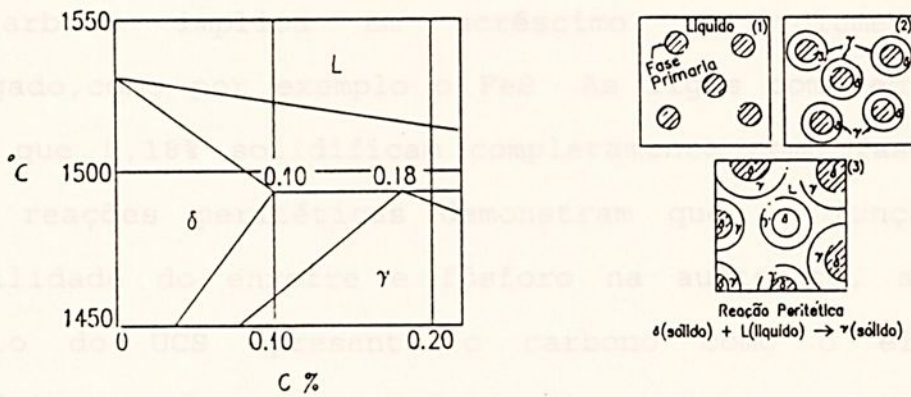


Figura 4.2 - Reações Peritéticas em Aço Carbono Manganês [29]

### 4.3. PROCEDIMENTO PARA MINIMIZAR A INCIDÊNCIA DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO

#### 4.3.1. INTRODUÇÃO

A composição química do metal de solda é bem conhecida como o principal fator a ser analisado na susceptibilidade à trincas de solidificação.

Na figura 4.2 encontram-se exemplificados os efeitos das reações peritéticas mencionadas por Masumoto [29], as quais promovem a segregação de soluto em Aços Carbono Manganês, em função do teor de Carbono na liga considerada e sua influência na formação da austenita (ferro  $\gamma$ ). As ligas com teor de Carbono na faixa de 0,10% a 0,18% solidificam como cristais primários da fase Delta (Ferro  $\alpha$ ) e na temperatura peritética a superfície destes cristais reage com a fase líquida remanescente, formando fase Gama (Ferro  $\gamma$ ), conseqüentemente o aumento na concentração de carbono implica em acréscimo no volume de soluto segregado, como por exemplo o FeS. As ligas com teor de carbono maior que 0,18% solidificam completamente como fase gama (Ferro  $\gamma$ ). As reações peritéticas demonstram que em função da baixa solubilidade do enxofre e fósforo na austenita, a fórmula de cálculo do UCS apresenta o carbono como o elemento mais deletério.



#### 4.3.2. INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS QUÍMICOS

A seguir são apresentados os principais efeitos das concentrações, indicados nos trabalhos de Garland/Bailey e Ohno [1-7,15], dos elementos químicos carbono, manganês, fósforo, enxofre, silício e nióbio na incidência de trincas de solidificação no metal de solda.

**CARBONO:** É o elemento mais deletério em função de favorecer a formação da austenita (ferro- $\gamma$ ), a qual apresenta baixa solubilidade ao enxofre e fósforo.

**MANGANÊS:** Elemento formador de sulfetos globulares (MnS) com temperatura de solidificação na faixa de  $1600^{\circ}\text{C}$ , ou seja, pode-se encontrar partículas sólidas de MnS na fase líquida segregada na interface sólido/sólido. A morfologia globular favorece o contacto nas frentes de solidificação e conseqüentemente diminui as tensões térmicas.

**FÓSFORO:** Elemento deletério em função da baixa solubilidade na austenita, com coeficiente de segregação ( $1-K_0$ ) na faixa de 0,50 a 0,87.

**ENXOFRE:** Elemento deletério com baixa solubilidade na austenita e coeficiente de segregação ( $1-K_0$ ) na faixa de 0,95 a 0,98. Extremamente crítico quando segregado em sulfetos de ferro (FeS), em função do baixo ponto de solidificação ( $\approx 1000^{\circ}\text{C}$ ) e morfologia alongada, ou seja, aumenta o volume da fase líquida e das tensões



térmicas devido ao menor contacto sólido/sólido.

**SILÍCIO:** Inicialmente acreditava-se que o Silício era deletério devido a sua ação desoxidante na poça de fusão, uma vez que, baixo teor de oxigênio pode facilitar a formação de filmes de sulfetos nos sub-contornos de solidificação. No entanto, em função de favorecer a formação da ferrita (ferro- $\alpha$ ), diminui o volume da segregação devido a maior solubilidade desta microestrutura ao enxofre e fósforo. E conseqüentemente diminui a incidência de trincas.

**NIÓBIO:** Elemento deletério nas faixas de 0,09% máximo para metal base e 0,06% máximo para metal de solda, em função da formação do eutético Fe-C-Nb nos subcontornos de solidificação.

#### 4.3.3. MÉTODO PARA PREVISÃO DE TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO

O índice de Susceptibilidade à Trincas de Solidificação (UCS - Units of Crack Susceptibility) desenvolvido por Garland e Bailey, aplicável a composição química (% peso) do metal de solda diluído, é calculado pela seguinte expressão [2.5].

$$UCS = 230C + 190S + 75P + 45Nb - 12,3 Si - 5,4Mn \quad [2.5]$$



TABELA 4.3 Existem outros fatores que afetam a incidência de trincas de solidificação na soldagem com arco submerso como: Parâmetros de Soldagem, Geometria do Cordão (Relação Largura/Profundidade) e do Chanfro, Propriedades Mecânicas do Metal Base, Consumíveis (Arame e Fluxo) e Tensões Térmicas.

O programa experimental foi desenvolvido com objetivo de analisar, separadamente, as alterações nas concentrações dos elementos químicos, em cordões com alta diluição (passes de raiz) com trincas de solidificação, em função da composição do metal de base e arame/fluxo, mantendo os demais fatores aproximadamente constantes.

As tabelas 4.3 e 4.4 apresentam as composições químicas do metal base, arame, metal de solda diluído para cada combinação fluxo/arame. Com estes dados verifica-se que todas as composições estão atendendo os requisitos das especificações pertinentes, mas com grande incidência de trincas[16].

Na Tabela 4.3 estão indicadas as concentrações dos elementos químicos analisados na solda de produção (2º passe de solda) depositada com a combinação EM 12K/EX 200. O nióbio não é especificado por norma [16] para o arame solda, mas em função da fórmula de cálculo do UCS o mesmo foi analisado. O teor de nióbio é relativamente alto, no arame EM 12K, os valores foram confirmados mediante repetição das análises e em função desta observação contactou-se o fabricante para que houvesse uma explicação plausível para este fato.



TABELA 4.3

COMPOSIÇÃO QUÍMICA: ARAME, METAL DE SOLDA NÃO-DILUÍDO, METAL BASE  
(A e B) E METAL DE SOLDA DILUÍDO

ELEMENTO % (Peso)	ARAME EM 12K	METAL DE SOLDA "NÃO-DILUÍDO"	A-516-70N (A)	A-516-70N (A)	METAL DE SOLDA "DILUÍDO"
C	0,14	0,09	0,23	0,23	0,13
Mn	1,13	1,74	1,09	1,07	1,37
P	0,020	0,019	0,022	0,020	0,020
S	0,014	0,010	0,005	0,006	0,010
Si	0,28	0,38	0,24	0,23	0,35
Nb	0,054	0,049	0,070	0,060	0,061
UCS	-	12,2	-	-	24,3

Na Tabela 4.3 estão indicadas as concentrações dos elementos químicos analisados na solda de produção (2º passe de solda) depositada com a combinação EM 12K/BX 200.

O nióbio não é especificado por norma [16] para o arame sólido, mas em função da fórmula de cálculo do UCS o mesmo foi analisado. O teor de nióbio é relativamente alto, no arame EM 12K, (os valores foram confirmados mediante repetição das análises) e em função desta observação contactou-se o fabricante sem que houvesse uma explicação plausível para este fato.

TABELA 4.4

## ANÁLISE QUÍMICA DO PASSE DE RAIZ - CHAPAS DE TESTE

CP Nº	CONSUMÍVEIS	METAL DE SOLDA "NÃO - DILUÍDO" % (PESO)							METAL DE SOLDA "DILUÍDO" (JUNTA SOLDADA) % (PESO)							PASSE Nº
		C	Mn	P	S	Si	Nb	UCS	C	Mn	P	S	Si	Nb	UCS	
01	ARAME : CE-SD3 FLUXO : 860	0,044	1,57	0,020	0,015	0,27	0,010	3,1	0,155	1,36	0,018	0,014	0,28	0,012	29	1
									0,193	1,24	0,016	0,014	0,26	0,013	39	2
02	ARAME : EM-12K FLUXO : 860	0,043	1,57	0,016	0,010	0,38	0,010	0,3	0,185	1,11	0,016	0,011	0,28	0,034	38	1
									0,165	1,22	0,014	0,013	0,29	0,022	32	2
03	ARAME : CE-SD3 FLUXO : CP 41 TT	0,053	1,31	0,016	0,010	0,15	0,019	7,2	0,185	1,14	0,014	0,006	0,21	0,028	37	1
									0,175	1,13	0,016	0,011	0,22	0,013	35	2
04	ARAME : EM-12K FLUXO : CP 41 TT	0,063	0,94	0,019	0,005	0,14	0,016	10,8	0,204	0,91	0,020	0,011	0,23	0,034	44	1
									0,202	0,94	0,020	0,008	0,20	0,015	43	2
05	ARAME : EM-12K FLUXO : BX 200	0,090	1,74	0,019	0,010	0,38	0,049	12,2	0,189	1,16	0,018	0,013	0,24	0,020	39	1
									0,187	1,23	0,019	0,007	0,24	0,018	37	2
06	ARAME : CE-SD3 FLUXO : BX 200	0,068	1,56	0,017	0,011	0,23	0,009	8,2	0,183	1,32	0,017	0,013	0,26	0,036	37	1
									0,174	1,42	0,021	0,013	0,27	0,010	34	2
01A	ARAME : CE-SD3 FLUXO : 860	0,044	1,57	0,020	0,015	0,27	0,010	3,1	0,169	1,41	0,028	0,012	0,27	0,032	34	1
									0,154	1,57	0,031	0,013	0,27	0,035	30	2
02A	ARAME : EM-12K FLUXO : 860	0,043	1,57	0,016	0,010	0,38	0,010	0,3	0,174	1,25	0,027	0,012	0,27	0,032	36	1
									0,170	1,35	0,035	0,012	0,26	0,033	35	2
03A	ARAME : CE-SD3 FLUXO : CP 41 TT	0,053	1,31	0,016	0,010	0,15	0,019	7,2	0,199	1,11	0,026	0,009	0,23	0,033	42	1
									0,176	1,13	0,027	0,009	0,23	0,034	37	2
04A	ARAME : EM-12K FLUXO : CP 41 TT	0,063	0,94	0,019	0,005	0,14	0,016	10,8	0,188	0,92	0,027	0,009	0,25	0,035	41	1
									0,184	0,93	0,020	0,009	0,25	0,032	39	2
05A	ARAME : EM-12K FLUXO : BX 200	0,090	1,74	0,019	0,010	0,38	0,049	12,2	0,229	1,12	0,023	0,008	0,28	0,042	48	1
									0,181	1,32	0,027	0,009	0,28	0,032	36	2
06A	ARAME : CE-SD3 FLUXO : BX 200	0,068	1,56	0,017	0,011	0,23	0,009	8,2	0,192	1,40	0,021	0,012	0,24	0,034	37	1
									0,169	1,43	0,021	0,012	0,24	0,032	33	2

## ANÁLISE QUÍMICA DOS ARAMES

MATERIAL	C	Mn	P	S	Si	Nb
EM - 12K Ø 4,0 mm	0,142	1,13	0,020	0,014	0,28	0,054
CE - SD3 Ø 4,0 mm	0,109	1,55	0,015	0,014	0,12	0,009

Analisando-se os dados das Tabelas 4.3 e 4.4 verifica-se que todas combinações fluxo/aramé apresentaram índices de UCS significativamente menores no Metal de Solda Não-Diluído do que no Metal de Solda Diluído [16]. Este aumento de UCS é atribuído a participação do Metal Base, ou seja, a composição química do aço A 516 70N encontra-se em uma faixa extremamente crítica em termos de - UCS- [16], isto significa que: -Carbono: alto, Manganês: baixo, Fósforo: alto, Enxofre: alto, Silício: baixo e Nióbio: razoável.

Considerando que a fórmula original de UCS trabalha com a composição química do metal de solda diluído ,ou seja é necessário que a solda de produção seja analisada após sua execução ,dificultando a previsão da susceptibilidade à trincas de solidificação e analisando-se os dados experimentais da tabela 4.3, um nova metodologia de cálculo é proposta, como segue abaixo:

$$J_n (\% \text{ Peso}) = [(X_n) (F1_n)] (F2_n) + [P_n] (F3_n) \quad [4.1]$$

onde:

$J_n$  (% Peso) = Concentração do Elemento Químico -n- no metal de Solda Diluído

$X_n$  (% Peso) = Concentração do Elemento Químico -n- no Arame

$P_n$  (% Peso) = Concentração do Elemento Químico -n- no Metal Base

$F1_n$  = Fator de Participação do Fluxo para o Elemento Químico -n.

$F2_n$  = Fator de Participação do Metal de Solda Não-Diluído para o Elemento Químico -n.

$F3_n$  = Fator de Participação do Metal Base para o Elemento Químico -n.

$[(X_n) (F1_n)]$  (% Peso) = Concentração do Elemento Químico -n- no Metal de Solda Não-Diluído.

#### 4.3.3.1. CÁLCULO DOS FATORES F1 , F2 , F3 e F4

$$F1_n = \frac{[(X_n)(F1_n) (\% \text{ Peso})]}{X_n (\% \text{Peso})} \quad [4.2]$$

F2<sub>n</sub> e F3<sub>n</sub> são funções das seguintes condições de contorno:

$$F2_n + F3_n = 1,0 \quad [4.3]$$

e equação [4.1]

Portanto,

$$F3_n = \frac{|(J_n) - (P_n)|}{|(X_n)(F1_n) - (P_n)|} \quad [4.4]$$

Adotando-se  $F4_n = (F1_n)(F2_n)$ , a equação [4.1] pode ser simplificada para:

$$J_n (\% \text{ Peso}) = [(X_n)(F4_n) + (P_n)F3_n] \quad [4.5]$$

Com os dados da tabela 4.3 e adotando-se os índices -n = 1,2,3,4,5, e 6 para os elementos químicos: Carbono, Manganês, Fósforo, Enxofre, Silício e Nióbio respectivamente, obtem-se a seguinte família de equações -J- para a combinação fluxo/arame EM 12K / BX 200:

$$J_1 = (0,45)X_1 + (0,29)P_1 \quad [4.6]$$

$$J_2 = (0,68)X_2 + (0,56)P_2 \quad [4.7]$$

$$J_3 = (0,63)X_3 + (0,33)P_3 \quad [4.8]$$

$$J_4 = (0,64)X_4 + (0,10)P_4 \quad [4.9]$$

$$J_5 = (1,07)X_5 + (0,21)P_5 \quad [4.10]$$

$$J_6 = (0,39)X_6 + (0,57)P_6 \quad [4.11]$$



A família de equações J , indicada anteriormente , prevê a composição química do Metal de Solda Diluído na região de do 2<sup>o</sup> passe de raiz. Neste método de cálculo quando o Fator  $F3_n$  tende a valores menores que 0,10 ,em módulo, adota-se  $F3_n = 0,10$  ( dez centésimos ) para assegurar a manutenção da participação do Metal Base no Metal de Solda. Os fatores de participação (  $F_n$  ) são específicos para cada combinação fluxo/arame e uma vez calculados com o programa UCS-FAT e indexados no menu UCS permite a previsão da composição química/susceptibilidade à trincas de solidificação de novas combinações (fluxo/arame).Conseqüentemente, as famílias de equações J são válidas para cada combinação fluxo/arame e metal base testados , ou seja , os Fatores  $F1_n$  ,  $F2_n$  ,  $F3_n$  e  $F4_n$  variam em função dos gradientes de composição química.

E associando-se as equações [2.5] com [4.5], temos:

$$UCS = 230J_1 + 190J_4 + 75J_3 + 45J_6 - 12,3 J_5 - 5,4J_2 \quad [4.12]$$

Com as equações [4.6], [4.7], [4.8], [4.9], [4.10]; [4.11] e [4.12], é possível prever a susceptibilidade à trincas de solidificação, em função das composições químicas do metal base e arame sólido, do metal de solda diluído.

Este método permite que sejam adotadas, previamente, especificações para consumíveis e metal base que minimizam os riscos de trincas de solidificação, em função das seguintes faixas do UCS:

Número de UCS	Comportamento de Junta Soldada
< 10	Alta Resistência à Trincas de Solidificação
10 a 19	Risco Crescente de Trincas de Solidificação
19 a 25	Trincas de Solidificação nos Passes de Raiz
> 25	Alta Incidência de Trincas de Solidificação

Nas faixas acima foram associados os dados experimentais com a norma BS 5135/84 com estimativa de variação de 5% para os limites das mesmas.

Visando agilizar os cálculos dos Fatores de Participação (F1, F2, F3 e F4) e do UCS desenvolveu-se um programa para microcomputador, conforme demonstrado na Figura 4.3, no qual pode-se prever a susceptibilidade à trincas de solidificação para a combinação fluxo/arame em função das composições químicas do arame sólido e do metal base. A validação do método apresentado anteriormente foi confirmada através das simulações desenvolvida com os dados da Tabela 4.4 no Programa UCS-FAT, sendo que o erro máximo encontrado foi 6%. Com este método pode-se prever a composição química do Metal de Solda na região de interesse da junta soldada, no caso de trincas de solidificação trabalhou-se nos passes de raiz (Tabela 4.4) e na camada do 2º passe (Tabela 4.3).



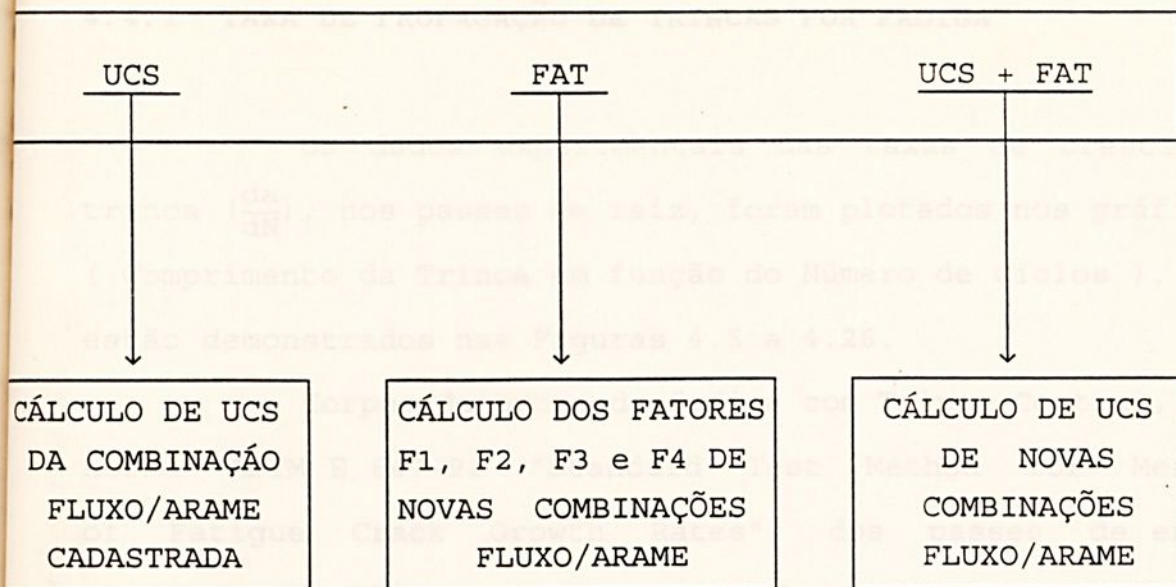
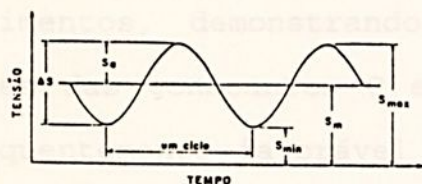


Figura 4.3 - Programa UCS-FAT - Esquemático.

#### 4 PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS COM TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO

Os corpos de provas com trincas de solidificação, preparados da Tabela 4.1, foram submetidos à ensaio de fadiga com carregamento de amplitude constante, conforme indicado na Figura 4.4.



PARÂMETROS QUE CARACTERIZAM O CICLO DE FADIGA :

- TENSÃO DE CARREGAMENTO (S)
- FATOR INTENSIDADE DE TENSÃO (κ)
- VARIAÇÃO DO FATOR INTENSIDADE DE TENSÃO ( $\Delta\kappa_{\max.} - \Delta\kappa_{\min.}$ )
- RELAÇÃO DE CICLO ( R ) =  $\Delta\kappa_{\min.} / \Delta\kappa_{\max.}$

Figura 4.4 - Ciclo de Fadiga-Esquemático



#### 4.4.1 TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA

Os dados experimentais das taxas de crescimento de trinca ( $\frac{da}{dN}$ ), nos passes de raiz, foram plotados nos gráficos AXN ( Comprimento da Trinca em função do Número de Ciclos ), os quais estão demonstrados nas Figuras 4.5 a 4.26.

Corpos de prova de fadiga com Trinca Central, conforme norma ASTM E 647-91 "Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates", dos passes de enchimento ( $L1 = 21,75$  KJ/cm e  $L2 = 16,94$  KJ/cm) foram ensaiados com as combinações fluxo/arame: OE-SD3/860 e EM 12K/860 para levantamento do comportamento em fadiga dos metais de solda isentos de trincas de solidificação. Nas figuras 4.27 a 4.30 são apresentados os gráficos A x N com os dados experimentais e teóricos (calculados com o software AMPLICOM) destes ensaios.

O modelo de Paris e Erdogan apresentou resultados satisfatórios, ou seja, comportamento conservativo em todas as combinações fluxo/arame para previsão de vida em fadiga nestes experimentos, demonstrando uma concordância significativa nos valores das constantes C e n para o metal de solda testado e conseqüentemente favorável a segurança para projeção da vida em fadiga.

A combinação EM 12K/860 apresenta vida em fadiga maior do que OE-SD3/860 nas faixas de aporte de calor utilizados nos passes de enchimento nos cdps conforme Norma ASTM . Este efeito pode ser atribuído aos valores de Tenacidade do Metal de Solda, ou seja, a energia absorvida de impacto no upper shelf e o  $K_{IC}$  equivalente do CP02 são superiores em relação ao CP01.



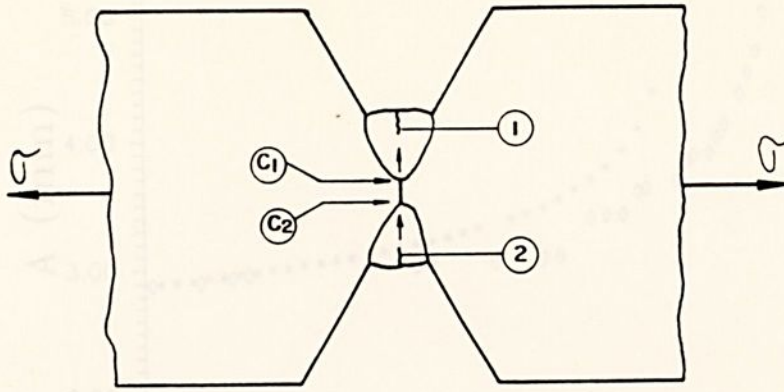


Figura 4.5 - Direção de Crescimento das Trincas por Fadiga na Combinação OE-SD3 + 860 [CP01]

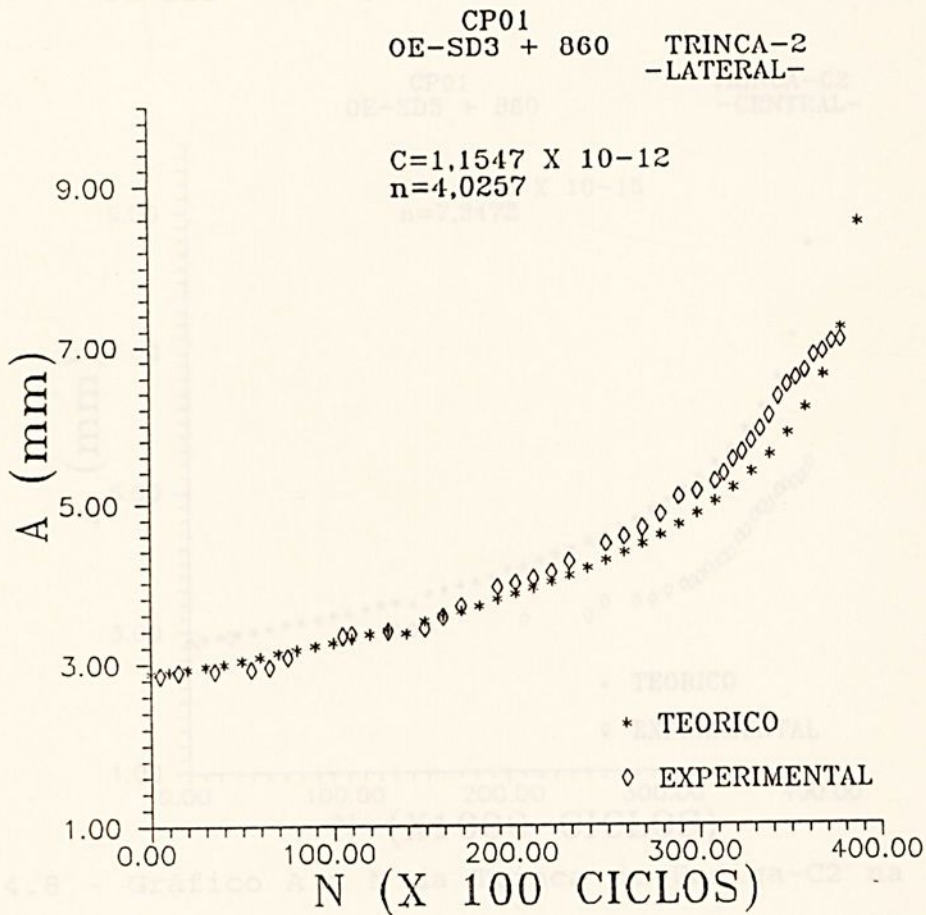


Figura 4.6 - Gráfico A x N da Trincade Fadiga-2 na Combinação OE-SD3 + 860 [CP01].



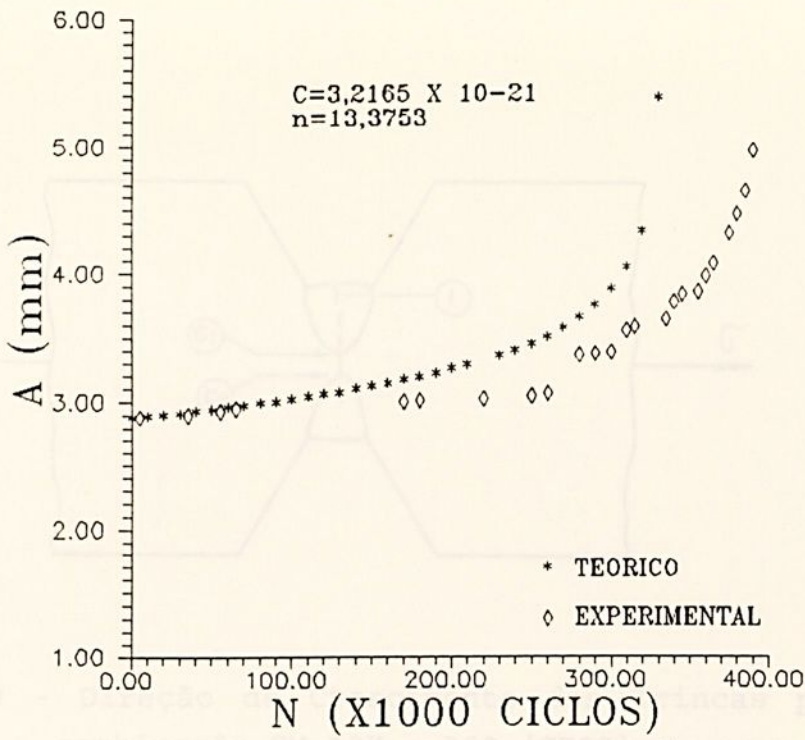


Figura 4.7 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-C1 na Combinação OE-SD3 + 860 [CP01]

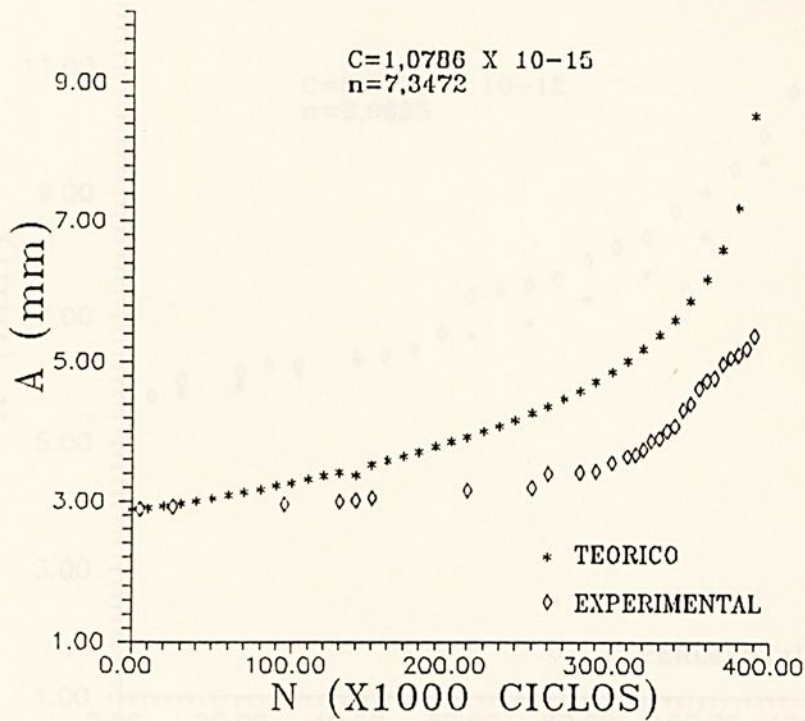


Figura 4.8 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-C2 na Combinação OE-SD3 + 860 [CP01]



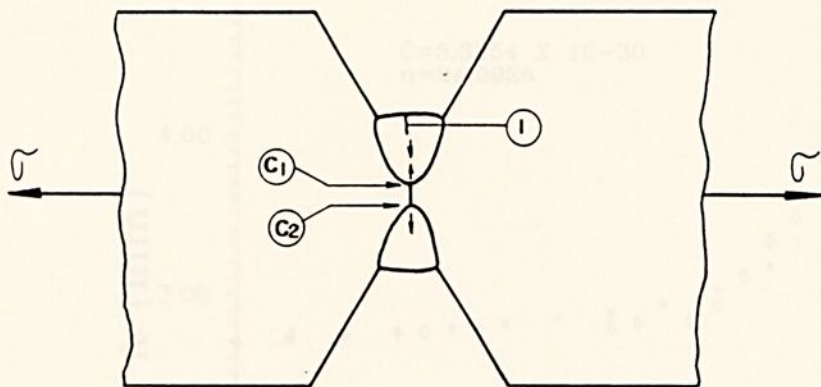


Figura 4.9 - Direção de Crescimento das Trincas por Fadiga na combinação EM-12K + 860 [CP02]

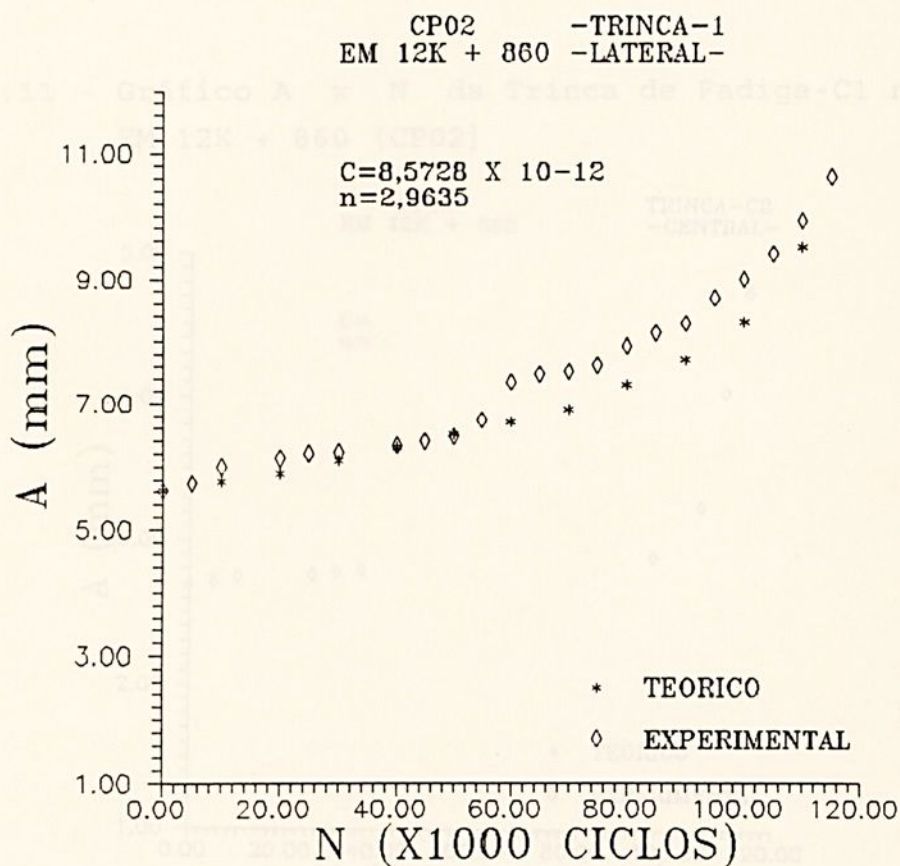


Figura 4.10 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-1 na Combinação EM 12K + 860 [CP02]



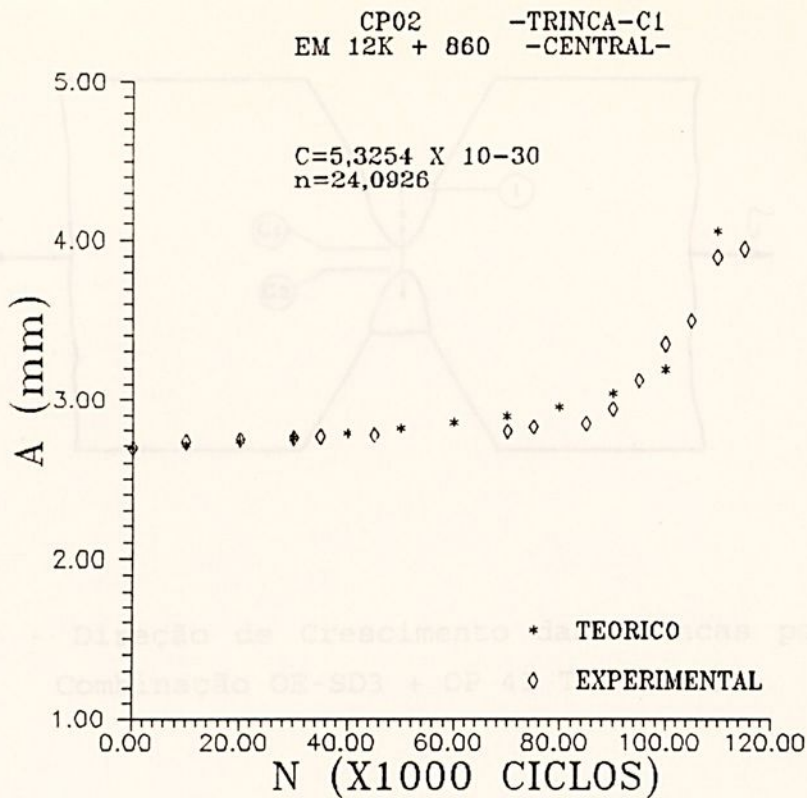


Figura 4.11 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-C1 na Combinação EM 12K + 860 [CP02]

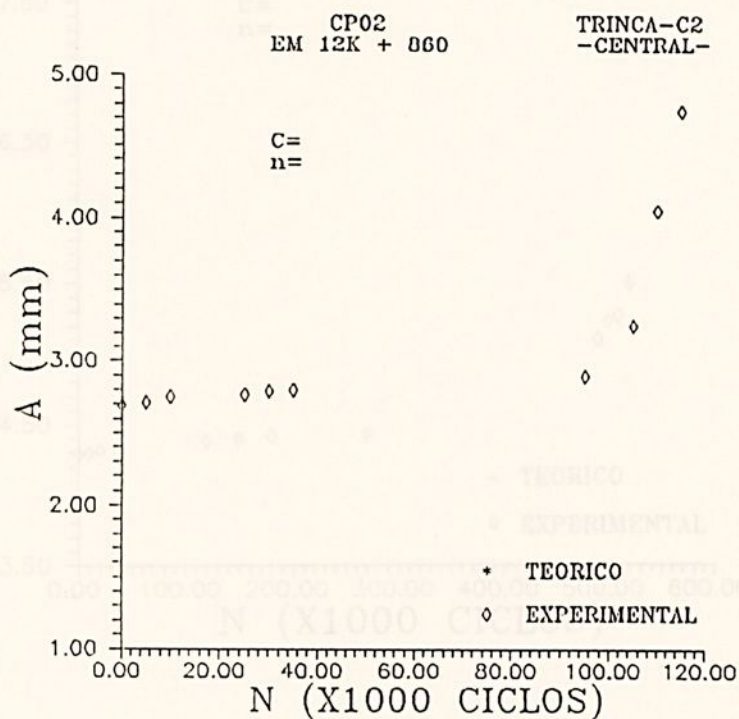


Figura 4.12 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-C2 na combinação EM 12K + 860 [CP02]



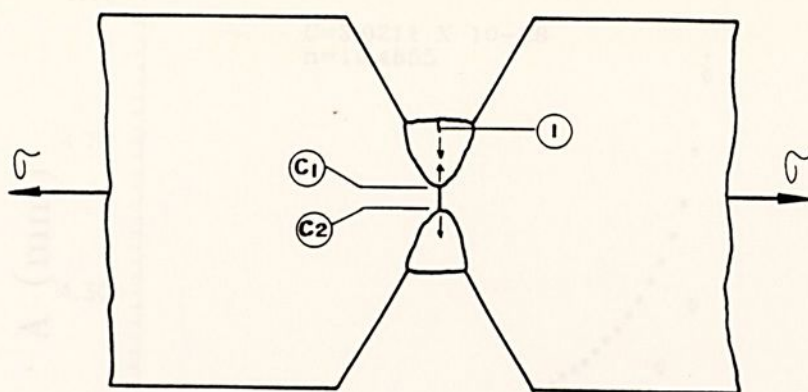


Figura 4.13 - Direção de Crescimento das Trincas por Fadiga na Combinação OE-SD3 + OP 41 TT [CP03]

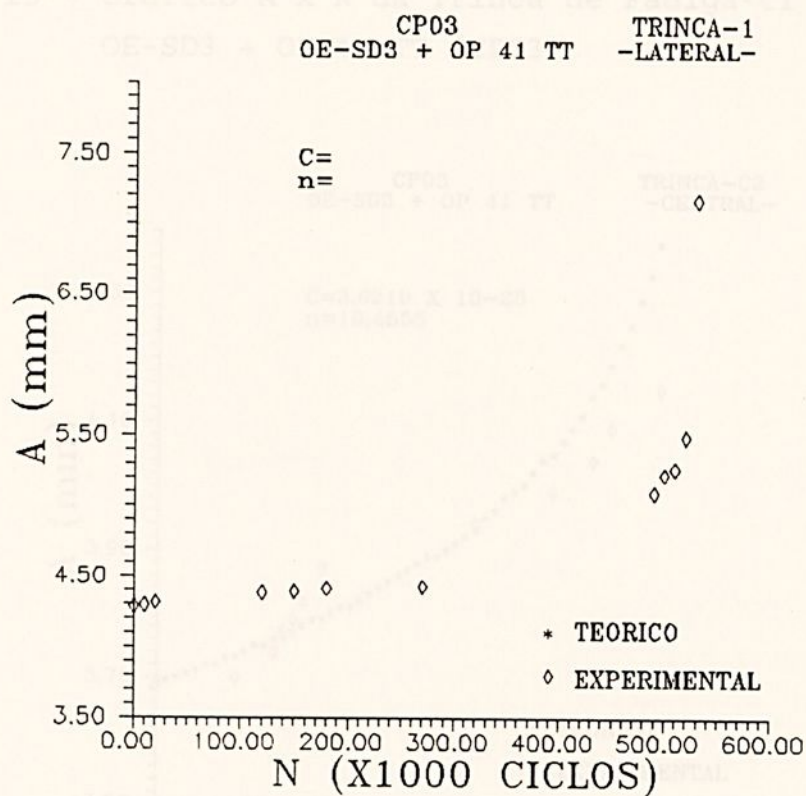


Figura 4.14 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-1 na Combinação OE-SD3 + OP 41 TT [CP03]

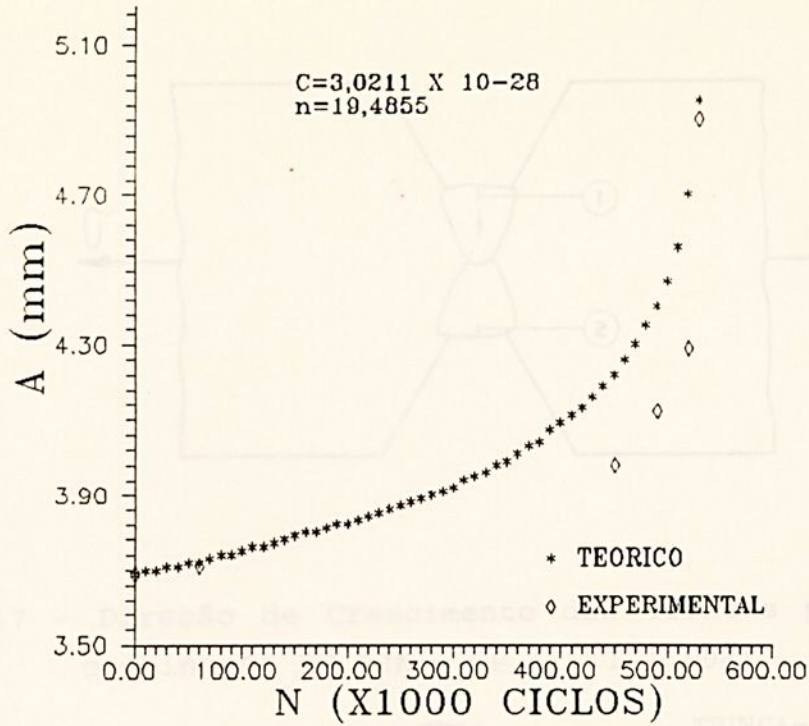


Figura 4.15 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-C1 na Combinação OE-SD3 + OP 41 TT [CP03]

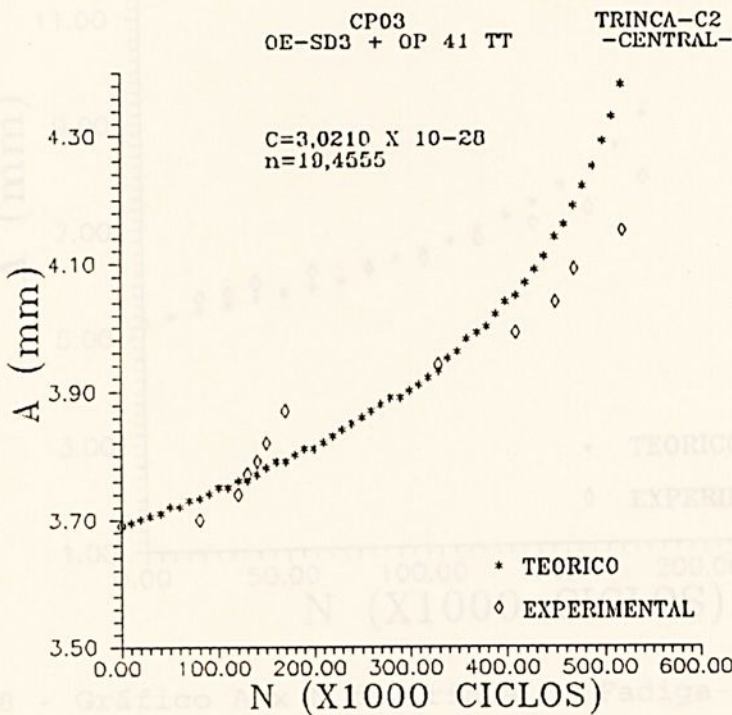


Figura 4.16 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-C2 na Combinação OE-SD3 + OP 41 TT [CP03]



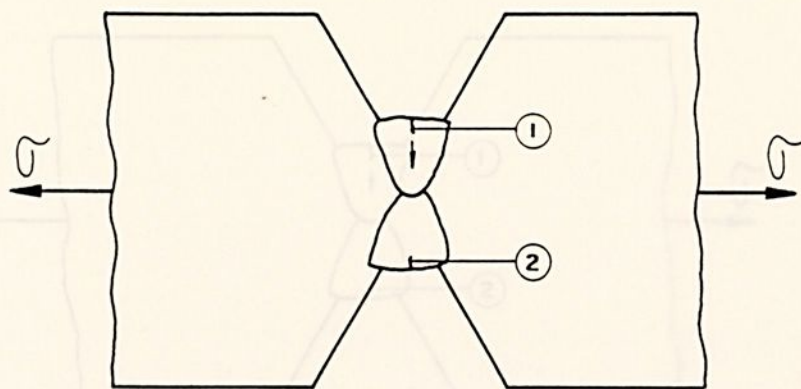


Figura 4.17 - Direção de Crescimento das Trincas por Fadiga na combinação EM 12K + OP 41 TT [CP04]

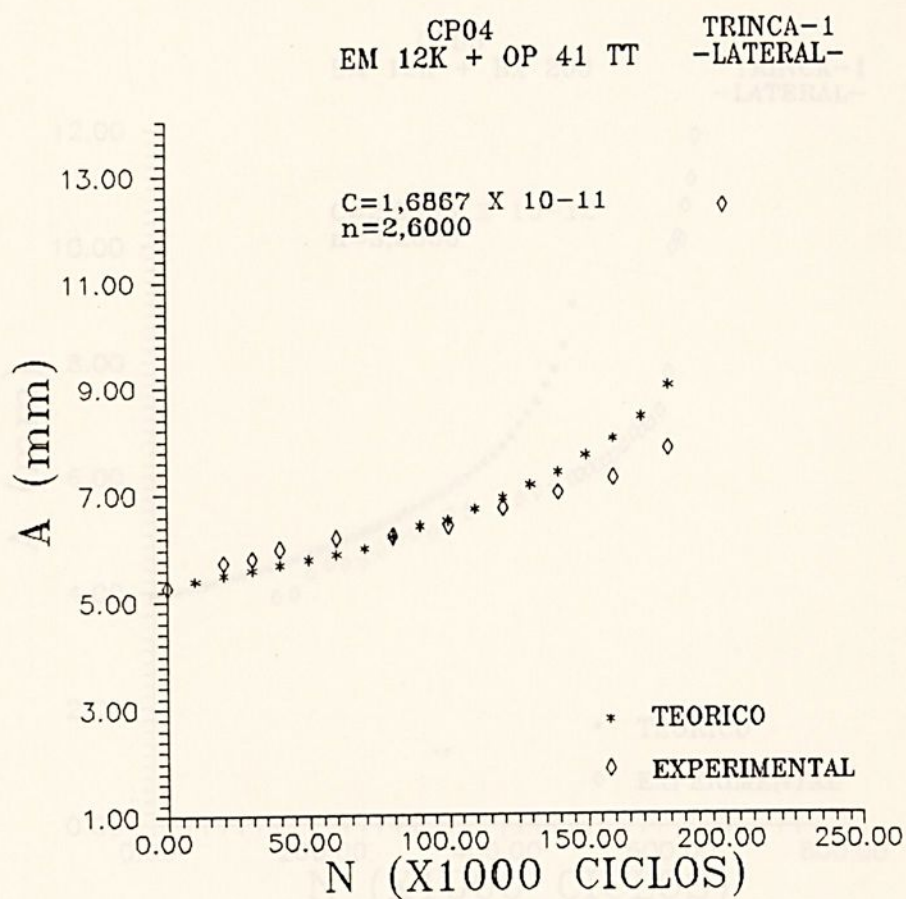


Figura 4.18 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-1 na Combinação EM 12K + OP 41 TT [CP04]



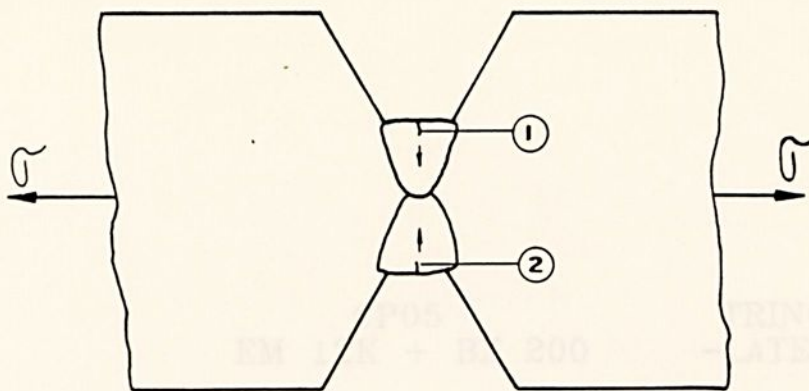


Figura 4.19 - Direção de Crescimento das Trincas por Fadiga na Combinação EM 12K + BX 200 [CP05]

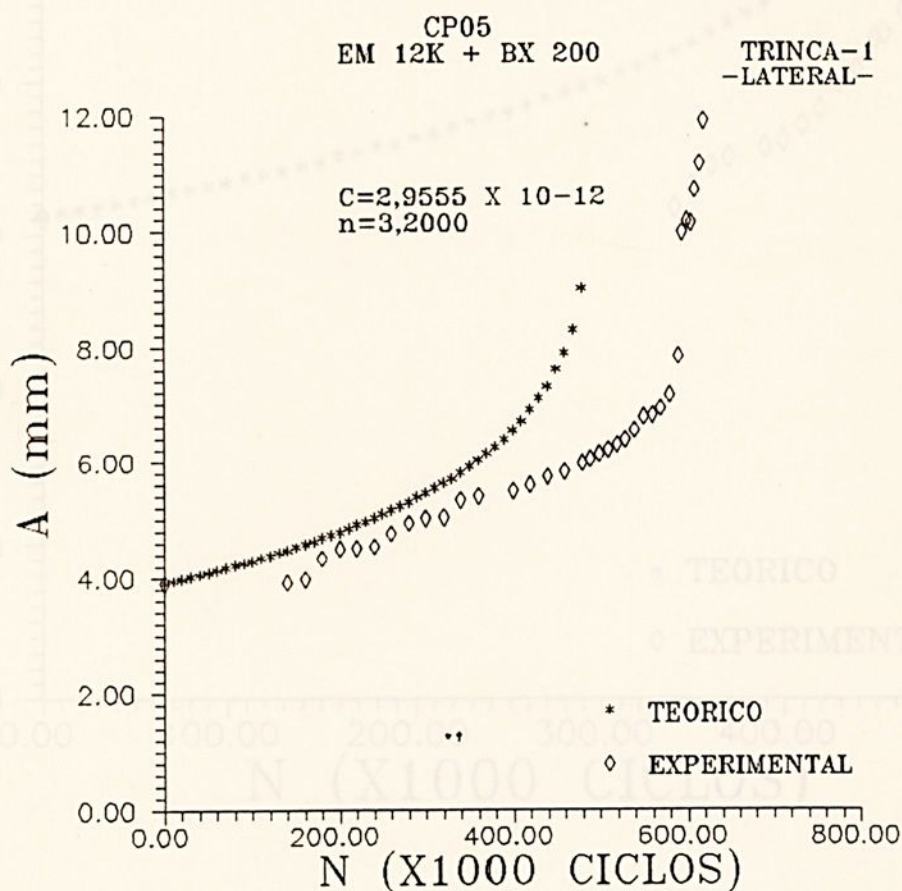
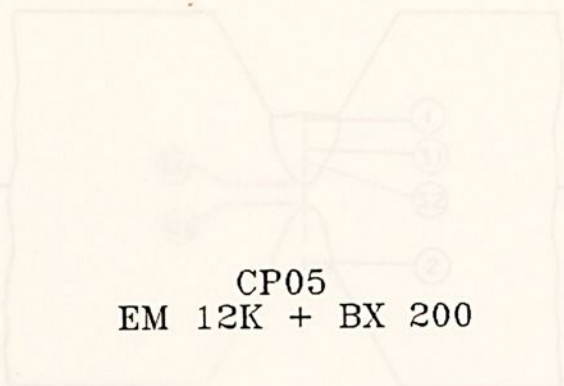


Figura 4.20 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-1 na Combinação EM 12K + BX 200 [CP05]





TRINCA-2  
-LATERAL-

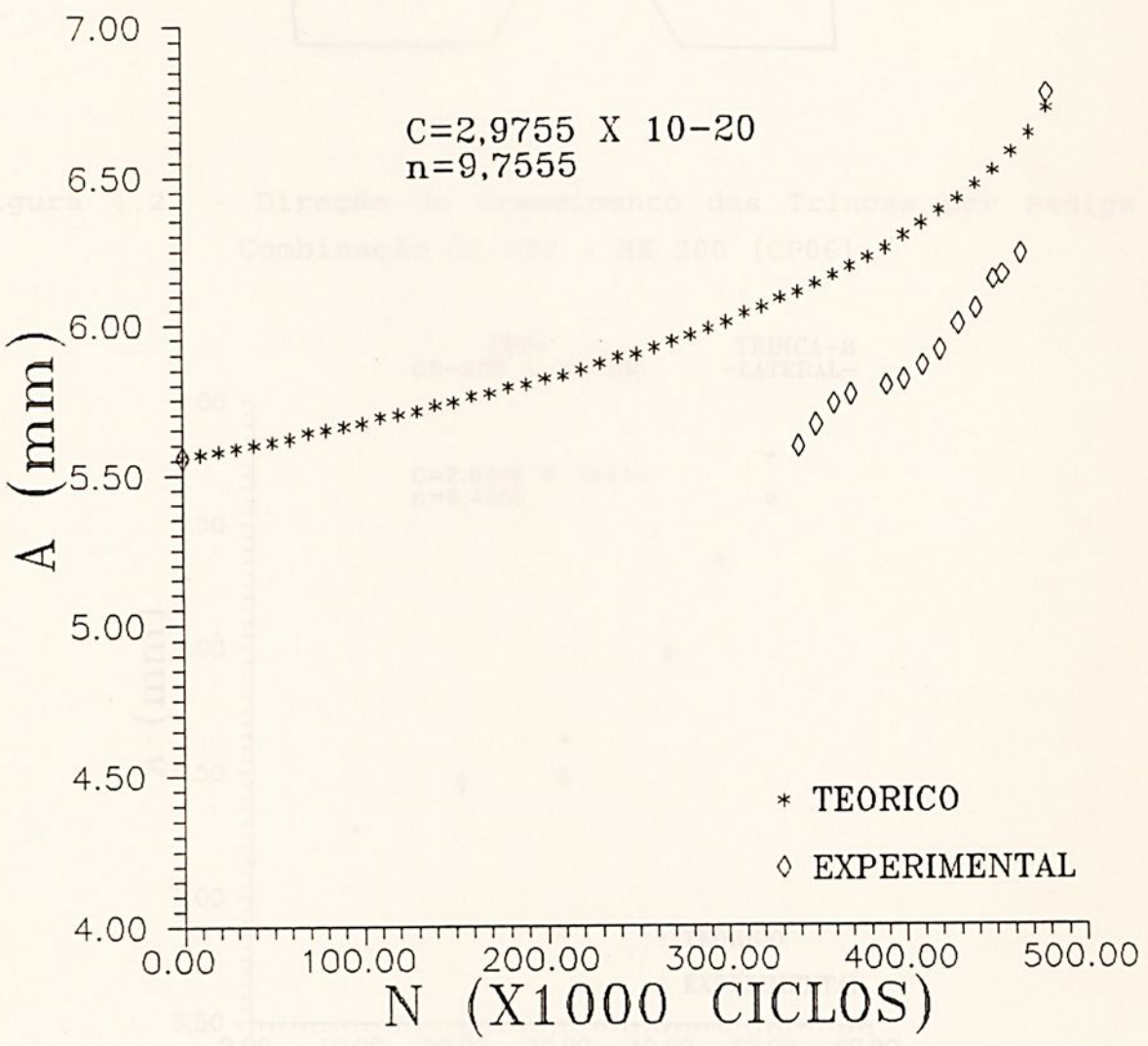


Figura 4.21 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-2 na Combinação EM 12K + BX 200 [CP05]



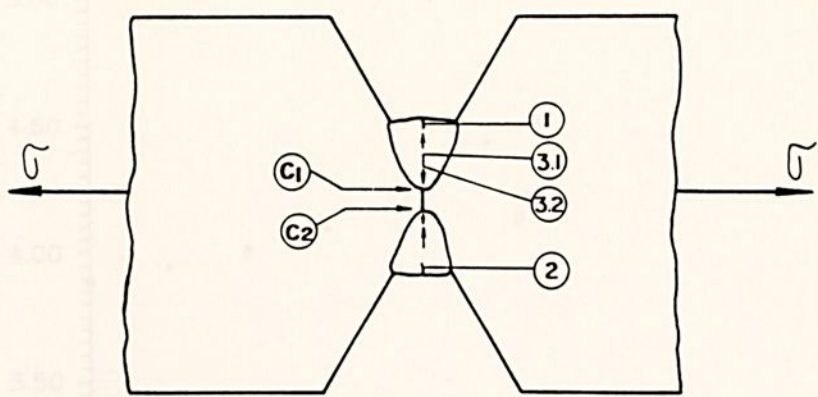


Figura 4.22 - Direção de Crescimento das Trincas por Fadiga na Combinação OE-SD3 + BX 200 [CP06]

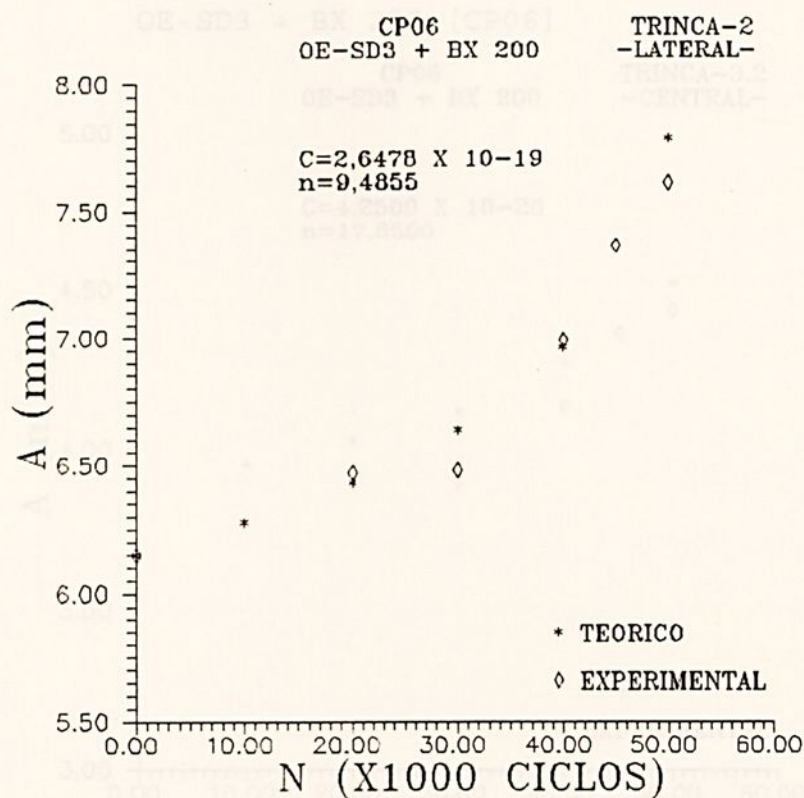


Figura 4.23 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-2 na Combinação OE - SD3 + BX 200 [CP06]



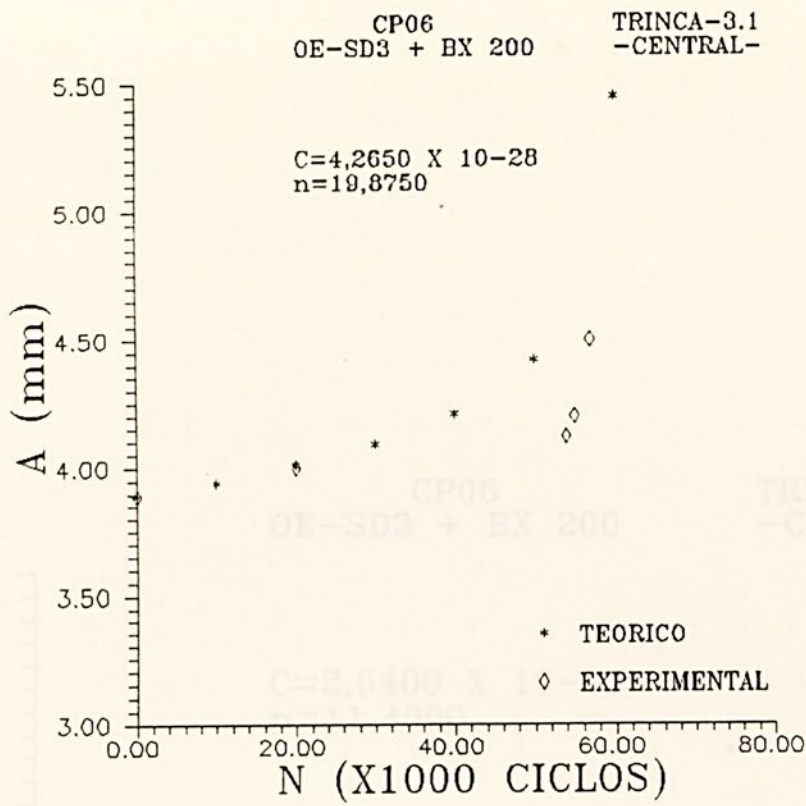


Figura 4.24 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-3.1 na Combinação OE-SD3 + BX 200 [CP06]

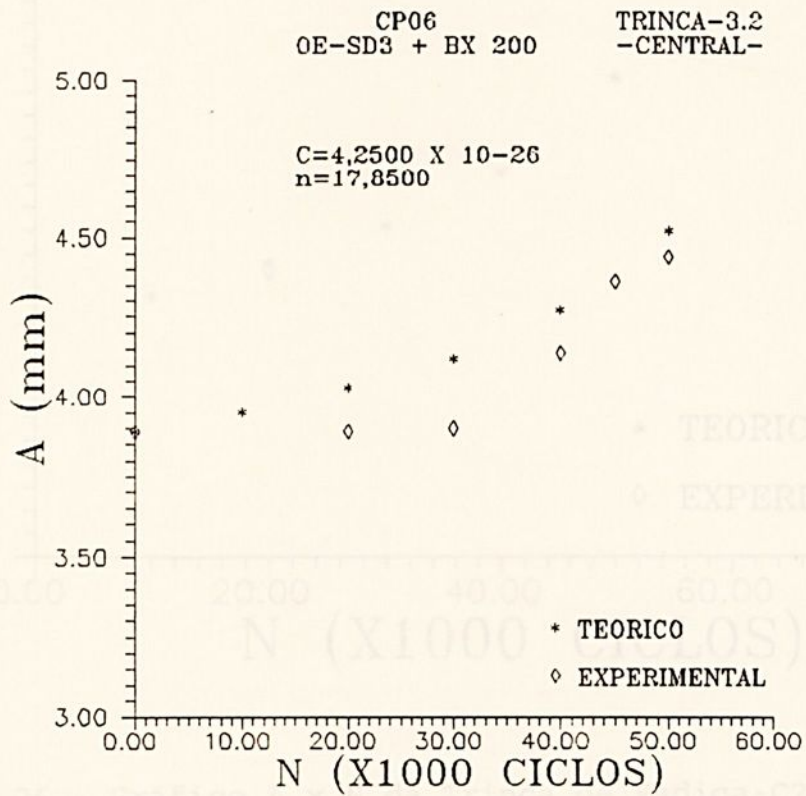


Figura 4.25 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-3.2 na Combinação OE - SD3 + BX 200 [CP06]



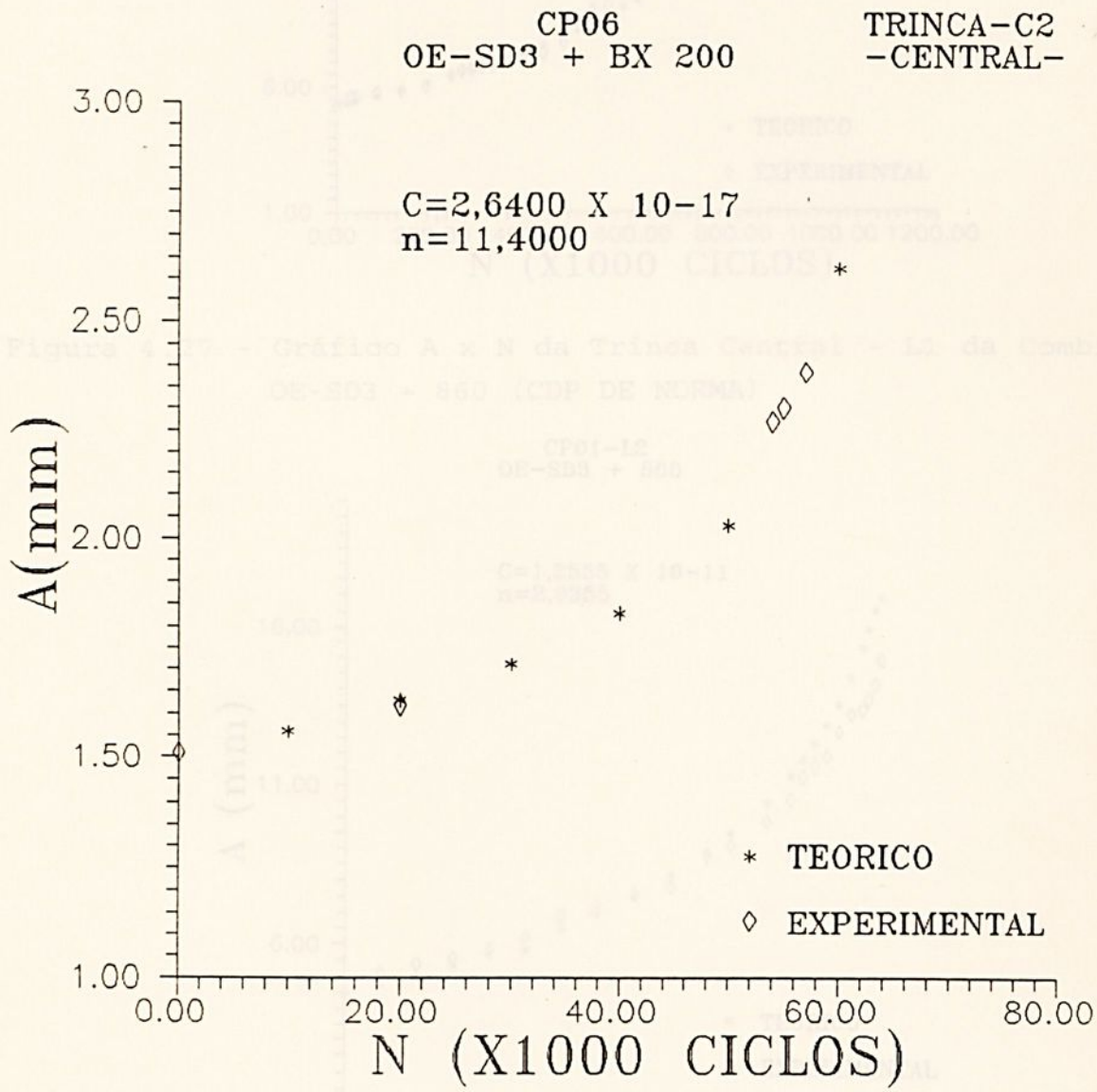


Figura 4.26 - Gráfico A x N da Trinca de Fadiga-C2 na Combinação  
OE - SD3 + B x 200 [CP06]



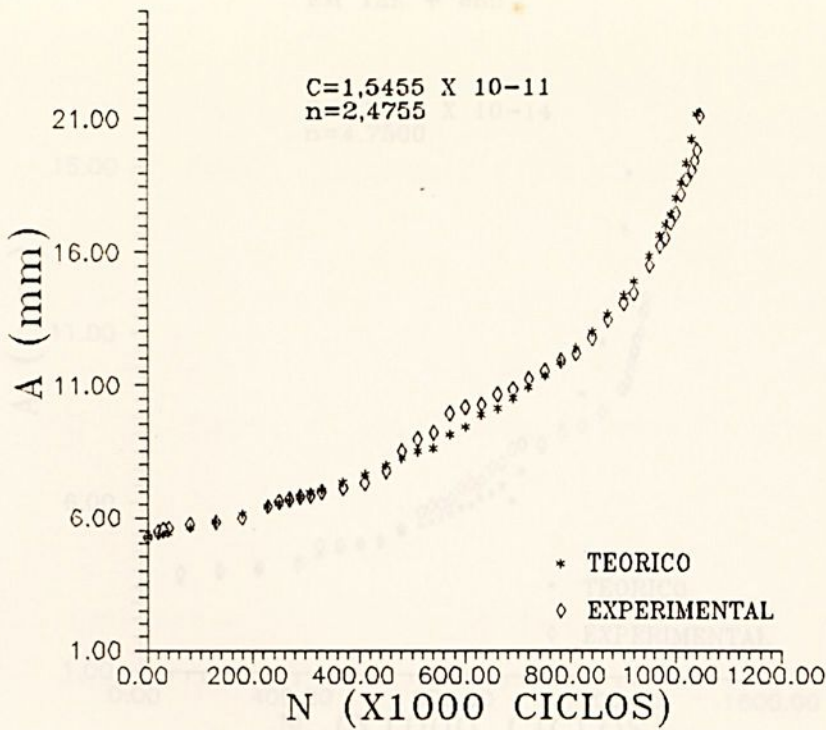


Figura 4.27 - Gráfico A x N da Trinca Central - L1 da Combinação OE-SD3 + 860 (CDP DE NORMA)

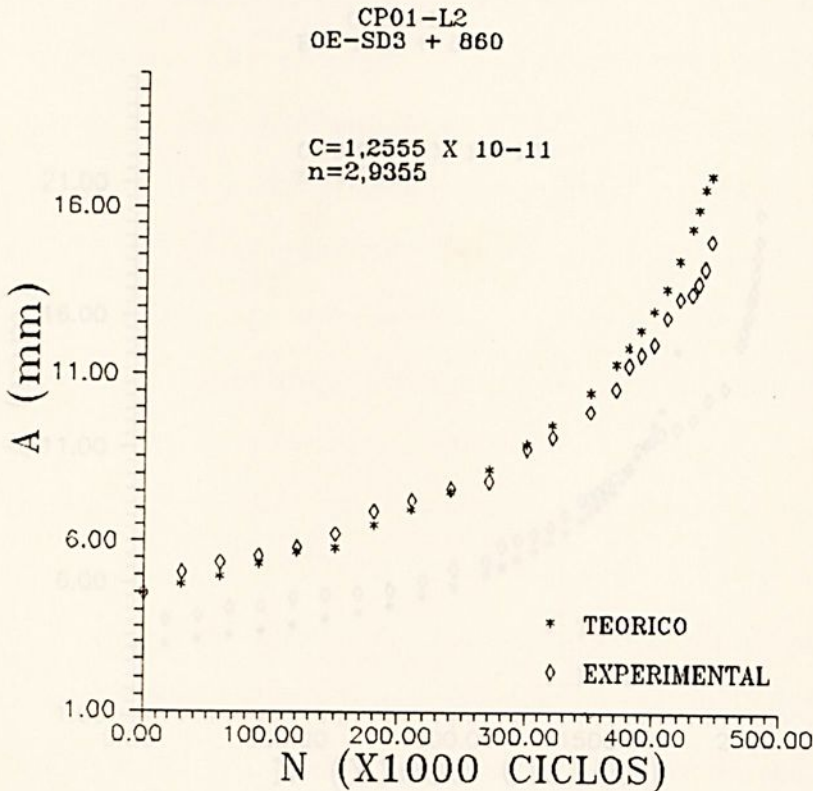


Figura 4.28 - Gráfico A x N da Trinca Central - L2 da Combinação OE-SD3 + 860 (CDP DE NORMA)



CP02-L1  
EM 12K + 860

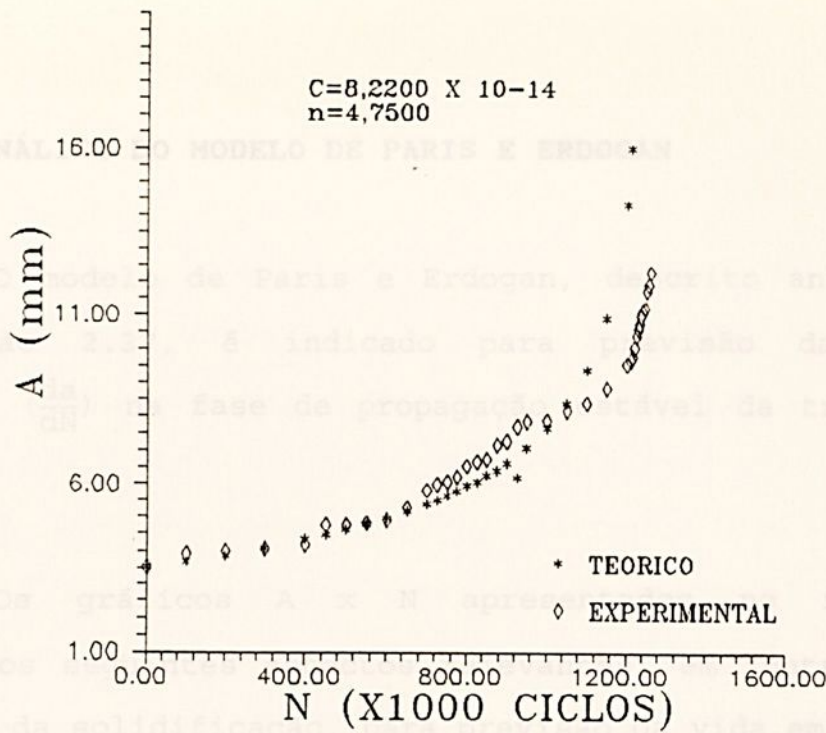


Figura 4.29 - Gráfico A x N da Trinca Central -L1 da Combinação EM 12K + 860 (CDP DE NORMA)

CP02-L2  
EM 12K + 860

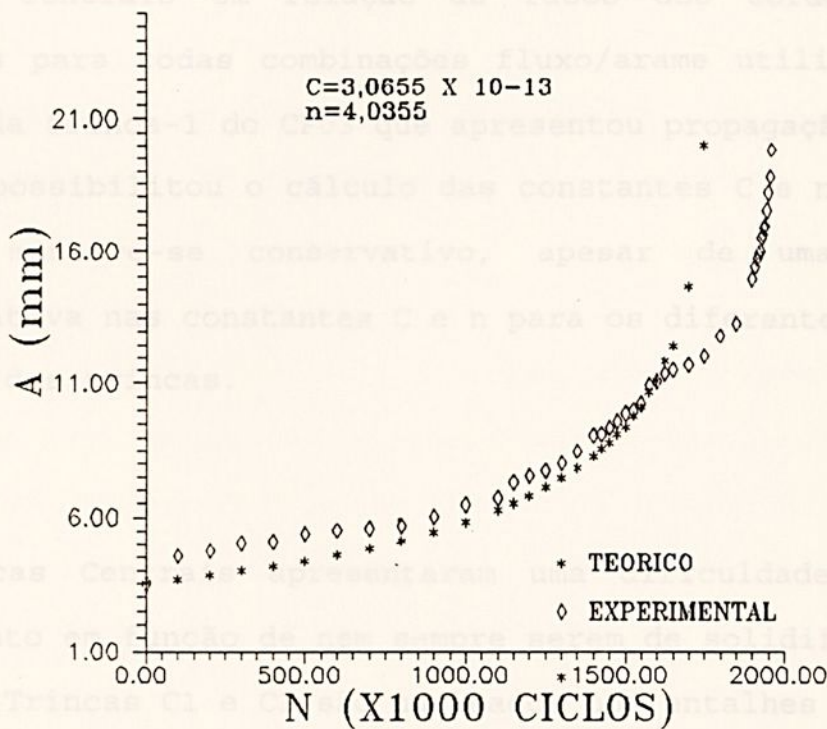


Figura 4.30 - Gráfico A x N da Trinca Central -L2 da Combinação EM 12K + 860 (CDP DE NORMA)

#### 4.4.1.1 ANÁLISE DO MODELO DE PARIS E ERDOGAN

O modelo de Paris e Erdogan, descrito anteriormente pela equação 2.37, é indicado para previsão da taxa de crescimento ( $\frac{da}{dN}$ ) na fase de propagação estável da trinca (Fase II).

Os gráficos A x N apresentados no item 4.4.1 demonstram os seguintes aspectos relevantes, em juntas soldadas com trincas da solidificação, para previsão da vida em fadiga.

- a) As Trincas de Solidificação Laterais e Duplas Laterais (trincas centrais em relação às faces dos cordões) foram modeladas para todas combinações fluxo/arame utilizadas, com exceção da trinca-1 do CP03 que apresentou propagação instável o que impossibilitou o cálculo das constantes C e n. O modelo teórico manteve-se conservativo, apesar de uma variação significativa nas constantes C e n para os diferentes tamanhos iniciais das trincas.
- b) As Trincas Centrais apresentaram uma dificuldade maior no modelamento em função de nem sempre serem de solidificação, ou seja, as Trincas C1 e C2 são nucleados nos entalhes existentes pela falta de penetração na raiz das soldas. A Trinca C2 do CP02 apresentou propagação instável, impossibilitando seu modelamento.

O modelo teórico apresentou um desvio significativo na Trinca C2 do CP01, requerendo maiores cuidados para aplicá-lo neste tipo de trinca.

- c) O modelo teórico de Paris e Erdogan representou com razoável precisão o comportamento da propagação estável das trincas de Fadiga (Fase II). O fato de existirem várias trincas propagando-se simultaneamente, as variações das composições químicas e as propriedades mecânicas (resistência à tração e limite de escoamento) na faixa de média resistência e considerando-se que os conceitos da MFLE foram desenvolvidos para materiais de alta resistência, são parâmetros que justificam os desvios encontrados.

#### 4.4.1.2 ANÁLISE DAS TRINCAS DE FADIGA NA MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

As superfícies das fraturas dos corpos de prova rompidos nos ensaios de fadiga foram analisadas na microscopia eletrônica de varredura. A sequência de Fotos 4.10 a 4.24 apresenta as regiões de nucleação, propagação e crescimento instável das trincas de fadiga.



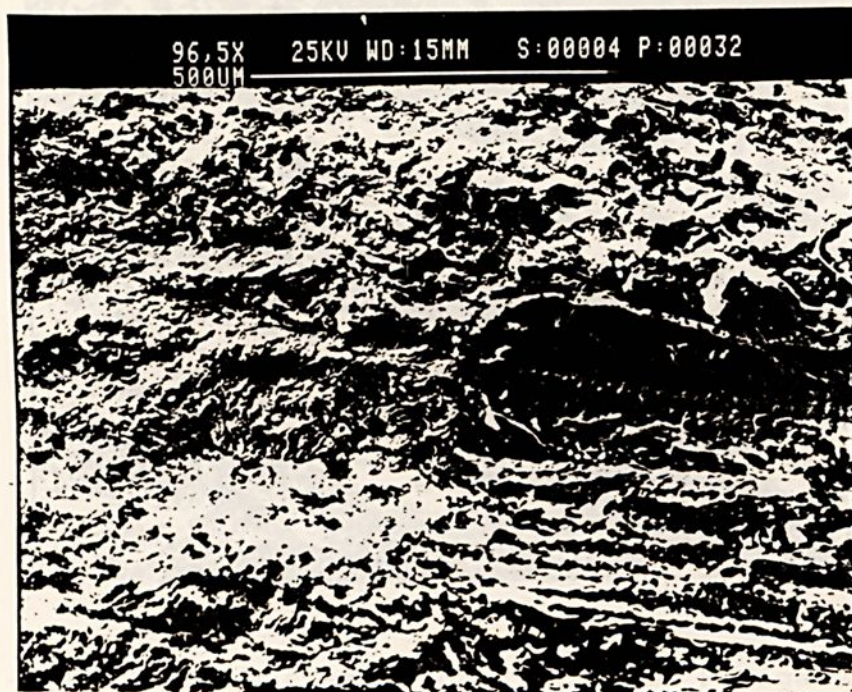


Foto 4.10 - MEV 96,5X: Nucleação da Trinca de Fadiga-1 no Entalhe da Trinca de Solidificação-1 do CP04-Típica.

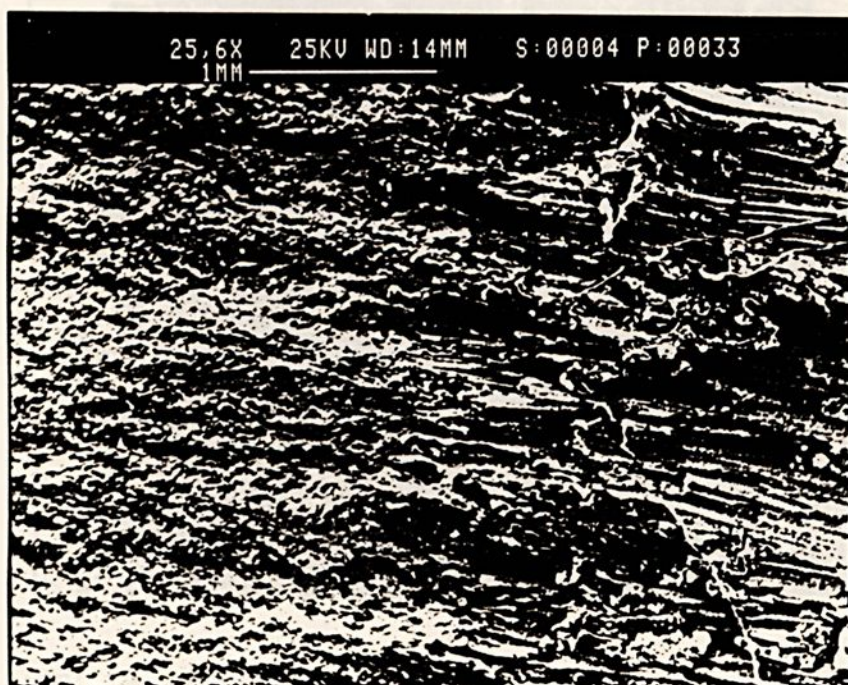


Foto 4.11 - MEV 25,6X: Região de Propagação da Trinca de Fadiga-1 do CP04-Típica.

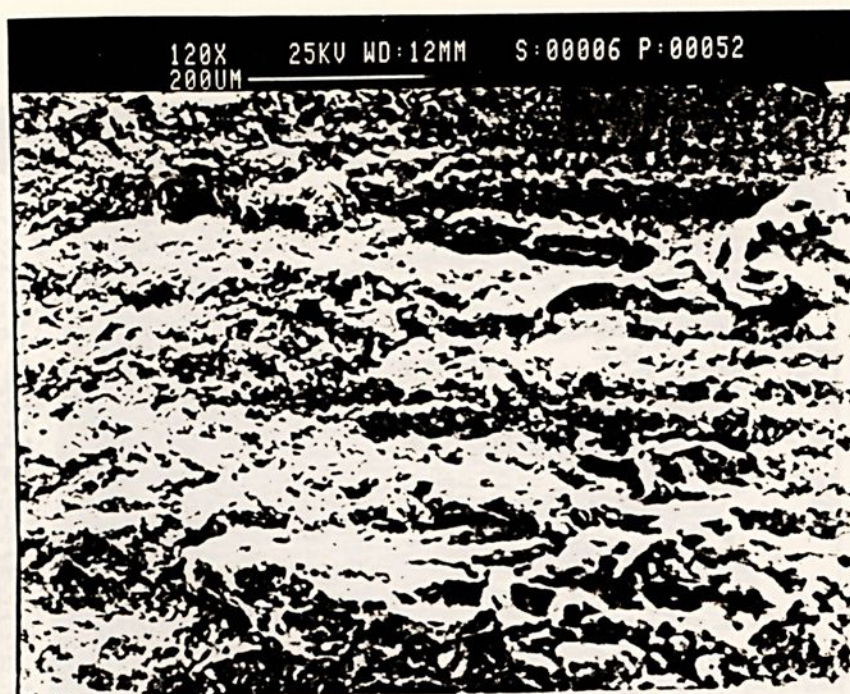


Foto 4.12 - MEV 120X: Nucleação da Trinca de Fadiga-2 no Entalhe da Trinca de Solidificação-2 do CP06-Típica.

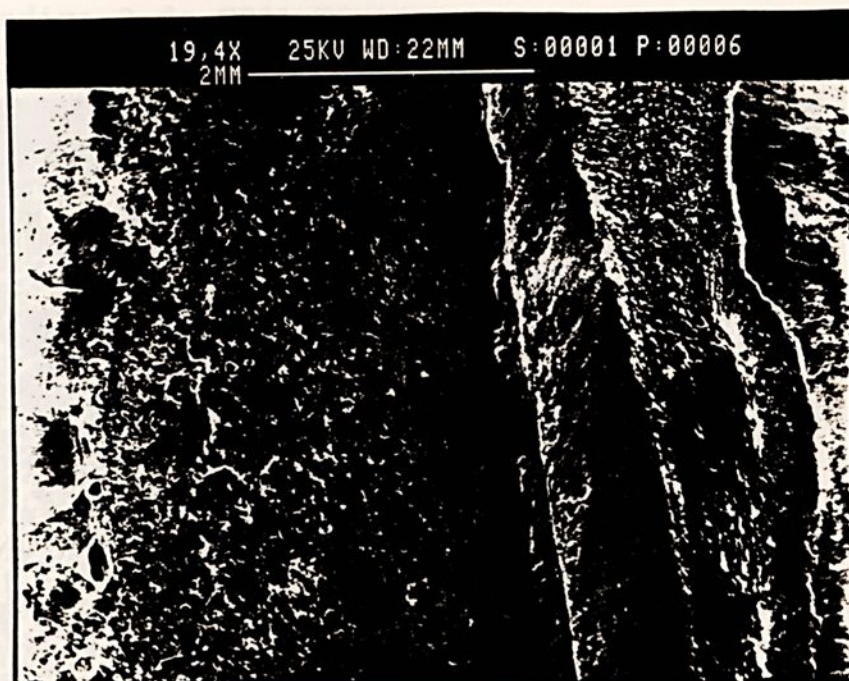


Foto 4.13 - MEV 19,4X: Ruptura da Trinca de Fadiga-C2 e Nucleação da Trinca de Fadiga-C1 no Entalhe da Falta de Penetração do CP01-Típica.



Foto 4.14 - MEV 20,1X: Superfície de Fratura da Trinca de Fadiga-2 do CP01-Típica.

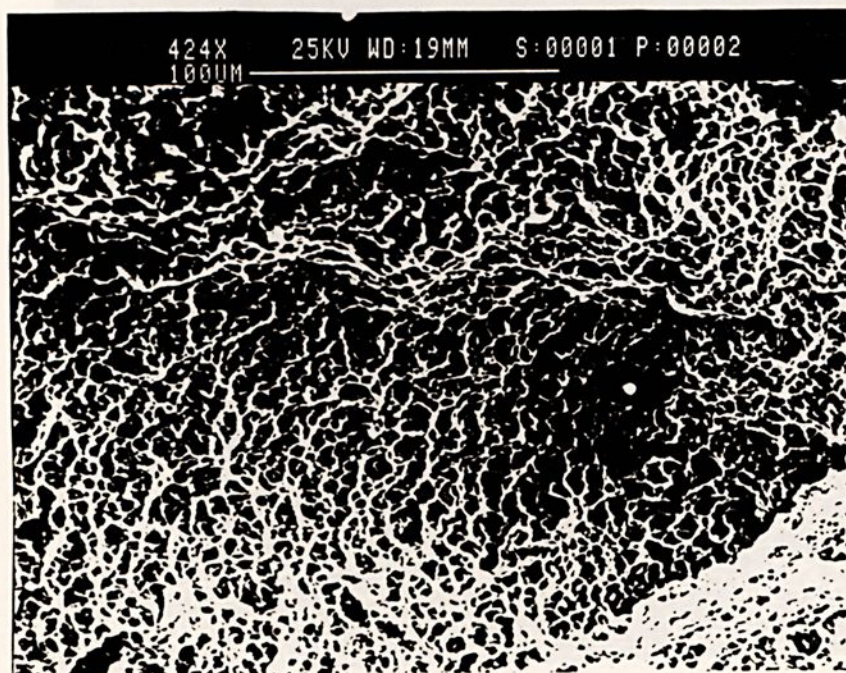


Foto 4.15 - MEV 424X: Fratura Dúctil da Trinca de Fadiga-C1 do CP01-Típica.

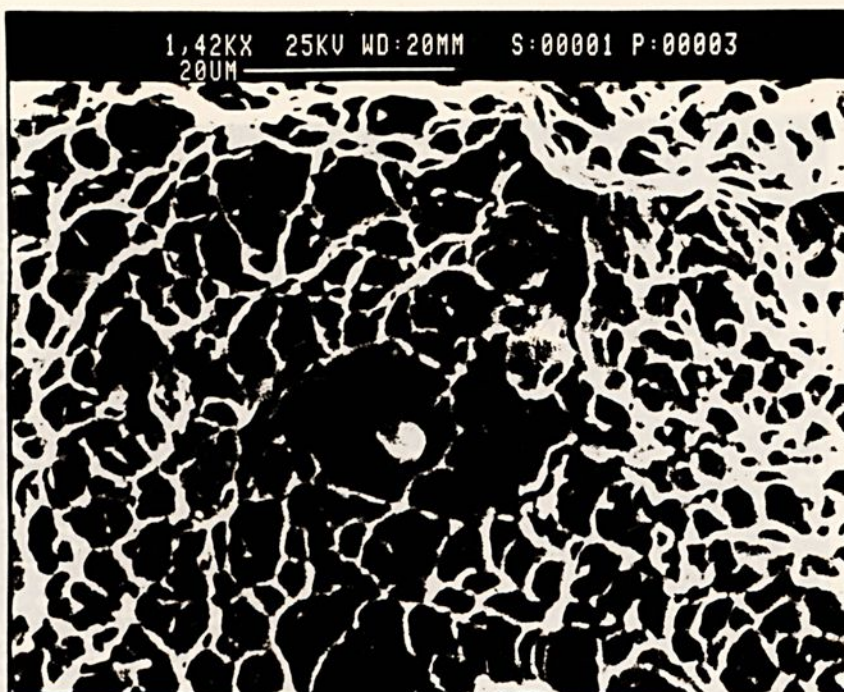


Foto 4.16 - MEV 1420X: Detalhe dos Dimples da Foto Anterior Indicando Inclusão no Metal de Solda-Típica.

Foto 4.18 - MEV 292X: Fratura Óssea da Trinca de Fadiga-CP2 do CP02-Típica.

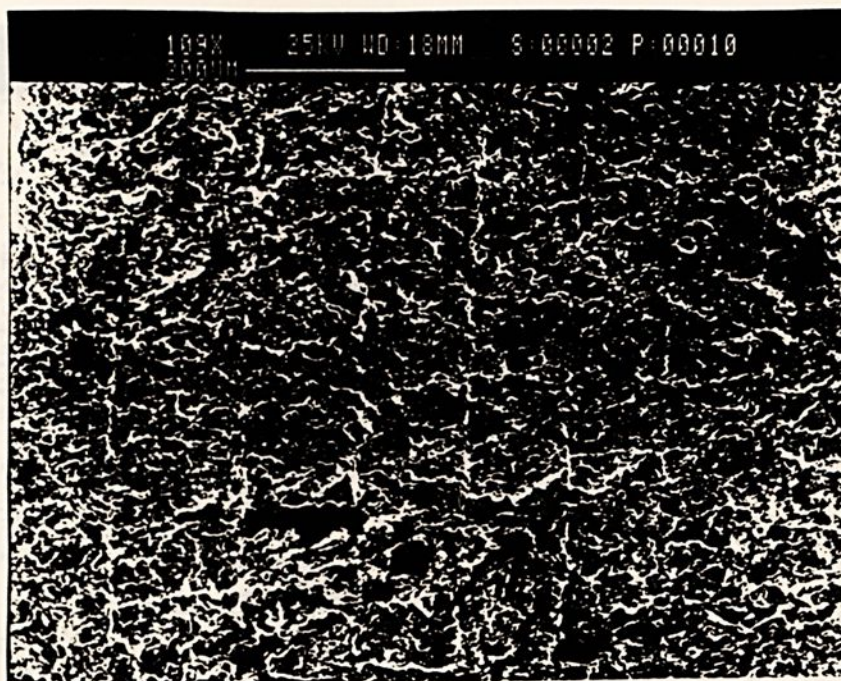


Foto 4.17 - MEV 109X: Região de Propagação da Trinca de Fadiga- 1 "Linhas" de Leitura do Ensaio de Fadiga-CP02-Típica.

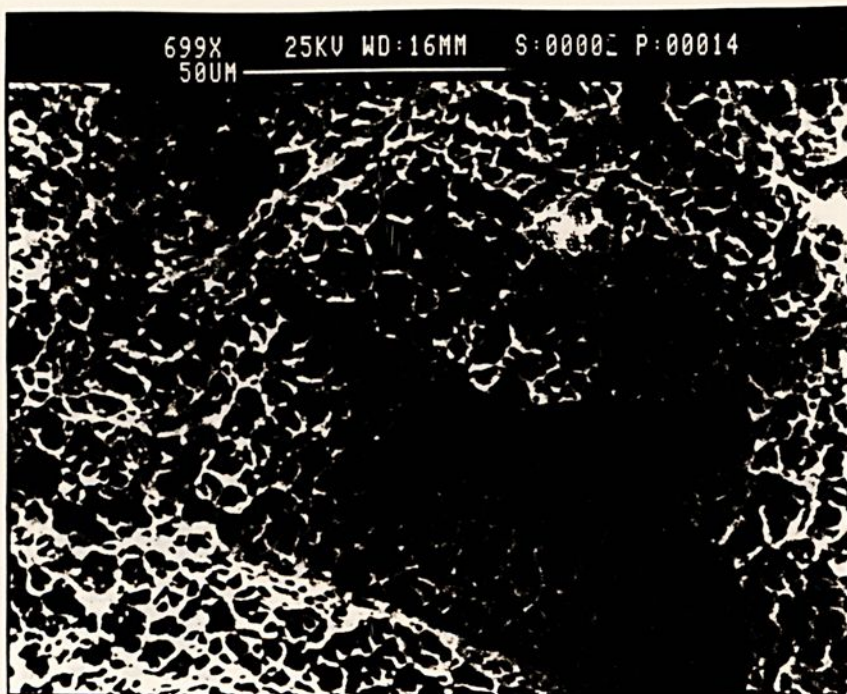


Foto 4.18 - MEV 699X: Fratura Dúctil da Trinca de Fadiga-C1 do CP03-Típica.

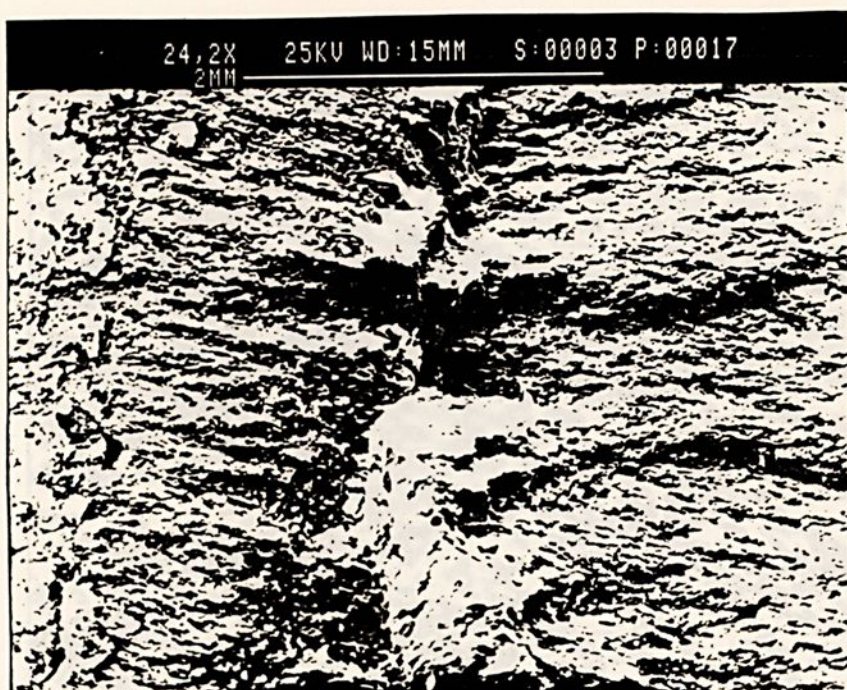


Foto 4.19 - MEV 24,2X: Mudança no Plano de Propagação da Trinca de Fadiga-1 do CP03-Típica.



Foto 4.20 - MEV 627X: Micro-Trincas na Região do Desvio da Foto Anterior-Típica.

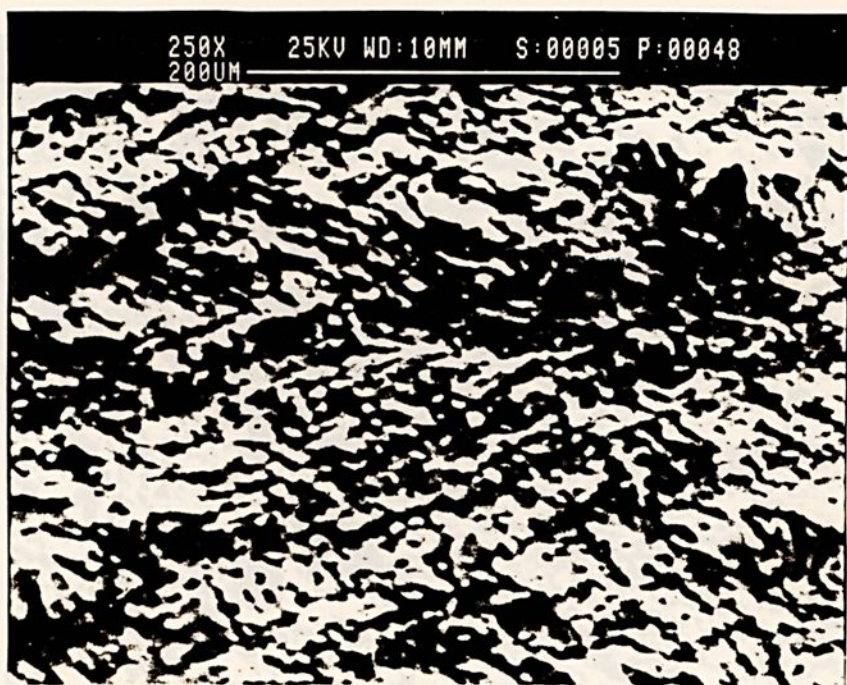


Foto 4.21 - MEV 250X: Superfície de Propagação da Trinca de Fadiga-2 do CP05-Típica.

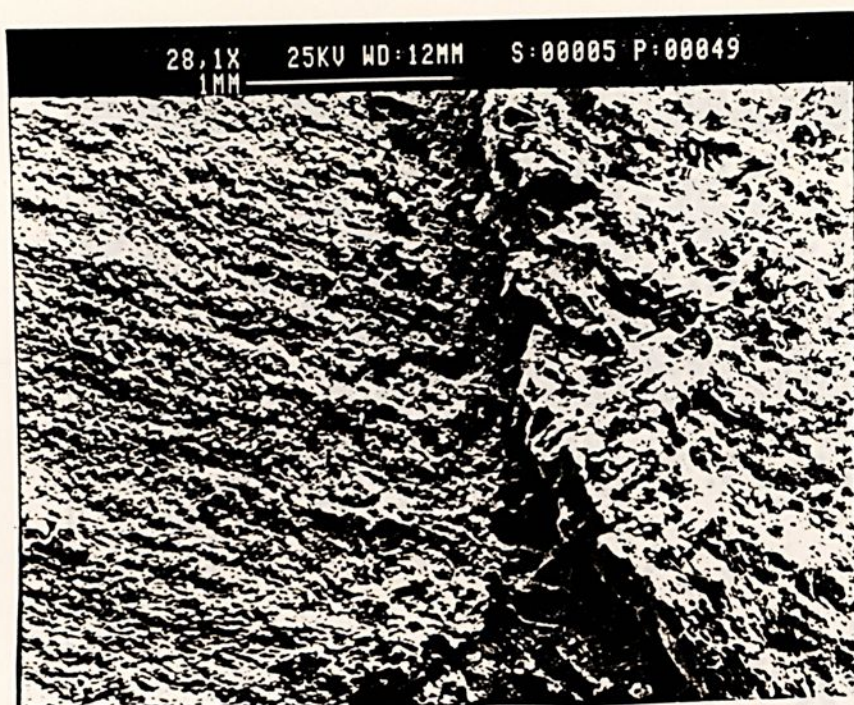


Foto 4.22 - MEV 28,1X: Mudança no Plano de Propagação da Trinca de Fadiga-2 do CP05-Típica.

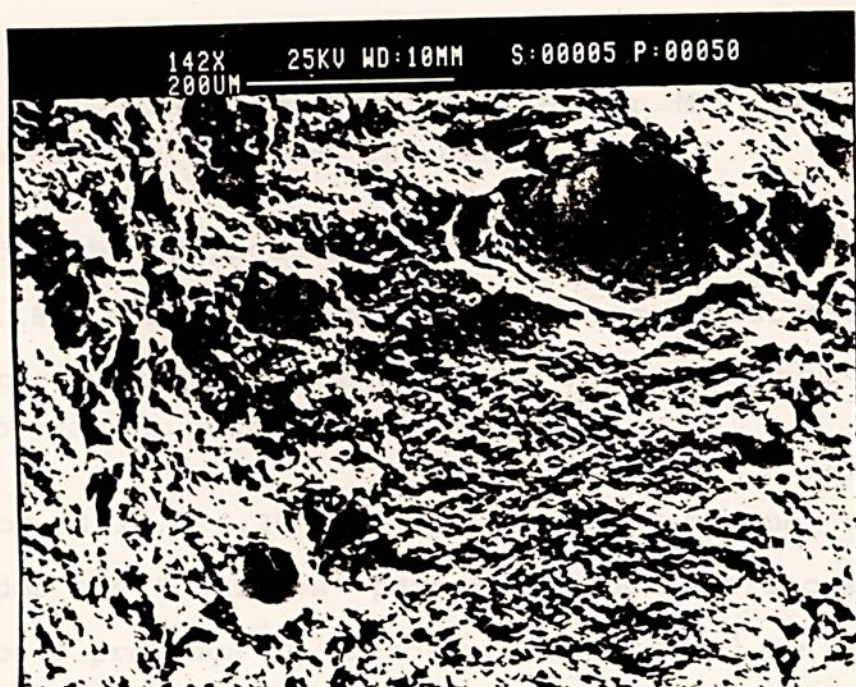


Foto 4.23 - MEV 142X: Região de Ruptura da Trinca de Fadiga-2 do CP05-Típica.

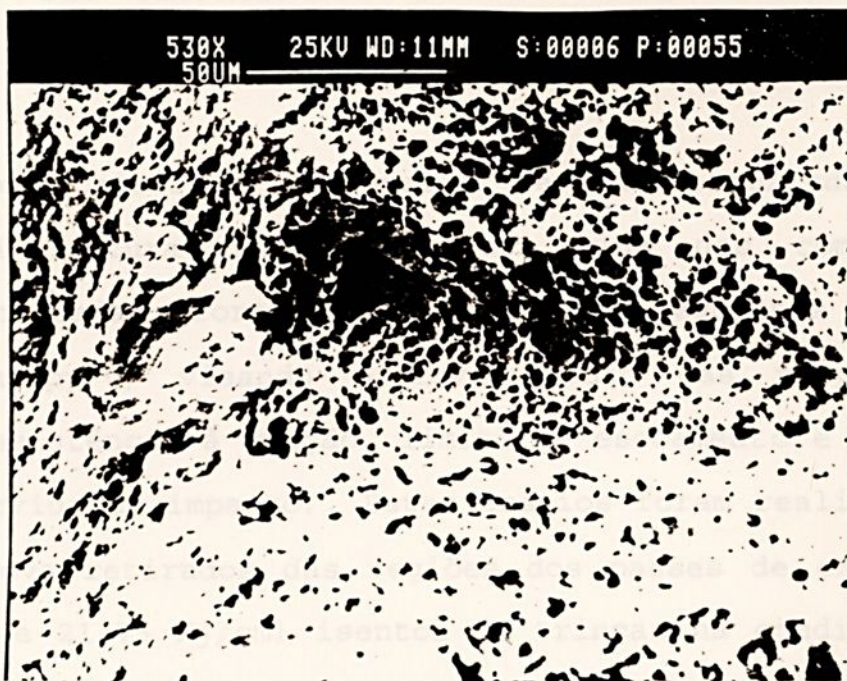


Foto 4.24 - MEV 530X: Fratura Dúctil da Trinca de Fadiga-2 do CP06-Típica.

A seguir são apresentados os principais aspectos analisados nas Fotos de 4.10 a 4.24 da MEV realizadas nas superfícies das fraturas das trincas de fadiga:

- As regiões de propagação instável das trincas (Fotos 4.15, 4.16, 4.18, 4.23 e 4.24) apresentaram características de ruptura por esforços crescentes, ou seja, presença de dimples indicando fratura dúctil.
- As Fotos 4.19, 4.20 e 4.22 demonstram que os desvios verificados nos "caminhos" percorridos pelas trincas podem ser atribuídos à presença de micro-trincas no metal de solda.
- A presença de micro-trincas na Foto 4.20 justifica a instabilidade na propagação da Trinca-1 do CP03.



#### 4.5 ANÁLISE DAS PROPRIEDADES DE TENACIDADE À FRATURA

Com objetivo de avaliar-se as propriedades de tenacidade à fratura dos metais de solda das combinações fluxo/arame testadas, foram desenvolvidos os seguintes ensaios: Tração e Charpy-V, visando o levantamento das propriedades mecânicas (resistência à tração, limite de escoamento e curva de energia absorvida de impacto). Estes ensaios foram realizados em corpos de prova retirados das regiões dos passes de enchimento (16,94 Kj/cm e 21,75 Kj/cm) isentos de trincas na condição como soldado, ou seja, sem alívio de tensões.

Nas figuras 4.31 e 4.32 são apresentados os valores de Resistência à Tração e Limite de Escoamento das combinações fluxo/arame na temperatura ambiente ( $20^{\circ}\text{C}$ ). Estas propriedades estão compatíveis com as especificações do metal A516-70N e os dados do Limite de Escoamento serão utilizados para o levantamento do  $K_{IC}$  equivalente da expressão [4.12]. As curvas de energia absorvida de Impacto, percentual de fratura dúctil e expansão lateral estão indicadas nas Figuras de 4.33 a 4.50. Além dos passes de enchimento, os testes de impacto também foram realizados na raiz das juntas soldadas.

A temperatura do upper shelf, determinada com fratura 100% dúctil, situa-se na faixa de  $+20^{\circ}\text{C}$  para as 6 (seis) combinações testadas, conseqüentemente, a energia absorvida de impacto nesta temperatura foi utilizada para o cálculo do  $K_{IC}$  equivalente.



Da expressão [2.44], temos:

$$K_{IC} = \sigma_{ys} \sqrt{\frac{5}{\sigma_{ys}} [\text{CVN}] - \frac{\sigma_{ys}}{20}} \quad [4.12]$$

onde:

$K_{IC}$  = Fator Intensidade de Tensão Crítico [ $\text{Ksi}\sqrt{\text{in}}$ ]

$\sigma_{ys}$  = Limite de Escoamento na Temperatura do "upper shelf" ou Temperatura Ambiente [ $\text{Ksi}$ ]

CVN = Energia Absorvida de Impacto no "upper shelf" [ $\text{ft-lbs}$ ]

As propriedades mecânicas necessárias para os cálculos com a expressão [4.12] estão indicadas nos gráficos das Figuras de 4.32 a 4.50 e os resultados foram resumidos na Tabela 4.5.

Os valores de  $K_{IC}$  calculados estão compatíveis com os dados publicados anteriormente [48, 51-54], demonstrando a validade da expressão [4.12], ou seja, na faixa de  $163,44 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  até  $257,50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

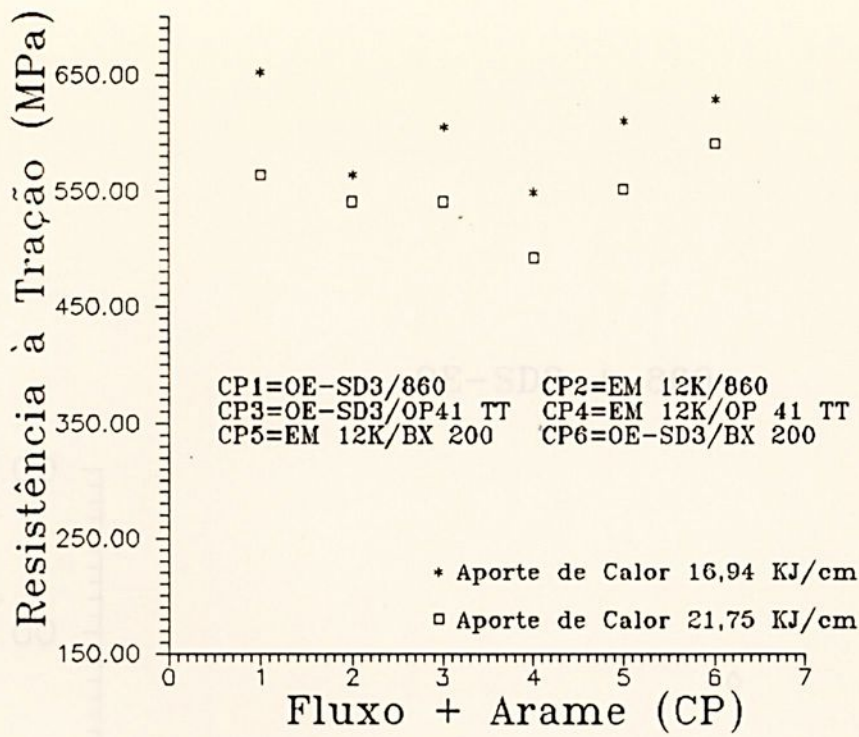


Figura 4.31 - Resistência à Tração das Combinações Fluxo/Arame em Função do Aporte de Calor

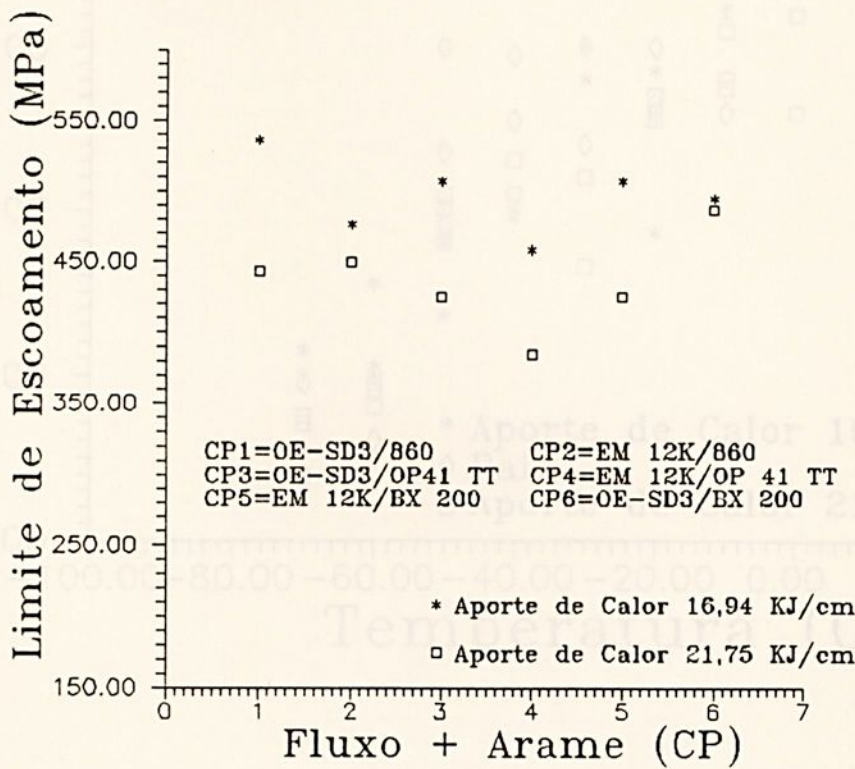


Figura 4.32 - Limite do Escoamento das Combinações Fluxo/Arame em Função do Aporte de Calor

OE-SD3 + 860

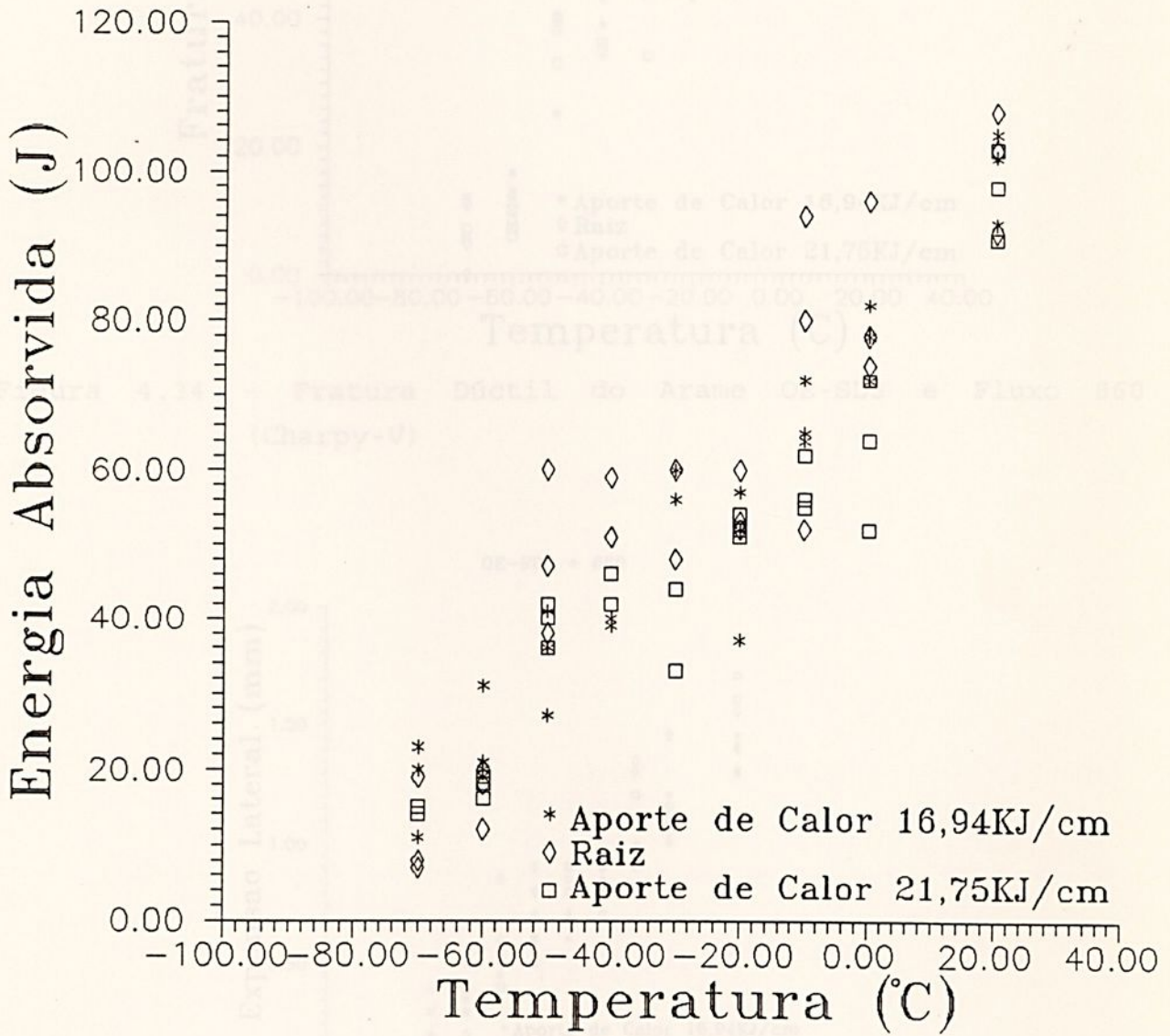


Figura 4.33 - Curva de Energia do Arame OE-SD3 com Fluxo 860 (Charpy-V)

Figura 4.35 - Curva de Expansão Lateral do Arame OE-SD3 com Fluxo 860 (Charpy-V)



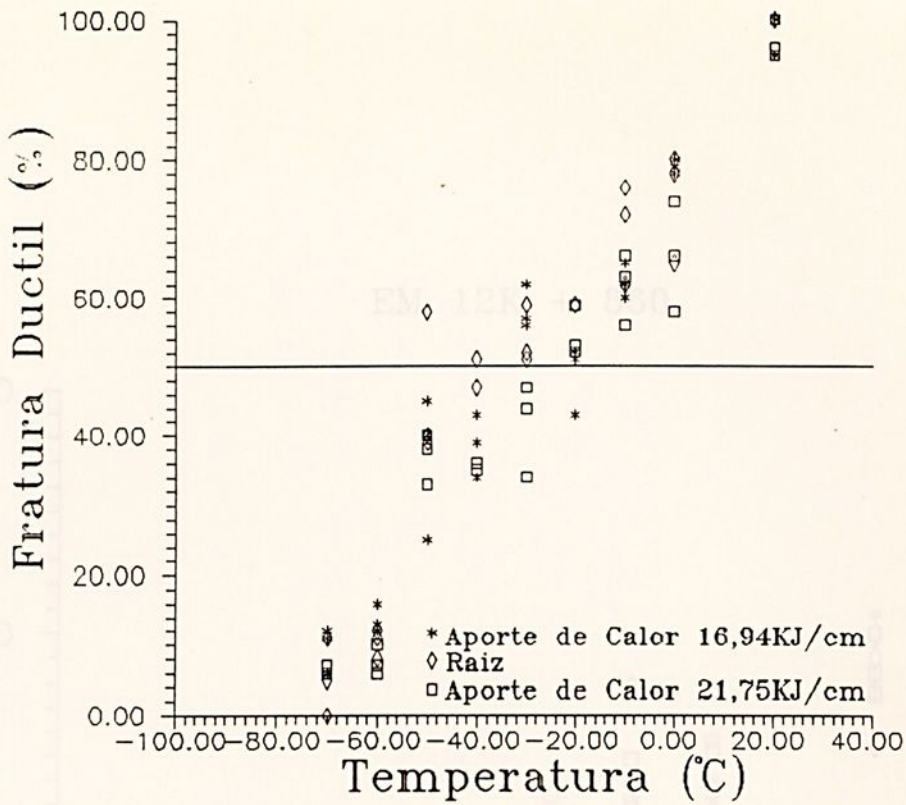


Figura 4.34 - Fratura Dúctil do Arame OE-SD3 e Fluxo 860 (Charpy-V)

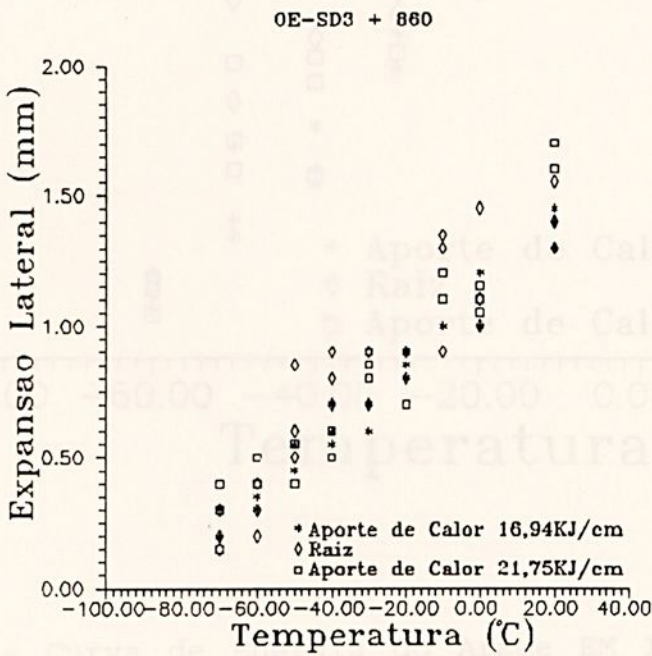


Figura 4.35 - Curva de Expansão Lateral do Arame OE-SD3 com Fluxo 860 (Charpy-V)



EM 12K + 860

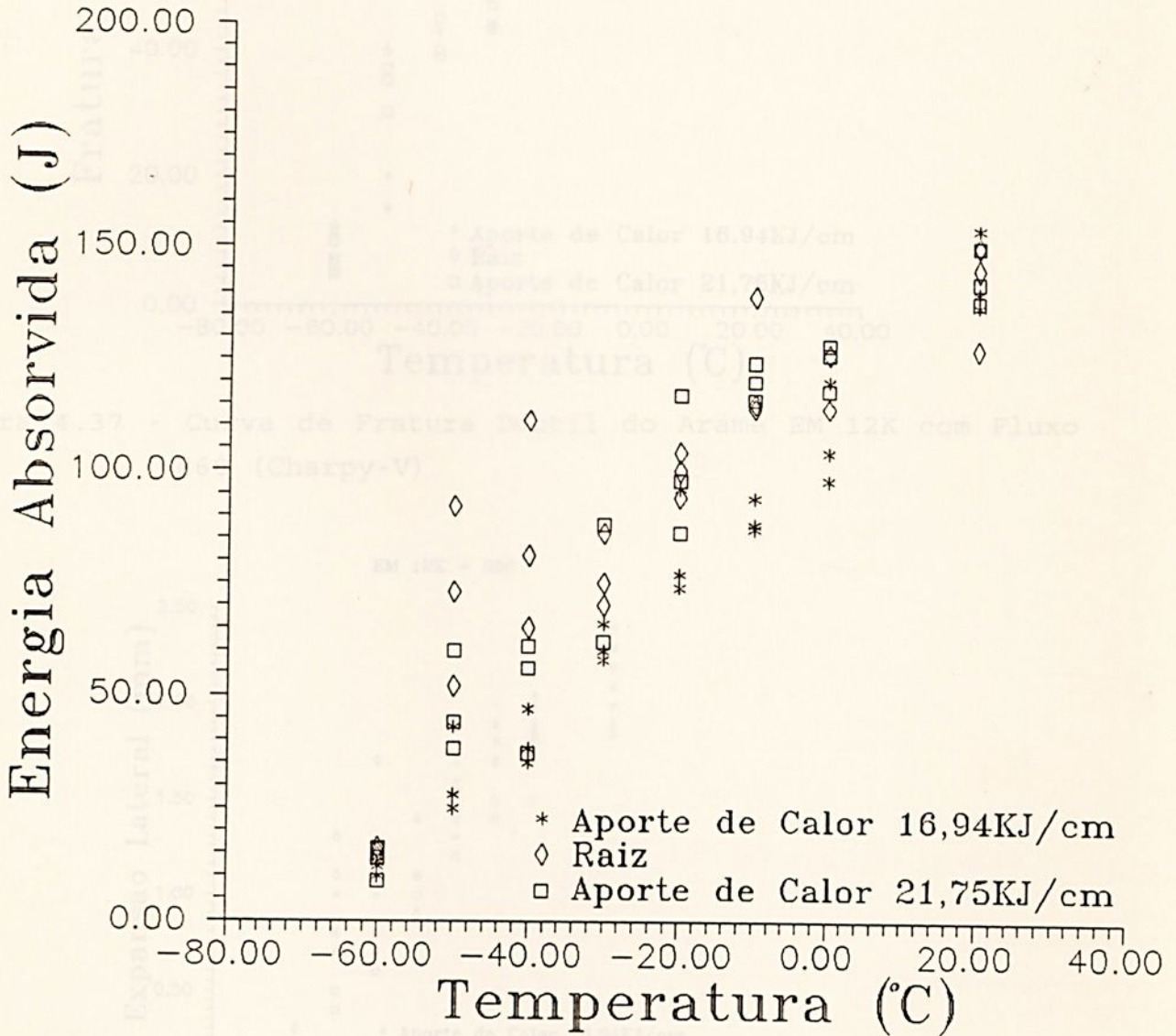


Figura 4.36 - Curva de Energia do Arame EM 12K com Fluxo 860 (Charpy-V)

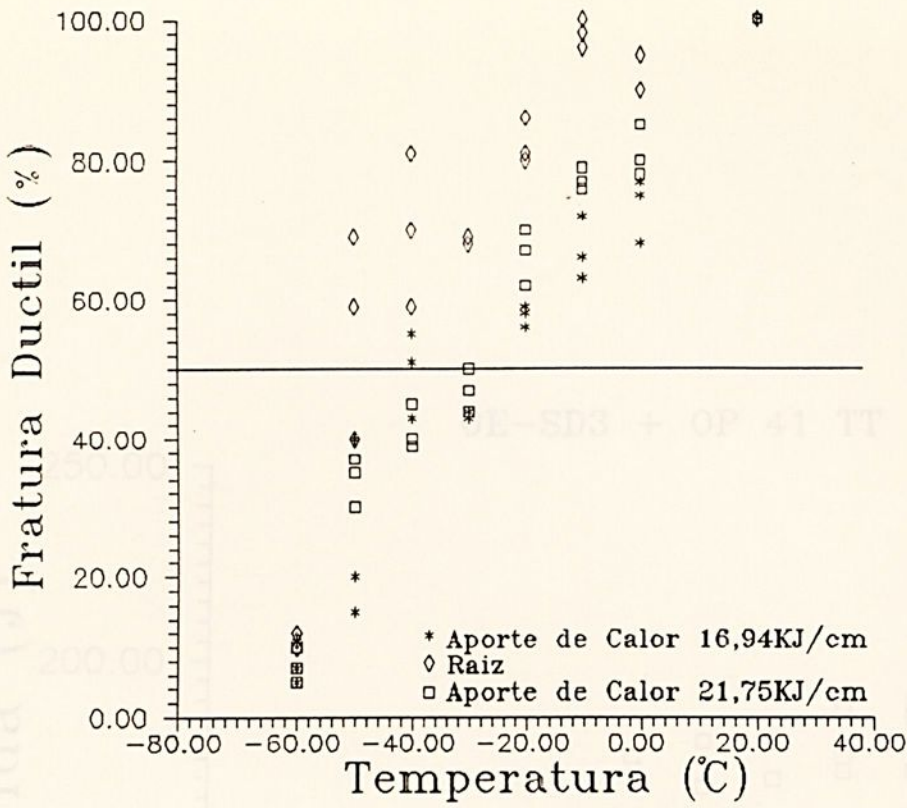


Figura 4.37 - Curva de Fratura Dúctil do Arame EM 12K com Fluxo 860 (Charpy-V)

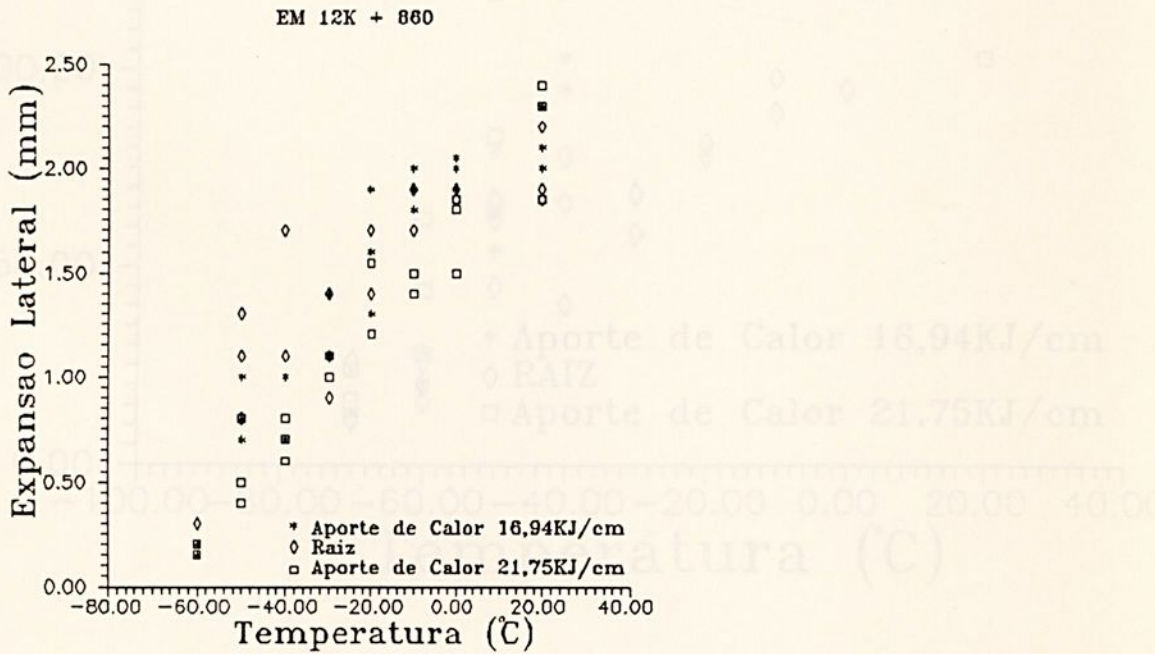


Figura 4.38 - Expansão Lateral do Arame EM 12K com Fluxo 860 (Charpy-V)

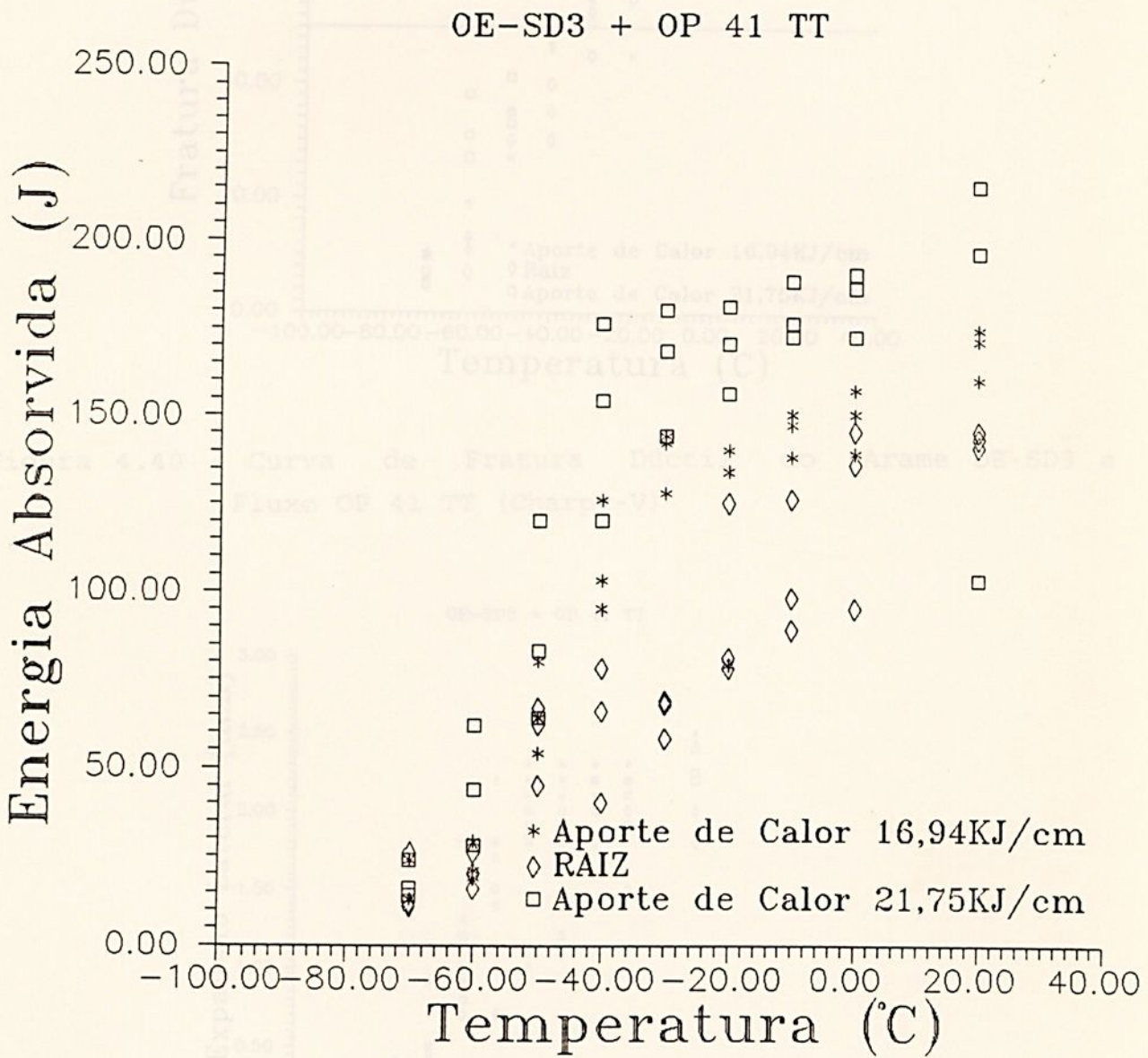


Figura 4.39 - Curva de Energia do Arame OE-SD3 com Fluxo OP 41 TT (Charpy-V)

Figura 4.41 - Curva de Expansão Lateral do Arame OE-SD3 com Fluxo OP 41 TT (Charpy-V)



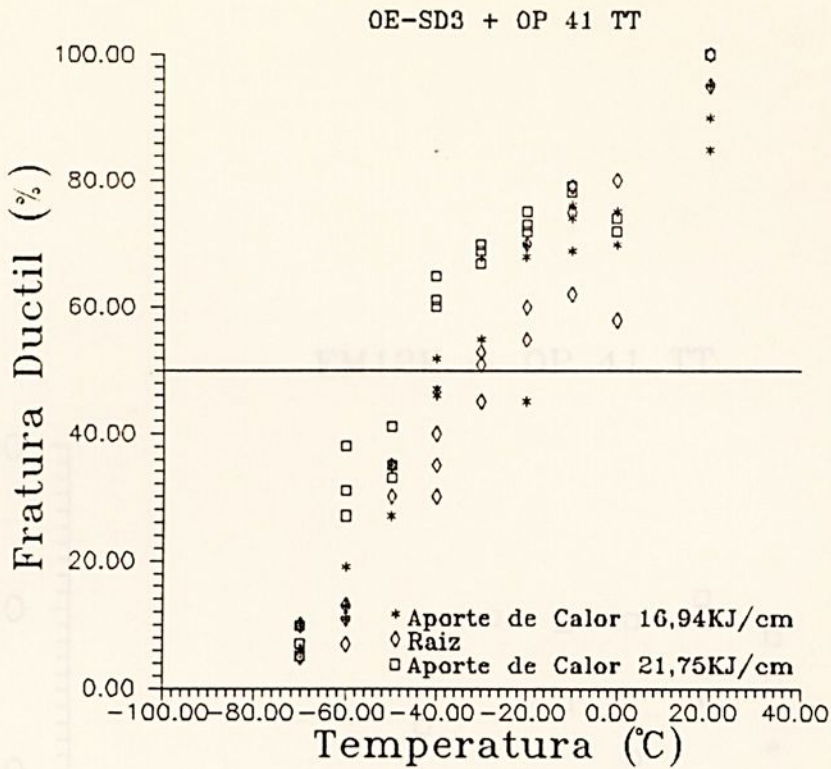


Figura 4.40 - Curva de Fratura Dúctil do Arame OE-SD3 e Fluxo OP 41 TT (Charpy-V)

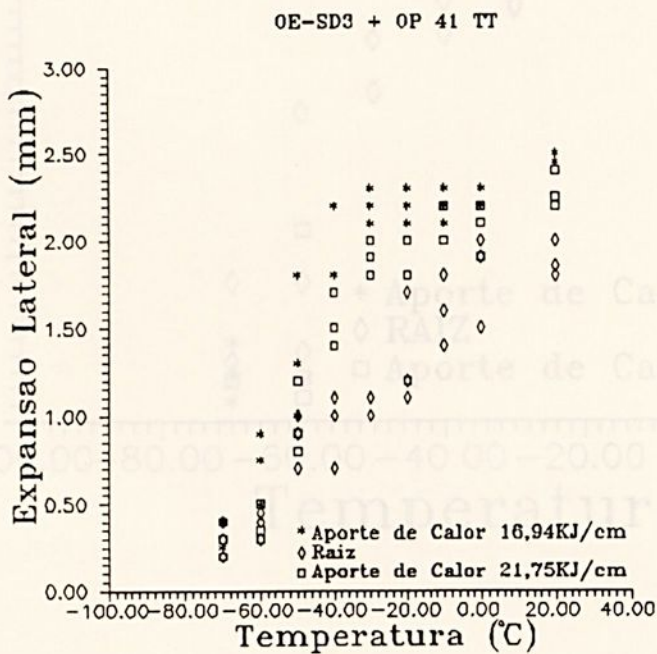


Figura 4.41 - Curva de Expansão Lateral do Arame OE-SD3 com Fluxo OP 41 TT (Charpy-V)



EM12K + OP 41 TT

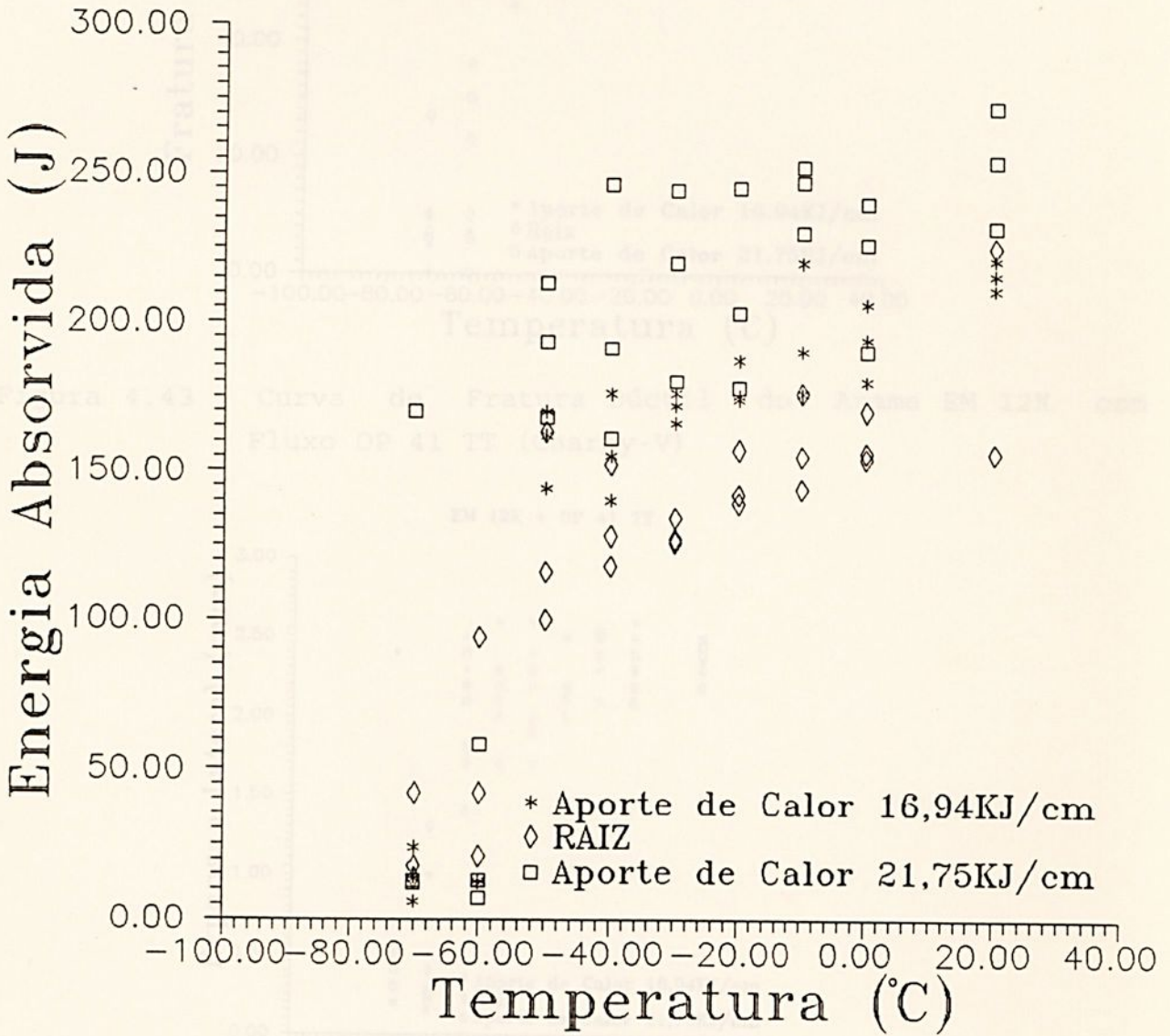


Figura 4.42 - Curva de Energia do Arame EM 12K com Fluxo OP 41 TT (Charpy-V)



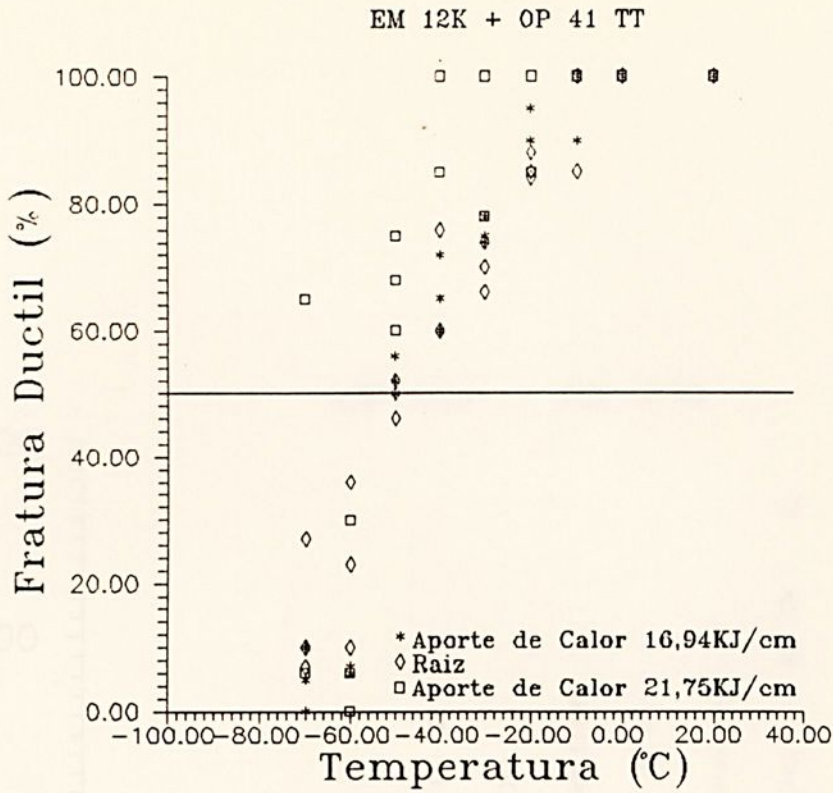


Figura 4.43 - Curva de Fratura Dúctil do Arame EM 12K com Fluxo OP 41 TT (Charpy-V)

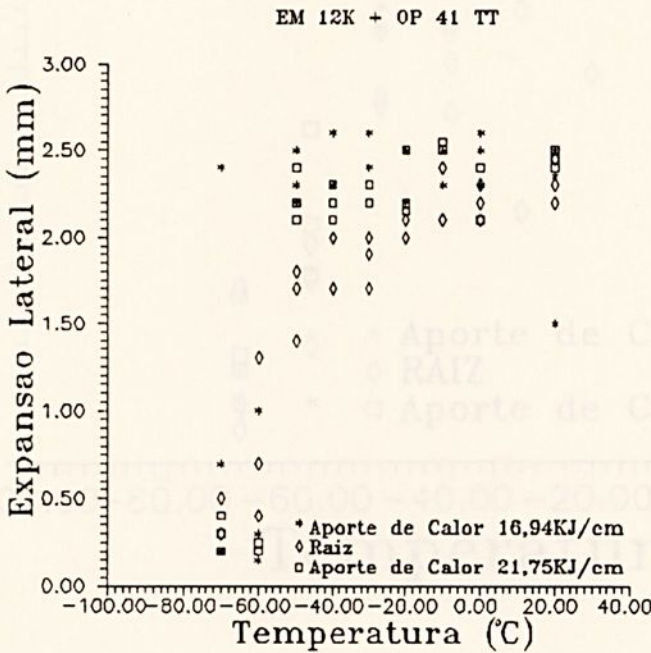


Figura 4.44 - Curva de Expansão Lateral do Arame EM 12K com Fluxo OP 41 TT (Charpy-V)



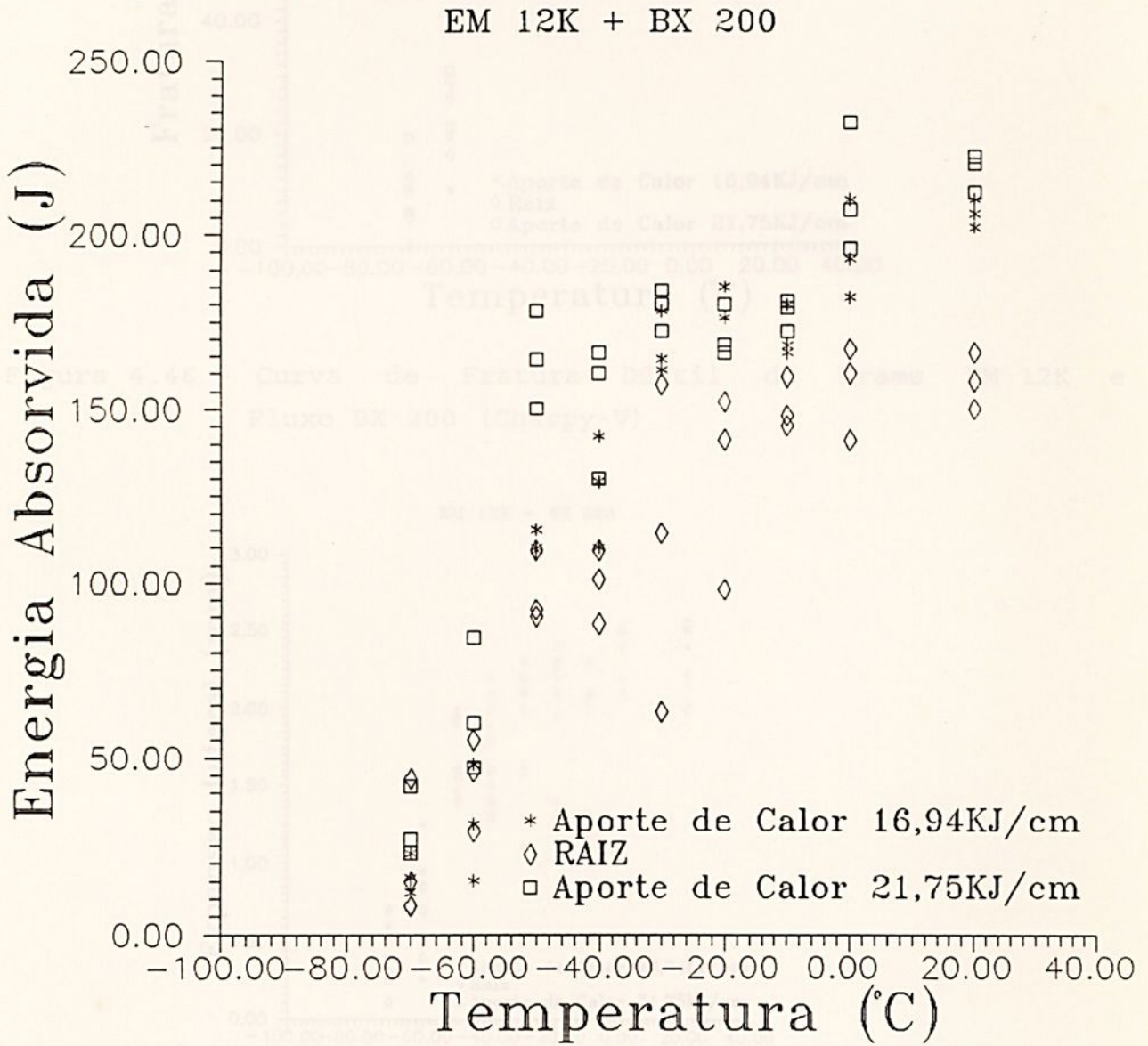


Figura 4.45 - Curva de Energia do Arame EM 12K com Fluxo BX 200 (Charpy-V)



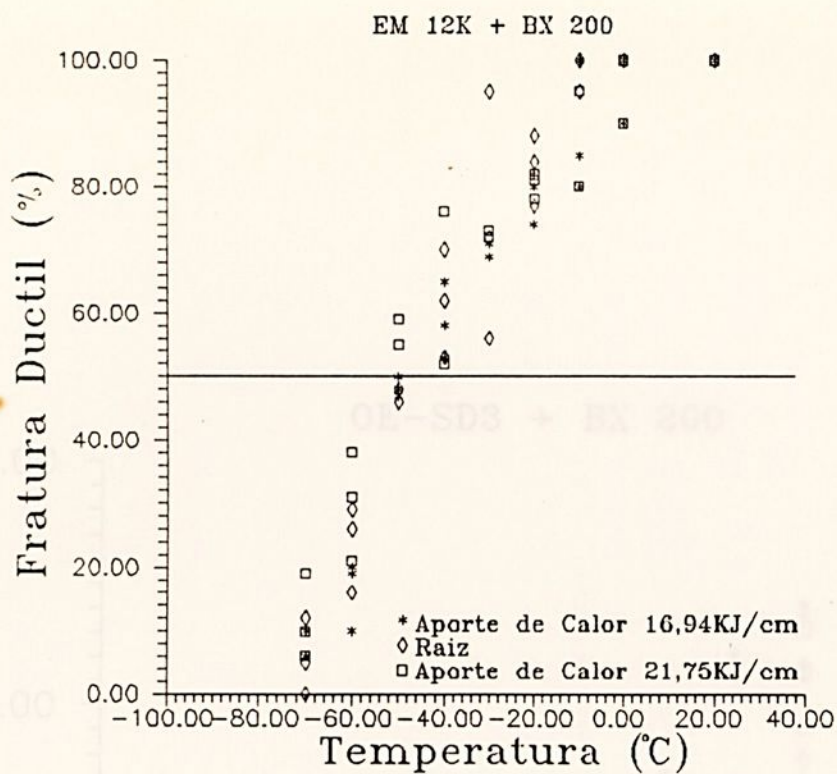


Figura 4.46 - Curva de Fratura Dúctil do Arame EM 12K e Fluxo BX 200 (Charpy-V)

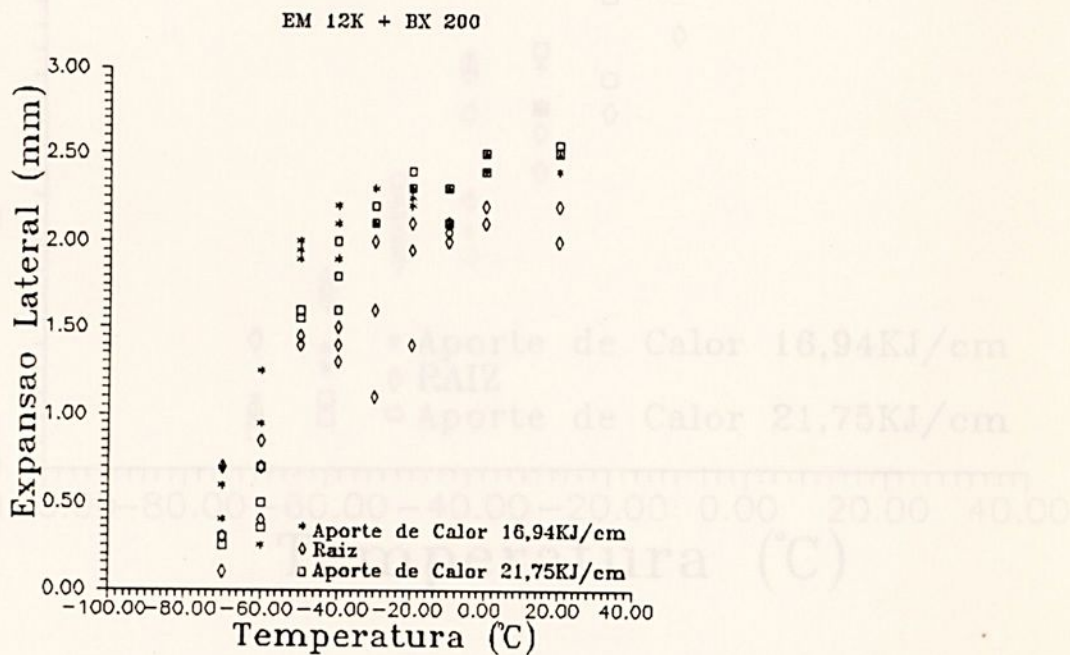


Figura 4.47 - Curva de Expansão Lateral do Arame EM 12K com Fluxo BX 200 (Charpy-V)



OE-SD3 + BX 200

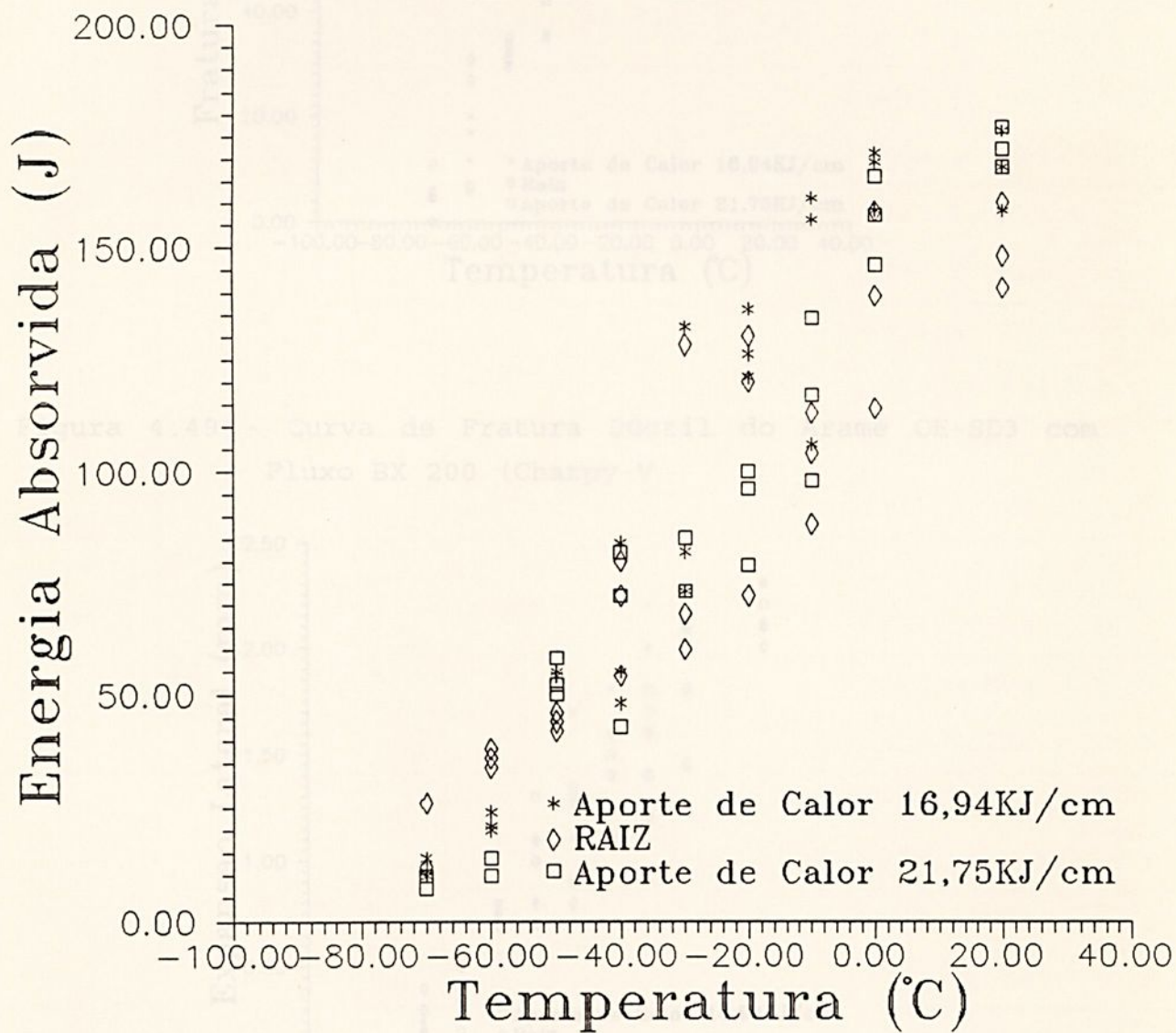


Figura 4.48 - Curva de Energia do Arame OE-SD3 com Fluxo BX 200 (Charpy-V)



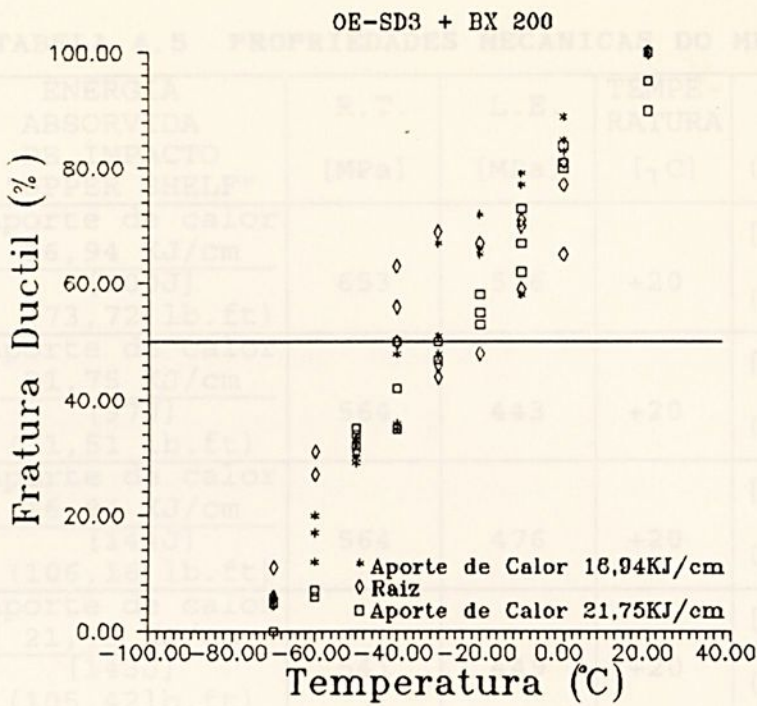


Figura 4.49 - Curva de Fratura Dúctil do Arame OE-SD3 com Fluxo BX 200 (Charpy-V)

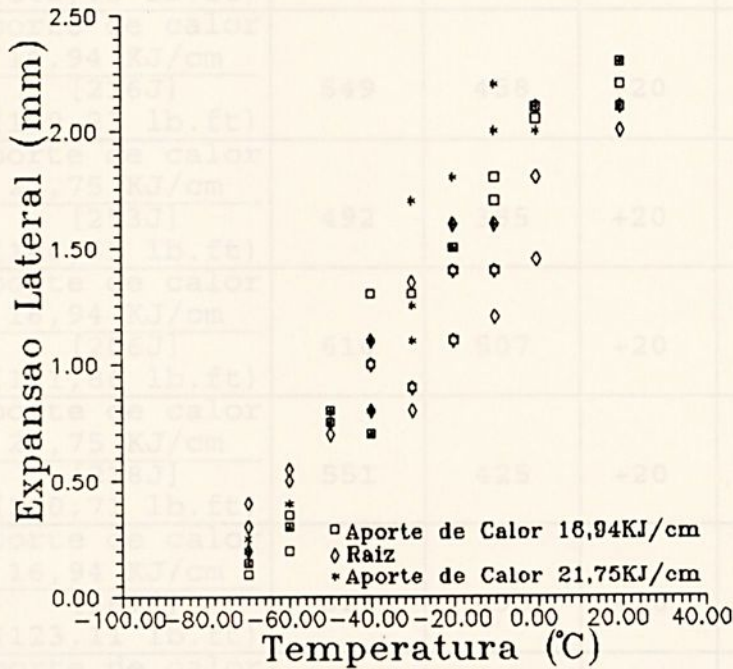


Figura 4.50 - Curva de Expansão Lateral do Arame OE-SD3 com Fluxo BX 200 (Charpy-V)



**TABELA 4.5 PROPRIEDADES MECÂNICAS DO METAL DE SOLDA**

CP ARAME + FLUXO	ENERGIA ABSORVIDA DE IMPACTO "UPPER SHELF"	R.T. [MPa]	L.E. [MPa]	TEMPE- RATURA [°C]	$K_{Ic}$ EQUIVALENTE (Conforme eq.4.12)
01 OE-SD3 +	Aporte de calor 16,94 KJ/cm [100J] (73,72 lb.ft)	653	536	+20	[181,82 MPa. $\sqrt{m}$ ] (164,77 Ksi $\sqrt{in}$ )
	860				Aporte de calor 21,75 KJ/cm [97J] (71,51 lb.ft)
02 EM 12K +	Aporte de calor 16,94 KJ/cm [144J] (106,16 lb.ft)	564	476	+20	[207,85 MPa. $\sqrt{m}$ ] (188,36 Ksi $\sqrt{in}$ )
	860				Aporte de calor 21,75 KJ/cm [143J] (105,42lb.ft)
03 OE-SD3 +	Aporte de calor 16,94 KJ/cm [168J] (123,85 lb.ft)	605	507	+20	[231,89 MPa. $\sqrt{m}$ ] (210,15 Ksi $\sqrt{in}$ )
	OP 41 TT				Aporte de calor 21,75 KJ/cm [201J] (148,18 lb.ft)
04 EM 12K +	Aporte de calor 16,94 KJ/cm [216J] (159,23 lb.ft)	549	458	+20	[251,03 MPa. $\sqrt{m}$ ] (227,50 Ksi $\sqrt{in}$ )
	OP 41 TT				Aporte de calor 21,75 KJ/cm [253J] (186,51 lb.ft)
05 EM 12K +	Aporte de calor 16,94 KJ/cm [206J] (151,86 lb.ft)	610	507	+20	[257,50 MPa. $\sqrt{m}$ ] (233,36 Ksi $\sqrt{in}$ )
	BX 200				Aporte de calor 21,75 KJ/cm [218J] (160,71 lb.ft)
06 OE-SD3 +	Aporte de calor 16,94 KJ/cm [167J] (123,11 lb.ft)	629	495	+20	[228,56 MPa. $\sqrt{m}$ ] (207,13 Ksi $\sqrt{in}$ )
	BX 200				Aporte de calor 21,75 KJ/cm [172J] (126,80-lb.ft)



## 5. CONCLUSÕES

- 5.1 A presença de filmes delgados de microsegregações nos espaçamentos interdendríticos impede o caldeamento dos grãos colunares durante o processo de solidificação.
- 5.2 Na faixa de composição química do aço A 516-70N testada, verifica-se que as 6 (seis) combinações de fluxo/arame , geometria de chanfro duplo V e duplo U, as faixas de parâmetros de soldagem utilizadas e fator de forma do cordão ( $1 \geq \varphi$  e  $\varphi \geq 1$ ) não apresentaram resultados satisfatórios para se evitar trincas de solidificação.
- 5.3 A metodologia de cálculo do UCS apresentada permite selecionar-se as melhores corridas de consumíveis e metal base que minimizem os riscos de trincas de solidificação.
- 5.4 O programa UCS-FAT permite o cálculo do UCS em função das composições químicas do arame sólido e metal base para as combinações fluxo/arame testadas. Novos consumíveis e metal base podem ser analisados mediante cálculos dos Fatores F1, F2, F3 e F4.

5.5 O arame OE-SD3 , no cdp com trincas de solidificação, apresentou maior vida em fadiga do que o arame EM 12K quando combinado com os fluxos 860 e OP 41 TT , sendo que a melhor performance foi obtida com o fluxo OP 41 TT.

Esta tendência pode ser atribuída ao número de trincas nucleadas e que se propagaram durante os ciclos de fadiga, ou seja, no CP03 a trinca C1 apresentou propagação na direção da trinca 1 ( C2 é um entalhe da falta de penetração e não havia trincas no lado 2 do cdp ) e no CP04 as trincas 1 e 2 apresentaram propagação por fadiga.

5.6 O arame EM 12K apresentou maior vida em fadiga do que o arame OE-SD3 quando combinado com o fluxo BX 200. Esta tendência pode ser atribuída ao maior número de trincas nucleadas no CP06 em relação ao CP05.

5.7 A combinação do arame OE-SD3 com o fluxo BX 200 apresentou os piores resultados em termos de nucleação de trincas de solidificação e propagação por fadiga em função da incidência de trincas nucleadas no CP06.

5.8 Os Ensaios de Fadiga em corpos de prova com trincas de solidificação apresentaram as seguintes faixas para as constantes C e n do modelo de Paris e Erdogan: OE-SD3/860



$C = 3,2165 \times 10^{-21}$  até  $1,1547 \times 10^{-12}$  e  $n = 4,02257$  até  $13,3753$ ; EM 12K/860  $C = 5,3254 \times 10^{-30}$  até  $8,5728 \times 10^{-12}$  e  $n = 2,9635$  até  $24,0926$ ; OE - SD3/OP 41TT  $C = 3,0211 \times 10^{-28}$  e  $n = 19,4855$ ; EM 12K/OP 41TT  $C = 1,6867 \times 10^{-11}$  e  $n = 2,6000$ ; EM 12K/BX 200  $C = 2,9755 \times 10^{-20}$  até  $2,9555 \times 10^{-12}$  e  $n = 3,2000$  até  $9,7555$ , OE - SD3/BX 200  $C = 4,2650 \times 10^{-17}$  e  $n = 9,4855$  até  $19,8750$ .

5.9 As combinações fluxo/arame ensaiadas por fadiga, com Trincas Centrais preparadas e dimensionadas conforme norma ASTM E 647, apresentamos seguintes valores para as constantes C e n do modelo de Paris e Erdogan:

a) OE-SD3/860:  $C=1,255 \times 10^{-11}$  e  $n=2,9353$  /  $C=1,5466 \times 10^{-11}$  e  $n = 2,4755$  para Aportes de Calor de  $16,94$  KJ/cm e  $21,75$  KJ/cm respectivamente.

b) EM 12K/860:  $C=3,1000 \times 10^{-13}$  e  $n=4,0500$  /  $C=8,2200 \times 10^{-14}$  e  $n = 4,7500$  para Aportes de Calor de  $16,94$  KJ/cm e  $21,75$  KJ/cm respectivamente.

5.10 A propagação instável das trincas de fadiga ( Ruptura final - Fase III ), ocorreu por esforços crescentes em função da análise na MEV indicar a presença de dimples.



## 5. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

5.11 Em termos de Resistência à Tração e Limite de Escoamento, todas as combinações fluxo/arame testadas apresentaram valores mais elevados na faixa de aporte de calor de 16,94 KJ/cm quando comparados com aporte de calor de 21,75 KJ/cm. Para as duas faixas de aporte de calor testadas, as combinações OE-SD3/BX 200 e EM 12K/OP 41 TT apresentaram níveis de RT e LE superiores e inferiores respectivamente.

## 5.1 ANALISAR OS COMPORTAMENTOS DAS TRINÇAS DE FADIGA EM FUNÇÃO

5.12 As curvas de Energia Absorvida permitem selecionar-se os melhores parâmetros de soldagem para cada combinação fluxo/arame na faixa de temperatura desejada. Em termos de fluxo verifica-se que os melhores valores de impacto foram obtidos nas seguintes condições: Raiz para 860, Aporte de calor de 21,75 KJ/cm para OP 41 TT e BX 200 com arame EM 12K e Aporte do Calor de 16,94 KJ/cm para BX200 combinado com arame OE-SD3.

5.13 Em termos de  $K_{Ic}$  equivalente, calculados no upper shelf da curva de energia, temperatura ambiente, a combinação EM 12K/BX 200 apresentou os melhores resultados com aporte de calor de 16,94 KJ/cm ( $257,50 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$ ) e 21,75 KJ/cm ( $243,03 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$ ). Os piores resultados foram obtidos com OE-SD3/860 ( $181,82 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$  e  $163,44 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$ ) respectivamente.



[7] GARLAND, J. G. - "Solidification Cracking During the Carbon - Manganese Steels - The Relative Importance of Parent Plate Strength and Composition", Research Members Report 25/1978/M, the

## 6. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

- 6.1 ESTUDAR OS EFEITOS DA PRESENÇA DE VÁRIAS TRINCAS NO MESMO CORPO DE PROVA NA EXPRESSÃO DE  $\Delta K$ .
- [8] BS 3135: 1984 - British Standard Specification for Process
- 6.2 ESTUDAR OS EFEITOS DO APORTE DE CALOR NOS NÍVEIS DE MICROSEGREGAÇÕES.
- 6.3 ANALISAR OS COMPORTAMENTOS DAS TRINCAS DE FADIGA EM FUNÇÃO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS METAIS DE SOLDA.
- [9] Conference on Weld Cracks: Physical Metallurgy and Failure Phenomena
- 6.4 DESENVOLVER MODELOS MATEMÁTICOS ASSOCIANDO OS EFEITOS DO APORTE DE CALOR E COMPOSIÇÃO QUÍMICA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO METAL DE SOLDA.
- [10] LINHART, G. - Welding Metallurgy: Carbon and Alloy Steels, 3rd Edition, Volume 2, Technology, A.W.S., 1967
- 6.5 ANALISAR OS EFEITOS DE ENTALHE DAS TRINCAS DE SOLIDIFICAÇÃO E RAIZ DO CHANFRO NA NUCLEAÇÃO DE TRINCAS DE FADIGA.
- [11] BAILLY, N. - "Development of Fluxes and Choice of Submerged - Arc Fluxes", Submerged-Arc Welding - chapter 4, The Welding Institute, 1978 [25-30].
- [12] ALMOQIST, O., GRONBERG, I. - "Multipower Submerged Arc Welding", Submerged-Arc Welding - chapter 5, The Welding Institute, 1978 [31-36].



- [7] GARLAND, J. G. - "Solidification Cracking During the Submerged - Arc Welding of Carbon - Manganese Steels - The Relative Importance of Parent Plate Strength and Composition", Research Members Report , 25/1976/M , the Welding Institute, 1976 [1-18].
- [8] BS 5135: 1984 - British Standard Specification for Process of Arc Welding of Carbon and Carbon - Manganese Steels, Appendix F, 1984.
- [9] SAVAGE, W. F. - "Solidification, Segregation and Weld Defects", Proceedings of the Fifty Bolton Landing Conference on Weldments: Physical Metallurgy and Failure Phenomena, General Electric Company, 1978.
- [10] LINNERT, G. E. - Welding Metallurgy: Carbon and Alloy Steels, 3rd Edition, volume 2: Technology, A.W.S., 1967 [221-270].
- [11] BAILEY, N. - "Development of Fluxes and Choice of Submerged - Arc Fluxes", Submerged-Arc Welding - chapter 4 -, The Welding Institute, 1978 [25-30].
- [12] ALMOQUIST, G., GRONBECK, I. - "Multipower Submerged Arc Welding", Submerged-Arc Welding - chapter 5, The Welding Institute, 1978 [31-36].



- [13] FLEMINGS, M. - "Solidification Processing, McGraw Hill, 1974.
- [14] MACHADO, I.G. e KISS, F.J. - "Mecanismo e Natureza de Trincas de Solidificação nas Soldas", VI ENCONTRO NACIONAL SOBRE TECNOLOGIA DE SOLDAGEM, COSOL-ABM, 1980 [1-30].
- [15] OHNO, A. - Solidificação dos Metais, Tradutores: Paulo da Silva Pontes e Nivaldo Lemos Cupini - Livraria Ciência e Tecnologia, 1988 [18-185].
- [16] NEVES, N.; BERBARE, E.E.; VOORWALD, H.J.C. - "Análise da Incidência de Trincas de Solidificação em Juntas Soldadas por SAW Aço C-Mn A516-70N", I.I.W. Latin American Regional Welding Congress - volume 2 - Associação Brasileira de Soldagem, 1992 [523-543].
- [17] BOULTON, C.F. and BAILEY, N. - "The Influence of Geometric Weld Defects on Structural Integrity", Proceedings Conference Fabrication and Reliability of Process Plant the Welding Institute, 16, 1976.
- [18] SIGNES, E.G.; BAKER, R.G.; HARRISON, J.D.; BURDEKIN, F.M. - "Factors Affecting the Fatigue Strength of Welded High Strength Steels", British Welding Journal - 14, 1967 [108-116].



- [19] HARRISON, J.D.; - "Acceptance Levels for Defects in Welds Subjected to Fatigue Loading", Colloquium Practical Application of Fracture Mechanics to the Prevention of Failure of Welded Structures, I.I.W., 1979.
- [20] MORGAN, H.G. - "Interaction of Multiple Defects", Proceedings International Conference Fatigue of Welded Constructions, The Welding Institute, 1988 [421-433].
- [21] HARRISON, J.D. - "Significance of Weld Defects with Regard to Fatigue Behaviour", Proceeding International Symposium Fatigue Aspects in Structural Desing, Delft University Press, 1989.
- [22] MADDOX, S.J. - "Recent Advances in the Fatigue Assessment of Weld Imperfections", 2nd International Meeting and 3rd National Seminar on Quality Assurance in Welding, 1990 [2-15].
- [23] I.I.W. Guidance on Assessment of the Fitness - for Purpose of Welded Structures, I.I.W/I.I.S. - SST-1159-90, ISBN 876-88771-77-6, I.I.W, 1990.
- [24] GURNEY, T.R., JOHNSTON, G.O. - "A Revised Analysis of The Influence of Toe Defects on The Fatigue Strength of Transverse Non-Load - Carrying Fillet Welds", Research Members Report 62/1978, The Welding Institute, 1978.



- [25] BOULTON, C.F. - "The Influence of Residual Stress on The Fatigue Strength of Butt Welded Joints Containing Slag Defects", Research Members Report 33/1977/E, The Welding Institute, 1977 [1-10].
- [26] HARRISON, J.D., DOHERTY, J. - "A Re-Analysis of Fatigue Data for Butt Welded Specimens Containing Slag Inclusions", Research Members Report 37/1977/E, The Welding Institute, 1977 [1-16].
- [27] ASTM - Volume 01.04 : A 516/A516M-86, "Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, for Moderate and Lower Temperature Service.
- [28] CARNEIRO, T., CESCUN, T. - "Efeito das Variáveis de Normalização nas Propriedades de Impacto do Aço A-516", Metalurgia ABM, vol, 39, 1983.
- [29] MASUMOTO, I. - "Solidification, Blowhole Formation and Cracking of Steel Weld Metal", IIW Latin American Regional Welding Congress - volume 2 - Associação Brasileira de Soldagem, 1992 [765-781].
- [30] PARIS, P.C. and ERDOGAN, F. - "A Critical Analyse of Crack Propagation Law", Journal of Basic Engineering, Transactions ASME - serie D, V85, 1963 [528-534].



- [31] TORRES, M.A.S. - "Análise e Modelamento do Retardo na Propagação da Trinca por Fadiga para a Liga de Alumínio 2024-T3", Dissertação de Mestrado, FEG/UNESP, 1992 [58-110].
- [32] MOTA, J.M., APPS, R.L. - "Chevron cracking - A New Form of Hydrogen Cracking in Steel weld Metals", Welding Research Supplement, The Welding Institute, 1982.
- [33] MORGAN-WARREN, E.J., JORDAN, M.F. - "A Quantitative Study of The Effect of Composition on Weld Solidification Cracking in Low-Alloy Steels", Metals Technology, 1974 [271-272].
- [34] BORLAND, J.C. - "Fundamentals of Solidification Cracking in Welds" - Part 1 and 2, Welding and Metal Fabrication, volume 47, 1978 [19-29 99-107].
- [35] GLICKTEIN, S.S., FERGUSON, H.S., FRIEDMAN, E., JACKSON, C.E., KOU, S. - "Heat Flow in Welding", chapter 3 - Welding Handbook - AWS.
- [36] MADAYAG, A.F. - "Metal Fatigue: Theory and Design", John Wiley and Sons, Inc., 1969.
- [37] CETLIN, R.P., SILVA, P.S.P. - "Análise de Fratura", Associação Brasileira de Metais, 1979.



- [38] EWALDS, H.L., WANHILL, R.J.H. - Fracture Mechanics, 3rd Edition, Edward Arnold Ltd, 1984 [48-72].
- [39] BASTIAN, F.L., CAMINHA JR., H.M., MORAES, M.M. - Mecânica da Fratura - IBQN - 1987.
- [40] PICKARD, A.C. - Stress Intensity Factors for Cracks with Circular and Elliptic Crack Fronts, Determined by 3D Finite Element Methods, Numerical Methods in Fracture Mechanics, Pineridge Press, 1980.
- [41] RAJU, I.S., NEWMAN, J.C.JR. - Stress Intensity Factors for Two Symmetric Corner Cracks, Fracture Mechanics, ASTM STP 677, 1979.
- [42] VORWALD, H.J.C. - "Propagação da Trinca por Fadiga em chapas finas de liga de alumínio de alta resistência sob carregamento de amplitude variável", Tese de Doutorado apresentada na UNICAMP, 1988 [2-23].
- [43] CARVALHO, C.P. - "Análise de Fadiga em Rodas para Caminhão e Ônibus", Tese de Mestrado, FEG/UNESP, 1991 [1-5].
- [44] MAY, I.L. - "Failure Modes and Fracture Prevention in Pressure Vessels and Piping", Anais - 3º Simpósio Brasileiro sobre Tubulação e Vasos de Pressão - Trabalho nº 28, 1984 [445-470].



- [45] FORMAN, R.G., KEARNEY, V.E., ENGLE, R.M. - "Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-Loaded Structures", Journal of Basic Engineering, Transactions of ASME, 1967 [459-464].
- [46] ELBER, W. - "The Significance of Fatigue Crack Closure", Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486, 1971.
- [47] BARSOM, J.M. - "Fatigue Behavior of Pressure - Vessel Steels, Welding Research Council, Bulletin 194, 1974 [6-22].
- [48] CAMINHA JR., H.M., BASTIAN, F.L. - "Significância dos Ensaios Charpy e de Abertura Crítica da Trinca (COD) na Determinação da Tenacidade à Fratura de Juntas soldadas", Anais - VIII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem - ABS, 1982 [257-282].
- [49] RICHARDS, K.G. - "Brittle Fracture of Welded Structures", The welding Institute, 1971 [4-21].
- [50] BLOOM, J.M. - "An Analytical Assessment of the Effects of Residual Stresses and Fracture Properties on Service Performance of Various Weld Repair Processes", Century 2 Pressure Vessels and Piping Conference - ASME - 1980.
- [51] BARSOM, J.M., ROLFE, S.T. - "Correlations Between  $K_{Ic}$  and Charpy V - Notch Test Results in the Transition - Temperature Range", ASTM STP 466, 1970 [281-302].



- [52] ROLFE, S.T., NOVAK, S.R. - "Slow-Bend K<sub>IC</sub> Testing of Medium - Strength High - Toughness Steels", ASTM STP 463, 1970 [124-159].
- [53] DAWES, M.G., REMZI, E.M., TIO, N.H. - "An Assessment of Pseudo - Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM) Analyses Based on Charpy V-Notch Properties", Research Members Report 217/1983, The Welding Institute, 1983 [2-6].
- [54] NAGESWARA RAO, B., ACHARYA, A.R. - "Charpy V-Notch Impact Test: A Partial Alternative to ASTM E399 Fracture Testing for Routine Quality Control Applications", Engineering Fracture Mechanics vol. 32, 1989 [39-42].
- [55] MARQUES, P.L. - Tecnologia da Soldagem, Belo Horizonte, Editora "O Lutador", 1991 [241-244].





unesp



.1 12 13 14 15 16 17 18