



UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
DOUTORADO EM ENGENHARIA DE PROCESSOS

TESE DE DOUTORADO

**COMPORTAMENTO À FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS DE TUBULAÇÕES
MARÍTIMAS TRATADAS PELA TÉCNICA TIG DRESSING**

MARIA CLÉA SOARES DE ALBUQUERQUE

CAMPINA GRANDE – PB

2004

MARIA CLÉA SOARES DE ALBUQUERQUE

TESE DE DOUTORADO

COMPORTAMENTO À FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS DE TUBULAÇÕES
MARÍTIMAS TRATADAS PELA TÉCNICA TIG DRESSING

Tese apresentada ao curso de Doutorado
em Engenharia de Processos da
Universidade Federal de Campina Grande,
em cumprimento às exigências para
obtenção do Título de Doutor em
Engenharia de Processos.

Orientadores:

Dr Theophilo Moura Maciel

Dr Marco Antonio dos Santos

CAMPINA GRANDE – PB

2004



A 345
2004

Albuquerque, Maria Cléa Soares de

Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas de Tubulações Marítimas Tratadas pela Técnica TIG Dressing/ Maria Cléa Soares de Albuquerque – Campina Grande: UFCG, 2004.

190p.:il

Inclui bibliografia

Tese (Doutorado em Engenharia de Processos) UFCG/CCT

1. Juntas Soldadas 2. Aço API 5L X60 3. TIG Dressing

4. Comportamento à Fadiga 5. Curvas SN.

CDU: 621.791



A 345
2004

Albuquerque, Maria Cléa Soares de

Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas de Tubulações Marítimas Tratadas pela Técnica TIG Dressing/ Maria Cléa Soares de Albuquerque – Campina Grande: UFCG, 2004.

190p.:il

Inclui bibliografia

Tese (Doutorado em Engenharia de Processos) UFCG/CCT

1. Juntas Soldadas 2. Aço API 5L X60 3. TIG Dressing

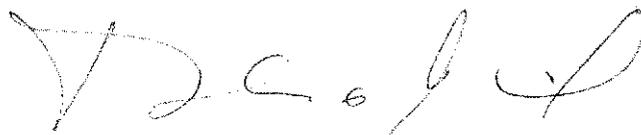
4. Comportamento à Fadiga 5. Curvas SN.

CDU: 621.791

**COMPORTAMENTO À FADIGA DE JUNTAS SOLDADAS DE TUBULAÇÕES
MARÍTIMAS TRATADAS PELA TÉCNICA TIG DRESSING**

MARIA CLÉA SOARES DE ALBUQUERQUE

Tese Aprovada com distinção em 23 de Setembro de 2004



Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel
Orientador – DEM/CCT/UFCG



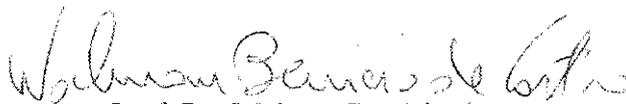
Prof. Dr. Marco Antonio dos Santos
Orientador – DEM/CCT/UFCG



Dr. Alexandre Meirelles Pope
Membro - CENPES/PETROBRAS



Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias
Membro - DEMP/UFC



Prof. Dr. Walman Benício de Castro
Membro - DEM/UFCG



Prof. Dr. Ricardo Cabral de Vasconcelos
Membro – DEM/UFCG

“É muito melhor arriscar coisas grandiosas, alcançar triunfos e glórias, mesmo expondo-se à derrota, do que formar fila com os pobres de espírito que nem gozam muito nem sofrem muito, porque vivem nessa penumbra cinzenta que não conhece vitória nem derrota.”

Theodore Roosevelt

Dedicatória

Dedico este trabalho à minha família, em especial, à memória de minha mãe, *Lucília Soares de Albuquerque* e ao meu pai, *Francisco de Assis Albuquerque Farias*, pelo dom da vida, valores, formação pessoal, profissional e acima de tudo, pelo amor e apoio incondicional em todos os momentos de minha vida.

Dedico também aos meus irmãos, *Denise, Eugenio, Saulo, Daniel e Jafet* que, tal como nossos pais, são também grandes incentivadores e amigos e ao meu marido *Carlos*, pelo seu amor, carinho, paciência e dedicação.

Agradecimentos

A Deus que me concedeu a todo instante, força, perseverança e obstinação em começar e concluir mais uma etapa da minha vida.

Aos meus orientadores, sem estabelecer ordem de prioridade, Theophilo Moura Maciel e Marco Antonio dos Santos. Na verdade, nada teria acontecido sem um ou outro. Ambos foram fundamentais à realização deste trabalho. Sempre com solicitude, consideração e respeito me presentearam com suas valorosas orientações.

Ao Programa de Recursos Humanos da Agência Nacional de Petróleo, CT-PETRO, FINEP, CT-BRASIL pelo suporte financeiro.

Ao Centro de Pesquisa da PETROBRAS pela concessão das tubulações, em especial, ao Dr. Alexandre Meirelles Pope, pela proposta e apoio durante a realização deste trabalho.

À Coordenadora do Curso de Doutorado em Engenharia de Processos, Professora Odelsia Leonor Sánchez de Alsina e à Secretária da Coordenação, Fátima Sousa.

A todos os que fazem o PRH-25, em especial à Professora Maria Wilma Nunes Carvalho, pelo seu profissionalismo e rigor à frente da coordenação do PRH-25 e ao Professor Francisco Moraes, pelo seu apoio sempre esclarecedor quanto a análise estatística deste trabalho.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica, pela utilização de seus laboratórios e instalações, em especial, aos professores Marconi Andrade de Farias, João Baptista da Costa Agra de Melo, Manassés da Costa Agra de Melo e Jônatas Araújo.

Ao SENAI-PB, pela usinagem dos corpos de prova.

Ao funcionário José Nilson Barbosa pelos inúmeros serviços prestados, atenção e cuidado que sempre teve com o meu trabalho, durante a realização dos ensaios mecânicos.

À Professora do Curso de Mecânica do CEFET-PB, Verônica Lacerda Arnaud, pela atenção e instruções de manuseio do Projetor de Perfil, utilizado na análise da convexidade.

Ao aluno de Engenharia Mecânica Francivaldo, pelo apoio durante o desenho da garra de ensaio.

A ESAB, pela análise da composição química do metal de solda e metal de base.

Aos Professores do Departamento de Engenharia Mecânica e Produção da Universidade Federal do Ceará, Jesualdo Pereira Farias e Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, pelo apoio concedido para realização da análise de Microscopia Eletrônica de Varredura no Laboratório de Caracterização de Materiais.

Aos alunos do Professor Jesualdo, Cleiton Carvalho Silva, Moisés Alves Marcelino Neto e Rodrigo Freitas Guimarães e ao aluno do Professor Hamilton, Marcelo Pinheiro Mendes por toda a atenção dispensada durante as análises de MEV.

Ao Professor Wallace Barbosa, do Departamento de Engenharia Agrícola, pelo apoio e concessão dos equipamentos e acessórios necessários à realização dos ensaios de extensometria elétrica.

Aos meus colaboradores e bolsistas Cristiano Zeferino de Lima e Emydio Clemente de Sousa Neto pela contribuição à realização deste trabalho.

À amiga e colega do Curso de Doutorado, Professora Daisy Martins de Almeida, pelo seu apoio e sugestões sempre muito preciosas.

Aos bolsistas e amigos, Rodrigo Mahon Macedo e Marcos Mesquita pela forma solícita com que sempre me ajudaram.

Ao funcionário do Laboratório de Soldagem, Fernando José da Silva e aos funcionários da Oficina Mecânica, Mário Gomes e Marcos pelos serviços prestados.

A todos mais que Deus pôs em meu caminho e que, direta ou indiretamente, contribuíram para essa grande conquista.

Sumário

	pag
Lista de Figuras	i
Lista de Tabelas	v
Lista de Abreviatura, Siglas e Símbolos	vi
Resumo	viii
Abstract	ix
Capítulo 1	
1.0 Introdução	1
1.1 Objetivos Específicos	4
1.2 Motivação	5
Capítulo 2	
2.0 Revisão Bibliográfica	6
2.1 Histórico dos Risers de Aço em Catenária	6
2.1.1 Análises Dinâmicas	9
2.2 Considerações Gerais sobre Fadiga	10
2.2.1 Testes de iniciação de trincas de fadiga	12
2.2.2 Testes de propagação de trincas de fadiga	16
2.2.3 Morfologia da Superfície de Fratura por Fadiga	20
2.3 Considerações Gerais sobre Juntas Soldadas	22
2.3.1 Zona Fundida	23
2.3.1.1 Constituintes Microestruturais da Zona Fundida	25
2.3.2 Zona Termicamente Afetada	27
2.4 Fatores que Afetam o Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas	30
2.4.1 Geometria	30
2.4.2 Tensões Residuais	31
2.4.3 Defeitos	34
2.4.3.1 Defeitos Não-Planares	35
2.4.3.2 Defeitos Planares	36
2.5 Concentração de Tensões Introduzida por Juntas Soldadas	40

2.6 Técnicas de Aumento da Resistência à Fadiga em Juntas Soldadas	42
2.6.1 Técnicas de Modificação do Perfil das Soldas	44
2.6.1.1 Passe de Refusão TIG (TIG dressing)	45
2.6.2 Técnicas de Modificação da Distribuição das Tensões Residuais	52
2.6.3 Comparação entre as Técnicas de Aumento da Resistência à Fadiga	53
2.7 Disposição das Técnicas de Aumento da Resistência à Fadiga em Códigos de Projeto	55

Capítulo 3

3.0 Material e Metodologia	57
3.1 Material	57
3.2 Metodologia	60
3.2.1 Usinagem dos corpos de prova	62
3.2.2 Medição da Convexidade	63
3.2.3 Análise de Raios-X	65
3.2.4 Estimativa da Concentração de Tensões	66
3.2.5 Ensaio de Fadiga	72
3.2.6 Análise Macrofractográfica	72
3.2.7 Ensaio de Caracterização	72
3.2.7.1 Microscopia Eletrônica de Varredura	73
3.2.7.2 Microscopia Óptica	73
3.2.8 Ensaio de Microdureza	75

Capítulo 4

4.0 Resultados e Discussão	77
4.1 Análise da Convexidade da Raiz da Solda.	77
4.2 Análise das Tensões Residuais por Raios-X.	79
4.3 Análise da Concentração de Tensões por Extensometria Elétrica.	86
4.4 Análise dos Ensaio de Fadiga – Amostras Como Soldado.	90
4.5 Análise dos Ensaio de Fadiga – Amostras Tratadas por TIG dressing.	112
4.6 Análise das Curvas SN Obtidas com as de Projeto da Norma BS-7608.	124
4.7 Análise de Microdureza e Microestrutural	130

Capítulo 5

5.0 Conclusões	139
----------------	-----

Capítulo 6

6.0 Sugestões para Trabalhos Futuros	141
Referências Bibliográficas	142
Apêndice I	156
Apêndice II	160
Apêndice III	165
Apêndice IV	185
Apêndice V	188

Lista de Figuras

Nº	LEGENDA	Pág.
2.1	Configuração simples de um riser de aço em catenária.	8
2.2	Ilustração esquemática dos ciclos de tensões típicos em fadiga.	13
2.3	Ilustração esquemática da simbologia utilizada para definir as componentes das tensões cíclicas.	13
2.4	Ilustração esquemática da curva SN.	15
2.5	Gráfico $a \times N$.	17
2.6	Ilustração esquemática da relação $da/dN = f(\Delta K)$.	18
2.7	Ilustração esquemática da superfície de fratura por fadiga [57]	21
2.8	Regiões da junta soldada.	22
2.9	Ilustração esquemática da macroestrutura de uma solda multipasse com pontos de transformação [63].	24
2.10	Classificação das juntas de topo: a) transversais; b) longitudinais [31].	30
2.11	Locais de início e propagação da trinca de fadiga em juntas de topo [31].	31
2.12	Distribuição típica das tensões residuais transversais e longitudinais em uma solda de topo [98].	32
2.13	Ilustração esquemática dos defeitos mais comuns encontrados em soldas transversais de tubulações.	35
2.14	Ilustração esquemática da distribuição de tensões numa solda transversal solicitada por tração [31].	41
2.15	Ilustração esquemática da determinação do fator de concentração de tensões numa junta soldada usando extensômetros elétricos [31].	42
2.16	Classificação dos métodos de aumento da resistência à fadiga de juntas soldadas [22].	44
2.17	Ilustração esquemática da posição do eletrodo TIG e os perfis resultantes (a) forma otimizada (b) forma indesejada [130].	47
3.1	Foto das tubulações: (a) Com e sem o tratamento de refusão (b) detalhe da raiz da solda tratada pelo passe de refusão TIG.	59
3.2	Fluxograma da metodologia empregada para o desenvolvimento do trabalho.	61

3.3	Ilustração esquemática do posicionamento de usinagem dos corpos de prova para ensaios de fadiga (dimensões em mm).	62
3.4	Juntas soldadas em ambas condições (a) Como soldado (b) Tratadas pelo passe de refusão TIG na raiz.	63
3.5	Ilustração esquemática da forma como as medidas de convexidade foram realizadas nos perfis de raiz das amostras.	64
3.6	Ilustração esquemática da forma como as medidas foram realizadas em amostras com desalinhamento na raiz da solda.	64
3.7	Ilustração esquemática dos locais das juntas soldadas analisados por Raios-X.	65
3.8	Perfis de solda das amostras analisadas por Raios-X:(a) com excesso de penetração na raiz; (b) com perfil de raiz uniforme; (c) tratada pelo passe de refusão TIG.	66
3.9	Detalhe da colagem dos extensômetros nas adjacências da raiz da solda de amostras:(a) com excesso de penetração na raiz; (b) com perfil de raiz uniforme; (c) tratada pelo passe de refusão TIG.	67
3.10	Ilustração esquemática do circuito Ponte de Wheatstone.	69
3.11	Ilustração esquemática do circuito $\frac{1}{4}$ de ponte com dois fios.	69
3.12	Corpo de prova fixado à máquina de ensaio com os extensômetros colados e o seus terminais soldados aos cabos elétricos.	70
3.13	Cabos elétricos formando a ponte de Wheatstone com a placa de aquisição de dados.	71
3.14	Ilustração esquemática da superfície de fratura das amostras preparadas para análise de microscopia óptica.	73
3.15	Distribuição das indentações de microdureza nas diferentes regiões da junta na condição como soldado.	75
3.16	Distribuição das indentações de microdureza nas diferentes regiões da junta tratada por TIG.	76
4.1	Medidas de convexidade da raiz da solda das amostras na condição como soldado.	77
4.2	Medidas de convexidade da raiz da solda das amostras tratadas por TIG dressing.	78
4.3	Perfil de amostra na condição como soldado, com desalinhamento e excesso de penetração na raiz.	78
4.4	Comportamento das tensões residuais longitudinais em função do perfil de raiz.	81
4.5	Comportamento das tensões residuais transversais em função do perfil de raiz.	82

4.6	Deformações obtidas em função da distância ao cordão de solda.	88
4.7	Curva SN levantada para as amostras na condição como soldado.	91
4.8	Tendência de comportamento da vida em fadiga em função do intervalo de tensão aplicado e do ângulo de tangência na raiz da solda das amostras na condição como soldado.	93
4.9	Tendência de comportamento da vida em fadiga em função do intervalo de tensão aplicado e do ângulo de tangência na raiz da solda das amostras na condição como soldado, com a exclusão das amostras 2, 6, 8 e 15.	94
4.10	Perfil e raiz da solda da amostra 2.	96
4.11	Perfil e raiz da solda da amostra 3.	97
4.12	Superfície de fratura das amostras (a) 2 e (b) 3.	97
4.13	MEV da superfície de fratura das amostras (a) 2 (60x) e (b) 3 (42x).	98
4.14	Perfil de raiz das amostras (a) 6 e (7).	99
4.15	Raiz da solda das amostras (a) 6 e (b) 7.	100
4.16	Superfície de fratura das amostras (a) 6 e (b) 7.	100
4.17	MEV das superfícies de fratura das amostras (a) 6 (40x) e (b) 7 (39x).	101
4.18	Perfil de raiz das amostras (a) 8 e (b) 9.	103
4.19	Raiz da solda das amostras (a) 8 e (b) 9.	104
4.20	Superfície de fratura das amostras (a) 8 e (b) 9.	104
4.21	MEV da superfície de fratura das amostras (a) 8 (39x) e (b) 9 (43x).	105
4.22	Perfil de raiz das amostras (a) 15 e (b) 16.	106
4.23	Raiz da solda das amostras (a) 15 e (b) 16.	107
4.24	Superfície de fratura das amostras (a) 15 e (16).	107
4.25	Superfície de fratura das amostras (a) 15 (41x) e (16) (40x.)	108
4.26	Perfil e raiz da solda da amostra 10.	109
4.27	Perfil e raiz da solda da amostra 17.	110
4.28	Superfície de fratura da amostra 10 por meio de (a) lupa e (b) MEV (40x).	111
4.29	Curva SN para as amostras tratadas por TIG dressing.	113
4.30	Perfil de raiz das amostras (a) 3 e (b) 4.	115
4.31	Raiz da solda das amostras (a) 3 e (b) 4.	116
4.32	Superfície de fratura das amostras (a) 3 e (b) 4.	116
4.33	MEV da superfície de fratura das amostras (a) 3 (40x) e (b) 4 (39x).	117
4.34	Raiz da solda (a) e superfícies de fratura da amostra 2 (b) e (c).	118
4.35	Raiz da solda da amostra 8.	119
4.36	Superfície de fratura da amostra 8 (a) e (b) 40x.	119
4.37	MEV da superfície de fratura da amostra 8. Aumento: 40X.	120

4.38	Fratura da amostra 5.	121
4.39	Fratura da amostra 6.	121
4.40	Fratura da amostra 7.	122
4.41	Curvas médias de projeto juntamente com a curva levantada para as amostras na condição como soldado, para P = 50% [16].	125
4.42	Curvas de projeto juntamente com a curva levantada para as amostras na condição como soldado, para P = 2,3% [16].	125
4.43	Curvas médias de projeto juntamente com a curva levantada para as amostras tratadas por TIG dressing, para P = 50% [16].	126
4.44	Curvas de projeto juntamente com a curva levantada para as amostras tratadas por TIG dressing, para P = 2,3% [16].	126
4.45	Perfil de microdureza das amostras nas condições como soldado e tratadas por TIG dressing.	131
4.46	Micrografia de uma amostra tratada por TIG Dressing na interface metal refundido-ZTA. Ataque: Nital. Aumento: 50x.	132
4.47	Micrografia de uma amostra tratada por TIG Dressing na interface metal refundido-ZTA. Ataque: Nital. Aumento: 100x.	133
4.48	Micrografia de uma amostra tratada por TIG Dressing na interface metal refundido-ZTA. Ataque: Nital. Aumento: 200x.	133
4.49	Micrografia de uma amostra tratada por TIG Dressing na interface metal refundido-ZTA. Ataque: Nital. Aumento: 500x.	134
4.50	Micrografia da indentação na área martensítica. Ataque: Nital Aumento: 500x. Valor de microdureza: 382 HV.	135
4.51	Micrografia da indentação na região de microestruturas mistas. Ataque:Nital. Aumento: 500x. Valor de microdureza: 236HV.	135
4.52	Micrografia de uma amostra na condição como soldado na interface metal de solda-ZTA. Ataque: Nital. Aumento: 50x.	136
4.53	Micrografia de uma amostra na condição como soldado na interface metal de solda-ZTA. Ataque: Nital. Aumento: 100x.	136
4.54	Micrografia de uma amostra na condição como soldado na interface metal de solda-ZTA. Ataque: Nital. Aumento: 200x.	137
4.55	Micrografia de uma amostra na condição como soldado na interface metal de solda-ZTA. Ataque: Nital.Aumento: 500x.	137

Lista de Tabelas

Nº	Legenda	Pág.
3.1	Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem prévia da junta.	58
3.2	Parâmetros do processo TIG dressing recomendados pelo IIW [132 Apud 24].	58
3.3	Composição química do metal de solda (MS) e do metal de base.	60
3.4	Propriedades Mecânicas do Aço API 5L-X60 [151].	60
3.5	Detalhes das etapas de lixamento e polimento.	74
4.1	Tensões residuais medidas por posição para amostras na condição como soldado, com perfil uniforme (CS-PU) e com excesso de penetração (CS-EP) e tratada por TIG dressing na raiz.	81
4.2	Distribuição das deformações (ϵ) médias obtidas em função da distância ao cordão de solda e os respectivos fatores de concentração de tensão (K_t) medidos para as amostras em função do perfil geométrico.	87
4.3	Parâmetros estatísticos das curvas de decaimento exponencial.	88
4.4	Resultados dos ensaios de fadiga das amostras na condição como soldado.	91
4.5	Detalhes da análise de regressão da curva SN das amostras na condição como soldado.	92
4.6	Resultados dos ensaios de fadiga para as amostras tratadas por TIG dressing.	112
4.7	Detalhes da análise de regressão da curva SN para as amostras tratadas por TIG dressing.	113
4.8	Fatores de probabilidade (BS 7608, 1993).	127
4.9	Detalhes das curvas SN de projeto (BS7608, 1993).	128
4.10	Valores médios de microdureza obtidos por região das amostras nas condições como soldado (CS) e tratadas por TIG dressing (TTIG).	131

Lista de Siglas, Abreviaturas e Símbolos

α	Ferro alfa
γ	Ferro gama
θ	Ângulo de tangência
ε	Deformação
η	Desvio padrão de logN
ΔK	Variação do fator de intensidade de tensão
ΔK_{th}	Fator limite de intensidade de tensão
ΔS	Variação de tensão
ΔS_r	Intervalo de tensão
$\Delta R/R$	Variação de resistência
ΔV	Variação de tensão
σ_x	Tensão residual transversal
σ_y	Tensão residual longitudinal
a	Tamanho da trinca
A, B	Constantes da análise de regressão
AF	Ferrita acicular
Al	Alumínio
A-M	Austenita-Martensita
API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	American Society for Testing Materials
AWS	American Welding Society
B ₁	Bainita inferior
B _s	Bainita superior
BS	British Standard
C	Carbono
CCT	Curvas de Transformação em Resfriamento Contínuo
Co	Constante relacionada à curva média SxN
CS-EP -	Como soldado com excesso de penetração
CS-PU -	Como soldado com perfil uniforme
Cu	Cobre
d	Número de desvios padrões abaixo da média
da/dN	Taxa de crescimento de trincas
e	Excentricidade
E.	Módulo de elasticidade
FC	Agregado de Ferrita e Carbonetos
FS	Ferrita com Segunda Fase
FS(A)	Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FS(NA)	Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gás Tungsten Arc Welding
h	Altura
H	Energia de soldagem
HV	Hardness Vickers

I	Corrente (A)
IIW	International Institute of Welding
K_C, K_{IC}	Fator de intensidade de tensão crítico do material
K_I	Fator de intensidade de tensão do modo I de carregamento
K_t	Fator de concentração de tensões
M	Martensita
m	Constante da Lei de Paris
MAG	Metal Active Gas
MB	Metal de Base
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	Metal Inert Gas
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MPa	Megapascal
MS	Metal de Solda
MTS	Material Test System
N	Número de ciclos
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
P	Fósforo
PF	Ferrita Primária
PF(G)	Ferrita Primária de Contorno de Grão
PF(I)	Ferrita Primária Intragranular
r	Raio do topo da solda
R	Razão de tensão
S	Enxofre
S_a	Amplitude de oscilação da tensão
SCR	Steel Catenary Risers
Si	Silício
S_{LF}	Tensão Limite de Fadiga
S_m	Tensão média
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
S_{max}	Tensão máxima
S_{nom}	Tensão nominal
S_r	Intervalo de tensão
TDP	Touchdown point
Ti	Titânio
TIG	Tungsten Inert Gas
TTAT	Tratamento térmico de alívio de tensão
TTIG	Tratada por TIG dressing
V	Vanádio
v	Velocidade de soldagem
VIV	Vibrações induzidas por vórtices
w	Largura do corpo de prova
Y	Parâmetro adimensional
ZF	Zona Fundida
ZL	Zona de Ligação
ZTA	Zona Termicamente Afetada

Resumo

Os risers de aço em catenária, estruturas verticais de tubulações compreendidas entre as tubulações de produção e exportação à plataforma, em virtude dos carregamentos cíclicos impostos pelas condições de operação, estão sujeitas a fraturarem por fadiga, principalmente nas soldas circunferenciais dispostas ao longo de seu comprimento. Os desvios de alinhamento e as condições superficiais da raiz da solda, executada por um só lado, em virtude do pequeno diâmetro dessas estruturas, podem comprometer a sua performance à fadiga em serviço. A realização de um simples passe de refusão interno, sem metal de adição, poderia eliminar as descontinuidades geométricas do passe de raiz dessas juntas, designadas pelos códigos de projeto como Classe F2, tornando-as mais resistentes às condições cíclicas de carga. Nesse sentido, este trabalho teve por objetivo avaliar a possibilidade de utilização da técnica TIG dressing internamente na raiz da solda de risers, através da realização de ensaios de fadiga em juntas soldadas de tubulações marítimas, sem requisitos de aplicações cíclicas, obtidas por eletrodo revestido e tratadas internamente pelo passe de refusão. Os resultados obtidos mostraram aumentos significativos dos níveis de tensão e da vida em fadiga para as amostras tratadas quando comparados àqueles na condição como soldado e, com isso também, a possibilidade de juntas unilaterais, obtidas por eletrodo revestido e modificadas na raiz pelo tratamento de refusão, serem elevadas à condição de classe E, superior à classe F2 de projeto.

Abstract

Due to cyclic loads, steel catenary risers are subject to fracture risk by fatigue, mainly in the girth welds disposed along of their length. Depending on the alignment and the weld root conditions, such joints, made from the outside only because of the small diameter of tubes, may have very poor fatigue strength. By a remelting pass without filler metal, geometric discontinuities and defects could be removed and a improvement in fatigue strength could be achieved. Under these aspects, this work evaluated the possibility of the TIG dressing technique be used internally in the weld root of risers, by testing welded joints of these pipelines in as-welded and TIG dressed conditions. The results showed significant increases of the stress levels and of the fatigue life for the TIG dressed specimens when compared with as-welded condition. These increases demonstrated that welds made by Shielded Metal Arc Welding Process and modified in the weld root by remelting treatment can be designated as Class E, superior to Class F2, as actually they are designated by project codes.

Capítulo 1

1.0 Introdução

No ano de 2002, a produção nacional de petróleo atingiu a média de 1,5 milhões de barris de óleo por dia, sendo apenas 16% desse total explorado em terra. Ao final do mesmo ano, a PETROBRAS provou que as reservas chegariam a 11 bilhões de barris de óleo equivalente. Desse total, 46% foram provenientes de campos de produção com lâminas de água entre 400 e 1000 m e 29,9% de profundidade de água superior a 1000 m. Essas cifras colocaram a empresa brasileira como a maior produtora de petróleo em águas profundas e ultraprofundas do mundo. Até 2006, a empresa planeja alcançar uma produção diária de 1,9 milhão de barris de óleo, com cerca de 70% desse total proveniente desses campos de produção. Os campos mais recentes descobertos pela empresa se situam em águas ultraprofundas, como o de Roncador, descoberto em 1996, na costa do Rio de Janeiro, que produz a 1853 m de profundidade e os campos de Jubarte e Cachalote, respectivamente descobertos em 2001 e 2002, na costa do Espírito Santo, que produzem em lâminas d'água compreendidas entre 1250 e 1400m [1].

Com o desígnio de conseguir auto-suficiência na produção de petróleo, a PETROBRAS não tem poupado esforços e vem investindo em tecnologias para facilitar a produção. Durante esse período, instalou, somente nas Bacias de Santos e de Campos, por volta de 5800 km de linhas flexíveis e rígidas e 24 unidades flutuantes de produção [2].

Os sistemas de produção flutuantes oferecem o método mais prático para a produção de gás e de óleo em águas médias e profundas. Estes sistemas são interligados aos poços produtores e aos dutos de exportação de produção através dos risers, constituídos por

linhas verticais rígidas ou flexíveis. As linhas rígidas são formadas pela união de trechos de tubos de aço lançados em catenária (steel catenary risers – SCR). As linhas flexíveis, também lançadas em catenária, são dutos fabricados em grandes extensões, constituídos por múltiplas camadas concêntricas de materiais, com funções distintas. Entre estas, há armaduras constituídas por tramas metálicas, que conferem resistência aos esforços axiais, e revestimentos internos e externos feitos de polímeros, para conferir isolamento térmico e redução de peso [3].

Devido ao processo de fabricação ser mais complexo e os materiais utilizados na sua confecção serem mais exóticos, o custo das linhas flexíveis é relativamente alto, havendo, além disso, limitações técnicas quanto ao diâmetro máximo, pressão e temperatura de operação permissíveis. Com isso o conceito dos risers de aço vem surgindo no Brasil como alternativa à substituição dos sistemas flexíveis, uma vez que podem superar suas limitações e ser produzidos mais facilmente, com maiores diâmetros e com vantagens irrestritas de poderem trabalhar sob pressão e temperaturas mais elevadas. Dependendo da profundidade de operação e movimentos das embarcações, estas estruturas podem ser projetadas com diâmetros de até 30 polegadas, ajudando a reduzir o congestionamento das linhas e a aumentar conseqüentemente o fluxo de produção. Além disso, linhas de aço são cerca de 50% mais baratas e podem ser utilizadas em maiores profundidades sem o desproporcional aumento de custo [4,5]

O desafio é submeter os risers de aço aos carregamentos cíclicos impostos pelas condições de serviço durante o tempo de vida em operação. A frequência das ondas, as oscilações das embarcações e plataformas e as vibrações induzidas por deslocamentos de vórtices, produzidas pelas correntes oceânicas, constituem os fatores mais apontados pelas condições de carregamentos cíclicos impostas a essas estruturas, sendo responsáveis, portanto, por tornar a fadiga um critério de projeto dominante durante o seu planejamento [5-9]. Manter a sua integridade de forma a garantir com eficiência o transporte de fluidos, como o petróleo, constitui, desse modo, um dos principais objetivos do projeto, já que a ocorrência de falhas, advindas desse mecanismo de acúmulo de danos, pode trazer prejuízos irreversíveis ao meio ambiente, à comunidade e certamente à empresa produtora.

Nos planos de projeto, assegurar a integridade dos risers de aço implica considerar todos os possíveis tipos de carregamentos cíclicos envolvidos e estimar realisticamente a sua performance à fadiga ou de pelo menos das regiões sujeitas às mais elevadas flutuações

de tensão, como é o caso das juntas soldadas circunferenciais, dispostas ao longo de todo o seu comprimento [6,10].

Carregamentos cíclicos de diversas origens podem ocorrer em diferentes fases da vida dessas estruturas e afetar o comportamento à fadiga das juntas soldadas em virtude das deformações plásticas induzidas por sobrecargas, como por exemplo, durante a construção, transporte e instalação [8].

Os risers são produzidos a partir de tubos sem costura com diâmetros, em geral, de até 12 polegadas, unidos por soldas circunferenciais feitas por um só lado, fazendo da raiz da solda, região interna ao tubo, o local provável para surgimento da falha por fadiga [8]. O alinhamento e as condições superficiais dessa região são, portanto, determinantes à obtenção de uma boa performance à fadiga em serviço [11].

A falta de alinhamento, além de induzir tensões de flexão, contribui à convexidade de metal na raiz, que concentra tensões e favorece ao subsequente surgimento de trincas. Aliado aos efeitos geométricos dos perfis de raiz, também causados por excesso de penetração, os defeitos superficiais agem como concentradores de tensão, comprometendo o estágio de iniciação em fadiga, tornando-o mais curto ou sem existir [12-15].

Para tirar proveito do baixo nível de defeitos, o passe de raiz dessas estruturas é normalmente realizado pelo processo TIG (GTAW), sendo o preenchimento da junta, realizado pelo processo de soldagem a arco com eletrodo revestido (SMAW) ou pelo processo MIG/MAG (GMAW) [8].

Os códigos britânicos, muito utilizados para assegurar o uso de estruturas soldadas em serviço, recomendam que seja utilizada para esses tipos de juntas, curva de fadiga típica de soldas filetes (Classe F2). Comparando-a com a curva de soldas executadas de ambos os lados (Classe E), isso representa uma redução de cerca de 25% nas tensões de projeto [11,16].

Mesmo com o acesso a ambos os lados do tubo sendo possível, através da soldagem em duplo V, que ajuda a minimizar os efeitos prejudiciais da raiz, a soldagem unilateral tem grande interesse à indústria uma vez que oferece redução considerável nos custos de fabricação, havendo, portanto, um forte incentivo para tentar justificá-las em uma classe mais alta de projeto [11].

O uso de métodos modernos de soldagem aliado ao emprego de técnicas de melhoramento da resistência à fadiga de juntas soldadas pode oferecer a possibilidade de

produzir soldas unilaterais com qualidade e performance à fadiga comparáveis às soldas classe E.

Entre as muitas disponíveis, a técnica TIG dressing, vem se destacando na literatura como uma técnica de custo intermediário, cujos aumentos, proporcionados no limite de fadiga em amostras de tamanho reduzido, variando de 23 a 160%, justificaram o seu emprego em estruturas de grande porte, como pontes, vigas e vasos de pressão [17-21].

Os benefícios alcançados estão relacionados à redução da concentração de tensão da junta, uma vez que através de um passe de refusão, dado sem o emprego de metal de adição, utilizando equipamento padrão para soldagem manual, são removidas as descontinuidades superficiais e suavizada a transição entre o metal de solda e o metal de base, proporcionando, desta maneira, um acréscimo do período de iniciação de trincas, elevando a vida e o limite de fadiga da junta soldada [22-24].

Para validar o aumento da vida em fadiga nos risers de aço em catenária, bem como justificar o seu emprego nessas estruturas, ensaios precisavam ser realizados e confirmar isso experimentalmente. Nesse contexto, este trabalho teve como objetivo avaliar a possibilidade de utilização da técnica TIG dressing internamente na raiz da solda de risers, através da realização de ensaios de fadiga em juntas soldadas unilaterais de tubulações marítimas, obtidas por eletrodo revestido, devidamente tratadas internamente na raiz pelo passe de refusão.

1.1 Objetivos Específicos

Determinar a vida e o limite de fadiga das juntas em ambas condições como soldado e tratada pelo passe de refusão, através do levantamento de curvas SN, para 10^7 de ciclos.

Comparar as curvas SN, obtidas pelas amostras como soldado e tratadas pelo passe de refusão com as curvas de projeto da norma britânica BS 7608 e determinar a classe de ambos tipos de juntas.

Medir o ângulo de convexidade na raiz da solda das amostras e verificar a influência da variação desta medida sobre os resultados dos ensaios de fadiga.

Avaliar os níveis das tensões residuais nas adjacências da raiz da solda em função da variação geométrica de perfil de raiz de ambos tipos de amostras.

Determinar o fator de concentração de tensões em função da mudança de perfil geométrico da raiz da solda.

Verificar a influência do passe de refusão sobre os níveis de microdureza e variação microestrutural das juntas tratadas.

1.2 Motivação

Os risers de aço em catenária constituem uma solução em potencial para campos de produção em águas profundas e ultraprofundas, tornando a fadiga um critério de projeto essencial. Assegurar a integridade dessas estruturas contra os danos produzidos pelos carregamentos cíclicos é de suma importância tendo em vista os riscos que o seu colapso pode acarretar ao meio ambiente e à empresa produtora.

Os risers são geralmente produzidos a partir de tubos de diâmetro reduzido, sem costura, unidos circunferencialmente através de depósitos de soldas unilaterais, fazendo da raiz da solda, região interna ao tubo, o local mais provável para surgimento da falha por fadiga.

O acesso a ambos os lados do tubo, através da soldagem em duplo V, poderia minimizar as descontinuidades do passe de raiz, no entanto, demandaria custos mais elevados com a fabricação. Na prática, soldas feitas por um só lado são de grande interesse à indústria, havendo por parte desta, um forte incentivo para tentar justificá-las em categorias superiores à classe F2, como atualmente são denominadas pelos códigos de projeto.

A realização de um passe de refusão internamente nessa região, sem a necessidade de emprego de metal de adição, através da técnica TIG dressing, poderia eliminar as descontinuidades geométricas e defeitos superficiais do passe de raiz, tornando mais suave a sua transição com o metal de base e as juntas soldadas destas estruturas, como consequência, mais resistentes às solicitações dinâmicas de carga.

O desenvolvimento desta tese, através da realização de ensaios de fadiga em juntas soldadas de tubulações marítimas, obtidas por eletrodo revestido e tratadas na raiz pela técnica TIG dressing, contemplou verificar se os resultados obtidos com a refusão, para este fim específico, permitiriam incluir a junta obtida dentro da classe E de projeto e, daí, portanto, evidenciar que a mesma poderia ser utilizada nas juntas soldadas dos risers em catenária, como forma de elevar a resistência e a vida em fadiga desses tipos de estruturas.

Capítulo 2

2.0 Revisão Bibliográfica

2.1 Histórico dos Risers de Aço em Catenária

O petróleo e o gás natural, produzidos em águas profundas, deverão ocupar cada vez mais um lugar importante no abastecimento energético mundial. De fato, observa-se que a produção mundial de petróleo e de gás natural vem crescendo, acompanhando o consumo energético. Projeta-se que os hidrocarbonetos são e devem continuar sendo a principal fonte de energia usada no mundo nos próximos anos. A participação destes é estimada em 56% do abastecimento energético mundial para o ano 2020 [25 Apud 26]. Nesse contexto, os campos marítimos desempenham um papel cada vez mais importante na determinação do montante das reservas e da produção mundial de petróleo e gás natural, embora os hidrocarbonetos provenientes destas jazidas sejam de maior custo.

A indústria marítima nasceu verdadeiramente nos anos 50 no Golfo do México e o seu progressivo desenvolvimento tem sido acompanhado pelo aumento das lâminas d'água que exige, portanto, o desenvolvimento de novas tecnologias capazes de produzir a grandes profundidades [27 Apud 26].

O desafio tecnológico que é colocado para a indústria do petróleo encontra-se principalmente do lado do desenvolvimento de sistemas de produção que sejam adequados à valorização de jazidas localizadas em águas profundas, consistindo, portanto, em instalar sistemas de extração, condicionamento e transporte de petróleo e gás natural que sejam confiáveis e tenham custos competitivos [26].

Os sistemas de produção flutuantes constituem o meio mais prático para a produção de gás e de óleo em águas médias e profundas [4]. Estes sistemas são interligados aos

poços produtores e aos dutos de exportação de produção através dos risers, constituídos por linhas verticais rígidas ou flexíveis. As linhas rígidas são formadas pela união de tubos de aço lançados em catenária (steel catenary risers – SCR). As linhas flexíveis, também lançadas em catenária, são dutos fabricados em grandes extensões, constituídos por múltiplas camadas concêntricas de materiais com funções distintas. Entre estas, há armaduras constituídas por tramas metálicas, que conferem resistência aos esforços axiais, e revestimentos internos e externos feitos de polímeros, para conferir isolamento térmico e redução de peso.

A tecnologia dos risers flexíveis está sendo desenvolvida progressivamente para atender a demanda que exige melhoramentos nas taxas de pressão, diâmetros, profundidades de aplicação e materiais resistentes à atividade ácida. No entanto, essas especificações resultam em custos mais altos devido aos processos de fabricação envolvidos serem mais complexos e os materiais necessários à sua confecção, mais exóticos [3].

Com isso o conceito dos risers de aço, ilustrado esquematicamente na Figura 2.1, vem surgindo como alternativa à substituição dos sistemas flexíveis, uma vez que podem superar suas limitações e ser produzidos mais facilmente, com maiores diâmetros e com vantagens irrestritas de poderem trabalhar sob pressão e temperaturas mais elevadas. Dependendo da profundidade de operação e movimentos das embarcações, estas estruturas podem ser projetadas com diâmetros de até 30 polegadas, ajudando a reduzir o congestionamento das linhas e a aumentar conseqüentemente o fluxo de produção. Além disso, linhas de aço são cerca de 50% mais baratas e podem ser utilizadas em maiores profundidades sem o desproporcional aumento de custo [4,5].

A maior flexibilidade de diâmetros dos risers de aço em catenária capacita o uso de flowlines (tubulação de retorno do cabeçote do poço, por onde passa o petróleo ou gás produzido) com maiores diâmetros e, com isso, uma capacidade de integração bastante vantajosa, pois, seguramente, elimina juntas de ligação usadas para fixar risers flexíveis às flowlines rígidas, aumentando a confiabilidade e oferecendo adicional redução dos custos [9].

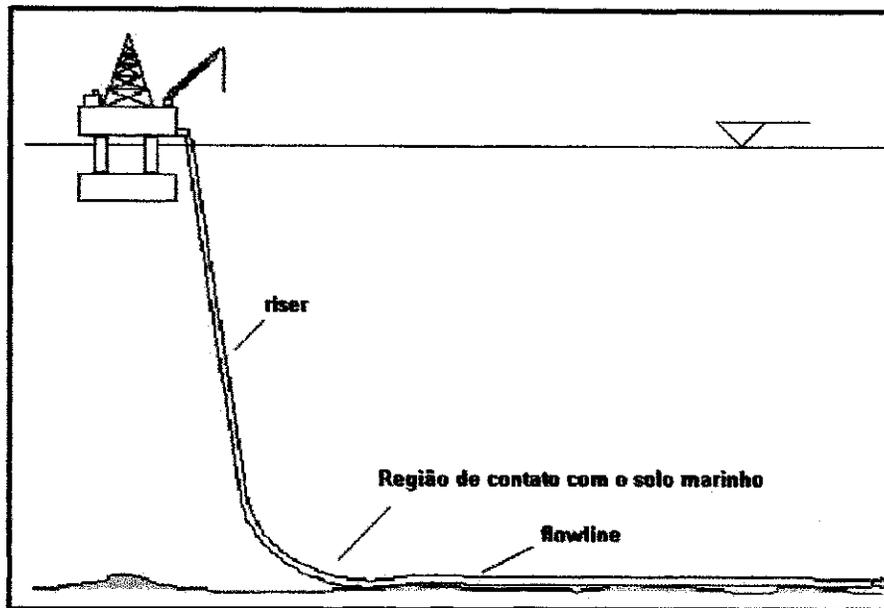


Figura 2.1 – Configuração simples de um riser de aço em catenária.

O conceito de riser de aço em catenária foi introduzido pela Shell em 1992, tendo sido instalado em agosto de 1992 na Plataforma de Auger, no Golfo do México. A Petrobras já vinha investigando o seu conceito desde 1989 e construindo os fundamentos da engenharia para abrir caminho ao emprego em plataformas semi-submersíveis, na Bacia de Campos. Em 1998 a Petrobras instalou o primeiro e pioneiro SCR na semi-submersível P-18, no campo de Marlin, Bacia de Campos. Esse fato marcou e estabeleceu uma nova abordagem para o desenvolvimento em águas profundas no Brasil, assegurando a praticabilidade para a produção de campos em profundidades além do alcance da tecnologia tradicional dos risers flexíveis.

Em 2001, a Petrobras instalou dois risers de aço em catenária adicionais, um para exportação de petróleo e outro para a exportação de gás, na plataforma semi-submersível P-36, no campo de Roncador. Esta foi a primeira instalação de risers aplicando-se um método híbrido de lançamento com base em uma patente desenvolvida pelos próprios técnicos da Petrobras, o qual permitiu a instalação dos mesmos em menos da metade do tempo gasto, obtendo-se um corte de 30% nos custos de instalação.

Hoje, o conceito de riser de aço em catenária é considerado como uma tecnologia de campo comprovada. Com base na experiência adquirida no decorrer do seu projeto e na construção e instalação dos mesmos na exportação de petróleo e de gás nas plataformas semi-submersíveis de produção P-18 e P-36, vem sendo adotado, portanto, como solução

base em outros campos de águas profundas, devido a inexistência de risers flexíveis com qualificação para aplicação nesses projetos [28].

2.1.1 Análises Dinâmicas

A resposta dos risers de aço em catenária às condições de carregamento cíclico é bastante complexa, significativamente nos pontos de não-linearidade geométrica, correspondentes aos pontos de fixação com a embarcação e com a região de contato com o solo marinho (*touchdown point - TDP*).

Vários trabalhos que tratam do comportamento da catenária em relação ao seu comportamento dinâmico podem ser encontrados na literatura [4-8,29]. Nesses, normalmente, são feitas considerações a cerca das condições ambientais tais como, período das ondas e direção das correntes marinhas a fim de otimizar o comprimento, geometria e ângulo de fixação com a embarcação. Na grande maioria dos trabalhos considera-se o efeito das vibrações induzidas por deslocamentos de vórtices (VIV) e dos arrastes hidrodinâmicos que podem resultar em severos danos por fadiga, particularmente quando as velocidades das correntes marinhas são altas [5].

Os VIVs são causados pelo desprendimento de vórtices de lados alternados do riser, os quais resultam em vibrações de alta frequência ao longo de seu comprimento. Os resultados das vibrações conduzem a tensões cíclicas de alta frequência e, como consequência, a sérios danos por fadiga na estrutura. Alguns estudos mostram que o uso de elementos supressores ao longo do comprimento suspenso da catenária pode reduzir o desprendimento dos vórtices em cerca de 80%, no entanto, introduzem outras dificuldades, como a complexidade de instalação e manutenção [7]. Os efeitos dos VIVs são particularmente importantes e devem ser considerados durante o projeto de risers principalmente quando se requer um tempo mínimo de vida de 25 anos [8].

O arraste hidrodinâmico tende a desprender a catenária do ponto de fixação à plataforma. A conexão, no entanto, resiste ao movimento, já, na parte inferior, onde não há conexões para as catenárias simples e para os risers com flutuadores intermediários, há deslocamentos do ponto de contato com o solo marinho, ocasionando danos à fadiga na tubulação.

base em outros campos de águas profundas, devido a inexistência de risers flexíveis com qualificação para aplicação nesses projetos [28].

2.1.1 Análises Dinâmicas

A resposta dos risers de aço em catenária às condições de carregamento cíclico é bastante complexa, significativamente nos pontos de não-linearidade geométrica, correspondentes aos pontos de fixação com a embarcação e com a região de contato com o solo marinho (*touchdown point - TDP*).

Vários trabalhos que tratam do comportamento da catenária em relação ao seu comportamento dinâmico podem ser encontrados na literatura [4-8,29]. Nesses, normalmente, são feitas considerações a cerca das condições ambientais tais como, período das ondas e direção das correntes marinhas a fim de otimizar o comprimento, geometria e ângulo de fixação com a embarcação. Na grande maioria dos trabalhos considera-se o efeito das vibrações induzidas por deslocamentos de vórtices (VIV) e dos arrastes hidrodinâmicos que podem resultar em severos danos por fadiga, particularmente quando as velocidades das correntes marinhas são altas [5].

Os VIVs são causados pelo desprendimento de vórtices de lados alternados do riser, os quais resultam em vibrações de alta frequência ao longo de seu comprimento. Os resultados das vibrações conduzem a tensões cíclicas de alta frequência e, como consequência, a sérios danos por fadiga na estrutura. Alguns estudos mostram que o uso de elementos supressores ao longo do comprimento suspenso da catenária pode reduzir o desprendimento dos vórtices em cerca de 80%, no entanto, introduzem outras dificuldades, como a complexidade de instalação e manutenção [7]. Os efeitos dos VIVs são particularmente importantes e devem ser considerados durante o projeto de risers principalmente quando se requer um tempo mínimo de vida de 25 anos [8].

O arraste hidrodinâmico tende a desprender a catenária do ponto de fixação à plataforma. A conexão, no entanto, resiste ao movimento, já, na parte inferior, onde não há conexões para as catenárias simples e para os risers com flutuadores intermediários, há deslocamentos do ponto de contato com o solo marinho, ocasionando danos à fadiga na tubulação.

Os danos por fadiga causados aos risers são designadamente maiores nas suas juntas soldadas circunferenciais, locais atestados como os mais prováveis para o trincamento por fadiga e conseqüente vazamento dos fluidos transportados em serviço [6,10].

2.2 Considerações Gerais sobre Fadiga

Desde o século passado tem-se conhecimento do fato que um componente ou estrutura submetido a um carregamento repetido ou flutuante poderá romper sob uma carga muito inferior àquela necessária para causar a sua fratura devido à aplicação de uma carga estática. As falhas mecânicas decorrentes destas condições de carregamento são chamadas falhas por fadiga.

Fadiga corresponde a uma mudança estrutural progressiva, localizada e permanente que ocorre nos materiais sujeitos a tensões e deformações flutuantes, as quais resultam em trincas após um número suficiente de ciclos de carregamento [30].

Para que a falha por fadiga aconteça é necessário a ação simultânea de tensões cíclicas, tensões trativas e deformação plástica. As tensões cíclicas iniciam a trinca e as tensões trativas promovem o seu crescimento ou a sua propagação [30].

A falha por fadiga é preocupante, porque pode provocar o colapso da estrutura sem qualquer aviso prévio ou deformação plástica visível. Geralmente se inicia a partir de um concentrador geométrico de tensão, tal como um canto vivo ou entalhe, na mudança de seção causada pela presença de uma junta soldada, como também a partir de defeitos de solda, internos ou externos, decorrentes dos processos de soldagem, como porosidades, mordeduras, falta de fusão e inclusões de escória [31-36].

Em quaisquer casos, existe sempre uma intensificação de tensões localizada e a trinca de fadiga poderá iniciar nestas regiões, desde que a amplitude dessas tensões e o número de ciclos de aplicação de carga sejam suficientemente elevados [30,31,37,38]. Com a intensificação de tensões, surge nas vizinhanças do entalhe ou defeito uma zona plástica de alta deformação propícia para a iniciação da trinca de fadiga que, com a continuidade do carregamento, poderá propagar-se ao longo da seção do componente, resultando em sua falha completa [30].

O mecanismo de fadiga envolve as seguintes fases sucessivas: nucleação ou iniciação da trinca de fadiga, propagação dessa trinca e ruptura final do componente. É importante salientar que a presença de defeitos pode reduzir ou eliminar a fase de iniciação, a qual

ocupa cerca de 90% da vida cíclica, prevista pelos ensaios clássicos realizados em corpos de prova isentos de defeitos. Deste modo, na presença de defeitos, a vida útil é principalmente dependente da velocidade de propagação de trincas preexistentes ou do seu tamanho inicial [30,31].

Na prática, o processo de iniciação das trincas por fadiga quase sempre ocorre a partir de um entalhe concentrador de tensão. Quando as solicitações cíclicas são baixas, a iniciação é controlada pelas tensões atuantes naquele ponto, sendo este processo, portanto, muito influenciado pelas propriedades mecânicas do material, acabamento superficial e tensões residuais junto à superfície do entalhe. Porém, quando as cargas na raiz do entalhe são altas, a trinca inicia mais rapidamente, com a sua propagação influenciada pela ductilidade do material em oposição aos detalhes superficiais, que assumem menor importância [39].

As conseqüências da falha por fadiga já são conhecidas há muito tempo e registros de sua ocorrência em oleodutos, pontes e vigas têm sido bem documentados na literatura [33,40,41 Apud 31]. Atualmente pode-se dizer que cerca de 90% das falhas em serviço, relativas a causas mecânicas, são atribuídas à fadiga [42,43].

Embora ainda se verifiquem ocasionalmente graves desastres, estes têm uma interpretação mais segura através da Mecânica da Fratura, que procura estabelecer relações quantificadas entre tamanhos de defeitos, solicitações aplicadas e propriedades dos materiais, com o objetivo de caracterizar a ocorrência de fraturas [31].

A avaliação da importância de defeitos exige, entre outras coisas, o conhecimento da tenacidade do material, propriedade que caracteriza a sua resistência à propagação de trincas e cujos valores têm de ser relevantes nas adjacências dos defeitos, particularmente em juntas soldadas, onde freqüentemente são localizados. Nos trabalhos de Troshchenko & Pokrovskii [44,45], que utilizaram resultados de investigações prévias para fazer comparações da tenacidade à fratura de metais e ligas sob condições de carregamento estático e dinâmico, podem ser encontradas várias referências de autores que trataram desse assunto mais extensivamente.

Como qualquer outra propriedade mecânica, a avaliação da vida em fadiga dos componentes pode ser feita através de ensaios de laboratório. Apesar das dispersões inerentes, as quais variam em função do nível de tensão, estado de tensão, forma da onda cíclica, ambiente e condições metalúrgicas do material, os ensaios são essenciais para o entendimento do comportamento à fadiga de qualquer tipo de estrutura [31,37,46].

Dois tipos de ensaios podem ser realizados: *testes de iniciação e de propagação*. Nos testes de iniciação, as amostras são submetidas a um número de ciclos de carregamento necessário para que uma trinca de fadiga se inicie e cresça causando a sua fratura completa. Nos testes de propagação, os métodos da Mecânica da Fratura são utilizados para determinar as taxas de propagação de trincas preexistentes, sob carregamento cíclico, em um ambiente neutro ou em um ambiente corrosivo [30,31,37,38,46].

2.2.1 Testes de Iniciação de Trincas de Fadiga

Os testes de iniciação de trincas de fadiga são realizados geralmente com carregamento axial, podendo-se produzir, deste modo, tensões trativas e compressivas. Conforme ilustrado esquematicamente nos ciclos de tensão da Figura 2.2, a tensão imposta nos ensaios pode ser ciclada entre zero e uma tensão de tração máxima, entre uma tensão de tração máxima e uma tensão de tração mínima, onde ambas podem se repetir completamente em um campo de compressão ou entre uma tensão máxima de tração e uma de compressão, sendo esta última considerada como a tensão mínima, dada algebricamente pelo sinal menos [30,37]. As juntas soldadas, em virtude da presença de defeitos que introduzem na estrutura, praticamente não apresentam período de iniciação [24,47].

Conforme ilustração esquemática, exibida na Figura 2.3, nos ciclos de tensões supra citados, as tensões aplicadas podem ser descritas em termos da tensão média, S_m , da amplitude de oscilação, S_a , e do intervalo das tensões, S_r [30,46].

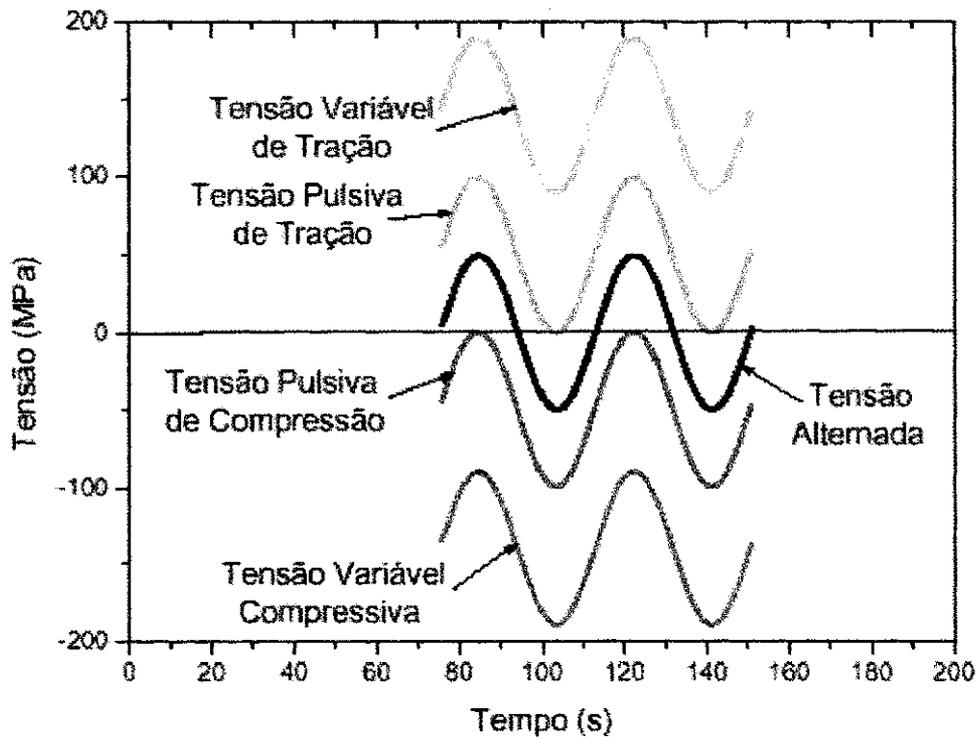


Figura 2.2 – Ilustração esquemática dos ciclos de tensões típicos em fadiga.

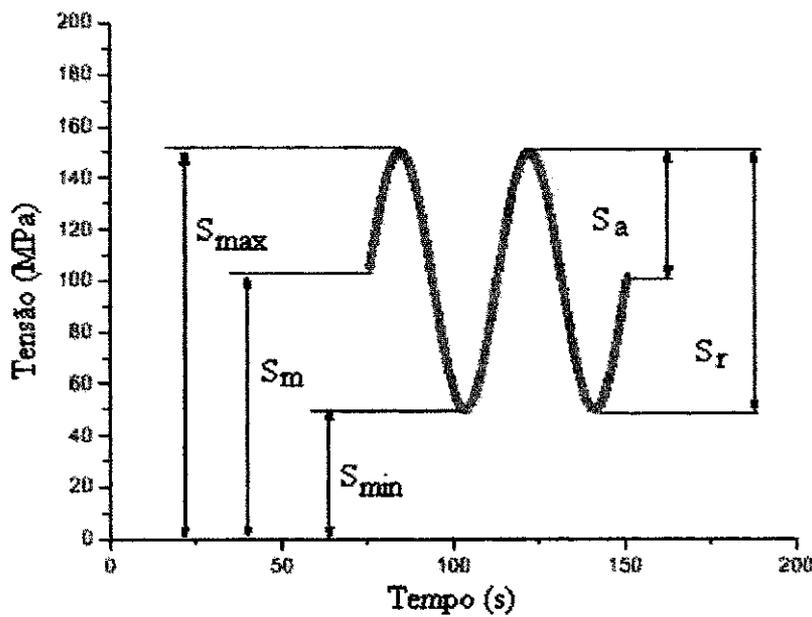


Figura 2.3 – Ilustração esquemática da simbologia utilizada para definir as componentes das tensões cíclicas.

A tensão média (S_m), a amplitude de oscilação (S_a) e o intervalo de tensão (S_r) são dados respectivamente pelas seguintes equações:

$$S_m = \frac{S_{\max} + S_{\min}}{2} \quad (2.1)$$

$$S_a = \frac{S_r}{2} \quad (2.2)$$

$$S_r = S_{\max} - S_{\min} \quad (2.3)$$

A relação entre as tensões aplicadas, ou seja, a razão de tensão, R, fornecida pela expressão abaixo, é muito utilizada para apresentação dos dados de fadiga.

$$R = \frac{S_{\min}}{S_{\max}} \quad (2.4)$$

A maneira mais tradicional de se estudar o comportamento à fadiga de estruturas é através das chamadas curvas SN (Stress x Number of cycles – Tensão x Número de ciclos), ou curvas de Wöhler, conforme ilustração esquemática apresentada na Figura 2.4, onde S é a tensão nominal aplicada, podendo ser S_a , S_r , S_{\max} ou S_{\min} , e N, o número de ciclos de carregamento até a ruptura ou até um tempo de vida especificado, comumente lançado no gráfico em escala logarítmica [31,37,46].

A relação S-N é determinada para um valor constante de S_m ou R. Quando R é constante, este tipo de curva é obtida aplicando-se uma série de ciclos de tensão, com a tensão máxima decrescente, e ajustando-se a tensão mínima em cada caso de maneira que ela seja uma fração constante da tensão máxima [38]. Para aços em geral observa-se um patamar nesta curva, conhecido como limite de fadiga (S_{LF}), que consiste em um nível de tensão abaixo do qual o material pode suportar um número infinito de ciclos de tensões regulares sem se romper [30,37,38,46].

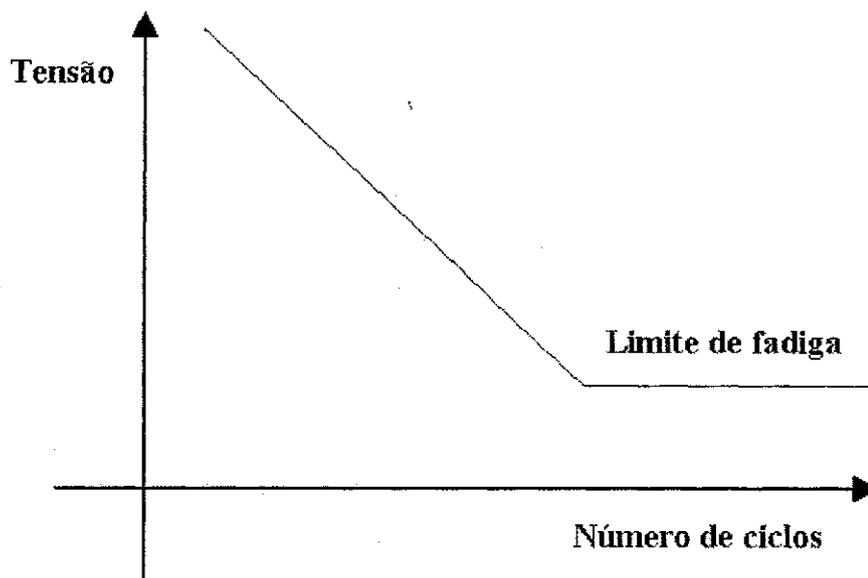


Figura 2.4 -- Ilustração esquemática da curva SN.

Para o levantamento da curva SN, o procedimento usualmente adotado consiste em se testar o primeiro corpo de prova a um ciclo de tensões, cuja tensão máxima seja elevada, correspondente geralmente a dois terços da tensão limite de resistência à tração do material, na qual se espera que ocorra a fratura em um número de ciclos bastante reduzido. A tensão do ensaio é diminuída gradativamente para cada corpo de prova que se sucede, até que uma ou duas amostras não se rompam para um determinado número de ciclos, geralmente 10^7 ciclos. A maior tensão para a qual não se verifica a ruptura do corpo de prova corresponde à tensão limite de fadiga do material. Para os aços, o limite de resistência à fadiga está compreendido na faixa de 35 a 65% do limite de resistência à tração. Admite-se na prática que a razão de fadiga, ou seja, a razão entre o limite de resistência à fadiga e o limite de resistência à tração, vale 0,5 aproximadamente. Esta curva geralmente é levantada utilizando-se cerca de 6 a 12 corpos de prova. Apesar da dispersão observada nos resultados experimentais, consegue-se sem muita dificuldade, o traçado de uma curva suave abrangendo os pontos obtidos [37,38,46,48].

A dispersão observada nos resultados obtidos pode ser explicada pelo fato de que, na determinação do limite de fadiga de um material, cada corpo de prova apresenta o seu próprio limite de fadiga, rompendo para tensões acima e permanecendo em uso para tensões abaixo desse limite. Esta tensão, portanto, varia de amostra para amostra em

função das descontinuidades internas e da presença ou não de concentradores de tensão, devendo haver um tratamento estatístico dos dados para a sua determinação [38,49,50].

Para amostras que contém concentradores de tensão, como as que possuem juntas soldadas, o limite de fadiga não costuma ser muito bem definido, podendo até mesmo não existir [48].

2.2.2 Testes de Propagação de Trincas de Fadiga

Em componentes estruturais a existência de trincas não necessariamente implica em falha iminente. Um significativo tempo de vida pode ainda, eventualmente, existir até que a trinca alcance um tamanho crítico que cause o seu colapso [30]. Para determinar a taxa de propagação sob carregamentos cíclicos, realizam-se ensaios de propagação de trincas recorrendo-se aos conceitos da Mecânica da Fratura [31].

O principal deles é o conceito do fator de intensidade de tensão (K), que define o campo de tensões à frente da ponta da trinca de um sólido com comportamento linear elástico. É válido também para comportamento elástico não linear, quando a zona plástica na ponta da trinca é pequena em relação à dimensão do componente, permitindo o uso da Mecânica da Fratura Linear Elástica para metais e ligas metálicas. A restrição é que a região de deformação não linear seja pequena e esteja confinada dentro da região do domínio do fator de intensidade de tensão [51].

Sob carregamento monotônico, a expressão geral do fator de intensidade de tensão no modo I de carregamento (em tração), para diferentes geometrias de corpos de prova e modelos de trincas é dada pela seguinte equação:

$$K_I = SY\sqrt{\pi a} \quad (2.5)$$

onde:

K_I = fator de intensidade de tensão do modo I de carregamento

S = tensão uniaxial perpendicular ao plano da trinca

a = tamanho da trinca

$Y = f(a/w)$, parâmetro adimensional que depende da geometria do corpo de prova e do tipo de carregamento

w = largura do corpo de prova

Os testes de propagação de trincas normalmente são realizados sob amplitude de carga constante em amostras pré-trincadas por fadiga, com os incrementos das trincas (a) medidos em função do número de ciclos (N), possibilitando o levantamento do gráfico $a \times N$, conforme ilustrado esquematicamente na Figura 2.5.

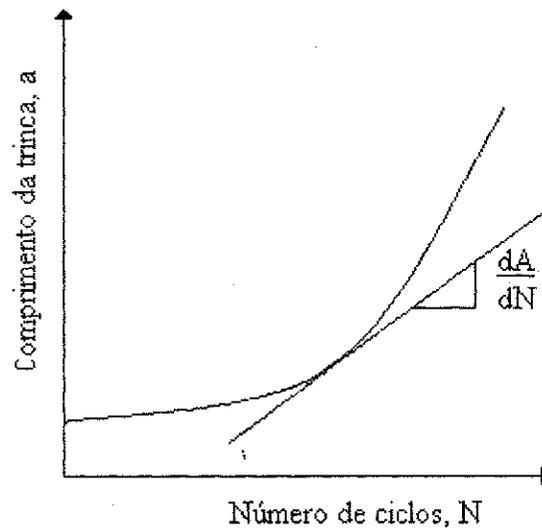


Figura 2.5 – Gráfico $a \times N$.

Por fim estes dados são sujeitos a análises numéricas para estabelecer as taxas de crescimento de trincas, da/dN , que nada mais são do que as tangentes das curvas em cada ponto.

As taxas de crescimento de trincas, da/dN , são plotadas em função do intervalo do fator de intensidade de tensão na ponta da trinca, ΔK , que varia entre valores máximos e mínimos de tensão nos ciclos com amplitude de tensão constante, S_a , conforme ilustração esquemática, exibida na Figura 2.6 [52 Apud 53].

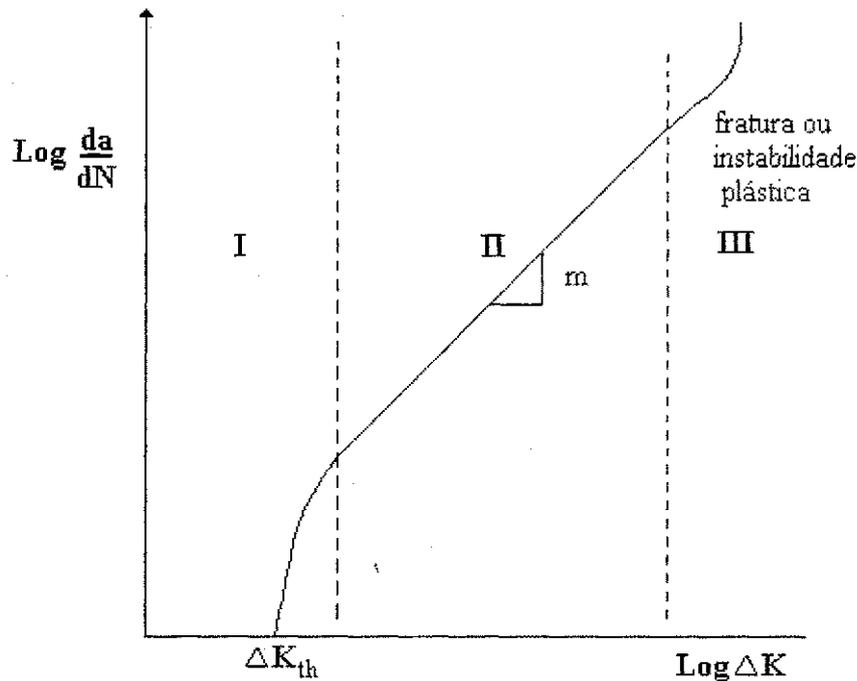


Figura 2.6 – Ilustração esquemática da relação $da/dN = f(\Delta K)$.

No diagrama $da/dN \times \Delta K$, como é conhecido, identificam-se três regiões de propagação designadas por regiões I, II e III.

Na Região I do gráfico, a velocidade de crescimento da trinca depende apenas do valor do fator limite de intensidade de tensão ΔK_{th} , não havendo crescimento detectável de trinca para $\Delta K < \Delta K_{th}$ e para $\Delta K > \Delta K_{th}$, o crescimento se dá a velocidades muito pequenas, geralmente inferiores a 10^{-7} mm/ciclo [31].

Nesta região, a zona de deformação plástica é consideravelmente menor que a dimensão do grão, fazendo com que a microestrutura influencie nas taxas de propagação. Esta região também é bastante sensível à influência da razão de tensões e do meio ambiente.

É largamente reconhecido o fato de que o valor de ΔK diminui com o aumento do valor de R, apresentando esta relação uma forte dependência com o meio ambiente [31,51].

De uma maneira geral, o ambiente agressivo antecipa o processo de desenvolvimento da trinca, potencializando o efeito de outras variáveis, como frequência e forma de onda cíclica, para citar alguns [54].

Em corpos de prova lisos, isentos de concentradores de tensão, esta fase tende a ocupar praticamente toda a sua vida útil. Na presença de concentradores de tensão, como as descontinuidades introduzidas pelas juntas soldadas, as condições de carregamento podem se tornar críticas e suprimir a Região I de propagação, promovendo o crescimento da trinca com taxas da/dN características da Região II [31,51].

Na Região II é revelada a principal característica deste gráfico, ou seja, a linearidade da relação $da/dN \times \Delta K$, regida pela lei de Paris e Erdogan [52 Apud 53]:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (2.6)$$

onde m é a inclinação da reta e C é o coeficiente encontrado ao prolongar a reta até o valor de ΔK , correspondente a $1 \text{ MPa} \sqrt{m}$.

Essa região apresenta uma propagação de trinca com taxas, situando-se na faixa de 10^{-7} a 10^{-6} mm/ciclo. O mecanismo de crescimento de trincas se dá através da formação de estrias, que efetivamente correspondem às posições sucessivas da frente de propagação a cada ciclo de tensão, ou melhor, a cada incremento de trinca gerado num ciclo de carregamento. Contudo, nem sempre as estrias podem ser identificadas, mas a sua observação assegura a ocorrência dos mecanismos de fadiga [31,51].

Numerosos estudos citados em Branco et al. [31] revelaram que a taxa de propagação de trincas em aços, dentro dessa região é pouco afetada pela mudança da microestrutura, mesmo que ocorra uma significativa variação nas propriedades mecânicas.

Nessa região a trinca cresce sob uma ampla gama de valores de ΔK , a qual abrange valores próximos de ΔK_{th} até valores próximos do fator de intensidade de tensão crítico do material (K_C , K_{IC}). Quando o K_{max} aplicado atinge o valor crítico, já na região III, o corpo de prova entra em instabilidade [30,31,51].

Na Região III a taxa de propagação de trinca é muito elevada, resultando num tempo de vida em propagação reduzido. Essa região é controlada primariamente pela tenacidade à fratura do material (K_{IC} , K_C), sendo de pequena importância para a maioria das situações de fadiga. O modo de propagação de trinca é caracterizado pela interação dos mecanismos de fadiga, estriações com as rupturas elásticas, ocorrendo clivagem ou fratura dúctil (coalescimento de microcavidades) de acordo com o material.

Nesta região, cuja vida é curta, ao contrário da região II, o meio ambiente tem influência pequena sobre o crescimento da trinca de fadiga, tendo em vista o fato da interação com o meio agressivo exigir tempo [31].

2.2.3 Morfologia da Superfície de Fratura por Fadiga

A morfologia da superfície de fratura por fadiga é influenciada por fatores que afetam o processo de fadiga, ou seja, depende do estado de tensão, presença de concentradores de tensão e meio ambiente. Suas características podem ser identificadas macroscopicamente e microscopicamente.

Uma fratura por fadiga propaga-se macroscopicamente numa direção normal à direção de aplicação da carga, exibindo um aspecto liso sem sinais de deformação plástica, assemelhando-se ao aspecto da fratura frágil. O que as distingue é o fato de que a trinca de fadiga inicia-se em pontos de concentração de tensão, cuja origem pode ser diversa, proveniente de defeitos de usinagem, mudança de seção, defeitos de solda, para citar alguns.

Uma vez iniciada, a trinca de fadiga propaga-se lentamente, sendo que esse processo não é uniforme, mas intermitente com zonas de crescimento rápido e zonas de crescimento lento, resultando no aparecimento na superfície de fratura de alterações, denominadas marcas de praia, as quais se formam como resultado de variações da velocidade de propagação, paradas ou acelerações, por efeito de alterações da tensão aplicada, motivada por fatores internos ou externos [55 e 56 Apud 31]. Essas marcas, que constituem uma das características morfológicas macroscópicas das superfícies de fratura por fadiga, têm normalmente a forma de meia lua ou de linhas radiais em relação à origem facilitando assim a identificação do ponto de iniciação da trinca de fadiga.

Quando a trinca de fadiga atinge dimensões críticas para a tenacidade do material e tensão aplicada, tem origem o colapso instável do componente por fratura dúctil ou frágil, dando a superfície de fratura um aspecto rugoso e irregular que a distingue da fratura por fadiga, conforme ilustrado esquematicamente na Figura 2.7.

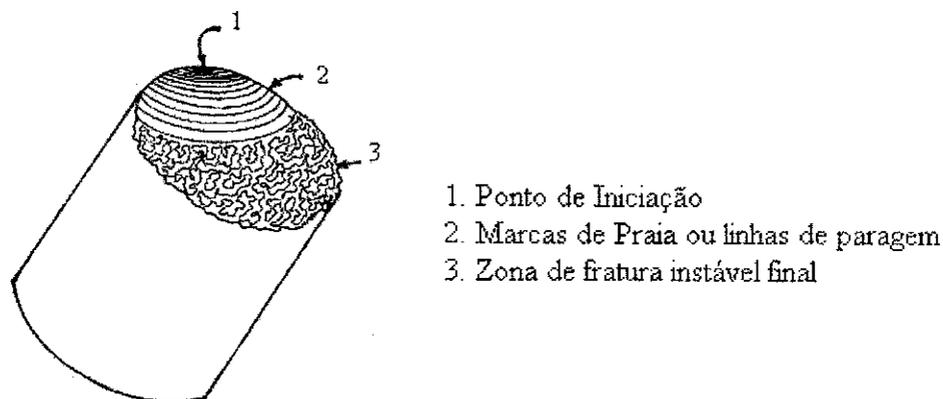


Figura 2.7 – Ilustração esquemática da superfície de fratura por fadiga [57].

Trincas de fadiga podem iniciar-se em diversos pontos dum mesmo componente, indicando severa concentração de tensões, e propagar-se em planos paralelos que antes de constituírem uma única frente, separam-se por degraus, formando um aspecto característico conhecido como marcas de catraca (ratchet marks) [31,58].

A direção de propagação da trinca de fadiga num corpo de prova solicitado uniaxialmente depende do estado de tensão instalado, ou seja, das condições de estado plano de deformação ou de tensão, influenciadas significativamente pela espessura do mesmo.

A influência da espessura do componente na taxa de propagação de trincas de fadiga está relacionada à restrição plástica na ponta da trinca. Uma restrição plástica maior, característica de espessuras maiores favorece a ocorrência de mecanismos estáticos de propagação (clivagem, fissuração intergranular e coalescência de microcavidades) e, com isso, o aumento da taxa de crescimento de trincas. Para estes casos, ou seja sob estado plano de deformação, tem-se uma fratura plana, perpendicular à tensão aplicada. Por outro lado, sob estado plano de tensões, tem-se uma fratura que tende a inclinar-se 45° em relação ao eixo da tensão aplicada. A transição da propagação plana, a 90°, para um plano inclinado a 45° ocorre para aços para valores de ΔK próximos a 30 $\text{MNm}^{-3/2}$ [31].

Na ausência de marcas macroscópicas, a utilização da microscopia eletrônica de varredura pode revelar aspectos das superfícies de fratura por fadiga que tornam possível a sua caracterização, que são as estrias, desenvolvidas principalmente em planos de 90° e correspondentes às posições sucessivas ocupadas pela frente de propagação da trinca nos ciclos de tensões sucessivos. O exame de superfícies de fraturas por fadiga obtidas por

cargas cíclicas variáveis demonstrou que cada estria é produzida por um único ciclo de tensões, muito embora nem todos os ciclos produzam necessariamente uma estria [58,59 Apud 31]. Valores de ΔK muito elevados dão origem à formação de microcavidades, características de fraturas dúcteis. Do contrário, para baixos valores de ΔK , pode ocorrer fraturas por um mecanismo de clivagem. Para valores intermediários de ΔK , particularmente em materiais com baixa tenacidade, o mecanismo de crescimento da trinca de fadiga ocorre através de modos de fratura estáticos, os quais dependem do estado de tensão, tipo de solicitação, microestrutura e meio ambiente [59 Apud 31].

Embora não seja muito bem definido, admite-se que o mecanismo de formação de estrias se dá por deformação plástica na extremidade da trinca, seguida pelo seu afinamento [60 Apud 31].

2.3 Considerações Gerais sobre Juntas Soldadas

Uma junta soldada obtida por um dos processos de soldagem por fusão a arco (Eletrodo Revestido, Arco Submerso, TIG, MIG, MAG, etc) apresenta-se subdividida em quatro regiões distintas, Zona Fundida, Zona de Ligação, Zona Termicamente Afetada e Metal de Base, conforme ilustra esquematicamente a Figura 2.8 [61].

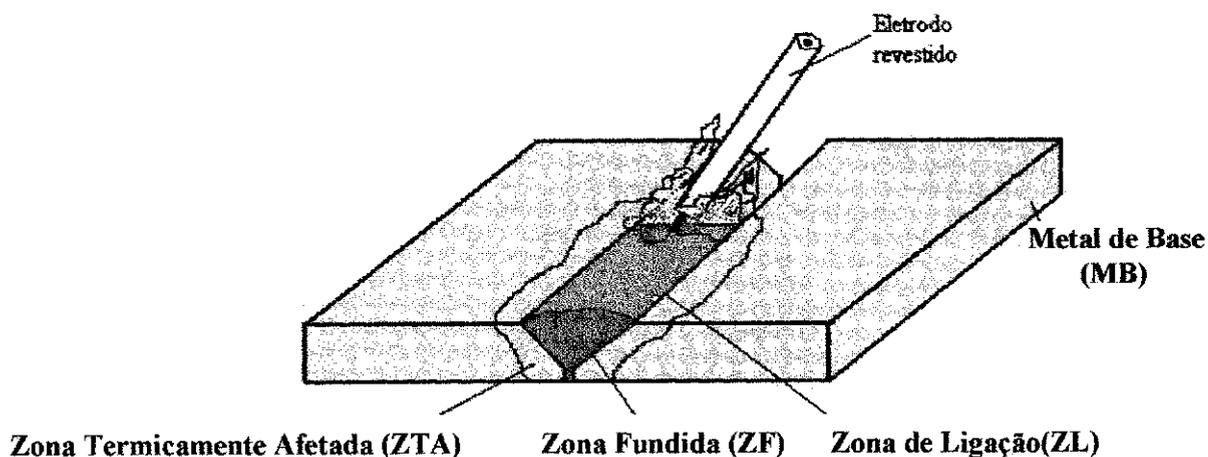


Figura 2.8 – Regiões da junta soldada.

2.3.1 Zona Fundida

No caso de soldas autógenas, a zona fundida, também chamada metal de solda ou cordão de solda é constituída, em sua totalidade, do metal de base levado à fusão e solidificado. Já com o emprego de metal de adição, ela se constitui de uma mistura de metal de adição e de uma parte do metal de base fundido e solidificado [61].

A diluição, portanto, constitui um fator importante, uma vez que ela dita o percentual do metal de base que participa da constituição do metal de solda, sendo dependente da geometria do chanfro, processo e parâmetros de soldagem utilizados [62].

Quando o metal de solda for constituído por um único passe de solda, os grãos irão crescer perpendicularmente por epitaxia (nucleação de grãos a partir de um substrato, guardando com ele a mesma orientação cristalográfica) a partir dos grãos da ZTA próximos à zona de ligação (parte do metal de base que sofreu fusão e que forma a interface entre o metal de solda e a ZTA), tomando a forma colunar. Por outro lado, quando o metal de solda for constituído por vários passes depositados sucessivamente (solda multipasse), sua constituição macrográfica será diferente conforme o tipo de metal depositado exiba ou não pontos de transformação no estado sólido [61].

Para o caso de um metal depositado sem pontos de transformação, caso, por exemplo, do alumínio, cobre, níquel e aços austeníticos, o ciclo térmico de cada passe depositado não provoca nenhuma transformação de fase no cordão precedente, cujos grãos colunares, devido ao fenômeno de epitaxia, irão crescer no processo de solidificação, atravessando a zona de ligação dos cordões sucessivos [61].

A Figura 2.9 ilustra esquematicamente uma macroestrutura de solidificação de uma solda multipasse, com três passes depositados, exibindo pontos de transformação no estado sólido, caso, por exemplo, dos aços ferríticos.

Considerando-se, por exemplo, o segundo cordão, a deposição do último passe impõe sobre ele um ciclo térmico de aquecimento e resfriamento. Na verdade, cada ponto do segundo cordão experimenta um ciclo térmico diferente, sendo a temperatura máxima atingida, função da distância do ponto considerado à zona de ligação entre o segundo e o terceiro passe. No caso de aços ferríticos, isto equivale dizer que, no aquecimento, as regiões do segundo cordão foram austenitizadas a temperaturas tanto mais altas quanto mais próximas da zona de ligação for a região. Ao sofrer a transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ (ferro alfa \rightarrow ferro gama) no aquecimento, os grãos perdem o aspecto colunar, tornando-se

poligonais. No resfriamento a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ se processa sem alterar o caráter poligonal dos grãos. Dá-se o nome de região regenerada ou reauecida à região do cordão austenitizada durante o aquecimento imposto pela deposição do passe subsequente. Esta região regenerada pode ser subdividida em duas partes: uma mais próxima à zona de ligação com o outro passe, experimentando, por isto, um crescimento de grãos (região de grãos grosseiros – $T > 1373\text{K} - 1100^\circ\text{C}$) e outra parte que alcança temperaturas próximas da temperatura de normalização do aço (1073 a $1173\text{K} - 800$ a 900°C), apresentando, por isto, um refino de grãos (região de grãos finos). O restante do cordão sofre um aquecimento em temperaturas inferiores ($873\text{K} - 600^\circ\text{C}$ aproximadamente). Os grãos, embora aquecidos, não sofrem alterações no seu caráter colunar. Os fenômenos descritos aplicam-se a todos os cordões com exceção evidentemente do último que, por não sofrer o efeito térmico de nenhum outro passe, apresenta estrutura bruta de fusão, constituída exclusivamente de grãos colunares [61].

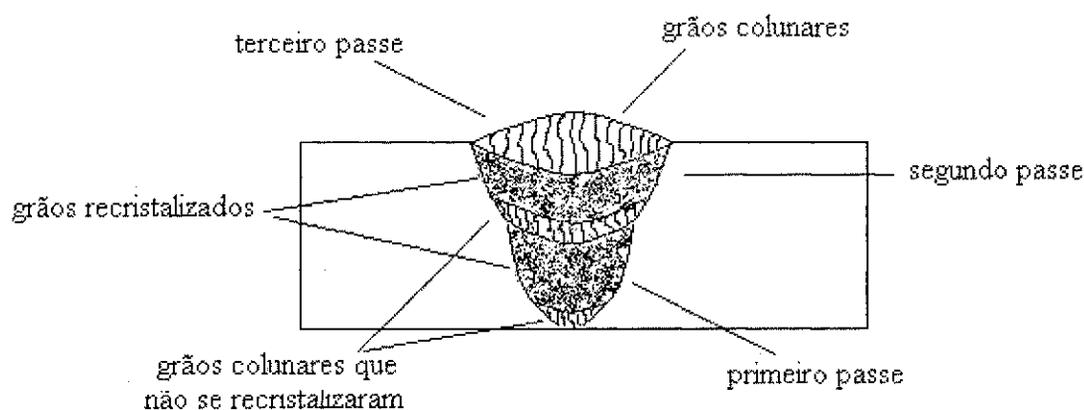


Figura 2.9 – Ilustração esquemática da macroestrutura de uma solda multipasse com pontos de transformação [63].

A partição, num mesmo cordão, das regiões reauecida e de grãos que permaneceram colunares, depende da energia de soldagem e da temperatura de interpasse [64,65].

Em alguns trabalhos mostrou-se que, através do aumento do número de passes, o percentual de região reauecida é fator controlador da tenacidade, devido à diferença na estrutura dos grãos, razão pela qual se deve minimizar o percentual da região de grãos colunares [66-68].

2.3.1.1 Constituintes Microestruturais da Zona Fundida

As propriedades mecânicas dos metais de solda de aços ferríticos são fortemente influenciadas pela microestrutura resultante após o resfriamento. A nomenclatura para identificação, através de microscopia ótica, dos constituintes microestruturais presentes nos metais de solda desses aços mais recente e mais aceita é proposta pelo documento IX 1533-88 do Instituto Internacional de Soldagem, sendo definidos como Ferrita Primária, Ferrita com Segunda Fase, Ferrita Acicular, Agregado de Ferrita Carbetos, Martensita e Austenita-Martensita [69]. No entanto, na literatura científica, outras nomenclaturas são freqüentemente utilizadas, tais como bainita, perlita e ferrita de Widmanstätten [70 Apud 71].

Ferrita Primária (PF) - pode nuclear no interior do grão austenítico, denominando-se Ferrita Primária Intragranular - PF(I), ou nos seus contornos, denominando-se neste caso, Ferrita Primária de Contorno de Grão - PF(G). Este constituinte é formado em condições de baixas taxas de resfriamento, adotando a forma de veios alongados ou grãos poligonais, sendo caracterizado por uma granulometria grosseira e baixo limite de resistência [69,72]. Quando junta de outros constituintes de maior resistência, a PF concentra maior deformação conduzindo à iniciação de trincas por clivagem, sendo, portanto, indesejável nos metais de solda [73].

Ferrita com Segunda Fase (FS) - Pode apresentar-se como Ferrita com Segunda Fase Alinhada - FS(A), também conhecida como ferrita de Widmanstätten, ou como Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada - FS(NA). Para ser considerada como FS a relação comprimento/largura deve ser maior que 4, caso contrário será considerada AF ou PF. A FS, por não possuir contornos de alto ângulo, não oferece resistência à propagação de trincas por clivagem, reduzindo a resistência do metal de solda. Considera-se como FS(A) quando se apresenta sob a forma de duas ou mais ripas paralelas. A nucleação ocorre nos contornos ou dentro do grão austenítico. O formato grosseiro e paralelo dos grãos de FS(A) possibilita a formação de filmes de constituintes ricos em carbono nos seus contornos, fragilizando a microestrutura e facilitando a propagação de trincas. O mecanismo de formação e as características mecânicas da FS(NA) são os mesmos da FS(A). O que diferencia é que a FS(NA) não se mostra paralela, apresentando-se aleatoriamente entre os outros constituintes [69,72,73].

Ferrita Acicular (AF) - formada no interior do grão austenítico, constitui-se por grãos

extremamente finos, com diâmetros variando de 1 a 3 μm , não alinhados e com contornos de alto ângulo [69,72,74]. Vários autores comprovaram que a morfologia da AF, juntamente com sua alta densidade de discordância lhe confere uma combinação de alta resistência mecânica e tenacidade [73,75,76].

Alguns autores afirmam que para se obter um máximo de tenacidade em metais de solda, é necessário uma perfeita combinação dos consumíveis com os parâmetros de soldagem, para que seja inibida a formação de PF e de FS e haja favorecimento do aumento da ferrita acicular (AF) [68,77]. Elementos de liga, tais como Mn, Mo e Ti favorecem a formação da ferrita acicular [71]. Em processos a arco elétrico com proteção gasosa é preciso minimizar o teor de O_2 e de CO_2 nos gases e nos arames, quando existe preocupação em se alcançar valores elevados de tenacidade. O oxigênio, em teores elevados, além de propiciar a formação de inclusões, dá origem a microestruturas frágeis como a ferrita com segunda fase alinhada e a ferrita primária. Já para teores mais baixos, estas microestruturas são substituídas pela ferrita acicular, sob ação de inclusões, que segundo Abson & Dolby [78] Apud Welding Handbook [63], atuam como nucleadores deste microconstituente no interior dos grãos austeníticos.

Agregado de Ferrita e Carbonetos (FC) - estrutura formada de ferrita fina e carbonetos. Este constituinte apresenta-se como pequenas áreas escuras entre os grãos de ferrita. Se os grãos adjacentes forem maiores que este agregado, não será mais considerado como constituinte, mas sim como microfase [69,72]. Em ambos os casos a presença de carbonetos propicia sítios para a nucleação de trincas por clivagem, reduzindo a resistência do metal de solda [79].

Bainita - é um constituinte metalográfico formado por ferrita e carbonetos. Por causa de sua natureza acicular, ela pode ser descrita pela sua razão de aspecto como semelhante à Ferrita com Segunda Fase Alinhada [80]. Pode apresentar-se de duas formas, bainita superior (B_S) e bainita inferior (B_I). Formam-se como produtos de transformação isotérmica. Somente em aços com elementos de liga é que são obtidas sob resfriamento contínuo. Examinadas ao microscópio ótico, as bainitas superiores têm o aspecto de penas de aves, isoladas em áreas martensíticas e as inferiores têm o aspecto de agulhas escuras, semelhantes à martensita. A diferença entre ambas é a presença de carbonetos na bainita, cuja forma e distribuição depende do teor de carbono do aço. A microestrutura metalográfica da bainita superior é semelhante à perlita, porém com uma regularidade

menor. Diferenciá-la da perlita fina com auxílio de microscópio ótico é praticamente impossível. Por microscópio eletrônico de varredura, observa-se que a ferrita da bainita superior possui uma densidade de discordância maior do que aquela encontrada na perlita fina. Observa-se também que as bainitas superiores são áreas alongadas de ferrita, formadas sobre a ferrita primária de contorno de grão e com uma precipitação de carbonetos paralela à direção de maior área. As bainitas inferiores são agulhas longas e estreitas de ferrita, com plaquetas finas de carboneto precipitadas inteiramente dentro dessas agulhas [81]. As bainitas têm dureza e resistência equivalente à dos mesmos aços temperados e revenidos, porém, com ductilidade muito superior à dos produtos obtidos por estes tratamentos [78 Apud 63,82].

Martensita (M) - forma-se sob altas taxas de resfriamento. Esta condição gera uma distorção na rede cristalina da austenita, causada pelo excesso de carbono em solução sólida, o que proporciona características de elevada dureza e resistência, com baixa tenacidade, sendo, portanto, indesejável em metais de solda de aços de alta resistência. A Martensita pode apresentar-se de duas formas: *Maclada* e *Cisalhada*. A Martensita Cisalhada apresenta baixo teor de carbono e caracteriza-se pelo aspecto de ripas e a Martensita Maclada apresenta uma alta densidade de discordâncias com maior prejuízo à tenacidade. A distinção entre os dois tipos de Martensita não é possível apenas com o uso de microscópio ótico [69,72].

Austenita- Martensita (A-M) - microfase constituída por ilhas de martensita em regiões de austenita retida. Segundo a literatura, tanto a presença de AF como de A-M são fundamentais para promover alta tenacidade na junta soldada, sendo este último constituinte muito dependente de sua distribuição e morfologia, tornando-se nocivo à tenacidade quando encontrado sob a morfologia maclada, pois se concentra nos contornos de grão da austenita prévia, fornecendo posições preferenciais para iniciação e propagação de trincas [83].

2.3.2 Zona Termicamente Afetada

Uma das dificuldades no projeto de estruturas de aço é a falta de conhecimento das propriedades das juntas soldadas. Em particular, as estruturas que são usadas em aplicações envolvendo baixas temperaturas ou que são carregadas ciclicamente são as mais difíceis de projetar, porque a fratura frágil e o trincamento por fadiga pode iniciar em regiões

localizadas das juntas. Deste modo, quando a iniciação da fratura é usada como critério para evitar fratura, o controle das microestruturas da ZTA pode ser de fundamental importância [81].

A caracterização da Zona Termicamente Afetada depende, portanto, das propriedades do metal de base, passíveis de serem afetadas pela soldagem, ou seja, pelo ciclo térmico a ela associado [82,83].

O aporte de calor, aliado aos fatores geométricos, controla a temperatura de pico, o tempo de permanência a essa temperatura e a taxa de resfriamento em qualquer localização da ZTA e isto, seguramente, afeta o tamanho de grão da austenita e a temperatura na qual começa a se decompor [81].

Normalmente, as microestruturas observadas na ZTA formadas por ordem de temperatura de transformação são a ferrita primária de contorno de grão, bainita superior, agregados de ferrita e carbonetos, bainita inferior e martensita [63,81].

Numa solda de um único passe, por exemplo, há quatro regiões características na ZTA, dependendo da temperatura de pico que a região foi exposta durante o ciclo térmico de soldagem: região de grãos grosseiros, aquecida entre 1100°C e 1450°C, região de grãos finos, aquecida entre 900°C e 1100°C, região intercrítica, aquecida entre 723 e 900°C e região subcrítica, aquecida a temperaturas inferiores a 723°C [63].

A região de grãos grosseiros, região adjacente à linha de fusão, por ser submetida a temperaturas próximas da temperatura de fusão do aço, exhibe um crescimento de grãos pronunciado. Devido à ausência de pontos de transformação, evidenciada por uma menor área de contornos de grão, há um aumento da temperabilidade, favorecendo a formação de microestruturas frágeis e de levada dureza, como a martensita. De uma maneira geral, esta região caracteriza-se pela presença de uma microestrutura grosseira, podendo conter além da martensita, ferrita com segunda fase, perlita e bainita [84-86]. Em aços de alta resistência e baixa liga, com baixo teor de carbono, a microestrutura é predominantemente bainítica, muito embora a martensita possa também estar presente. O baixo teor de carbono desses aços limita a quantidade de fases ricas em carbono ao longo das ripas da bainita, dificultando, portanto, a distinção entre ambas [81].

Na região de grãos finos, região aquecida ainda dentro do campo austenítico, os grãos não dispõem nem de tempo, nem de temperatura para crescer, e o resultado observado é um refino microestrutural. A microestrutura final, após o resfriamento, dependerá da velocidade de resfriamento e da composição química do metal de base, no entanto a

granulação mais fina torna esta região menos temperável que a região de grãos grosseiros, podendo promover a formação de ferrita a partir dos contornos de grão e no centro do grão, a transformação da austenita remanescente em perlita ou agregado de ferrita-carbetos. A preocupação com a perda de tenacidade, devido à formação de microestruturas de têmpera, merece menos consideração nesta região [79,87].

A região intercrítica apresenta um refino parcial dos grãos, devido à transformação parcial da estrutura original do metal de base. No aquecimento, forma-se uma microestrutura mista constituída de ferrita e austenita enriquecida em carbono, quer seja pela segregação deste elemento ou pela dissolução dos carbonetos presentes. No resfriamento, a microestrutura resultante pode ser a ferrita com segunda fase alinhada, austenita retida transformada em perlita, bainita superior e martensita [87].

A região subcrítica não é afetada microestruturalmente, devido às temperaturas atingidas, sofrendo apenas um efeito de revenimento. Entretanto, para aços ligados, é possível que ocorra algum endurecimento secundário devido à precipitação de carbonetos [87].

Nas soldas multipasse as regiões da ZTA experimentam ciclos térmicos múltiplos, resultando numa distribuição não homogênea e complicada, cujas microestruturas formadas relacionam-se de uma maneira complexa com a composição química do aço e com os ciclos térmicos produzidos pela deposição sucessiva dos passes de solda [82,88].

Cada passe de solda exerce um efeito endurecedor na região da ZTA que lhe é adjacente (região austenitizada ou de grãos grosseiros) e um efeito de revenimento (região subcrítica) nas regiões mais afastadas [89]. Os grãos finos observados, próximos à zona de ligação, devem-se ao efeito de normalização exercido pelos passes subseqüentes [88]. Deste modo, a região endurecida pelo primeiro passe se encontra na região revenida pelo segundo passe, e assim sucessivamente. O único passe que não se beneficia deste tipo de revenimento é, evidentemente, o último. A ZTA que ele origina guarda a dureza original do aço transformado sem revenimento posterior. Alia-se a este fato, o agravante de que esta ZTA dura irá coincidir com a região do pé do cordão, que é um local de intensa concentração de tensões, devido a variação de seção. Nos aços de alta resistência, este fato pode tomar proporções inaceitáveis, sendo por isso prática usual, nestes casos, realizar um passe adicional uma vez completada a solda, com o objetivo de revenir a ZTA do último passe, sendo por isso chamado de passe de revenimento ou de beneficiamento [90].

2.4 Fatores que Afetam o Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas

Na maioria das estruturas, carregadas ciclicamente, o projeto de fadiga é limitado por detalhes que diminuem a sua resistência. A presença da junta soldada introduz um efeito concentrador de tensão geométrico e microestrutural, cuja severidade depende, dentre outros fatores, da sua geometria e orientação, com relação à direção de carregamento, das tensões residuais remanescentes do processo de soldagem e da inerente presença de defeitos que contribuem ainda mais para agravar esta situação [48,91-94].

2.4.1 Geometria

De acordo com a geometria, é tradicional classificar as juntas soldadas em juntas de topo e de ângulo [95].

A junta de topo é considerada o processo mais eficiente de união de duas peças metálicas [31]. Nesse tipo de junta os eixos da peça a unir são paralelos ou coincidentes, podendo unir peças com a mesma espessura ou com espessuras diferentes. Pode ser classificada como transversal ou longitudinal, de acordo com a orientação do cordão em relação à direção de sollicitação e modos de ruptura por fadiga [61 Apud 31]. A Figura 2.10 ilustra esquematicamente estes tipos de juntas.

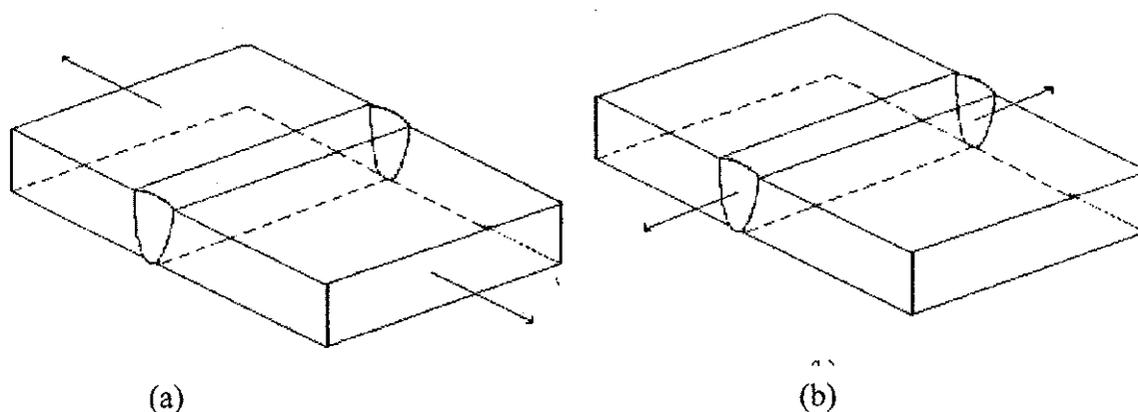


Figura 2.10 – Classificação das juntas de topo: a) transversais; b) longitudinais [31].

Os modos de ruptura mais importantes nas juntas de topo transversal e longitudinal estão associados ao efeito da concentração de tensões introduzida pela presença da junta soldada. A trinca de fadiga sempre se inicia na zona de máxima concentração de tensões.

No caso particular de juntas transversais, a trinca de fadiga pode iniciar-se no pé do cordão, tanto na face como na raiz da solda e propagar-se na direção da espessura da peça, conforme ilustração apresentada na Figura 2.11 [61 Apud 31].

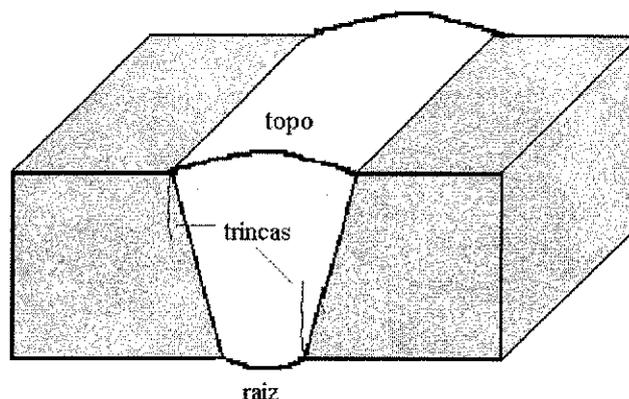


Figura 2.11 – Locais de início e propagação da trinca de fadiga em juntas de topo [31].

No desenvolvimento de qualquer critério de avaliação do comportamento à fadiga de soldas, a severidade imposta pela geometria da junta é provavelmente o fator mais crítico. Quanto mais severa for a geometria, menor será a sua resistência à fadiga. Dependendo ainda da orientação do cordão em relação à direção de aplicação de carga, o nível de severidade imposto é ainda mais alto. No caso de uma solda de topo longitudinal, o nível de severidade imposto é o mais baixo, porque a solda é paralela à direção de carga. Por outro lado, no caso de uma junta transversal, a solda não somente é perpendicular à direção de aplicação de carga, mas também está sob as condições mais severas de carregamento [96 Apud 48].

2.4.2 Tensões Residuais

Durante a soldagem por fusão, ocorre no metal de base um aquecimento quase instantâneo, muito localizado, que faz com que, num dado momento, uma pequena porção deste material atinja a fusão formando uma poça (poça de fusão), para posteriormente solidificar-se formando a zona fundida (ou metal de solda).

Qualquer material metálico dilata quando é aquecido e contrai quando resfriado. No processo de soldagem por fusão, as adjacências da solda, ou seja, a ZTA, se aquece desde a temperatura ambiente até bem próximo da temperatura de fusão do aço. Por esta razão,

dilata-se tanto mais quanto maior for a temperatura atingida. Como não consegue aumentar seu volume, pois todo o restante do componente não permite, por permanecer em temperaturas inferiores, esta região passa a ser comprimida e as tensões de compressão aumentam até que o limite de escoamento do material seja ultrapassado em compressão. Portanto, ao final da etapa de aquecimento, a ZTA se encontra com o mesmo tamanho inicial e deformada em compressão. Ao resfriar-se, a tendência é de que se contraia. Inicialmente é aliviada da compressão e, por não conseguir reduzir seu tamanho, porque o restante do componente não permite, ela acaba sendo tracionada até que as tensões de tração ultrapassem o limite de escoamento em tração, e de novo o material se deforma para acomodar esta elevada tensão [34,93,97].

O material somente se deforma sob tensões superiores à de escoamento. As tensões inferiores ao limite de escoamento permanecem ao final da soldagem, sendo chamadas tensões residuais ou tensões internas, cuja magnitude é a do próprio limite de escoamento do material na temperatura ambiente [34,98].

A Figura 2.12 ilustra esquematicamente o estado macroscópico das tensões residuais longitudinais e transversais em uma junta soldada de topo. Nas tensões longitudinais, na solda e na ZTA, valores de tensões trativas próximos à tensão de escoamento podem ser esperados, ao passo que, distante da junta soldada, tensões compressivas são observadas, só que em menores magnitudes. As tensões transversais à solda são geralmente menores quando comparadas àquelas paralelas, exceto em casos onde são utilizados elevados índices de restrição antes da soldagem [99].

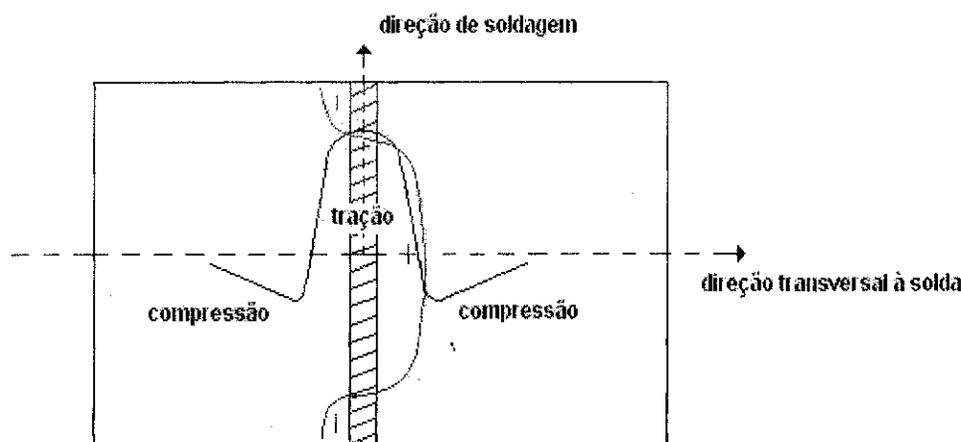


Figura 2.12 – Distribuição típica das tensões residuais transversais e longitudinais em uma solda de topo [99].

Para que haja a nucleação de uma trinca de fadiga nas diferentes regiões da junta soldada é necessário que haja tensões trativas e as tensões residuais remanescentes, em sua maioria trativas, favorecem esse trincamento [93]. Caso o material apresente algum tipo de susceptibilidade à formação de trincas de natureza metalúrgica (trincas a quente, trincas a frio e trincas de reaquecimento) torna-se sempre necessário reduzir o nível das tensões residuais ainda durante a soldagem, uma vez que estas somadas às tensões cíclicas aplicadas em serviço podem atingir o limite de resistência e causar a sua ruptura catastrófica [100-102]. Na realidade, a formação da trinca é o mecanismo natural de alívio das tensões que ultrapassaram a tensão limite de resistência do material [34].

Desta forma, faz-se necessário avaliar ou prever a sua formação para preservar a integridade das estruturas contra a deformação e contra as falhas por fadiga. Isto somente é possível através da utilização de processos de medição, uma vez que a multiplicidade de variáveis envolvidas na sua determinação inviabiliza o seu cálculo [93].

Várias técnicas são utilizadas para se medir as tensões residuais em juntas soldadas, entre elas, a técnica de difração por Raios-X. Esta técnica vem sendo muito utilizada na indústria petrolífera, em gasodutos e oleodutos, na indústria mecânica, naval, aeronáutica e automobilística pela sua portabilidade e natureza não-destrutível, oferecendo rapidez e alta resolução nas medidas de tensões. Estas qualidades tornaram-na uma importante ferramenta na detecção, análise e prevenção de falhas, particularmente porque pode ser conduzida antes e depois do processo de soldagem [93].

O princípio desta técnica é conhecido há mais de cinquenta anos, baseando-se no fato de que havendo uma tensão no material, a distância interplanar varia, ocasionando uma deformação na rede cristalina do material. De acordo com as condições de difração isto acarreta uma variação do ângulo de difração medido [93].

Deve ser ressaltado, no entanto, que na estrutura soldada, o que for medido através desta técnica, ou seja, as tensões que atuam em determinado local da junta não são o resultado apenas das tensões residuais produzidas durante a soldagem, mas de um somatório de tensões que incluem as tensões de montagem e as tensões residuais preexistentes no material, originadas na fabricação dos mesmos [34,93].

Através deste método o estado de tensão residual macroscópico na soldagem é completamente determinado por meio das medidas das componentes da tensão residual em valor e direção, ou seja, das componentes das tensões residuais paralelas e perpendiculares

ao cordão de solda, denominadas por tensões residuais longitudinais σ_y e tensões residuais transversais σ_x [93].

2.4.3 Defeitos

Defeitos constituem discontinuidades geométricas que têm forma ou dimensões que não podem ser toleradas em uma junta soldada específica [91].

Sem considerar os defeitos produzidos por fadiga durante o tempo de vida em operação das estruturas, os defeitos de soldagem, surgidos durante a sua execução, podem ser atribuídos a diversas causas ligadas ao processo e procedimentos de soldagem adotados, fatores estruturais de natureza metalúrgica, característicos do metal adicionado e da forma da solda [31,103].

Em quaisquer casos a avaliação desses defeitos depende de vários fatores, entre os quais destacam-se a sua posição e orientação tanto na solda como na ZTA, geometria da junta, tensões residuais e nível das tensões aplicadas [31,91,104,105]. Além das dificuldades de detecção, a sua caracterização como aceitável ou não constitui um procedimento de difícil conduta, sendo dependente do nível de segurança e custos exigidos para a construção. Os códigos de normas em vigor sugerem procedimentos em relação aos seus critérios de aceitação. Pode verificar-se, inclusive, que sua remoção não se justifica, ou seja, que podem ser tolerados níveis de defeitos mais elevados [106].

Quando uma falha ocorre numa solda transversal de uma tubulação para transporte de petróleo e gás, por exemplo, esta é atribuída à combinação de defeitos de soldagem, acrescidos de tensões ambientais externas, variações da temperatura dos fluidos, ou cargas induzidas durante manutenção da tubulação [107].

Sob um aspecto prático, há relativamente poucos defeitos, entretanto significativos, que podem ser considerados como responsáveis pela fratura de tubulações em soldas transversais. Entre estes, podem ser citados as mordeduras, trincas, porosidades e desalinhamentos, cuja medida é dada pela excentricidade ou “e” [31,107]. A Figura 2.13 abaixo ilustra esquematicamente três destes defeitos.

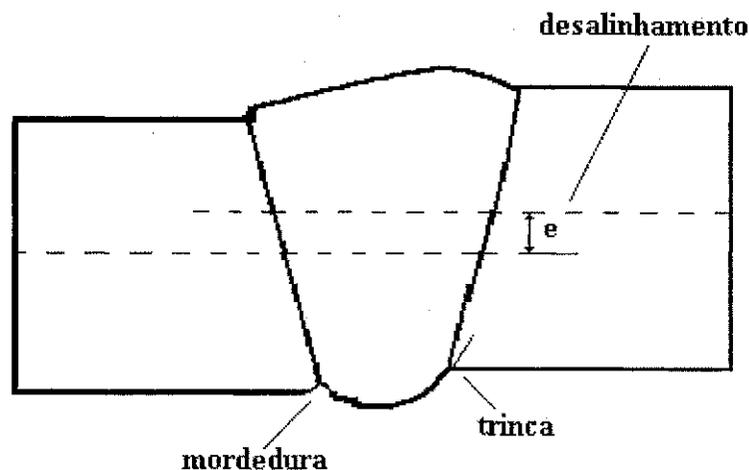


Figura 2.13 – Ilustração esquemática dos defeitos mais comuns encontrados em soldas transversais de tubulações.

As implicações de tais defeitos, classificados de acordo com a forma, dimensão e natureza como *não-planares* e *planares*, podem ser asseguradas numa estrutura carregada ciclicamente pela utilização da norma britânica BS 7910 [105].

2.4.3.1 Defeitos Não-Planares

Defeitos não planares são aqueles que têm forma volumétrica e dimensões características. É o caso das porosidades e das inclusões sólidas [61,106].

Porosidade é definida como uma descontinuidade, do tipo cavidade, formada pela entrada de gases durante o processo de solidificação da junta soldada, pela contração do metal ou pela interrupção de um arco. Pode ser causada também por contaminantes que entram no arco de soldagem e cuja volatilização causa a formação de bolsas de gases no metal de solda fundido, por umidade excessiva do revestimento do eletrodo e, mais frequentemente, por perturbações no gás de proteção do arco, causadas por correntes de ar, tornando-o mais instável [92].

Especificar os limites aceitáveis para a porosidade é algo muito complexo. O tamanho máximo de um poro, a distância mínima entre grupos de pequenos poros e o número máximo de poros menores que um tamanho específico são alguns dos critérios utilizados para estabelecer estes limites [61,92]. Resultados de testes de fadiga em juntas

soldadas, contendo porosidades, classificaram tais defeitos em termos do percentual por volume, tomado por ser aproximadamente igual ao percentual obtido numa seção transversal. Sob este aspecto, verificou-se que este tipo de defeito é inócuo, só apresentando efeito significativo se for encontrado em grandes quantidades, onde nestes níveis pode mascarar a presença de outros defeitos ainda mais prejudiciais [36].

As *inclusões sólidas* são produzidas por corpos sólidos estranhos, aprisionados no metal de solda fundido. São representadas pelas inclusões de óxidos, pelas inclusões metálicas (de tungstênio, proveniente de soldas TIG, cobre, etc) e pelas inclusões de escória, sendo estas últimas mais freqüentes, por serem provenientes da escória formada pelo revestimento do eletrodo.

Para reduzir as inclusões de escória torna-se necessário realizar uma limpeza perfeita entre os passes consecutivos de solda e proporcionar cordões com bom acabamento superficial de forma a se evitar cavidades ou mordeduras onde a escória pode ficar retida e de difícil acessibilidade [61,92].

2.4.3.2 Defeitos Planares

Neste grupo incluem-se as trincas, a falta de fusão e de penetração e os defeitos de forma, caracterizados pelas mordeduras, excessos de metal e desalinhamentos [61 Apud 31].

Trincas são definidas como um tipo de descontinuidade caracterizada por uma ponta aguda e uma elevada razão comprimento-largura para o deslocamento por abertura [108 Apud 92]. Muitas especificações estabelecem claramente que soldas devem ser livres desse tipo de defeito, considerado prejudicial, pelo seu potencial de propagar-se e causar a falha catastrófica [92]. Trincas podem geralmente ser classificadas em duas categorias: trincas a quente e trincas a frio. As trincas a quente comumente ocorrem quando a junta soldada está se solidificando, ao passo que as trincas a frio ocorrem após a solidificação completa [109,110].

Cada tipo de trinca tem suas causas específicas. Por exemplo, uma trinca a quente, longitudinal no metal de solda pode ser causada por transformações microestruturais juntamente com um alto grau de restrição e tensões de encolhimento. Já uma trinca a frio

na zona termicamente afetada é causada pela fragilização por hidrogênio, que penetrou em excesso na junta durante a soldagem [109,110].

A *falta de fusão* é a falta de ligação entre o metal de adição depositado e o metal de base, podendo ser causada por diversos fatores [108 Apud 92]. Entre estes podem ser citados: ângulos de chanfro muito estreitos, escória formada durante o procedimento de soldagem e que não foi removida antes da deposição do passe subsequente, balanço ineficiente entre a corrente e a tensão do arco e a manipulação incorreta do arco de solda. Todos esses fatores tornam-se impedimentos para que a fusão não ocorra entre as faces do metal de base e as adjacências dos cordões de solda [31,92].

A *falta de penetração* ou penetração incompleta da junta constitui uma falta de fusão nos bordos da raiz da junta, deixando vazios ou interstícios entre eles, causada geralmente por um aporte de calor ou energia de soldagem insuficiente [108 Apud 92]. Com isso o metal não atinge a raiz da junta e o resultado obtido é que a espessura do metal depositado é menor do que a espessura das faces a serem unidas [31,92].

Os *defeitos de forma* apresentam origens múltiplas podendo ocorrer em qualquer tipo de junta soldada, consistindo numa falta de conformidade geométrica das superfícies externas do cordão em relação ao perfil correto [31]. São representados pelas mordeduras, pelo excesso de metal existente tanto no topo como na raiz da solda e pelos desalinhamentos.

A *Mordedura* é definida como uma descontinuidade no metal de base, adjacente ao topo ou à raiz da solda, que não foi preenchido pelo metal de solda fundido. Esse tipo de defeito, causado por correntes e voltagens excessivas, é facilmente reparado na face de soldas, entretanto, é praticamente impossível repará-lo quando ocorre na raiz da solda de tubulações [111].

Na deposição do passe de raiz, o eletrodo é conduzido pelo lado externo da tubulação, e como consequência, mordeduras se formam pela dificuldade de controle do mesmo no contorno da solda [107].

O efeito das mordeduras é bastante prejudicial, especialmente quando a estrutura é sujeita a determinadas aplicações, como em carregamentos cíclicos [92,111].

O *excesso de metal* ou *convexidade* observada tanto no topo como na raiz da solda não aparenta ser uma descontinuidade, entretanto quando excessiva, há uma intensificação da concentração de tensões na junta soldada. Essas tensões podem alcançar a tensão de

escoamento do material e conduzir à fratura da estrutura se esta estiver sujeita a carregamentos cíclicos [92].

Resultados encontrados de ensaios de fadiga em soldas de topo transversais confirmam que a convexidade, medida pelo ângulo de tangência (θ), é o parâmetro geométrico mais importante da Mecânica da Fratura na avaliação da resistência à fadiga de juntas soldadas [31].

A influência da convexidade sob a resistência à fadiga de juntas soldadas já vem sendo estudada há muito tempo. Um dos primeiros investigadores realizou este estudo em uma chapa de aço de 22 mm de espessura com depósitos de solda feitos em um chanfro em U [112 Apud 48]. Através de uma análise qualitativa, separou as amostras em classes quanto a altura e ângulo do reforço. Apesar de ter percebido uma correlação razoável entre a resistência à fadiga e essa classificação, Wilson et al. [112] Apud Gurney [48] concluíram que embora fosse possível a diferenciação entre um reforço bom e ruim, qualquer sistema de classificação mais refinado, incluindo amostras entre ambas condições, não era muito viável.

Alguns anos mais tarde, Becker & Rieger [113] Apud Gurney [48] também constataram a importância da forma do reforço de soldas. Eles verificaram que a transferência metálica por spray produzia juntas soldadas com melhores concordâncias e com níveis mais altos de resistência à fadiga do que as juntas soldadas produzidas por transferência globular, que apresentavam junções mais rudes.

Newman & Gurney [114] Apud Gurney [48] testaram vários tipos de soldas de topo, obtidas por processos manuais e automáticos, e os resultados mostraram níveis de resistência à fadiga variando de 100 a 178 MPa, para 2×10^6 ciclos. Uma inspeção visual, realizada nas amostras, revelou que o ângulo do reforço variou ao longo do comprimento da solda, principalmente para as que foram obtidas pelo processo de soldagem manual e que a trinca de fadiga usualmente se iniciava em locais de menor ângulo.

No decorrer desse período, outras investigações foram conduzidas tentando correlacionar a resistência à fadiga com o ângulo de reforço das soldas. Wilson [115] Apud Gurney [48] verificou resistência à fadiga de 133 MPa para soldas obtidas por arco submerso, com ângulo de reforço de 142° . Garcia-Martin & Falco [116] Apud Gurney [48] também obtiveram resistência à fadiga de 130 MPa, entretanto com um ângulo menor de reforço, ou seja, de 128° . Em outra análise, conduzida com soldas obtidas por processo

automático, obtiveram o mesmo nível de resistência com o ângulo de reforço de 140°. Gurney [117], estudando aços estruturais, obteve valores de resistência à fadiga para 2×10^6 ciclos de 124 e 147 MPa, para soldas com ângulos de reforço de 143° e 153° respectivamente.

Esses resultados não definem adequadamente a resistência à fadiga de soldas de topo transversais, entretanto, o fato de que qualquer relação existe, evidencia que a forma do reforço é importante e que certamente é responsável pela forma de fratura observada em soldas manuais e automáticas. O perfil de juntas soldadas, obtidas por processos automáticos, tende a variar muito pouco ao longo de seu comprimento, ao contrário do perfil de soldas obtidas por processo manual, onde as trincas comumente se iniciam em pontos isolados, nas adjacências do cordão, em locais com maior variação do ângulo do reforço [31,48].

Yamaguchi et al. [118] obtiveram uma correlação definida entre a resistência à fadiga e o ângulo do reforço. Em testes onde tanto a largura (w), quanto a altura (h) do reforço, variavam, mas de forma que a relação w/h era mantida constante, a resistência à fadiga também se mantinha constante. Entretanto ao se manter w constante e aumentar h , a resistência à fadiga diminuía, porque isso implicava em redução do ângulo de reforço.

Takahashi & Ito [119] mostraram que o raio do topo da solda (r) também tinha uma influência considerável no comportamento à fadiga, com a resistência à fadiga tendendo a aumentar com o aumento desta variável.

Nihei e Sasaki [120], através de análises estatísticas, mostraram que variações nas medidas de h e de r ao longo do topo da solda, as quais implicavam na variação do fator de concentração de tensões, constituíam os fatores responsáveis pela dispersão obtida nos ensaios de fadiga.

Estudos posteriores realizados por Gurney [48], Maddox [94], Nguyen e Wahab [91,104,105] também confirmaram os resultados obtidos anteriormente. Nesses trabalhos verificou-se que a resistência à fadiga de juntas de topo, para 2×10^6 ciclos, aumentou com o ângulo θ e que o grau de influência do ângulo de convexidade sobre o comportamento à fadiga é significativamente maior do que o raio de concordância do pé da solda. Portanto nesses tipos de juntas, uma transição mais suave entre este último e o metal de base ($\theta = 180^\circ$) conduz a valores mais baixos da concentração de tensões, com a resistência à fadiga

da junta soldada tendendo a valores muito próximos da resistência à fadiga do metal de base.

Além dos fatores anteriormente descritos, a forma do cordão de solda pode ser alterada por desalinhamento entre as duas chapas a serem unidas. O desalinhamento, ilustrado na Figura 2.13, é conhecido como axial com distorção, provocado acidentalmente por fixação incorreta ou inadequada das peças antes da deposição dos cordões de solda ou por deformações provocadas durante a operação de soldagem [31].

Sob carregamento axial, a junta tentará se ajustar e como consequência tensões de flexão poderão ser induzidas [106]. Resultados de testes de fadiga em juntas soldadas com este tipo de defeito mostraram que a resistência à fadiga é drasticamente reduzida em relação à resistência à fadiga da mesma junta sem desalinhamento [48].

Os procedimentos que devem ser tomados para evitar este tipo de defeito consistem em se utilizar dispositivos de fixação adequados e parâmetros de soldagem apropriados para reduzir ao máximo as deformações causadas durante e após a operação de soldagem [31]. No caso particular de tubulações podem ser realizadas operações de usinagem para reduzir diferenças de espessura ou ovalizações [95].

2.5 Concentração de Tensões Introduzida por Juntas Soldadas

Os defeitos de solda, pela sua natureza, formam concentrações de tensões e, como tal, podem influenciar significativamente o comportamento à fadiga de uma junta. Entretanto, de acordo com a literatura, as concentrações de tensões mais importantes resultam da forma geométrica do cordão [31,91,121].

Sabe-se que na representação das curvas SN a concentração de tensões, introduzida pela presença de juntas soldadas, não é considerada para garantir uma boa uniformidade dos resultados, já que as geometrias dos cordões de solda presentes nos corpos de prova ensaiados e utilizados para a sua determinação, não são idênticas entre si [31,38]. Entretanto é importante conhecer a influência dessa descontinuidade geométrica no valor do fator de concentração de tensões, K_t . Com este tipo de informação é possível otimizar a forma do cordão de solda, tornando mínima essa concentração de tensões e aumentando a resistência à fadiga da junta soldada como um todo [31,121].

A Figura 2.14 ilustra esquematicamente a distribuição de tensões ao longo da espessura de uma solda de topo, com um cordão transversal, solicitada por tração pela força F representada.

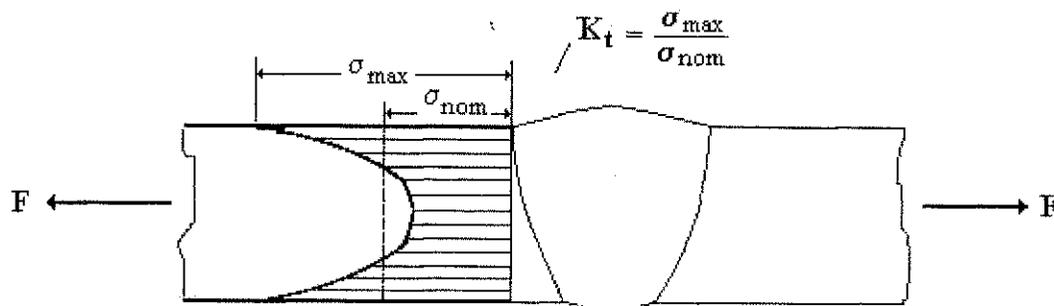


Figura 2.14 – Ilustração esquemática da distribuição de tensões numa solda transversal solicitada por tração [31].

Verifica-se que as seções mais críticas são as do pé do cordão, no topo ou na raiz, onde o fator de concentração de tensões é máximo. Nesse local, portanto, a tensão máxima pode ser cerca de três vezes superior à tensão nominal, tornando-se, portanto, bastante susceptível a deformar-se plasticamente. Existindo descontinuidades geométricas ou defeitos de soldagem, a tensão pode ainda ser mais elevada, reduzindo a tensão nominal que provoca a plastificação e facilitando conseqüentemente ao surgimento da trinca de fadiga. Se não houvesse o cordão de solda, a distribuição de tensões na placa seria constante e igual à tensão de tração aplicada. Vários resultados citados em Branco et al. [31] indicam valores do fator de concentração de tensões determinados no pé dos cordões de solda topo a topo transversais, através da equação indicada na Figura 2.14.

Muitas técnicas são utilizadas para determinar o fator de concentração de tensões em juntas soldadas, entre elas pode ser citada a Extensometria Elétrica [31,93].

Para se obter a distribuição das deformações próximas do cordão de solda, utilizando-se esta técnica, extensômetros elétricos são utilizados. Como o extensômetro apenas mede a distribuição média de deformação ao longo do respectivo comprimento de deformação, é necessário que ele tenha um comprimento muito pequeno, para que sejam obtidos resultados seguros. Devido à irregularidade do acabamento da maioria das juntas soldadas, torna-se impossível medir a deformação no pé ou na raiz do cordão, limitando-se os valores obtidos a pontos que distam de no mínimo 2 a 3 mm dessa região. Para reduzir o

erro nestas determinações, vários extensômetros são colados em pontos próximos, fazendo-se a extrapolação da curva das deformações para a linha que passa pelo ponto onde se pretende medir a deformação, tal como ilustrado na Figura 2.15. Desta maneira, o valor obtido define o fator de concentração de tensões no pé do cordão [31].

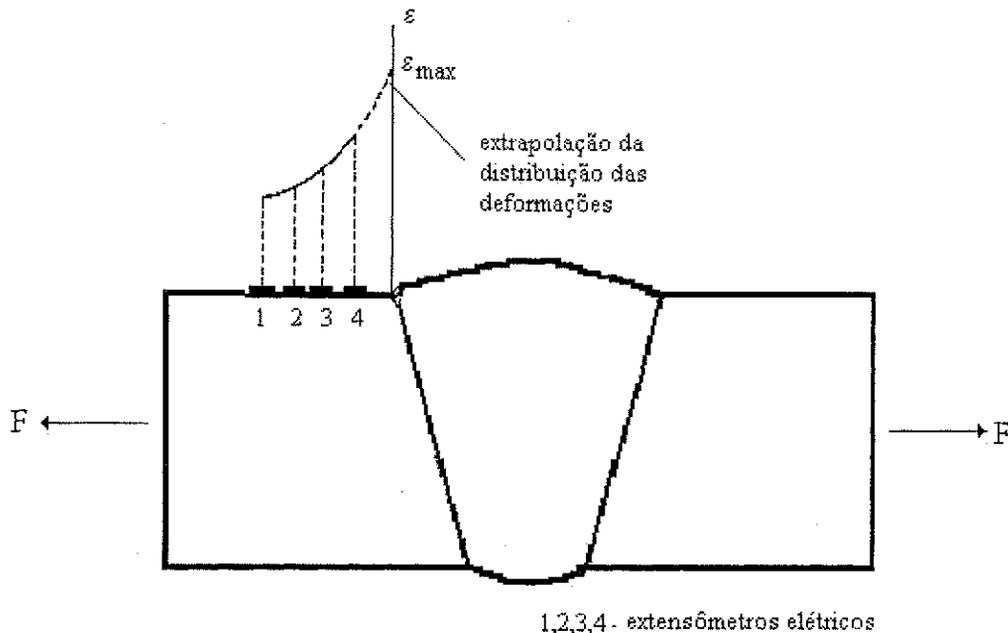


Figura 2.15 – Ilustração esquemática da determinação do fator de concentração de tensões numa junta soldada usando extensômetros elétricos [31].

2.6 Técnicas de Aumento da Resistência à Fadiga em Juntas Soldadas

Há muitos motivos para se melhorar o desempenho à fadiga de componentes estruturais. Para citar alguns, quando se deseja aumentar a capacidade de carga ou quando há necessidade de aumentar a margem de segurança do projeto, justificada por fraturas ocorridas em serviço ou por alterações nas condições de funcionamento promovidas por modificações nos ciclos de tensão, condições ambientais, sobrecargas, surgimento de defeitos, etc [48,94].

Entretanto, quando esses componentes estruturais apresentam juntas soldadas, os motivos são ainda maiores em função dos seguintes fatores:

1. Introdução no componente de uma descontinuidade geométrica que concentra tensões e cuja severidade depende do tipo de junta e da direção de carregamento;

2. Presença de defeitos no topo e na raiz. Segundo alguns pesquisadores, inclusões não metálicas são formadas durante a operação de soldagem e podem alcançar 0,4 mm de profundidade, entretanto o efeito combinado destas com mordeduras podem resultar em trincas com mais de 1 mm de profundidade [120,121]. Tais descontinuidades atuam como sítios de nucleação de trincas e a vida em fadiga é gasta na propagação de tais defeitos.
3. Presença de tensões residuais remanescentes do processo de soldagem, as quais podem alcançar níveis de tensão próximos da tensão de escoamento do material [34,48,94,98].

Estes fatores justificam o emprego de técnicas de aumento da resistência à fadiga em juntas soldadas, as quais têm a vantagem de poderem ser aplicadas diretamente nas estruturas, sem a necessidade de executar reparações [48,124].

Estas técnicas são divididas em dois grandes grupos: *as que modificam o perfil das soldas* e *as que causam modificação da distribuição das tensões residuais*, muito embora possam reduzir simultaneamente a concentração de tensões, presença de defeitos e modificar a distribuição das tensões residuais [24].

A Figura 2.16 exhibe essa classificação, com alguns dos métodos mais utilizados.

As técnicas de aumento da resistência à fadiga têm sido aplicadas com sucesso em estruturas offshore, pontes de aço, vagões ferroviários e em menor extensão em estruturas de embarcação, podendo ser aplicadas como medidas corretivas para aumentar a vida em fadiga de soldas críticas que falharam prematuramente ou foram reparadas [24].

Uma grande vantagem comum a estas técnicas é a possibilidade de aplicação em aços de mais alta resistência, utilizados em construções soldadas submetidas a cargas cíclicas. Testes realizados por alguns investigadores indicaram que benefícios muito maiores foram conseguidos, quanto ao limite de fadiga, utilizando-as em aços de mais alta resistência do que em aços de média resistência [48,94,123].

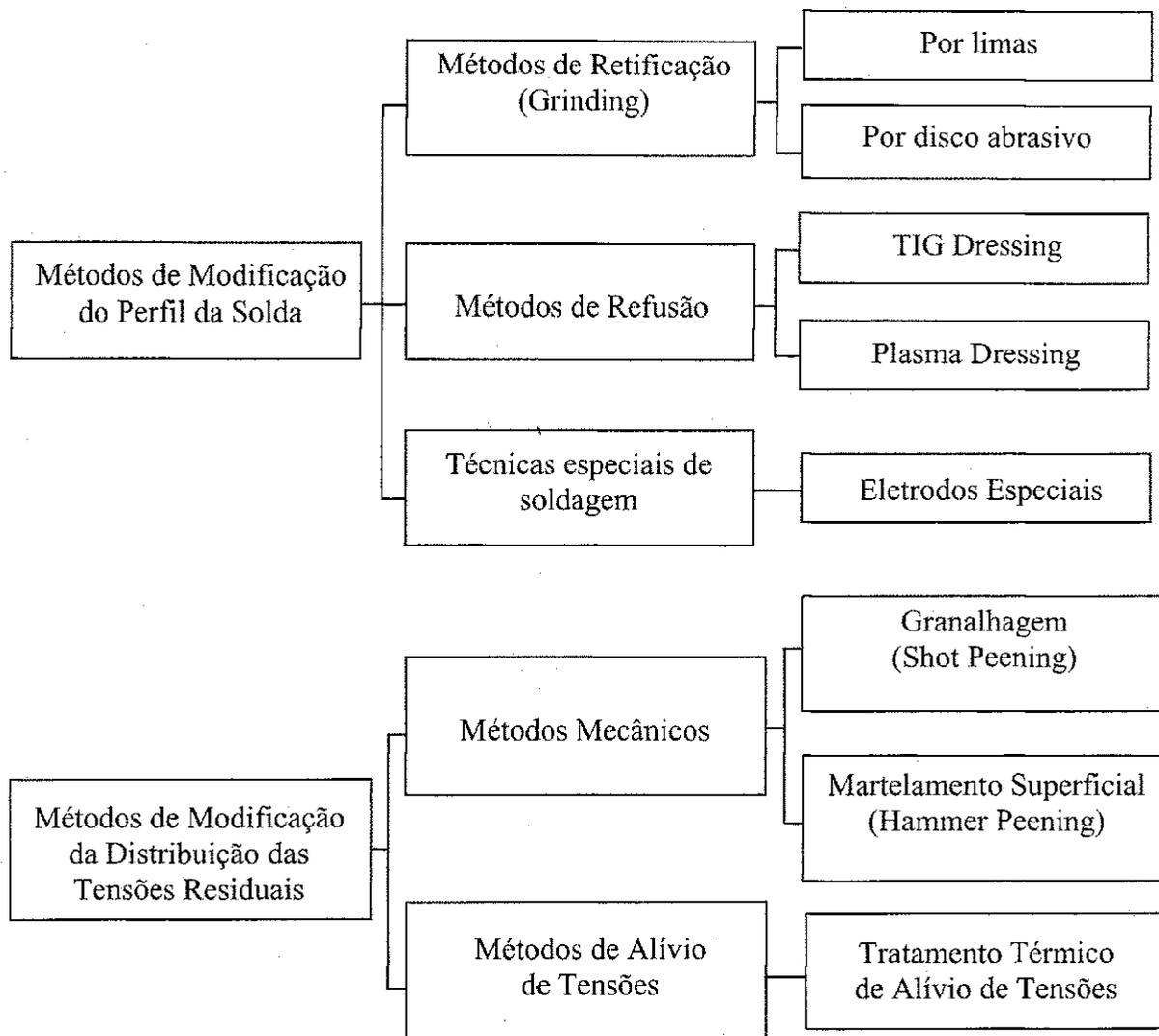


Figura 2.16 – Classificação dos métodos de aumento da resistência à fadiga de juntas soldadas [22].

2.6.1 Técnicas de Modificação do Perfil das Soldas

As técnicas pertencentes a este grupo removem os defeitos superficiais e proporcionam uma transição suave entre o metal de base e o metal de solda. Com isto restabelecem o período de iniciação de trincas, aumentam a vida e o limite de fadiga. Como a iniciação é mais difícil em aços de alta resistência, a utilização das técnicas, nestes aços, proporcionam efeitos ainda mais benéficos [125].

Na literatura muito pouco se encontra com relação à utilização destas técnicas em juntas de topo carregadas transversalmente [47,48]. A sua utilização é mais aplicada em

juntas de ângulo, ou seja, no pé de soldas filetes em juntas em T e cruciformes [23,24,125-128].

Entre as técnicas utilizadas para a modificação do perfil das soldas, as que mais se destacam devido aos seus melhores resultados são a técnicas de refusão [22,24,125].

O aumento da resistência à fadiga produzido pelas técnicas TIG dressing e Plasma dressing é atribuído simultaneamente à forma do pé do cordão, que é suavizada, e à remoção de defeitos superficiais de solda, tais como inclusões de escória e mordeduras [22,24,123]. Existem relatos na literatura que incluem além desses benefícios, uma dureza mais elevada proporcionada na ZTA como responsável também pelo aumento da vida em fadiga produzido por estes tratamentos [129,130].

Essas técnicas são relativamente baratas, constituindo como maior vantagem, além dos excelentes resultados alcançados, a capacidade para automação. Como desvantagens, podem ser citadas a necessidade de treinamento especial do operador e a dificuldade em se estabelecer um critério de inspeção para garantir que o processo tenha sido conduzido satisfatoriamente [22].

2.6.1.1 Passe de Refusão TIG (TIG dressing)

Os defeitos no pé do cordão que surgem em decorrência dos processos de soldagem a arco podem ser removidos realizando-se um passe de refusão, através da técnica TIG dressing.

Esta técnica consiste em reaquecer e refundir o último passe com um arco TIG apontado para o pé do cordão, obtendo-se uma concordância bastante satisfatória entre o metal de solda e o metal de base [31].

Na técnica TIG dressing, o equipamento padrão utilizado é o mesmo para soldagem TIG, entretanto sem a utilização de metal de adição. A profundidade de penetração do arco geralmente alcançada é de cerca de 3 mm, porém em alguns casos, uma penetração maior de 6 mm, produzida por energia de soldagem mais alta, foi alcançada para remover 4 mm de trincas [129].

Os benefícios do passe de refusão TIG, assim como as variáveis que afetam a qualidade das juntas beneficiadas por esse tratamento, têm sido muito bem tratados na literatura [17,130;132-134 Apud 24].

Os parâmetros de execução foram estudados por vários pesquisadores, designadamente no Reino Unido e no Japão. Por volta da década de 70 foram realizados os primeiros estudos, onde se concluiu que havia a necessidade de um equipamento de grande potência para garantir uma boa estabilidade do arco e do rendimento quando se desejasse aumentar a velocidade de execução [130,132-134 Apud 24].

Esses estudos mostraram também que as condições de operação dessa técnica, recomendadas pelo Instituto Internacional de Soldagem, são bastante restritas, uma vez que o processo é bem mais tolerante a variações.

A posição do arco, por exemplo, constitui um dos fatores que mais influenciam os resultados obtidos com a refusão. A distância ótima do arco TIG em soldas filetes aplicadas em juntas em T é ilustrada esquematicamente na Figura 2.17. De acordo com Kado et al. [130], os melhores resultados são obtidos quando o centro do arco se encontra perpendicular ao local da junta a ser tratado e a uma distância que varia de 0,5 a 1,5 mm do pé do cordão, como exibido na Figura 2.17 (a). Sob estas condições consegue-se obter um cordão mais regular, com uma transição mais suave com o metal de base. Se o arco for posicionado a uma distância menor ou igual a 0,5 mm, poderá haver a formação de novos entalhes ou de um cordão de forma côncava, conforme exibido na Figura 2.17 (b), e, nestas condições, pouco benefício ou nenhum será alcançado com o tratamento. Um outro problema ressaltado por Kado et al. [130] diz respeito ao ponto de parada e reinício do arco TIG, onde sempre ocorrem crateras ou perfis irregulares, que podem ser evitados reiniciando-se o arco a cerca de 6 mm da cratera formada pela parada anterior.

De um modo geral, para os cordões com forma convexa, o eletrodo TIG deve estar orientado para o metal de base, já nos cordões com perfil mais plano, o eletrodo deve estar mais próximo da concordância. Desta forma, em ambos os perfis, conseguir-se-á remover as falhas superficiais, bem como produzir uma transição suave entre o metal de solda e o metal de base [130].

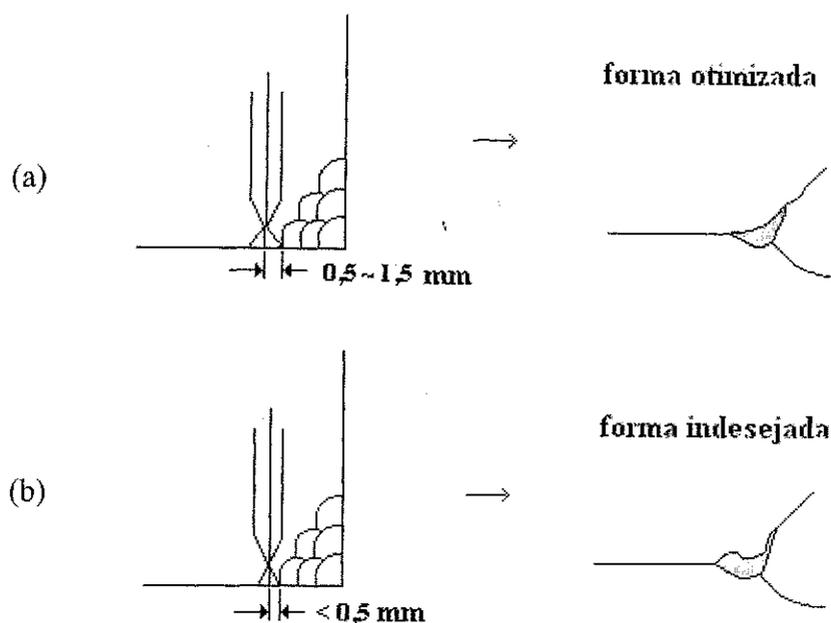


Figura 2.17 – Ilustração esquemática da posição do eletrodo TIG e os perfis resultantes (a) forma otimizada (b) forma indesejada [130].

Segundo ainda o Instituto existem faixas de tolerâncias, que relacionam entre si os parâmetros de soldagem. A corrente e a tensão no arco podem variar na faixa de 150 a 250A e de 10 a 25V respectivamente. Já a velocidade de soldagem pode variar da ordem de 70 a 300 mm/min. Por meio dessas relações que variam, dependendo da posição de soldagem e do perfil do cordão, é possível determinar a quantidade de calor cedida à junta, que deverá estar na faixa compreendida entre 1 e 2 kJ/mm [132 Apud 24].

Estudos realizados em pontes de aço no Japão confirmaram que os melhores resultados foram obtidos, utilizando-se aporte de calor na faixa compreendida entre 1,7 e 2 kJ/mm [21].

Num estudo mais recente, o efeito da energia do arco foi investigado, utilizando-se um valor máximo de 1,9 kJ/mm e um valor mínimo de 0,4 kJ/mm [24]. Os resultados obtidos mostraram um significativo aumento da resistência à fadiga, comparado com o comportamento na condição como soldado, demonstrando, deste modo que ainda que se utilize condição diferente da ideal, especificada pelo IIW, é provável que os resultados do comportamento a fadiga das juntas tratadas superem os obtidos pelas juntas apenas soldadas. Entretanto, Manteghi [24] recomenda que para se alcançar benefícios maiores e

ter confiança de que realmente o objetivo do tratamento será atingido, é necessário que as condições ótimas sejam utilizadas.

Esses valores de energia são normalmente menores que os utilizados para soldagem prévia da junta. Portanto, tem-se como regra utilizar uma temperatura de preaquecimento igual ou maior que a especificada nos processos prévios de soldagem, para evitar altas taxas de resfriamento na junta soldada. A exceção é dada para as soldas produzidas por processos de soldagem a arco, protegidos por fluxo, como no processo de soldagem a arco com arame tubular (FCAW), onde o risco de trincamento do metal de solda é diminuído, em virtude do teor reduzido de hidrogênio, o que significa que a temperatura de preaquecimento utilizada no processo TIG dressing pode ser reduzida [23].

Uma alta energia de soldagem pode ser utilizada, desde que não resulte em mordeduras e num perfil do cordão abaixo do padrão desejado [132 Apud 24].

Alguns graves problemas foram ressaltados com a utilização desta técnica em aços C-Mn, com um conteúdo relativamente alto de carbono, como por exemplo, níveis excessivos de dureza na ZTA. Em alguns casos observou-se dureza superior a 400 HV, o que constitui um problema para construções marítimas, onde a dureza não deve ultrapassar 300 HV. A solução encontrada foi um segundo passe de refusão, realizado a 3 ou 4 mm de distância do primeiro, com o arco inclinado entre 30 e 45° do metal de base, o qual reverteu a martensita formada com a primeira deposição [128].

A maioria dos resultados experimentais de ensaios de fadiga, utilizando a técnica TIG dressing, foi obtida em juntas em T e cruciformes, por ser esta técnica muito indicada no tratamento de cordões orientados transversalmente à direção de carregamento [22-24,124,125]. Entretanto, existem resultados para juntas de topo, que revelaram aumentos na resistência à fadiga para 2×10^6 ciclos [47,48].

A média dos resultados, obtida nesses estudos, revelou aumentos de resistência à fadiga mais elevados nas juntas em T e cruciformes do que nas juntas de topo, devido à menor concentração de tensões apresentada por esta última, resultando, portanto em melhorias menos significativas.

Verificou-se também que o benefício conseguido por esta técnica em juntas em T e cruciformes aumentou com o aumento do limite de escoamento do aço, atingindo valores de resistência à fadiga superiores a 150%. Para aços de alta resistência, soldados sob a forma de juntas cruciformes, o limite de fadiga, para o mesmo número de ciclos

considerado anteriormente, aumentou de 110 para 270 MPa, para aços com $\sigma_e = 382$ MPa e entre 350 e 400 MPa, para aços com $\sigma_e = 824$ MPa.

De acordo com Booth [135], um aumento da resistência à fadiga próximo de 100% para números de ciclos superiores a 2×10^6 ciclos foi alcançado. Para números de ciclos inferiores, o aumento foi menor, sendo atribuído à redução do período de iniciação de trincas.

Haagensen [136] verificou a influência do ambiente de ensaio sobre a resistência à fadiga de soldas filetes depositadas em juntas em T, na condição como soldado e tratadas por TIG dressing, utilizando $R = 0.1$. Os melhores resultados foram obtidos pela amostra beneficiada pelo passe de refusão, ensaiada ao ar, que apresentou um aumento da resistência à fadiga, para 2×10^6 ciclos, de cerca de 100% comparado com a amostra na condição como soldado, testada em ambiente corrosivo. Como o comportamento das juntas tratadas pouco diferiu do comportamento da mesma junta sem tratamento, testada em ambiente corrosivo, foi recomendado que juntas beneficiadas por refusão, utilizadas em aplicação offshore, sejam adequadamente protegidas contra a corrosão, para que o objetivo do tratamento, quanto ao aumento da resistência à fadiga, possa ser atingido.

Lieurade et al. [127] estudaram a vantagem da utilização das técnicas TIG dressing, Shot Peening (técnica em que são lançadas esferas de aço sobre a superfície a ser tratada) e tratamento térmico de alívio de tensões sobre a resistência à fadiga, para 2×10^6 ciclos, de soldas filetes, realizadas em juntas em T e cruciformes de aços de alta resistência e baixa liga. Sob as condições de carregamento, em tração e em flexão, aplicadas de acordo com a configuração da junta e com $R = 0.1$, o tratamento térmico de alívio de tensões não mostrou melhora alguma. Os melhores resultados foram obtidos pela técnica Shot Peening, entretanto os resultados obtidos pela técnica TIG dressing, apesar de terem sido menores, cerca de 65% superiores ao obtido pela junta na condição como soldado, serviram para indicar que a sua utilização depende da qualidade dos depósitos prévios de solda, ou seja, que a sua aplicação somente é garantia de bons resultados se não houver riscos de iniciação de trincas na parte da junta que for tratada.

Portanto, para que esta técnica seja bem sucedida, são necessários a habilidade do soldador, condições de operação apropriadas, como limpeza prévia da solda e da chapa e um balanço apropriado dos parâmetros de soldagem e da taxa de fluxo do gás de proteção. Em virtude da complexidade da operação, Haagensen [137] sugeriu que o procedimento

para qualificação do soldador deverá ser o mesmo recomendado para conferir a habilidade pelo processo de soldagem TIG.

Soya et al. [126] investigaram a influência da espessura sobre a resistência à fadiga de soldas filetes, aplicadas em juntas em T, de aços de alta resistência, melhoradas por três tipos de tratamento, Shot Peening, TIG dressing e Retificação (técnica que consiste na retificação do pé do cordão utilizando-se um disco abrasivo giratório ou ferramentas manuais rotativas, dotadas de limas e lixas cônicas ou cilíndricas). As amostras com espessuras de 10, 22, 40 e 80 mm foram testadas por flexão rotativa, com razão de tensão de 0.1. No mesmo trabalho, investigou-se também o aumento da resistência à fadiga no mesmo tipo de junta, com 40 mm de espessura, tratada por dois outros tratamentos, utilizando-se eletrodos especiais de pó de ferro com baixo teor de hidrogênio e de “lime-titania” com o objetivo de melhorar a fluidez e produzir superfícies mais lisas e livres de defeitos. Para cada tipo de junta, obviamente, a resistência à fadiga diminuiu com o aumento da espessura, entretanto, no caso das juntas tratadas por TIG, essa diminuição não foi tão pronunciada, demonstrando, assim a eficiência desta técnica mesmo em juntas muito espessas. Os resultados dos ensaios de fadiga, para 2×10^6 ciclos, mostraram que a resistência das juntas tratadas melhorou muito em comparação com as juntas na condição como soldado, principalmente aquelas tratadas por TIG, Retificação e com o eletrodo de “lime-titania”.

Mantegui [24] estudou a influência da aplicação de três técnicas, Martelamento Superficial ou Hammer Peening (técnica em que o pé do cordão é martelado com um martelo pneumático, equipado com uma única ferramenta com cabeça semiesférica ou com um dispositivo de agulhas agrupadas), Retificação e TIG dressing, em juntas filetes de aços de alta resistência e de média resistência, sobre a resistência à fadiga para 2×10^6 ciclos, com amplitude de carga constante e variável. Das três técnicas estudadas, a média de aumento obtida pelas juntas tratadas por TIG superou as obtidas pelas outras duas, com um valor de cerca de 150% maior que o obtido pelas juntas sem tratamento.

Horn et al. [129] estudaram a influência da aplicação da técnica TIG dressing sob a resistência à fadiga de soldas filetes de aços de alta resistência, tomando como base a faixa de ciclos compreendida entre 1×10^5 e 2×10^6 . Verificaram que o tratamento proporcionou um aumento da resistência à fadiga de aproximadamente duas vezes comparado com a condição como soldado. Os resultados alcançados foram atribuídos à combinação dos seguintes fatores: diminuição da concentração de tensões e aumento no nível de dureza. A

redução da concentração de tensões foi observada através da medida do ângulo interno do cordão que, com a refusão, diminuiu cerca de 48%. O aumento de dureza verificado no metal refundido e na ZTA adjacente foi respectivamente cerca de 1,5 e 2 vezes maior que o observado na junta sem tratamento.

Kirkhope et al. [22] procuraram fazer uma revisão detalhada das técnicas de aumento da resistência à fadiga, onde as que têm potencial para aplicação em itens de estruturas de embarcação foram identificadas. Entre as tantas técnicas existentes, a técnica TIG dressing foi uma das sugeridas, em virtude de suas vantagens, com relação aos excelentes resultados proporcionados e a sua capacidade de automação.

Em outro trabalho posterior, Kirkhope et al. [23] forneceram uma orientação sobre a aplicabilidade, grau de aumento da resistência à fadiga, considerações sobre corrosão e procedimentos de otimização dessa técnica. Para tanto, foi testada para determinar a sua praticidade e os custos associados no ambiente do estaleiro. Os resultados obtidos permitiram assegurar que a técnica TIG dressing pode ser utilizada em todas as posições, exigindo, porém, pessoal treinado e qualificado. Com a sua execução, foi sugerido um aumento de 30% na tensão de projeto da curva SN para todas as juntas, o que corresponde a um aumento de aproximadamente 120% em termos da vida em fadiga [138 Apud 23]. Para concluir, os autores sugeriram que esta técnica seja mais considerada em situações de reparo do que como procedimento inicial especificado no projeto de novas estruturas, a não ser quando não houver possibilidade de modificação da configuração da junta, em questão, para alcançar a performance desejada em fadiga.

Os trabalhos até então analisados foram realizados a partir de corpos de prova com pequenas dimensões. Outros resultados obtidos em escala real, por exemplo, em vigas soldadas, revelaram aumentos de resistência à fadiga inferiores, que não ultrapassaram 50% [19,20 Apud 31].

Os resultados obtidos na literatura parecem indicar que o benefício desta técnica é maior em corpos de prova do que em estruturas reais de grandes dimensões. Esta diferença é atribuída, por um lado, à dificuldade de controle do processo e ao efeito de escala, intrínseco da resistência à fadiga, relacionado à influência da espessura. De qualquer modo, os aumentos conseguidos podem justificar uma possibilidade segura de aumento das tensões de projeto em estruturas soldadas devidamente tratadas pelo passe de refusão TIG [31].

2.6.2 Técnicas de Modificação da Distribuição das Tensões Residuais

Muitas técnicas de alívio de tensões são utilizadas para melhorar o desempenho à fadiga de componentes estruturais. Entre elas, a execução de preaquecimentos durante a deposição dos passes de soldagem, os quais reduzem a velocidade de resfriamento e facilitam a acomodação das tensões. O aumento do aporte de calor pode ter o mesmo efeito, entretanto, características metalúrgicas indesejáveis podem ocorrer, como crescimento pronunciado de grãos, induzindo a formação de microestruturas frágeis e de baixas temperaturas de transformação, como a martensita, que causa prejuízos à tenacidade [85,86].

Os tratamentos térmicos de alívio de tensão (TTAT) consistem numa prática comum das normas de construção de estruturas de aços, tais como vasos de pressão, tubulações para exploração e transporte de petróleo e plataformas marítimas, para reduzir as tensões residuais produzidas durante o ciclo térmico de soldagem e aumentar a tenacidade da junta soldada, evitando o risco de falhas catastróficas durante o uso desses tipos de estruturas [79,139].

O benefício deste tipo de tratamento, para estruturas a serem carregadas ciclicamente, somente é conseguido se forem induzidas tensões compressivas ou se os níveis das tensões tratativas são reduzidos, as quais constituem tensões altamente prejudiciais ao desempenho em fadiga. Quando tensões tratativas são induzidas, há pouca ou nenhuma diferença entre a performance à fadiga de juntas na condição como soldado e juntas tratadas [140].

Outra técnica conhecida é a do Martelamento Superficial ou Hammer Peening, que com um único martelo permite maiores profundidades de deformação e, portanto, tensões residuais de compressão elevadas [141].

Em comparação à técnica de refusão TIG, as melhorias do tratamento de martelamento são em média duas vezes mais elevadas [142]. Entretanto, alguns problemas inerentes a esta técnica constituem desvantagens para que a operação seja bem sucedida, como a necessidade de martelamento de toda a superfície provável de trincamento por fadiga. Além disso, os martelos pneumáticos são pesados e de difícil manuseio, exigindo um esforço muito grande do operador para controlar a sua posição, que pode saltar e por causa disto algumas regiões podem não ser tratadas. Para que haja garantia de bons resultados é necessário martelar diversas vezes o cordão. Uma outra limitação a esta técnica é a falta de possibilidade de tratamento na região da raiz da solda de juntas de topo,

quando esta é susceptível ao trincamento por fadiga [12,143].

2.6.3 Comparação entre as Técnicas de Aumento da Resistência à Fadiga

Algumas considerações práticas devem ser feitas quanto ao uso das técnicas de aumento da resistência à fadiga em juntas soldadas de componentes estruturais, submetidos a carregamentos cíclicos.

Para saber se uma técnica de aumento da resistência à fadiga é melhor que outra, é necessário realizar testes, sob as mesmas condições de carregamento, em amostras de um mesmo tipo de material, apresentando a mesma geometria de solda e a mesma resistência à fadiga na condição como soldado.

Um aspecto comum a todas as técnicas é que elas causam uma modificação no comportamento da curva SN, quando comparada à curva obtida para a junta sem tratamento, considerando-se que o benefício alcançado é maior em regime de alto ciclo, onde há também um aumento no limite de fadiga [48,144].

Quanto a razão de tensão R, muito pouco estudo tem sido realizado nesta área, entretanto entre os poucos que trataram de sua influência, verificou-se que os resultados obtidos, em juntas tratadas pelas técnicas que modificam a distribuição das tensões residuais, não são significativos para $R = 0$ e para carregamentos realizados sob alta razão de tensão ou para elevadas tensões médias trativas, em faixas de tensão próximas da tensão de escoamento [48,144,145]. Este fato também é observado para as técnicas que modificam o perfil das soldas, entretanto em menor extensão [144]. Por outro lado, os resultados obtidos são mais favoráveis para ambas técnicas quando o carregamento envolve cargas compressivas, do que quando a razão de tensão aplicada é zero [48,144,145].

De qualquer forma, os bons resultados obtidos por estes tratamentos são inquestionáveis, entretanto o desempenho de cada um pode diminuir em serviço, como consequência dos carregamentos cíclicos, ou seja, as tensões residuais compressivas podem ser relaxadas e o benefício conseguido pelas técnicas de modificação dos perfis de juntas soldadas pode ser perdido, como um resultado de corrosões em pontos localizados nestas áreas.

Essas possibilidades têm sido demonstradas através de testes realizados com aplicação periódica de altas tensões compressivas, que embora não precisem ser muito

altas, tem um efeito significativo nestas relaxações. Entretanto, a técnica de alívio de tensões ainda é considerada benéfica para uma larga faixa de condições de carregamento [146 Apud 24].

O efeito deletério da corrosão localizada tem sido demonstrado em testes realizados em soldas de estruturas utilizadas em condições ambientais marítimas, os quais mostraram que o efeito dos tratamentos de retificação foram completamente perdidos, confirmando que seria necessário proteger os topos das soldas pelo passe de refusão TIG [12].

A técnica TIG dressing também apresenta uma outra vantagem maior, quando comparada às técnicas de retificação. A operação de retificação, destinada a remover o reforço da solda, pode trazer à superfície defeitos interiores como porosidades, falta de fusão e trincas, criando, eventualmente, maior concentração de tensões do que se o reforço não fosse removido. Por estas razões, é preferível utilizar a técnica do passe de refusão para obter soldas com perfil mais suave do que correr o risco de obter soldas com mordeduras ou cavidades superficiais ou pior ainda, fazer emergir defeitos mais graves através duma operação de remoção de reforço [31].

Ao mesmo tempo em que trata dos benefícios alcançados pela técnica TIG dressing, a literatura também reporta o seu custo em relação às demais técnicas comumente utilizadas. O custo de aplicação da técnica TIG dressing foi estimado por alguns autores em termos de hora por metro de solda tratado. De acordo com Knigh [143] ao compará-la com as técnicas de retificação e de martelamento, o passe de refusão é moderadamente a técnica mais cara, com um custo de 0,25 h/m, seguida pela técnica de martelamento, com um custo de 0,083 h/m. No trabalho de Kirkhope et al. [23], a técnica do passe de refusão continuou apresentando um custo intermediário entre as técnicas de retificação e a de martelamento, entretanto o valor calculado por eles foi cerca de 48% mais barato que o obtido por Knight [143].

O custo da técnica pode ser compensado pelas vantagens inerentes do processo, como capacidade para automatização e não necessidade de reparação, com a possibilidade ainda de se estender consideravelmente os intervalos entre os ensaios não destrutivos [17].

2.7 Disposição das Técnicas de Aumento da Resistência à Fadiga em Códigos de Projeto

Uma estrutura marítima está exposta, em serviço, a variações cíclicas de tensão, que podem originar o seu colapso por fadiga. Deste modo compreende-se que no seu projeto, a sua resistência à fadiga seja devidamente tratada, assim como os detalhes que lhe compõem. Para este fim, existem os códigos de projeto, que regulamentam a performance à fadiga dos diferentes tipos de juntas que podem ser encontrados nessas estruturas [16,147-149 Apud 150].

Esses códigos baseiam-se no princípio de que a resistência à fadiga global da estrutura é condicionada pela resistência à fadiga dos vários detalhes ou juntas soldadas que a compõem, havendo, portanto, para cada tipo de junta ou detalhe, uma curva SN.

Na maioria desses códigos, o tratamento pós-soldagem mais sugerido é o de retificação superficial no pé do cordão, cujo trincamento por fadiga, constitui um modo de falha em potencial, entretanto o seu uso não é recomendado nos estágios iniciais de projeto, mas quando a necessidade de aumento da resistência à fadiga tornar-se evidente ou quando a estrutura já estiver em serviço.

De todos os códigos, a norma BS 7608 [16] é a mais genérica possibilitando a sua utilização em conjunto com outros códigos específicos que tratam do comportamento à fadiga de estruturas [16 Apud 150].

Uma importante consideração dessa norma, aplicável a aços com resistência ao escoamento de até 700 MPa, é que no caso das classes de projeto não representarem adequadamente a resistência à fadiga, a performance à fadiga da junta em estudo pode ser melhorada através de tratamentos pós-soldagem [16]. Entretanto, conservadoramente, recomenda que nenhuma vantagem possa ser tomada num estágio inicial de projeto [16 Apud 24].

As curvas SN, definidas para cada detalhe dos componentes estruturais, representam curvas plotadas a partir da média de vários dados experimentais, com alguns ajustes empíricos para garantir a compatibilidade de resultados entre as diversas classes. Para fins de projeto são definidas também outras curvas, levantadas a partir das primeiras, considerando-se dois desvios padrões abaixo dos valores médios. A utilização de uma ou outra curva está relacionada ao risco de trincamento por fadiga durante o tempo de vida em serviço para o qual se propõe o componente ou estrutura. Enquanto para as curvas médias a

probabilidade de falha é de 50%, para as curvas levantadas com dois desvios-padrões abaixo da média, a probabilidade de falha é bastante reduzida, com valor de 2,3%. Uma probabilidade maior de falha pode ser aceita, desde que o trincamento por fadiga não tenha conseqüências sérias ou quando a trinca de fadiga pode ser facilmente localizada e reparada. Por outro lado, em situações críticas, que oferecem maiores riscos de comprometimento da estrutura, pode ser desejado utilizar uma probabilidade menor de falha [16,150].

As curvas SN definidas pela norma BS 7608 [16] são aplicáveis às juntas soldadas expostas ao ar ou a ambientes corrosivos, desde que adequadamente protegidas contra corrosão. Para torná-las aplicáveis às juntas sem proteção contra corrosão, a vida em fadiga deve ser reduzida por um fator divisor, no valor de 2 .

Capítulo 3

3.0 Material e Metodologia

3.1 Material

Este trabalho foi realizado em juntas soldadas circunferenciais de tubulações de aço API 5L-X60, com 203 mm (8") de diâmetro e 16 mm de espessura, produzidas e aprovadas por testes de qualificação de procedimentos de soldagem durante um programa de lançamento de dutos marítimos pelo Centro de Pesquisas da Petrobrás.

A soldagem prévia da junta foi feita em um chanfro em V, com ângulo de 60°, pelo processo de soldagem a Arco Elétrico com Eletrodo Revestido com um número mínimo de 16 passes, na posição 5G (vertical descendente), usando dois tipos de eletrodos: AWS E8010-G na raiz e no passe quente e AWS E9018-G nos passes de enchimento e de acabamento, ambos com 4 mm de diâmetro. Este procedimento de soldagem do passe de raiz com eletrodo revestido é comumente utilizado em trechos do duto onde não há solicitações cíclicas significativas, como nos dutos assentados no solo marinho (flowlines). A soldagem foi realizada com um preaquecimento de 323K (50°C) e a temperatura de interpasse aplicada foi de 523K (250°C). A Tabela 3.1 apresenta os parâmetros utilizados no processo.

Tabela 3.1 – Parâmetros de soldagem utilizados na soldagem prévia da junta.

Parâmetros de soldagem	Passe de Raiz	Passe Quente	Passe de Enchimento	Passe de acabamento
I (A)	130-170	135-176	185-240	185-235
V (V)	24-31	26-35	20-26	20-26
v (mm/s)	3,96-5,47	2,8-3,79	5,38-3,84	4,93-4,44
H (kJ/mm)	0,63-0,77	1-1,3	0,55-1,3	0,6-1,1

De acordo com o que se observa na literatura, não é prática usual a realização da técnica TIG dressing, na raiz de soldas. A sua aplicação é frequentemente conduzida no pé do cordão de soldas de ângulo ou na face de soldas de topo [21,24,126,129,137].

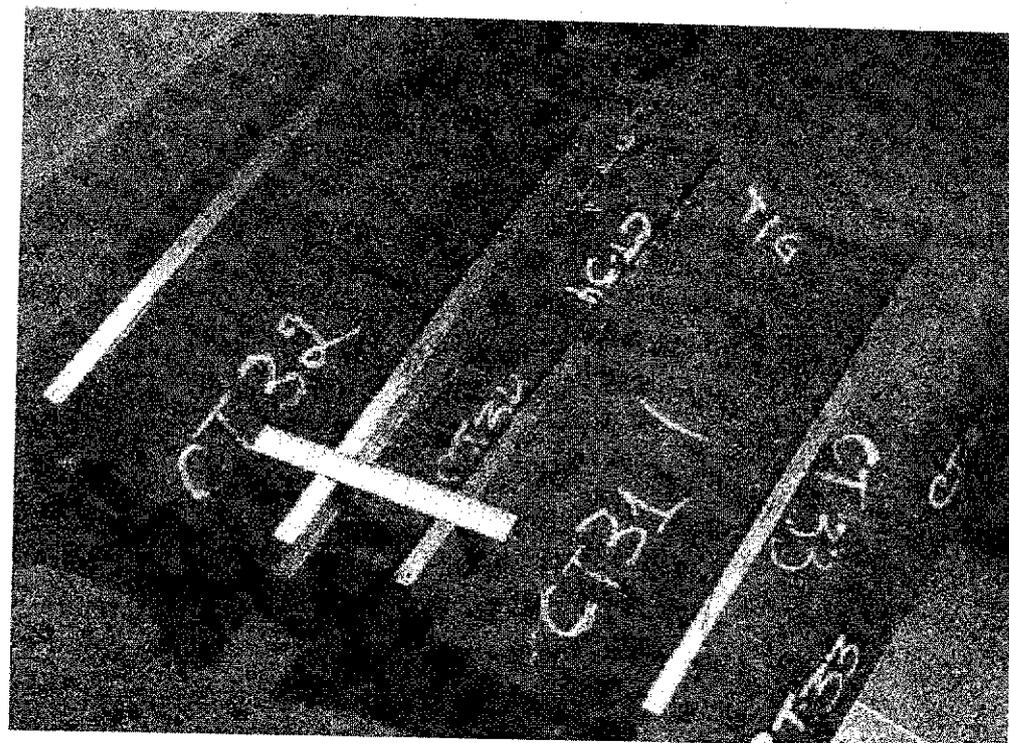
Em razão do pequeno diâmetro, as tubulações tiveram de ser seccionadas longitudinalmente para que o tratamento de refusão fosse realizado internamente na raiz da solda. O procedimento adotado consistiu na movimentação do arco de solda com uma progressão de tecimento, de forma a refundir e espalhar todo o reforço de raiz, e obter uma melhor concordância entre o cordão e o metal de base.

O tratamento foi realizado sem controle dos parâmetros do processo, com objetivo apenas de refundir a raiz da solda, entretanto, devido ao intervalo amplo, acredita-se que possam estar dentro das faixas recomendadas pelo Instituto Internacional de Soldagem [132 Apud 24]. Nos trabalhos revisados na literatura, a corrente, a velocidade e a energia de soldagem também obedeceram aos critérios do IIW, encontrando-se respectivamente dentro das faixas de valores exibidas na Tabela 3.2.

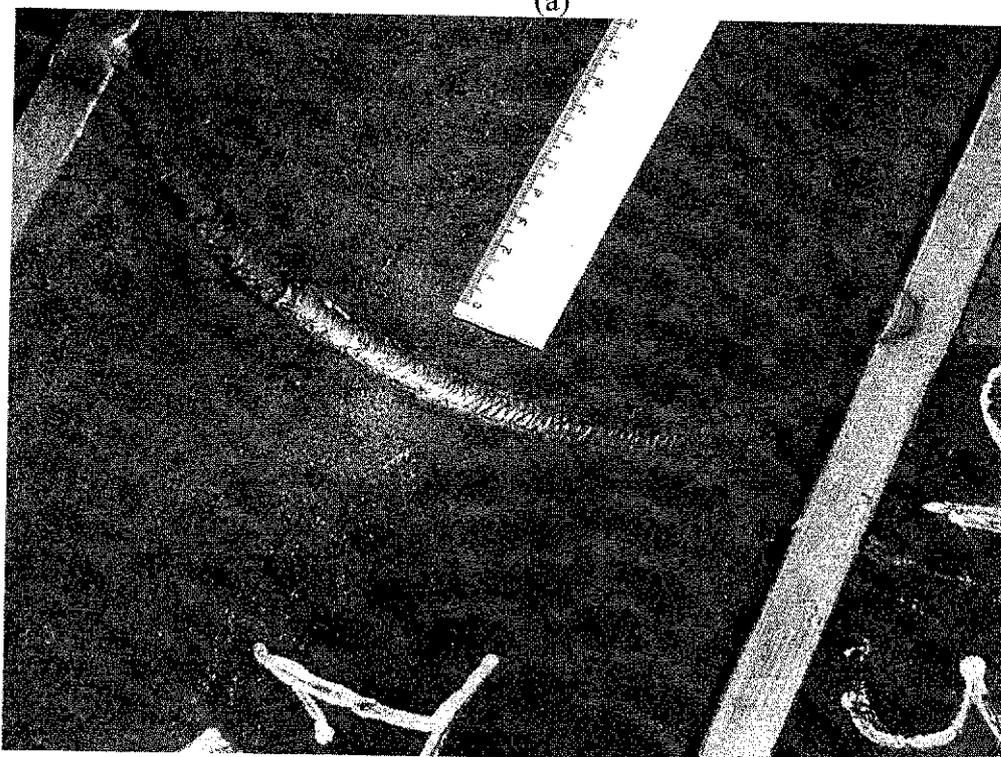
Tabela 3.2 – Parâmetros do processo TIG dressing recomendados pelo IIW [132 Apud 24].

Parâmetros de soldagem do processo manual de refusão por TIG dressing	
I (A)	150-250
V (V)	10-25
v (mm/min)	70-300
H(kJ/mm)	1-2

A Figura 3.1 apresenta as fotos das tubulações seccionadas e, em maior detalhe, a raiz da solda, interna à tubulação, tratada por TIG dressing.



(a)



(b)

Figura 3.1 – Foto das tubulações: (a) Com e sem o tratamento de refusão (b) detalhe da raiz da solda tratada pelo passe de refusão TIG.

A Tabela 3.3 apresenta a composição química do metal de solda, analisada por via úmida e do metal de base, por espectrômetro de emissão ótica e a Tabela 3.4, as propriedades mecânicas do aço API 5L-X60, utilizadas como referência no levantamento da curva SN.

Tabela 3.3 – Composição química do metal de solda (MS) e do metal de base (MB).

Amostra	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Ni%	Mo%	V%	Al%	Nb%	Ti%	Cu%
MS	0,10	0,48	1,32	0,013	0,009	1,44	0,016	0,004	0,004	-	0,020	0,040
MB	0,12	0,27	1,48	0,012	0,008	-	0,032	0,048	0,039	0,041	0,009	0,006

Tabela 3.4 – Propriedades Mecânicas do Aço API 5L-X60 [151].

Propriedades Mecânicas	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
API 5L-X60	459,59	604,46	37,33

3.2 Metodologia

A metodologia seguida para execução deste trabalho encontra-se resumidamente descrita no fluxograma da Figura 3.2.

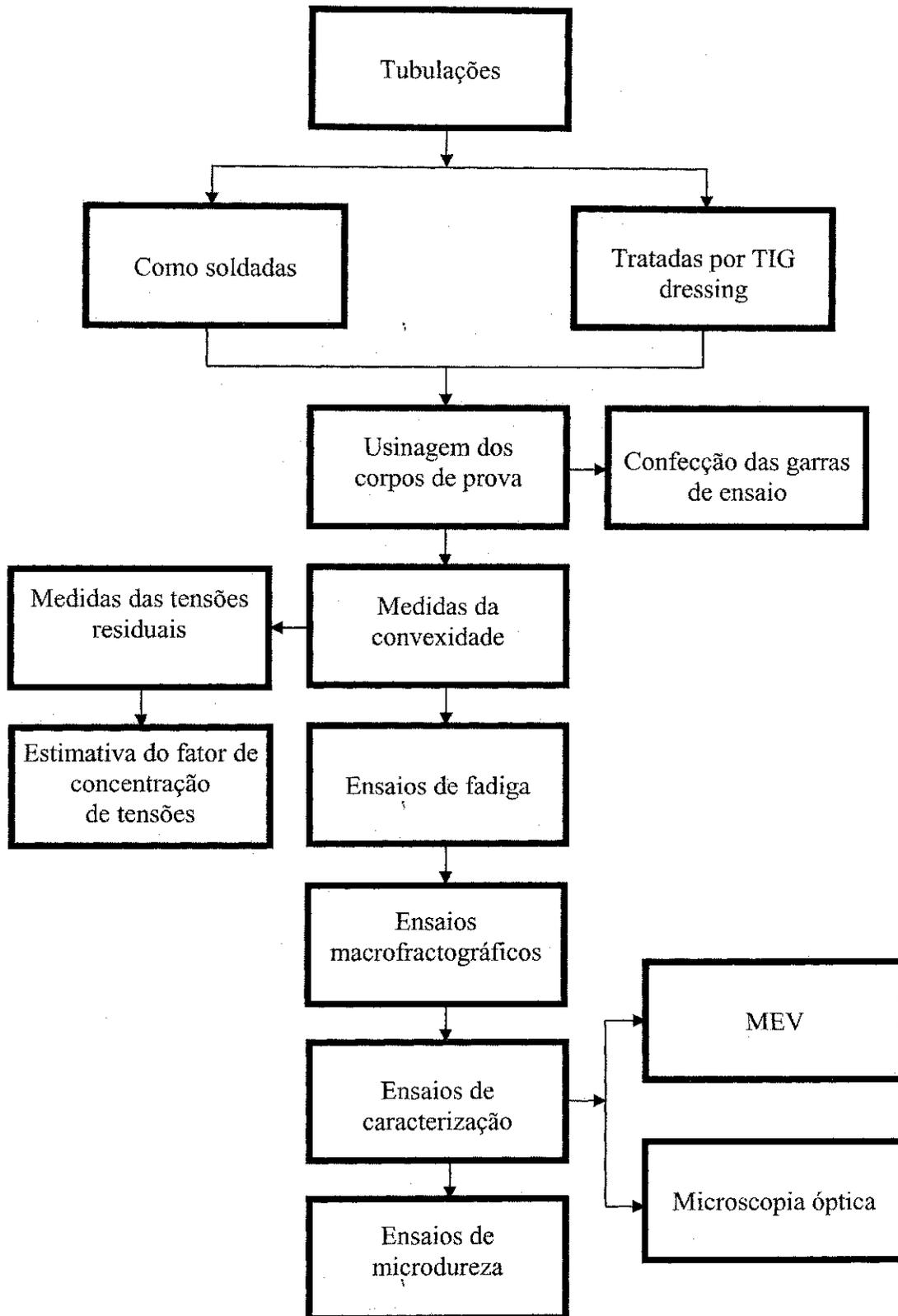


Figura 3.2 – Fluxograma da metodologia empregada para o desenvolvimento do trabalho.

3.2.1 Usinagem dos corpos de prova

A usinagem dos corpos de prova para os ensaios de fadiga foi feita de acordo com as normas da ASTM, designação E 468-90 [152] e E 466-96 [153]. Na primeira norma, a geometria do corpo de prova é descrita em maiores detalhes, assim como os procedimentos dos ensaios e forma de apresentação dos resultados dos ensaios de fadiga enquanto na segunda, encontram-se, em maiores detalhes, as tolerâncias das medidas do corpo de prova, características do equipamento do ensaio e especificação de procedimentos com relação à montagem das amostras e seus respectivos alinhamentos. Foram obtidos 40 corpos de prova no total, sendo 20 tratados pela técnica TIG dressing e 20 na condição como soldado. A Figura 3.3 ilustra esquematicamente como foi feita a usinagem dos corpos de prova e a Figura 3.4 apresenta fotos da raiz da solda nas condições como soldado e tratada pelo passe de refusão TIG.

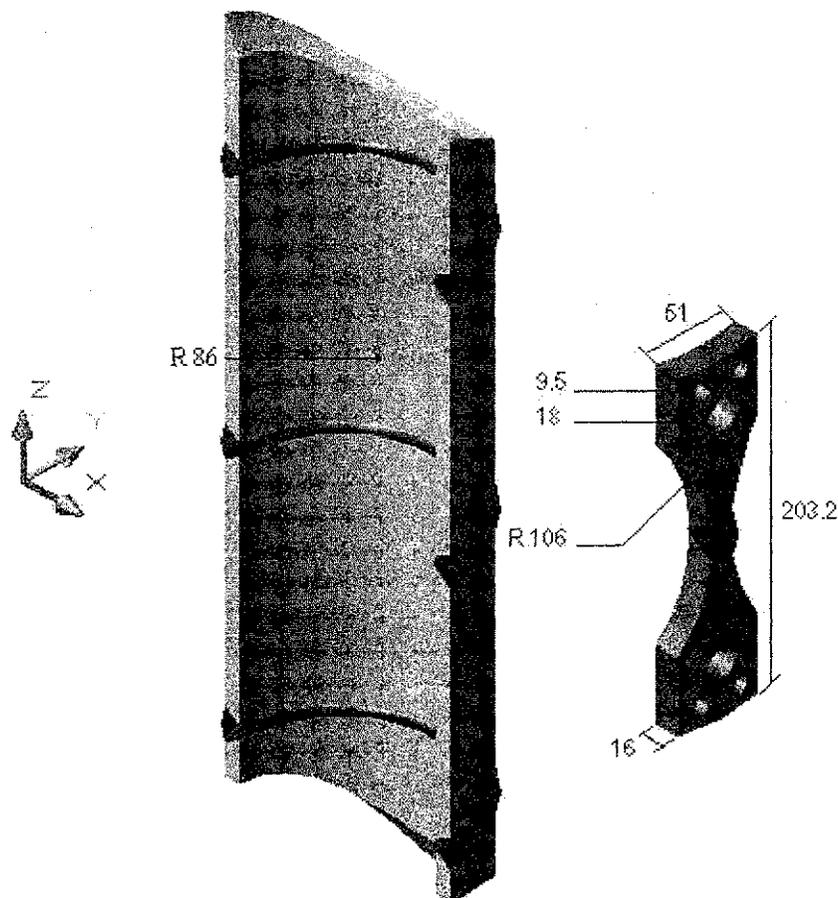


Figura 3.3 – Ilustração esquemática do posicionamento de usinagem dos corpos de prova para ensaios de fadiga (dimensões em mm).

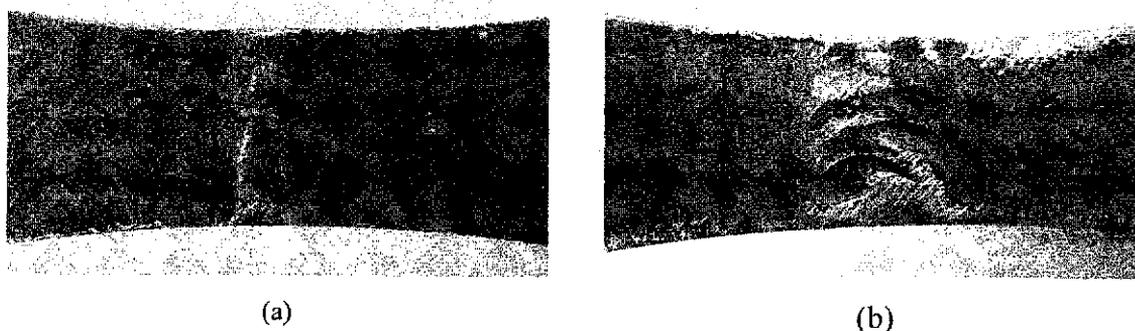


Figura 3.4 – Juntas soldadas em ambas condições (a) Como soldado (b) Tratadas pelo passe de refusão TIG na raiz.

Para adaptar os corpos de prova à máquina de ensaios, um sistema de garras foi confeccionado em aço VM 40. Após a usinagem, cada componente da garra foi tratado termicamente por têmpera e revenido para obtenção de níveis de resistência adequados aos ensaios de fadiga. No Apêndice I são apresentadas figuras com ilustrações esquemáticas e fotos do sistema de garras usinado.

3.2.2 Medição da Convexidade

Devido a grande heterogeneidade de perfil, observada na raiz da solda das amostras na condição como soldado, foram feitas medidas da convexidade nessa região da junta soldada, ou seja, do ângulo de tangência formado entre o cordão de solda e o metal de base, com o objetivo de verificar a influência da variação do ângulo sobre os resultados dos ensaios de fadiga.

Numa primeira análise, as medidas foram feitas no Centro Federal de Educação Tecnológica da Paraíba, em João Pessoa, com auxílio de um projetor de perfil, modelo Shunk, com lente diascópica e aumento de 10x, por meio do qual também se mediu a largura e a altura da raiz da solda.

A Figura 3.5 ilustra esquematicamente como as medidas foram realizadas. As letras gregas α e β representam os ângulos tomados no lado considerado como o mais crítico evidenciado pelo projetor de perfil. Os pontos identificados como L_1 e L_2 foram tomados como referência para se medir a largura do passe de raiz e L_3 , a altura ou o excesso de penetração do passe de raiz.

No Apêndice II são apresentadas nas Tabelas II.1 e II.2, as medidas dos ângulos de convexidade, bem como das alturas e larguras do passe de raiz para as amostras nas condições como soldado e tratadas pelo passe de refusão.

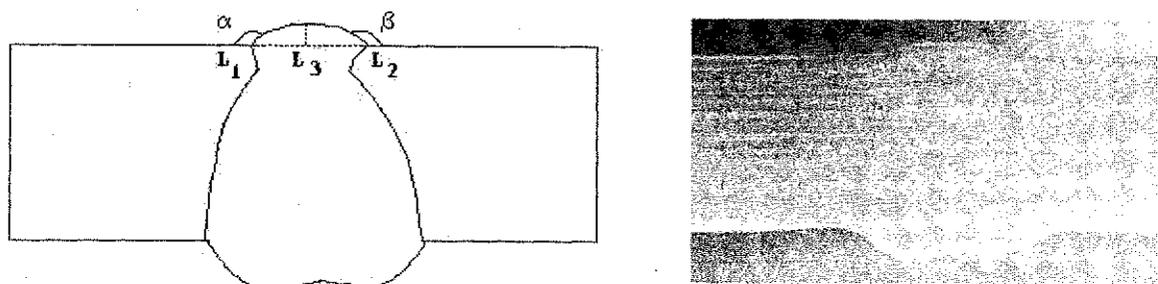


Figura 3.5 – Ilustração esquemática da forma como as medidas de convexidade foram realizadas nos perfis de raiz das amostras.

Em algumas amostras foram observados desalinhamentos, motivo pelo qual foram realizadas duas séries de medições de altura na raiz da solda levando-se em conta duas referências com o metal de base. A Figura 3.6 ilustra esquematicamente como foram feitas as medidas nessas amostras.

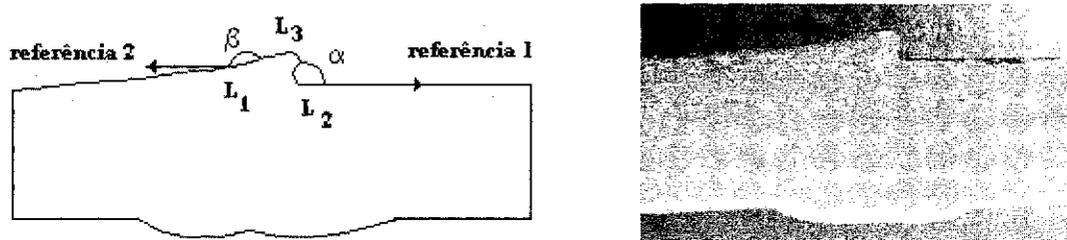


Figura 3.6 – Ilustração esquemática da forma como as medidas foram realizadas em amostras com desalinhamento na raiz da solda.

Durante os ensaios de fadiga das amostras na condição como soldado, através de alguns resultados obtidos e subseqüentes análises da superfície de fratura, percebeu-se que havia ângulos mais críticos ao longo da raiz da solda de algumas amostras, do que aqueles medidos pelo projetor de perfil, motivo pelo qual, novas medidas de convexidade foram realizadas em réplicas obtidas da raiz da solda.

Para obtenção das réplicas das juntas, foi realizada a moldagem da raiz utilizando-se material elástico para impressão, empregado em moldagens de próteses dentárias, resina acrílica e líquido polimerizante. A seqüência de fotos exibida na Figura II.1 do Apêndice II mostra como foram confeccionadas essas réplicas.

Com a réplica pronta, realizou-se progressivamente o seu desbaste e a cada 3mm, o seu perfil era projetado em papel manteiga e o ângulo de convexidade, medido com auxílio de um goniômetro de precisão. A Tabela II.3 do Apêndice II, apresenta as medidas tomadas, conforme ilustração esquemática exibida na Figura 3.5.

3.2.3 Medidas das Tensões Residuais

Com o objetivo de se determinar o nível das tensões residuais internas em função da variação do perfil geométrico de raiz, amostras com excesso de penetração na raiz, com perfil de raiz uniforme e tratada pelo passe de refusão TIG foram submetidas à análise por difração de Raios-X.

A análise foi realizada na Fundação COPPETEC/UFRJ, no Rio de Janeiro, utilizando-se o equipamento portátil Raystress.

As tensões residuais foram medidas nas adjacências da raiz da solda na direção longitudinal (y) e transversal (x) ao cordão, conforme ilustração esquemática, exibida na Figura 3.7.

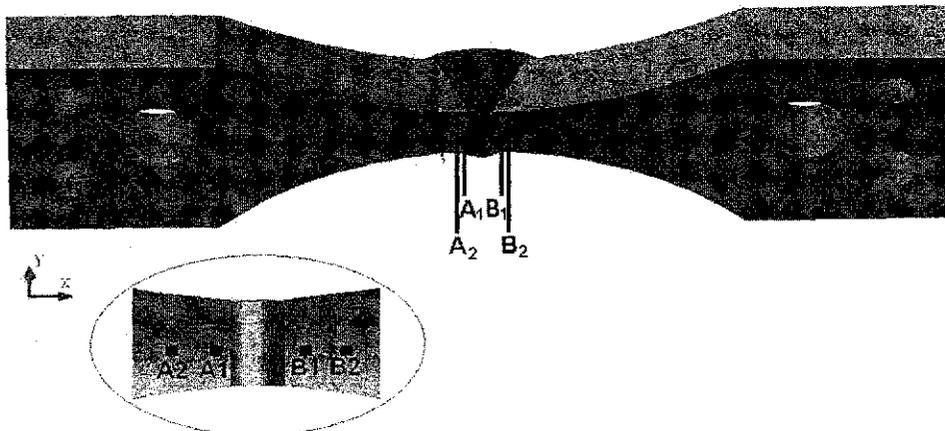


Figura 3.7 – Ilustração esquemática dos locais das juntas soldadas analisados por Raios-X.

Na Figura 3.8 são exibidas as fotos dos perfis das amostras analisadas.

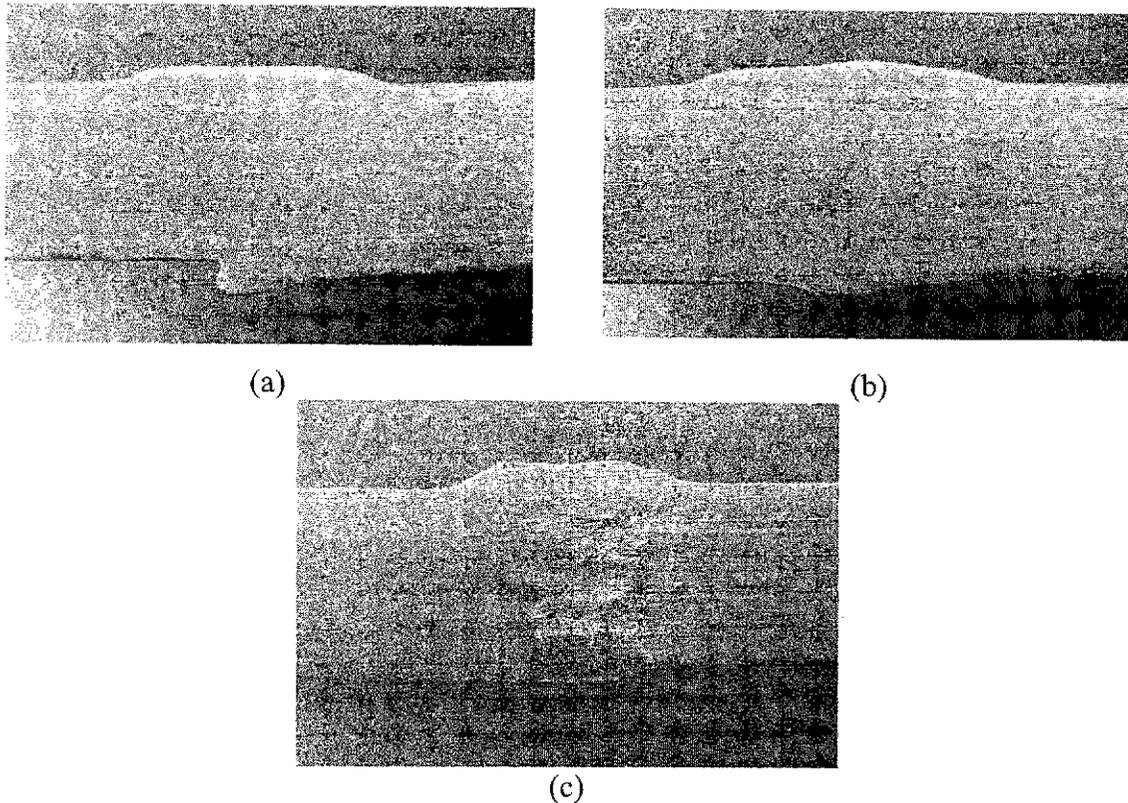


Figura 3.8 – Perfis de solda das amostras analisadas por Raios-X: (a) com excesso de penetração na raiz; (b) com perfil de raiz uniforme; (c) tratada pelo passe de refusão TIG.

3.2.4 Estimativa do Fator de Concentração de Tensões

A técnica de extensometria elétrica foi utilizada para medir as deformações nas adjacências da raiz da solda das mesmas amostras analisadas por raios-X, cujos perfis foram exibidos na Figura 3.8. Com as deformações medidas, foi possível estimar o fator de concentração de tensões no pé do cordão, em função da variação do perfil geométrico de raiz.

Para reduzir os erros nos ensaios e produzir resultados aceitáveis, tendo em vista os gradientes de deformação nas adjacências da solda serem muito acentuados e as variações de temperatura ao longo dos fios durante o processo de medição, utilizou-se extensômetros com dimensões de grade de 1 x 1,1 mm e autocompensados. Portanto, três extensômetros da marca Kyowa, modelo KFG-1-120-C1-11, foram colados um a um nas adjacências da raiz da solda de cada corpo de prova, conforme fotografias apresentadas na Figura 3.9.

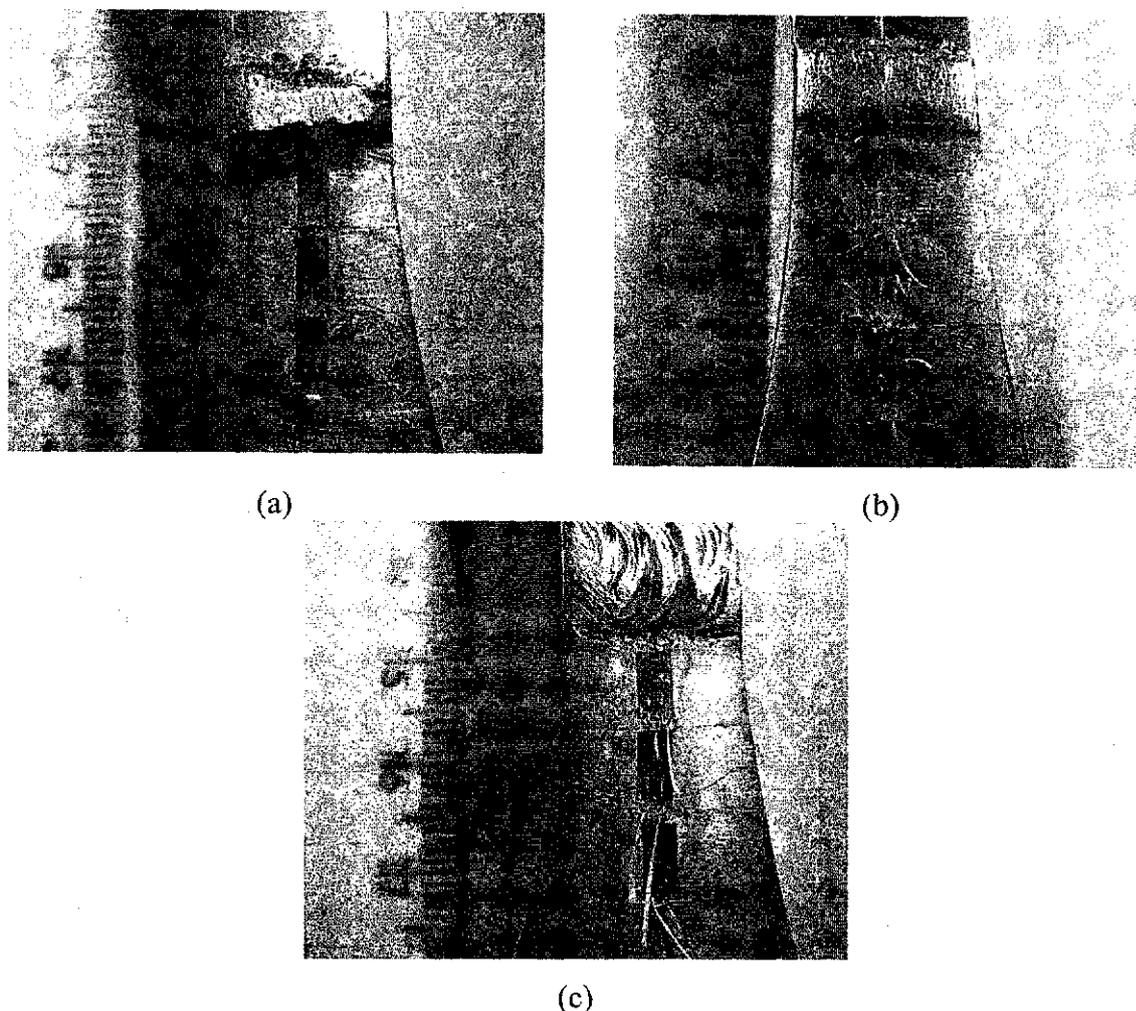


Figura 3.9 – Detalhe da colagem dos extensômetros nas adjacências da raiz da solda de amostras: (a) com excesso de penetração na raiz; (b) com perfil de raiz uniforme; (c) tratada pelo passe de refusão TIG.

A escolha do tipo de extensômetro foi feita com base na aplicabilidade (própria para medir deformação em aços), dimensões de grade (1 x 1,1 mm, ideais para medir deformações nas adjacências de juntas soldadas onde os gradientes de deformações são elevados), nível de deformação a que se propõe medir de até 0,15% (onde a deformação máxima dentro do limite elástico do material é de 0,20%) e características de autocompensação (para compensar os efeitos de variação de temperatura que podem atuar significativamente nos cabos soldados aos terminais elétricos dos extensômetros).

O procedimento utilizado para a colagem dos extensômetros consistiu da realização das seguintes etapas prévias, descritas em seqüência: lixamento da superfície a ser analisada, traçado de linhas de referência, desengraxe e neutralização da superfície.

O lixamento da superfície foi realizado utilizando-se lixas d'água de numeração 600 e 1000 respectivamente, com o objetivo de remover quaisquer impurezas ou contaminantes existentes, tais como óxidos, carepas, etc, e produzir uma rugosidade superficial própria para a instalação dos extensômetros. O traçado de uma linha longitudinal ao eixo principal do corpo de prova e de três linhas ortogonais à primeira serviram de referência durante a colagem dos três extensômetros, tornando-os alinhados à amostra e ao eixo de aplicação de carga. O desengraxe da superfície de colagem foi feito com uma solução a base de detergente e a neutralização, com álcool isopropílico. Ao final dessas etapas, a colagem dos extensômetros, com auxílio de uma lupa, foi realizada a distâncias de 1, 7 e 14 mm do pé do cordão, com uma cola a base de cianocrilato, mantendo-se uma distância entre os mesmos de 2 mm.

Ao final da colagem dos extensômetros, os seus terminais foram soldados a cabos elétricos, responsáveis pela formação de um circuito conhecido como Ponte de Wheatstone, ilustrada esquematicamente na Figura 3.10.

A ponte de Wheatstone é um circuito elétrico que permite a leitura indireta da variação de resistência ($\Delta R/R$) em um sinal de saída, como uma variação de tensão (ΔV), com grandeza na ordem de mV ou V. Essa leitura facilita o condicionamento do sinal por uma grande variedade de instrumentos de medição e processadores, responsáveis pelo tratamento e conversão desse sinal, para uma medida de deformação [154,155].

A ponte de Wheatstone foi estabelecida com a placa de aquisição de dados através de um circuito $\frac{1}{4}$ de ponte com dois fios. Esse circuito consiste na substituição de uma das resistências da ponte, por um extensômetro elétrico que é conectado ao circuito por meio de dois fios, conforme ilustração esquemática exibida na Figura 3.11.

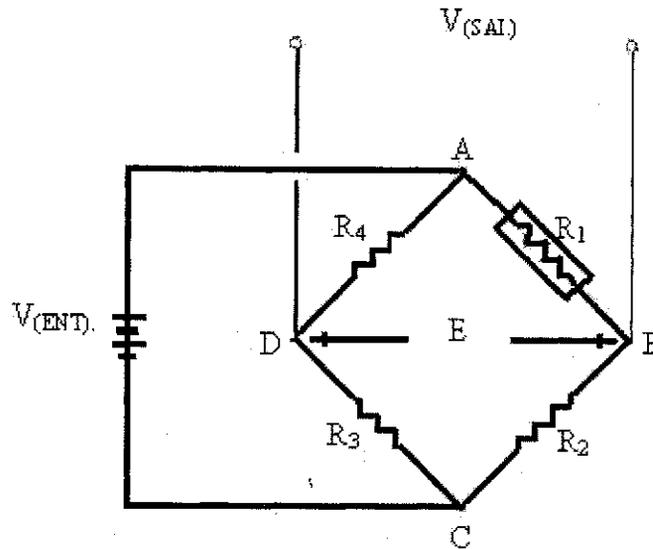


Figura 3.10 – Ilustração esquemática do circuito Ponte de Wheatstone.

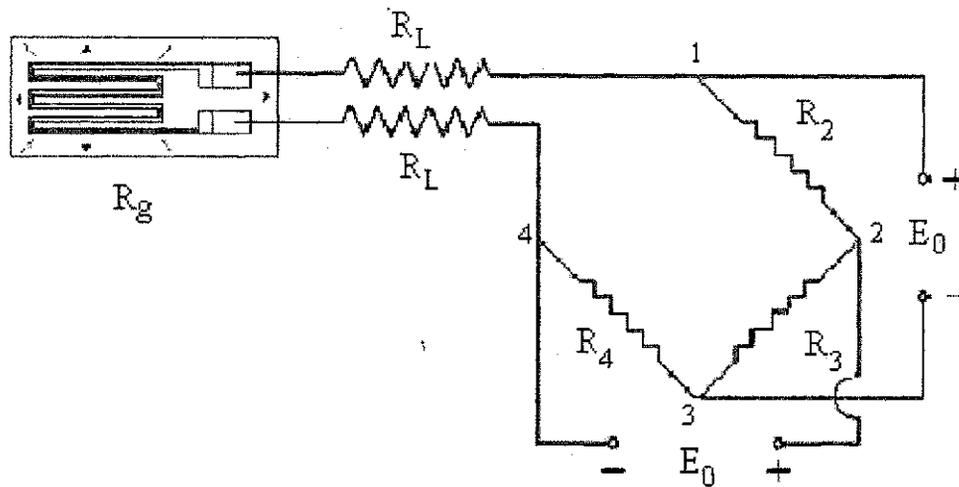


Figura 3.11 – Ilustração esquemática do circuito ¼ de ponte com dois fios.

A placa de aquisição de dados utilizada era da marca Lynx, modelo AL-2160, a qual encontrava-se interligada a um computador, com os softwares AqDados7 e AqDAnalysis responsáveis respectivamente pela conversão dos dados, de volts para microstrain (μS), e pelo levantamento das curvas Deformação x Tempo. As fotos exibidas na Figura 3.12 mostram os cabos soldados aos terminais dos extensômetros colados ao corpo de prova, fixado à máquina de ensaio e a Figura 3.13, a foto da placa de aquisição de dados

interligada ao computador e em detalhe os cabos, formando o circuito $\frac{1}{4}$ de ponte com dois fios.

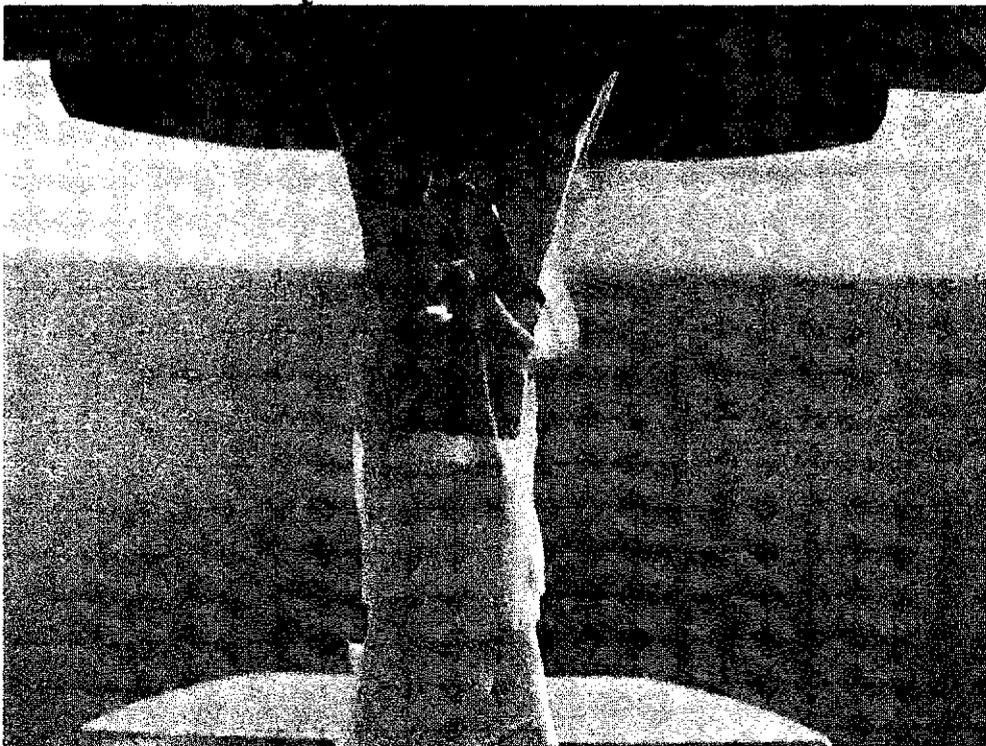
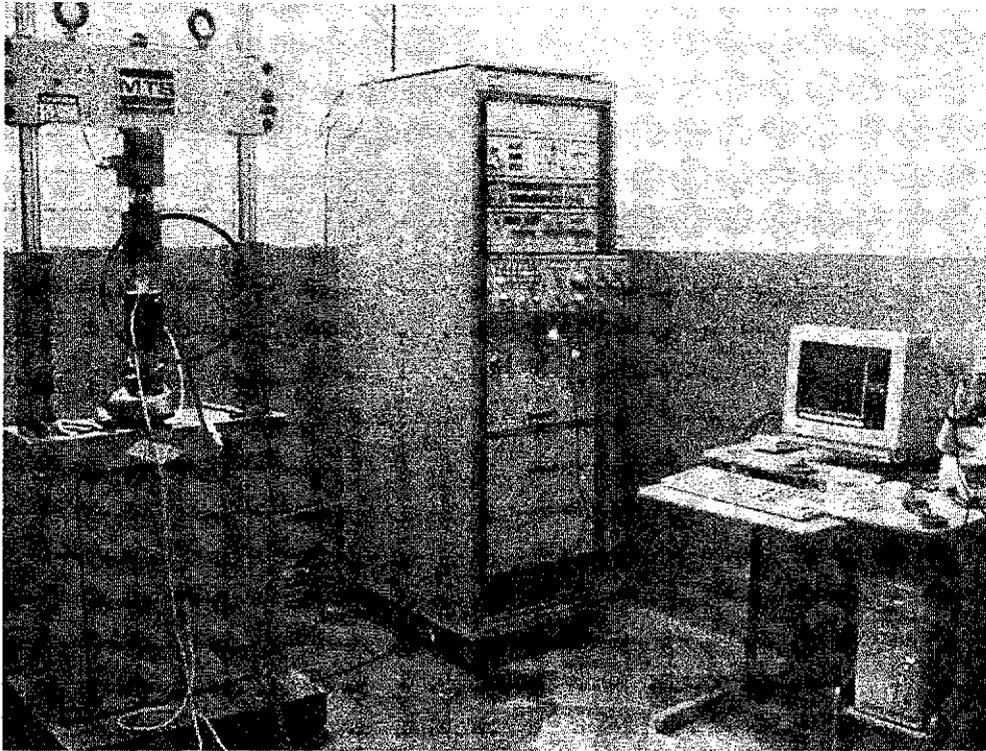


Figura 3.12 – Corpo de prova fixado à máquina de ensaio com os extensômetros colados e o seus terminais soldados aos cabos elétricos.

Ponte de
Wheatstone

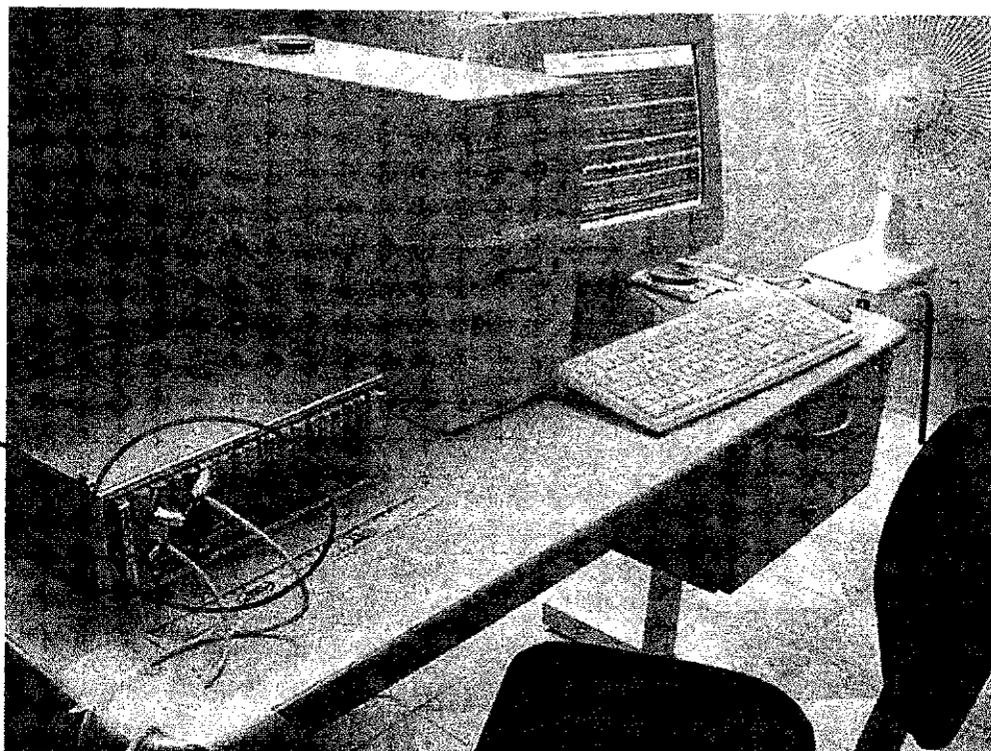


Figura 3.13 – Cabos elétricos formando a ponte de Wheatstone com a placa de aquisição de dados.

A interferência de um circuito sobre o outro fez com que os extensômetros fossem testados individualmente, realizando-se para cada um deles quatro ensaios seqüenciais, totalizando, portanto, doze ensaios para cada corpo de prova. Os ensaios foram realizados sob tração uniaxial, com controle de carga, aplicando-se carregamento estático a uma taxa de 0,18 kN/s, até a carga máxima de 54 kN. O procedimento adotado consistia em testar cada extensômetro, aplicando-se a carga até o valor desejado, quando então o ensaio era interrompido, a carga era aliviada até zero, dando, portanto, início a um novo ensaio, prosseguindo-se, deste modo, por mais três ensaios consecutivos.

Durante os ensaios, as deformações medidas por cada extensômetro, foram registradas pelo programa AqDados7 em função do tempo para cada incremento de carga, com uma frequência de 10 pontos por segundo. Os gráficos de cada ensaio são exibidos respectivamente para as amostras com excesso de penetração na raiz, com o perfil de raiz uniforme e tratadas pelo passe de refusão TIG no Apêndice III. Os gradientes desses gráficos foram usados para se determinar a deformação localizada em resposta à carga aplicada a distâncias de 1, 7 e 14 mm da raiz da solda. Os resultados, obtidos em

microstrain, foram ainda divididos pelo fator de aumento ou ganho de 300, estabelecido na placa de aquisição de dados. O ganho estabelecido na placa de aquisição de dados facilita o condicionamento do sinal a um valor possível de ser medido [155].

Para se obter uma estimativa do fator de concentração de tensões, os valores das deformações, obtidos àquelas distâncias, foram utilizados para extrapolar o valor da deformação no pé da raiz da solda. Após esse procedimento o valor extrapolado foi utilizado para o cálculo do fator de concentração de tensões e para o traçado de uma curva que exhibe o comportamento da distribuição das deformações nas adjacências do cordão.

3.2.5 Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga, para levantamento da curva SN, foram realizados no Laboratório de Ensaio Mecânicos do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Campina Grande, segundo as normas da ASTM E 468-90 [152] e E 466-96 [153]. Para tanto, foram conduzidos à temperatura ambiente, em uma máquina de ensaios universal servo hidráulica, modelo MTS 810, com capacidade de carga de 100 kN, cuja foto foi exibida na Figura 3.12.

Os ensaios foram realizados com onda senoidal, sob amplitude de carga constante, frequência variando de 10 a 12 Hz e razão de tensões $R = 0.1$.

3.2.6 Ensaio Macrofractográfico

As superfícies de fratura das amostras, testadas por fadiga, foram analisadas e fotografadas por meio de uma lupa, com aumentos variados de 6,7x a 40x, com o objetivo de se identificar os locais de início da trinca de fadiga, facilitando, deste modo, a análise por microscopia eletrônica de varredura. Para tanto, foi adaptado a este dispositivo uma câmera digital Sony, modelo Mavica FD-87.

3.2.7 Ensaio de Caracterização

Os ensaios de caracterização foram conduzidos através de Microscopia Eletrônica de Varredura e de Microscopia Óptica.

3.2.7.1 Microscopia Eletrônica de Varredura

A microscopia eletrônica de varredura foi realizada no Laboratório de Caracterização de Materiais do Departamento de Engenharia Mecânica e Produção da Universidade Federal do Ceará, utilizando-se um equipamento da marca Philips, modelo XL 30, com o intuito de analisar a superfície de fratura das amostras, para uma melhor visualização dos locais de nucleação das trincas de fadiga.

3.2.7.2 Microscopia Óptica

O passe de refusão, através da técnica TIG dressing, não somente melhora o acabamento da junta soldada como também causa modificações na microestrutura tanto do cordão de solda como da ZTA adjacente [128,137].

Desta forma, a microscopia óptica foi utilizada para análise metalográfica qualitativa da raiz da solda das amostras em ambas condições como soldada e tratada por TIG dressing, para identificar a diferença de mudança microestrutural na raiz da solda com a realização do tratamento de refusão.

Para tanto, as faces laterais das superfícies de fratura de ambas amostras, conforme ilustração esquemática exibida na Figura 3.14, foram preparadas para análise. A preparação envolveu as etapas de embutimento, desbaste, polimento e ataque com reagente adequado, necessário para revelação da microestrutura.

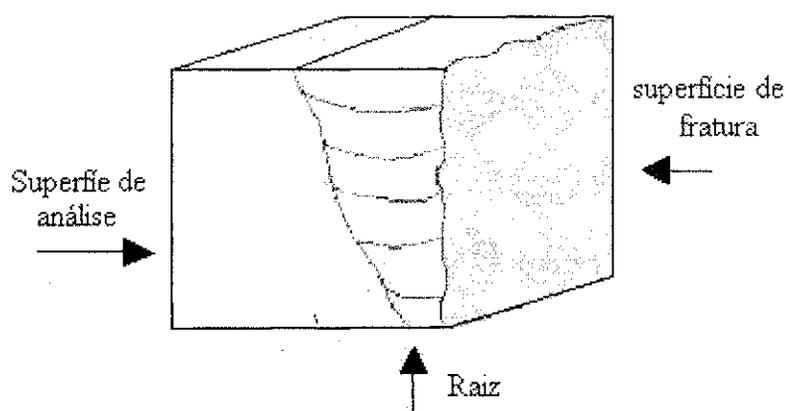


Figura 3.14 – Ilustração esquemática da superfície de fratura das amostras preparadas para análise de microscopia óptica.

O embutimento das amostras foi realizado com o auxílio de uma prensa hidráulica, utilizando-se como material, resina de fenol-formaldeído (baquelite). A etapa do embutimento teve como principal objetivo melhorar a manipulação e proteger as bordas das amostras.

A etapa de desbaste foi realizada com auxílio de uma lixadeira manual com o objetivo de tornar a superfície plana, dada a curvatura exibida pelos corpos de prova na área de análise. Para tanto, utilizaram-se, na seqüência, lixas com numeração 220, 280, 320 e 360. Com a superfície plana, deu-se início à fase de acabamento com o objetivo de tornar a superfície menos rugosa e pronta para o polimento, utilizando-se respectivamente lixas 400, 600 e 1200.

A etapa de polimento foi realizada com o auxílio de uma politriz elétrica utilizando soluções diluídas de alumina (Al_2O_3). A seqüência de polimento das amostras foi realizada respectivamente com as aluminas n^o 4 (diâmetro 1 μ m), n^o 3 (diâmetro 0,3 μ m) e n^o 2 (diâmetro 0,05 μ m).

A Tabela 3.5 descreve sucintamente os detalhes das etapas de lixamento e de polimento.

Tabela 3.5 – Detalhes das etapas de lixamento e polimento.

Fase	Abrasivo	Lubrificante	Limpeza	Secagem
Desbaste	Lixas 220, 280, 320 e 360	Água	Algodão	Ar quente
Acabamento	Lixas 400, 600 e 1200	Água	Algodão e álcool isopropílico	Ar quente
Polimento	Alumina com granulometrias entre 1 e 0,05 μ m	Água	Algodão e álcool isopropílico	Ar quente

O ataque químico das superfícies polidas foi realizado por imersão, utilizando-se como reagente solução de ácido nítrico em álcool etílico a 3%, por um tempo que variou de 5 a 10s.

Com as amostras devidamente preparadas, a análise microestrutural qualitativa foi realizada no Laboratório de Microscopia do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Campina Grande. Para tanto, utilizou-se um microscópio óptico da marca Olympus, modelo SZ3060, acoplado a um computador, com o programa MSQTM de análise de imagens, produzindo-se imagens com aumentos variados de 50x a 500x.

3.2.8 Ensaio de Microdureza

É comum o passe de refusão proporcionar um aumento da dureza nas regiões adjacentes ao metal refundido, quando comparado à dureza da mesma junta na condição como soldado [128,137]. Com o objetivo de verificar a intensidade do aumento produzido pelo uso da técnica TIG dressing, o ensaio de microdureza foi realizado nas diferentes regiões da junta soldada das amostras em ambas condições como soldado e tratada por TIG.

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Microscopia do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Campina Grande, utilizando-se um microdurômetro digital, marca Future Tech, modelo FM-700.

As medidas de microdureza foram produzidas com uma carga de 0,3 kg nas faces laterais das superfícies de fratura das mesmas amostras analisadas por microscopia óptica. As medidas foram tomadas em duas linhas, cada uma com 21 pontos, sendo sete em cada região da junta soldada, distribuídas a distâncias de 0,5 mm no metal de solda e no metal de base e a 0,25 mm na ZTA, conforme fotos exibidas na Figura 3.15 e 3.16.

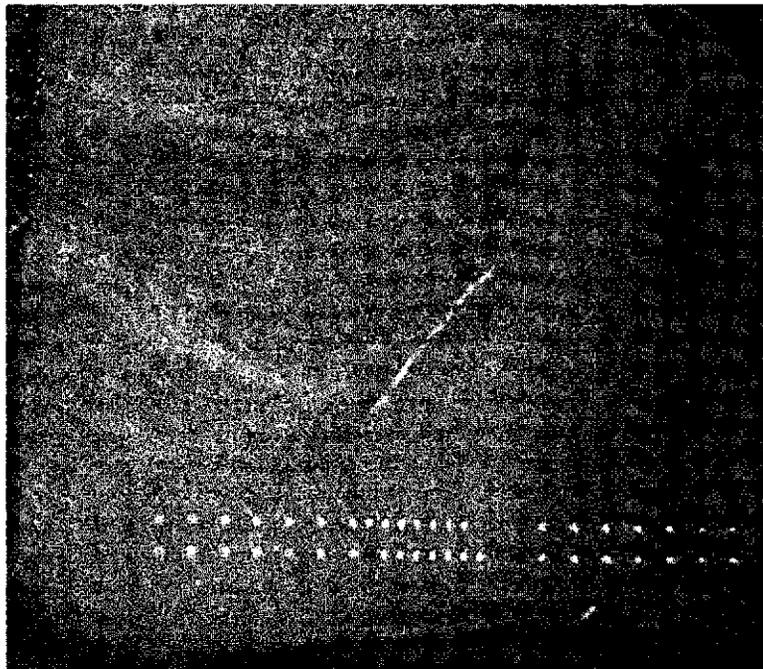


Figura 3.15 – Distribuição das indentações de microdureza nas diferentes regiões da junta na condição como soldado.

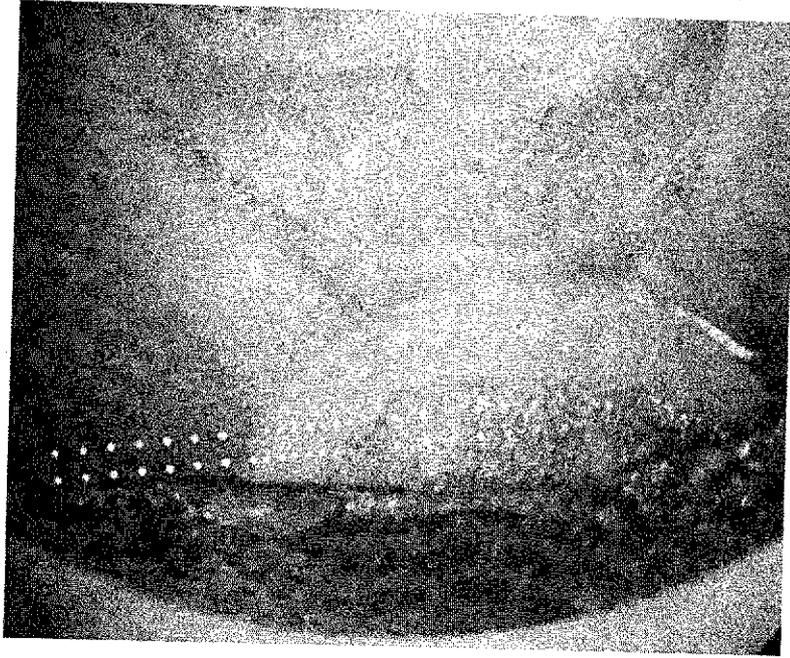


Figura 3.16 – Distribuição das indentações de microdureza nas diferentes regiões da junta tratada por TIG dressing.

Capítulo 4

4.0 Resultados e Discussão

4.1 Análise da Convexidade da Raiz da Solda

Os gráficos das Figuras 4.1 e 4.2 apresentam respectivamente a distribuição dos ângulos de tangência medidos na raiz da solda, através de projetor de perfil, para as amostras na condição como soldado e tratadas pelo passe de refusão TIG.

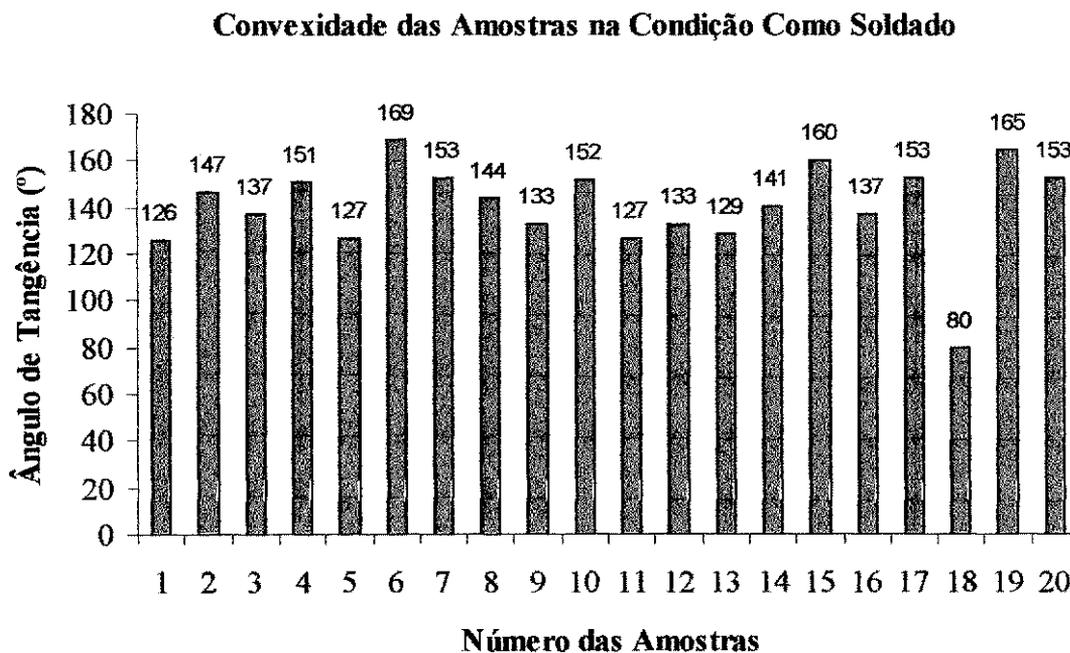


Figura 4.1 – Medidas de convexidade da raiz da solda das amostras na condição como soldado.

Convexidade das Amostras Tratadas por TIG dressing

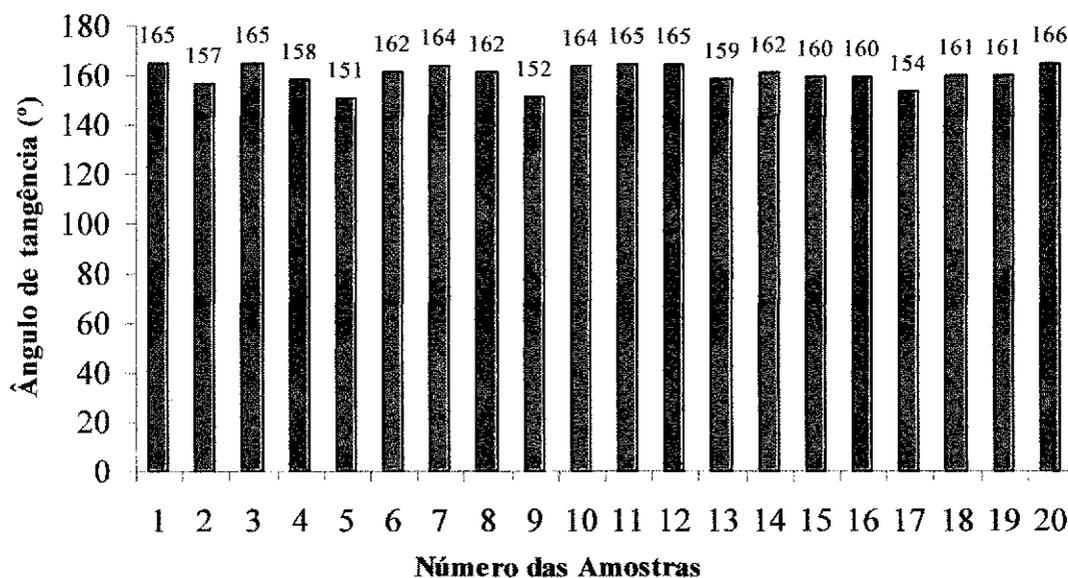


Figura 4.2 – Medidas de convexidade da raiz da solda das amostras tratadas por TIG dressing.

De acordo com a Figura 4.1, as amostras na condição como soldado exibiram grande variação de perfil em decorrência de excesso de penetração e desalinhamentos.

A Figura 4.3 mostra uma foto de uma das amostras com essas descontinuidades.

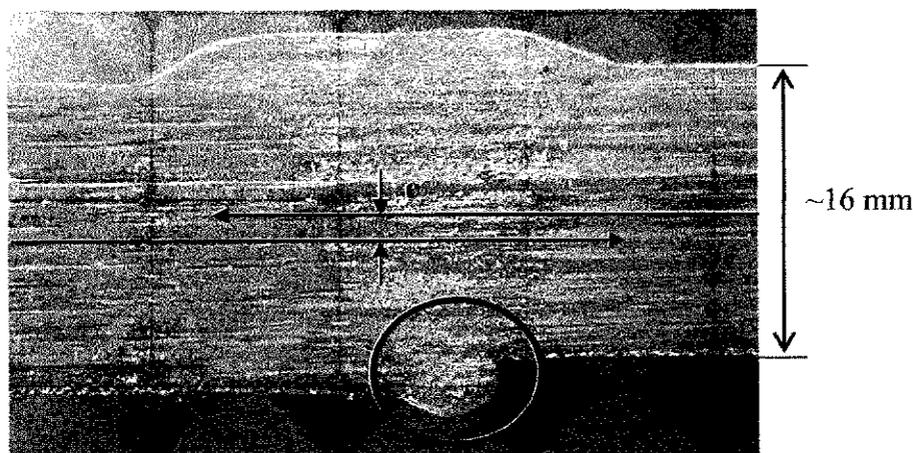


Figura 4.3 – Perfil de amostra na condição como soldado, com desalinhamento e excesso de penetração na raiz.

O excesso de penetração, exibido na Figura 4.3, é normalmente atribuído à falta de ajuste dos parâmetros de soldagem, que junto à abertura do chanfro na raiz pode promover uma falta de controle sobre o tamanho e fluidez da poça de fusão, resultando na descontinuidade, mas também pode ter sido causado por desalinhamentos axiais, muito comuns na união de tubos, devido às diferenças dimensionais entre eles, causadas por ovalização, variação na espessura, falta de excentricidade ou, ainda, por deformações provocadas durante a operação de soldagem [31,48,95].

Durante a soldagem circunferencial de tubulações, é comum, ainda mais quando ela é realizada por um só lado, não se ter controle sobre os defeitos que se formam internamente na raiz da solda. Opera-se com o eletrodo pelo lado externo e, como consequência da dificuldade de se controlar o contorno da solda, defeitos e uma mudança brusca de seção entre o cordão e o metal de base podem ser originados [11,107].

Considera-se que o desalinhamento em juntas de topo transversais carregadas axialmente reduz consideravelmente a resistência e a vida em fadiga das estruturas, devido às tensões secundárias de flexão que são induzidas [31,91,106,156].

Com relação às amostras tratadas, como pode ser observado através do gráfico da Figura 4.2, o passe de refusão proporcionou ângulos de tangência mais uniformes. Enquanto na condição como soldado, a diferença entre o valor de ângulo máximo e mínimo verificada foi de cerca de 110%, para as amostras tratadas, essa diferença não chegou a ultrapassar 12%.

Através da uniformização do perfil de raiz, a técnica TIG dressing contribuiu significativamente para reduzir a concentração de tensão nessa região, uma vez que as descontinuidades geométricas, observadas nas amostras como soldado, como o excesso de penetração e a mudança desfavorável de seção entre o cordão de solda e o metal de base, foram suavizados.

4.2 Análise das Tensões Residuais por Raios-X

O pé da solda coincide com a transição entre o metal de solda e o metal de base, havendo uma grande probabilidade de haver nesta região, pequenos defeitos e descontinuidades geométricas como as que foram observadas nas amostras na condição como soldado, estudadas neste trabalho. Durante os carregamentos cíclicos, as tensões

atuantes contribuem para que esses defeitos superficiais atuem como sítios iniciadores de trincas. Além disso, há a possível influência das tensões residuais internas que tornam o pé da solda, o local mais provável e susceptível à iniciação de trincas [157].

No presente trabalho as amostras analisadas por Raios-X não foram ensaiadas, uma vantagem do método de análise escolhido, que pela sua natureza não destrutiva, tornou possível as mesmas amostras serem submetidas a um outro ensaio, desta vez sob carga estática, fazendo uso da extensometria elétrica, para determinação do fator de concentração de tensões nas adjacências da raiz da solda. Os resultados são exibidos no tópico seguinte.

Já se sabia, portanto, que parte das tensões residuais de soldagem haviam sido relaxadas com o seccionamento das tubulações, para realização do passe de refusão na raiz da solda e posterior usinagem dos corpos de prova e que, portanto, não representariam a distribuição de tensões reais da junta soldada da estrutura. Mesmo assim, a análise foi conduzida para determinar se, de alguma forma, haveria variação do nível de tensão em função da mudança de perfil geométrico da raiz.

É importante ressaltar, no entanto, que a literatura afirma que no caso de um trabalho mecânico, por exemplo, de usinagem, a distribuição das tensões residuais é tanto menos afetada quanto mais distante a análise for conduzida da área afetada [31,61].

Pereira et al. [157], ao avaliarem a distribuição das tensões residuais em juntas soldadas de aços de alta resistência e baixa liga, obtidas por arco submerso, verificou ter havido um relaxamento do nível de tensões nessas juntas com a usinagem de um entalhe para simular condições de reparo da solda por outro processo, o MIG/MAG. Nesse sentido eles perceberam que a junta soldada por arco submerso passou por uma redistribuição das tensões residuais para alcançar uma nova condição de equilíbrio, entretanto, foi possível observar que as regiões mais próximas do entalhe tornaram-se mais influenciadas do que outras a 5 mm de distância.

Partindo desse pressuposto, escolheu-se a parte central das adjacências da raiz da solda, como pode ser observado na Figura 3.7 do Capítulo 3, por acreditar que os riscos de alteração da distribuição de tensões com o trabalho de usinagem dos corpos de prova tenham sido menores naquela região do que nas extremidades.

As amostras escolhidas para análise foram as amostras 18 e 19 do gráfico da Figura 4.1 e a amostra 18 do gráfico da Figura 4.2, cujas fotos dos perfis foram exibidas previamente na Figura 3.8 do Capítulo 3.

A Tabela 4.1 e os gráficos das Figuras 4.4 e 4.5 mostram os valores das tensões longitudinais e transversais medidos nas adjacências da raiz para essas amostras.

Tabela 4.1 – Tensões residuais medidas por posição para amostras na condição como soldado, com perfil uniforme (CS-PU) e com excesso de penetração na raiz (CS-EP) e tratada por TIG dressing na raiz.

Amostra	Tensões Residuais (MPa)							
	Tensões Longitudinais				Tensões Transversais			
	A2	A1	B1	B2	A2	A1	B1	B2
CS - PU	-20	-140	0	-70	-60	10	-90	-180
CS - EP	-10	10	130	100	-70	-80	60	-50
TIG	60	100	40	180	-100	-160	-60	-90

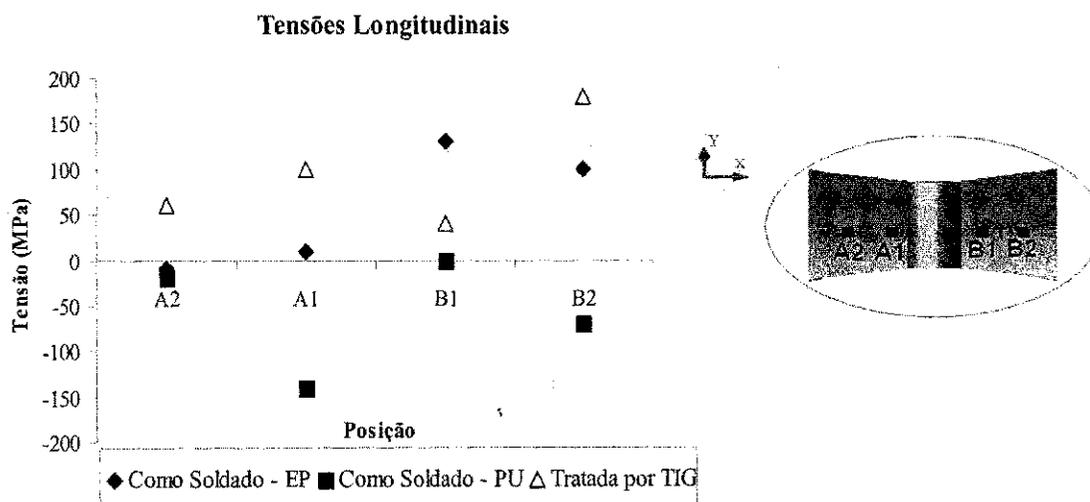


Figura 4.4 – Comportamento das tensões residuais longitudinais em função do perfil de raiz.

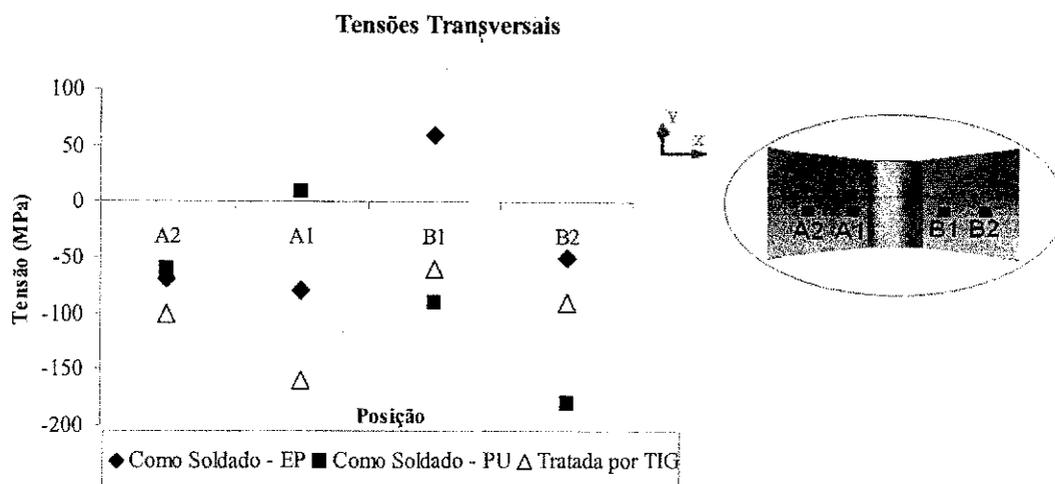


Figura 4.5 – Comportamento das tensões residuais transversais em função do perfil de raiz.

Por analogia aos trabalhos publicados na literatura, espera-se sempre obter nas adjacências da junta soldada, tensões longitudinais e transversais trativas de grandes magnitudes, com os valores das tensões transversais, em geral, inferiores aos das tensões longitudinais [93,99].

Pelo número de pontos analisados e localização dos mesmos, ou seja, muito próximos da raiz da solda, esperava-se encontrar apenas tensões longitudinais e transversais trativas. No entanto, o que se pôde observar, nos gráficos das Figuras 4.4 e 4.5, é que as medidas mostraram uma grande variedade nos valores obtidos.

No caso da amostra na condição como soldado, com perfil de raiz uniforme (PU), os resultados mostraram tensões longitudinais e transversais predominantemente compressivas. A única tensão trativa foi obtida na direção transversal, na posição A1, correspondendo a cerca de 10% da tensão de escoamento do material.

Na amostra com excesso de penetração, os resultados mostraram tensões longitudinais em sua maior parte trativas, com um valor máximo medido, na posição B1, adjacente à descontinuidade, de cerca de 28% da tensão de escoamento do material. As tensões transversais mostraram-se em sua maioria compressivas, com valores em geral inferiores aos obtidos na amostra com perfil de raiz uniforme.

Na amostra tratada pelo passe de refusão, as medidas longitudinais foram todas tratativas, com valores em geral superiores aos das demais amostras, chegando a alcançar cerca de 39% da tensão de escoamento do material na posição B2. As tensões transversais, por sua vez foram todas compressivas, com valores bastante superiores aos obtidos pela amostra com a descontinuidade geométrica e, em geral, semelhantes aos obtidos pela amostra com perfil de raiz uniforme.

A técnica TIG dressing ao melhorar o acabamento da raiz solda, através de um passe de refusão, promoveu ciclos térmicos de aquecimento e de resfriamento na junta soldada, contribuindo, portanto, para modificar a distribuição de tensões residuais nessa região. Na bibliografia disponível, um único trabalho foi encontrado reportando análise de tensões residuais em juntas tratadas por essa técnica [129].

Ao medir o nível das tensões residuais, através do método do furo cego, em juntas soldadas de aço baixa liga, com configuração em T, tratadas por TIG dressing, Horn et al. [129] constataram que o passe de refusão modificou completamente a distribuição das tensões residuais da junta. Na condição como soldado, as tensões se mostraram essencialmente compressivas. Com a utilização da técnica houve uma modificação desse campo de tensões, que se mostrou totalmente trativo, com um valor de tensão inicial, medido a cerca de 0,05 mm da superfície, de cerca de 200 MPa.

Os princípios dos métodos de análise utilizados no presente trabalho e no de Horn et al. [129] são bastante distintos. Enquanto a difração de Raios-x é conduzida, em geral, até 5µm de profundidade, portanto, sem prejuízo ao material, o método do furo cego é um ensaio destrutivo, uma vez que é feito através da usinagem de um furo, a partir do qual registros das leituras de deformações realizadas no mesmo, ao longo da espessura da peça, são obtidos e convertidos às medidas das tensões residuais presentes a cada incremento [93,159].

Assim como a distribuição de tensões prévia, verificada por Horn et al. [129], mostrou essencialmente tensões residuais compressivas para as amostras na condição como soldado, no presente trabalho, as tensões obtidas para a amostra com perfil de raiz uniforme também se mostraram, nos pontos medidos, com tensões longitudinais e transversais compressivas. O fato de não se ter observado tensões residuais tratativas na raiz dessa amostra, não implica dizer que o método foi inadequado ou que o processo de usinagem alterou a distribuição. Sem eliminar essas possibilidades, deve-se considerar

também o fato de que a soldagem multipasse pode ter influenciado na distribuição de tensões resultante na raiz, uma vez que os ciclos térmicos múltiplos gerados durante a deposição sucessiva dos passes de solda pode ter provocado tensões compressivas na superfície da raiz da solda.

De acordo com Rudd et al. [160], tensões residuais compressivas observadas a uma distância inferior a 25,4 mm da interface da solda, podem ser justificadas pela retenção de calor, causada pelo efeito de revenimento durante a sucessiva deposição dos passes de solda.

Verifica-se que para todas as amostras as tensões foram todas compressivas, à exceção das tensões longitudinais medidas naquelas contendo a descontinuidade geométrica e tratada pelo passe de refusão. No caso da amostra com a descontinuidade (EP), o maior valor de tensão residual trativa foi medido ao lado da descontinuidade. Descontinuidades geométricas como o excesso de penetração, exibido pela amostra analisada (EP), não são responsáveis pela formação das tensões residuais, entretanto considera-se que alteram o campo das tensões nas vizinhanças dos locais onde elas ocorrem [93]. Na amostra tratada por TIG dressing, as tensões longitudinais trativas, ainda que superficiais, foram, em geral, bastante superiores àquelas sem tratamento (PU e EP), concordando desse modo com os resultados obtidos por [129].

Além de ter apresentado os maiores níveis de tensões longitudinais trativas, a amostra tratada por TIG também apresentou níveis consideráveis de tensões residuais transversais compressivas. Esse maior nível de tensões residuais compressivas provavelmente está relacionado com as microestruturas da região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada, formada nas adjacências do metal refundido. Por se tratar de uma região mais temperável, propociona a formação de microestruturas como a martensita, que é responsável por colocar sob tensão de compressão toda a superfície do material [128,161].

É largamente reconhecido e comprovado o fato de tensões residuais compressivas serem benéficas ao comportamento à fadiga de juntas soldadas. Ao interagirem com as tensões impostas durante o carregamento cíclico, as tensões efetivas resultantes dessa sobreposição serão reduzidas. Além deste efeito, são responsáveis também por retardarem o processo de crescimento de trincas [31,93,100,162].

Em seus diversos trabalhos, Nguyen & Wahab [91,104,105,156], ao desenvolverem modelos matemáticos para prever o comportamento à fadiga de juntas de topo submetidas

a diversos níveis de tensões residuais, mostraram que a vida em fadiga aumentou consideravelmente quando tensões residuais compressivas foram introduzidas na superfície soldada. Além de serem responsáveis por aumentar o intervalo de tensão ($\Delta\sigma$) necessário para que uma trinca de fadiga se inicie a partir da superfície, aumentam também o intervalo de tensão nominal necessário para que trincas existentes possam ultrapassar o valor limite do fator de intensidade de tensão (ΔK_{Ih}), a partir do qual a trinca se propaga de forma mais rápida [156].

Maddox [163] Apud Branco et al [31] ressalta em seu trabalho que somente ocorrerá propagação de trinca quando esta se mantiver aberta, o que implica que só tensões de tração com uma determinada grandeza contribuirão para o seu avanço, sendo as componentes de compressão totalmente inofensivas.

Ruud et al. [160] ao medir a distribuição de tensões residuais, através da difração de Raios-X, nas adjacências de uma junta soldada, obtida por técnica multipasse, de uma chapa de aço 2 ¼-Cr 1-Mo, observaram níveis de tensões trativas transversais e longitudinais à solda correspondentes respectivamente a cerca de 55% e 44% da tensão de escoamento do material. De acordo com os próprios autores esses valores são insignificantes quando comparados com os obtidos por eles em um outro trabalho, onde na mesma face equivalente obtiveram tensão residual transversal da ordem de 86% da tensão de escoamento [164 Apud 160].

Em se tratando de aplicações envolvendo carregamentos cíclicos é necessário executar os procedimentos de soldagem, de forma a manter as tensões residuais trativas em um valor mínimo para que mínima também seja a sua influência sob o comportamento à fadiga da estrutura. A execução de preaquecimentos, durante a deposição dos passes de solda, por exemplo, reduzem a velocidade de resfriamento e facilitam a acomodação das tensões [85,86].

Apesar dos valores medidos das tensões residuais, nas amostras contendo a descontinuidade geométrica e tratadas pelo passe de refusão, mostrarem-se inferiores aos relatados na literatura, não se pode descartar por completo a sua influência prejudicial, uma vez que mesmo sob baixos níveis, existe a possibilidade de interagirem com a concentração de tensões introduzida pela presença de defeitos e descontinuidades, com a mudança do perfil geométrico de raiz e com as tensões de flexão introduzidas pelos desalinhamentos [157].

4.3 Análise da Concentração de Tensões por Extensometria Elétrica

A Tabela 4.2 apresenta a distribuição das deformações médias obtidas a 1, 7 e 14 mm da raiz da solda, incluindo o valor extrapolado rente a raiz, ou seja, na margem do cordão e os respectivos fatores de concentração de tensões calculados a partir da seguinte expressão:

$$K_t = \frac{S_{\max}}{S_{\text{nom}}} \quad (4.1)$$

onde:

K_t = Fator de concentração de tensões

S_{\max} = Tensão máxima

S_{nom} = Tensão nominal

As tensões máximas, atuantes a cada distância considerada, foram estimadas através da Lei de Hooke, considerando-se o valor do módulo de elasticidade (E) para aços como sendo 206010 MPa [165].

$$S = E\varepsilon \quad (4.2)$$

onde:

S = Tensão

E = Módulo de elasticidade.

ε = Deformação

No Apêndice III é apresentado em maiores detalhes, na Tabela III.1, os valores dos gradientes das deformações obtidos nos quatro ensaios consecutivos em que os extensômetros foram testados.

Tabela 4.2 – Distribuição das deformações (ϵ) médias obtidas em função da distância ao cordão de solda e os respectivos fatores de concentração de tensão (K_t) calculados para as amostras em função do perfil geométrico.

Amostra	Distância (mm)	ϵ (μS)	ϵ (%)	σ_{max} (MPa)	σ_{nom} (MPa)	K_t
CS-PU	0	1674,49	0,17	344,86	265	1,30
	1	1659,89	0,17	341,77	265	1,29
	7	1572,25	0,16	323,85	265	1,22
	14	1285,26	0,13	264,72	265	1,00
CS-EP	0	2050,01	0,21	422,32	265	1,59
	1	2010,28	0,20	414,08	265	1,56
	7	1771,91	0,18	364,84	265	1,38
	14	1643,01	0,16	338,47	265	1,28
TIG	0	2155,09	0,22	443,95	265	1,68
	1	2069,29	0,21	426,23	265	1,61
	7	1554,49	0,16	320,14	265	1,21
	14	1401,53	0,14	288,62	265	1,09

O gráfico da Figura 4.6 apresenta o comportamento das deformações em função da distância à raiz da solda e a Tabela 4.3, os parâmetros estatísticos utilizados no levantamento das curvas, que assumiram uma relação exponencial da forma:

$$\epsilon = A \exp^{-Bd} \quad (4.3)$$

onde:

A, B = constantes

d = distância à margem da raiz da solda

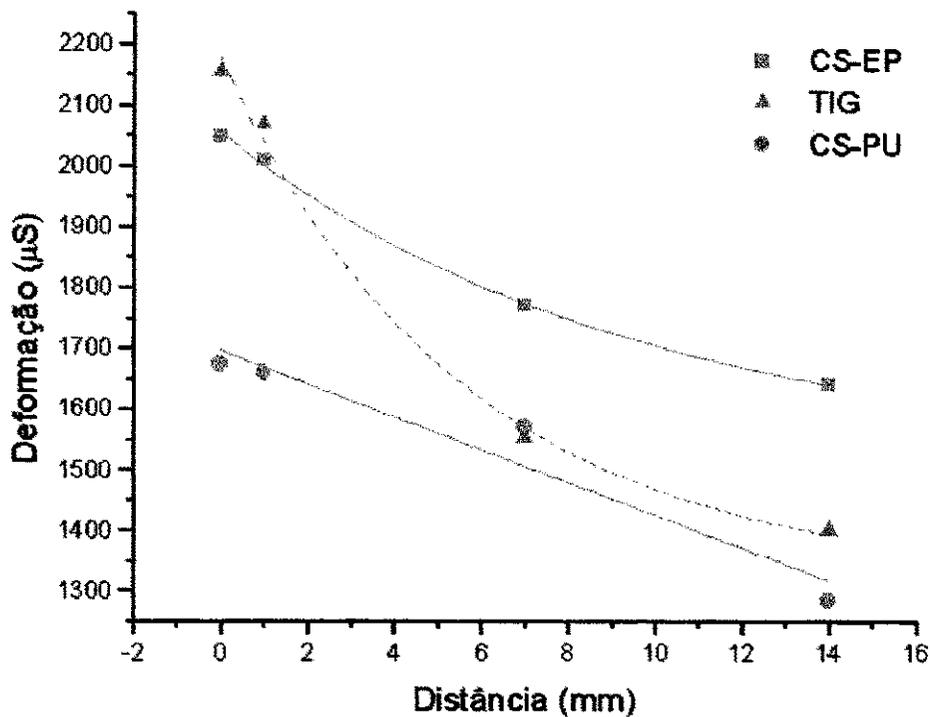


Figura 4.6 – Deformações obtidas em função da distância à margem da raiz da solda.

Tabela 4.3 – Parâmetros estatísticos das curvas de decaimento exponencial.

Amostras	Número de resultados	Coeficiente de correlação	Constantes da equação	
			$\varepsilon = A \exp^{-Bd}$	
			A	B
CS-PU	4	0,96	1698,39	0,018
CS-EP	4	0,98	2036,62	0,016
TIG	4	0,97	2122,09	0,034

Apesar do baixo número de pontos considerados, os bons coeficientes de correlação, exibidos na Tabela 4.3, justificam a adequabilidade do modelo exponencial no levantamento das curvas de distribuição das deformações.

Como pôde ser observado na Tabela 4.2 e gráfico da Figura 4.6, para as três amostras houve um decréscimo dos valores das deformações com o aumento da distância à raiz da solda, tendendo a se aproximar do valor da deformação obtido no caso de uma amostra sem a descontinuidade geométrica introduzida pelo cordão de solda. Ao se considerar uma amostra lisa, portanto, a deformação esperada para o nível de tensão considerado no ensaio seria de 0,13%. Os maiores valores de deformação observados a 1 mm e rentes à raiz estão relacionados à heterogeneidade geométrica e microestrutural introduzida pelo cordão de

solda e, pelos resultados obtidos, pode-se perceber que houve uma significativa variação destas medidas com a mudança de perfil.

O menor nível de deformação, apresentado pela amostra com perfil de raiz uniforme, deu-se em consequência de uma menor concentração de tensões, resultado de uma mudança de perfil de raiz mais suave.

O excesso de penetração na raiz elevou o nível das deformações nas adjacências do cordão em cerca de 22%, quando comparado àquele obtido pela amostra de perfil de raiz uniforme.

No caso da amostra tratada por TIG dressing, o passe de refusão proporcionou a 7 e a 14 mm, níveis de deformação muito próximos dos valores obtidos pela amostra com perfil de raiz uniforme. Contudo, as medidas mais próximas da raiz foram um pouco maiores que aquelas obtidas pela amostra com excesso de penetração.

Os valores dos fatores de concentração de tensão para as amostras na condição como soldado, com perfil de raiz uniforme e com excesso de penetração, calculados a partir das medidas das deformações extrapoladas para a posição rente a raiz foram 1,3 e 1,59 respectivamente e encontram-se dentro da faixa de valores relatada na literatura [166-168 Apud 31,169].

De acordo com esses trabalhos, onde foram realizados ensaios fotoelásticos e com extensômetros elétricos em corpos de prova simulando juntas de topo, os valores dos fatores de concentração, medidos para as amostras sem tratamento, encontram-se na faixa compreendida entre 1,2 e 3,65 [166-168 Apud 31,169]. O maior valor de concentração de tensão foi obtido para uma junta com um percentual de desalinhamento de 100% em relação à espessura da chapa [169]. Neste estudo evidenciou-se que os parâmetros que mais influenciaram a concentração de tensões foram seguramente o menor ângulo de tangência e os desalinhamentos, que introduziram tensões de flexão na área afetada [169].

Para a amostra tratada por TIG dressing, o valor do fator de concentração de tensões calculado a partir da medida da deformação, extrapolada para a posição rente a raiz, foi de 1,68, acima, portanto em cerca de 8% da média de valores de 1,56, baseada em quatorze observações de dados coletados da literatura, realizada por Haagensen [137]. Nesses estudos, o valor médio do fator de concentração de tensões, medido nas adjacências da raiz das amostras tratadas por TIG dressing, mostrou-se cerca de 39% inferior que a média de valores obtida para as amostras na condição como soldado.

A maior concentração de tensões verificada na margem da raiz, na amostra tratada por TIG dressing foi calculada a partir de uma medida localizada da deformação, podendo variar significativamente ao longo do comprimento de raiz, em função da distribuição irregular de tensão nesse local, não devendo, portanto, ser tomada como medida de referência do tratamento. Ao se observar, contudo, através do gráfico na Figura 4.6 e valores do parâmetro B, na Tabela 4.3, o decaimento da curva da amostra tratada por TIG foi mais pronunciado que aqueles observados para as amostras com excesso de penetração e com perfil de raiz uniforme, em cerca de 112% e 89% respectivamente. O maior decaimento da curva traduz, portanto, a maior redução da concentração de tensões conseguida pelo passe de refusão, resultado do melhor acabamento do cordão e da suavização da mudança de seção com o metal de base [22-24].

4.4 Análise dos Ensaios de Fadiga – Amostras Como Soldado

Para a realização dos ensaios de fadiga, as amostras foram escolhidas aleatoriamente, para evitar qualquer tipo de interferência sobre os resultados.

Os ensaios de fadiga das amostras como soldado foram conduzidos nas amostras 1 a 17 do gráfico da Figura 4.1. Os resultados obtidos, quanto a vida em fadiga, para cada intervalo de tensão aplicado, são apresentados na Tabela 4.4 e a curva SN, no gráfico da Figura 4.7.

Dada a heterogeneidade do perfil de raiz, que levou à necessidade de se ensaiar a níveis de tensão cada vez menores, limitou-se a uma, o número de amostras ensaiadas sob o maior nível de tensão. Este, por sua vez, correspondeu a cerca de 44% da tensão limite de resistência do material, dentro, portanto, do campo elástico, decrescendo aleatoriamente até cerca de 80% do valor dessa tensão. Todas as amostras sofreram fratura, a exceção da amostra 17, com a origem partindo sempre da raiz da solda.

Tabela 4.4 – Resultados dos ensaios de fadiga das amostras na condição como soldado.

Seqüência dos Ensaio	Convexidade	Tensões Dinâmicas		Intervalo de tensões, S_r (MPa)	Vida em Fadiga (ciclos)	Origem da Fratura
		S_{max} (MPa)	S_{min} (MPa)			
1	126°	337,95	33,795	304	$6,04 \times 10^4$	raiz
2	147°	265,53	26,553	239	$1,17 \times 10^5$	raiz
3	137°	265,53	26,553	239	$2,37 \times 10^5$	raiz
4	151°	265,53	26,553	239	$5,31 \times 10^5$	raiz
5	127°	217,25	21,725	195	$1,13 \times 10^5$	raiz
6	169°	217,25	21,725	195	$2,68 \times 10^5$	raiz
7	153°	217,25	21,725	195	$3,34 \times 10^6$	raiz
8	144°	173,79	17,379	156	$5,17 \times 10^5$	raiz
9	133°	173,79	17,379	156	$1,1 \times 10^6$	raiz
10	152°	173,79	17,379	156	1×10^7	raiz
11	127°	144,83	14,483	130	$3,85 \times 10^5$	raiz
12	133°	144,83	14,483	130	$6,83 \times 10^5$	raiz
13	129°	144,83	14,483	130	$8,14 \times 10^5$	raiz
14	141°	125,48	12,548	113	$1,1 \times 10^6$	raiz
15	160°	125,48	12,548	113	$1,7 \times 10^6$	raiz
16	137°	125,48	12,548	113	$6,9 \times 10^6$	raiz
17	153°	125,48	12,548	113	1×10^7	s/fratura

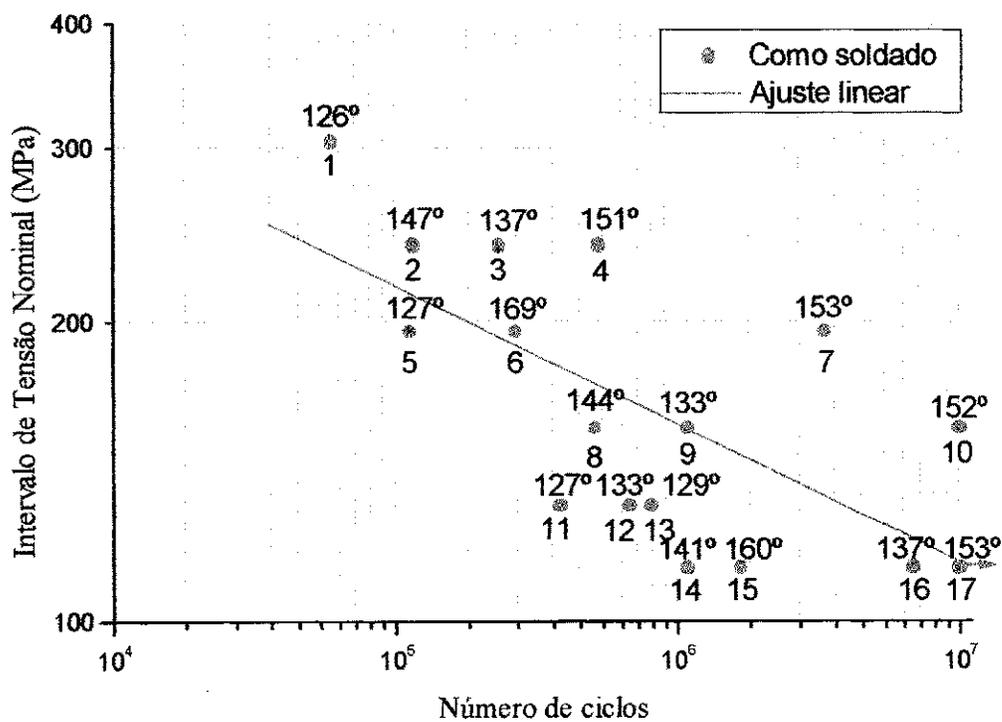


Figura 4.7 – Curva SN levantada para as amostras na condição como soldado.

A curva SN foi levantada através de análise de regressão linear, a partir da seguinte relação [49]:

$$\text{Log}N = A + B\text{Log}S_r \quad (4.4)$$

onde:

N = número de ciclos,

S_r = intervalo da tensão aplicada,

A, B = constantes da análise de regressão

A equação 4.4 foi desenvolvida a partir da equação:

$$S_r^m N = C \quad (4.5)$$

onde:

m = constante da Lei de Paris, a qual define a inclinação inversa da curva $\text{Log}\sigma$ x $\text{Log}N$,

C = constante, sendo:

$$A = \text{Log}C \quad e \quad B = -m$$

Na Tabela 4.5 abaixo são exibidos os detalhes da análise de regressão

Tabela 4.5 – Detalhes da análise de regressão da curva SN das amostras na condição como soldado.

Amostras	Número de resultados (amostras fraturadas)	Coeficiente de correlação	Constantes da equação $\text{Log}N = A + B(\text{Log}S_r)$	
			A	B
Como soldado	16	-0,67254	13,099	-3,26

As dispersões verificadas no gráfico da Figura 4.7 podem ser atribuídas à heterogeneidade do perfil de raiz da solda das amostras que, no levantamento da curva SN, levou a um coeficiente de correlação muito baixo (0,67). Apesar disso, verificou-se uma tendência de aumento da vida em fadiga com o ângulo de tangência medido na raiz da solda para a maioria dos intervalos de tensão do ensaio. A Figura 4.8 mostra melhor essa tendência ao exibir um gráfico de superfície com as variáveis de entrada, Intervalo de

tensão e Ângulo de tangência em função da variável de resposta, Número de ciclos ou vida em fadiga.

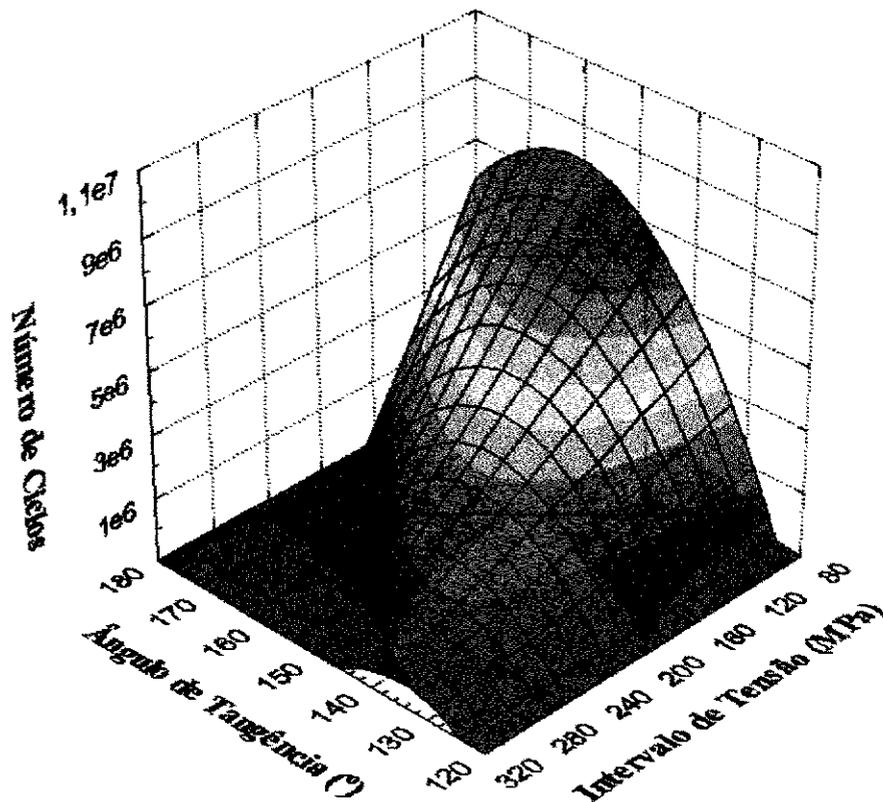


Figura 4.8 –Tendência de comportamento da vida em fadiga em função do intervalo de tensão aplicado e do ângulo de tangência na raiz da solda das amostras na condição como soldado.

Conforme evidenciado nesse gráfico, a redução do intervalo de tensão aplicado e o aumento do ângulo de tangência na raiz da solda, favoreceram o aumento da vida em fadiga para as amostras testadas, principalmente para o regime de baixo intervalo de tensão e longa vida. O decréscimo que se observa das curvas de nível pode ser explicado pelo comportamento à fadiga exibido por algumas amostras. Conforme pode ser observado no gráfico da Figura 4.7, as amostras 2, 6, 8 e 15, mesmo com maiores ângulos de tangência, apresentaram vidas em fadiga menores que as amostras 3, 7, 9 e 16 respectivamente, em que foram medidos ângulos inferiores.

A exclusão das amostras 2, 6, 8 e 15 do elenco de amostras ensaiadas elimina o decréscimo das curvas de nível e confirma a tendência de aumento da vida em fadiga para

10^7 milhões de ciclos, com o aumento do ângulo de tangência e redução do intervalo de tensão aplicado, conforme mostra o gráfico de superfície da Figura 4.9.

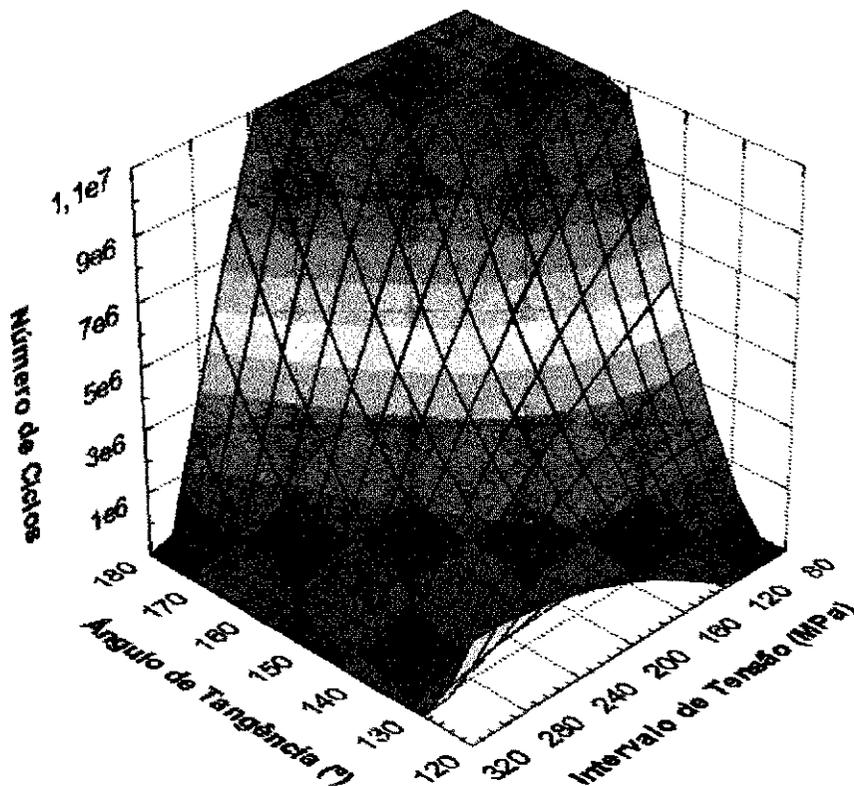


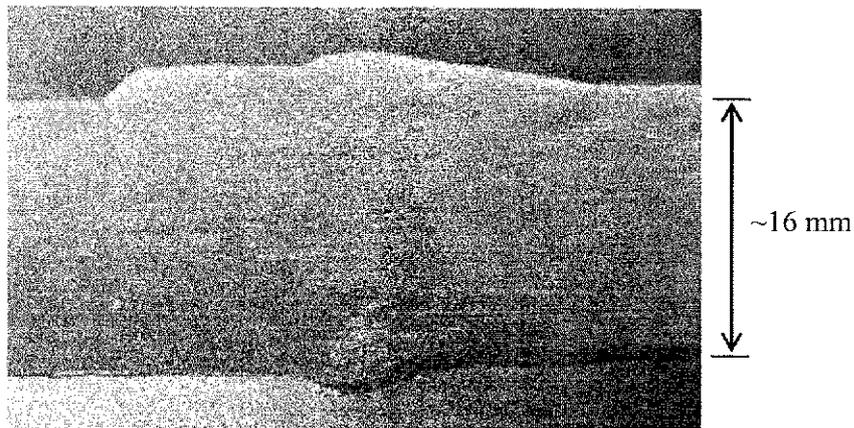
Figura 4.9 – Tendência de comportamento da vida em fadiga em função do intervalo de tensão aplicado e do ângulo de tangência na raiz da solda das amostras na condição como soldado, com a exclusão das amostras 2, 6, 8 e 15.

O comportamento à fadiga inferior das amostras 2, 6, 8 e 15 em relação ao das amostras 3, 7, 9 e 16 respectivamente só pôde ser explicado através da análise das fotografias da raiz da solda e superfícies de fratura, exibidas a seguir.

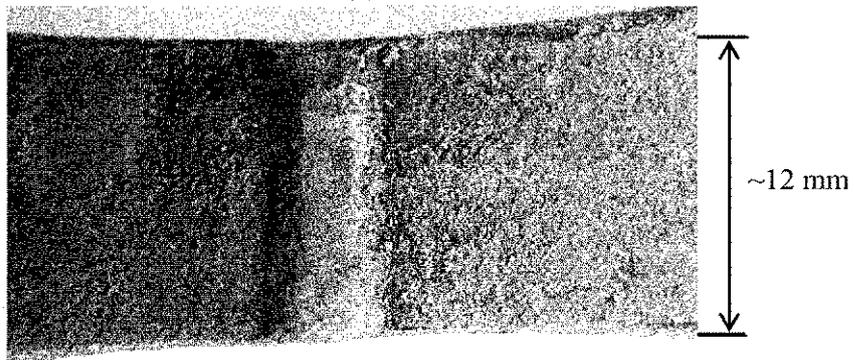
A amostra 2, com um ângulo de tangência 10° superior ao da amostra 3, apresentou uma vida em fadiga cerca de 120000 ciclos inferior. Como pode ser observado, através das Figuras 4.10 e 4.11, que mostram respectivamente fotos dos perfis e da raiz de ambas amostras, não havia nada visível na amostra 2 que mostrasse uma concentração de tensão maior que aquela exibida pela amostra 3, cujas características superficiais evidenciavam motivos suficientes para se acreditar que o seu tempo de vida, comparado ao da amostra 2, seria inferior.

Além do menor ângulo de tangência, a raiz da solda da amostra 3 apresentava-se parcialmente destruída. Entre os motivos possíveis de serem citados como causa, como por exemplo, corrente inadequada, velocidade de soldagem muito alta, umidade do eletrodo e da região soldada, a penetração demasiada da ponta do eletrodo pode ser considerada também como causa provável, uma vez que, além de promover a convexidade excessiva na região, pode também ter causado a perfuração da raiz, deixando o cordão com o aspecto visual exibido na Figura 4.11, com a raiz perfurada e cheia de poros [95]. Independente do que pode ter havido, essas descontinuidades intensificaram a concentração de tensões na região, uma vez que, como se pode perceber através da análise da superfície de fratura, exibida na Figura 4.12(b) e 4.13(b), coincidiram com o local de início da trinca de fadiga.

Um exame da superfície de fratura da amostra 2, conforme fotos exibidas nas Figuras 4.12(a) e 4.13(a), evidenciou a iniciação da fratura em um ponto localizado na margem do cordão que, associado à presença de cavidades internas à zona fundida, constituíram portanto, as causas prováveis para o seu tempo de vida reduzido, comparado à vida em fadiga da amostra 3. As cavidades internas, que podem constituir-se como inclusões de escória, atuaram desfavoravelmente à performance à fadiga da amostra, reduzindo o caminho percorrido pela trinca iniciada na margem do cordão. Uma limpeza insuficiente ou inadequada entre o passe de raiz e o passe quente pode ter resultado no seu aprisionamento, que não sofreu fusão com a deposição dos passes de enchimento [95].



(a)



(b)

Figura 4.10 – Perfil e raiz da solda da amostra 2.

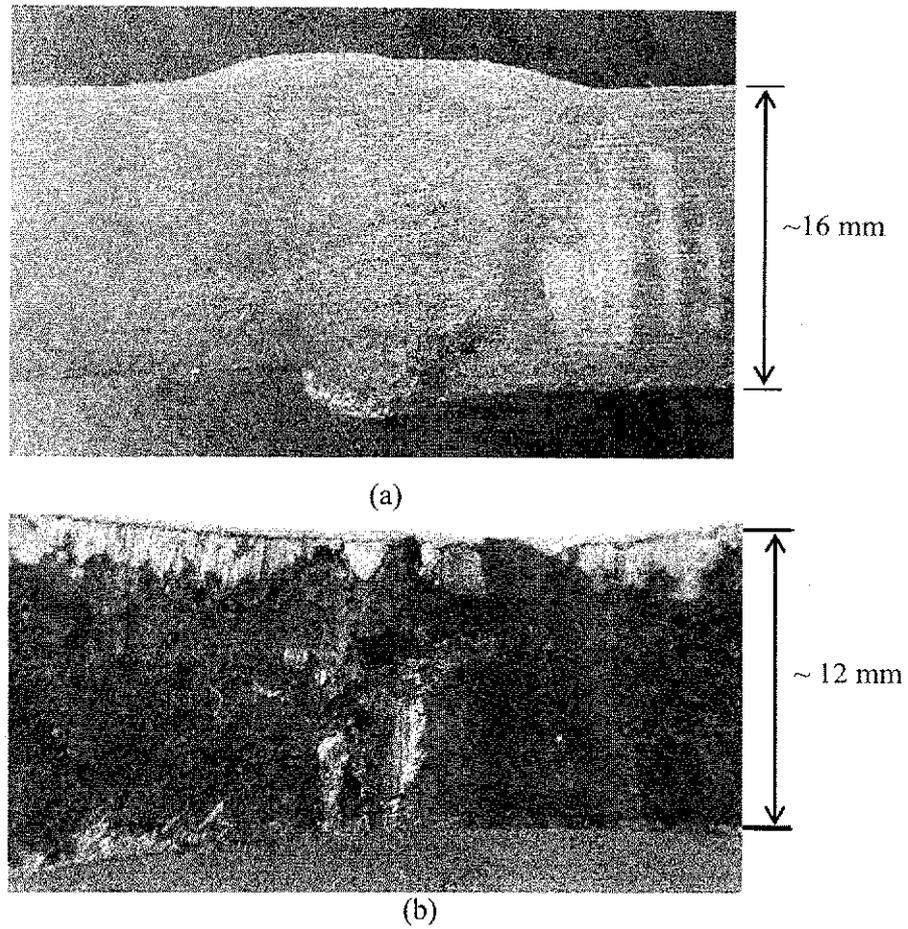


Figura 4.11 – Perfil e raiz da solda da amostra 3.

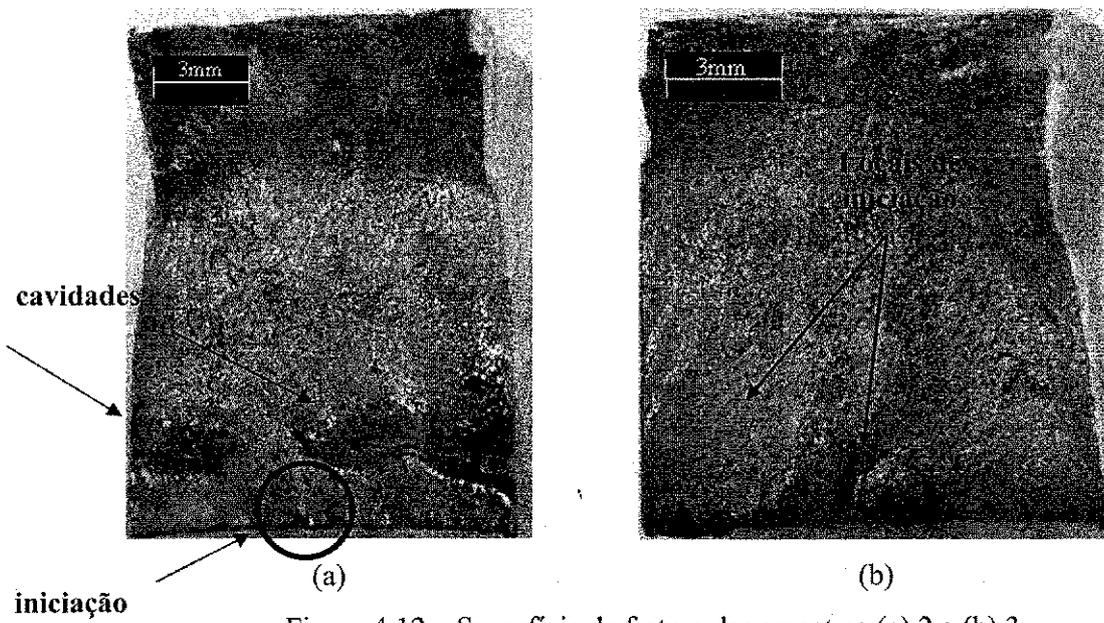
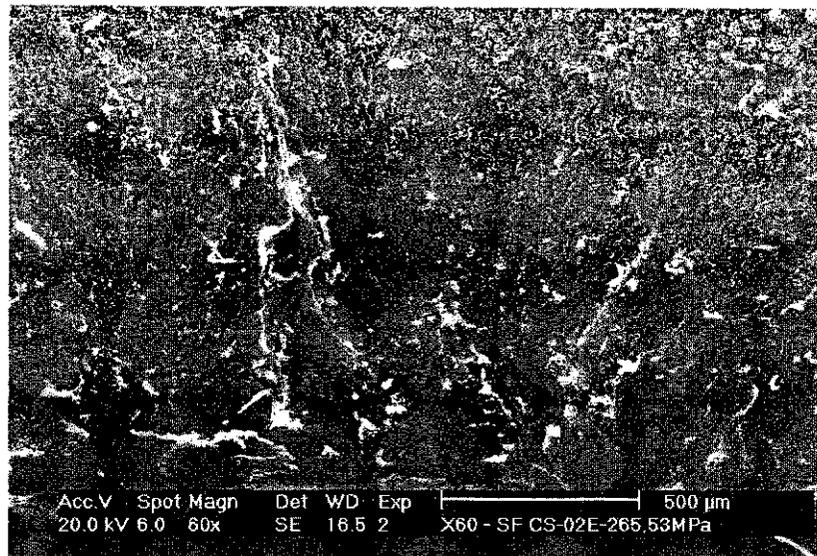
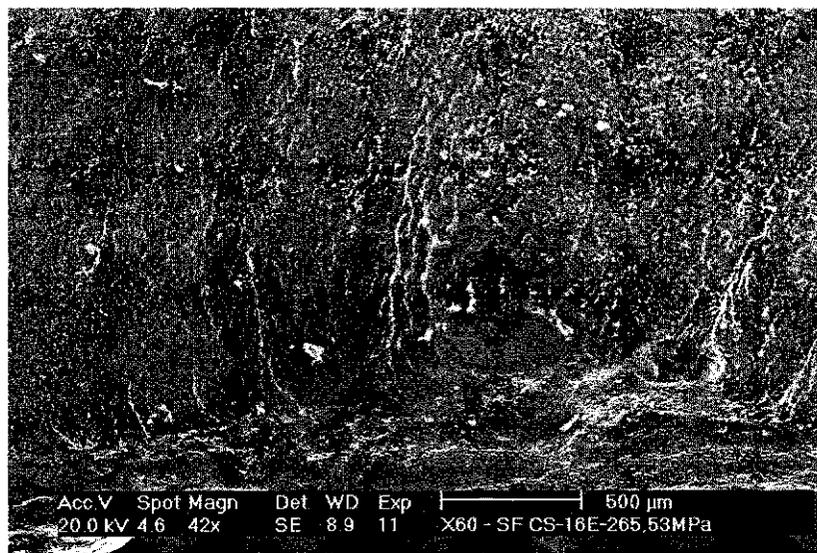


Figura 4.12 – Superfície de fratura das amostras (a) 2 e (b) 3.



(a)

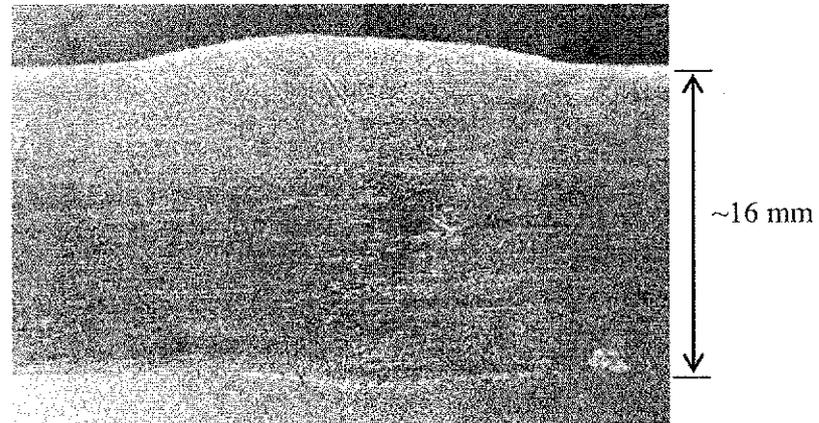


(b)

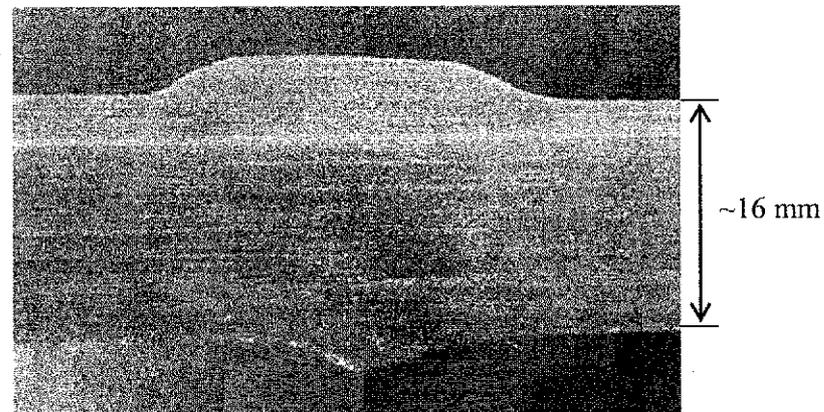
Figura 4.13 – MEV da superfície de fratura das amostras (a) 2 (60x) e (b) 3 (42x).

Conforme a Figura 4.14, que mostra fotos dos perfis das amostras 6 e 7 respectivamente, a amostra 6 (169°) exibiu ângulo de tangência muito maior que a amostra 7 (153°). No entanto, sua vida em fadiga foi inferior cerca de 3.000.000 de ciclos. As fotos da raiz da solda de ambas as amostras, exibidas na Figura 4.15, confirmam o excesso de penetração apresentado pela amostra 7 em um dos lados do perfil. Entretanto, mostram também que, apesar do excesso de metal exibido pela amostra 7, a mudança de seção entre

o cordão e o metal de base era mais suave, ao contrário daquela observada na amostra 6, cuja variação mais severa tornou-se responsável pela nucleação de trincas ao longo da raiz, como mostram as fotos de suas superfícies de fratura, exibidas respectivamente nas Figuras 4.16 e 4.17.



(a)



(b)

Figura 4.14 – Perfil de raiz das amostras (a)6 e (7).

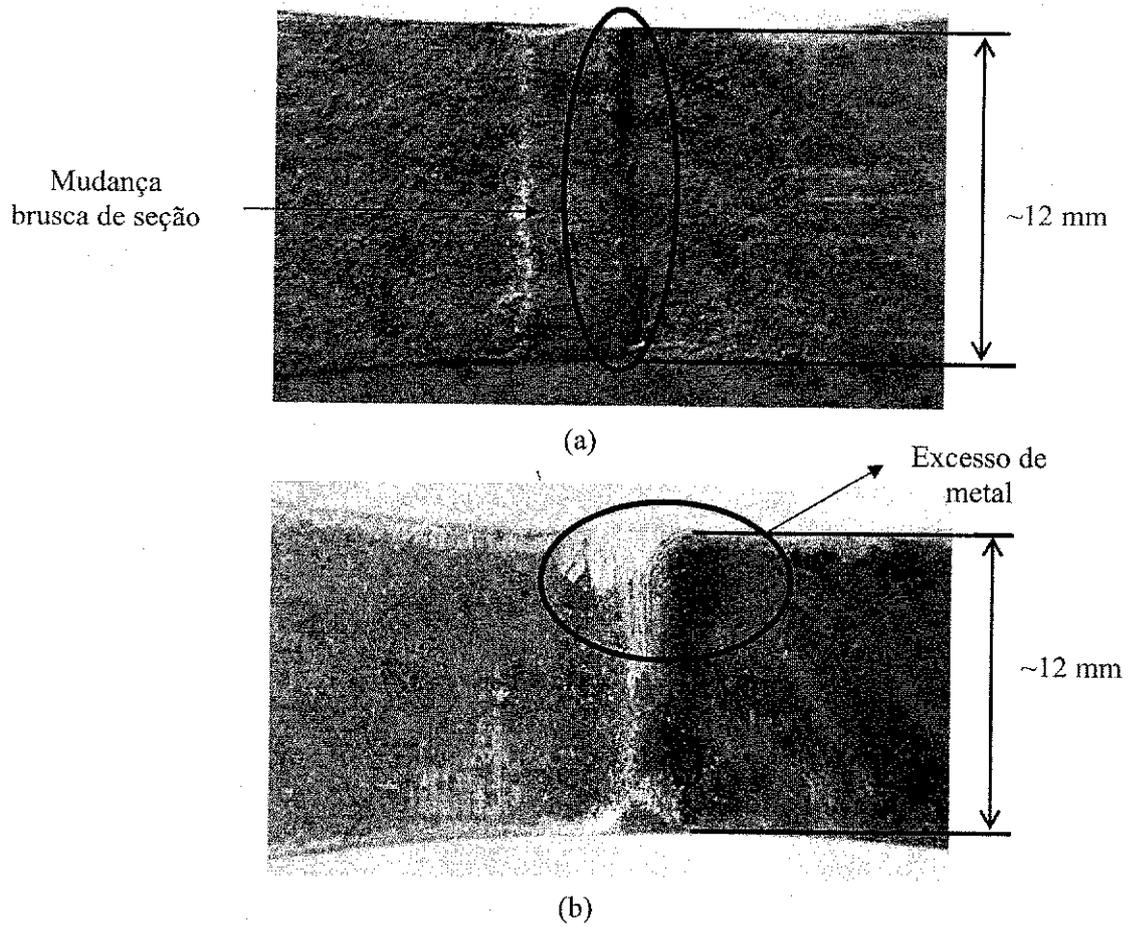


Figura 4.15 – Raiz da solda das amostras (a) 6 e (b) 7.

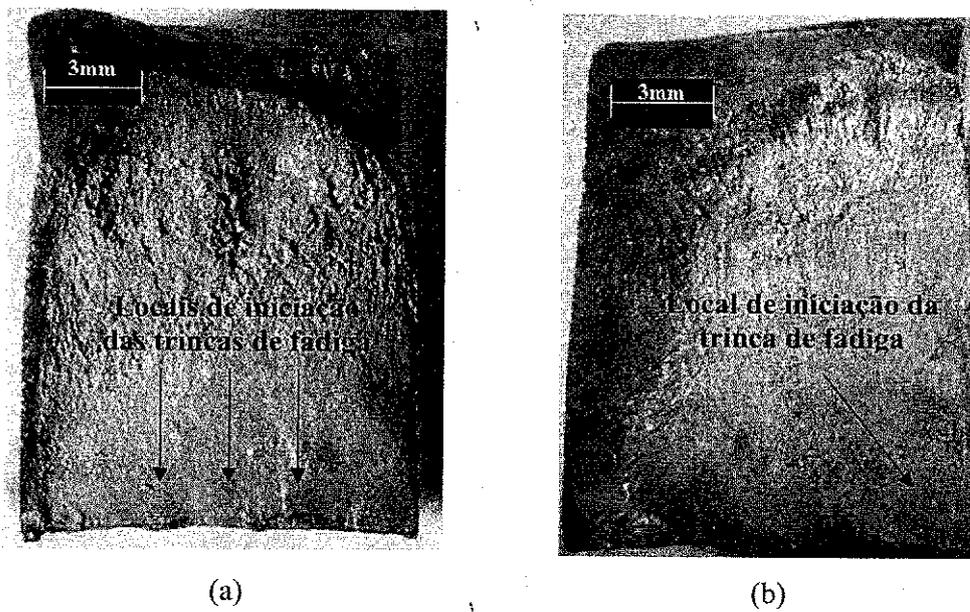
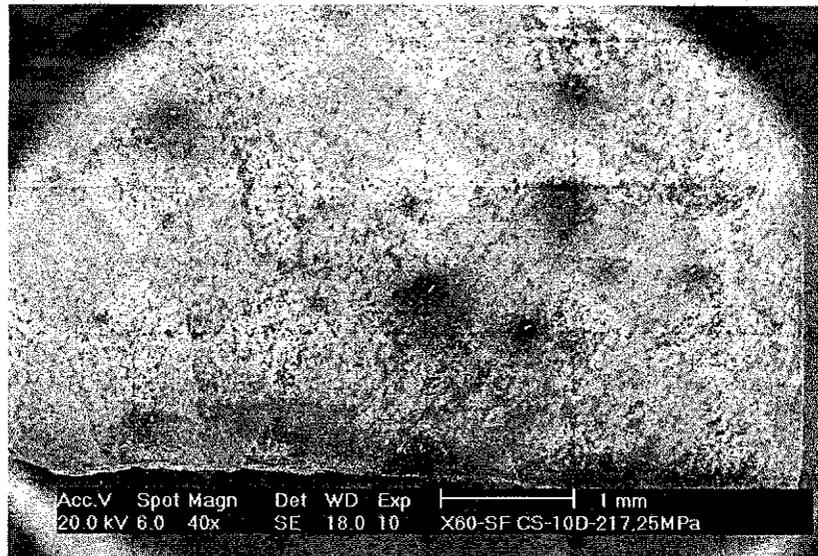
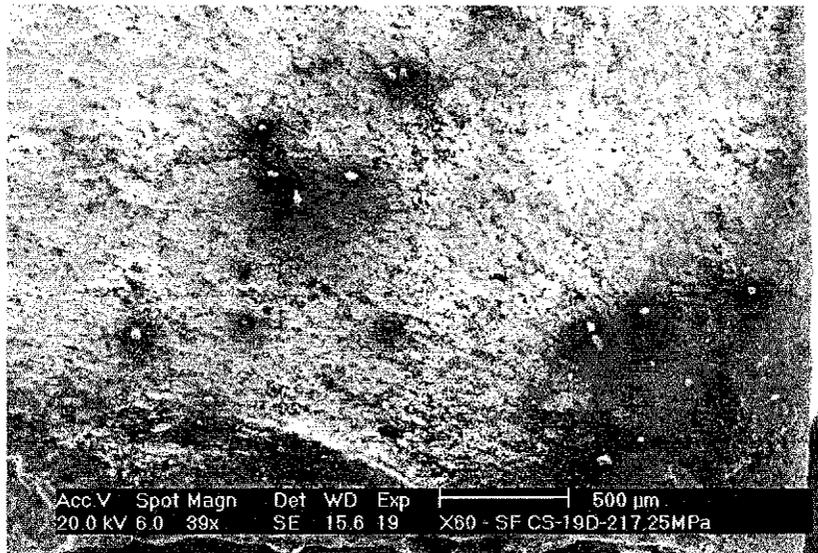


Figura 4.16 – Superfície de fratura das amostras (a) 6 e (b) 7.



(a)



(b)

Figura 4.17 – MEV da superfície de fratura das amostras (a) 6 (40x) e (b) 7 (39x).

A mudança severa de seção entre o cordão de solda e o metal de base da amostra 6, que certamente exibia ângulos de tangência menores que aquele medido pelo projetor de perfil, levou à realização de uma nova análise de convexidade, desta vez em réplicas obtidas da raiz da solda das amostras que ainda faltavam ser ensaiadas. Os resultados obtidos para as amostras 8 a 17, encontram-se dispostos na Tabela II.3 do Apêndice II. Por essa análise, tornou-se possível conhecer os ângulos de tangência ao logo de todo o

comprimento de raiz das amostras citadas e o quanto variaram em relação às medidas obtidas nas extremidades pelo projetor de perfil.

Da mesma forma que a amostra 6, a amostra 8, com ângulo de tangência medido pelo projetor de perfil de 144° , apresentou uma vida em fadiga cerca de 583000 ciclos inferior àquela obtida pela amostra 9, com ângulo de 133° . As fotos do perfil de raiz de ambas as amostras, exibidas respectivamente nas Figuras 4.18 (a) e (b), não somente confirmam o excesso de penetração em um dos lados do perfil apresentado pela amostra 9, como também um certo desalinhamento comparado à amostra 8. Ao se observar, no entanto, a raiz da solda de ambas amostras, nas fotos da Figura 4.19(a) e (b), pode se verificar uma mudança mais brusca de seção entre o cordão de solda e o metal de base ao longo do comprimento de raiz da amostra 8. A mudança severa de seção, com ângulos de convexidade (135° , 137° e 140°) inferiores àquele medido na extremidade pelo projetor de perfil (144°), intensificou a concentração de tensões ao longo do comprimento de raiz dessa amostra, sendo responsável, portanto, pelo seu tempo de vida reduzido. Conforme fotos das superfícies de fratura, exibidas nas Figuras 4.20 e 4.21, a mudança brusca de seção ao longo da raiz da solda da amostra 8, favoreceu locais múltiplos de nucleação de trincas, como evidenciam as marcas de catraca, ao contrário da amostra 9, cujo excesso de metal promoveu a nucleação da trinca no lado de menor ângulo de tangência.

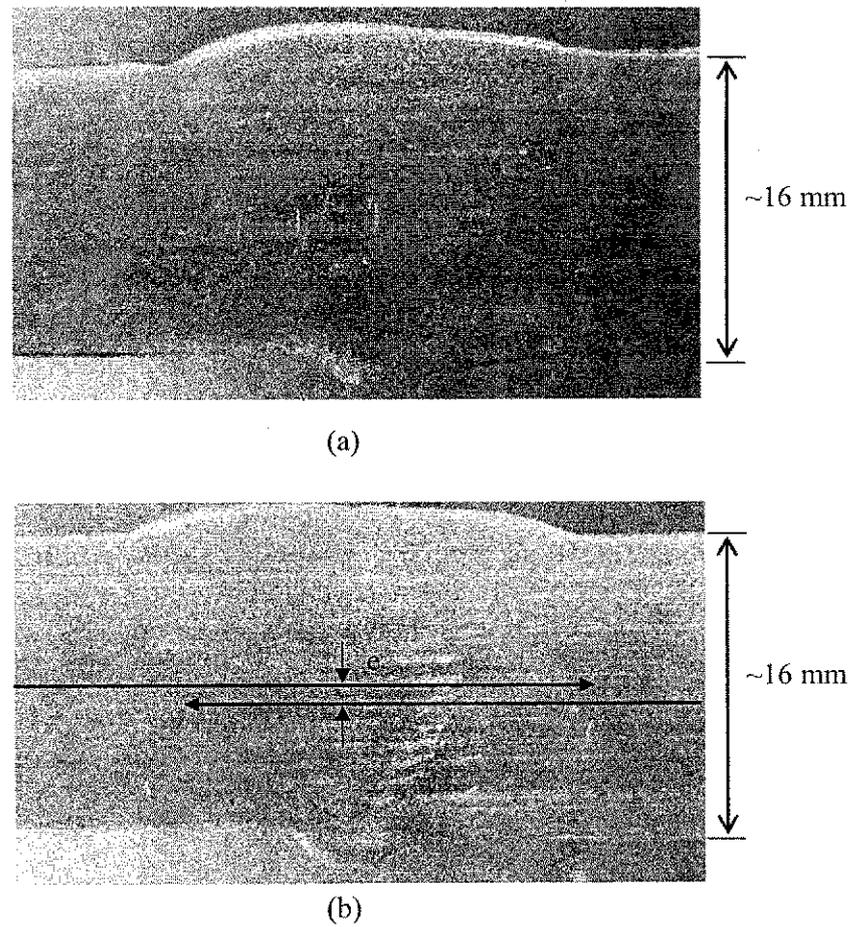


Figura 4.18 – Perfil de raiz das amostras (a) 8 e (b) 9.

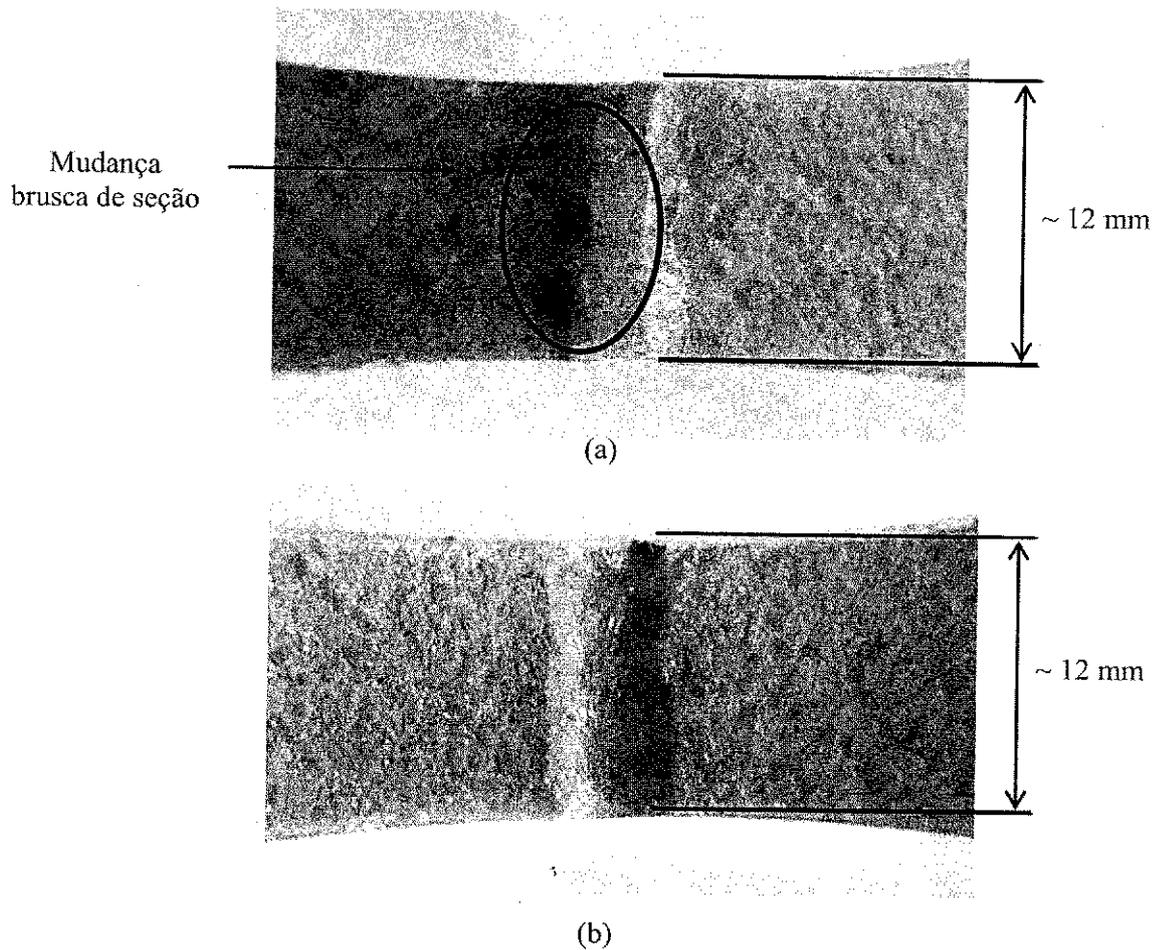


Figura 4.19 – Raiz da solda das amostras (a) 8 e (b) 9.

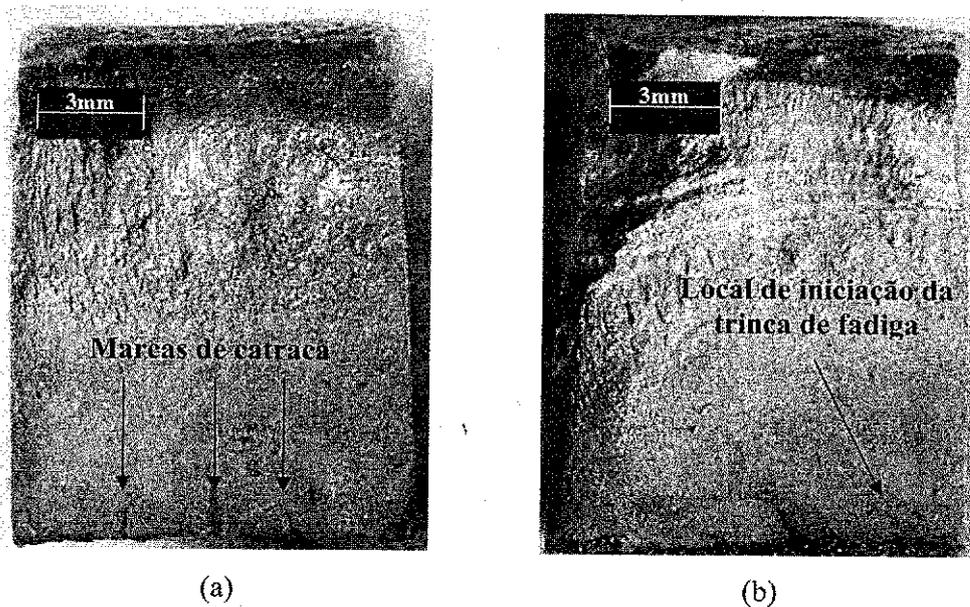
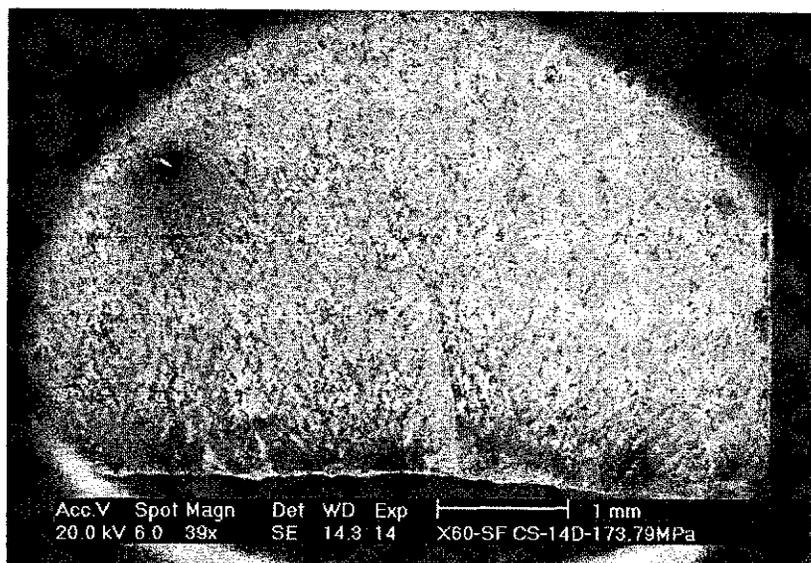
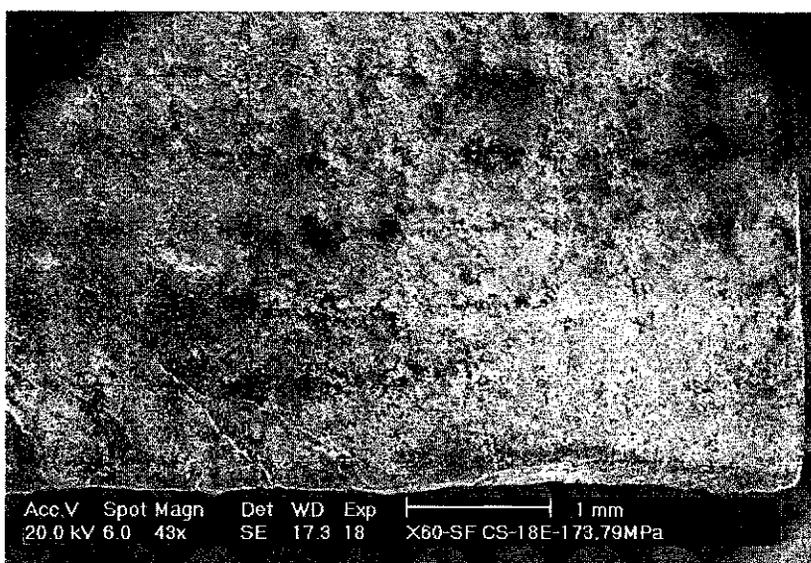


Figura 4.20 – Superfície de fratura das amostras (a) 8 e (b) 9.



(a)



(b)

Figura 4.21 – MEV da superfície de fratura das amostras (a) 8 (39x) e (b) 9 (43x).

Por analogia ao comportamento das amostras 6 e 8, a falta de homogeneidade ao longo da raiz da solda da amostra 15, com ângulos medidos (137° , 135° e 138°) diferentes do medido pelo projetor de perfil (160°) levou-na a apresentar uma vida em fadiga cerca de 5.200.000 ciclos inferior à obtida pela amostra 16. As Figuras 4.22, 4.23, 4.24 e 4.25 exibem respectivamente fotos do perfil, da raiz da solda e das superfícies de fratura de ambas as amostras.

Albuquerque, M.C.S.

Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas de Tubulações Marítimas Tratadas pela Técnica TIG Dressing

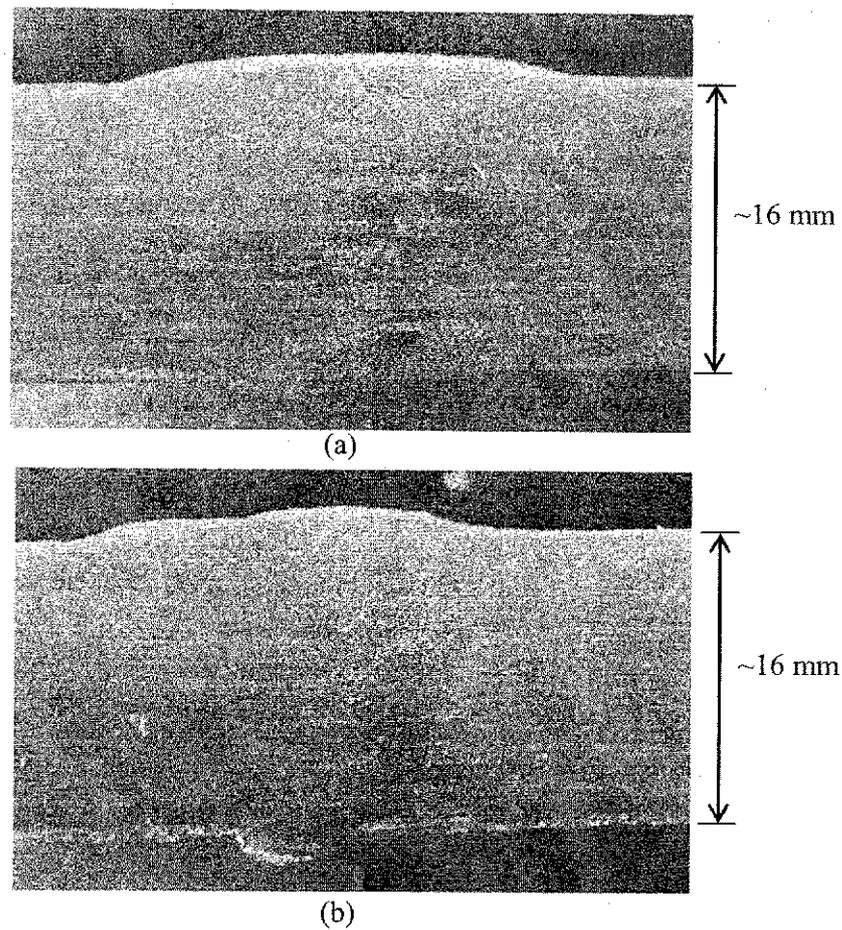


Figura 4.22 – Perfil de raiz das amostras (a) 15 e (b) 16.

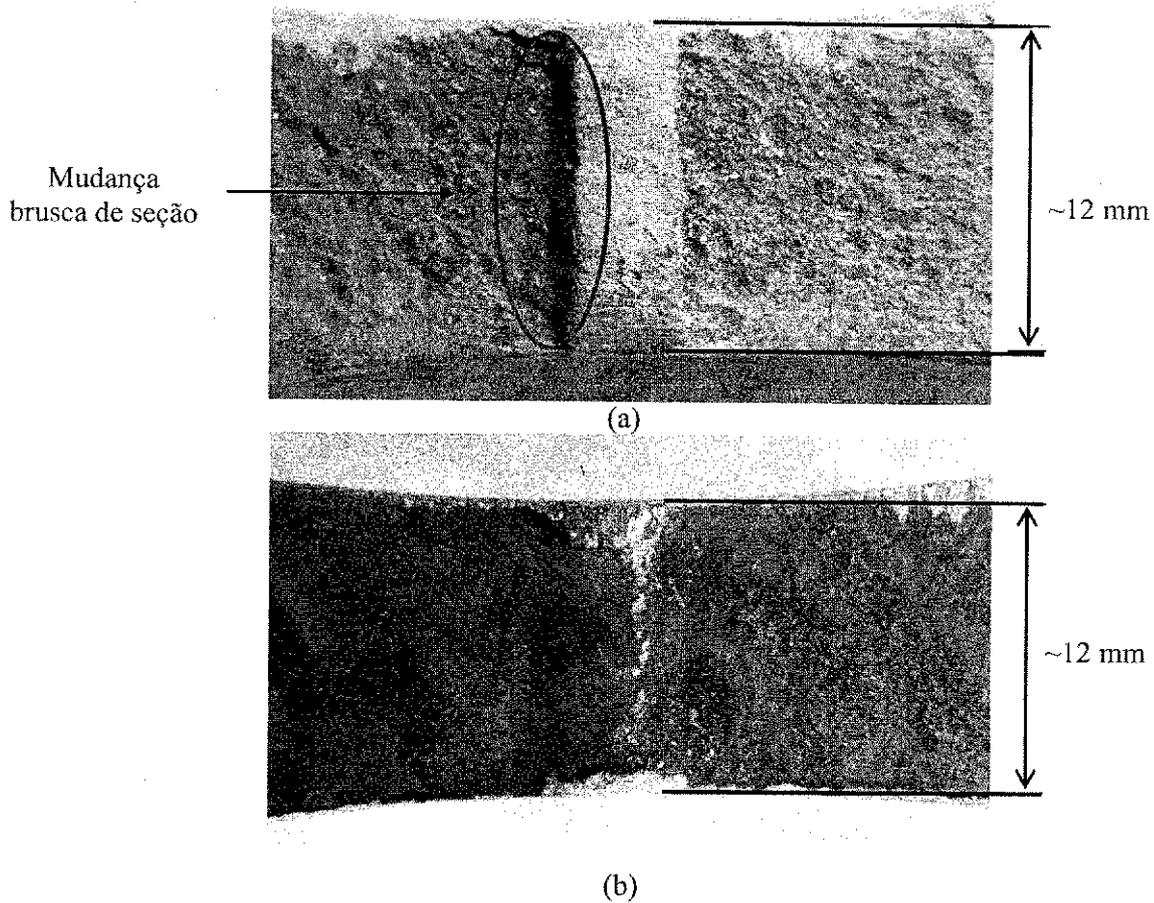


Figura 4.23 – Raiz da solda das amostras (a) 15 e (b) 16.

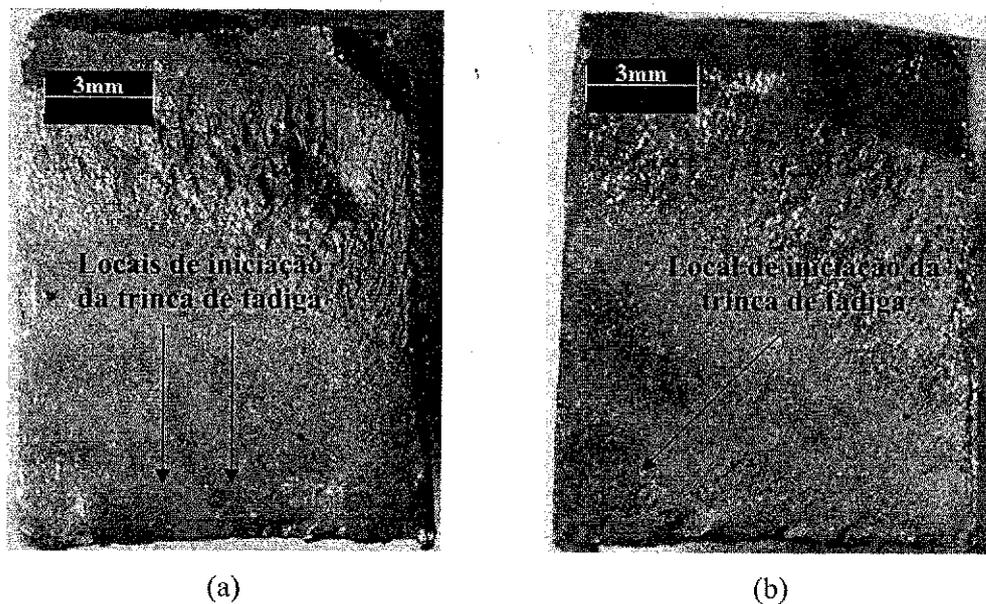
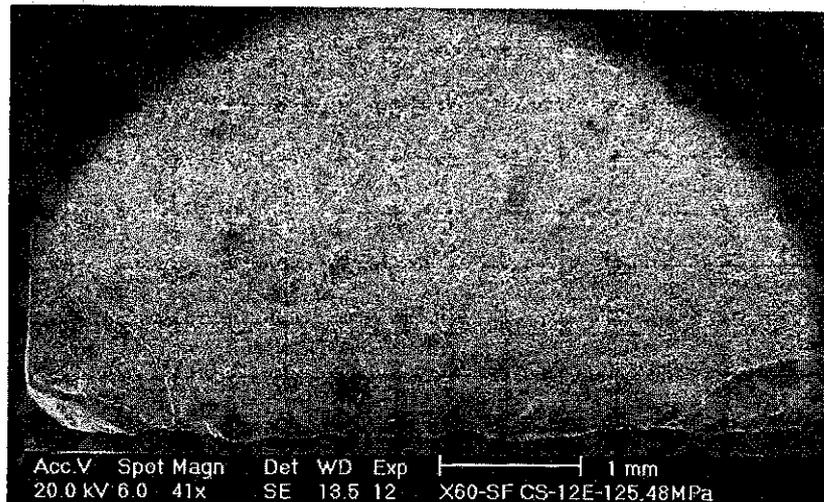
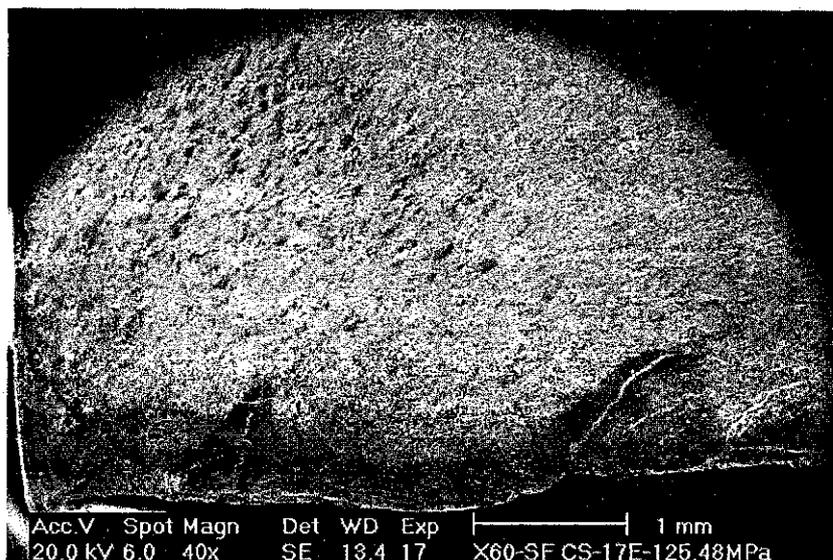


Figura 4.24 – Superfície de fratura das amostras (a)15 e (16).



(a)



(b)

Figura 4.25 – MEV da superfície de fratura das amostras (a)15 (41x) e (16) (40x).

O que aconteceu aos corpos de prova 2, 6, 8 e 15 demonstrou que nem sempre o ângulo do perfil de raiz, da forma como foi medido através do projetor de perfil, consegue definir adequadamente o comportamento à fadiga de uma amostra soldada por processo manual se não for acompanhada de uma análise mais completa do ângulo do perfil de raiz ao longo de todo o seu comprimento.

Ficou evidenciado, portanto, para as amostras supracitadas a maior concentração de tensão de suas juntas, quando comparada àquelas das amostras 3, 7, 9 e 16 respectivamente. A transição brusca de seção entre o cordão e o metal de base fez com que

as trincas de fadiga se iniciassem nesses locais, onde os ângulos de tangência, medidos por goniômetro de precisão, mostraram-se menores e, portanto, mais severos que aqueles medidos nas extremidades das amostras, por projetor de perfil.

O baixo ângulo de tangência na raiz da solda elevou a concentração de tensões da junta, tornando o seu efeito predominante sobre os níveis de tensão do ensaio, fazendo com que apenas duas amostras alcançassem o tempo de vida requerido. As amostras de número 10 e 17 alcançaram 10^7 ciclos, resultado de perfis de solda mais suaves e, além disso, no caso da amostra 17, de níveis de tensão aplicados (ΔS) mais reduzidos. Apesar da amostra 10 ter rompido, a medida do ângulo de tangência desta amostra e da 17, associada à concordância mais uniforme entre o cordão e o metal de base, ao longo de toda a raiz da solda, como mostram respectivamente as fotos exibidas nas Figuras 4.26 e 4.27, e medidas dos ângulos de tangência na Tabela II.3 do Apêndice II, constituíram garantia de bons resultados quanto as suas vidas em fadiga.

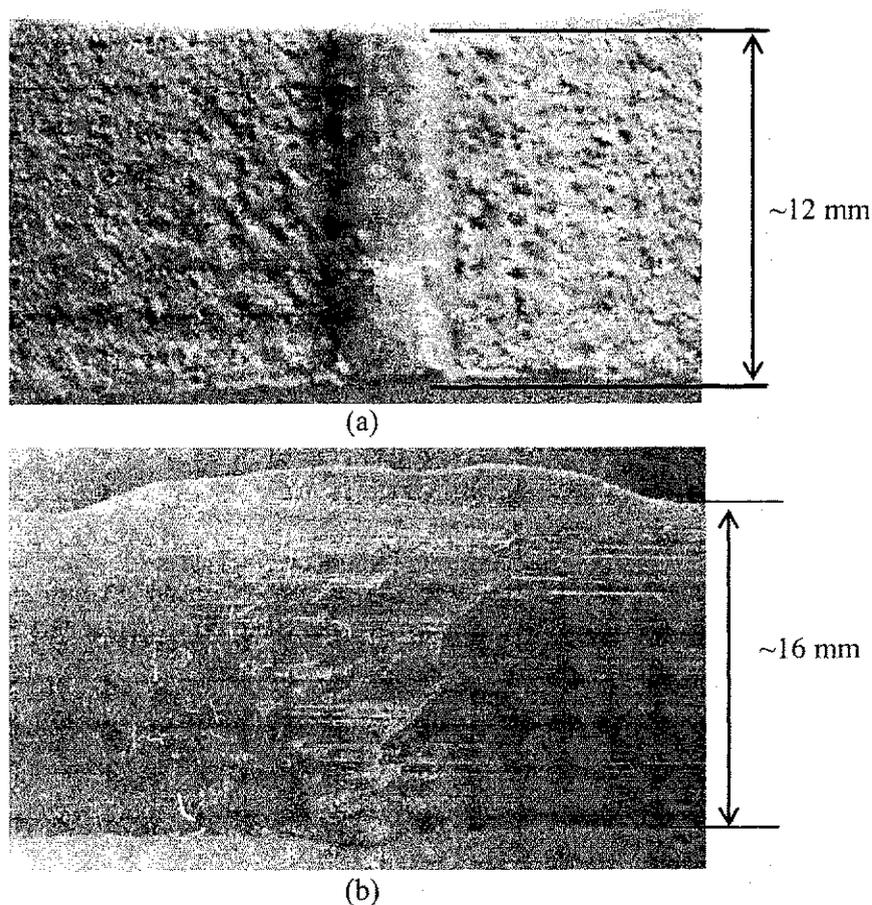


Figura 4.26 – Perfil e raiz da solda da amostra 10.

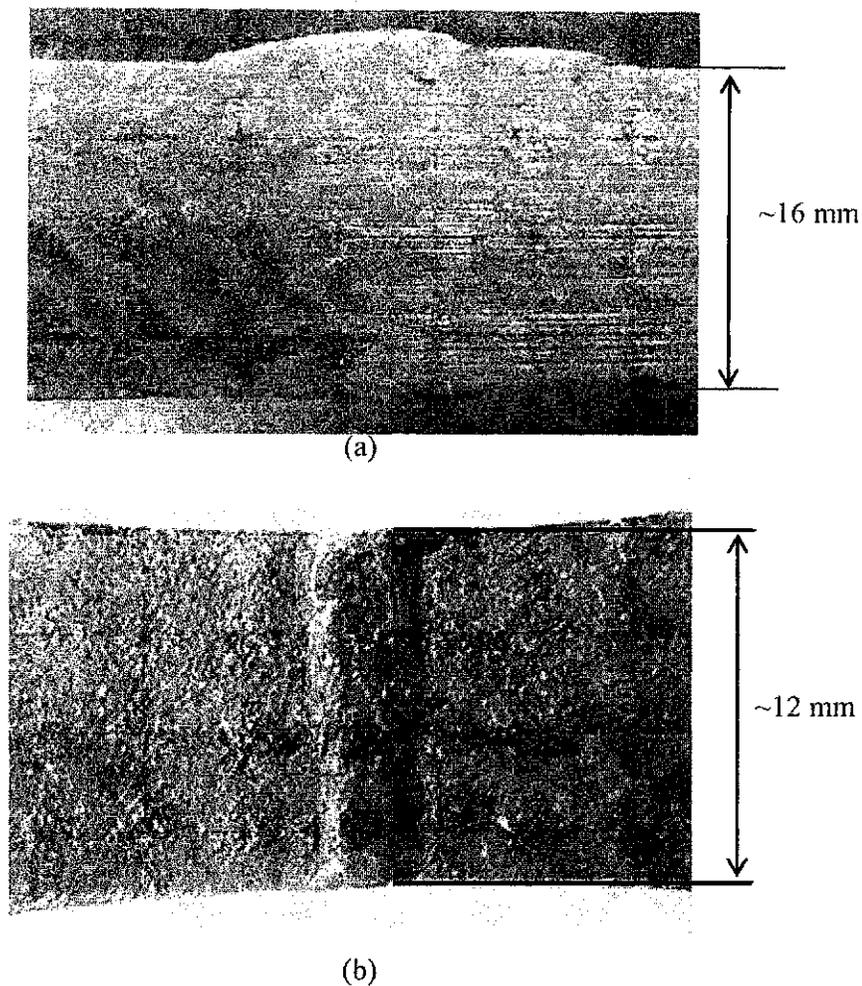


Figura 4.27 – Perfil e raiz da solda da amostra 17.

A superfície de fratura da amostra 10, exibida na Figura 4.28, mostra que a iniciação da trinca de fadiga se estendeu por quase todo o comprimento de raiz e pode ter sido facilitada pela concentração de tensões induzida pela presença de inclusões de escória e/ou cavidades imediatamente acima do passe de raiz, tal como aconteceu com a amostra 2.

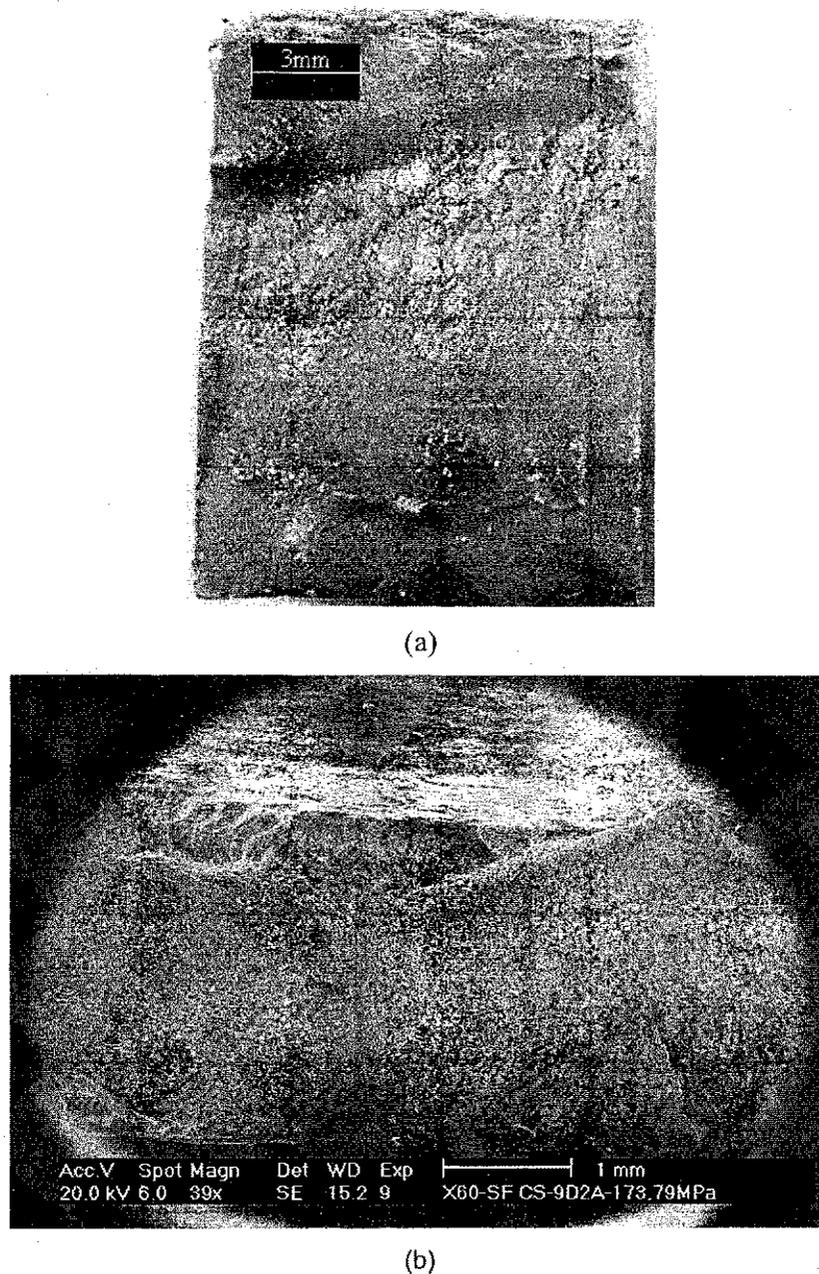


Figura 4.28 – Superfície de fratura da amostra 10 por meio de (a) lupa e (b) MEV (40x).

Embora com grande dispersão, os resultados obtidos no presente trabalho demonstraram a influência significativa do ângulo do perfil de raiz no comportamento à fadiga de juntas soldadas.

Nguyen & Wahab [105] ao estudar, entre outras coisas, o efeito da geometria da solda na vida em fadiga de juntas soldadas de topo, através de um modelo analítico utilizando os princípios da mecânica da fratura linear elástica, verificou que a vida em

fadiga da junta soldada aumentava consideravelmente quando o ângulo de tangência se elevava além de 160°.

Não é fácil decidir a melhor condição com base nos perfis observados, entretanto, observou-se um bom comportamento à fadiga para amostras com perfis uniformes, exibindo ângulos de tangência em torno de 150°. As amostras 4, 7, 10 e 17, com ângulos de convexidade de 151°, 153°, 152° e 153° respectivamente, apresentaram, como pode ser observado na Tabela 4.4 e gráfico da Figura 4.8, os melhores resultados.

As que apresentaram supostamente ângulos de perfil maiores ou iguais a 160°, caso das amostras 6 e 15, não exibiram um bom comportamento à fadiga, pelo fato, já discutido anteriormente, de que o ângulo não se manteve constante, mas sim variou consideravelmente ao longo de toda a raiz da solda, como pôde ser observado nas fotos da raiz e superfície de fratura de ambas amostras, exibidas nas Figuras 4.15(a), 4.16(a) e 4.17(a) e 4.23(a), 4.24(a) e 4.25(a) respectivamente e valores medidos, apresentados na Tabela 3 do Apêndice II.

4.5 Análise dos Ensaios de Fadiga – Amostras Tratadas por TIG dressing

Os ensaios de fadiga das amostras tratadas por TIG dressing foram conduzidos nas amostras 1 a 10 do gráfico da Figura 4.2. Os resultados obtidos, quanto a vida em fadiga, para cada intervalo de tensão aplicado, são apresentados na Tabela 4.6 e a curva SN, no gráfico da Figura 4.29.

Tabela 4.6 – Resultados dos ensaios de fadiga para as amostras tratadas por TIG dressing.

Seqüência dos Ensaios	Convexidade	Tensões Dinâmicas		Intervalo de tensão (MPa)	Vida em Fadiga (ciclos)	Origem da Fratura
		σ_{\max} (MPa)	σ_{\min} (MPa)			
1	165	337,95	33,795	304,155	$2,57 \times 10^5$	raiz
2	157	265,53	26,553	238,977	$8,06 \times 10^5$	raiz
3	165	265,53	26,553	238,977	$3,95 \times 10^5$	raiz
4	158	265,53	26,553	238,977	$2,82 \times 10^5$	raiz
5	151	217,25	21,725	195,525	$1,02 \times 10^6$	*
6	162	217,25	21,725	195,525	$4,14 \times 10^6$	*
7	164	217,25	21,725	195,525	$7,21 \times 10^6$	*
8	162	173,79	17,379	156,411	$8,9 \times 10^6$	raiz
9	152	173,79	17,379	156,411	1×10^7	s/ fratura
10	164	173,79	17,379	156,411	1×10^7	s/ fratura

*Metal de base adjacente à raiz

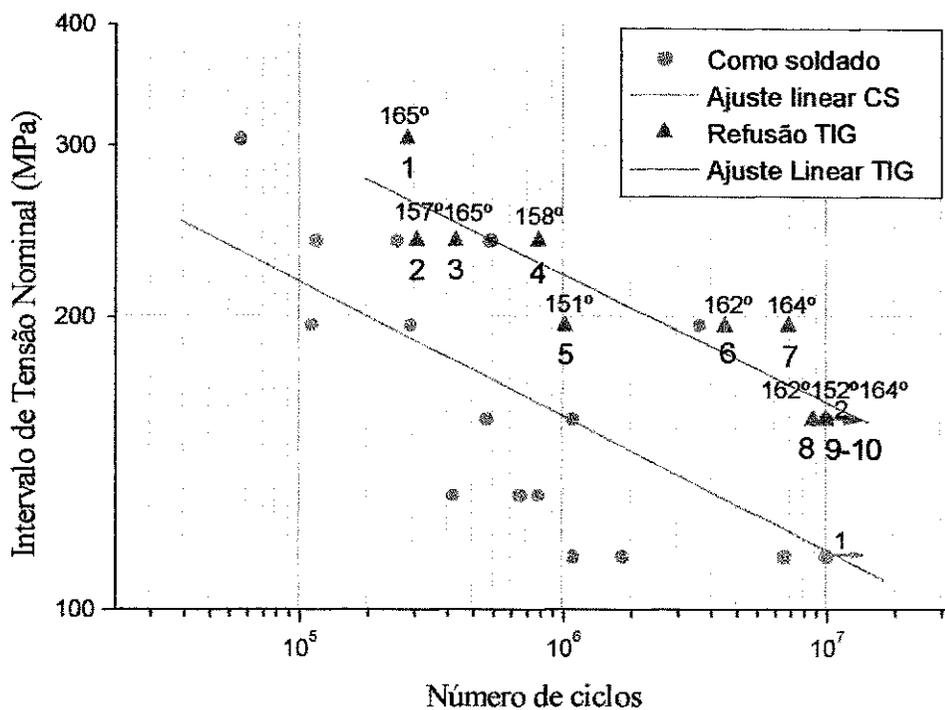


Figura 4.29 – Curva SN para as amostras tratadas por TIG dressing.

A curva SN foi levantada através de análise de regressão linear, de acordo com a equação 4.4, exibida anteriormente. Os detalhes da análise de regressão são exibidos na Tabela 4.7 abaixo.

Tabela 4.7 – Detalhes da análise de regressão da curva SN para as amostras tratadas por TIG dressing.

Amostras	Número de resultados (amostras fraturadas)	Coeficiente de correlação	Constantes da equação	
			$LogN = A + B(LogS)$	
			A	B
Tratadas por TIG	8	-0,91145	20,798	-6,29

Como pôde ser observado no gráfico da Figura 4.29 e valores da tabela 4.6, os resultados indicaram um aumento significativo da vida em fadiga para as amostras tratadas por TIG dressing quando comparados àqueles obtidos pelas amostras na condição como soldado. A maior homogeneidade de perfil de raiz das amostras tratadas pelo passe de refusão favoreceu a obtenção de um bom coeficiente de correlação no traçado da curva SN, acima de 0,9, conforme mostra a Tabela 4.7. O aumento médio de vida verificado para os

quatro níveis de tensão, em que foram ensaiadas, foram de 325%, 67%, 233% e 148% respectivamente, sendo atribuídos à redução da concentração de tensão no pé do cordão, conseguida com a suavização da mudança de seção.

O comportamento à fadiga exibido por algumas amostras, no entanto, merece consideração. As amostras 3 e 8, conforme pode ser observado no gráfico da Figura 4.29, mesmo com maiores ângulos de tangência, apresentaram vidas em fadiga menores que as amostras 4 e 9 respectivamente, em que foram medidos ângulos inferiores.

A amostra 3 (165°) apresentou ângulo de tangência levemente superior ao da amostra 4 (158°), conforme fotos dos perfis, exibidas respectivamente nas Figuras 4.30(a) e (b) e, no entanto, um tempo de vida inferior cerca de 113000 ciclos. A causa provável para o reduzido tempo de vida da amostra 3 está relacionada à existência de uma mordedura, no pé do cordão, a qual pode ser observada, através da fotografia da raiz, na Figura 4.31(a). O local da mordedura, conforme fotos das superfícies de fratura, nas Figuras 4.32(a) e 4.33(a), coincide com o local de início da trinca de fadiga. A amostra 4, de acordo com foto da raiz, na Figura 4.31(b), também exibia mordeduras nas adjacências do cordão que, embora menos severas, também constituíram sítios propícios para a nucleação da trinca de fadiga, conforme mostram as superfícies de fratura, exibidas nas Figuras 4.32(b) e 4.33(b).

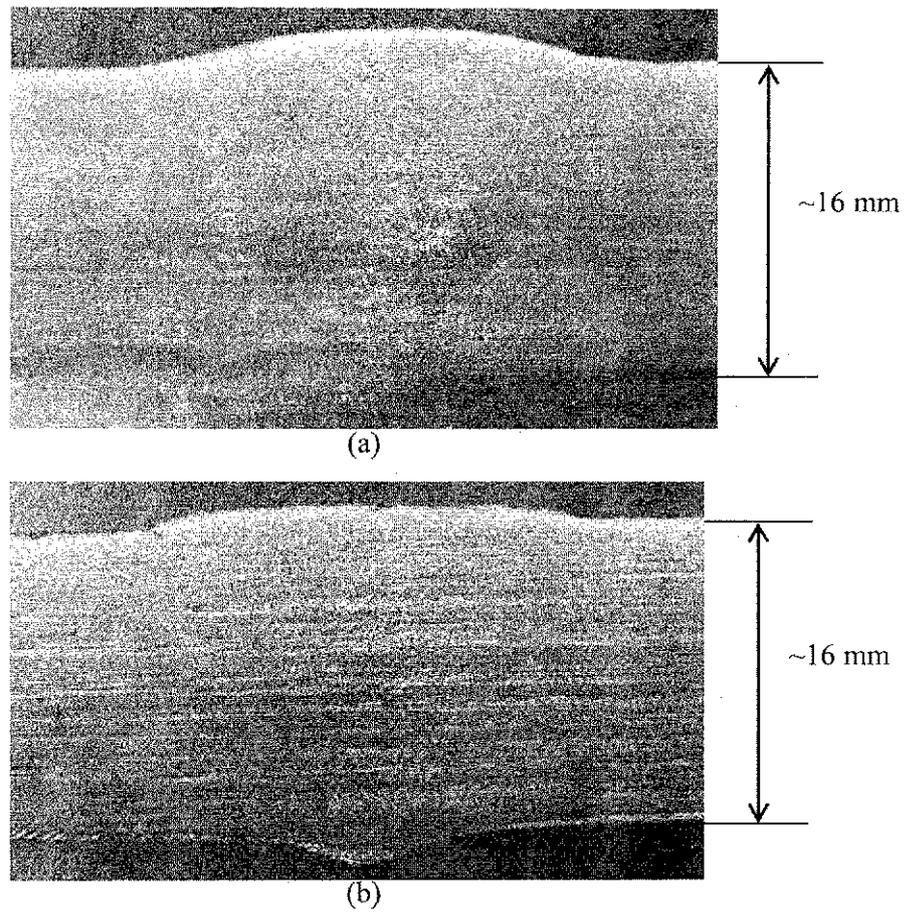


Figura 4.30 – Perfil de raiz das amostras (a) 3 e (b) 4.

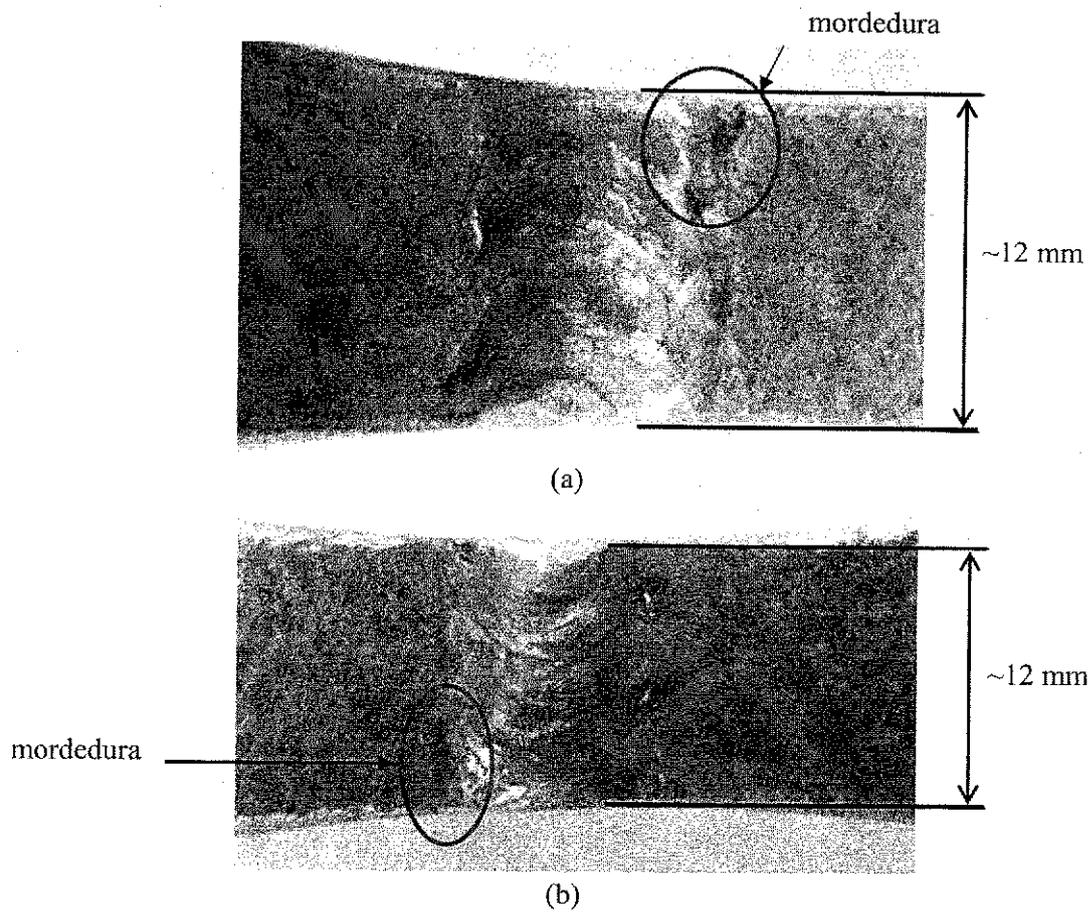


Figura 4.31 – Raiz da solda das amostras (a) 3 e (b) 4.

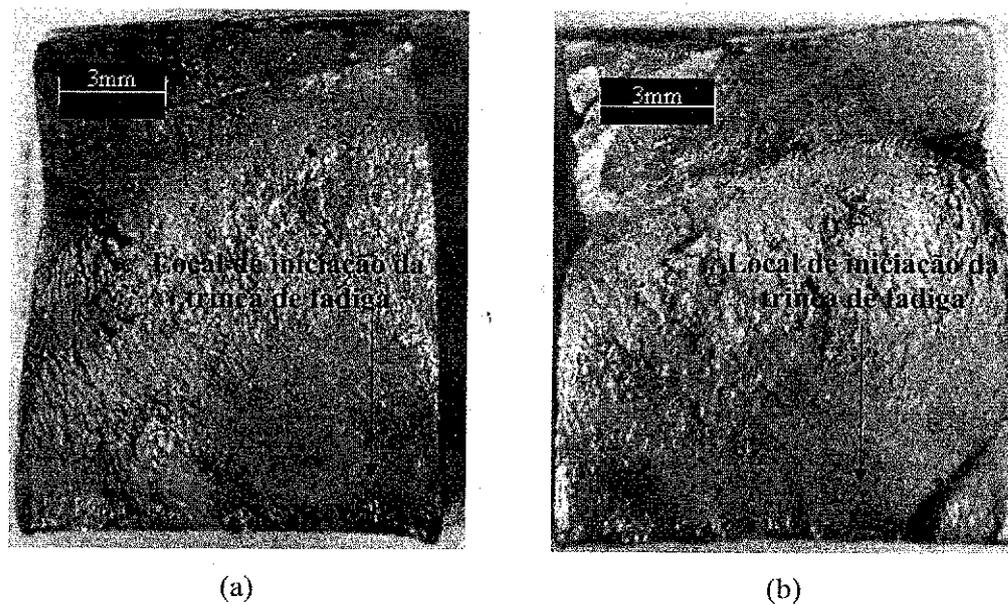
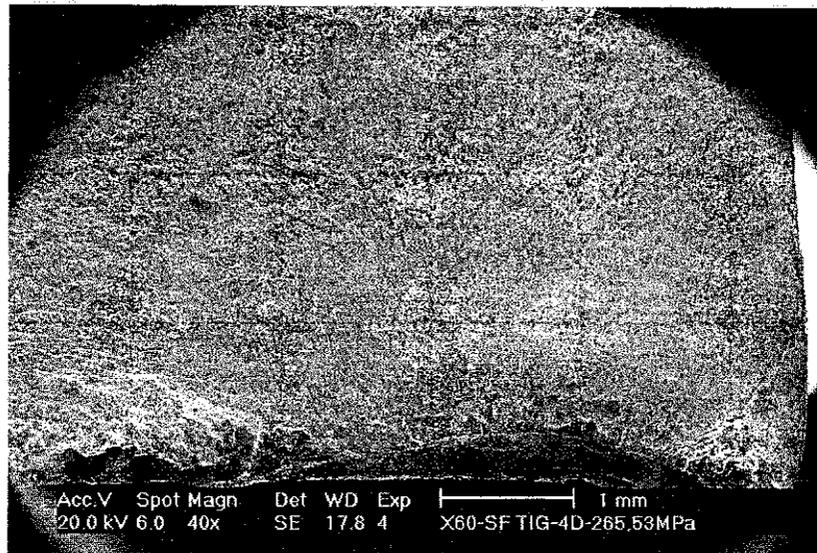
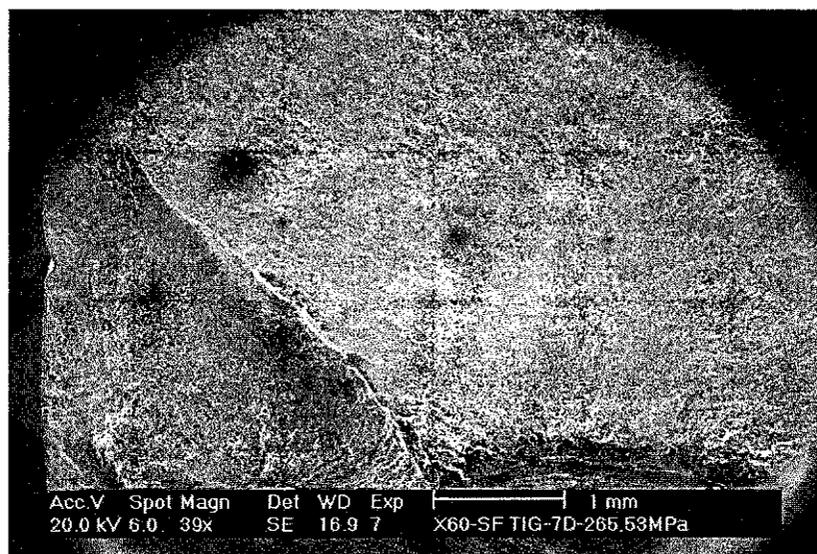


Figura 4.32 – Superfície de fratura das amostras (a) 3 e (b) 4.



(a)



(b)

Figura 4.33 – MEV da superfície de fratura das amostras (a) 3 (40x) e (b) 4(39x).

Ao comparar as amostras 2 (157°) e 4 (158°), com ângulos de tangência bastante semelhantes, percebe-se a grande diferença de comportamento à fadiga apresentada por ambas. A explicação para o tempo de vida reduzido da amostra 2, em cerca de 524000 ciclos, está relacionada também à presença de uma mordedura nas adjacências da raiz da solda, que elevou o nível de concentração de tensão na região. Nas superfícies de fratura, exibidas nas Figuras 4.34(b) e 4.34(c), pode ser observado claramente, através da indicação da seta, a iniciação da trinca de fadiga coincidente com o local da cavidade.

Albuquerque, M.C.S.

Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas de Tubulações Marítimas Tratadas pela Técnica TIG Dressing

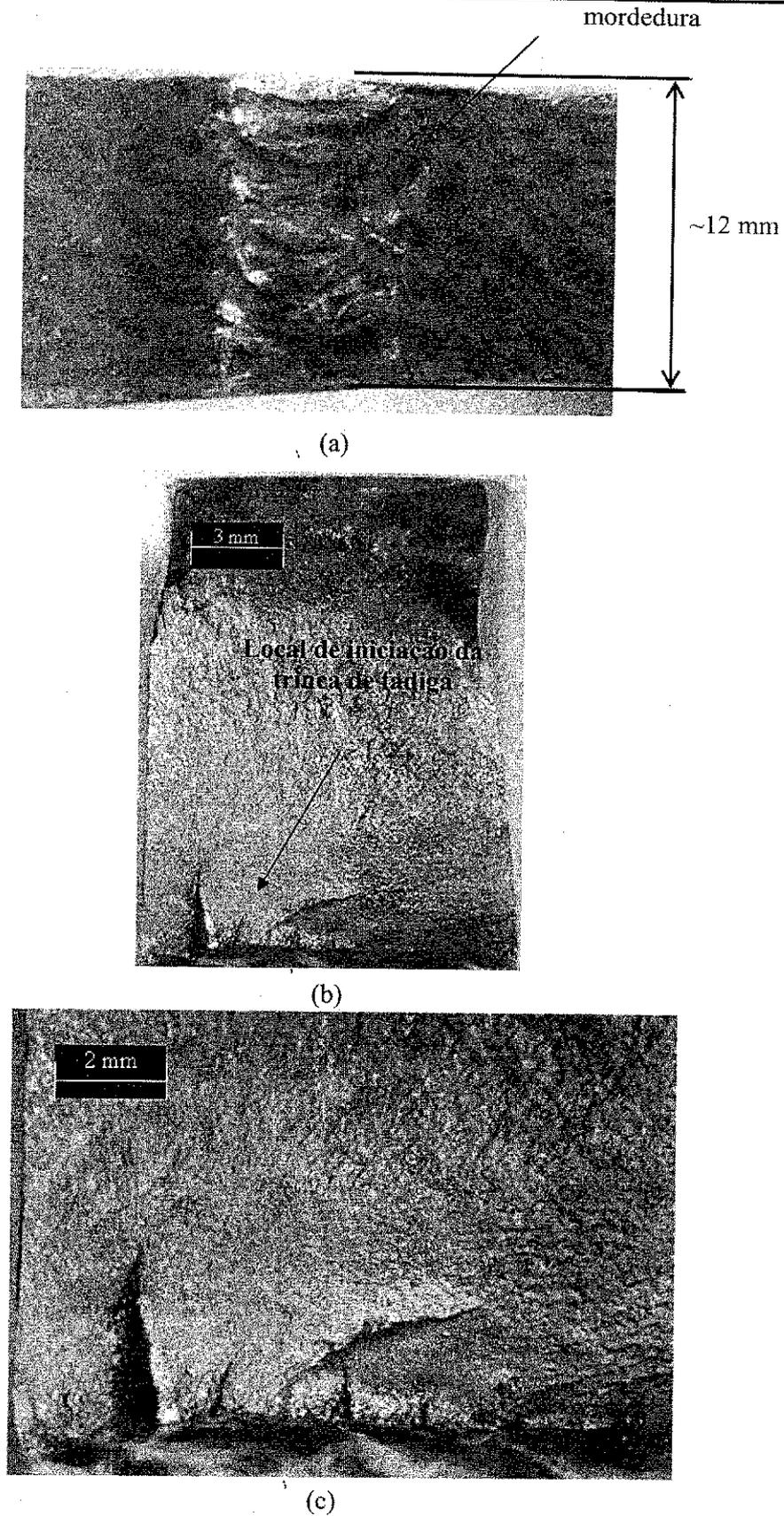


Figura 4.34 – Raiz da solda (a) e superfícies de fratura da amostra 2 (b) e (c).

Albuquerque, M.C.S.

Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas de Tubulações Marítimas Tratadas pela Técnica TIG Dressing

Outro caso similar é o da amostra 8, que não alcançou 10^7 ciclos, fraturando com um tempo de vida um pouco maior que $8,9 \times 10^6$ ciclos. A foto da raiz da solda, na Figura 4.35, mostra uma modedura no pé do cordão, a qual coincidiu com o local da iniciação da trinca de fadiga, como mostram as fotos das superfícies de fratura, exibidas nas Figuras 4.36 e 4.37.

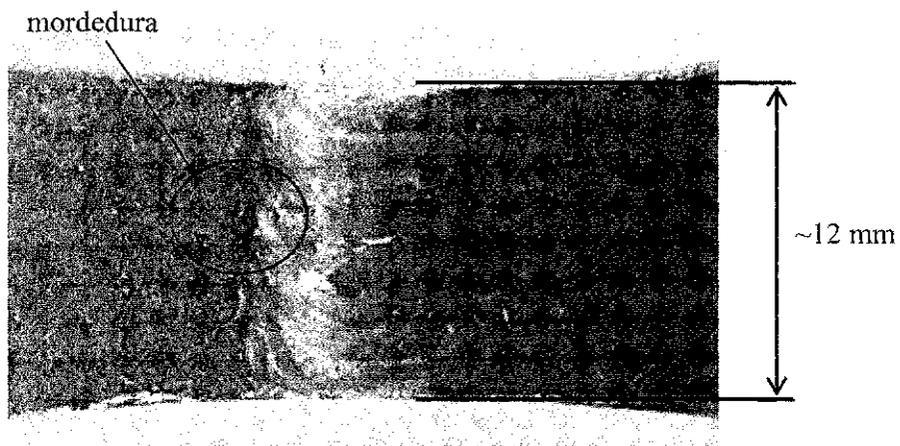
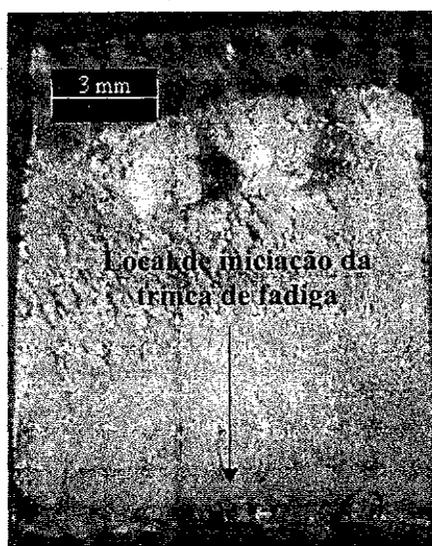
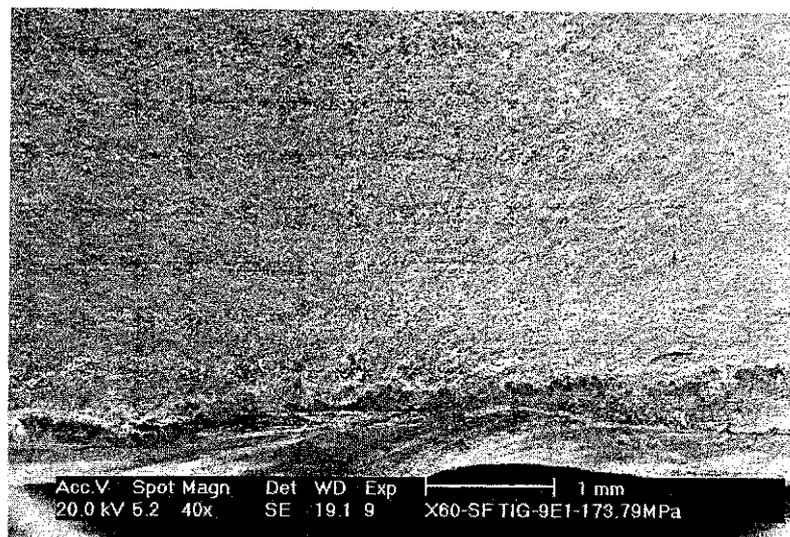


Figura 4.35 – Raiz da solda da amostra 8.



(a)

Figura 4.36 – Superfície de fratura da amostra 8.



(b)

Figura 4.37 – MEV da superfície de fratura da amostra 8. Aumento: 40X.

Há muitas possibilidades para explicar a formação de mordeduras nas margens das soldas das amostras tratadas por TIG. Um excessivo aporte de calor, causado por uma combinação de alta corrente e baixa velocidade de soldagem pode ter resultado na formação das mordeduras e, portanto, em um cordão com o perfil abaixo do esperado [23]. Além dessa possibilidade, velocidade de soldagem muito alta, ângulo inadequado do eletrodo na realização do movimento de tecimento, sopro magnético constituem outras causas possíveis [84]. Uma outra possibilidade, relatada na literatura para perfis tratados pela refusão TIG, está relacionada à distância do arco TIG em relação ao perfil do cordão. Sabe-se que o perfil prévio do cordão aliado ao posicionamento do arco TIG pode influenciar significativamente a qualidade do perfil tratado [130]. Devido à grande heterogeneidade do perfil de raiz das amostras na condição como soldado, o centro do arco TIG pode não ter sido mantido dentro do intervalo de distância recomendado para tratamento de perfis planos e convexos (0,5 a 1,5mm) [130].

De acordo com Kado [130], se o arco for posicionado a uma distância menor ou igual a 0,5 mm, poderá haver a formação de novos entalhes ou de um cordão de forma côncava e, nestas condições, pouco benefício ou nenhum será alcançado com o tratamento. Por outro lado, para os cordões com forma convexa, o eletrodo TIG deve ser posicionado mais distante. Nos cordões com perfil mais plano, o eletrodo deve estar mais próximo da concordância. Desta forma, em ambos os perfis, conseguir-se-á remover as falhas

superficiais, bem como produzir uma transição suave entre o metal de solda e o metal de base.

De qualquer modo, o perfil de raiz não uniforme contribuiu para que as amostras supra-citadas apresentassem uma maior concentração de tensões, favorecendo à nucleação da trinca de fadiga onde se encontravam as discontinuidades.

Não fossem as mordeduras no pé do cordão, que fizeram com que a iniciação da trinca de fadiga acontecesse para a maioria das amostras na interface com o metal de base, as boas propriedades de fadiga dessa zona crítica poderiam transferir a nucleação para o metal de base, como aconteceu com as amostras 5, 6 e 7 cujas fotos da fratura são exibidas respectivamente nas Figuras 4.38, 4.39 e 4.40 respectivamente.

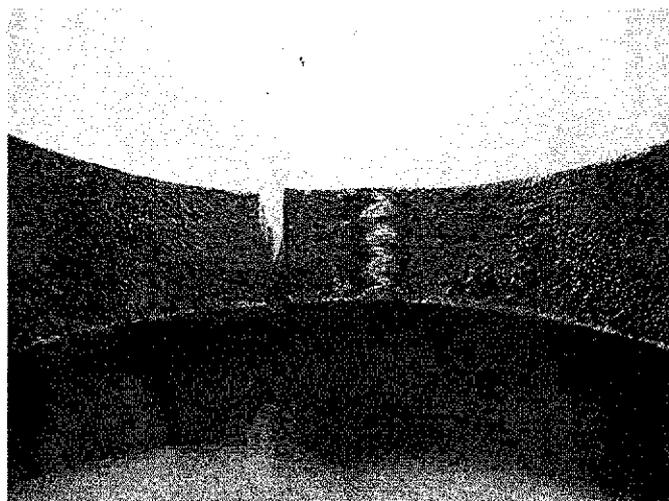


Figura 4.38 – Fratura da amostra 5.

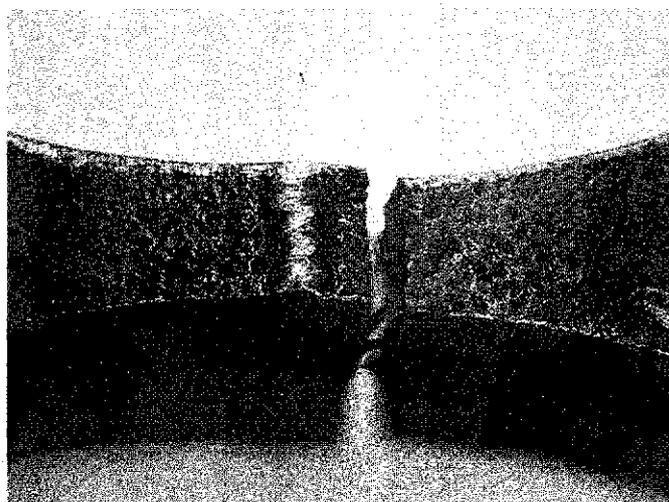


Figura 4.39 – Fratura da amostra 6.

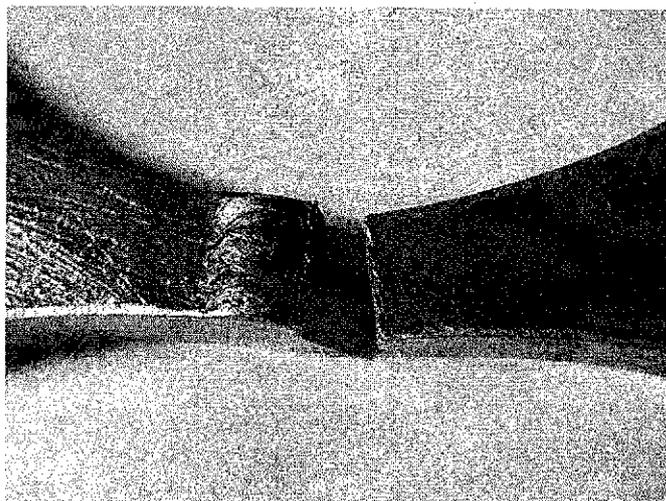


Figura 4.40 – Fratura da amostra 7.

Soya et al. [126], que investigaram a influência da espessura sobre a resistência à fadiga de soldas filetes, aplicadas em juntas em T, de aços de alta resistência, melhoradas por três tipos de tratamento, entre as quais, a técnica TIG dressing, verificaram que quando o pé do cordão foi tratado por esta técnica, os locais de iniciação da trinca de fadiga não foram idênticos, iniciando no metal refundido ou na região de grãos grosseiros da ZTA originada na deposição do cordão pelo processo anterior.

Haagensen et al. [170] ao compararem o comportamento à fadiga de juntas soldadas de aço de alta resistência tratadas por impacto ultrassônico, TIG dressing e uma combinação de ambos tratamentos, verificou que na maioria dos ensaios, a falha ocorreu no pé do cordão e algumas iniciaram na chapa, distante da solda.

Manteghi [24], ao estudar a influência da aplicação da técnica TIG dressing sob a resistência a fadiga de soldas filetes em juntas cruciformes de aços de alta resistência e de média resistência, verificou que das oito amostras testadas, o passe de refusão foi responsável por transferir o local da iniciação da trinca de fadiga para regiões distantes da solda em quatro delas. Nas demais, a falha ocorreu no pé da solda do cordão original.

Investigações mostram que a iniciação da trinca de fadiga em 55% dos casos ocorre na transição do cordão com o metal de base, 25% ocorrem dentro da zona tratada, 15% no metal de base e 5% na raiz, para o caso de juntas em T e cruciformes [17].

Esses resultados constituem uma evidência de que as propriedades superficiais da região tratada são comparáveis às do metal de base, ou seja, que o tratamento de refusão pode conceder às juntas soldadas uma resistência à fadiga semelhante à resistência do

metal de base, com valores muito próximos da que seria obtida em corpos de prova lisos, sem a presença do cordão de solda [17].

O processo TIG dressing é bastante tolerante a modificações e, mesmo não tendo seguido as recomendações do IIW [132 Apud 24], quanto a energia de soldagem e posição do arco em relação ao perfil da superfície tratada, os resultados alcançados foram, inquestionavelmente, melhores do que os obtidos na condição como soldado. Entretanto, para obter os benefícios que a técnica proporciona e evitar perfis côncavos e entalhes, é necessário que as condições ótimas sejam utilizadas, necessitando, portanto, da destreza e da agilidade do soldador [23, 24].

Além dos aumentos do tempo de vida proporcionados, a técnica do passe de refusão proporcionou a determinação da tensão limite de fadiga. Como pode ser observado nos gráficos exibidos nas Figuras 4.7 e 4.29, enquanto o limite de fadiga das amostras na condição como soldado não conseguiu ser determinado a 125 MPa, menor intervalo de tensão utilizado nos ensaios, as amostras tratadas por TIG dressing alcançaram 10^7 ciclos sem qualquer tipo de dano a um intervalo de tensão 38,5% superior.

Na maioria dos trabalhos, reportados na literatura, o efeito benéfico das técnicas de aumento da resistência à fadiga tem sido investigado em chapas com soldas filetes com conexões longitudinais e transversais. Limitados estudos têm considerado juntas de topo carregadas transversalmente. Na grande maioria, utilizaram como referência a resistência à fadiga para 2×10^6 ciclos [24,47,126,127,129,135,138,171 Apud 17,172 Apud 137].

Para tornar os resultados obtidos no presente trabalho comparáveis àqueles obtidos na literatura, verificou-se que a resistência à fadiga das juntas tratadas por TIG dressing, para o tempo de vida considerado, excluindo os pontos do gráfico da Figura 4.28, que excederam esse limite, foi cerca de 73% superior à obtida pelas amostras na condição como soldado.

O valor obtido encontra-se dentro do intervalo de valores relatados nos trabalhos acima. Nesses, a técnica TIG dressing ao ser aplicada em juntas filetes ou de topo, promoveu aumentos no limite de fadiga compreendidos entre 20 e 200%, os quais aumentam com a tensão limite de escoamento do material. Os maiores aumentos são reportados obviamente para soldas filetes, que por apresentarem uma maior concentração de tensão, os resultados obtidos com o tratamento são maiores. Os intervalos típicos de

aumento verificados variam de 20 a 80% para juntas de topo e de 50 a 200% para soldas filetes [17,172 Apud 137].

4.6 Análise das Curvas SN Obtidas com as de Projeto da Norma BS-7608

Qualquer estrutura que é exposta a cargas cíclicas e, portanto, é sujeita a sofrer trincamento por fadiga deve estar em conformidade com a norma BS 7608, da qual provêm recomendações para projetos de estruturas de aço, que são sujeitas a flutuações repetidas de tensões [16]. De acordo com essa norma, para juntas de topo feitas por um só lado, sem qualquer remoção de excesso de metal na raiz, semelhantes àquelas na condição como soldado, utilizadas no presente trabalho, recomenda-se que sejam utilizadas curvas de fadiga típicas de soldas filetes (Classe F2).

Embora essa classificação implique numa redução de 25% das tensões de projeto quando comparada ao nível das tensões das soldas de topo feitas de ambos os lados (Classe E), soldas feitas de um único lado têm maior interesse prático à indústria, havendo um forte incentivo para tentar justificá-las numa categoria mais alta de projeto [11,16].

As soldas realizadas por ambos os lados, em razão do custo mais elevado em relação ao processo de fabricação e emprego de consumíveis, são preteridas pela indústria, que prefere, mesmo com o acesso a ambos os lados do tubo sendo possível, continuar fazendo uso da soldagem unilateral [11]. Acredita-se, portanto, que métodos modernos de soldagem aliados ao uso de técnicas que ajudam a melhorar a resistência à fadiga, minimizando as descontinuidades da raiz, possam produzir soldas feitas por um só lado de alta qualidade, com performance à fadiga comparáveis às soldas Classe E. Os resultados obtidos no presente trabalho mostraram ser isto possível.

Portanto, para assegurar melhor os resultados obtidos e mostrar que soldas unilaterais, obtidas pelo processo a arco elétrico com eletrodo revestido e tratadas na raiz pela técnica TIG dressing podem ser comparadas às soldas realizadas de ambos os lados (Classe E), que demandam custo mais elevado de fabricação, comparou-se os resultados obtidos com a refusão com as curvas de projeto da norma BS 7608 [16]. Essas curvas, estimadas respectivamente com 50% e 2,3% de probabilidade de falha são exibidas primeiramente com as curvas das amostras na condição como soldado, nas Figuras 4.41 e 4.42, e com as das amostras tratadas pelo passe de refusão, nas Figuras 4.43 e 4.44, levantadas sob as mesmas condições.

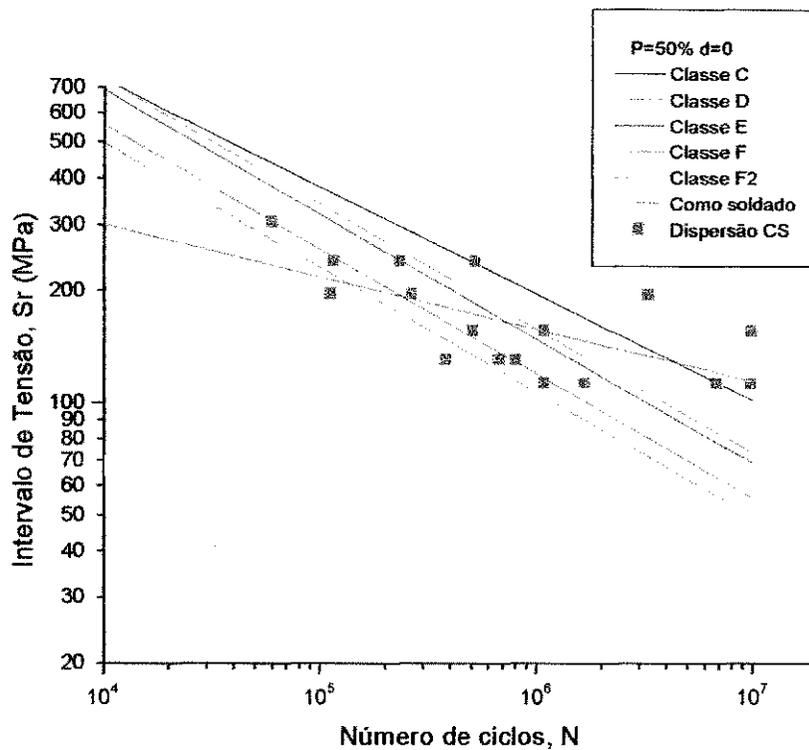


Figura 4.41 – Curvas médias de projeto juntamente com a curva levantada para as amostras na condição como soldado, para $P = 50\%$ [16].

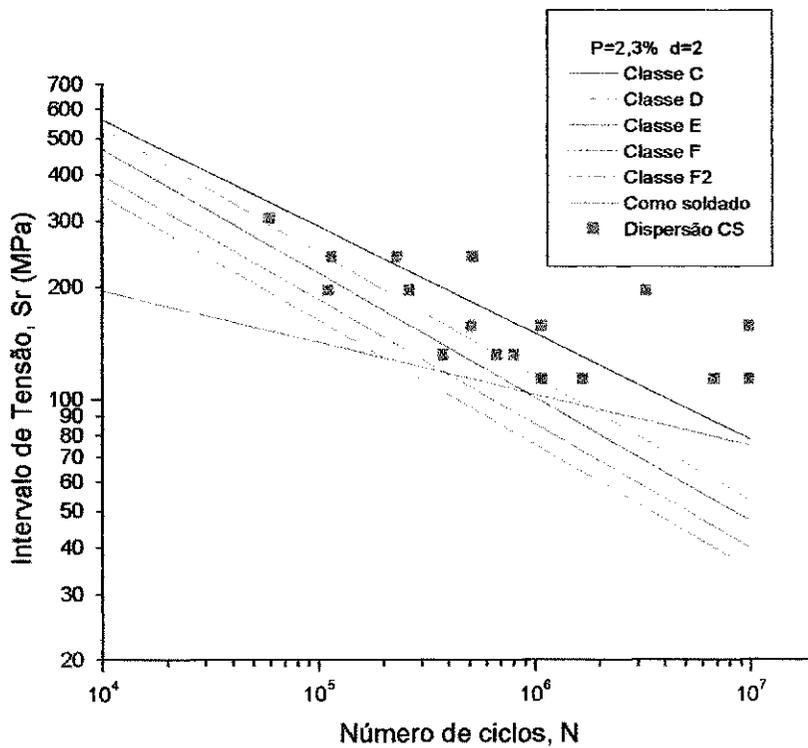


Figura 4.42 – Curvas de projeto juntamente com a curva levantada para as amostras na condição como soldado, para $P = 2,3\%$ [16].

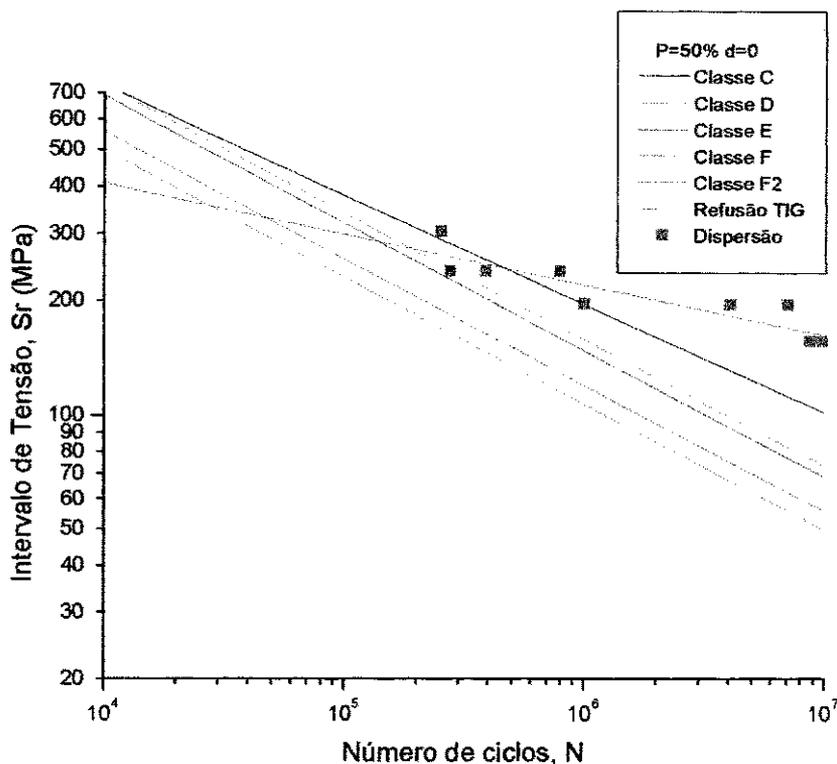


Figura 4.43 – Curvas médias de projeto juntamente com a curva levantada para as amostras tratadas por TIG dressing, para P = 50% [16].

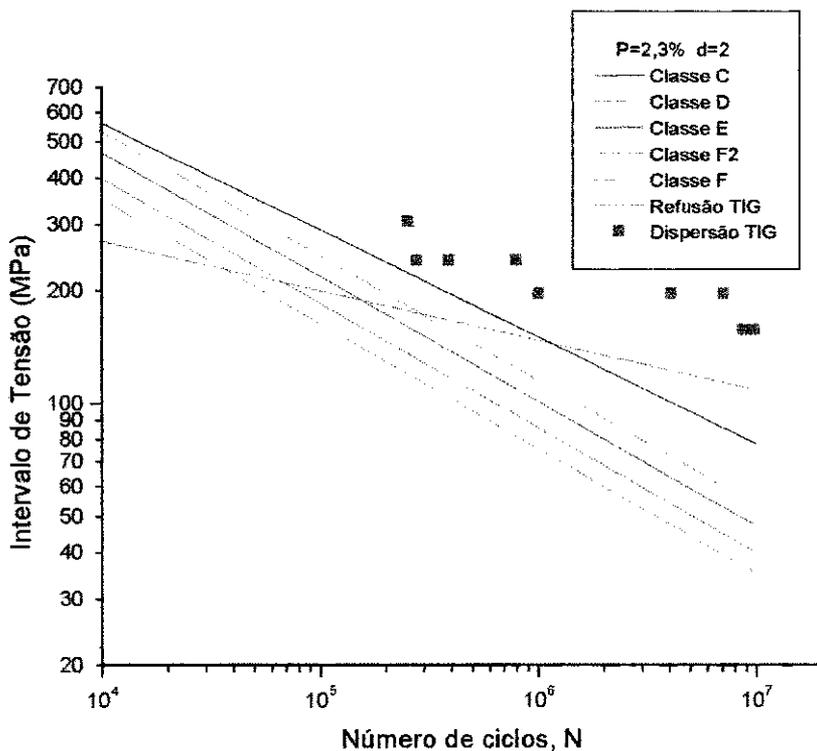


Figura 4.44 – Curvas de projeto juntamente com a curva levantada para as amostras tratadas por TIG dressing, para P = 2,3% [16].

Para cada classe de junta, portanto, a relação entre o intervalo da tensão aplicado e o número de ciclos até a ruptura, sob condições de amplitude de carga constante, é dada através da seguinte equação:

$$\text{Log}N = \text{Log}C_0 - d\eta - m\text{Log}S \quad (4.6)$$

onde C_0 = constante relacionada à curva média $S \times N$

d = número de desvios padrões abaixo da média

η = desvio padrão de $\text{log}N$ e

m = inclinação inversa da curva $\text{Log}S \times \text{Log}N$

A equação 4.6 foi desenvolvida a partir da equação 4.5, onde:

$$\text{Log}C = \text{Log}C_0 - d\eta \quad (4.7)$$

Os valores de d utilizados são definidos na Tabela 4.8 abaixo, para as curva estimadas com 50% e 2,3% de probabilidade de falha.

Tabela 4.8 – Fatores de probabilidade [16].

Probabilidade de falha, P(%)	d(%)
50	0 ⁽¹⁾
2,3	2 ⁽²⁾

1) Curva média
2) Curva de projeto padrão

Os valores de $\text{Log}C_0$, η e de m são definidos na Tabela 4.9, para cada classe de junta.

Tabela 4.9 – Detalhes das curvas SN de projeto [16].

Classe	LogC ₀	m	η
C	14,0342	3,5	0,2041
D	12,6007	3	0,2095
E	12,5169	3	0,2509
F	12,2370	3	0,2183
F2	12,0900	3	0,2279
CS	13,099	3,26	0,6693
CS+TIG	20,7982	6,3	0,6715

As relações SN para as várias classes de junta basearam-se em análises estatísticas de regressão linear a partir de dados experimentais disponíveis na literatura obtidos sob cargas tratativas. Alguns ajustes empíricos foram feitos para garantir a compatibilidade de resultados entre as diversas classes [16].

Na condição como soldado, conforme pode ser observado nos gráficos das Figuras 4.41 e 4.42, as linhas média e com dois desvios padrões abaixo da linha média, para as juntas unilaterais obtidas por eletrodo revestido, ficaram acima das linhas de projeto das Classes C (Sr<131MPa), apenas no gráfico da Figura 4.41, D (Sr<161 MPa, Sr<95 MPa) e E (Sr<164MPa, Sr<100MPa), porém, para intervalos de tensão bastante reduzidos quando comparados às mesmas curvas obtidas para as amostras tratadas pelo passe de refusão. As Classes F (Sr<185 MPa, Sr<119 MPa) e F2 (Sr<208 MPa, Sr<131MPa) evidenciaram ser as mais adequadas a esses tipos de junta, tendo em vista o fato das linhas de regressão e dispersão dos pontos mostrarem-se acima das curvas relativas a ambas.

O tratamento de refusão, ao suavizar a mudança de perfil, através da eliminação das descontinuidades geométricas e dos defeitos superficiais reduziu consideravelmente a concentração de tensões. Conseqüentemente, esse efeito benéfico promoveu um valor de inclinação significativamente maior, de, aproximadamente, o dobro daquele obtido na condição como soldado, como mostram os valores exibidos nas Tabelas 4.5, 4.7 e 4.9. Isto significa que um período de iniciação de trincas (ou um pequeno crescimento de trincas) foi introduzido ou restabelecido, conduzindo conseqüentemente a um comportamento à fadiga convencional, onde os fatores que governam estão relacionados, entre outras coisas, à concentração de tensão e à resistência do material [125].

Como consequência dessa redução da concentração de tensões, obtida com o tratamento, um aumento no limite de fadiga era esperado. Como pode ser observado nos gráficos das Figuras 4.43 e 4.44, as linhas média e com dois desvios padrões abaixo da linha média, obtidas para as juntas tratadas na raiz pelo passe de refusão, ficaram acima das linhas de projeto das Classes C ($S_r < 238\text{MPa}$, $S_r < 142\text{MPa}$), D ($S_r < 268$, $S_r < 170$) e E ($S_r < 285\text{MPa}$, $S_r < 183\text{MPa}$).

Os dados evidenciaram um aumento considerável dos níveis de tensão para as juntas tratadas, já que não houve fratura a 10^7 ciclos, representando um acréscimo de cerca de 53% e 38,4%, quando comparado à Classe C, 112% e 102%, quando comparado à Classe D e de 126% e 130%, quando comparado à Classe E, para os gráficos das Figuras 4.41 e 4.42 respectivamente.

Os aumentos mostraram, portanto, que juntas soldadas unilaterais usadas em aplicações não cíclicas, feitas por eletrodo revestido, podem ser transformadas em Classe D ou E, com um simples passe interno, realizado sem emprego de metal de adição. Os poucos dados encontrados na literatura, que tratam do comportamento à fadiga de soldas circunferenciais de risers, executadas por um só lado, reforçam este fato, indicando a curva SN de projeto relativa às Classes D e E como as mais apropriadas, ao invés da Classe F2 normalmente utilizada [8,11]. Os requerimentos de inspeção para a Classe C, que exigem soldas de boa qualidade e livres de qualquer tipo de defeito, tornam esta classe inacessível, não sendo, portanto, recomendada em aplicações estruturais [8,16].

As condições de carregamento cíclico que são impostas aos risers em catenária, ao contrário dos tubos que permanecem estáticos no fundo do mar (flowlines), exigem do passe de raiz, local onde sempre é esperado que a falha por fadiga surja, um bom nível de resistência à fadiga. Por causa disso, para tirar proveito do baixo nível de defeitos produzidos, o processo de soldagem TIG é utilizado nessa região em substituição aos demais processos de soldagem a arco [8].

Seguramente o processo TIG, mesmo quando usado por um só lado produz soldas de melhor qualidade e com performance à fadiga comparáveis às soldas realizadas por ambos os lados, como demonstraram Maddox e Razmjoo [11] em seu trabalho. Ao comparar a resistência à fadiga de juntas soldadas de tubulações de aço API 5L-X60 soldadas na raiz pelo processo TIG e preenchidas por outros processos não verificaram nenhuma diferença

entre a performance das soldas unilaterais com àquelas realizadas de ambos os lados, sugerindo, portanto, elevá-las da condição de classe F2 e E respectivamente à classe D.

Como pôde ser comprovado, o passe de refusão, realizado internamente na raiz da solda da tubulação, preenchida pelo processo de soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido produziu neste trabalho resultados comparáveis com os tipos de juntas tradicionalmente utilizados nos risers de aço em catenária. Desse modo, o uso da técnica do passe de refusão pode constituir uma possibilidade segura e econômica de substituir o eventual processo de soldagem desses tubos, já que não utiliza metal de adição, ou, alternativamente, ser utilizado em tubos de maiores diâmetros, que se fazem cada vez mais necessários na produção de petróleo em águas profundas e ultraprofundas, como forma de suportar os carregamentos cíclicos, a pressão e a temperatura, exigidos nesses ambientes e ao mesmo tempo, evitar o congestionamento promovido pelas linhas de diâmetros reduzidos [5].

Ao contrário das técnicas de retificação, a técnica TIG dressing não é ainda recomendada como técnica padrão de aumento da resistência à fadiga pela norma BS 7608 [16] embora seu uso seja bastante explorado e a transferência de resultados obtidos a partir de amostras de tamanho reduzido para componentes em larga escala, como demonstrou este trabalho e outros da literatura, ser possível [11,16,17,24].

4.7 Análise de Microdureza e Microestrutural

A Tabela 4.10 apresenta os valores médios de microdureza da junta soldada para cada linha de medida na raiz da solda, obtida conforme exibido no capítulo anterior, nas Figuras 3.14 e 3.15 e o gráfico da Figura 4.45, o perfil de microdureza das juntas soldadas nas condições como soldado e tratada por TIG dressing.

Nas Tabelas IV.1 e IV.2 do Apêndice IV, são exibidas as medidas de microdureza obtidas a cada ponto para as amostras nas condições como soldado e tratadas pelo passe de refusão.

Tabela 4.10 – Valores médios de microdureza obtidos por região das amostras nas condições como soldado (CS) e tratadas por TIG dressing (TTIG).

Condição	Regiões	Linhas	HVmax	HVmin	Média	Desvio Padrão
CS	MS	L1	221,4	206,7	213,1	4,4
		L2	228,5	214,2	220,1	4,9
	ZTA	L1	232,2	200,5	216,7	11
		L2	244,3	212,2	227,1	13,7
	MB	L1	222	212,2	215,3	3,4
		L2	217	212,5	215,1	1,5
TTIG	MS	L1	297,3	282,6	289,1	5,2
		L2	283,8	269,8	276,5	4,5
	ZTA	L1	378,5	242,2	313,4	54,6
		L2	375,9	229,7	308,2	55,2
	MB	L1	228,5	201,9	210,6	9,7
		L2	228,3	196	207,9	12,6

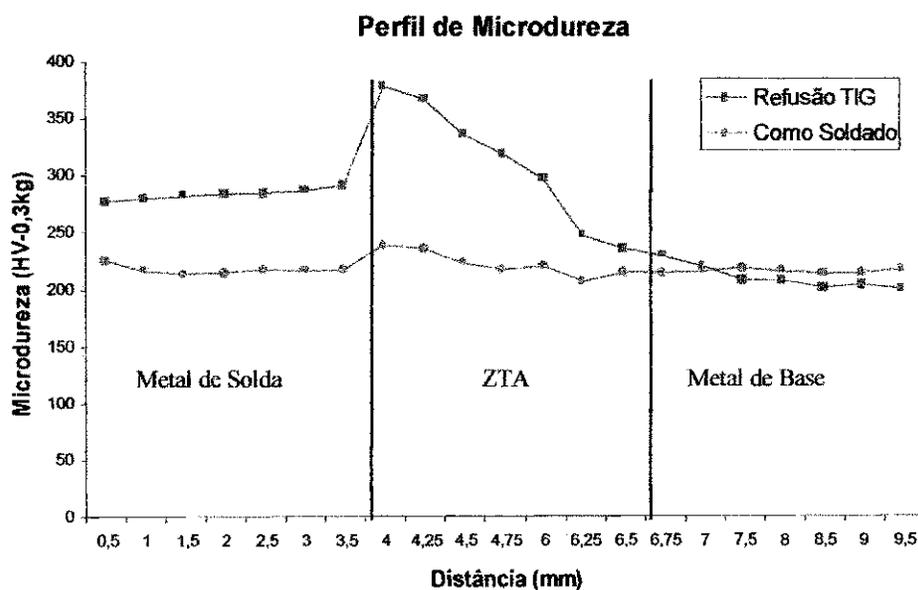


Figura 4.45 – Perfil médio de microdureza das amostras nas condições como soldado e tratadas por TIG dressing.

Como pode ser observado no gráfico da Figura 4.45, o perfil de microdureza das juntas tratadas mostrou que o passe de refusão proporcionou um significativo aumento da dureza, no metal refundido e na ZTA adjacente, quando comparado com os resultados

obtidos para a junta na condição como soldado, cujo perfil manteve-se constante, não exibindo, portanto, alterações significativas em seus valores.

Ao refundir o passe de raiz, o tratamento refunde parte do metal de base, promovendo um aumento do percentual de carbono equivalente do metal de solda elevando, conseqüentemente, a dureza dessa região [137].

Com relação à ZTA, como apenas uma pequena quantidade de material é submetida ao tratamento de refusão, o maior volume de metal circunvizinho promove um resfriamento rápido na região adjacente ao metal refundido, resultando, portanto, na formação de microestruturas frágeis e de elevada dureza, como a martensita [137]. A mais alta concentração desse microconstituente é observada em uma estreita banda, externa à linha de fusão, dentro da região de grãos grosseiros da ZTA. Como pode ser observado no gráfico da Figura 4.45 e valores da Tabela 4.10, a concentração localizada de martensita produziu um gradiente das medidas de microdureza nessa região, levando, portanto, no cálculo do parâmetros estatísticos, à obtenção de um elevado desvio padrão.

As Figuras 4.46, 4.47, 4.48 e 4.49 apresentam micrografias de uma das amostras tratadas pelo passe de refusão, exibindo as indentações de microdureza e a microestrutura predominantemente martensítica nas adjacências do metal refundido.

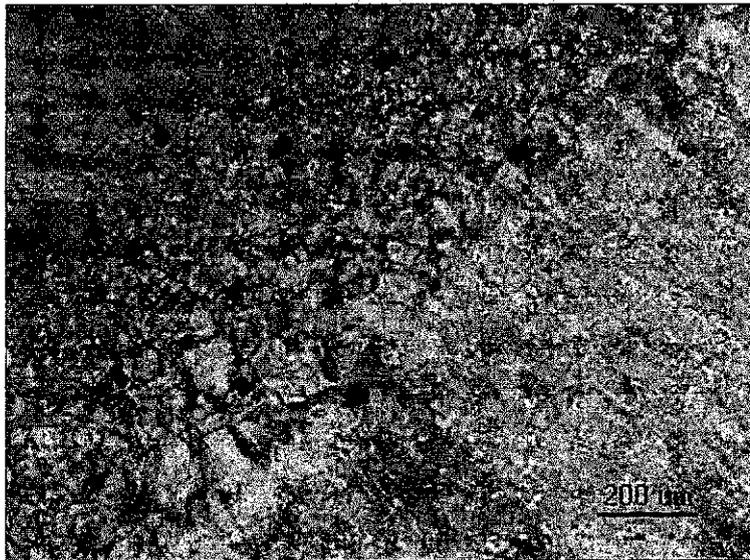


Figura 4.46 – Micrografia de uma amostra tratada por TIG Dressing na interface metal refundido-ZTA (linha de fusão). Ataque: Nital. Aumento: 50x.

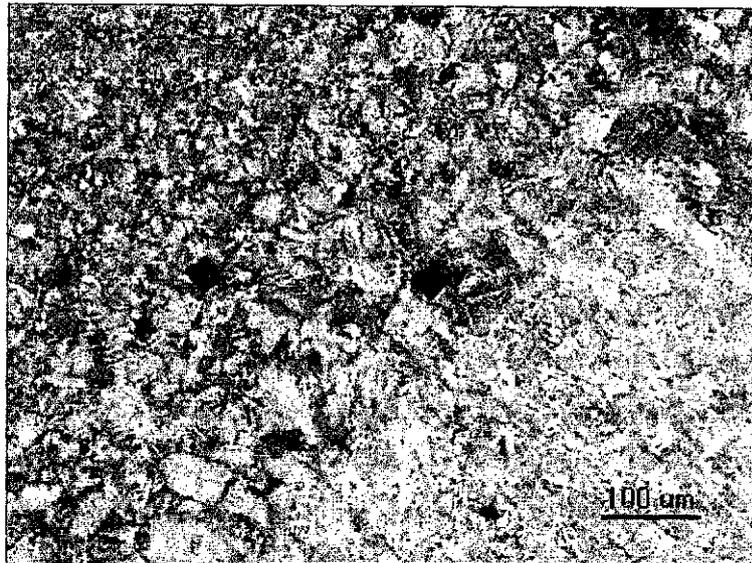


Figura 4.47 – Micrografia de uma amostra tratada por TIG Dressing na interface metal refundido-ZTA (linha de fusão). Ataque: Nital. Aumento: 100x.

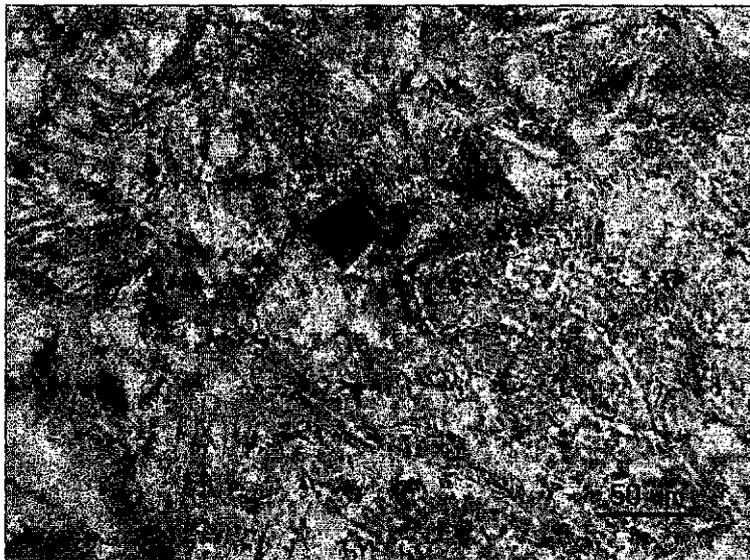


Figura 4.48 – Micrografia de uma amostra tratada por TIG Dressing na interface metal refundido-ZTA (linha de fusão). Ataque: Nital. Aumento: 200x.



Figura 4.49 – Micrografia de uma amostra tratada por TIG Dressing na interface metal refundido-ZTA (linha de fusão). Ataque: Nital. Aumento: 500x.

Medidas realizadas com carga de 0,1kg nas áreas clara e escura da Figura 4.49, como mostram as micrografias exibidas nas Figuras 4.50 e 4.51, revelaram níveis de microdureza bastante distintos de 382,4HV e de 236HV respectivamente. Essa diferença de medidas, além de evidenciar a presença da martensita, comprova a existência de outras microestruturas do tipo bainita, ferrita e perlita [82,173].

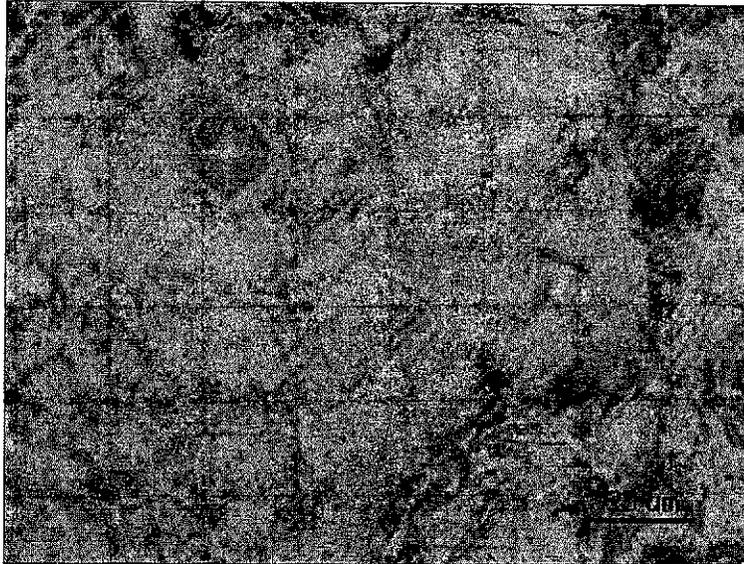


Figura 4.50 – Micrografia da indentação na área martensítica. Ataque: Nital. Aumento: 500x. Valor de microdureza: 382 HV.



Figura 4.51 – Micrografia da indentação na região de microestruturas mistas. Ataque: Nital. Aumento: 500x. Valor de microdureza: 236HV.

Na condição como soldado, o efeito térmico dos passes de solda subsequentes transformou completamente a microestrutura original do passe de raiz que, conforme perfil de microdureza, observado no gráfico da Figura 4.45 e microestruturas, apresentadas

seqüencialmente nas micrografias das Figuras 4.52 a 4.55, não exibiu modificações relevantes. O aspecto da microestrutura, formada externa à linha de fusão, ou seja, na região de grãos grosseiros da ZTA, é de uma martensita transformada ou revenida, cuja dureza medida com 0,1kg, foi de cerca de 240HV.

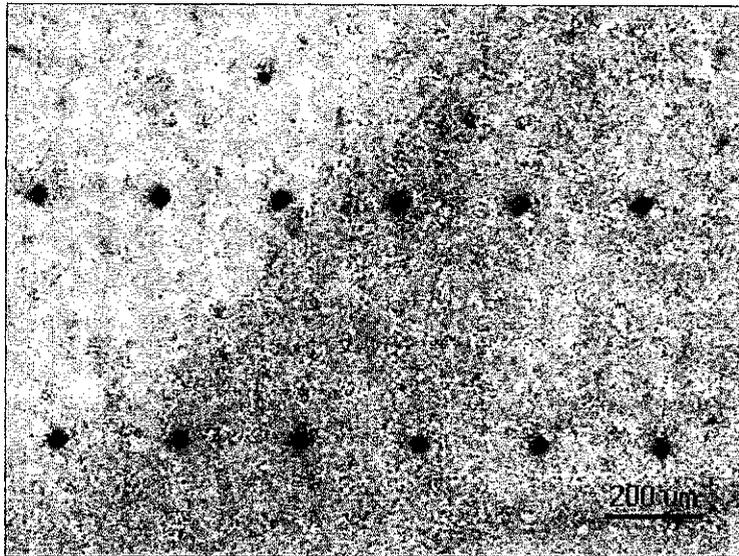


Figura 4.52 – Micrografia de uma amostra na condição como soldado na interface metal de solda-ZTA (linha de fusão). Ataque: Nital. Aumento: 50x.

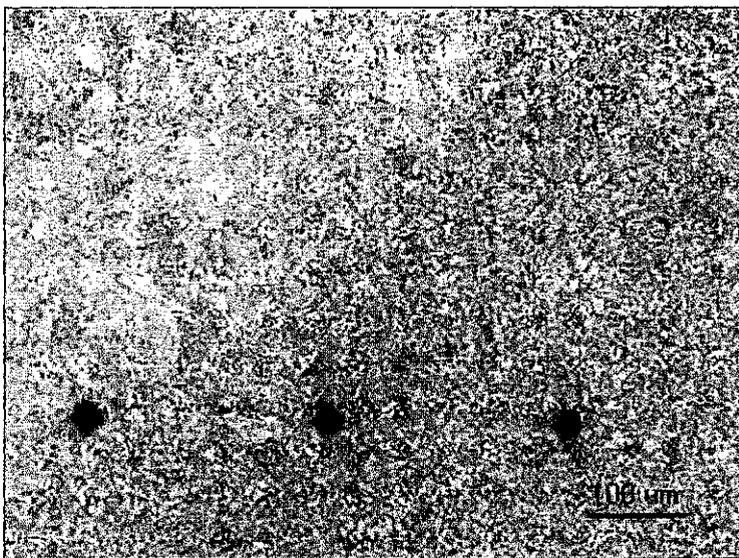


Figura 4.53 – Micrografia de uma amostra na condição como soldado na interface metal de solda-ZTA (linha de fusão). Ataque: Nital. Aumento: 100x.

Albuquerque, M.C.S.

Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas de Tubulações Marítimas Tratadas pela Técnica TIG Dressing

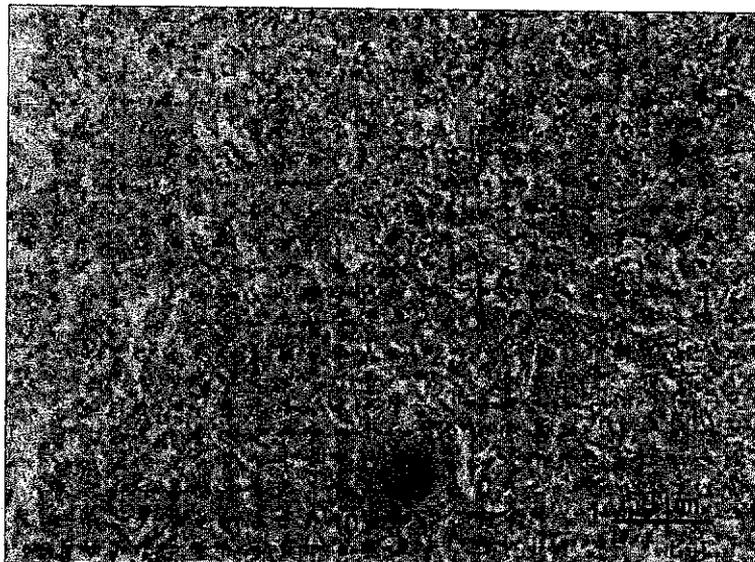


Figura 4.54 – Micrografia de uma amostra na condição como soldado na interface metal de solda-ZTA (linha de fusão). Ataque: Nital. Aumento: 200x.

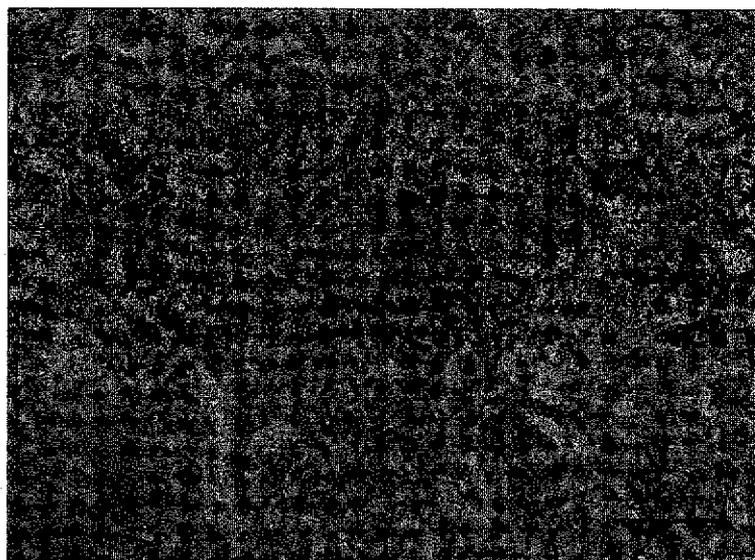


Figura 4.55 – Micrografia de uma amostra na condição como soldado na interface metal de solda-ZTA (linha de fusão). Ataque: Nital. Aumento: 500x.

A elevação da dureza, proporcionada pelo passe de refusão, pode constituir-se numa desvantagem do método, especialmente quando a aplicabilidade envolver o seu uso em estruturas marítimas onde a dureza máxima, especificada em testes de qualificação dos

Albuquerque, M.C.S.

Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas de Tubulações Marítimas Tratadas pela Técnica TIG Dressing

procedimentos de soldagem, não deve ultrapassar 300 HV, para evitar problemas de fratura frágil e corrosão sob tensão [174 Apud 128,137].

De acordo com alguns autores os limites de dureza impostos para juntas soldadas tratadas por TIG dressing deveriam ser relaxados por dois motivos. Primeiramente pelo fato de que na soldagem TIG convencional, o risco de se ter hidrogênio introduzido na solda é bastante reduzido e, com isso, problemas de trincamentos na ZTA, relacionados à quantidade deste elemento aprisionado, pode ser desconsiderado. Deste modo o passe de refusão, dado através da técnica TIG dressing, provavelmente melhora a resistência das juntas soldadas à fratura frágil e ao trincamento produzido pela corrosão sob tensão [136,141]. Segundo, que o aumento de dureza proporcionado pela técnica e traduzido em uma elevação da resistência ao escoamento, restringe a deformação plástica na parte da junta tratada, aumentando conseqüentemente à sua resistência à nucleação de trincas de fadiga [24].

De qualquer modo, picos de dureza podem ser evitados através de ajustes nos parâmetros do processo utilizados, uso de preaquecimento ou pela realização de um segundo passe de refusão próximo ao primeiro, cujo objetivo é reverter a martensita formada no primeiro passe. Haagensen [128,136,137] ao realizar este procedimento obteve redução considerável nas medidas de dureza, no entanto, Rudolph et al. [17] ressaltam que mais testes do que os que a literatura dispõe devem ser realizados, para determinar se valores reduzidos de dureza, com este procedimento, podem ser obtidos mais consistentemente.

Capítulo 5.0

5.0 Conclusões

Os resultados obtidos neste trabalho permitiram concluir que:

1) Através dos ensaios realizados em ambos tipos de amostras como soldado e tratadas por TIG dressing, constatou-se ser a raiz da solda a região mais propensa a favorecer a fratura das juntas.

2) A técnica TIG dressing, ao eliminar as descontinuidades geométricas do passe de raiz, produziu aumentos médios expressivos na vida em fadiga que variaram de 67 a 325% quando comparados com o tempo de vida em fadiga das amostras sem tratamento. Além disso, as amostras tratadas alcançaram 10^7 ciclos sem qualquer tipo de dano a um nível de tensão 38,5% superior ao menor nível de tensão de ensaio daquelas na condição como soldado.

3) As Classes F e F2 evidenciaram ser as mais prováveis às juntas soldadas obtidas por um só lado, com eletrodo revestido.

4) O comportamento à fadiga melhorado, através do tratamento de refusão na raiz da solda, proporcionou a esses tipos de juntas, típicas de aplicações não cíclicas, a possibilidade de serem elevadas à condição de no mínimo Classe E, com aumentos alcançados dos níveis de tensão para 10^7 de ciclos, relativos a essa classe, superiores a 100%.

4) No caso das amostras na condição como soldado, a geometria do passe de raiz aliada à transição severa de seção com o metal de base intensificaram a concentração de

tensões na região, sendo responsáveis, portanto, pelo baixo desempenho à fadiga das juntas testadas. O excesso de penetração e o desalinhamento foram responsáveis por uma diferença entre o valor de ângulo de convexidade máximo e mínimo medido de cerca de 110%.

5) Ao refundir toda a raiz da solda, a técnica TIG dressing eliminou o excesso de penetração e minimizou os aspectos desfavoráveis que este defeito, juntamente com o desalinhamento produziram na junta soldada, gerando perfis mais uniformes, com uma diferença entre o valor de ângulo de convexidade máximo e mínimo de cerca de 12%.

6) Os resultados da análise de tensões residuais não devem ser utilizados como referência para comparação com dados obtidos de estruturas reais, tendo em vista a análise ter sido realizada em amostras de tamanho reduzido. No entanto servem para mostrar o quanto a mudança de perfil geométrico afeta os valores dessas medidas. A amostra com perfil de raiz uniforme exibiu predominantemente tensões residuais transversais e longitudinais compressivas. A presença da descontinuidade geométrica na raiz e a realização do passe de refusão alteraram a distribuição das tensões, favorecendo tensões longitudinais trativas na junta soldada, com níveis de tensão de 28% e 39% da tensão de escoamento do material respectivamente.

7) O excesso de penetração na raiz da solda elevou a concentração de tensões da junta soldada em cerca de 22% quando comparado ao valor da amostra com perfil de raiz uniforme. Com relação à amostra tratada por TIG dressing, a distribuição irregular de deformação na margem da raiz da solda constituiu a causa provável do maior nível de tensão calculado, não devendo, portanto, ser tomado como referência do tratamento.

8) O passe de refusão ao melhorar o acabamento da raiz da solda causou mudanças microestruturais que resultaram em um aumento de dureza, de cerca de 40%, nas adjacências do metal refundido, quando comparado à condição como soldado.

Capítulo 6

6.0 Sugestões para Trabalhos Futuros

Com base nos resultados obtidos no presente trabalho, sugere-se:

- 1) Desenvolvimento de um cabeçote orbital para soldagem de tubos pelos dois lados.
- 2) Dada a capacidade de automação de ambos processos, verificar o desempenho à fadiga de juntas tratadas por TIG dressing e preenchidas por arames tubulares e arame sólido.
- 3) Com a possibilidade assegurada de soldagem de tubos de pequeno diâmetro por ambos os lados, realizar ensaios de fadiga em escala real para simulação do desempenho à fadiga das estruturas em serviço, devidamente tratadas internamente pelo passe de refusão.
- 4) Avaliar no próprio tubo o nível das tensões residuais na junta na condição como soldado e após a realização do tratamento de refusão.
- 5) Verificar a influência das medidas das tensões residuais obtidas sobre o comportamento à fadiga das juntas testadas.

Referências Bibliográficas

- [1] PETRÓLEO BRASILEIRO S.A. Disponível em: <http://www2.petrobras.com.br/portal/tecnologia.htm/minisite/aguas_profundas/A_importancia> Acesso em 19/08/2004.
- [2] PETRÓLEO BRASILEIRO S.A. Disponível em <http://www2.petrobras.com.br/portal/tecnologia.htm/minisite/aguas_profundas/A_evolucao/A_experiencia_da_Petrobras_com_sistemas_flutuantes_de_producao> Acesso em 19/08/2004.
- [3] PETRÓLEO BRASILEIRO S.A. Disponível em <http://www2.petrobras.com.br/minisite/aguas_profundas/procap/sistrisesflex.stm> Acesso em 19/08/2004.
- [4] HATTON, S. A.; HOWELLS, H. CATENARY and hybrid risers for deepwater locations worldwide. In: 2H Offshore Engineering Limited Woking, Surrey, UK, Advances in Riser Technologies, Aberdeen, June 1996.
- [5] HOWELLS, H. ADVANCES in steel catenary riser design. In: 2H Offshore Engineering Limited Woking, Surrey, UK, DEEPTec '95, Aberdeen, February, 1995.
- [6] WILLIS, N. STEEL CATENARY Risers in Deepwater Environments. In 2h Offshore Engineering Ltd. Opt, 2000.
- [7] ALDERTON, N.; THETHI, R. CHOOSING the most appropriate rigid catenary riser design for various deepwater and harsh environments. In: Advances in Riser Systems & Subsea Technologies for Deepwater Euroforum, Aberdeen Thistle Hotel, Aberdeen, May 1998.
- [8] HATTON, S. A.; WILLIS, N. STEEL catenary risers for deepwater environments. In: Offshore Technology Conference, Houston, Texas, 4-7, May 1998.
- [9] HOWELLS, H.; HATTON, S. A. RISER selection for deep water floating production systems. In: 2H Offshore Engineering Limited Woking, Surrey, UK, The Deepwater Pipeline Technology Congress, Paris, December 1995.
- [10] MADDOX, S.J.; RAZMJOO, G. R. FATIGUE damage to riser girth welds from low stresses in the loading spectrum. TWI Proposal n. PR6395, 2003.
- [11] MADDOX, S.J.; RAZMJOO, G. R. FATIGUE performance of large girth welded steel tubes. In: 17º Internacional Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 1998.

- [12] BOOTH, G. S.; WYLDE, J. G. FATIGUE considerations in offshore steel structures in the north sea - the need to design against the possibility of fatigue failure. The Welding Institute Research Bulletin, v.19, p. 101-104, Mar., 1978.
- [13] 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. The Welding Institute, p. 1-36, 1978.
- [14] BERGE, S. ON THE EFFECT of plate thickness on fatigue of welds. Engineering Fracture Mechanics, v.21, n.2, p. 423-435, 1985.
- [15] REEMSnyder, H. S.; PISARSKI, H. G.; DAWES, M. G. RESIDUAL stresses and fatigue precracking techniques for weldment fracture toughness specimens. American Society for Testing and Materials, p. 416-423, 1992.
- [16] BS 7608. CODE of practice for fatigue design and assessment of steel structures, 1993.
- [17] RUDOLPH, J.; SCHMITT, C.; WEIB, E. FATIGUE lifetime assessment procedures for welded pressure vessel components. International Journal of Pressure Vessels and Piping, v.79, p. 103-112, 2002.
- [18] MIKI, C.; HOMMA, K.; TOMINAGA, T. HIGH strength and high performance steels and their use in bridge structures. Journal of Constructional Steel Research, v.58, p. 3-20, 2002.
- [19] BERGQUIST, L.; SPERLE, J.O. INFLUENCE of TIG dressing on the fatigue strength of cover plated beams, IIW Doc. XIII-826-77, 1977.
- [20] MINNER, H.H.; SEEGER, T. IMPROVEMENT of fatigue life of welded beams by TIG dressing. I ABSE Colloquium, Fatigue of Steel and Concrete Structures, Lausanne, Suíça, 1982.
- [21] ISOURA, K. MAINTENANCE programme of Shinkansen Structures, IABSE Symposium, n. 2, p. 639-647, Lisbon, 1989.
- [22] KIRKHOPE, K. J.; BELL, R.; CARON, L.; BASU, R. I.; MA, K. T. WELD detail fatigue life improvement techniques. Part 1: review. Marine Structures, n.12, p. 447-474, 1999a.
- [23] KIRKHOPE, K. J.; BELL, R.; CARON, L.; BASU, R. I.; MA, K. T. WELD detail fatigue life improvement techniques. Part 2: application to ship structures. Marine Structures, n.12, p. 477-496, 1999b.

- [24] MANTEGHI, S. METHODS of fatigue life improvement for welded joints in medium and high strength steels; TWI, Abington Hall, Cambridge, UK, p 2, 1998.
- [25] ALAZARD, N; MONTARDET, L. RESSOURCES pétrolières pour le XXI siècle. Revue de l'Institut Français du Pétrole, Vol. 48, n. 1, janvier-février 1993, pp. 69-82.
- [26] FURTADO, A.T. A TRAJETÓRIA Tecnológica da Petrobrás na Produção Offshore. Espacios. Vol. 17, n.3, 1996. Disponível em <<http://www.revistaespacios.com/a96v17n03/32961703.html>> Acesso em 19/08/2004.
- [27] BOY de la TOUR, X.; GADON, J.-L.; LACOUR. J.-J. NOUVEAUX pétroles première partie, Revue de l'Institut Français du Pétrole, Vol. 41, n. 4, pp. 1-20, juillet-août 1986.
- [28] PETRÓLEO BRASILEIRO S.A. Disponível em <http://www2.petrobras.com.br/minisite/aguas_profundas/procap/sistrisesgigd.stm> Acesso em 19/08/2004.
- [29] SANTOS, M.F. MECÂNICA global tridimensional de linhas submersas. Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica da EPUSP, São Paulo, SP, 2003.
- [30] BOYER, E. H. ATLAS of Fatigue Curves. Ohio, American Society for Metals, 1986, 518p.
- [31] BRANCO, C. M., Fernandes, A. A., Tavares de Castro, P. M. S. FADIGA de Estruturas Soldadas. Lisboa, Fundação Calouste Gulbenkian, 1986, 902p.
- [32] YAORONG, F.; et al. FAILURE analysis and fitness-for-service assessment for a pipeline. Engineering Failure Analysis, 8, p. 399-407, 2001.
- [33] OTEGUI, J. L.; RIVAS, A.; MANFREDI, C.; MARTINS C. WELD failures in sleeve reinforcement of pipelines. Engineering Failure Analysis, 8, p. 57-73, 2001.
- [34] ZEEMANN, A. FADIGA em juntas soldadas. Soldagem & Inspeção, n. 10, p.21-23, 1998.
- [35] MUNSE, W.H. FATIGUE of Weldments – Tests, Design and Service. Fatigue Testing of Weldments, ASTM STP 648, p. 89-111, 1978.
- [36] BOULTON, C. F. ACCEPTANCE levels of welded defects for fatigue service. Welding Journal, 13s-22s, jan., 1977.
- [37] GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. ENSAIOS dos Materiais. Campinas, Livros Técnicos e Científicos Editora, 2000, 247p.
- [38] DIETER, G. E. Mechanical Metallurgy. Mc Graw-Hill, 3ª edição, 1988.

- [39] CASTRO, J.T.P.; MEGGIOLARO, M.A. FADIGA sob Cargas Reais de Serviço, Editora Loyola. 1040p, 2002.
- [40] HAYES, B. CLASSIC brittle failure in large welded structures. Engineering Failure Analysis, v.3, n. 2, p. 115-127, 1996.
- [41] NORWEGIAN Public Reports, "THE ALEXANDER L. Keilland Accident" NOU, 1981:11, march, 1981.
- [42] OTEGUI, J. L. FATIGUE damages leads a traffic accident. Engineering Failure Analysis, 9, p.109-122, 2002.
- [43] POOK, L. P. A FATAL fairground accident. International Journal of Fatigue, v.20, n.2, p. 169-173, 1998.
- [44] TROSHCHENKO, V. T.; POKROVSKII, V. V. FATIGUE fracture toughness of metals and alloys. Part 1. Experimental procedures and materials and general principles. Strength of Materials, v. 35, n. 1, 2003a.
- [45] TROSHCHENKO, V. T.; POKROVSKII, V. V. Fatigue fracture toughness of metals and alloys. Part 2. The influence of service and manufacturing factors. Strength of Materials, v. 35, n. 2, 2003b.
- [46] SOUZA, S.A. ENSAIOS mecânicos de materiais metálicos. Fundamentos teóricos e práticos. São Paulo, Editora Edgard Blucher LTDA, 1982, 286p.
- [47] HUTHER, I.; LIEURADE, H. P.; et al. ANALYSIS of results on improved welded joints. Welding in The World, v.37, n. 5, p.242-266, 1996.
- [48] GURNEY, T. R. FATIGUE of welded structures. Cambridge University Press, 2^a ed., 1979a.
- [49] ASTM E 739-91. STANDARD Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data, p.636-642, 1998.
- [50] REEMSNYDER, H. S. DEVELOPMENT and application of fatigue data for structural steel weldments. Fatigue Testing of Weldments, ASTM STP 648, ASTM, p.3-21, 1978.
- [51] BROEK, D. THE PRACTICAL Use of Fracture Mechanics. Kluwer Academic Publishers, 1989, 522p.
- [52] PARIS, P.; ERDOGAN, F.J. BASIS Engineering Transactions, ASME, 1963.

- [53] FARIAS, M.A. Efeito da direção e da espessura na taxa de propagação de trinca por fadiga de alto ciclo nos aços da classe API 5L-X70 e ASTM A516-GR65. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, UFPB, Campina Grande, PB, 1994.
- [54] SURESH, S. FATIGUE of Materials. Cambridge University Press, 1991. 616p.
- [55] FERNANDES, A.A. Fatigue performance of fillet welded joints of Al-Zn-Mg alloys containing root defects. PhD thesis, Cranfield Institute of Technology, 1978.
- [56] KOCANDA, S. FATIGUE of Metals, Sijthoff & Noordhoff Int. Pub., 1978.
- [57] MEYERS, M. A. MECHANICAL Behavior of Materials. Prentice Hall: NJ 1999.
- [58] CETLIN, P.R.; SILVA, P.S.P.; PENNA, J.A. ANÁLISE de Fraturas. Associação Brasileira de Metais, 1988, 248p.
- [59] LINDLEY, T.C. MECHANICS and mechanisms of fatigue crack growth in metals: a review. Metallurgy and Metal Forming, p.268, sept, 1976.
- [60] PELLOUX, R.M. CRACK extension by alternating shear. Engineering Fracture Mechanics, v.1, 1970.
- [61] WELDING HANDBOOK. FUNDAMENTALS of Welding. 8. ed.. Miami: AWS, 1987, v.1, 373p.
- [62] CASTRO, F.A.R, MACHADO, I. SOLDAGEM em chanfro estreito (“narrow gap”) por arco submerso. In: ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 15, 1989, São Paulo, SP. Anais...São Paulo: ABS, 1989. p. 19-23.
- [63] REBELLO, J. M. A. SOLDAGEM II, Instituto Brasileiro de Qualidade Nuclear, 1985. 270p.
- [64] LEAL, V.S.; MANTOVANI, R.; ALCÂNTARA, N.G.; et. al. INFLUÊNCIA da energia de soldagem na junta soldada de um aço ARBL. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 12, Águas de Lindóia, SP, v.2, p. 951-954, 1996.
- [65] TWEED, J.H.; KNOTT, J.F. THE EFFECT of preheat temperature on the microstructure and toughness of a C-Mn Weld. Metal Construction, v.19, n.3, p 153-158, Mar., 1987.
- [66] ALBUQUERQUE, M.C.S. AVALIAÇÃO das propriedades mecânicas de uma junta soldada de uma tubulação de aço API 5L-X60 utilizada em exploração de petróleo. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica, UFPB, Campina Grande, PB, 1999.

- [67] JORGE, J. C. F.; REBELLO, J. M. A.; EVANS, G. M. MICROSTRUCTURE and toughness relationship in C-Mn-Cr All-weld metal deposits. IIW DOC. II-A-880-93, 1993.
- [68] EVANS, G.M. THE EFFECT of chromium on the microstructure and properties of all weld metal deposits. Welding and Metal Fabrication, London, v. 57, n. 7, p.346-358, Aug. 1989.
- [69] ABSON, D.J.; DUNCAN, A.; PARGETER, R. J. GUIDE to the light microscope examination of ferritic steel weld metals. IIW, DOC. IX-1533-88, IXJ - 123-87, Revision 2, June, 1988.
- [70] BHADESHIA, H.K.H.; SVENSSON, L.E. The microstructure of submerged arc-weld deposits for high-strength steels. Journal of Materials Science, v.24, p3180-88, 1989.
- [71] VENTRELLA, V. A. IDENTIFICAÇÃO microestrutural de juntas soldadas de tubulações de aços de alta resistência e baixa liga. Tese de doutorado em Engenharia e Ciências dos Materiais da UFSCAR, 1999, 183p.
- [72] PERDIGÃO, S. C. INSTRUÇÃO para classificação dos constituintes microestruturais do metal de solda dos aços ferríticos; utilizando-se microscopia ótica In: Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 12, Campos do Jordão, SP. ABS, p.211-228, 1986.
- [73] HORI, Y.; OHKITA, S. PREDICTION of weld microstructure: part 1 - low alloy steels. Welding International, v.6, n. 10, p. 761-765, 1992.
- [74] YANG, J. R. THE DISLOCATION density of acicular ferrite in steel welds. Welding Journal, v.69, n..8, p. 305s-307s, 1990.
- [75] YANG, J. R.; BHADESHIA, H. K. D. H. ACICULAR ferrite transformation in alloy-steel weld metals. Journal of Materials Science, v. 28, n. 3, p. 839-845, 1991.
- [76] SVENSSON, L. E.; GRETOFT. B. MICROSTRUCTURE and impact toughness of C-Mn weld metals, Welding Journal, p. 454s-461s, Dec. 1990.
- [77] GRONG, O.; MATLOCK, D.K. MICROSTRUCTURAL development in mild and low alloy steel weld metal. International Metals Review, London, v. 31, n. 1, p 27-48, 1986.
- [78] ABSON, D.J., DOLBY, R.E. A SCHEME for the quantitative description of ferrite weld metal microstructure. Welding Research Institute Bulletin, 21, p-100-103, 1980.

- [79] COSTA H. R. M.; BOTT, I. S.; OURO C. R. AVALIAÇÃO do efeito de múltiplos tratamentos térmicos de alívio de tensões na microestrutura e propriedades mecânicas de um metal de solda ferrítico. In: Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 19, Águas de São Pedro, SP, ABS p. 97-110, 1993.
- [80] LIU, S.; INDACOCHEA, J.E. WELDABILITY of Steels. Metals Handbook. Properties and Selection, v.1, 10th edition, p.604-613, ca 1985.
- [81] LOSZ, J.M.B., CHALLENGER, K.D. HAZ microstructures in HSLA steel weldments. M.M., p.207-225, 1995.
- [82] COLPAERT, H. Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. Edgard Blucher Ltda, 1974, 412p.
- [83] PARANHOS, R. P. R. MICROESTRUTURA, Composição Química e Tenacidade ao Impacto em Soldas Multipasse Obtidas por Arco Submerso. Rio de Janeiro, fevereiro, 1984. Dissertação de Mestrado, COPPE - RJ.
- [82] RANADE, R S.; BARBARO, F J.; WILLIAMS, J. G.; et al. RELATIONSHIP between martensite islands and HAZ fracture toughness in welded Ni-Cu structural steels Journal of Physique, v. 5, p. 311-316, dec. 1995.
- [83] AKSELSSEN, O. M.; RORVIK, G.; ONSOIEN, M. I.; et al. ASSESSMENT and predictions of HAZ tensile properties of high strength steels. Welding Journal, v.5, n.9, p.352-356, 1989.
- [84] MARQUES, P. V. TECNOLOGIA da Soldagem. Belo Horizonte: ESAB, 1991, 352p.
- [85] LEE, S.; KIM, B. C.; LEE, D. Y. FRACTURE mechanism in coarse grained HAZ of HSLA steel welds. Metallurgica, v. 23, n. 6, p. 995-1000, 1989.
- [86] KIKUTA, Y.; ARAKI, T.; YONEDA, M. RELATIONSHIP between microstructure and toughness in weld metal and its reheated zone of high strength steel. Technology Reports of The Osaka University, v.37, n. 1874, p. 75-83. Aug. 1986.
- [87] Documento IIW-1128-91. GUIDE to weldability and metallurgy of welding of steels processed by TMCP of AC. Welding in the World, v. 33, n. 1, p 34-65, 1994.
- [88] LIN, Y.; AKBEN, M.O.; BOWKER, J.T. MECHANICAL and microstructural analyses of multipass welded haz. Dept. of Met. Eng. McGill University, Montreal, Canada, p.721-725, [ca. 1986].

- [89] ZALAZAR, M.; QUESADA, H.J. ANÁLISIS de la microestructura producida en la zona afectada por calor de un acero API 5L-X60. In: Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 24, Fortaleza, CE, ABS, 1998.
- [90] WELDING HANDBOOK. WELDING Processes. 8. ed.. Miami: AWS, 1991, v.2, 373p.
- [91] NGUYEN, T. N.; WAHAB, M. A. THE EFFECT of weld geometry and residual stresses on the fatigue of welded joints under combined loading. Journal of Materials Processing Technology, n.77, 201-208, 1998.
- [92] MEYERS, J. C. PROBLEMATIC weld discontinuities and their prevention. Welding Journal, 45-47, jun, 1995.
- [93] KOU, S. WELDING. Metallurgy , Ed. John Wiley & Sons, USA, 1987.
- [94] MADDIX, S.J. FATIGUE strength of welded structures. Abington Publishing, 1991.
- [95] Fortes, C. Soldagem de Tubulações. Disponível em <http://www.esab.com.br/literatura/apostilas/Apostila%20Soldagem%20de%20Tubulações.pdf>> Acesso em 19/08/2004.
- [96] SANDERS, W.W.; DERECHO, A.T.; MUNSE, A.H. EFFECT of external geometry on fatigue behaviour of welded joints. Welding Research Supplement. V.30, n.2, 1965.
- [97] WITHERS, P.J.; BHADESHIA. RESIDUAL stresses - part 2- nature and origins. Materials Science and Technology, v. 17, p.366-375, april, 2001.
- [98] ANTUNES, A. E. B. TENSÕES residuais na soldagem – aspectos básicos. Revista Brasileira de Ciências Mecânicas., 17, p.394- 403, 1995.
- [99] VAIDYANATHAN, S.; WEISS, H.; FINNIE, I. A FURTHER study of residual stresses in circumferencial welds. Journal of Engineering Materials and Technology, p. 238-242, October, 1973.
- [100] ALMER, J.D.; COHEN, J.B.; WINHOLTZ, R.A. THE EFFECTS of residual macrostresses and microstresses on fatigue crack propagation. Metallurgical and Materials Transactions, v. 29A, p. 2127-2136, aug., 1998.
- [101] HONG, C. L.; TSAI, C.L.; DONG, P. ASSESSMENT of numerical procedures for residual stress analysis of multipass welds. Welding Journal, p.372s-382s, Sept., 1998.
- [102] SHIM, Y.; FENG, Z.; LEE, S.; et al. DETERMINATION of residual stresses in thick – section weldments. Welding Research Supplement, 305s-312s, Sept. 1992.

- [103] CHAPETTI, M. D.; OTEGUI, J. L. IMPORTANCE of toe irregularity for fatigue resistance of automatic welds. International Journal of Fatigue, v. 17, n. 8, p.531-538, 1995.
- [104] NGUYEN, T. N.; WAHAB, M. A. A THEORETICAL study of the effect of weld geometry parameters on fatigue crack propagation life. Engineering Fracture Mechanics, v. 51, n.1, 1-18, 1995a.
- [105] NGUYEN, T. N.; WAHAB, M. A. THE EFFECT of residual stresses and weld geometry on the improvement of fatigue life. Journal of Materials Processing Technology, v. 45, p. 581-588, 1995b.
- [106] BS 7910 - Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in fusion welded structures, 262 p., 1999.
- [107] HOWDEN, D. G. DEFEITOS de soldagem como causa de fratura em tubulações. In: Congresso anual da ABM, 24, Porto Alegre, RS, 1974.
- [108] ANSI/AWS A3.0. STANDARD Welding Terms and Definitions. American Welding Society, 1994.
- [109] SILVA, C.L.J.; PARANHOS, R. FISSURAÇÃO a quente (Trincas a quente). <http://www.infosolda.com.br/artigos/metsol104.pdf>, 2003(a). Acesso em 19/08/2004.
- [110] SILVA, C.L.J.; PARANHOS, R. FISSURAÇÃO pelo hidrogênio "Trincas a frio". <http://www.infosolda.com.br/artigos/metsol107.pdf>, 2003(b). Acesso em 19/08/2004
- [111] JUBB, J. E. M. UNDERCUT or toe groove – the cinderella defect. Metal Construction, 94-98, feb, 1981.
- [112] WILSON, W.M.; BRUCKNER, W. H.; MCCRACKIN, T.H.; BEEDE, H.C. FATIGUE tests of welded joints in structural steel plates. Univ. III. EES Bull, n. 327, 1941.
- [113] BECKER, G.; RIEGER, R. FATIGUE strength of butt welds made with different electrodes. Schweisstechnik, v.3, p.363-364, Dec., 1953.
- [114] NEWMAN, R.P.; GURNEY, T.R. FATIGUE tests on plain plate specimens and transverse butt welds. British Welding Journal, v.6, n.12, p.569-594, 1959.

- [115] WILSON, W.M.; BRUCKNER, W. H.; MCCRACKIN, T.H.; BEEDE, H.C. FATIGUE tests of commercial butt welds in structural steel plates. Univ. III. EES Bull, n. 344, 1943.
- [116] GARCIA-MARTIN, Z.; FALCO, F.C. FATIGUE strength of butt welds made by the fusarc and unionmelt processes. Ciência Y Técnica de la Soldadura, v.8, n. 43, 1959.
- [117] GURNEY, T.R. FATIGUE tests on butt and fillet welded joints in mild and high tensile structural steels. British Welding Journal, v.9, n.11, p.614-620, 1962.
- [118] YAMAGUCHI, I.; TERADA, Y.; NITTA, A. ON THE FATIGUE strength of steels for ship structures. IIW Doc. XIII-425-1966.
- [119] TAKAHASHI, K.; ITO, A. EFFECT of external geometry of reinforcement on the fatigue strength of a welded joint. Journal Japanese Welding Society, v. 40, n.3, p. 13, 1971.
- [120] NIHEI, M.; SASAKI, E. STATISTICAL Analysis for correlation between the scatter of fatigue strengths and that of reinforcement shape of SM50A butt welded joints. Journal Japanese Welding Society, v.45, n.1, 1976.
- [121] GURNEY, T.R. STRESS intense factors for cracks at the toes of transverse butt welds. Welding Institute Res. Rep., n.88/79, 1979b.
- [122] SMITH, I.F.C.; SMITH, R.A. DEFECTS and crack shape development in fillet welded joints. Fatigue of Engineering Materials and Structure, v. 5, n.2, p. 151-165, 1982.
- [123] WATKINSON, F.; BODGER, P.H.; HARRISON, J.D. THE FATIGUE strength of welded joints in high strength steels and methods for its improvement. Proceedings International Conference, Fatigue of Welded Structures. The Welding Institute, 1971.
- [124] BOOTH, G. S. A REVIEW of fatigue strength improvement techniques. The Welding Institute, 1983.
- [125] DAHLE, T. DESIGN fatigue strength of TIG-dressed welded joints in high-strength steels subjected to spectrum loading. International Journal of Fatigue, v.20, n. 9, p. 677-681, 1998.
- [126] SOYA, I.; TANAKA, S.; TANAKA, Y. FATIGUE strength and its thickness effect in steel joints with improved weld. Welding in the world, v. 31, n. 1, p. 28-36, 1993.

- [127] LIEURADE, H.P.; et al. EFFICIENCY of improvement techniques on the fatigue strength as a function of the type of welded joint. Welding in the World, v. 31, n.4, p. 268-271, 1993.
- [128] HAAGENSEN, P. J. EFFECT of tungsten inert gas dressing on fatigue performance and hardness of steel weldments. Fatigue Testing of Weldments, ASTM STP 648, p. 113-133, 1978.
- [129] HORN, A. M.; HUTHER, I.; LIEURADE, H. P. FATIGUE behaviour of T-joints improved by TIG dressing. Welding in the World, v.41, p.273-280, 1998.
- [130] KADO, S. et al. THE METHOD of TIG dressing. Document XIII-773-75, International Institute of Welding, 1975.
- [131] FISHER, J. W., DEXTER, R. J. WELD improvement and repair for fatigue life extension. In: Proceedings Offshore Mechanics and Arctic Engineering Conference, Glasgow, 1993.
- [132] MILLINGTON, D. TIG dressing for the improvement of fatigue properties in welded high strength steels. Contract Report C12/22/71. The Welding Institute, 1973.
- [133] HOTTA, T.; ISHIGURO, T.; HABAZAWA, M.; YOKOTA, M. Some aspects of improving fatigue strength of butt welded joints. IIW Document XIII-532-1969.
- [134] TAKAHASHI, K. EFFECT of external geometry of reinforcement on the fatigue strength of a welded joint. IIW Document XIII-532-1969.
- [135] BOOTH, G. S. IMPROVING the fatigue performance of welded joints. The Welding Institute, 1974.
- [136] HAAGENSEN, P. J. FATIGUE strength of TIG dressed welded steel joints. Conference Steels in Marine Structures, Paris, October, 1981.
- [137] HAAGENSEN, P. J. EFFECT of TIG dressing on fatigue performance and hardness of steel weldments. Improving the Fatigue Strength of Welded Joints, Cap. 5, p.23-26, The Welding Institute, 1983.
- [138] HAAGENSEN, P. J. WELD improvements methods – applications and implementations in design codes. Conference on Fatigue of Welded Components and structures, Senlis, France, June, 1996.

- [139] GOMES, S. I. N.; SANTANNA, P. C.; KOBAYASHI, Y. EFEITO do tratamento térmico de alívio de tensões na tenacidade ao impacto de metais depositados obtidos por arco submerso com adição de pó metálico. In: Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 19, Águas de São Pedro, SP, ABS, p. 111-126, 1993.
- [140] MADDOX, S.J. INFLUENCE of tensile residual stresses on the fatigue behavior of welded joints in steel. ASTM STP 7766, p. 63-96, 1982.
- [141] KANAZAWA, S.; ISHIGURO, T.; HANAZAWA, M.; YOKOTA, H. THE IMPROVEMENT of fatigue strength in welded high strength steel. Document XIII-735-74, International Institute of Welding, 1974.
- [142] BOOTH, G. S. THE INFLUENCE of simulated north sea environmental conditions on the constant amplitude fatigue strength of welded joints. Offshore Technology Paper, Otc 3420, 1979.
- [143] KNIGHT, J. W. IMPROVING the fatigue strength of fillet welded joints by grinding and peening. Welding Research International, v.6, n.6, p.519, 1978.
- [144] BOOTH, G. S. EFFECT of mean stress on the fatigue lives of ground or peened fillet welded steel joints. Welding Institute Members Report, 34, march, 1977.
- [145] MADDOX, S.J. IMPROVING the fatigue strength of welded joints by peening. Metal Construction, v. 17, n.4, p. 220, april, 1985.
- [146] BIGNONNET, A. Improving the fatigue strength of welded structures. Marine Structures, 1987.
- [147] NORSOK Standard. Design of Steel Structures. N-004. Rev 1, December, 1998.
- [148] HSE 4th Edition Guidance Notes. Offshore Installations: Guidance on Design, Construction and Certification. 1993.
- [149] API Recommended Practice for Planning, Designing and Constructing Fixed Offshore Platforms. API RP2A WSD (20th Edition, July 1993) & LRFD (1st Edition, July 1993).
- [150] OFFSHORE Technology Report. COMPARISON of fatigue provisions in codes and standards. by Bomel Limited for the Health and Safety Executive, 70p., 2003
- [151] POPE, A.M.; SANTOS, V.R.; TELXEIRA, J.C.G. et al. Comunicação Técnica nº 111, Resistência à fratura de aço API 5L X60 e avaliação preliminar de trincas no oleoduto PCE—1/Ponto A. Serviço Técnico nº 130/95 –CENPES, 1995.

- [152] ASTM E 468-90. Standard Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Materials, p.495-500, 1998.
- [153] ASTM E 466-96. Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, p.480-484, 1996.
- [154] SILVA, A.C.R. et al. DEFORMATION measurements with microcontroller using communication interface. In: V Induscon, Salvador, Ba, Paper code 17, 2002.
- [155] TAKEYA, T. ANÁLISE Experimental de Estruturas. Notas de Aula. USP, São Carlos, SP, 2000.
- [156] NGUYEN, T. N.; WAHAB, M. A. THE EFFECT of undercut and residual stresses on fatigue behaviour of misaligned butt joints. Engineering Fracture Mechanics, v. 55, n.3, p.453-469, 1996.
- [157] BECKER, J.M.; GERBERICH, W.W. FATIGUE failure of welded tubular joints. Journal of The Structural Division, Proceedings of the American Society of Civil Engineers, p.37-58, 1972.
- [158] PEREIRA, M., JUNGHANS, E., KOÇAK, M. ON THE EVALUATION of residual stress fields after welding and repair welding. In: XXI ENTS, Caxias do Sul, p. 321-335, 1995.
- [159] ASTM E 837-95. Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method, 7p, 1995.
- [160] RUUD, C.O.; JOSEF, J.A.; SNOHA, D.J. RESIDUAL stress characterization of thick-plate weldments using x-ray diffraction. Welding Journal, 87s-91s, 1993.
- [161] VIEIRA, J.C.C. PROGRAMA de Cursos Modulares em Tecnologia de Soldagem. Módulo: Tensões e Deformações Decorrentes de Operações de Soldagem. Associação Brasileira de Soldagem, ca, 1985, 74p.
- [162] ITOH, Y.Z; SURUGA, S; KASHIWAYA. PREDICTION of fatigue crack growth rate in welding residual stress field. Engineering Fracture Mechanics, v.33, n.3, p. 397-407, 1989.
- [163] MADDOX, S.J. THE EFFECT of mean stress on fatigue crack propagation . A literature review. International Journal of Fracture, v.11, n.3, 1975.
- [164] RUUD, C.O.; PANGBORN, R.N.; DIMASCIO, P.S.; SNOHA, D.J. X-RAY diffraction measurement of residual stresses in thick , multipass steel weldments. Journal of Pressure Vessel Technology, v.107, p. 185-191, ca, 1985.

- [165] CHIAVERINI, V. ACOS e ferros fundidos. Características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. São Paulo: ABM, 7ª edição, 1996.
- [166] GREGOR, V.; APPRECIATION of bearing capacity of butt welded unmachined joints under variable stress. In: 15th International Welding Congress, High Tatras, Tchecoslovaquia, p.73, 1971.
- [167] TRUFYAKOV, V.I.; OSAULENKO, L.I.; KORYAGIN, A. STRESS concentration in butt joints. *Avt Sov.*, v.19, n.10, 1966.
- [168] KIHARA, H.; WATANABE, M; TADA, Y.; ISHII, I. NON DESTRUCTIVE testing of welds and their strength. *Japanese Naval Architecture*, v.70, Capítulo 2, 1960.
- [169] WILDE, J.G. THE EFFECT of axial misalignment on the fatigue strength of transverse butt welded joints. The Welding Institute, Abington Hall, Abington, Cambridge, August, 1979.
- [170] HAAGENSEN, P.J., STATNIKOV, E.S., LOPEZ-MARTINEZ, L. Introductory fatigue tests on welded joints in high strength steel and aluminium improved by various methods including ultrasonic impact treatment (UIT). *IIW Doc. XIII-1748-98*, 1998.
- [171] WOHLFAHRT, H., HEESCHEN, J. POSSIBILITIES for the improvement of the fatigue strength of butt welded joints of high strength structural steels. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Fatigue of Engineering Materials and Structures Mechanical E Conference Publication*, v.2, n. 9, p.451-458, 1986.
- [172] ASNIS, A.E.; IVASHCHENKO, G.A. IMPROVING the resistance of welded joints to alternating loads. *Automatic Welding*, v.20, n.10, p.32-36, 1967.
- [173] BROOKS, C.R. PRINCIPLES of the heat treatment of plain carbon and low alloy steels. USA: ASM International, 490p, 1996.
- [174] VALLAND, G. et al. GUIDANCE for welding procedure qualification tests-structural steel parts, fixed offshore structures, technical note C1/2, Det norske Veritas, 1, June, 1975.

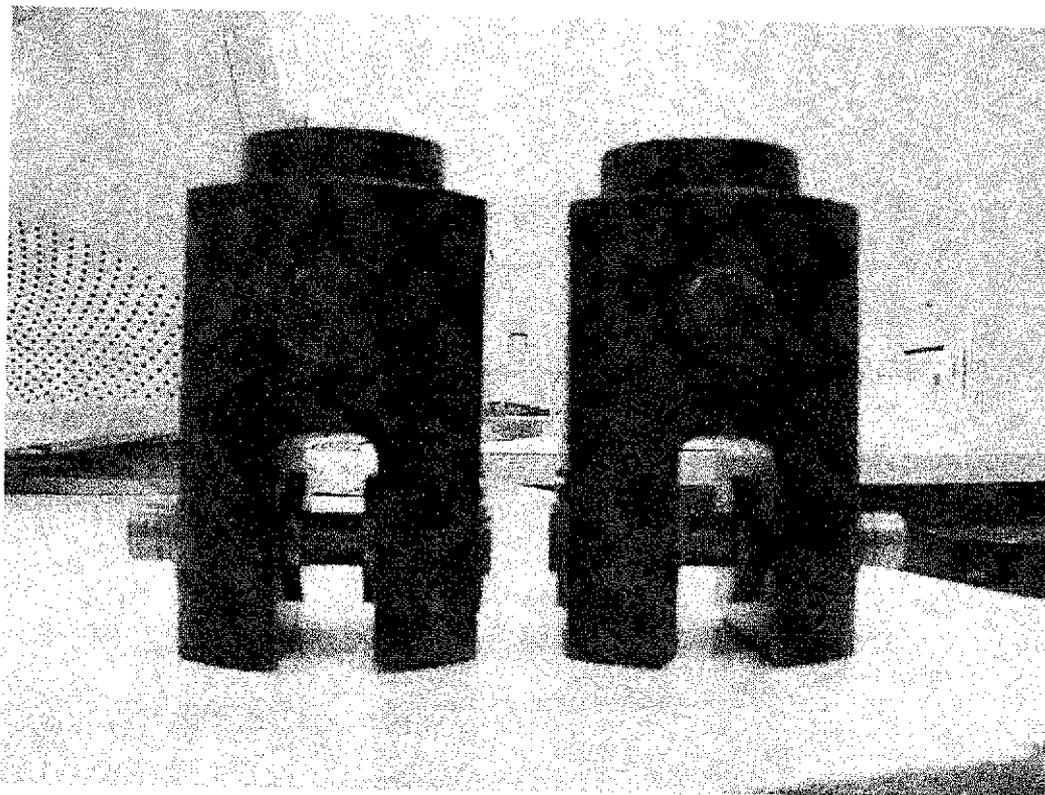


Figura I.3- Foto do sistema de garra utilizado para fixação dos corpos de prova para ensaios de fadiga à máquina de ensaios.

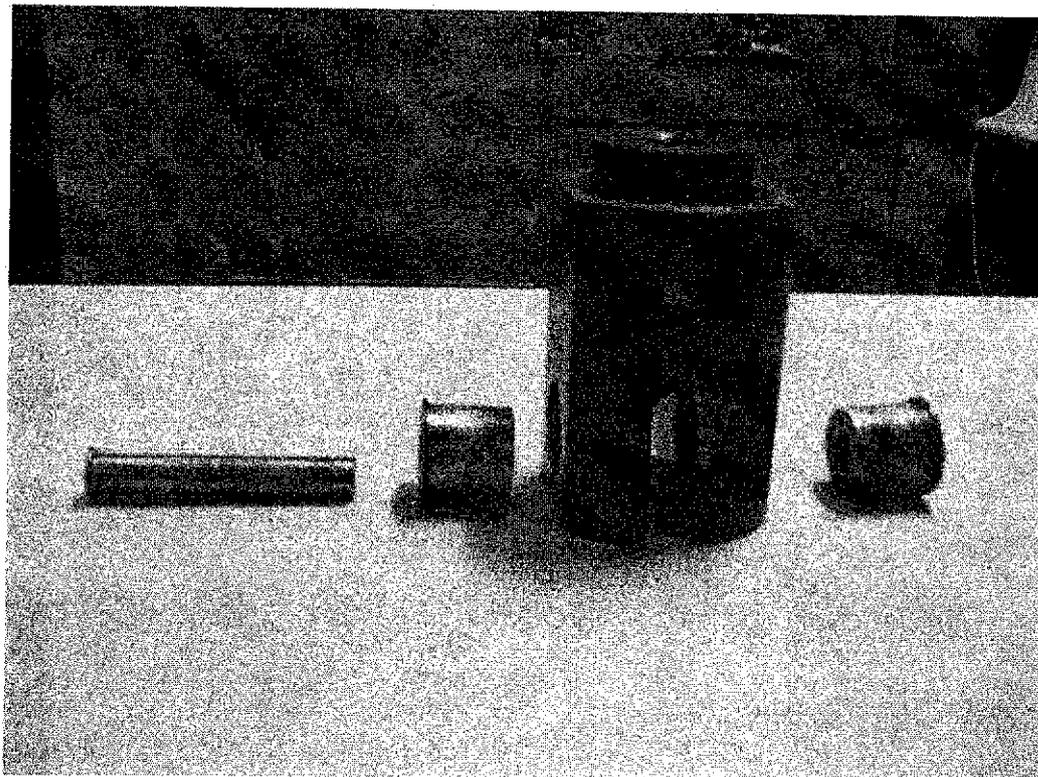


Figura I.4- Foto dos componentes do sistema de garra utilizado para fixação dos corpos de prova para ensaios de fadiga à máquina de ensaios.

Apêndice I

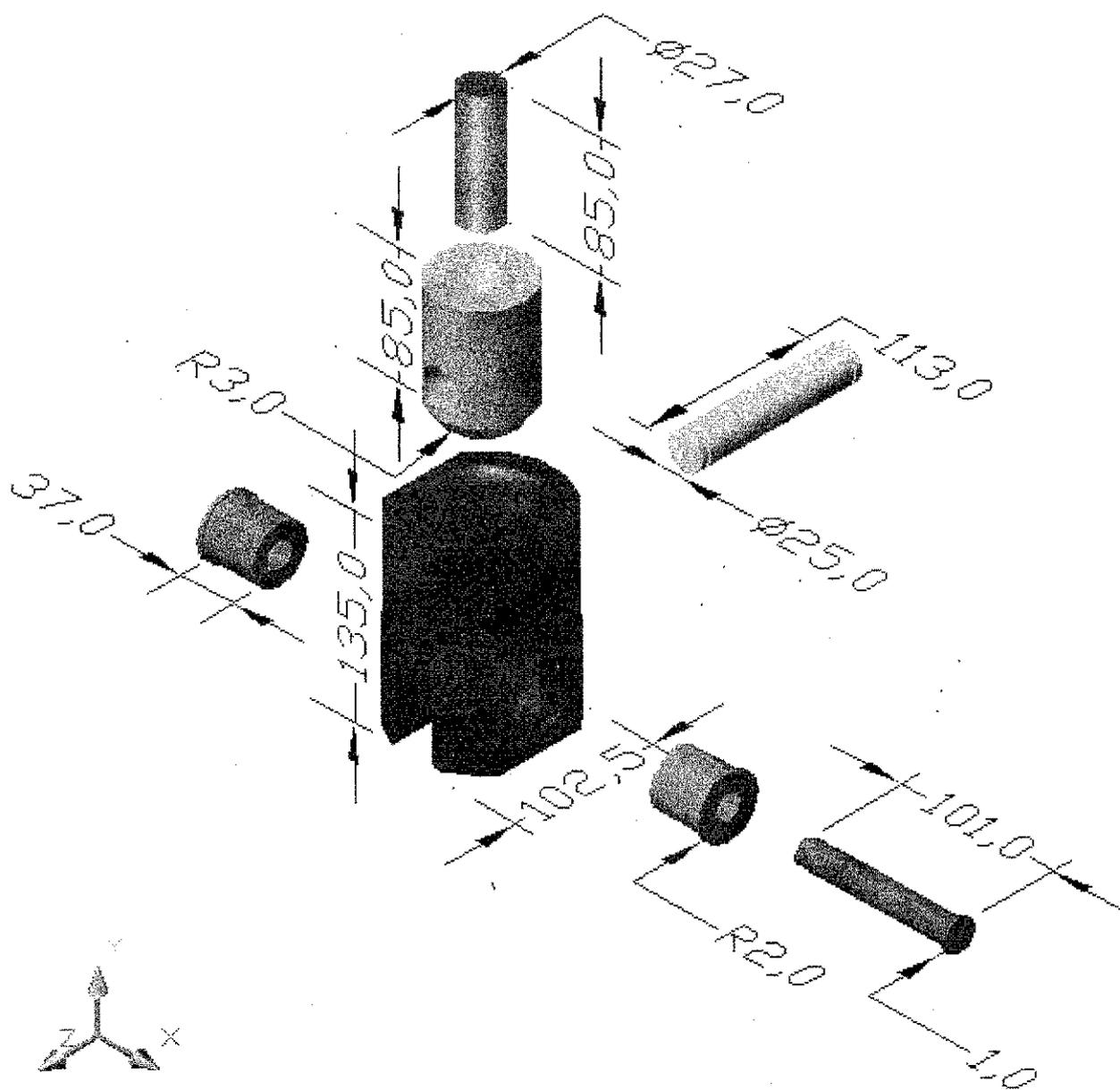


Figura I.1– Ilustração esquemática das dimensões do sistema de garra utilizado para fixação dos corpos de prova para ensaios de fadiga à máquina de ensaios.

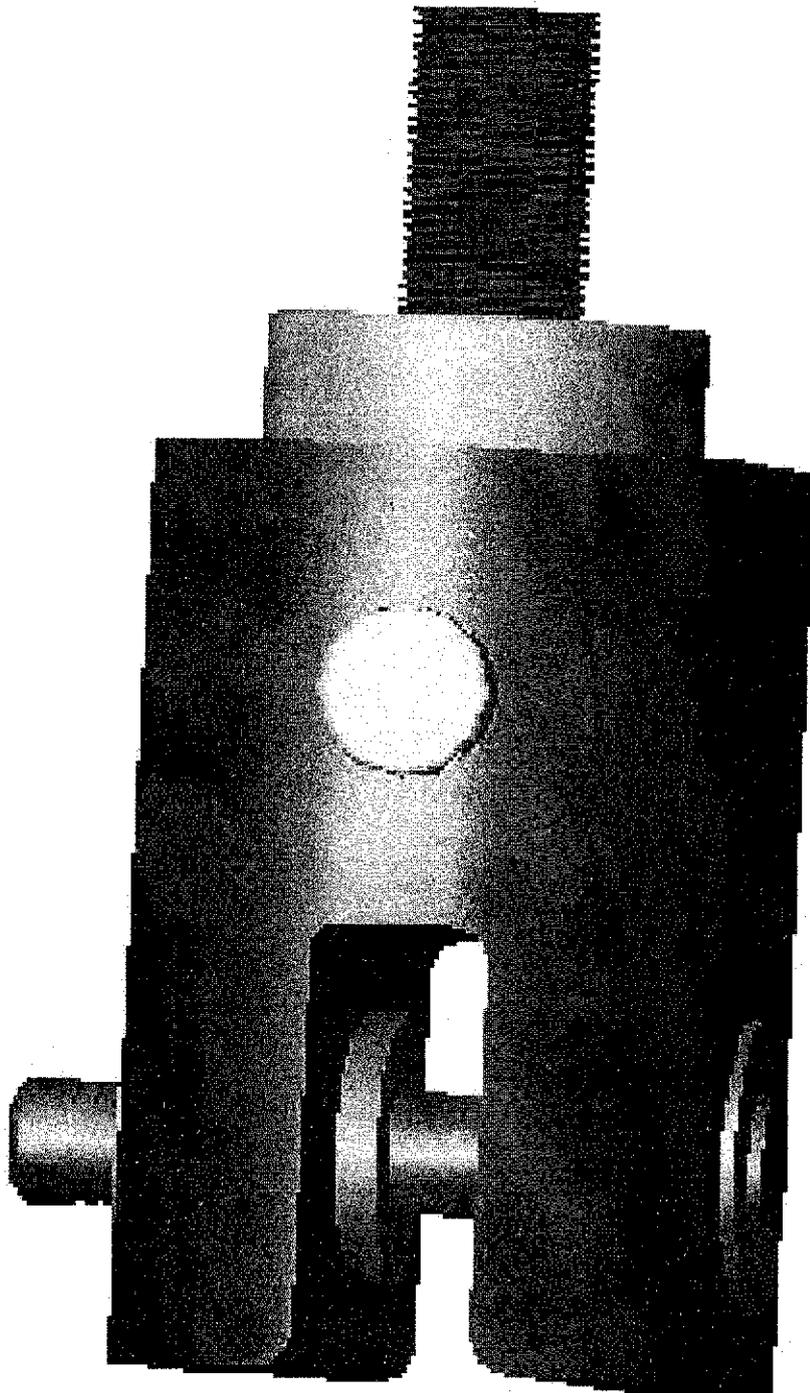


Figura I.2- Ilustração esquemática do sistema de garra utilizado para fixação dos corpos de prova para ensaios de fadiga à máquina de ensaios.

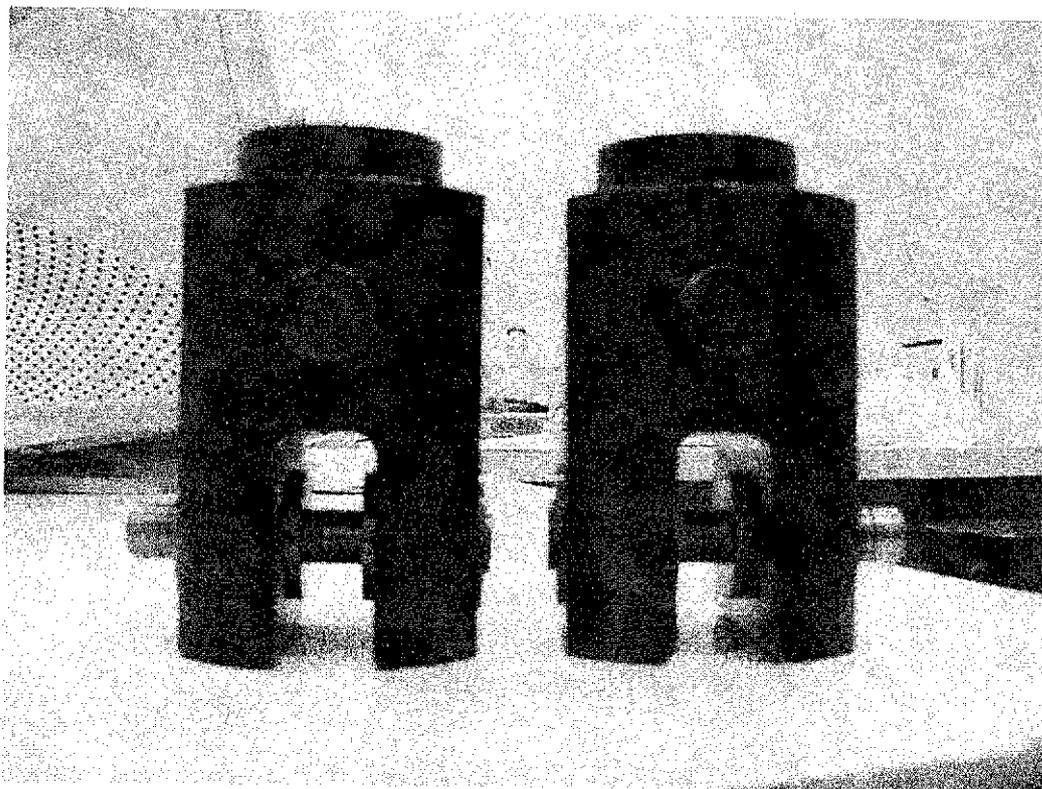


Figura I.3- Foto do sistema de garra utilizado para fixação dos corpos de prova para ensaios de fadiga à máquina de ensaios.

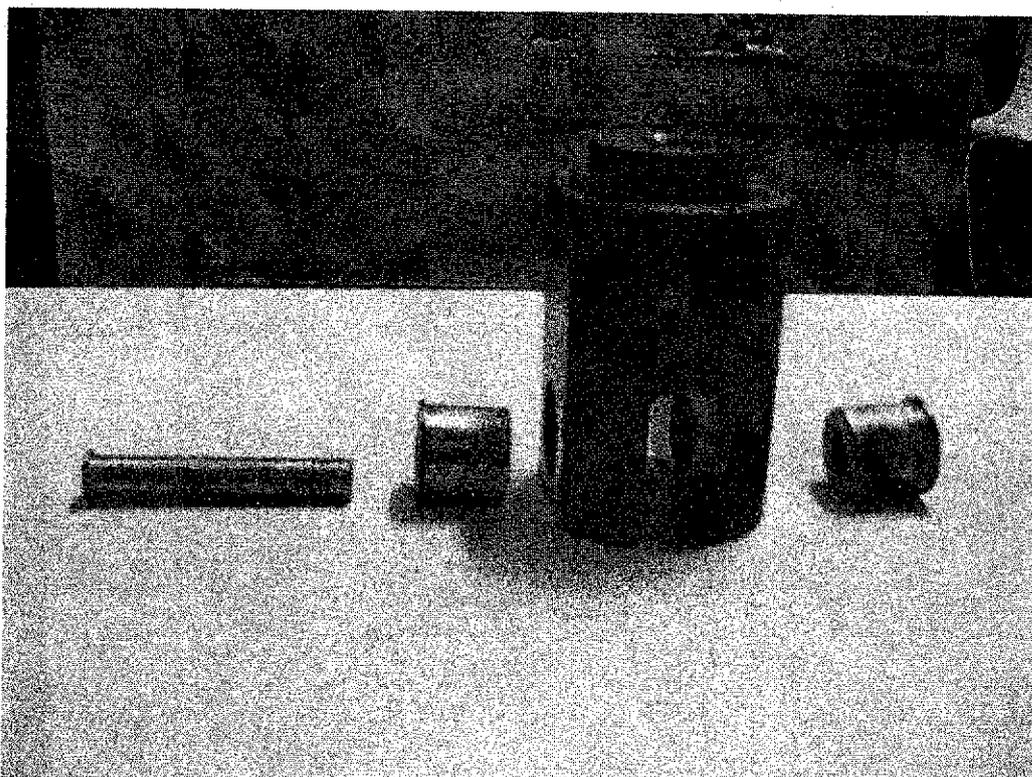


Figura I.4- Foto dos componentes do sistema de garra utilizado para fixação dos corpos de prova para ensaios de fadiga à máquina de ensaios.

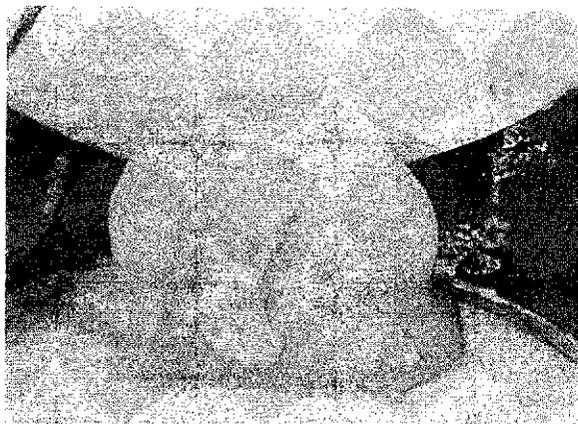
Apêndice II

Tabela II.1 – Medidas da convexidade, da altura e da largura da raiz das amostras na condição como soldado (CS), usando projetor de perfil.

Amostras CS	Angulo	Angulo	Tamanho L1 - L2	Altura média	Altura em L3	Altura média L3 a L2
	L1 α	L2 β		L1 a L3		
1	126°8'	//	6,173	1,967	3,015	1,91
	//	163°56'	5,18	0,663	0,883	0,5165
2	147°22'	157°20'	14,738	//	1,002	//
3	//	137°40'	8,69	2,553	3,063	1,805
	162°46'	//	6,687	0,683	1,285	0,9
4	151°30'	155°36'	7,185	0,985	1,82	1,257
5	//	127°10'	4,85	2,363	2,525	0,725
	166°40'	//	4,767	0,433	0,735	0,585
6	169°10'	172°20'	8,645	0,573	0,785	0,34
7	160°22'	153°10'	12,92	0,866	2,02	0,992
8	//	144°14'	6,4	1,913	1,87	0,71
	164°2'	//	6,627	0,65	0,943	0,55
9	//	133°36'	5,38	2	2,218	1,521
	146°14'	//	4,58	1	1,138	1,008
10	152°7'	154°20'	4,815	0,705	1,362	0,8
11	127°36'	150°58'	14,353	1,37	1,575	0,669
12	//	163°48'	5,515	0,827	0,597	0,461
	133°44'	//	6,675	1,816	1,863	1,683
13	129°18'	//	12,872	1,957	2,55	2,929
	//	163°54'	9,431	0,764	0,614	0,383
14	166°20'	141°	8,238	0,623	1,27	//
15	160°28'	162°10'	9,005	0,34	0,85	0,693
16	166°18'	137°10'	9,635	0,706	1,02	0,447
17	153°44'	155°52'	3,835	0,84	1,115	0,863
18	80°40'	//	11,61	2,295	3,06	//
	//	160°40'	10,81	0,676	0,614	//
19	165°50'	167°16'	12,753	0,6245	1,093	0,73
20	160°10'	153°40'	7,34	0,807	1,362	0,775

Tabela II.2 – Medida da convexidade, da altura e da largura da raiz das amostras tratadas por TIG, usando projetor de perfil.

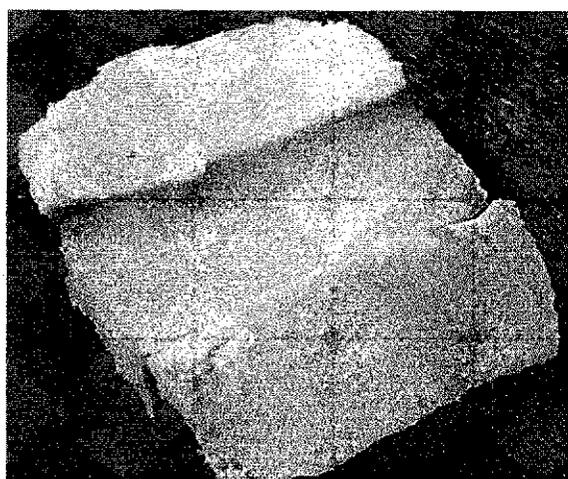
Amostras com TIG	Ângulo L1	Ângulo L2	Tamanho L1 - L2	Altura média		
	α	β		L1 a L3	Altura em L3 L3 a L2	
1	165°48'	168°50'	15,463	0,566	1,137	0,62
2	157°14'	161°50'	10,26	0,789	1,043	0,714
3	170°46'	165°42'	10,42	0,533	0,73	0,45
4	158°28'	158°46'	6,795	0,665	1,134	0,945
5	151°54'	160°40'	9,165	0,691	1,155	0,858
6	167°26'	162°40'	12,31	0,779	0,647	0,427
7	164°20'	169°50'	12,615	0,669	1,09	0,6918
8	162°16'	165°18'	7,942	0,708	0,895	0,631
9	165°14'	152°54'	10,758	0,865	1,215	0,677
10	164°48'	168°34'	12,615	0,553	1,07	0,787
11	168°54'	165°16'	4,335	0,511	0,798	0,798
12	169°20'	165°48'	11,04	0,5814	0,755	0,651
13	159°44'	169°32'	9,825	0,459	0,685	0,461
14	//	162°38'	11,178	0,602	0,601	0,4
	171°34'	//	7,713	0,214	0,235	0,217
15	160°10'	165°12'	15,06	0,595	0,93	0,595
16	160°42'	166°56'	9,733	0,94	1,235	0,789
17	167°10'	164°44'	10,57	0,796	1,08	0,687
18	168°44'	161°52'	11,295	0,643	0,905	0,649
19	166°24'	//	6,655	0,439	0,676	0,416
	//	161°16'	8,89	0,214	1,777	1,13
20	166°10'	169°44'	12,29	0,501	0,907	0,52



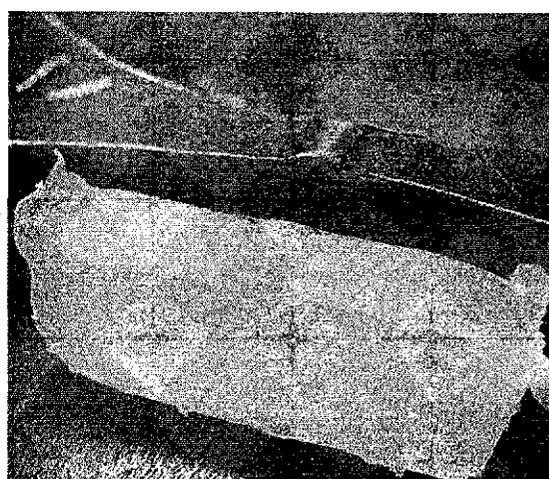
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura II.1 – Seqüência de etapas para obtenção da réplica da raiz da solda: (a) e (b) obtenção do molde da raiz; (c) mistura de resina acrílica e líquido polimerizante vertida ao molde (d) réplica da raiz da solda.

Tabela II.3 – Distribuição de ângulos de tangência ao longo do comprimento de raiz das amostras na condição como soldado, usando goniômetro.

Amostra	Ângulos de Tangência					
	1º		2º		3º	
	α	β	α	β	α	β
8	160°	140°	158°	137°	162°	135°
9	148°	136°	146°	140°	142°	138°
10	150°	156°	148°	158°	152°	154°
11	132°	150°	140°	152°	138°	151°
12	136°	158°	142°	162°	148°	160°
13	128°	162°	130°	165°	131°	163°
14	166°	145°	164°	152°	162°	152°
15	137°	152°	135°	151°	138°	149°
16	156°	144°	156°	146°	158°	152°
17	153°	152°	151°	154°	152°	156°

Apêndice III

Tabela III.1 - Distribuição das deformações (ϵ) obtidas em função da distância ao cordão de solda e os respectivos fatores de concentração de tensão (K_t) medidos para as amostras em função do perfil geométrico.

Amostra	Distância (mm)	ϵ (μS)							ϵ (%)	σ_{max} (MPa)	σ_{nom} (MPa)	K_t
		Ensaio						Desconto do ganho de 300				
		1º	2º	3º	4º	Média	Desvio					
CS-PU	1	507812	523652	476034	484371	497967	21775,9	1659,89	0,17	342	265	1,29
	7	528528	491679	438198	428298	471676	47027,3	1572,25	0,16	324	265	1,22
	14	459360	358484	366821	357651	385579	49361,3	1285,26	0,13	265	265	1,00
CS-DG	1	621487	600988	598193	591671	603085	12874,4	2010,28	0,20	414	265	1,56
	7	518993	539492	535765	532038	531572	8920,96	1771,91	0,18	365	265	1,38
	14	490108	493835	490108	497563	492904	3568,5	1643,01	0,16	338	265	1,28
TIG	1	627078	632668	636395	587012	620788	22840,9	2069,29	0,21	426	265	1,61
	7	500358	446315	444452	474268	466348	26458,4	1554,49	0,16	320	265	1,21
	14	412772	423953	414635	430475	420459	8277,32	1401,53	0,14	289	265	1,09

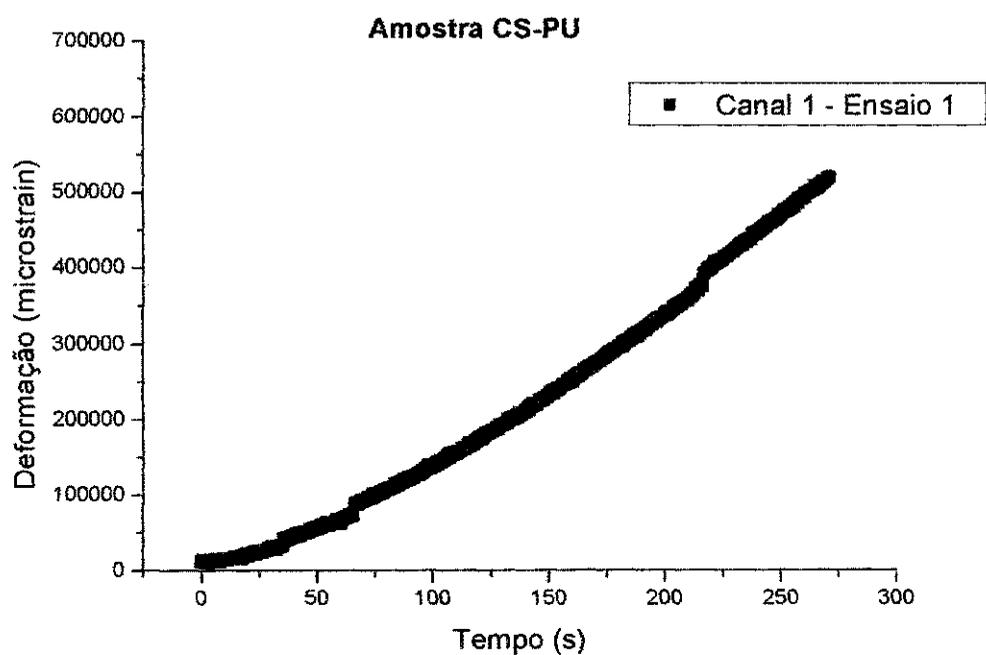


Figura III.1 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no primeiro ensaio para o extensômetro posicionado a 1 mm da raiz da solda da amostra CS-PU.

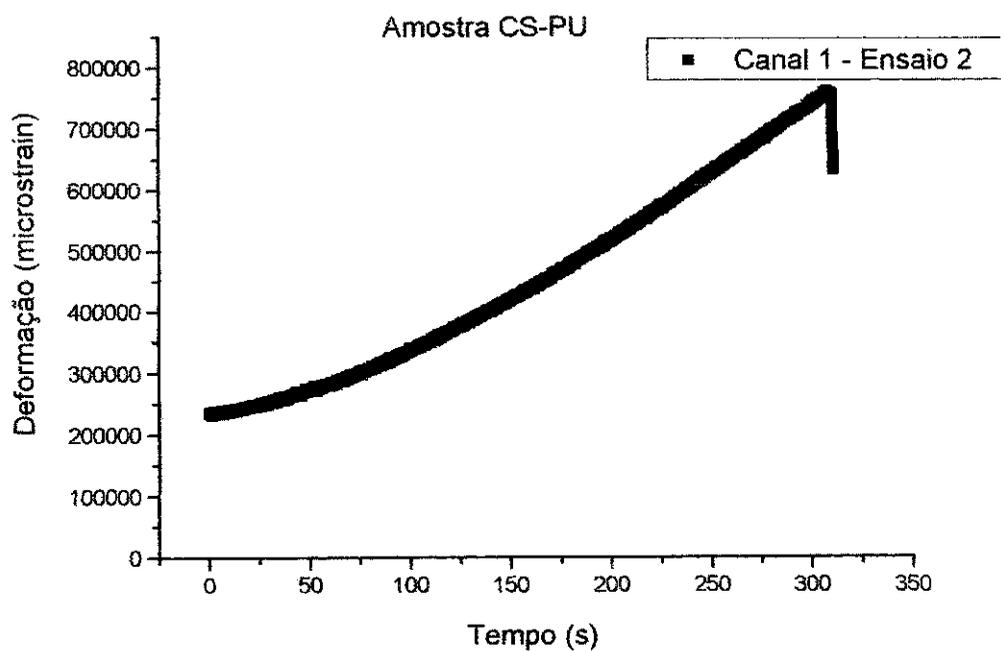


Figura III.2 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no segundo ensaio para o extensômetro posicionado a 1 mm da raiz da solda da amostra CS-PU.

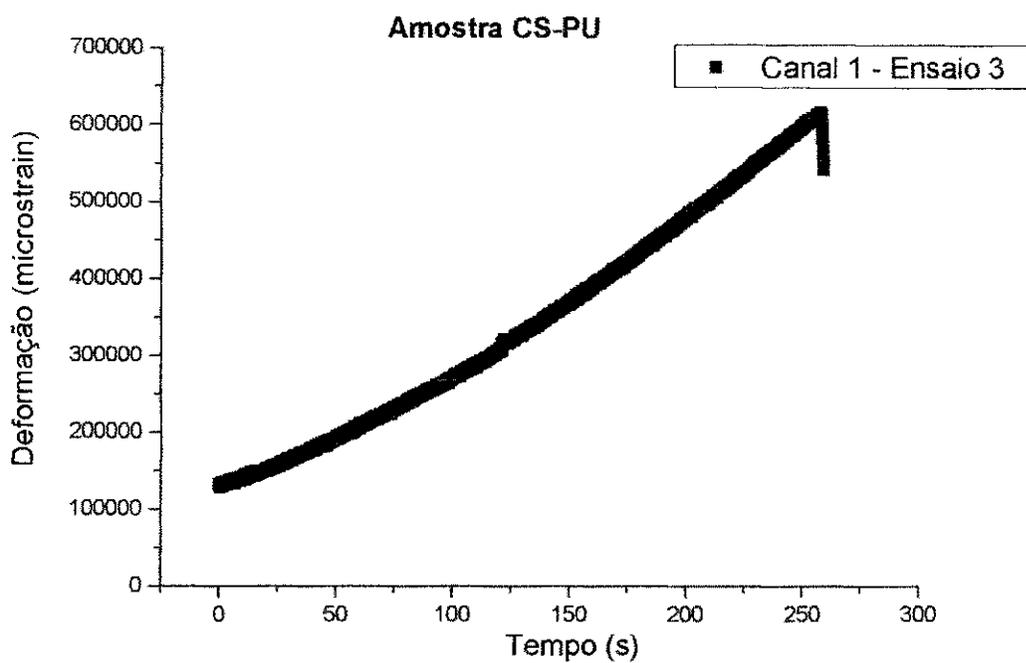


Figura III.3 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no terceiro ensaio para o extensômetro posicionado a 1 mm da raiz da solda da amostra CS-PU.

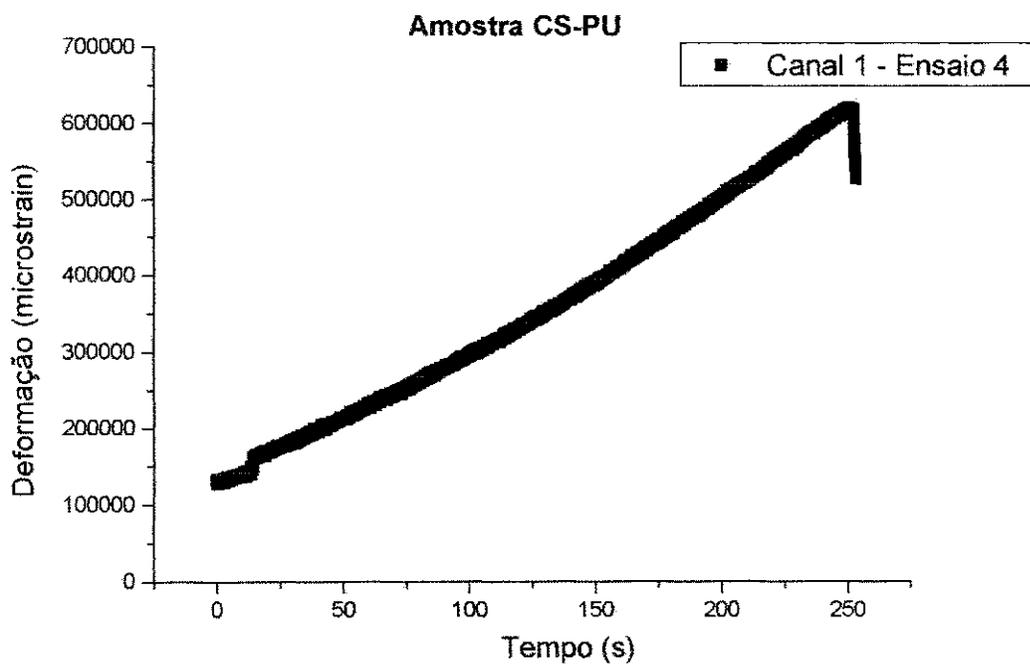


Figura III.4 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no quarto ensaio para o extensômetro posicionado a 1 mm da raiz da solda da amostra CS-PU.

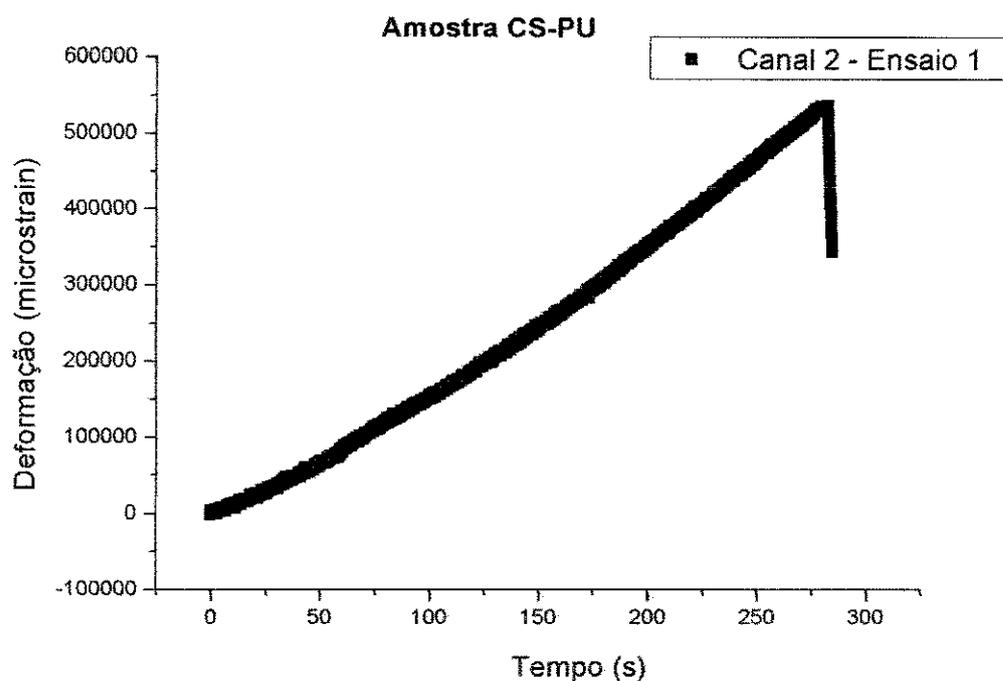


Figura III.5 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no primeiro ensaio para o extensômetro posicionado a 7 mm da raiz da solda da amostra CS-PU.

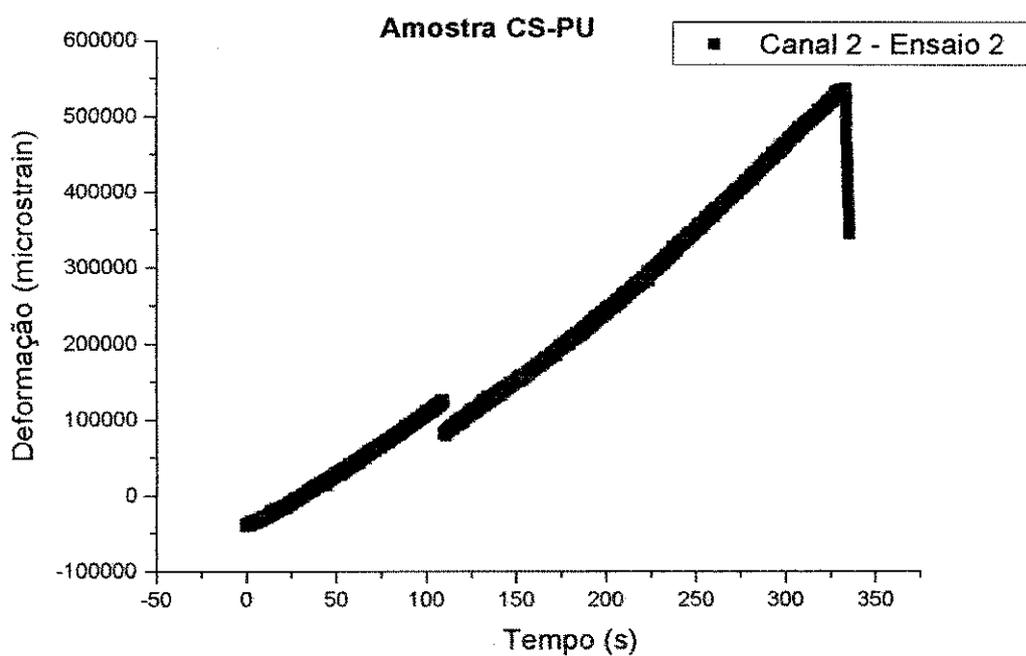


Figura III.6 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no segundo ensaio para o extensômetro posicionado a 7 mm da raiz da solda da amostra CS-PU.

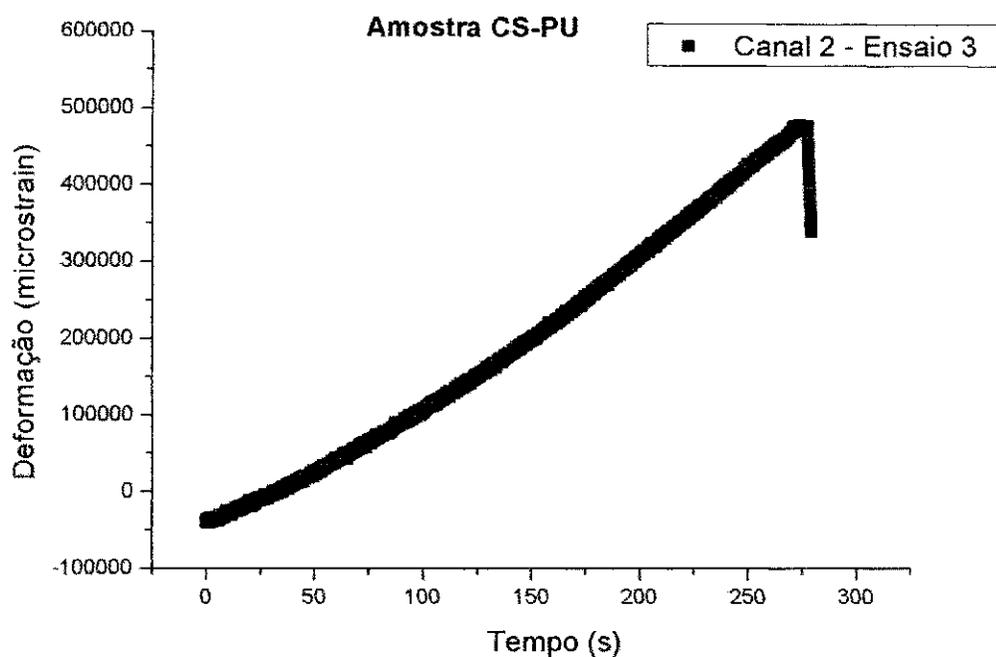


Figura III.7 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no terceiro ensaio para o extensômetro posicionado a 7 mm da raiz da solda da amostra CS-PU.

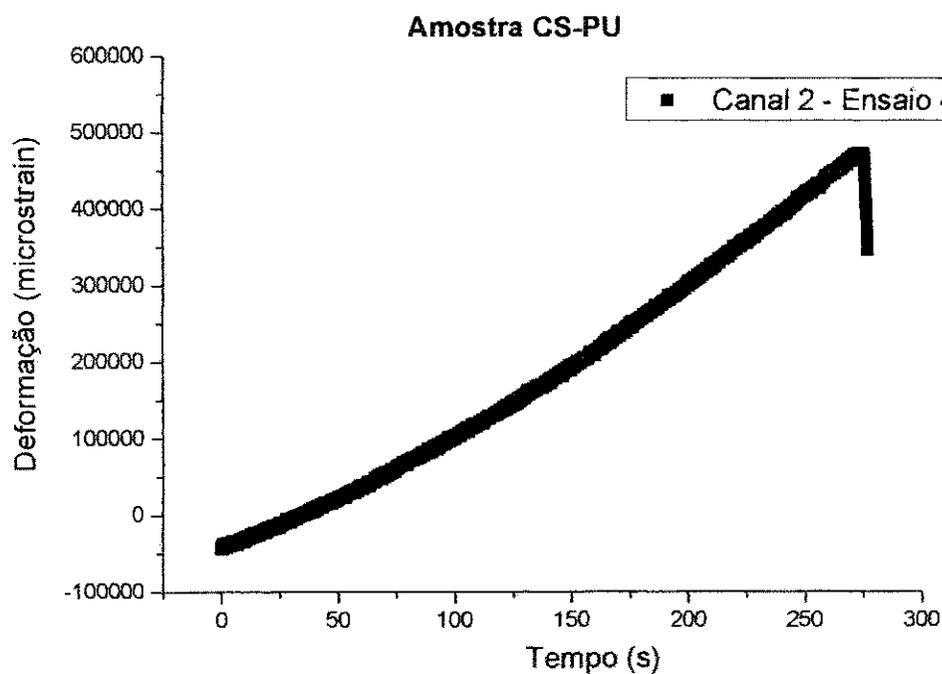


Figura III.8 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no quarto ensaio para o extensômetro posicionado a 7 mm da raiz da solda da amostra CS-PU.

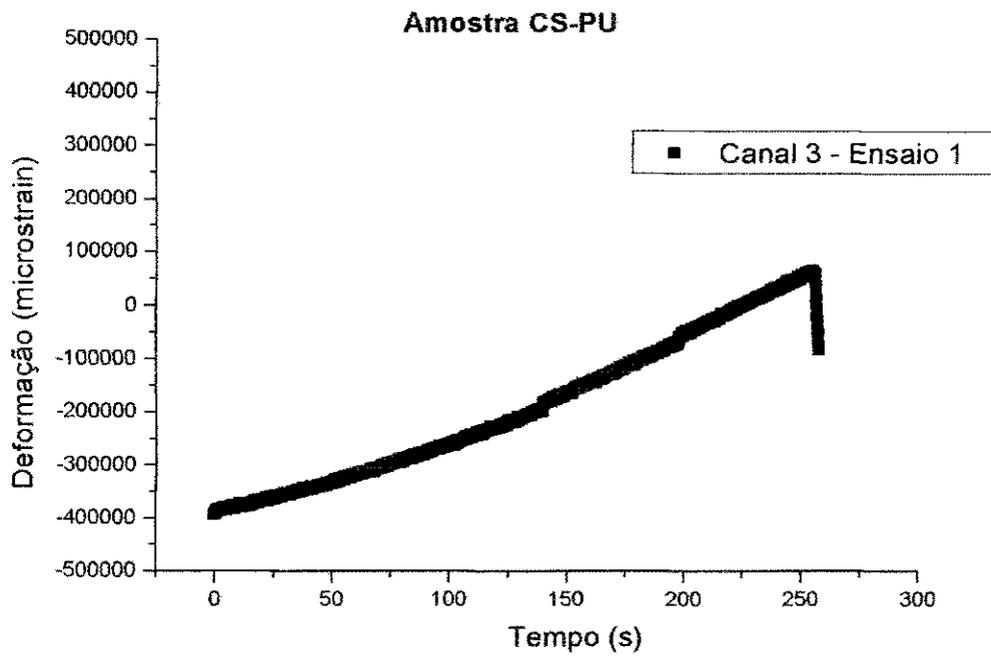


Figura III.9 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no primeiro ensaio para o extensômetro posicionado a 14 mm da raiz da solda da amostra CS-PU.

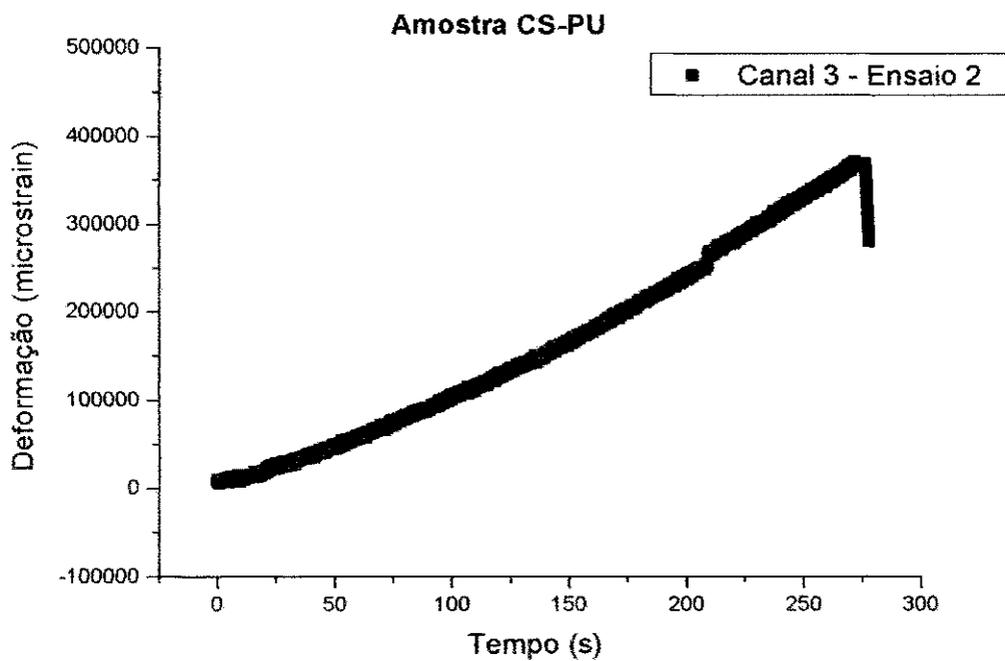


Figura III.10 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no segundo ensaio para o extensômetro posicionado a 14 mm da raiz da solda da amostra CS-PU.

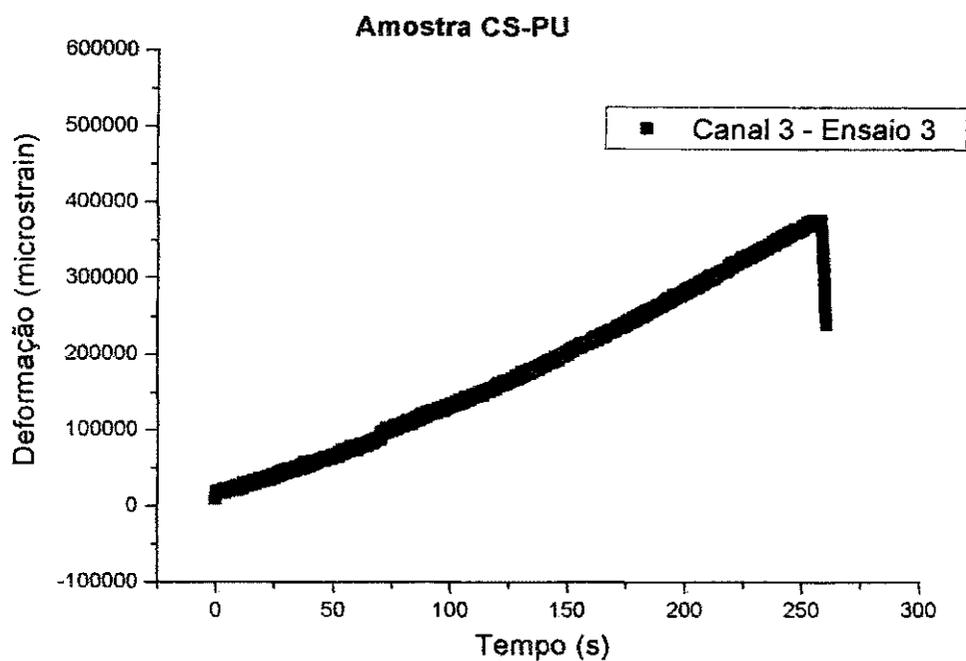


Figura III.11 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no terceiro ensaio para o extensômetro posicionado a 14 mm da raiz da solda da amostra CS-PU.

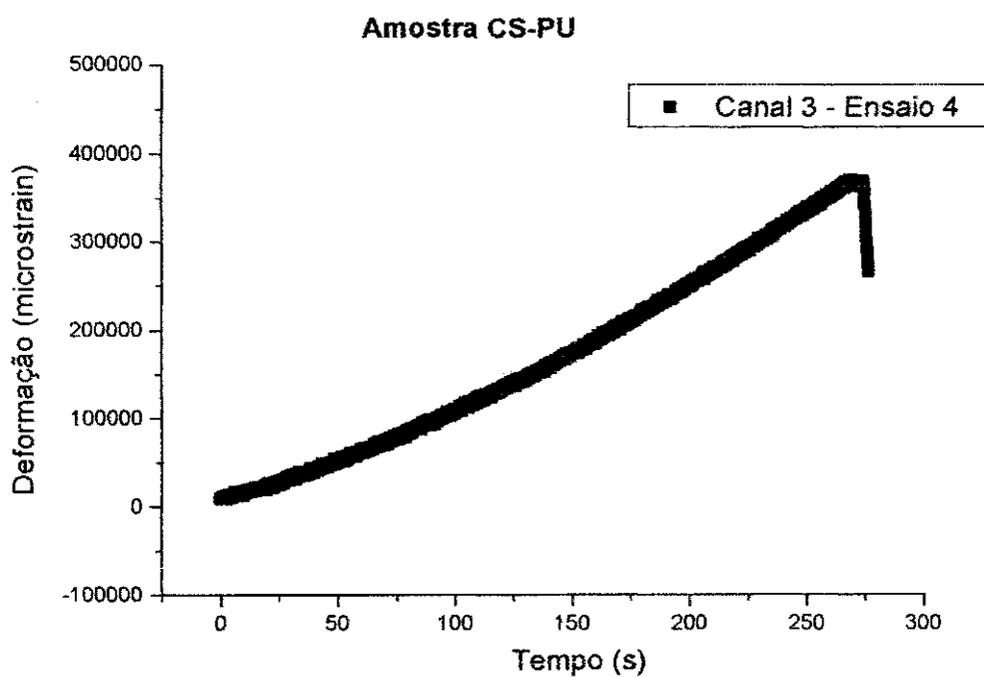


Figura III.12 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no quarto ensaio para o extensômetro posicionado a 14 mm da raiz da solda da amostra CS-PU.

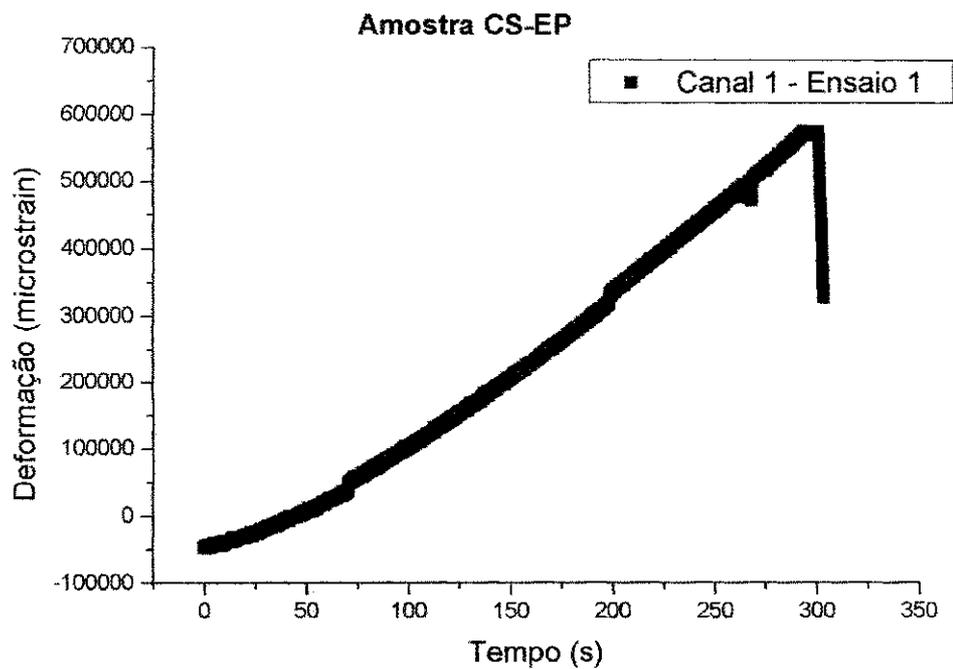


Figura III.13 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no primeiro ensaio para o extensômetro posicionado a 1 mm da raiz da solda da amostra CS-EP.

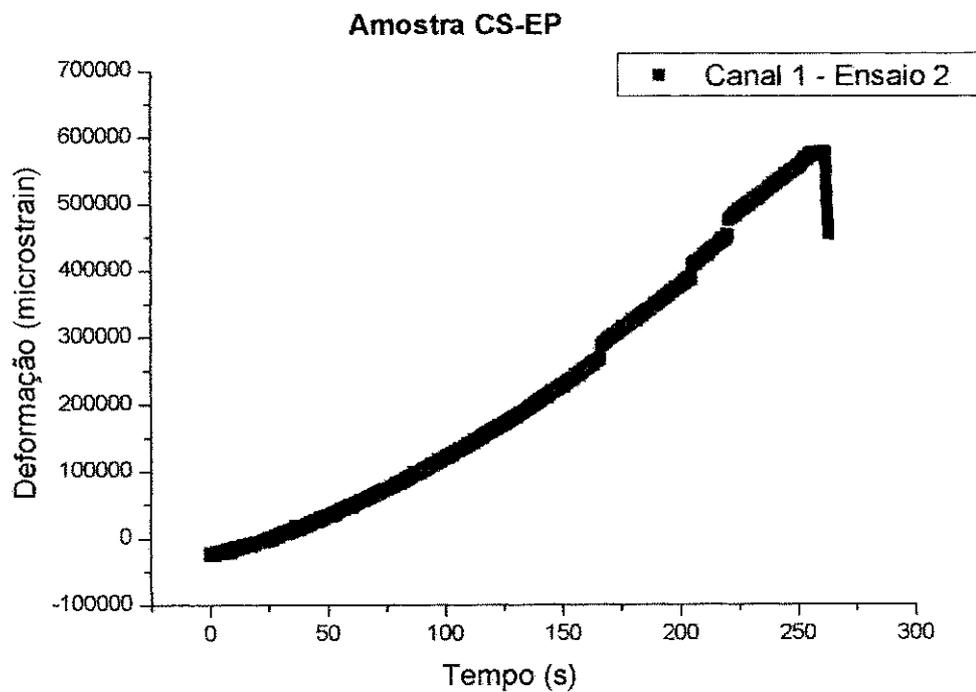


Figura III.14 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no segundo ensaio para o extensômetro posicionado a 1 mm da raiz da solda da amostra CS-EP.

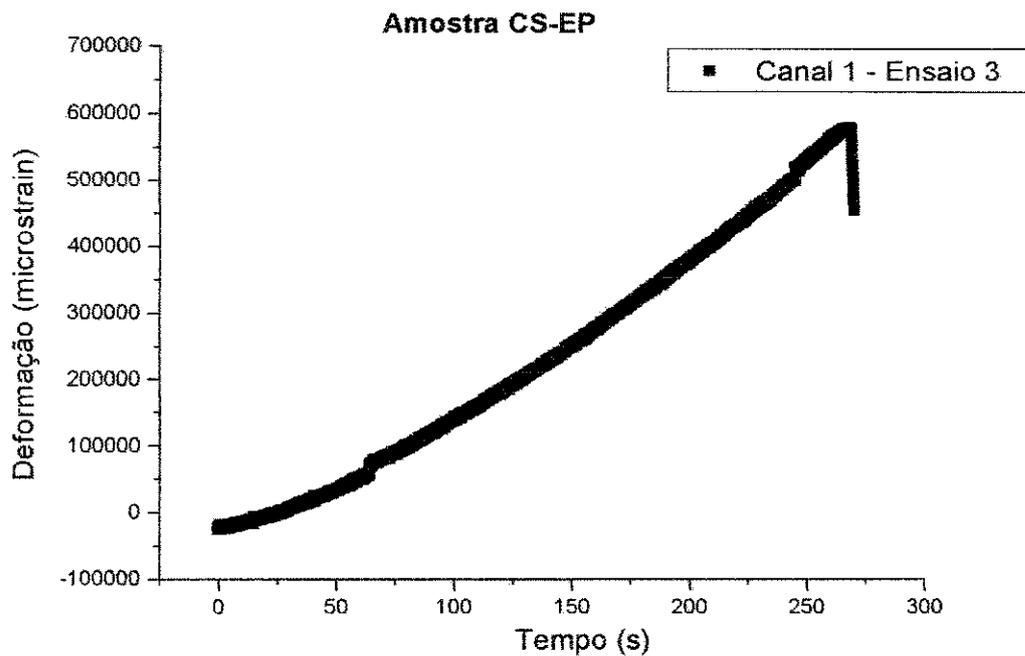


Figura III.15 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no terceiro ensaio para o extensômetro posicionado a 1 mm da raiz da solda da amostra CS-EP.

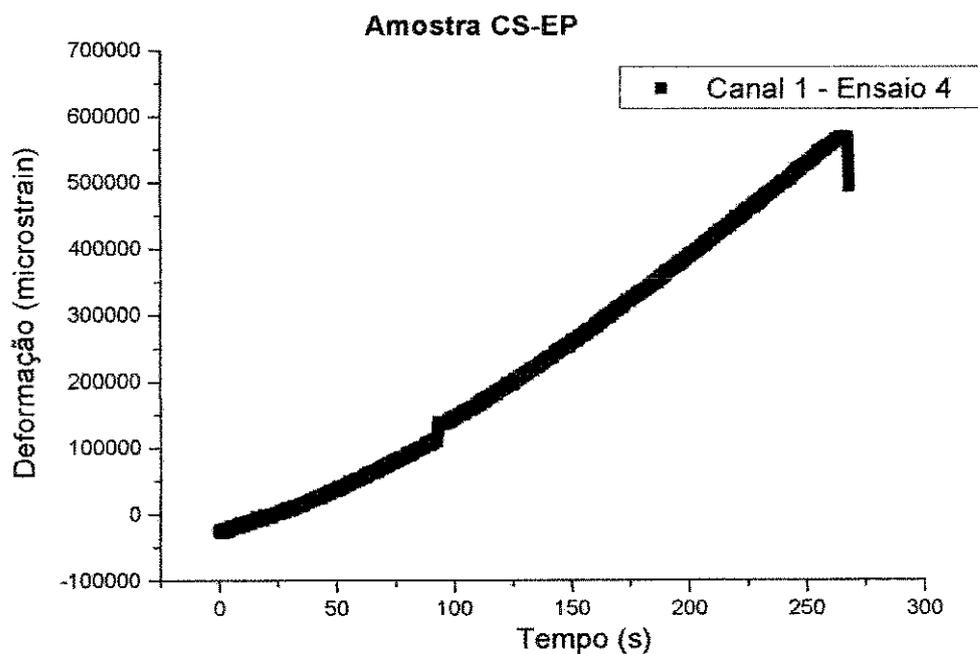


Figura III.16 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no quarto ensaio para o extensômetro posicionado a 1 mm da raiz da solda da amostra CS-EP.

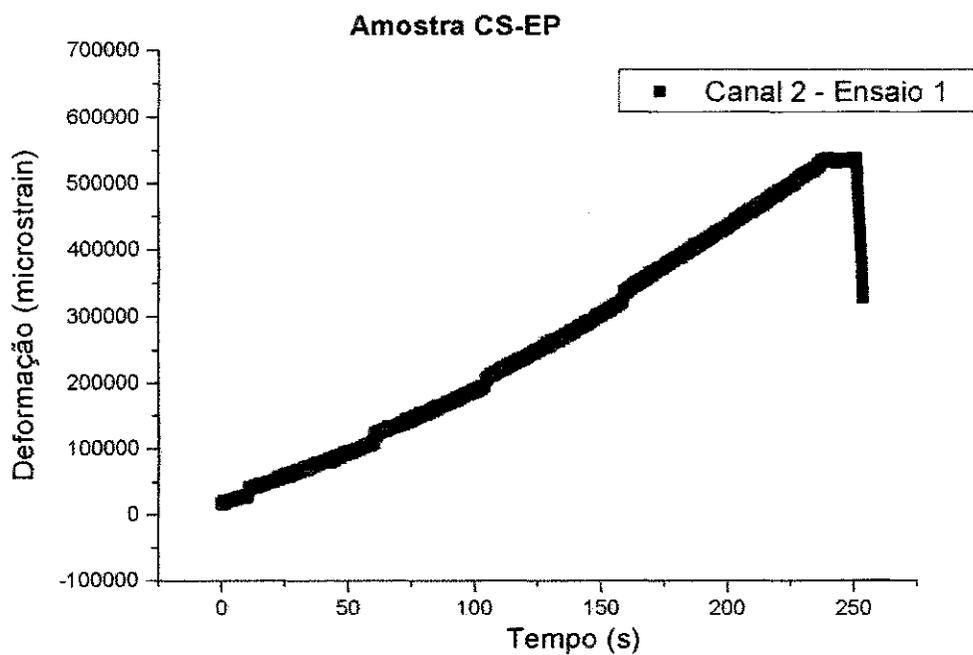


Figura III.17 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no primeiro ensaio para o extensômetro posicionado a 7 mm da raiz da solda da amostra CS-EP.

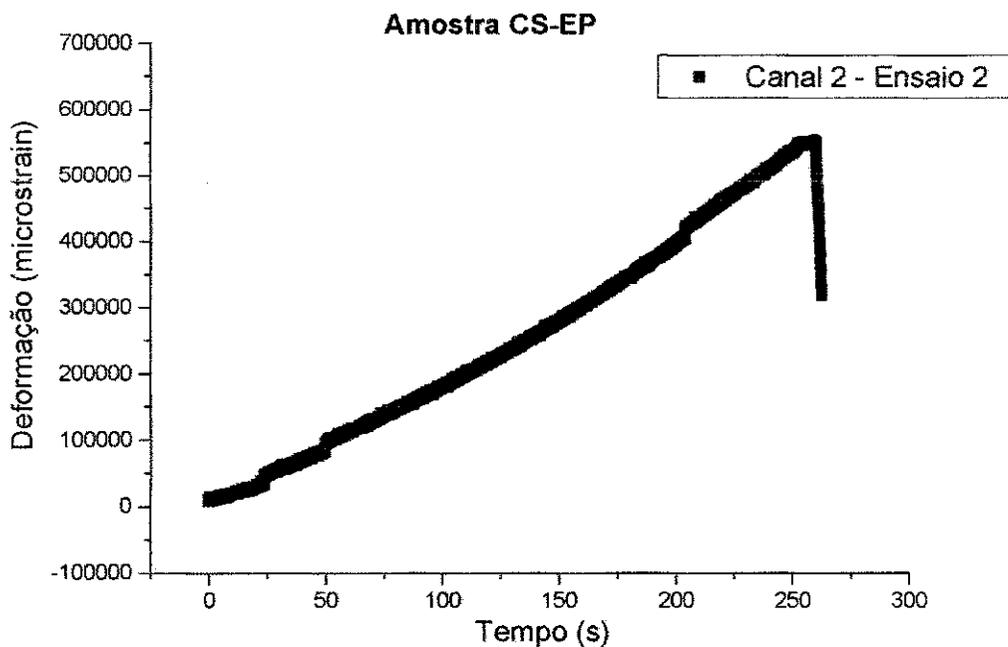


Figura III.18 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no segundo ensaio para o extensômetro posicionado a 7 mm da raiz da solda da amostra CS-EP.

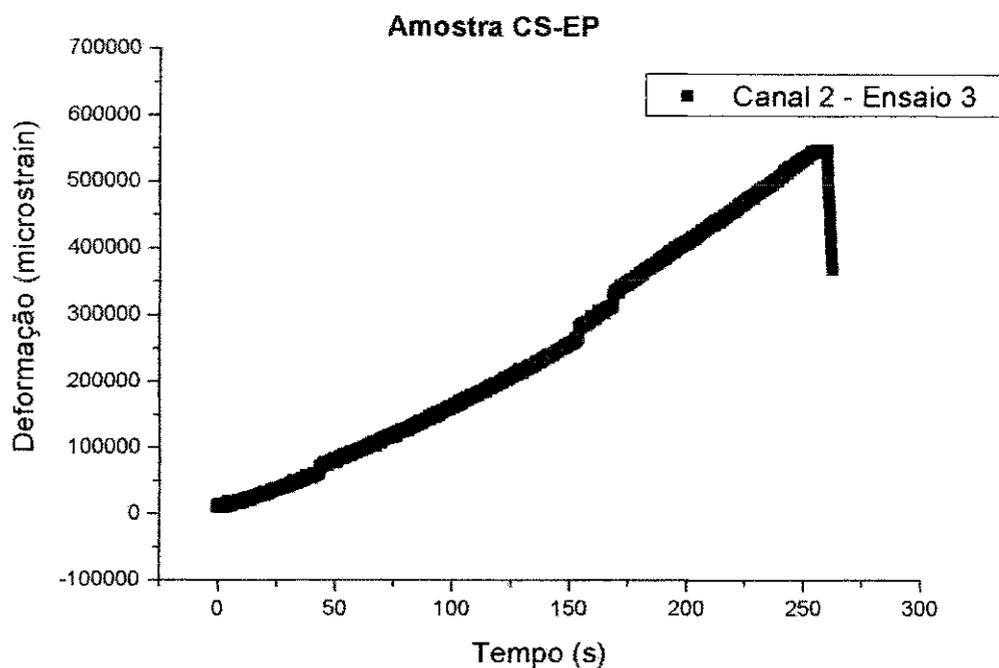


Figura III.19 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no terceiro ensaio para o extensômetro posicionado a 7 mm da raiz da solda da amostra CS-EP.

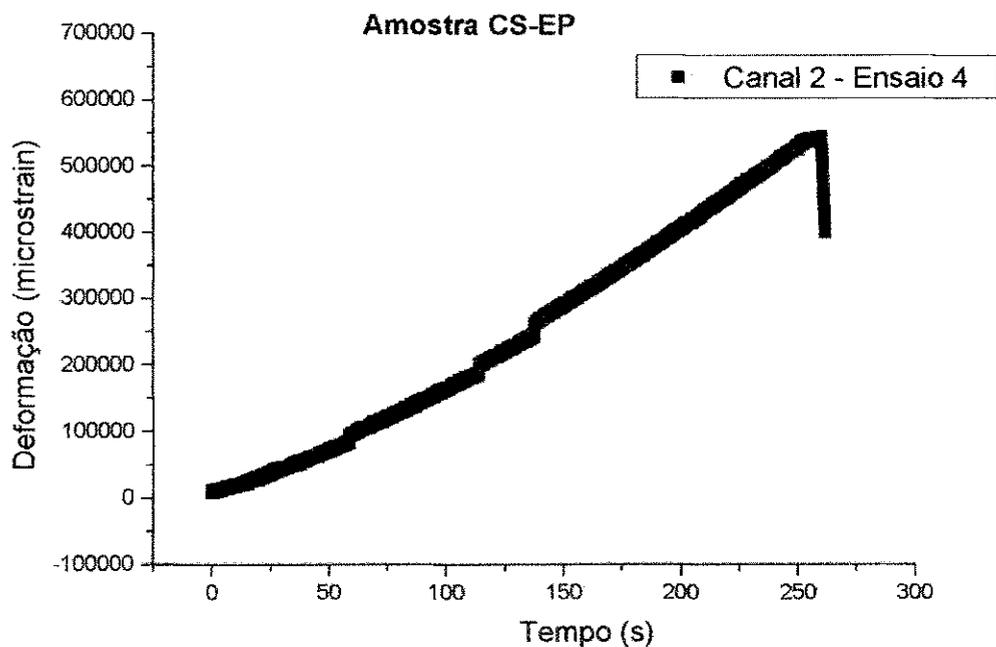


Figura III.20 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no quarto ensaio para o extensômetro posicionado a 7 mm da raiz da solda da amostra CS-EP.

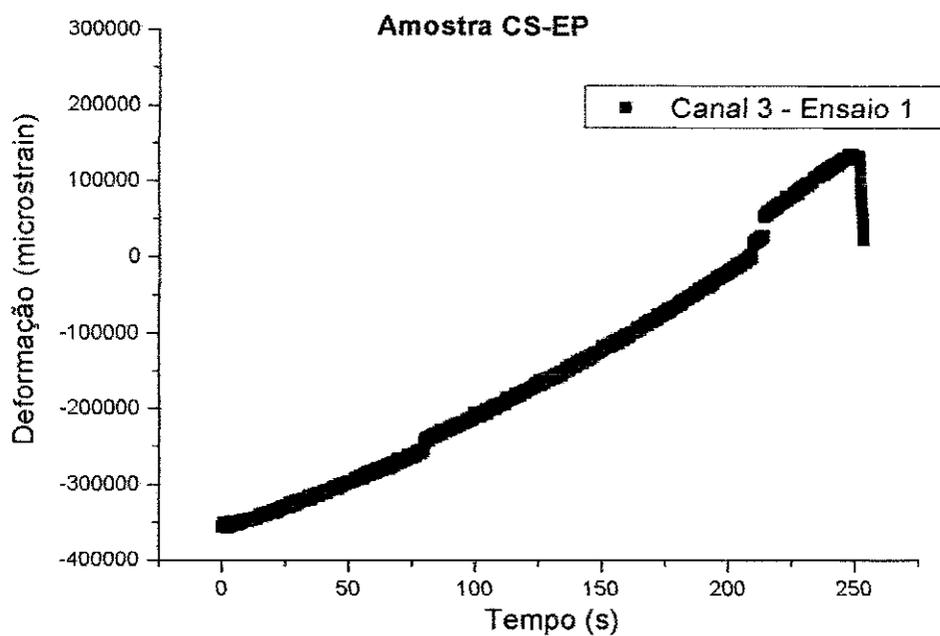


Figura III.21 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no primeiro ensaio para o extensômetro posicionado a 14 mm da raiz da solda da amostra CS-EP.

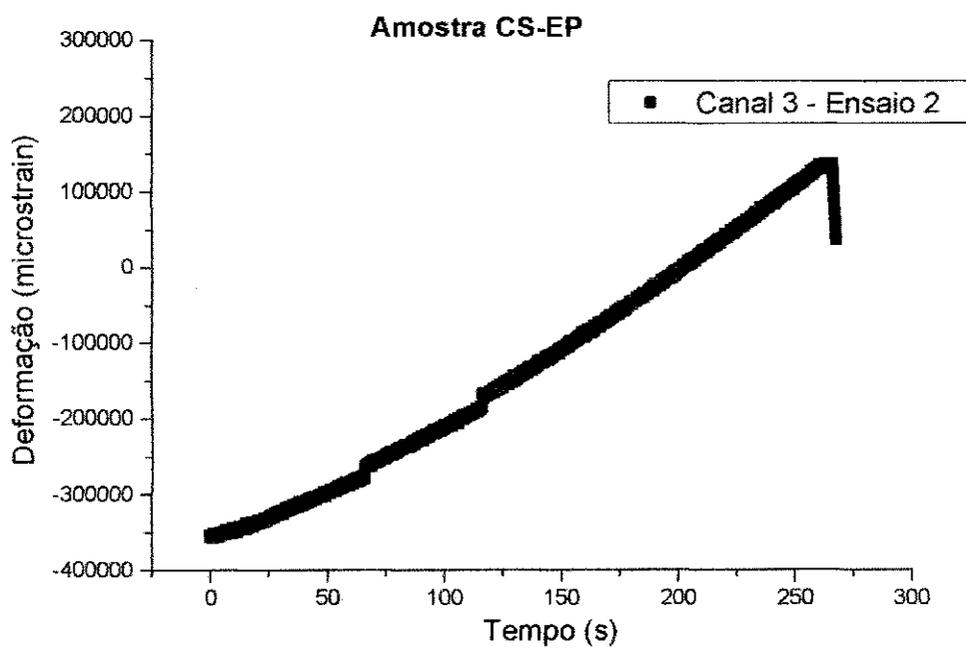


Figura III.22 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no segundo ensaio para o extensômetro posicionado a 14 mm da raiz da solda da amostra CS-EP.

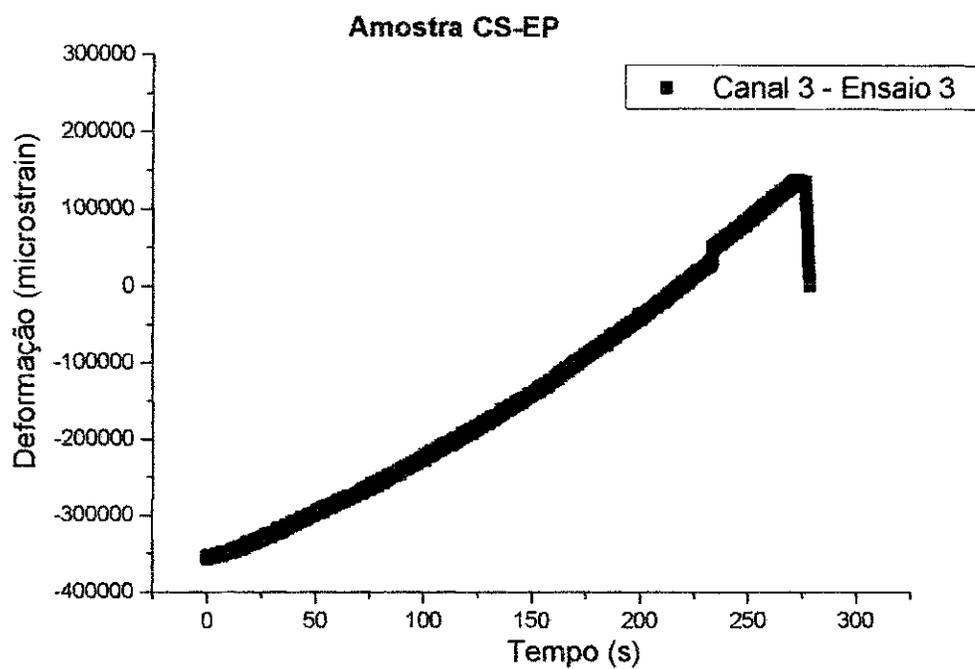


Figura III.23 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no terceiro ensaio para o extensômetro posicionado a 14 mm da raiz da solda da amostra CS-EP.

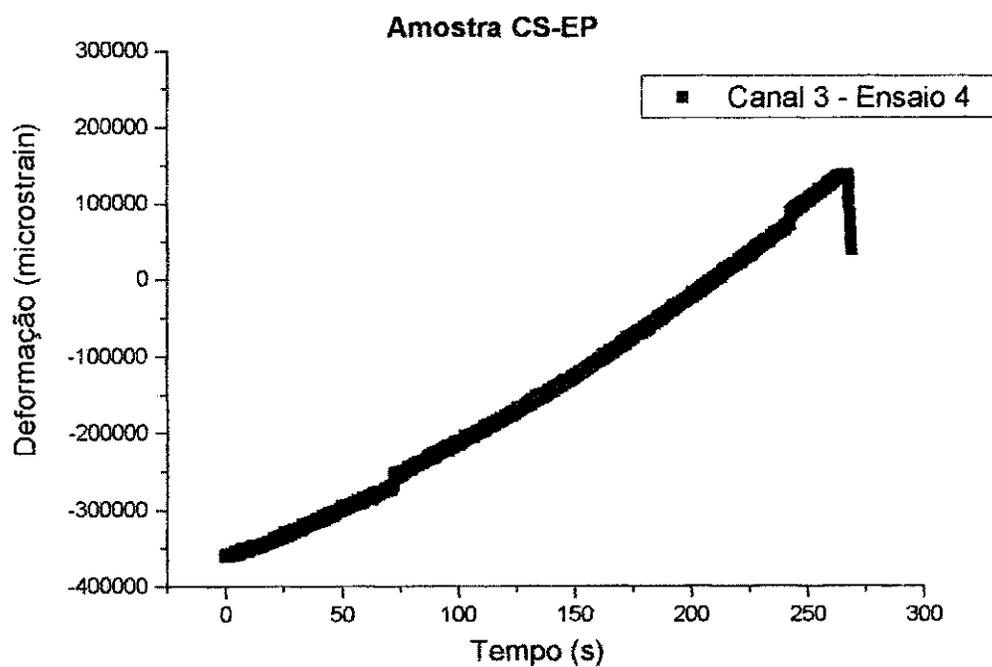


Figura III.24 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no quarto ensaio para o extensômetro posicionado a 14 mm da raiz da solda da amostra CS-EP.

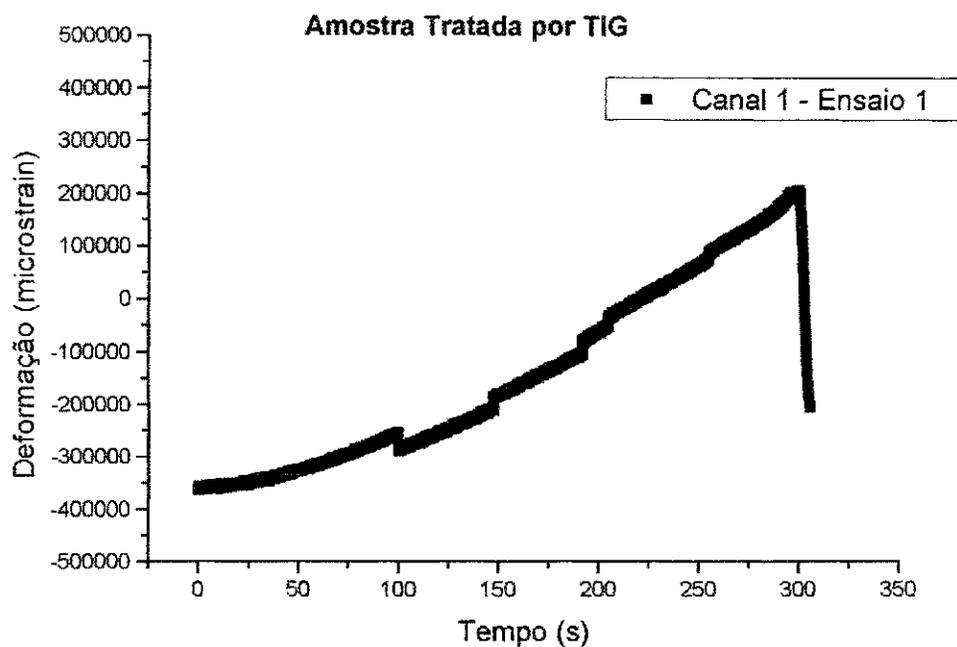


Figura III.25 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no primeiro ensaio para o extensômetro posicionado a 1 mm da raiz da solda da amostra tratada por TIG dressing.

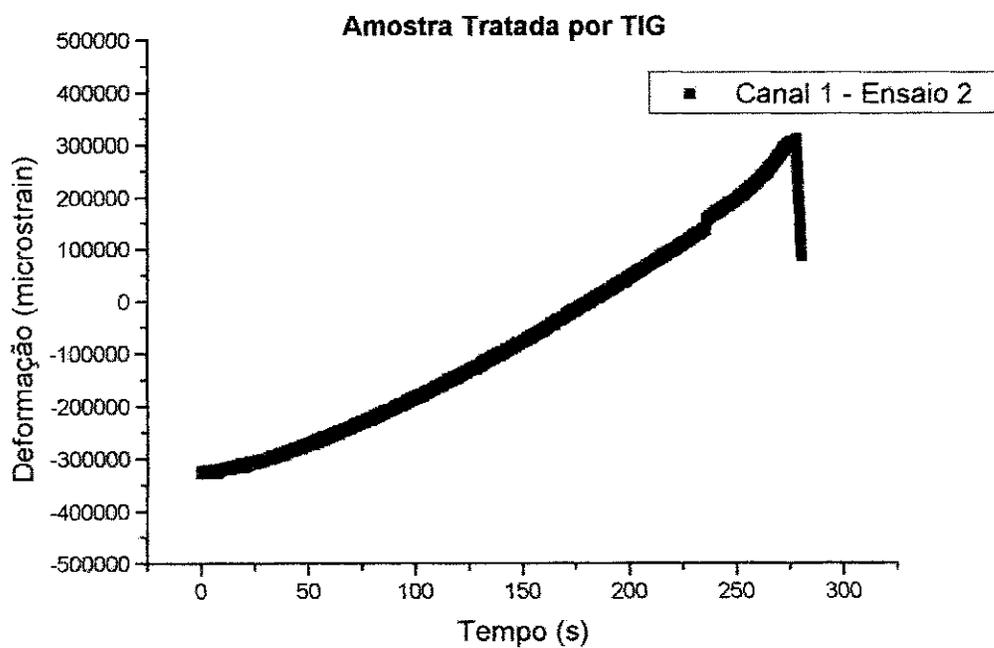


Figura III.26 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no segundo ensaio para o extensômetro posicionado a 1 mm da raiz da solda da amostra tratada por TIG dressing.

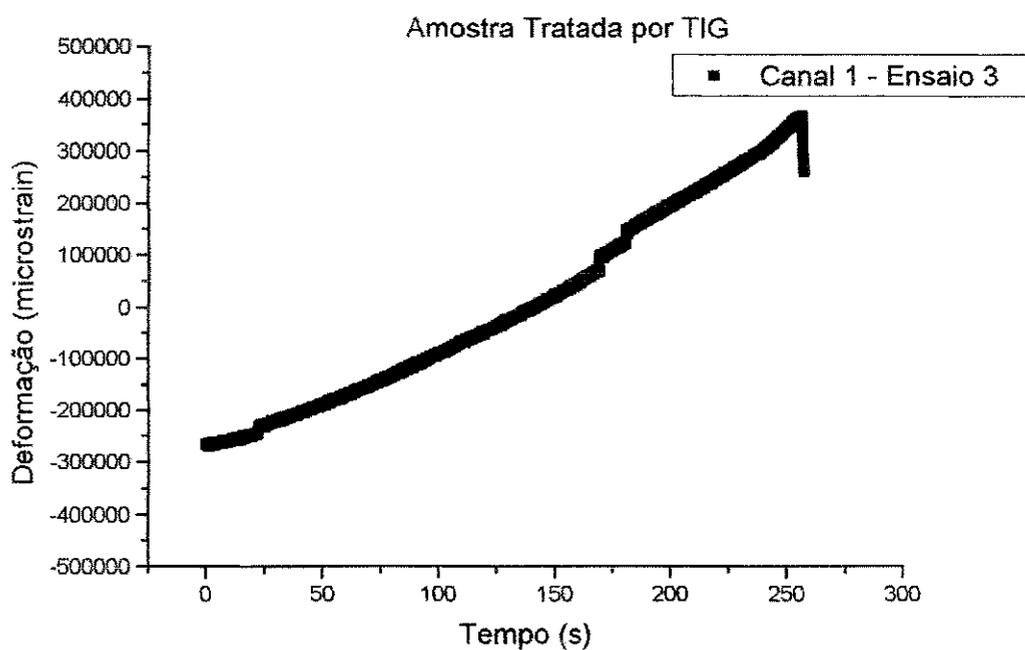


Figura III.27 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no terceiro ensaio para o extensômetro posicionado a 1 mm da raiz da solda da amostra tratada por TIG dressing.

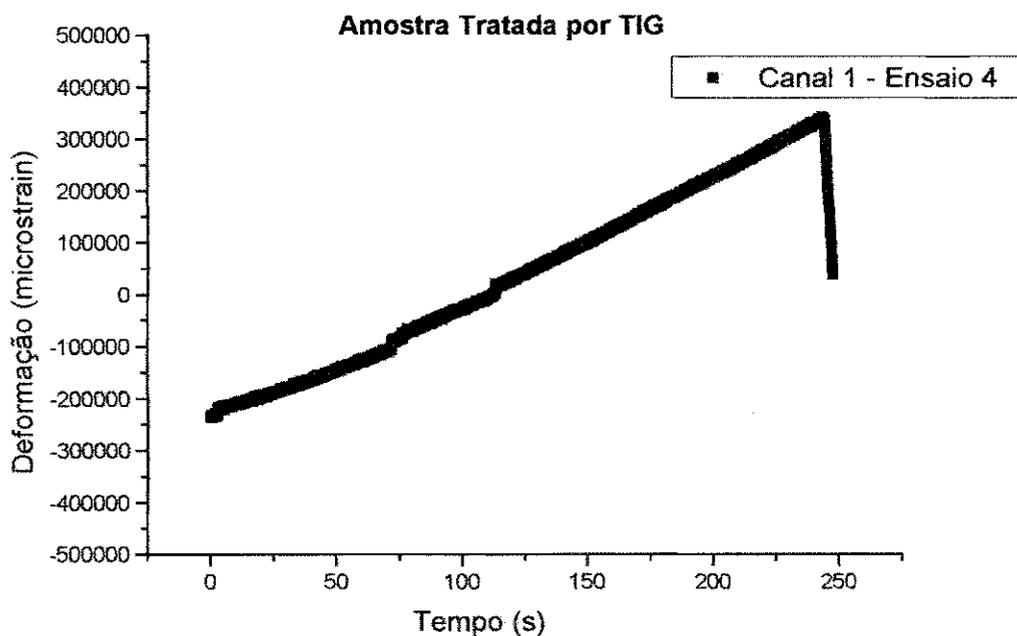


Figura III.28 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no quarto ensaio para o extensômetro posicionado a 1 mm da raiz da solda da amostra tratada por TIG dressing.

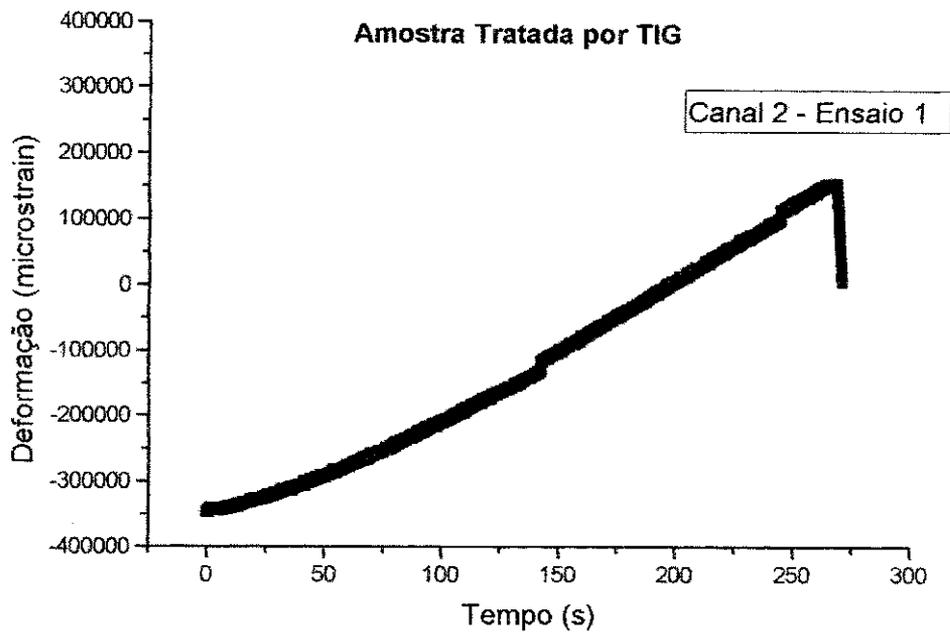


Figura III.29 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no primeiro ensaio para o extensômetro posicionado a 7 mm da raiz da solda da amostra tratada por TIG dressing.

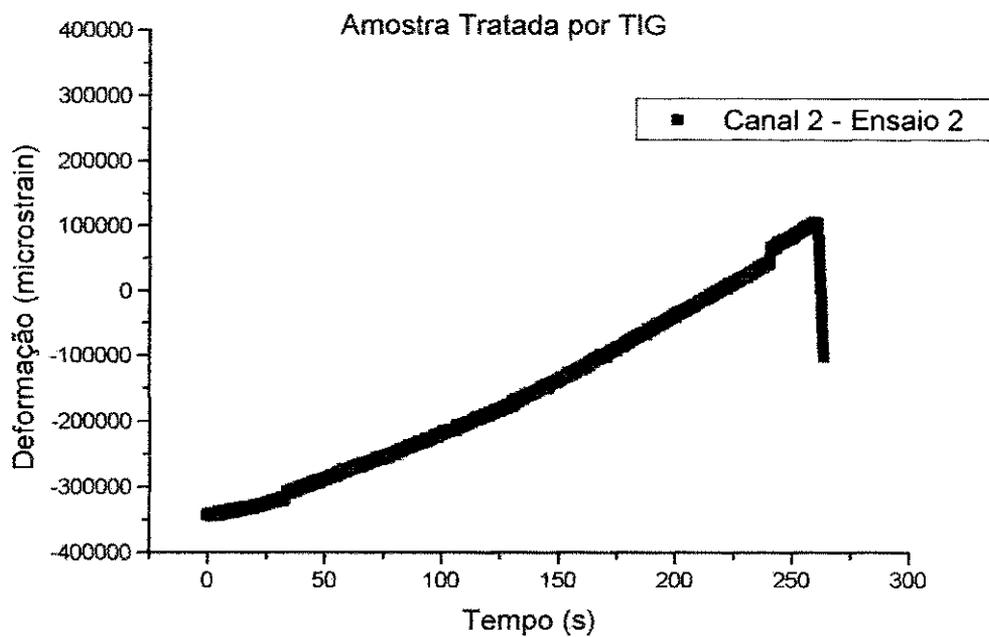


Figura III.30 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no segundo ensaio para o extensômetro posicionado a 7 mm da raiz da solda da amostra tratada por TIG dressing.

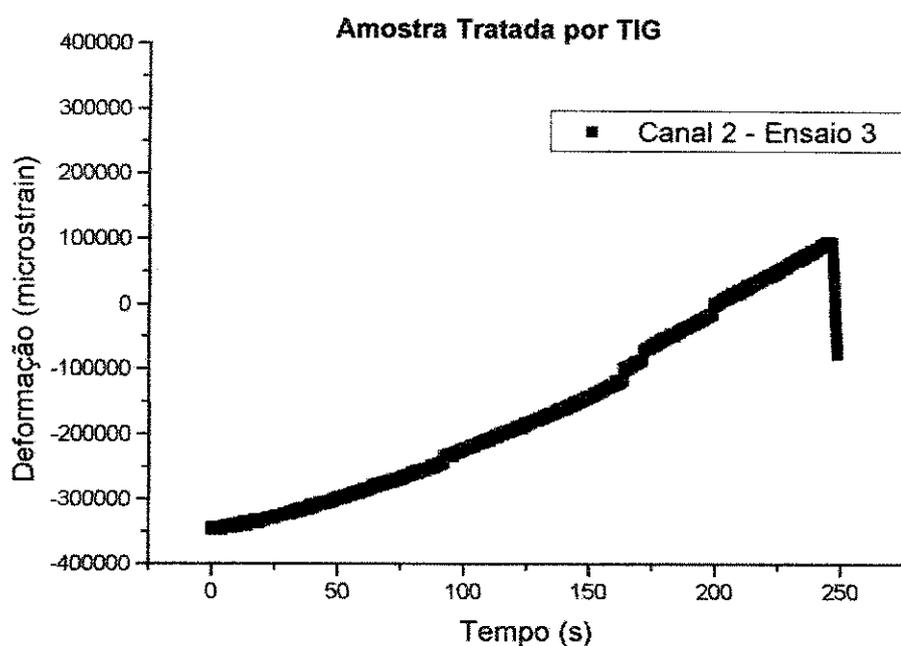


Figura III.31 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no terceiro ensaio para o extensômetro posicionado a 7 mm da raiz da solda da amostra tratada por TIG dressing.

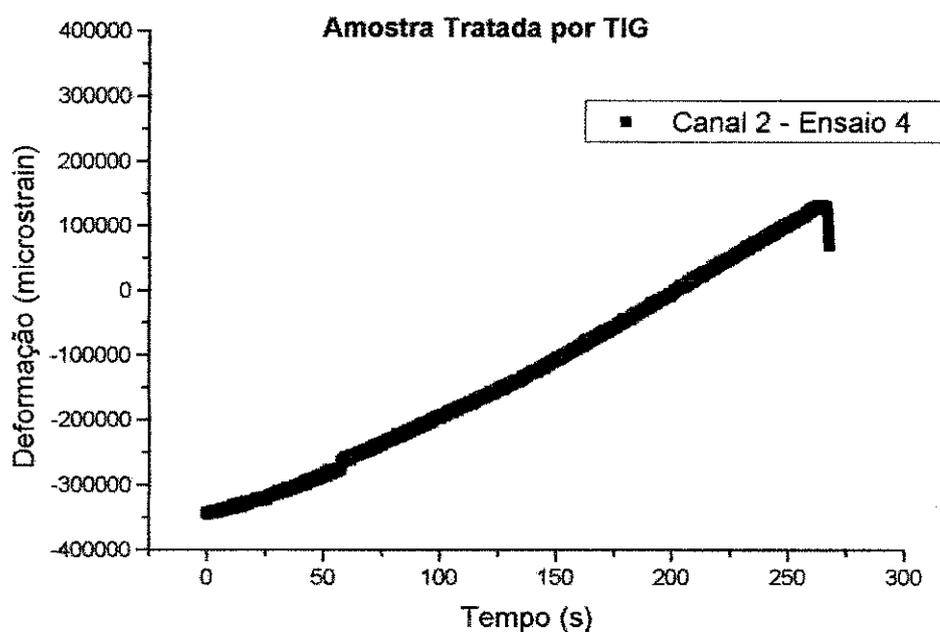


Figura III.32 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no quarto ensaio para o extensômetro posicionado a 7 mm da raiz da solda da amostra tratada por TIG dressing.

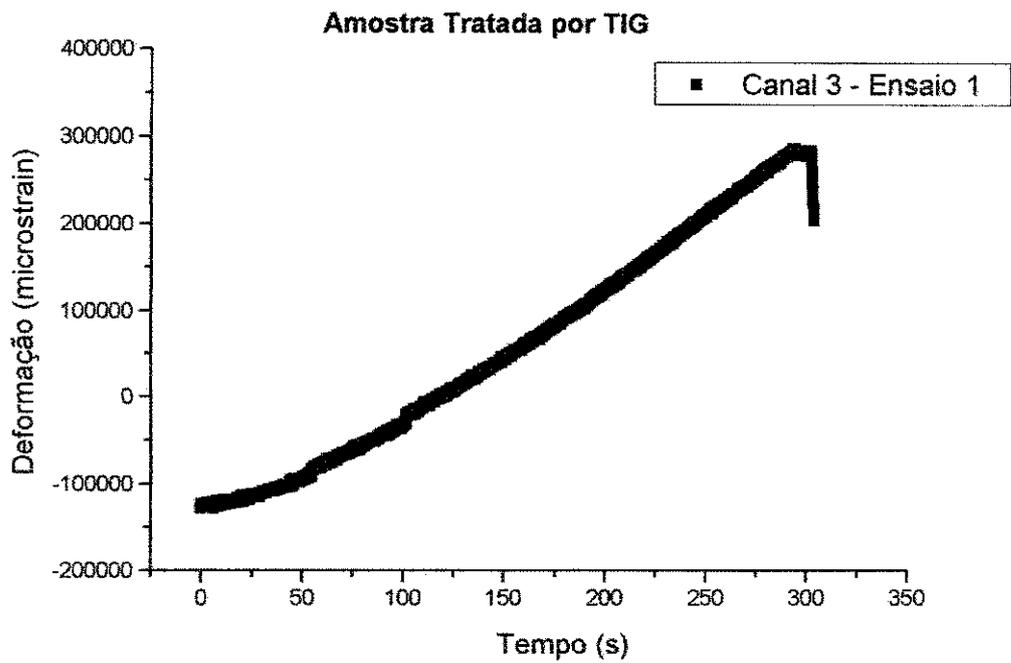


Figura III.33 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no primeiro ensaio para o extensômetro posicionado a 14 mm da raiz da solda da amostra tratada por TIG dressing.

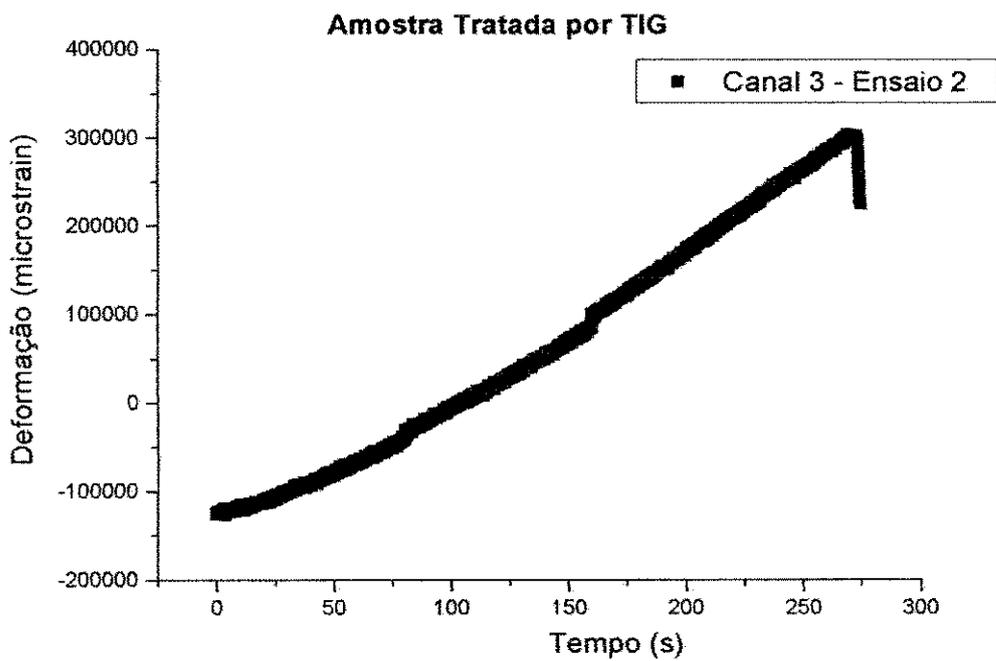


Figura III.34 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no segundo ensaio para o extensômetro posicionado a 14 mm da raiz da solda da amostra tratada por TIG dressing.

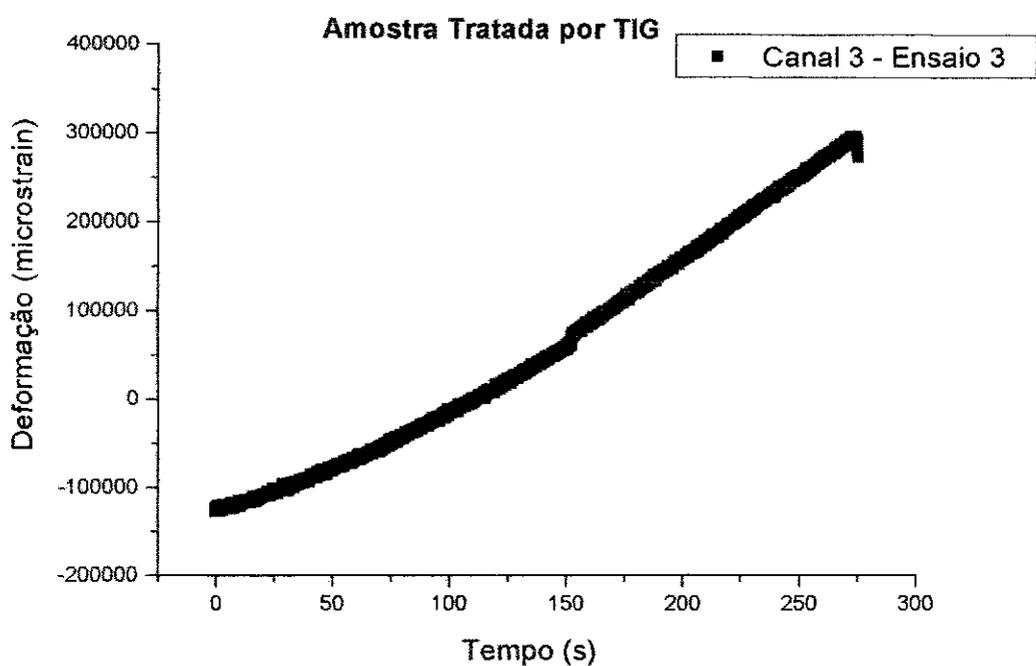


Figura III.35 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no terceiro ensaio para o extensômetro posicionado a 14 mm da raiz da solda da amostra tratada por TIG dressing.

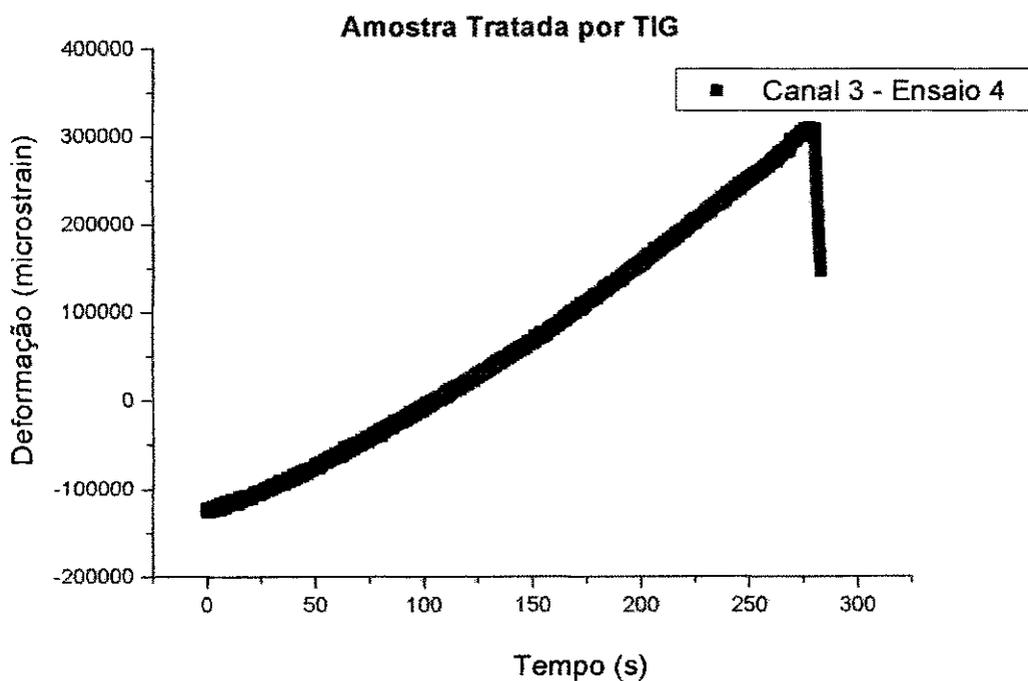


Figura III.36 – Gráfico Deformação x Tempo obtido no quarto ensaio para o extensômetro posicionado a 14 mm da raiz da solda da amostra tratada por TIG dressing.

Apêndice IV

Tabela IV.1 – Distribuição das medidas de microdurezas Vickers realizadas nas amostras como soldado.

Amostras	Distância	Regiões																				
		MS						ZTA						MB								
		0,5	1	1,5	2	2,5	3	3,5	4	4,5	5	5,5	6	6,5	7	7,5	8	8,5	9	9,5	10	10,5
1	1ª L	213,4	203,1	190,4	189,8	201,9	193,1	189,6	221,2	201,4	206,4	206,6	183,4	191,2	207,3	192,2	197,3	196,3	210,3	206,4	221,9	
	2ª L	207,9	203,2	201	205,9	211,6	200,7	205,7	234,5	242,2	229,2	216,6	203,4	201,2	209,6	184,2	195,2	211,9	189,2	212	201,8	
2	1ª L	207,8	201,9	193,1	210,1	214,1	210,9	209,1	222,2	203,8	208,4	201,5	197,7	230,5	233,1	231,8	258,5	235,5	240,1	247,2		
	2ª L	215,6	205	207,7	212,8	210	216,1	214,1	226,2	241	223,4	209,2	207,2	237,1	224,5	221,2	221,8	222,4	207,9	212,8		
3	1ª L	229,2	236	216	210,2	207,1	199,1	212,2	233,3	233,4	234,4	240,3	224,5	237,7	224,8	218	217	198,9	208	200,3		
	2ª L	239,2	222	214,1	204,9	208,5	204	205,9	245,9	245,9	231,2	232,2	224,8	213,2	209,1	213,2	221,2	196	207,1	193		
4	1ª L	191,7	183,5	200,1	197,9	197,5	203,3	191	215,8	213,9	212,9	209,2	198,5	214,5	175,5	178,5	184,5	183,8	185	181,4		
	2ª L	181,2	204,2	183,7	189,1	165,3	184,9	186,3	216,3	200,5	200,2	213,1	200,5	189,1	165,2	190,7	170,3	174,1	164	180,2	201,2	
5	1ª L	215,5	203,3	208,7	219,3	203,3	211,2	213,7	214,6	210,5	193,2	200	205	204,6	215,4	212,8	212,9	215,6	219,2	212,4		
	2ª L	218	229,5	233,8	221,9	212,8	218,8	217,6	245,9	246,7	222,3	242,2	233,8	219,9	219,9	206,9	203,8	229,8	210	209,2	224,3	
6	1ª L	257,4	229,3	219,1	221,6	210,4	217,5	231,2	249	223,3	243,3	230,1	253,3	228	245,2	241,8	200,4	224,7	242,7	212,1		
	2ª L	240,7	236,5	256,3	232,6	242,7	225,3	224,1	242,2	233,8	201,7	229,4	244,4	224,5	248,1	270	247,5	273,9	220,3	237,9	202,8	
7	1ª L	224,9	217,2	232,8	230,9	239	243,2	240,5	264,3	246,7	222,3	242,2	233,8	219,9	194,5	224,8	239,3	235,4	218,2	212,1	220,1	
	2ª L	252,9	222	240,6	236,4	275,1	265	281,5	315,7	298,9	217,3	207,2	229,8	213,1	203,6	248,7	213	216,1	215,1	223,5	230,2	
8	1ª L	201,7	215,1	216,2	216	213,8	210,7	210,2	213,3	218,5	227,8	210,1	208,8	209,7	209,7	239,2	285,5	212,5	213,2	215,4	206,2	
	2ª L	226,6	214,8	230,1	223	237,1	216,7	225	217,3	213,9	259,4	208,2	230,7	212,6	222,1	220,7	219,1	221,1	221,1	198,4	217,9	
9	1ª L	231,5	203,6	203,7	207,3	205,1	203,3	204,6	275,3	207,2	227,2	211,8	223,3	207,6	230,8	218,8	217,1	222,4	223,1	194	225	
	2ª L	222,5	216,9	204,1	194,8	200,2	199,6	201,3	225,3	237,9	240,2	240,9	229,9	223,6	233,5	216,9	217,7	213,3	216,3	205,4	193,1	
10	1ª L	226,6	217,1	236,9	223,9	241,6	227,4	223,2	217,3	223,4	217,4	212,2	212,6	216	216	224,5	221,3	223,5	238,4	235,6	216,9	
	2ª L	218,6	217,4	210	228,8	227,2	211,1	223,8	245,9	231	223,8	223,8	217,9	210,7	224,2	219,1	214,7	215,7	228,4	222,2	216,1	
11	1ª L	212,3	211,1	210,1	208,6	218,2	211,4	220,8	240,7	216,3	193,4	200,1	201,1	194,9	201,4	205,5	212,3	216,1	218,8	223,8	229,3	
	2ª L	210	211,4	213,9	219,1	210,9	215,5	207	217,3	214,1	220,2	207,2	202,8	204,8	217,4	218,9	223,7	222,7	232,9	220	238,1	
12	1ª L	221,6	211,3	188,7	192,6	188	188,7	186,4	222,2	229	224,5	215,2	201,8	202,3	184,9	183,1	229,4	195,5	207,7	195,4	196,3	
	2ª L	243,9	223,4	189,4	195,9	198,2	187,8	210,7	235,7	224,6	203,8	222,1	232,4	194,9	193,9	205,1	197,4	183	185,2	195,4	204,1	
13	1ª L	207,8	144,4	214,5	196,7	203,9	203,2	190,2	212,5	226,5	227,2	212,1	191,1	203,9	203,9	214,3	227,2	203	182,4	188,2	215	
	2ª L	256,6	267,3	205	230,9	219,2	206,3	206,2	192,2	223,3	201,3	225,1	228	210,4	191,7	190	199,6	185	199	200,4	204,2	
14	1ª L	223,5	205,4	223,1	217,4	223,7	227,2	237,8	224,4	229,5	211,4	216,5	193,5	207,3	212,1	227,9	229	234,5	223,9	221,2	237,2	
	2ª L	214,1	222,7	217,2	227	233,1	237,3	236,3	238,5	206,2	240,3	211,8	220,5	218,2	219,1	218,6	215,5	223,2	228,6	234,5	242,6	
15	1ª L	222,4	210	215,2	226,6	227,3	237,4	235,9	234,3	224,4	224,4	24,5	232,2	215,1	219	193,7	217,2	213,3	203,1	223,9	236,8	
	2ª L	259	242,9	220,7	235,7	236,5	235	228,5	240,3	227,6	215,3	237,5	229,3	241,2	240,2	226,5	242,3	236,6	238	245,9	264,2	
16	1ª L	255,2	215	207,4	220,5	214,1	239,5	216,2	213,3	216	24,5	206,7	227,8	245	208,1	241,1	214,2	213	207,1	184,7	199	
	2ª L	250,1	244,7	200	214,3	229,2	227,7	242,1	232,5	231	248,2	204,5	225,1	218,3	205	221,6	225,2	221,5	232,1	250,9	226,5	
Média Total		224,95	215,35	212,6438	214,4625	217,0719	214,9688	216,525	239,2375	235,775	222,4094	216,8969	219,3544	206,36	214,2375	213,9594	216,6888	217,8731	216,9844	212,6558	213,9459	216,2188
Desvio Padrão total		19,44572	20,50017	16,34582	13,93667	18,44581	18,04445	19,78357	29,94274	21,0127	39,89571	19,02166	20,36917	36,65065	16,96952	17,52169	22,57844	19,06719	20,44877	17,94994	19,94338	17,87997
Média L1		221,4063	206,7063	211,0688	211,8375	213,0438	214,2	213,2938	232,175	227,9938	208,6875	214,25	220,2188	200,5063	212,775	212,6875	216,1613	222,0438	214,9313	212,7938	212,2313	216,0063
Desvio L1		17,25833	20,42369	13,86423	12,42851	14,40902	15,53401	17,81365	22,15814	14,1682	51,28651	16,93529	25,10604	49,07261	14,8744	14,12293	20,95354	19,34914	18,00817	15,77325	18,96202	17,14835
Média (Média L1)		213,0794643						216,6580357						215,2678571								
Desvio (Média L1)		4,412887604						11,00938621						3,401126653								
Média L2		228,4998	223,9938	214,2188	217,0875	221,1	215,7375	219,7563	244,3	243,5563	236,1313	219,5438	218,45	212,1938	215,7	215,2313	215,1563	213,7125	217,0375	212,5375	215,6625	216,4313
Desvio L2		21,37383	17,08838	18,83282	15,2395	21,46361	19,95688	21,66269	35,82617	24,13702	16,04542	21,11915	15,01279	17,17904	19,40694	20,77446	24,77795	18,41622	23,1845	20,42181	19,3657	19,14515
Média (Média L2)		220,0563571						227,126						215,1099214								
Desvio (Média L2)		4,990260604						13,73731617						1,546707092								

Tabela IV.2 – Distribuição das medidas de microdurezas Vickers realizadas nas amostras tratadas por TIG dressing.

Amostra	Distância	REGIÕES																				
		MS							ZTA							MB						
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21
0,5	1	1,5	2	2,5	3	3,5	4	4,5	5	5,5	6	6,5	7	7,5	8	8,5	9	9,5	10	10,5		
1	1ª L	251,4	253,8	259,2	260	254,4	255,5	262,6	258,8	268	272	265	260	249,9	244,2	207,7	209,2	190,3	194,4	191,9	194,8	201,3
	2ª L	261,6	256	267,5	259,1	265	267,7	257	260,1	261	261,6	260	256	225	216	230,4	204,3	190,3	195,9	173,9	175,7	178,4
2	1ª L	304	310	305	298	311,8	311,4	319,2	301	307	310	300	295,6	281	230,6	207,6	218,9	219,3	234	210,6	212,8	
	2ª L	292	283,3	282,9	294,9	306,8	290,2	304,6	300	285	310	302	290	275,3	207,6	230,6	207,6	218,9	219,3	234	210,6	212,8
3	1ª L	303	296	293	300	305	299	315	300,6	297,2	300	292,8	281,8	272,3	234,4	240,2	227,6	238,3	215,1	226,4	216,4	
	2ª L	298	303	300,2	305	299	310	300	310	286	307	305	293,4	283,8	269,3	263,7	233,1	219,9	214,9	205,5	218,4	197,3
4	1ª L	273,3	267,2	272,1	265,8	276	281,8	271,5	272	299,3	300,5	269	266	227	228,8	220	221,4	223,9	195,9	173,9	175,7	178,4
	2ª L	263,5	276,1	256,8	258,4	272,8	251,2	255,3	319,2	265,7	310,2	282	270,9	218	208,9	230,4	204,3	190,3	195,9	173,9	175,7	178,4
7	1ª L	303,8	302	278,6	280,6	304	316,8	305	374,4	358,8	307,4	323,07	304	243,7	228,4	218,6	208,3	223,2	216	225,9	218,7	
	2ª L	263,9	263,1	269,8	271,3	261,4	266,2	267,1	200,4	252,7	298	270	206,5	299	226	210	273,4	193,6	194,3	211,1	238,2	221,6
5	1ª L	261,1	276,6	303,4	310	305	298	268,1	304	310,2	313,8	298	222,3	220,2	207,7	209,2	190,3	194,4	191,9	194,8	201,3	
	2ª L	246,8	260,8	278,8	256,5	260	302	296,4	376	304	328	302	292	242,6	212,7	218,4	197,2	196,2	196,9	191,5	184,6	
8	1ª L	281,5	290,1	300,1	290	284,8	292	320	312	299,5	355,8	355	326	293	271	211	202,3	222,2	196,9	191,5	184,6	
	2ª L	263,1	270	269,7	310,8	268,1	264,2	306	303	342	320	312	298	243,4	220,1	221,8	225,5	194,3	192,7	213,8	199,1	
Média Total		276,2143	279,1429	281,15	282,7429	283,7786	286,0571	290,5714	377,1857	366,7143	335,2357	317,7286	295,7714	247,1143	235,9429	226,4071	220,0071	206,95	207,0357	200,4786	203,1143	198,9786
Desvio Padrão total		20,41677	18,56157	16,81597	20,82534	20,81688	21,628	23,41628	25,88355	24,78473	21,92384	18,34759	17,2672	24,11855	20,41895	19,00609	18,72002	14,97884	15,10097	19,92799	20,40927	15,89331
Média L1		282,5857	285,1	287,2	285,3429	291,5429	293,3286	297,3429	378,5	372,2286	336,0657	320,7714	296,0143	248,1857	242,1714	228,5429	218,7429	208,8	212,5286	202,6714	202,8143	201,9286
Desvio L1		21,78282	20,09065	17,89928	18,46886	20,76173	20,17529	23,52955	21,3319	32,73856	29,33186	21,10661	21,51437	22,70348	20,21779	21,53678	11,58834	15,33221	17,56528	19,92107	18,89228	15,61812
Média (Média L1)		289,0632653							313,422449							210,5755102						
Desvio (Média L1)		5,187025003							54,81450111							9,706606609						
Média L2		269,8429	273,1857	275,1	279,1429	278,0143	278,7857	269,8	376,8714	361,2	334,3857	314,6857	295,5286	246,0429	229,7143	228,2714	223,2714	205,1	201,5429	198,2857	203,4143	196,0286
Desvio L2		18,27429	16,12611	13,87107	23,84749	18,888	21,97927	22,96526	31,5039	13,71799	13,39309	10,58024	13,62771	27,24395	20,09722	17,85476	24,4976	15,59049	10,73062	21,26895	23,35319	16,82446
Média (Média L2)		276,5530612							308,2040916							207,9877551						
Desvio (Média L2)		4,527277224							55,22719508							12,60265988						

Apêndice V

Publicações da Tese

Trabalhos Publicados em Periódicos

ALBUQUERQUE, M.C.S., MACIEL, T.M., SANTOS, M.A. Efeito da técnica TIG dressing sobre o comportamento à fadiga de juntas soldadas de tubulações marítimas. *Soldagem & Inspeção*. Artigo no prelo, 2004.

ALBUQUERQUE, M.C.S., MACIEL, T. M., SANTOS, M. A., FARIAS, M.A. SOUSA NETO, E.C. Fatigue behavior of steel pipeline welded joints used for offshore applications. *Materials Research*. Artigo no prelo, 2004.

ALBUQUERQUE, M.C.S., MACIEL, T.M., SANTOS, M.A, SOUSA NETO, E.C. Influência da convexidade de raiz sobre a resistência à fadiga de juntas soldadas de risers utilizados em campos de produção de petróleo. *Petro & Química*, p.128-132, n. 253, Outubro 2003.

Trabalhos Completos Publicados em Anais de Congressos

SOUSA NETO, E.C., ALBUQUERQUE, M.C.S., SANTOS, M.A. Influência da Refusão do Passe de Raiz sobre a Microestrutura e Valores de Microdureza de Juntas Soldadas de Tubulações Marítimas. In: I Congresso de Iniciação Científica da UFCG, 24 a 25 de Novembro de 2004, Campina Grande, PB: Anais do CIC-UFCG, 2004, v. CDROM.

SOUSA NETO, E.C., ALBUQUERQUE, M.C.S., SANTOS, M.A. Análise de Tensões por Extensometria Elétrica em Juntas Soldadas de Tubulações Marítimas. In: I Congresso de Iniciação Científica da UFCG, 24 a 25 de Novembro de 2004, Campina Grande, PB: Anais do CIC-UFCG, 2004, v. CDROM.

ALBUQUERQUE, M.C.S., MACIEL, T.M., SANTOS, M.A., SOUSA NETO, E.C. Efeito da técnica TIG dressing sobre o comportamento à fadiga de juntas soldadas de tubulações marítimas. In: XXX Congresso Nacional de Soldagem, 14 a 16 de Setembro de 2004, Rio de Janeiro, RJ: Anais do XXX CONSOLDA, 2004, v. CDROM.

ALBUQUERQUE, M.C.S., MACIEL, T.M., SANTOS, M.A., SOUSA NETO, E.C. Influência da refusão do passe de raiz sobre a resistência à fadiga de juntas soldadas de tubulações utilizadas em campos de produção de petróleo. In: III Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 10 a 13 de Agosto de 2004, Belém, Pa: Anais do III Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2004, v. CDROM.

ALBUQUERQUE, M.C.S., MACIEL, T.M., SANTOS, M.A., SOUSA NETO, E.C. Comportamento à fadiga de juntas soldadas melhoradas por TIG dressing. In: 59º Congresso Anual da ABM Internacional, 18 a 22 de Julho de 2004, São Paulo: Anais do 57º Congresso Anual da ABM Internacional. São Paulo: Tec. Art Editora Ltda, 2004. v.CDROM.

ALBUQUERQUE, M.C.S., MACIEL, T.M., SANTOS, M.A. Efeito de um passe de refusão sobre a resistência à fadiga de uma junta soldada de uma tubulação de aço API 5L-X60. In: VI Congresso Ibero-Americano de Engenharia Mecânica, 15 a 18 de outubro de 2003, Coimbra, Portugal, Anais do VI Encontro Ibero-Americano de Engenharia Mecânica-CIBEM6. Coimbra: Departamento de Engenharia Mecânica-Universidade de Coimbra, 2003. v.I. p.149 – 154.

ALBUQUERQUE, M.C.S., MACIEL, T.M., SANTOS, M.A., LIMA, C.Z. Resistência à fadiga de juntas soldadas de tubulações de aço utilizadas em exploração e transporte de petróleo. In: 2º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo & Gás, 15 a 18 de Junho de 2003, Rio de Janeiro, RJ, Anais do 2º Congresso Brasileiro de P & D em Petróleo & Gás. Rio de Janeiro, 2003, v.01, p.1 - 6.

ALBUQUERQUE, M.C.S., MACIEL, T.M., SANTOS, M.A. Tensões Residuais em Juntas Soldadas de Tubulações de Aço API 5L-X60 Utilizadas em Exploração de Petróleo. In: 57º Congresso Anual da ABM Internacional, 22 a 25 de Julho de 2002, São Paulo: Anais do 57º Congresso Anual da ABM Internacional. São Paulo: Tec. Art Editora Ltda, 2002. v.CDROM. p.2253 – 2262.

Trabalhos Resumidos Publicados em Congressos e Encontros

SOUSA NETO, E. C.; ALBUQUERQUE, M. C. S., SANTOS, M.A. Caracterização Microestrutural e Aspecto da Superfície de Fratura por Fadiga de Juntas Soldadas de Aço API 5L -X60 Utilizado em Estruturas Marítimas. In: XI Encontro de Iniciação Científica da UFPB, 2 a 4 de dezembro de 2003. Publicado em CD, sob código E.10.36 (0).

LIMA, C.Z., ALBUQUERQUE, M.C.S., MACIEL, T.M., SANTOS, M.A. Resistência à Fadiga de uma Junta Soldada de uma Tubulação de Aço utilizada em Exploração de Petróleo. In: XI Encontro de Iniciação Científica da UFPB, 2 a 4 de dezembro de 2003. Publicado em CD, sob código E.11.19 (0).

ALBUQUERQUE, M.C.S., SOBRINHO, A.A.B., MACIEL, T. M, SANTOS, M. A., LIMA, C. Z., Fatigue Behavior of Steel Pipeline Welded Joint Used for Petroleum Exploration and Transport, In: European Congress on Advanced Materials and Processes – EUROMAT 2003, 01 a 05 de setembro de 2003, Lausanne, Suíça.

LIMA, C.Z., ALBUQUERQUE, M.C.S., MACIEL, T.M., SANTOS, M.A. Avaliação da Resistência à Fadiga de Juntas Soldadas de Tubulações de Aço Utilizadas em Exploração e Transporte de Petróleo – X Encontro de Iniciação Científica da UFPB – 5 a 7 de Novembro de 2002 – João Pessoa/PB.

ALBUQUERQUE, M.C.S., MACIEL, T.M., SANTOS, M.A. Avaliação da Influência das Descontinuidades Geométricas sobre os Níveis das Tensões Residuais em Juntas Soldadas de Tubulações de Aço Utilizadas em Exploração de Petróleo - 1º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás –25 a 28 de Novembro de 2001 – Natal/RN. Natal Records Indústria e Serviços Fonográficos, 2001. p.40 – 40.