



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE  
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA  
E ENGENHARIA DE MATERIAIS**



**AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL E DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS  
EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS API 5L X80 UTILIZADOS PARA  
TRANSPORTE DE PETRÓLEO E GÁS USANDO PROCESSO DE  
SOLDAGEM ROBOTIZADO**

**Siderley Fernandes Albuquerque**

Campina Grande - Paraíba  
Março de 2015



UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE  
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA  
E ENGENHARIA DE MATERIAIS



Área de Concentração: Estrutura, Processamento e Propriedades de Materiais

**AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL E DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS  
EM JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS API 5L X80 UTILIZADOS PARA  
TRANSPORTE DE PETRÓLEO E GÁS USANDO PROCESSO DE  
SOLDAGEM ROBOTIZADO**

Tese de Doutorado apresentada à Coordenação do Curso de Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Campina Grande como parte dos requisitos exigidos para a obtenção do Título de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.

Autor  
**Siderley Fernandes Albuquerque**  
Engenheiro Mecânico – DEM/UFCG, 2008  
Mestre em Ciência e Engenharia de materiais – UFCG, 2010

Orientadores  
**Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel**  
**Prof. Dr. Marco Antônio do Santos**

Campina Grande - Paraíba  
Março de 2015

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

A345a      Albuquerque, Siderley Fernandes.  
Avaliação microestrutural e das propriedades mecânicas em juntas soldadas de aços API 5L X80 utilizados para transporte de petróleo e gás usando processo de soldagem robotizado / Siderley Fernandes Albuquerque. – Campina Grande, 2015.  
123 f. : il. color.

Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, 2015.

"Orientação: Profº. Dr. Theophilo Moura Maciel, Profº. Dr. Marco Antônio do Santos".  
Referências.

1. Soldagem Robotizada. 2. Tenacidade a Fratura. 3. Aço API 5L X80. I. Maciel, Theophilo Moura . II. Santos, Marco Antônio do Santos. III. Título.

CDU 621.791(043)

**AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL E DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS EM  
JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS API 5L X80 UTILIZADOS PARA  
TRANSPORTE DE PETRÓLEO E GÁS USANDO PROCESSO DE SOLDAGEM  
ROBOTIZADO**

**SIDERLEY FERNANDES ALBUQUERQUE**

Tese Aprovada em 27/02/2015 pela banca examinadora constituída dos seguintes membros:



Dr. Theophilo Moura Maciel  
Orientador  
PPG-CEMat/UAEM/UFCG



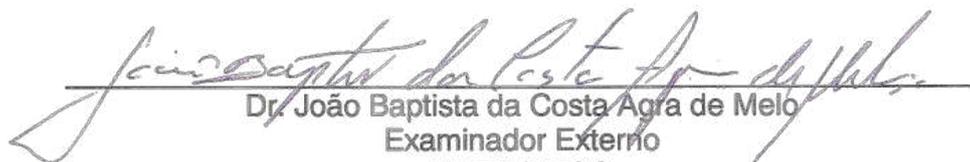
Dr. Marco Antônio dos Santos  
Orientador  
UAEM/UFCG



Dr. José Hilton Ferreira da Silva  
Examinador Externo  
UAEM/UFPB



Dr.ª Daisy Martins de Almeida  
Examinadora Externa  
UAF/UFCG



Dr. João Baptista da Costa Agra de Melo  
Examinador Externo  
UAEM/UFCG



Dr. Antônio Almeida Silva  
Examinador Interno  
PPG-CEMat/UAEM/UFCG

*"Não te mandei eu? Sê forte e corajoso; não temas,  
nem te espantes, porque o SENHOR, teu Deus, é  
contigo por onde quer que andares."*

***Josué 1:9***

## AGRADECIMENTOS

A Deus pela vida;

A minha mãe *Maria da Conceição e meu pai José Cícero*;

Aos meus irmãos e familiares;

A minha futura esposa Joellen Alves;

A Comunidade Evangélica Batista;

Aos meus orientadores *Theophilo e Marco Antônio*;

*A Bracarense*;

A todos os professores que auxiliaram no desenvolvimento desta  
pesquisa;

A todos os *amigos e companheiros de curso e percurso*;

*Ao Departamento de Engenharia Mecânica/UFCG*;

*Ao Departamento de pós-graduação em Ciência e Engenharia de  
Materiais/ UFCG*;

*Ao Laboratório de Robótica Soldagem e Simulação do*

*Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG*;

*À ESAB Contagem/MG*;

*Ao SENAI-CITI Campina Grande/PB.*

*À TENARIS CONFAB (USIMINAS).*

## RESUMO

No Brasil, a soldagem de tubulações ainda emprega processos manuais com eletrodo revestido, porém, tem crescido as pesquisas com o objetivo de implementar processos mais produtivos, e que atendam às exigências requeridas por normas específicas.

Processos de soldagem robotizados estão sendo largamente utilizados em vários países, com ganho considerável na produtividade, como também na qualidade superficial. A utilização de processos de soldagem automatizados possibilita, além da maior produtividade, um maior controle dos parâmetros de soldagem, podendo favorecer positivamente as transformações microestruturais, e conseqüentemente, em melhores propriedades mecânicas da junta soldada.

O objetivo deste trabalho foi avaliar a tenacidade à fratura de juntas soldadas em chapas aço API 5L X80 com 19 mm de espessura, utilizados para transporte de petróleo e gás, quando submetidos à soldagem robotizada nas posições plana e vertical ascendente, utilizando processo de soldagem a arco elétrico com arame maciço para o passe de raiz (ER 120S-G), e processos de soldagem com arame tubular para os passes de enchimento e acabamento, utilizando arame do tipo flux-cored e proteção de gás externa (E101T-1), e arame do tipo autoprottegido (E91T8-G); o gás de proteção utilizado foi Ar+25%CO<sub>2</sub>.

Foram realizadas análises de microdureza e microestrutural na ZTA das juntas soldadas, utilizando microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura; para avaliação da tenacidade na ZTA das juntas soldadas, foram usinados corpos de prova do tipo SE(B) para ensaio CTOD.

A análise microestrutural na ZTA para todos os procedimentos indicam a presença de bainita e ferrita acicular, com exceção do procedimento de soldagem na posição plana utilizando arame autoprottegido que apresentou ferrita primária.

Os resultados de tenacidade a fratura obtidos indicam que os procedimentos de soldagem robotizados na posição plana apresentaram a maioria dos valores de CTOD superiores aos procedimentos de soldagem na posição vertical ascendente.

Os procedimentos de soldagem robotizados na posição plana usando arame autoprottegido apresentaram o melhor resultado em termos de crescimento da pré-trinca de fadiga, com perfil na região central de forma arredondada, diferente do procedimento de soldagem na posição plana com RP- G que apresentou a forma plana.

Palavras Chaves: Soldagem robotizada, Tenacidade a fratura, Aço API 5L X80

## ABSTRACT

In Brazil, the welding pipes still uses manual processes with coated electrodes, however, research has grown to implementing more productive processes, and complying with the requirements of specific rules.

Robotic welding processes are in use in Sweden, USA, Canada, Russia and China, with a considerable increase in productivity, and higher quality welds surface. The use of automated welding processes increase the productivity, and promote better control of the welding parameters, and microstructural changes, and consequently, better mechanical properties of the welded joint.

The objective of this study was to evaluate the fracture toughness of API 5L X80 steel welded joints with thickness for 19 mm, used for oil and gas transmission, when subjected to robotic welding in the flat and vertical upward positions using arc electric welding process with solid wire for the root pass (ER 120S-G), and tubular wire for the filler passes and finishing, using flux-cored wire (E101T-1) and Ar + 25% CO<sub>2</sub> as shielding gas and self-protected wire (E91T8-G).

For this, CTOD specimens with all notched located in HAZ were prepared and submitted to metalographic and microhardness test were also done to observe the resulting microstructure and hardness value in the region of the crack, using optical and scanning microscopy analysis.

The microstructural analysis in the ZTA of the specimen for all procedures indicated the presence of Bainite and Acicular Ferrite, except those obtained in flat position using the Flux-Cored Self-Shielded welding process which also presented Primary Ferrite.

The results of fracture toughness test indicated that the welding in a flat position presented the most superior CTOD values.

The robotic welding procedures in the flat position using Flux-Cored Self-Shielded welding process showed the best result in terms of the fatigue pre-crack growth, with profile in the central region of rounded shape, unlike flat shape in the robotic welding procedures in the flat position using Flux-Cored and Ar + 25% CO<sub>2</sub> as shielding gas.

Key words: automated welding, fracture toughness, API 5L X80 steel

## ÍNDICE GERAL

<b>Agradecimentos .....</b>	<b>v</b>
<b>Resumo .....</b>	<b>vi</b>
<b>Abstract .....</b>	<b>vii</b>
<b>Índice Geral .....</b>	<b>viii</b>
<b>Índice de Figuras .....</b>	<b>xi</b>
<b>Índice de Tabelas .....</b>	<b>xiv</b>
<b>Abreviaturas, Símbolos e Siglas .....</b>	<b>xv</b>
<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2. OBJETIVOS DO PROJETO .....</b>	<b>5</b>
<b>2.1. Objetivo Geral .....</b>	<b>5</b>
<b>2.2. Objetivos Específicos .....</b>	<b>5</b>
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>6</b>
<b>3.1. Desenvolvimento dos Aços API .....</b>	<b>6</b>
<b>3.2. Tubulações de Aço API .....</b>	<b>13</b>
<b>3.3. Microestrutura Resultante do Processo de Soldagem de Aços API Aplicados em Tubulações .....</b>	<b>17</b>
<b>3.4. Processos de Soldagem .....</b>	<b>31</b>
<b>3.5. Métodos de Aplicação dos Processos de Soldagem .....</b>	<b>36</b>
<b>3.6. mecânica da Fratura .....</b>	<b>42</b>
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>50</b>
<b>4.1. Materiais .....</b>	<b>50</b>
<b>4.2. Métodos .....</b>	<b>52</b>

4.2.1. Corte da Chapa de Aço API 5L X80 .....	52
4.2.2. Preparação do Chanfro e da Junta.....	52
4.2.3. Processos de Soldagem .....	53
4.2.3.1. Posições de Soldagem .....	54
4.2.3.2. Nomenclatura Utilizada.....	55
4.2.3.3. Parâmetros de Soldagem .....	55
4.2.4. Preparação das Juntas Soldadas .....	57
4.2.5. Caracterização Metalográfica.....	59
4.2.5.1. Macrografia e Extensão da ZTA .....	59
4.2.5.2. Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura .....	59
4.2.6. Ensaio Mecânicos.....	60
4.2.6.1. Ensaio de Microdureza Vickers (hv) .....	60
4.2.6.2. Ensaio CTOD .....	61
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	62
5.1. Análise Macrográfica e Extensão da ZTA.....	62
5.2. Análise de Microdureza.....	64
5.2.1. Linha 1 – Interceptando o Passe de Raiz .....	64
5.2.2. Linha 2 – Interceptando os Passes de Enchimento .....	67
5.2.3. Linha 3 – Interceptando os Passes de Acabamento .....	70
5.3. Análise por Microscopia Óptica.....	72
5.3.1. Região 1 – ZTA-GG e ZTA GF (Adjacente ao Passe de Raiz).....	72
5.3.1.1. Região 2 – ZTA-GG e ZTA GF (Adjacente ao Passe de Enchimento).....	74
5.3.1.2. Região 3 – ZTA-GG e ZTA GF (Adjacente ao Passe de Acabamento).....	77

<b>5.4. Análise dos Ensaios CTOD .....</b>	<b>79</b>
<b>5.3.1 Análise de Microdureza na Região da Pré-trinca de Fadiga.....</b>	<b>93</b>
<b>5.3.2 Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura na Região de Propagação da Pré-trinca de Fadiga.....</b>	<b>97</b>
<b>5.3.2.1 Região de Propagação da Pré-trinca de Fadiga Adjacente ao Passe de Raiz .....</b>	<b>97</b>
<b>5.3.2.2 Região de Propagação da Pré-trinca de Fadiga Adjacente aos Passes de Acabamento .....</b>	<b>102</b>
<b>6. CONCLUSÕES .....</b>	<b>106</b>
<b>7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>108</b>
<b>8. REFERÊNCIAS.....</b>	<b>109</b>

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 – Histórico de desenvolvimento dos aços API. ....	7
Figura 2 – Processo de laminação controlada com resfriamento acelerado. ....	8
Figura 3 – Microestrutura presentes no desenvolvimento de aços API.....	9
Figura 4 – Diagrama de Graville para aços API. ....	10
Figura 5 - Teor de carbono para diversos aços API. ....	13
Figura 6 – Custo de fabricação para diferentes tubos de aço API.....	15
Figura 7 – Projeto de Malha de dutos na Bacia de Santos com uso de tubos de aço API 5L X80. ....	17
Figura 8 – Ilustração das principais regiões de uma junta soldada.....	18
Figura 9 - Microconstituintes do metal de solda de aços API 5L X80. ....	19
Figura 10 - Influência do teor de AF no ensaio de impacto charpy. ....	20
Figura 11 - Formação da bainita no contorno de grão da austenita. ....	23
Figura 12 – Fator de deterioração do CTOD na ZTA em função do elemento de liga e do número de ciclos térmicos de soldagem.....	26
Figura 13 – Influência do tempo de resfriamento na fração de AM (%) e tamanho máximo de partícula AM ( $\mu\text{m}$ ). ....	28
Figura 14 - Ilustração sobre o mecanismo de fratura dúctil.....	29
Figura 15 - Ilustração sobre o mecanismo de fratura por clivagem.....	30
Figura 16 - Ilustração sobre o mecanismo de fratura dúctil e por clivagem ....	30
Figura 17 - Processo de soldagem manual com eletrodo revestido.....	32
Figura 18 - Esquema de soldagem com arame maciço pelo processo GMAW. ....	34
Figura 19 - Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-G. ....	35
Figura 20 - Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-S. ....	35
Figura 21 - Quantidade de robôs industriais para cada grupo de 10 mil trabalhadores. ....	39
Figura 22 - Semelhanças do robô antropomórfico e o braço humano.....	41
Figura 23 - Célula robótica para soldagem – configuração básica. (a) robô; (b) controle; (c) fonte de soldagem; (d) alimentador de arame; (e) rolo de arame; (f) cilindro de gás; (g) tocha de soldagem e (h) mesa de soldagem. ....	42
Figura 24 - Orientação do entalhe em corpos de prova para ensaio de tenacidade.....	47

Figura 25 - Configurações básicas de dissimilaridade mecânica da solda. ....	48
Figura 26 – Microestrutura do aço API 5L X80 utilizado. Aumento de 1000X. .	50
Figura 27 – Corte mecanizado da chapa de aço API 5L X80 com equipamento de corte à plasma.....	52
Figura 28 - Dimensões do Chanfro em K (mm).....	53
Figura 29 – Robô Motoman SK6 utilizado para soldagem. ....	54
Figura 30 - Posições de soldagem utilizadas no trabalho. ....	54
Figura 31 – Soldagem robotizada com arame tubular na posição plana.....	57
Figura 32 – Soldagem robotizada com arame tubular na posição vertical-ascendente.....	58
Figura 33 – Sequencia e número de passes utilizado nos procedimentos robotizados.....	58
Figura 34 – Metodologia para o levantamento do perfil de extensão da ZTA. .	59
Figura 35 - Metodologia para análise da microestrutura na ZTA.....	60
Figura 36 - Metodologia para determinação do perfil de microdureza. ....	60
Figura 37 – Metodologia para determinação do perfil de microdureza.....	61
Figura 38 – Extensão da ZTA para todos os procedimentos.....	62
Figura 39 - Medidas de microdureza para procedimento RP-G (linha L1). ....	66
Figura 40 - Medidas de microdureza para procedimento RP-G (linha L2). ....	69
Figura 41 - Medidas de microdureza para procedimento RP-G (linha L3). ....	71
Figura 42 - Microscopia óptica na região 1 da ZTA-GG (adjacente ao passe de raiz). RP-G (a), RP-S (b), RA-G (c) e RA-S (d). 500X.....	73
Figura 43 - Microscopia óptica na região 4 da ZTA-GF (adjacente ao passe de raiz). RP-G (a), RP-S (b), RA-G (c) e RA-S (d). ....	74
Figura 44 - Microscopia óptica na região 2 da ZTA-GG (adjacente ao passe de enchimento). RP-G (a), RP-S (b), RA-G (c) e RA-S (d). ....	75
Figura 45 - Microscopia óptica na região 5 da ZTA-GF (adjacente ao passe de enchimento). RP-G (a), RP-S (b), RA-G (c) e RA-S (d). ....	76
Figura 46 - Microscopia óptica na região 3 da ZTA-GG (adjacente ao passe de acabamento). RP-G (a), RP-S (b), RA-G (c) e RA-S (d). ....	78
Figura 47 - Microscopia óptica na região 6 da ZTA-GF (adjacente ao passe de acabamento). RP-G (a), RP-S (b), RA-G (c) e RA-S (d). ....	79
Figura 48 – Aspecto da superfície de fratura do ensaio CTOD em corpo de prova retirado do metal de base. CP02 (a), CP03 (b). ....	82
Figura 49 – Análise da delaminação por MEV. Aumento de 1500X.....	83
Figura 50 – Aspecto da superfície de fratura do ensaio CTOD nos procedimentos soldados na posição plana. CP10 (RP-G) (a), CP20 (RP- G) (b), CP15 (RP-S) e CP14 (RP-S).....	85
Figura 51 – Aspecto da superfície de fratura do ensaio CTOD nos procedimentos soldados na posição vertical ascendente. CP05 (RA-G) (a), CP24 (RA- G) (b), CP04 (RA-S) e CP22 (RA-S). ....	86
Figura 52 - Valores de extensão da pré-trinca de fadiga.....	87
Figura 53 – Microdureza na região da pré-trinca de fadiga. Centro/RP-G. ....	94
Figura 54 - Microdureza na região da pré-trinca de fadiga. Superfície/RP-G..	96

Figura 55 - Microestrutura na região de propagação da pré-trinca de fadiga e adjacente ao passe de raiz. CP01 (MB).....	98
Figura 56 - Microestrutura na região da pré-trinca de fadiga adjacente ao passe de raiz, a) RP-G (CP06), b) RP- S (CP12), c) RA-G (CP19), d) RA-S (CP23). Aumento 50X.....	99
Figura 57 - Microestrutura na região de propagação da pré-trinca de fadiga, adjacente ao passe de raiz. a) e b) CP06 (RP-G), c) e d) CP12 (RP-S). .....	100
Figura 58 - Microestrutura na região de propagação da pré-trinca de fadiga, adjacente ao passe de raiz. a) e b) CP19 (RA-G), c) e d) CP23 (RA-S). .....	101
Figura 59 - Microestrutura na região da pré-trinca de fadiga adjacente aos passes de acabamento, a) RP-G (CP06), b) RP- S (CP12), c) RA-G (CP19), d) RA-S (CP23). Aumento 50X.....	102
Figura 60 - Microestrutura na região de propagação da pré-trinca de fadiga, adjacente aos passes de acabamento. a) e b) CP06 (RP-G), c) e d) CP12 (RP-S). .....	104

## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 – Valores determinados de Pcm de aços API 5L X80 nacionais reportados na literatura. ....	12
Tabela 2 - Composição química máxima para aços API do tipo PSL2. ....	14
Tabela 3 - Projetos com tubos de aço API 5L X80 produzidos pela Europipe. (HILLENBRAND, 2008). ....	16
Tabela 4 - Demanda de projetos de tubulações de aço API 5L X80. ....	16
Tabela 5 – Pesquisas recentes sobre processos de soldagem e métodos de aplicação de aços API 5L X80 nacionais. ....	38
Tabela 6 - Composição química do aço API 5L X80 avaliada. ....	51
Tabela 7 – Passes e diâmetro dos consumíveis utilizados. ....	51
Tabela 8 - Composição química dos consumíveis. ....	52
Tabela 9 - Nomenclatura atribuída aos corpos de prova. ....	55
Tabela 10 - Parâmetros de soldagem. ....	56
Tabela 11 - Aporte térmico para cada procedimento de soldagem. ....	57
Tabela 12– Valores médios de extensão da ZTA e aporte térmico utilizado. ....	63
Tabela 13 - média e desvio padrão dos valores por região (linha L1) ....	67
Tabela 14 - média e desvio padrão dos valores por região (linha L2) ....	69
Tabela 15- média e desvio padrão dos valores por região (RP-G/linha L3) ....	72
Tabela 16 – Nomenclatura dos corpos de prova para ensaio CTOD. ....	79
Tabela 17 – Valores obtidos no ensaio CTOD. ....	81
Tabela 18 - Valores de extensão da pré-trinca de fadiga para todos os procedimentos. ....	88
Tabela 19 - média e desvio padrão dos valores de microdureza próximas a pré-trinca de fadiga (Procedimento RP-G). ....	95
Tabela 20 - média e desvio padrão dos valores de microdureza próximas a pré-trinca de fadiga (Procedimento RP-G). ....	97

## ABREVIATURAS, SÍMBOLOS E SIGLAS

$\sigma_{LE}$  - Limite de escoamento corrigido na temperatura do ensaio  
 $\sigma_{ys}$  - yield strength  
 $\delta$  - parâmetro CTOD  
 $a_0$  - Tamanho inicial da trinca  
A – (1) Amperes, (2) Laminação de desbaste (recristalização)  
Acab. – Acabamento  
Ar3 - Temperatura abaixo da qual haverá formação de ferrita  
AF – Ferrita Acicular  
Al – Alumínio  
AIF – Alloy Factor  
AM – Austenita-Martensita  
API - American Petroleum Institute  
Ar – Argônio  
ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga  
ASTM – American Society for Testing and Materials  
AWS – American Welding Society  
B – (1) Boro, (2) Bainita, (3) Espessura do corpo-de-prova  
BRICS – Países emergentes (iniciais no idioma inglês dos seguintes países: Brasil, Rússia, Índia, China e África do Sul).  
°C – Medida de temperatura em Celsius  
C – Carbono  
CE – Carbono Equivalente  
CO<sub>2</sub> – Dióxido de Carbono  
Cr – Cromo  
CTOD – Crack Tip Open Displacement  
Cu – Cobre  
E - Módulo de elasticidade  
Enc. – Enchimento  
EPE – Empresa de Pesquisa Energética  
EPS - Especificação de Procedimento de Soldagem  
ESAB - Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget  
F – Carga  
FC - Agregado Ferrita/ Carbonetos  
FCAW – Flux Cored Arc Welding  
FCAW –G – Flux Cored Arc Welding (com proteção gasosa)  
FCAW –S – Flux Cored Arc Welding (autoprotégido)  
FS (A) - Ferrita com segunda fase alinhada

FS (NA) - Ferrita com segunda fase não alinhada  
gf – Grama Força  
GMAW - Gas Metal Arc Welding  
GTAW – Gas Tungsten Arc Welding  
HV – Dureza Vickers  
HSLA - High Strength Low Alloy  
IIW - International Institute of Welding  
J – Joule  
k - fator de eficiência térmica do processo de soldagem  
Ksi – Medida de pressão (sistema Inglês)  
l - litro  
LBZ – Local Brittle Zone  
LF – Linha de Fusão  
LRSS – Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação  
RP – Procedimento robotizado na posição plana  
RA – Procedimento robotizado na posição vertical ascendente  
M - Martensita  
M<sub>L</sub> - Mismatch Level  
MB – metal de base  
MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura  
MFEL - Mecânica da Fratura Elástica Linear  
MFEP – Mecânica da Fratura Elasto-Plástica  
mm – milímetro  
Mn – manganês  
Mo – Molibdênio  
MO – Microscópio Óptico  
MPa – Mega Pascal  
MS – Metal de Solda  
N - Nitrogênio  
Nb – Nióbio  
Ni – níquel  
P – (1) Fósforo  
Pcm - Weld Cracking Parameter  
PF (I) - Ferrita Poligonal Intragranular  
PF(G) – Ferrita Primária de Contorno de Grão  
PSL - Product Specification Levels  
Q – Aporte Térmico  
RSW - Resistance Spot Welding  
s – segundo  
S – (1) Enxofre, (2) Distância entre os roletes de apoio (span)  
Si - Silício  
SMAW – Shielded Metal Arc Welding  
SOBRACOM - Sociedade Brasileira de Automação Industrial e Computação Gráfica  
Ti – Titânio  
TIH - Trincas Induzidas por Hidrogênio  
Tnr – Temperatura de não-recristalização  
Tac – Temperatura de acabamento  
TMCP – Thermomechanical Controlled Process  
TMCR - Thermomechanical Controlled Rolling

U - Tensão  
UFCG – Universidade Federal de Campina Grande  
UFMG - Universidade Federal de Minas Gerais  
USIMINAS - Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S/A  
UTGCA - Unidade de Tratamento de Gás de Caraguatatuba  
 $\nu$  - Coeficiente de Poisson  
V – (1) Vanádio, (2) Volts  
 $V_p$  - Componente plástico do deslocamento  
W – (1) Largura do corpo-de-prova, (2) Tungtenio  
WSM - Weld Strength Mismatch  
 $\gamma$  - Austenita  
Z - Espessura das “facas” de fixação do clip gage  
ZFL – Zona de Fragilização Localizada  
ZTA – Zona Termicamente Afetada  
ZTA GF – Zona Termicamente Afetada de Grãos Finos  
ZTA GG – Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros  
ZTA IC - Zona Termicamente Afetada Intercrítica  
ZTA SBCI - Zona Termicamente Afetada Subcrítica  
ZTA GG I - Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros Inalterada  
ZTA GG SPC - Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros supercrítica  
ZTA GG IC – Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros Intercrítica  
ZTA GG SBC - Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros Subcrítica

## 1. INTRODUÇÃO

Com uma demanda cada vez a maior, a indústria de petróleo e gás deve responder por quase dois terços dos investimentos na indústria nacional entre 2012 e 2015; dados da Petrobrás afirmam que a demanda por derivados de petróleo no Brasil deverá apresentar um crescimento 4,2% ao ano, entre 2012 e 2020; a estimativa é que até 2021 a produção de petróleo chegará a 5,4 milhões de barris por dia, o que seria um aumento de 145% em relação à produção de 2013; já a expectativa de crescimento para o gás natural seria 165% (GOMES, 2013).

Atualmente, a alternativa mais viável para transporte de petróleo e gás do ponto de vista econômico, é através de sistemas de oleodutos e gasodutos. No Brasil, a infraestrutura de gasodutos de transporte ainda é modesta quando comparada a de outros países, mesmo assim a extensão total de gasodutos de transporte no Brasil vem sofrendo uma expansão de 310% desde 1999, saindo de 2.317 km para 9.244 km (TEIXEIRA, 2014).

Seja para aplicações em terra ou no mar, as especificações para as tubulações que compõem estes grandes sistemas de dutos e gasodutos são elaboradas de acordo com as melhores práticas de fabricação; no caso do setor de petróleo e gás, estas especificações são realizadas pelo American Petroleum Institute (API 5L<sup>1</sup> (2007)).

A fim de suprir a crescente demanda na produção de petróleo e gás e a exploração em regiões que apresentam condições adversas (pressão, temperatura, etc.), tubulações estão sendo fabricadas com novos materiais, e uso de novas tecnologias; isto tem possibilitado a redução de custos através da redução da quantidade de aço, maior facilidade de transporte e instalação, redução de consumível de soldagem bem como o menor emprego da quantidade de energia no processo de fabricação (HILLENBRAND et al.,2005 a).

---

1 Specification for line pipe steel. 44. ed. American Petroleum Institute. United States of America, 2007. 176 p.

3 Estes aços apresentam limite de escoamento mínimo de 80.000 psi, o que equivale a 551 MPa.

Alguns projetos de dutos para o setor de petróleo e gás em andamento no Brasil, já começam a incluir aço de alta resistência e baixa liga do tipo API 5L X80<sup>2</sup>; este tipo de aços tem capacidade de suportar elevadas pressões, assim como propiciar redução de custos de fabricação, transporte e instalação, pela possibilidade de redução da espessura dos tubos.

No Brasil, os testes iniciais com tubulações de aço API 5L X80 de produção nacional ocorreram em 1998, fabricadas pela Tenaris Confab com chapas produzidas pela Usiminas.

Conforme relatado pela Tenaris Confab, o grande desafio foi desenvolver a composição química ideal que propiciasse excelente soldabilidade, assim como ótimas propriedades mecânicas (TENARIS CONFAB, 2008), já que não se iria modificar as linhas de produção para usar sistema de resfriamento acelerado com composição química mais limpa.

Em 2004, o aço API 5L X80 foi utilizado no território nacional pela primeira vez, como solução de um problema crítico enfrentado pela Petrobras, onde os tubos da plataforma de perfuração P23 apresentavam perda prematura de espessura por corrosão, evitando possível paralisação da plataforma na Bacia de Campos (TENARIS CONFAB, 2004).

O uso comercial de aços do tipo API 5L X80 no Brasil ainda é muito reduzido, principalmente pela falta de equipamento de controle de velocidade de resfriamento; porém, este problema está sendo superado com a introdução de novo equipamento na Usiminas, que em parceria com a Tenaris Confab, desenvolvem tubos API 5L X80 há 10 anos, e que agora, serão utilizados em 8,5 quilômetros de tubos, no projeto “onshore” Mexilhão, da Unidade de Tratamento de Gás de Caraguatatuba (UTGCA), da Petrobrás (ALMEIDA, 2014).

Em soldagem de tubulações o fator repetibilidade é um quesito de fundamental importância, principalmente quando os dutos são utilizados no setor de petróleo e gás; quando a soldagem é realizada de forma manual com eletrodo revestido, tem-se uma baixa repetibilidade do processo quando comparado a processos robotizados, já que naquela a qualidade da solda dependerá da constante habilidade e experiência do soldador.

Uma vantagem considerável da soldagem orbital de tubulações<sup>3</sup>, de forma robotizada (processo GMAW e FCAW), em comparação com a soldagem manual com eletrodo revestido (processo SMAW), é que nesta, o consumível utilizado possui tamanho limitado, em média 350 mm, ocasionando reaberturas de arco, o que não ocorre para os processos robotizados com alimentação contínua de arame. Ressalta-se também que em uma operação manual, devido ao próprio posicionamento do homem em relação ao tubo, realizar a soldagem nas posições sobre-cabeça, vertical ascendente e plana de forma contínua, é impraticável, principalmente em tubos de grandes dimensões.

Sabendo que para cada posição de soldagem (plana, vertical descendente, sobre-cabeça e vertical ascendente) existe um conjunto ótimo de parâmetros a serem utilizados (corrente, tensão, velocidade de soldagem, distância do bico de contato a peça e ângulo da tocha), tem-se a seguinte questão: como realizar a variação controlada destes parâmetros ao alterar a posição de soldagem, sem precisar interromper o processo? Uma possibilidade seria a utilização de um sistema robotizado.

Logo, o emprego de processos automatizados como GMAW e FCAW, com alimentação contínua de arame, parece ser uma alternativa bastante viável; processos automatizados compensariam, também, a demanda disponível de mão de obra especializada em soldagem no Brasil, que ainda é bastante reduzida diante dos grandes desafios para o setor de petróleo e gás para os próximos anos.

A utilização de aços de alta resistência como o API 5L X80 oferece grandes vantagens, porém, o processo de soldagem destes aços ainda é uma tarefa que exige muito cuidado, principalmente para os aços de fabricação nacional, que ainda possuem uma composição química carregada, ou seja, com uma quantidade maior de elementos de liga, e conseqüentemente, mais propício a ocorrência de alterações microestruturas que possam comprometer suas propriedades mecânica durante a soldagem.

Apesar da boa soldabilidade do aço API 5L X80 na região da ZTA, várias pesquisas (MOEINIFAR, 2010; BAYRAKTAR, 2004; BONNEVIE, 2004;

---

<sup>3</sup> A tocha de soldagem se movimenta enquanto o tubo fica parado.

MOHSENI, 2012) indicam que pode ocorrer deterioração das propriedades mecânicas, atribuída principalmente a presença de microestruturas frágeis como o microconstituente AM do tipo massivo. Considerando então a ZTA, quanto mais suave for a transição entre metal de solda e metal de base, menos maléfica esta região será com relação às propriedades mecânicas, principalmente quando esta junta estiver submetida a cargas cíclicas.

Uma solda robotizada com alimentação contínua do arame, possibilita um maior controle dos parâmetros de soldagem, contribuindo para maior uniformidade na extensão da ZTA, e reduzindo paradas indesejáveis que são bastante normais quando se utiliza processo manual com eletrodo revestido; logo, a possibilidade de redução de heterogeneidades é uma característica importante quando da utilização da soldagem robotizada, principalmente na soldagem do aço API 5L X80, e em especial no passe de raiz, já que esta é uma região de alta concentração de tensão.

## **2. OBJETIVOS DO PROJETO**

### **2.1. OBJETIVO GERAL**

➤ Avaliação microestrutural e das propriedades mecânicas em juntas soldadas de aços API 5L X80 utilizados para transporte de petróleo e gás usando processo de soldagem robotizado.

### **2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

➤ Realizar soldagem de passe de raiz com o processo GMAW de forma robotizada.

➤ Realizar soldagem robotizada de juntas do aço API 5L X80 na posição plana e vertical-ascendente

➤ Avaliar o perfil de microdureza, a extensão da ZTA e microestrutura da zona termicamente afetada de juntas soldadas por processo FCAW-G de forma robotizada;

➤ Avaliar o perfil de microdureza, a extensão da ZTA e microestrutura da zona termicamente afetada de juntas soldadas por processo FCAW-S de forma robotizada;

➤ Avaliar a tenacidade à fratura a partir de ensaio CTOD das juntas soldadas do aço API5L X80 submetidas a processos de soldagem FCAW-G e FCAW-S de forma robotizada.

### **3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

#### **3.1. DESENVOLVIMENTO DOS AÇOS API**

A “American Petroleum Institute” ou API surgiu no ano de 1919, atualmente é a maior associação de negócios relacionados ao petróleo de todos os Estados Unidos, representando todos os setores da indústria petrolífera. Ela atua nas especificações de engenharia referentes à perfuração e equipamentos de produção para o setor de petróleo e gás.

O desenvolvimento dos aços API, que se incluem na categoria HSLA (High Strength Low Alloy) ou ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) no Brasil, tem sido fortemente beneficiado pelo grande avanço tecnológico; as técnicas de fabricação de aços nos últimos 60 anos contribuíram para uma maior compreensão dos fatores que controlavam a resistência e a tenacidade destes materiais; desde então, consegue-se obter aços com boa relação de propriedades mecânicas, associado com uma microestrutura refinada.

Tudo começou em 1948 quando foi introduzida uma especificação API 5L para tubulações de aço X42; já em 1959 houve o desenvolvimento do aço X52, amplamente utilizado em gasodutos de alta pressão no decorrer da década de 60; no final da década de 60 já estava sendo produzido o aço X60 que baseava-se na laminação a quente seguido de tratamento térmico de normalização com adição de vanádio como elemento de liga (processo P1 na Figura 1).

A partir de 1970, devido à exploração de petróleo no ártico, assim como ocorrências de fraturas frágeis em dutos nos Estados Unidos, levou-se ao desenvolvimento de aços com maiores requisitos de tenacidade.

Neste período foi desenvolvida uma nova rota de produção chamada TMCR (Thermomechanical Controlled Rolling); a adição de elementos de liga como o nióbio e o vanádio (processo P2 na Figura 1) possibilitou a redução do teor de carbono e foi possível a evolução dos aços para o grau X70, reduzindo custos de fabricação e melhorando as propriedades mecânicas pelo refino de grão; desde então, este aço tornou-se o padrão mundial na construção de dutos.

Já em 1980, o TMCR foi aperfeiçoado com a introdução do resfriamento acelerado<sup>4</sup> (ilustrado na Figura 2) na região de não-recristalização, e a adição de titânio como elemento de liga (processo P3 na Figura 1), surgia assim o TMCP (Thermomechanical Controlled Process), tornando-se possível a produção do aço API 5L X80 com estrutura acicular, ou ferrítico bainítico, maior refino de grão e teor de carbono mais reduzido.

Nos últimos anos, começaram a ser produzidos aços com grau superior ao X80, decorrentes da adição de novos elementos de liga como o molibdênio (processo P4 na Figura 1) nos aços API do tipo X100, como o cobre e o níquel (processo P5 na Figura 1) nos aços API do tipo X120, possível também pela utilização de variantes do processo de resfriamento acelerado, como o super-resfriamento acelerado.

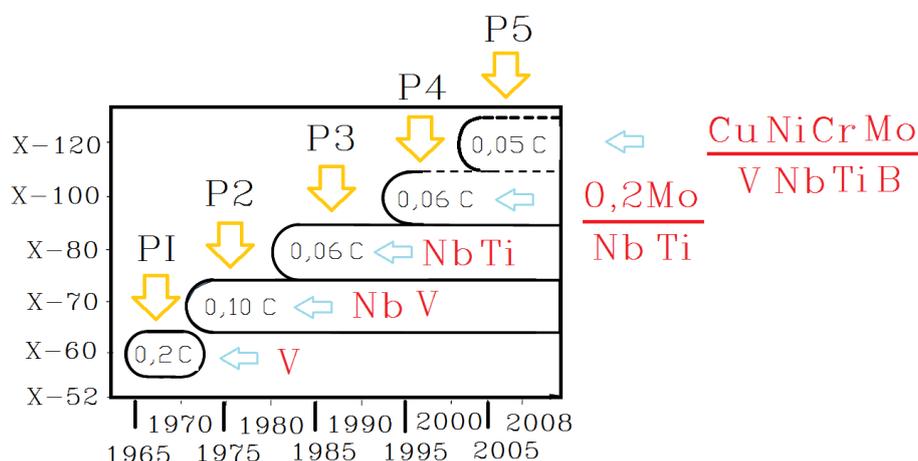


Figura 1 – Histórico de desenvolvimento dos aços API. (adaptado de HILLENBRAND et al., 2008).

No Brasil, os primeiros estudos sobre o aço API 5L X80 aconteceram em 1986 pela Cosipa; já em 2000, iniciou-se um projeto envolvendo várias entidades a fim de estudar a aplicação e desenvolvimento destes aços; foram fabricadas chapas com espessura de 15 a 17 mm com processo TMCR, sendo necessária a adição de mais elementos de liga para compensar a ausência de resfriamento acelerado e obter a microestrutura e resistência mecânica típica destes aços;

<sup>4</sup> O resfriamento acelerado promove formação de vários defeitos de rede, como discordâncias, contornos de subgrãos e interfaces matriz-inclusões, permitindo que ocorra nucleação de ferrita nestes locais, refinando ainda mais a microestrutura final.

atualmente, esta tem sido a rota de produção do aço API 5L X80 produzido no Brasil pela Usiminas.

De acordo com resultados apresentados por SILVA (2009), a adição de mais elementos de liga no aço API 5L X80 de produção nacional pode vir a trazer conseqüências deletérias ao material quando este for submetido a ciclos térmicos de soldagem; esta influência já havia sido reportada por BOTT (2005) que concluiu através de pesquisa que o alto teor de elementos de liga utilizado no aço nacional prejudica a soldabilidade e o correto equilíbrio entre resistência mecânica e tenacidade na ZTA na etapa de soldagem.

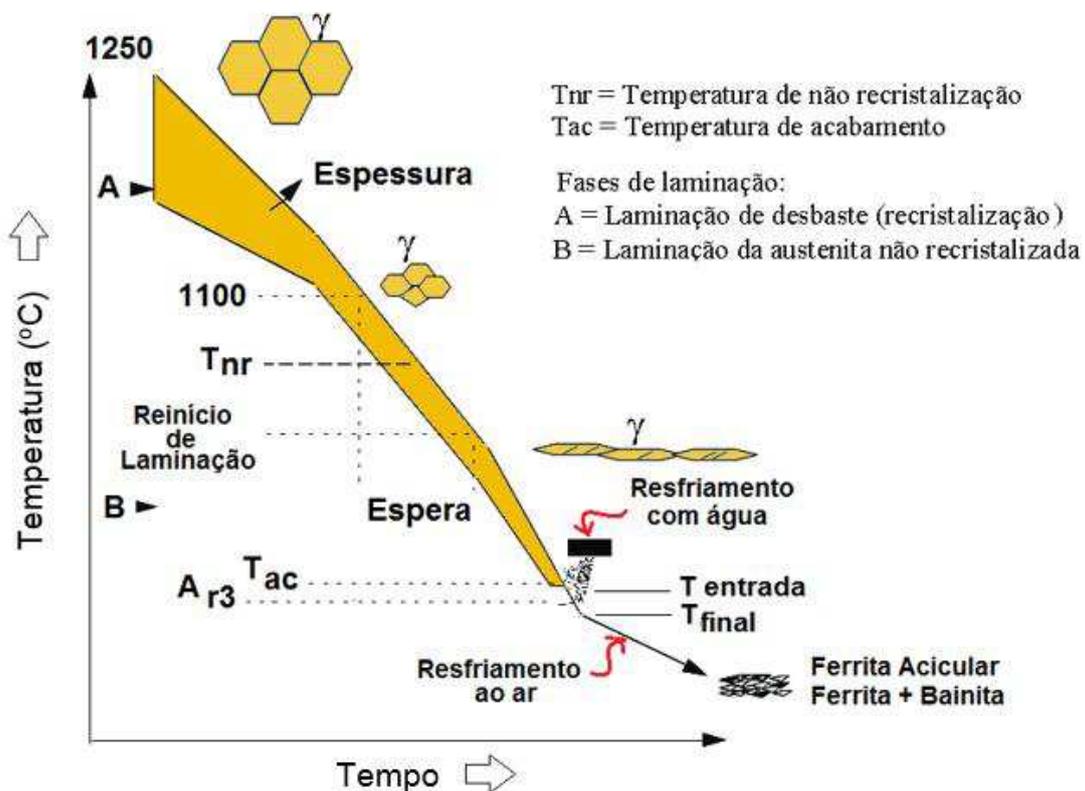


Figura 2 – Processo de laminação controlada com resfriamento acelerado. (adaptado de GODOY, 2008).

A microestrutura final observada nos aços API está indicada na Figura 3, onde percebe-se a influência significativa do tipo da microestrutura nas propriedades mecânicas de cada grau de aço API quando comparado com o tradicional aço doce, ou seja, com teor de carbono em torno de 0.1%.

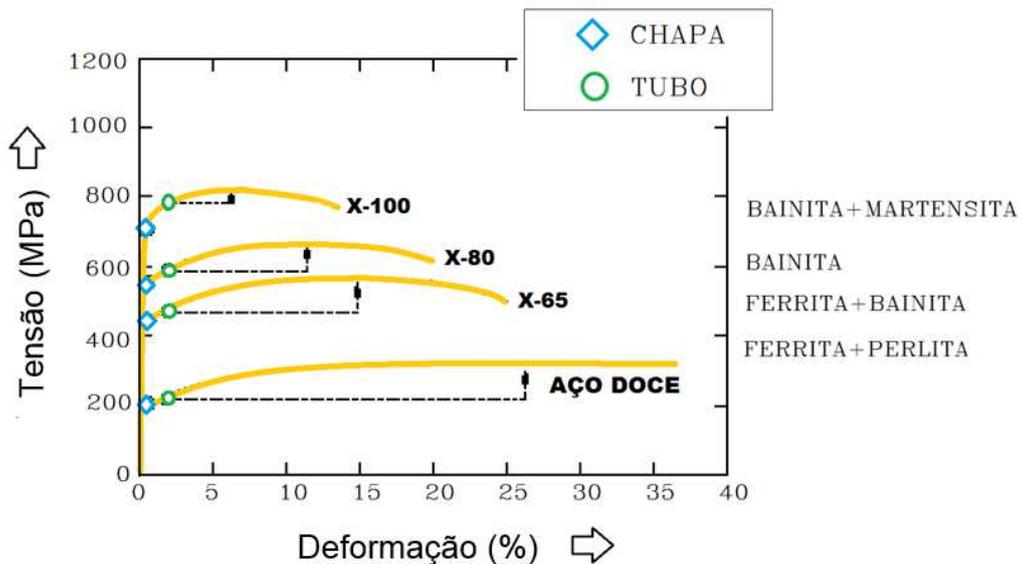


Figura 3 – Microestrutura presentes no desenvolvimento de aços API. (adaptado de MURRAY, 2011).

Uma estrutura de transformação típica de aços API com teor de C ultra-baixo é a bainita globular que consiste de uma mistura das formas clássicas de bainita com pequenas ilhas de martensita e austenita retida, conhecido como microconstituente AM. A formação desta ilha ocorre durante o resfriamento contínuo, sendo a taxa de resfriamento e o teor de carbono os fatores principais no controle da fração volumétrica deste tipo de microconstituente (BATISTA et al., 2002).

No aço X80 o microconstituente AM é de fundamental importância para o aumento da resistência e tenacidade, desde que esteja em quantidade limitada e sob morfologia refinada e dispersa (BATISTA et al., 2002; LAITINEN, 2006).

### 3.1.1. SOLDABILIDADE DOS AÇOS API

A soldabilidade destes aços indica como os mesmos podem ser preferencialmente soldados, apresentando juntas sem defeitos de soldagem e, conseqüentemente, melhor desempenho em serviço, devido ao menor endurecimento da zona termicamente afetada (ZTA) e menor risco de trincamento por hidrogênio (YURIOKA, 2001; MACIEL, 1994).

Ao efeito “endurecedor” do carbono nos aços foram adicionados os efeitos de vários elementos químicos presentes na liga, surgindo o conceito de Carbono Equivalente (CE), índice que indica o efeito da composição química na

dureza máxima da ZTA e, conseqüentemente, em sua soldabilidade (YURIOKA, 2001).

A determinação do CE definido pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) é dado pela Equação 1.

$$CE = c + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad \text{Eq. 1}$$

A Figura 4 ilustra o diagrama de Graville<sup>5</sup>, utilizado por muitos autores como GRAY e PONTREMOLI (1987) para analisar a soldabilidade dos aços API; observa-se pelo diagrama que a soldabilidade destes aços aumenta com a diminuição do teor de carbono e do valor do carbono equivalente; na região A tem-se boa soldabilidade, na região B a soldagem deve ser realizada com cuidados especiais, já a região C caracteriza baixa soldabilidade.

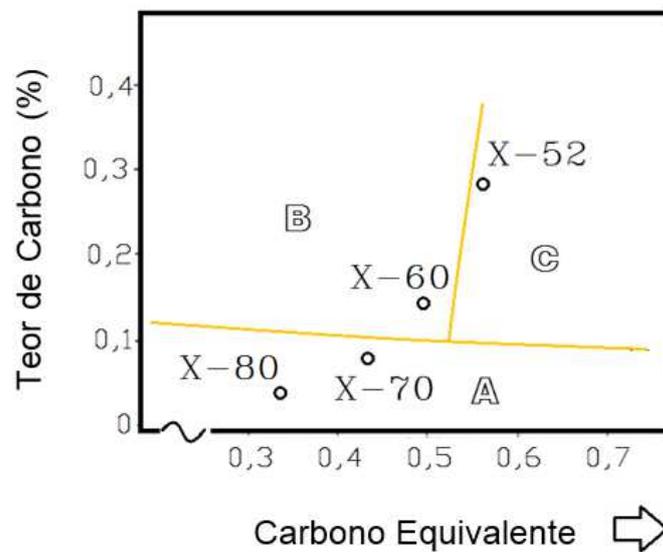


Figura 4 – Diagrama de Graville para aços API. (adaptado de GRAY & PONTREMOLI, 1987).

Estudos sobre o grau de susceptibilidade a fragilização por hidrogênio<sup>6</sup> no aço X80 de produção nacional tem sido reportado na literatura; segundo

<sup>5</sup> Este diagrama foi desenvolvido por GRAVILLE (1976).

<sup>6</sup> A fragilização por hidrogênio degrada as propriedades mecânicas do material; o hidrogênio pode se originar tanto do ambiente (corrosão, pressão de gás, etc) como internamente em

ARAÚJO (2013) este aço se mostrou susceptível a fragilização por hidrogênio ambiental, entretanto, não foi observado o mesmo comportamento ao considerar fragilização por hidrogênio dissolvido dentro da matriz, antes de etapas de testes ou operação, o que poderia ser atribuído a presença de elementos microligantes que agem de forma benéfica em relação à fragilização por hidrogênio.

Porém, durante a soldagem, pode ocorrer o aprisionamento de hidrogênio na poça de fusão, e que posteriormente difunde-se para a ZTA, e na presença de altas densidades de discordâncias pode ocasionar o trincamento a frio.

A fim de avaliar o grau de susceptibilidade de trincas induzidas por hidrogênio (TIH) para aços API que apresentam teores de carbono inferiores a 0,1%, ITO e BESSYO (1968) propuseram um parâmetro mais específico conhecido como Pcm (Weld Metal Cracking Parameter), conforme Equação 2.

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad \text{Eq. 2}$$

A norma API 5L (2007) recomenda que o valor máximo de Pcm não ultrapasse 0,25, o que pode prejudicar a soldabilidade do aço e torná-lo mais susceptível a fragilização por hidrogênio.

Nos últimos anos, diversas pesquisas sobre a soldagem do aço API 5L X80 tem sido desenvolvida no país, cuja soldabilidade é influenciada pela sua composição química, definido pelo parâmetro Pcm.

A variedade de composição química do aço API 5L X80 de produção nacional, tem gerado diversos valores de Pcm, conforme é apresentado na Tabela 1.

---

operações de soldagem ou processo de fundição onde o hidrogênio é absorvido para dentro do material.

Tabela 1 – Valores determinados de Pcm de aços API 5L X80 nacionais reportados na literatura.

REFERÊNCIA	Pcm
FERREIRA (2001)	0,16
ORDÓÑEZ (2004)	0,16
SILVA, M. (2004)	0,16
SILVA, M. (2009)	0,17
SILVA, J. H. F. (2004)	0,16
ALMEIDA (2005)	0,17
VALIM (2005)	0,16 e 0,18
ROZA (2006)	0,18
PINTO (2006)	0,19
BATISTA et al. (2007)	0,17
BUENO (2007)	0,17
DURAND (2007)	0,20
RAMÍREZ (2008)*	0,13
CALOI (2008)	0,18
MEIRELES (2009)	0,18
CORIMAYA (2009)	0,16
BALLESTEROS (2009)	0,20
ROCHA (2010)	0,17
ALBUQUERQUE (2010)	0,17
PASSAGEM (2011)*	0,13

Esta variedade de valores de Pcm apresentados na Tabela 1 é decorrente da utilização de uma maior quantidade de elementos de liga, a fim de compensar a ausência do resfriamento acelerado, o que poderá vir a prejudicar a soldabilidade e as propriedades mecânicas na ZTA quando o mesmo for submetido a ciclos térmicos de soldagem.

### 3.2. TUBULAÇÕES DE AÇO API

A norma do API 5L (2007) exige que aços para tubulações sejam elaborados com as melhores práticas para a produção de aços limpos, assegurando sua aplicação em locais onde a tenacidade é um requisito fundamental; logo, para que estas tubulações possam ser enquadradas dentro das especificações, devem atender aos requisitos associados à sua aplicação, composição química e resistência mecânica.

A API 5L estabelece o termo PSL<sup>7</sup> para definir o rigor dos requisitos técnicos de aços utilizados em tubulações, sendo que para o nível PSL 2 se têm um controle mais estreito da composição química, conforme pode ser observado na Figura 5, assim como valores mais definidos de tenacidade e resistência à tração.

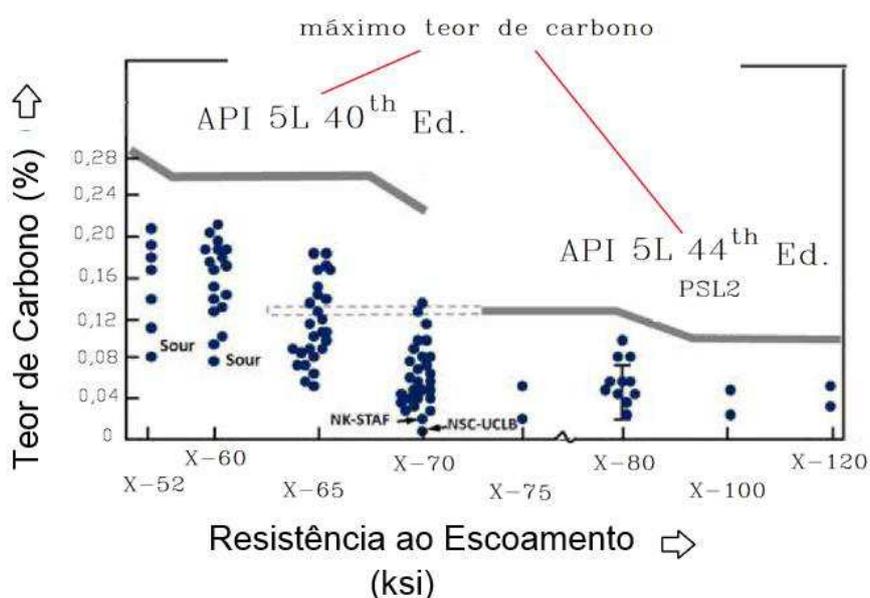


Figura 5 - Teor de carbono para diversos aços API.  
(adaptado de GRAY e PETERS, 2002).

O avanço no desenvolvimento dos aços API para tubulações vem associado com a redução do teor de carbono; na Tabela 2 é apresentado um indicativo do grau de aço API em função do teor de carbono.

7 Product Specification Level

Tabela 2 - Composição química máxima para aços API do tipo PSL2.  
(adaptado de API 5L, 2007).

Grau	C <sup>b</sup>	Si	Mn <sup>b</sup>	P	S	V + Nb + Ti	OUTROS	CE	
								CE <sub>IIW</sub>	CE <sub>Pcm</sub>
X52	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015	≤ 0,15	I	0,43	0,25
X56	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015			0,43	0,25
X60	0,12	0,45	1,60	0,025	0,015		II	0,43	0,25
X65	0,12	0,45	1,60	0,025	0,015			0,43	0,25
X70	0,12	0,45	1,70	0,025	0,015			0,43	0,25
X80	0,12	0,45	1,85	0,025	0,015		III	0,43 <sup>f</sup>	0,25
X90	0,10	0,55	2,10	0,020	0,010			0,25	
X100	0,10	0,55 <sup>f</sup>	2,10	0,020	0,010		IV	—	0,25
X120	0,10	0,55 <sup>f</sup>	2,10	0,020	0,010			0,25	

- I ⇒ Cu - 0,5% | Ni - 0,3% | Cr - 0,3% | Mo - 0,15%  
 II ⇒ Cu - 0,5% | Ni - 0,5% | Cr - 0,5% | Mo - 0,5%  
 III ⇒ Cu - 0,5% | Ni - 1,0% | Cr - 0,5% | Mo - 0,5%  
 IV ⇒ B - 0,004%

O uso de X80 tem apresentado bons resultados quanto à melhoria de custos em tubulações “onshore”, principalmente pela possibilidade de redução da espessura da chapa de aço, e conseqüentemente, menor custo no transporte e construção das tubulações; já para transporte de gás em longas distâncias o uso de X100 e X120 parece ser uma solução mais viável em virtude da necessidade de maior redução de material, e conseqüentemente, menores custos de produção e transporte (HILLENBRAND et al., 2005b).

Na Figura 6 tem-se o custo de fabricação por tonelada de tubo, para diferentes tipos de aço API; observa-se uma redução de aproximadamente 25% na espessura de parede do X60 ao X80; a utilização de graus superiores, além de propiciar uma redução na espessura de parede, mantendo a mesma capacidade de transporte, também diminui custos associados com transporte.

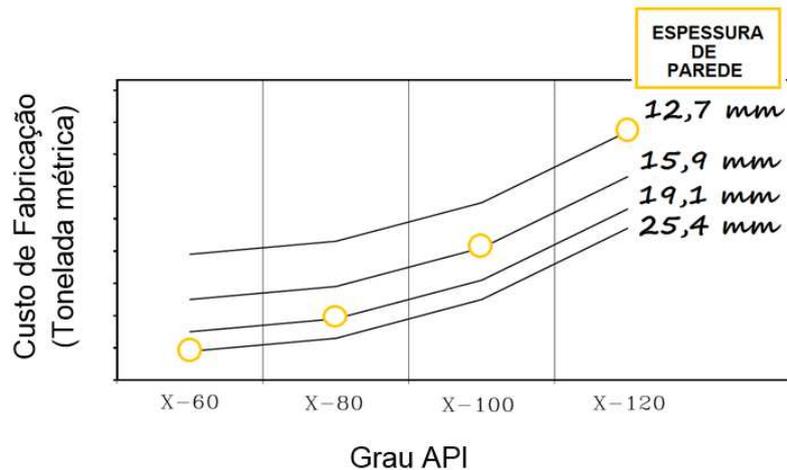


Figura 6 – Custo de fabricação para diferentes tubos de aço API. (adaptado de GRAF et al., 2003).

Diversas tubulações instaladas na Europa e América do Norte duas décadas atrás mostram que o uso de X80 não tem causado problemas com propriedades mecânicas e soldagem; na Tabela 3 são apresentados alguns projetos utilizando aço API 5L X80 produzidos pela Europipe.

Um exemplo da eficiência da utilização do X80 foi um projeto na Alemanha em 1992, conhecido como “Ruhrgas”, sendo a primeira linha de tubulações utilizando X80, com tubulações de 250 km de comprimento. Uma redução de material de aproximadamente 20000 ton foi obtida ao utilizar X80 em detrimento do X70 e, conseqüentemente, ocasionou uma redução nos custos de transporte de tubos assim como redução nos custos de soldagem, pela redução do tempo de soldagem ao serem soldadas paredes com espessuras mais finas (KALWA et al., 2002).

Tabela 3 - Projetos com tubos de aço API 5L X80 produzidos pela Europipe. (HILLENBRAND, 2008).

Ano	Projeto	Geometria	Comprimento
1984	Megal II	44" x 13,6 mm	3,2 km
1985	CSSR	56" x 15,4 mm	1,5 km
1991/92	Ruhrigas	48" x 18,3 mm 48" x 19,4 mm	259 km
2001/ 07	National Grid (Transco)	48" x 14,3 mm 48" x 15,1 mm 48" x 20,6 mm 48" x 22,9 mm	690 km
2001/03	CNRL	24" x 25,4 mm	12,7 km
2003	Murray	20" x 20,6 mm	2,4 km
2004/05	Snam Retegas	48" x 16,1 mm	10 km
2004	Stadtwerke Münster	56" x 20,5 mm	1,6 km

Sistemas de tubulações com capacidade de suportar pressões acima de 10 Mpa apresentam demanda crescente em diversos países; LIESSEM (2007) apresentou uma estimativa de mais de 20.000 km de tubulações de aço API, com grau igual ou superior ao X80, a serem instaladas no período compreendido entre 2007 a 2012, conforme indicado na Tabela 4.

Tabela 4 - Demanda de projetos de tubulações de aço API 5L X80. (LIESSEM, 2007).

Região	Comprimento	Grau
<b>América do Norte</b>	<b>11.000 Km</b>	<b>X80/X100</b>
<b>Rússia</b>	<b>2.000 Km</b>	<b>X80</b>
<b>China</b>	<b>8.000 Km</b>	<b>X80</b>
<b>Europa</b>	<b>500 Km</b>	<b>X80</b>

No Brasil, em decorrência das recentes descobertas de petróleo do pré-sal, na Bacia de Santos, projetos utilizando tubulações de aço API 5L X80 de fabricação nacional estão em fase de desenvolvimento, como por exemplo, o projeto Mexilhão da Petrobrás, conforme ilustrado na Figura 7; são 8,5 km deste material a ser instalado na Unidade de Tratamento de Gás de Caraguatatuba (UTGCA).



Figura 7 – Projeto de Malha de dutos na Bacia de Santos com uso de tubos de aço API 5L X80.  
(adaptado de TENARIS CONFAB, 2008).

### 3.3. MICROESTRUTURA RESULTANTE DO PROCESSO DE SOLDAGEM DE AÇOS API APLICADOS EM TUBULAÇÕES

Uma junta soldada é constituída por: metal de base (MB), metal de solda (MS), Linha de fusão (LF) e zona termicamente afetada (ZTA) conforme ilustrado na Figura 8, podendo ser ainda monopasse ou multipasse em função das características de cada procedimento de soldagem.

Para juntas soldadas com múltiplos passes, ocorrem transformações parciais das microestruturas da ZTA pelos passes subsequentes, formando sub-regiões com microestrutura e propriedades diversas, ver Figura 8; no caso da soldagem de aços API 5L X80 fabricados pelo processo convencional, sem resfriamento acelerado, onde a composição química do aço apresenta uma maior quantidade de elementos de liga, logo, os sucessivos ciclos térmicos de soldagem resultam numa maior complexidade microestrutural nesta região, assim como uma maior possibilidade de formação de microconstituintes frágeis na ZTA.

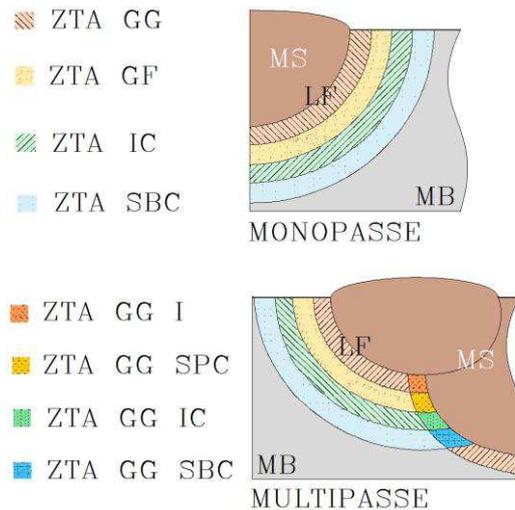


Figura 8 – Ilustração das principais regiões de uma junta soldada. (adaptado de DAVIS e KING, 1994).

### 3.3.1. MICROESTRUTURA NO METAL DE SOLDADA

O Metal de solda é uma zona que solidifica heterogeneamente a partir da interface com o metal sólido, especificamente na ZTA de grãos grosseiros, sendo que os grãos que se solidificam inicialmente têm suas larguras definidas por esta vizinhança.

As microestruturas presentes no metal de solda dependem da composição química do metal de base e do metal de adição, do ciclo térmico de soldagem, do tamanho de grão austenítico e do teor de distribuição das inclusões não metálicas; estes fatores também são influenciados pela energia de soldagem, pela espessura e geometria da junta, pela temperatura de pré-aquecimento e interpasse, assim como a utilização ou não de gás de proteção.

Para a identificação dos constituintes microestruturais no metal de solda, o International Institute of Welding (IIW, 1988) apresentou uma terminologia internacional na descrição destes constituintes; a Figura 9 ilustra os principais microconstituintes encontrados no metal de solda de aços API 5L X80; a descrição é apresentada para observações realizadas por microscopia ótica e podem ser classificadas da seguinte forma:

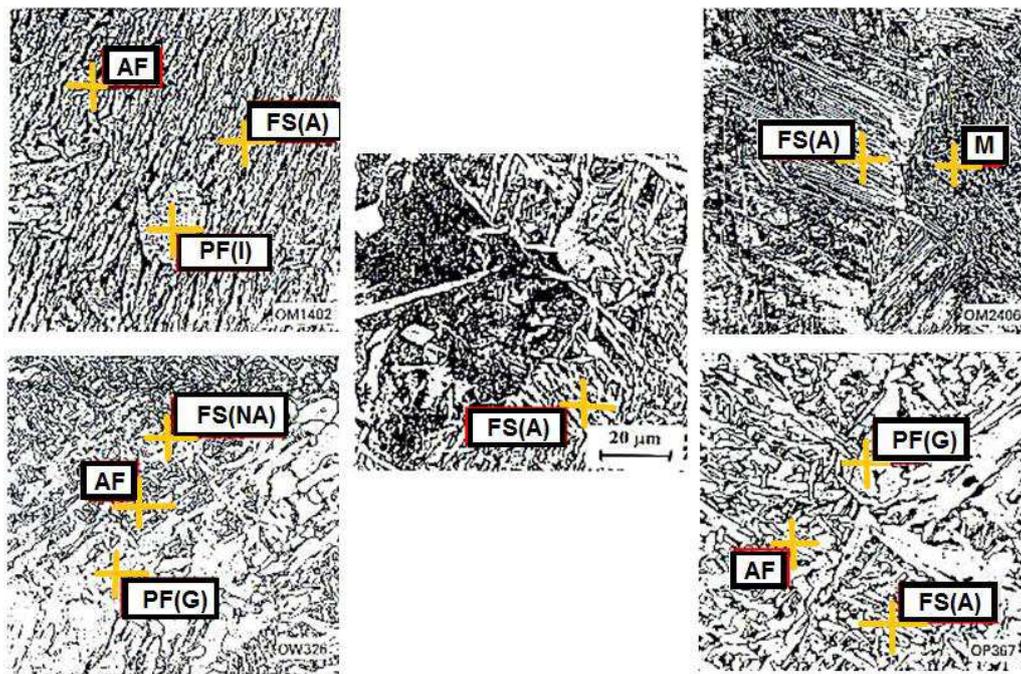


Figura 9 - Microconstituintes do metal de solda de aços API 5L X80. (adaptado de VENTRELLA, 1999).

d) FERRITA PRIMÁRIA DE CONTORNOS DE GRÃO (PF(G)) - tem forma alongada e um aspecto claro e liso. Ocorre a taxas de resfriamento muito lentas e sua formação em aços ARBL não é comum, pois os elementos de liga retardam tanto a nucleação da ferrita primária quanto seu crescimento difusional que ocorre nos contornos de grãos austeníticos.

e) FERRITA POLIGONAL INTRAGRANULAR (PF (I)) - ocorre no interior dos grãos austeníticos, aparecendo na forma de grãos normalmente poligonais. Sua formação acontece com taxas de resfriamento muito lentas.

f) FERRITA ACICULAR (AF) - ocorre no interior do grão austenítico original sob taxas de resfriamento mais elevadas quando comparados com a ferrita primária. Este microconstituente apresenta granulação fina e entrelaçada, composta por finas ripas de ferrita com cementita entre estas ripas (MEI e SILVA, 1988); devido à distribuição caótica das ripas de ferrita, este microconstituente torna-se bastante favorável ao aumento da tenacidade no metal de solda de aços ARBL (ZHANG e FARRAR, 1997; GRONG, 1994). Na Figura 10 têm-se um gráfico mostrando a relação entre a energia absorvida em teste de impacto charpy com

o teor de AF. Observa-se que quanto maior o percentual de AF mais elevado é o valor da energia absorvida e, ao mesmo tempo, menor a temperatura de transição dúctil-frágil.

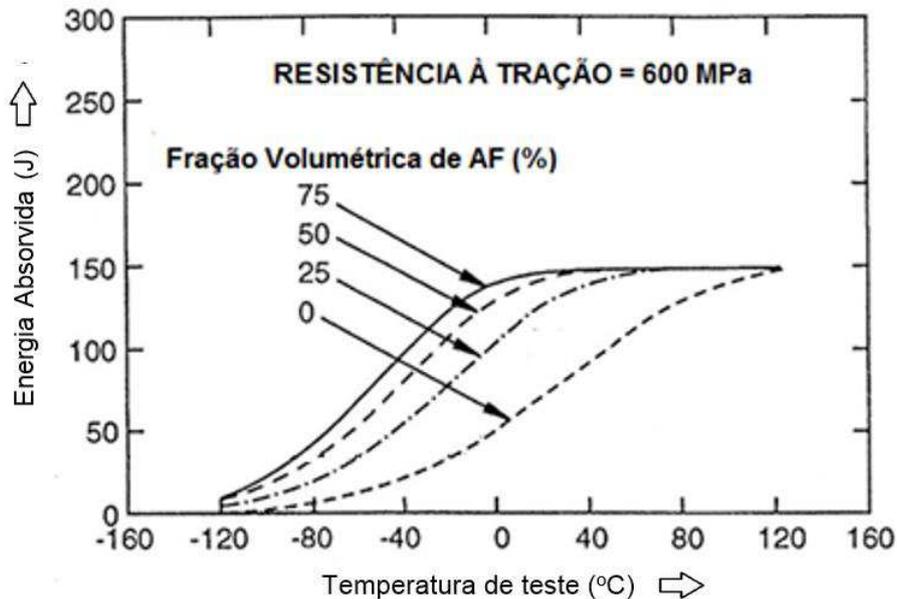


Figura 10 - Influência do teor de AF no ensaio de impacto charpy. (adaptado de GRONG, 1994).

g) FERRITA COM SEGUNDA FASE ALINHADA (FS (A)) - é formada por grãos grosseiros e paralelos de ferrita em forma de ripas. Quando a relação comprimento/largura é maior que 4:1, são classificados como FS (A).

h) FERRITA COM SEGUNDA FASE NÃO ALINHADA - FS (NA) é formada por ferrita que circunda ripas de ferrita acicular ou outros microconstituintes que se apresentem com forma equiaxial. Apresenta-se em forma não paralela.

i) AGREGADO FERRITA/ CARBONETOS (FC) - é formado no interior dos grãos da austenita; compreende uma estrutura fina de ferrita/carbonetos, incluindo perlita e ferrita com interfaces de carboneto.

j) MARTENSITA (M) - apresenta-se com forma de ripas ou maclada de acordo com o teor de carbono. É formada como produto final de transformação da austenita sob condições de altas taxas de resfriamento. Por outro lado, sua identificação normalmente não é possível de ser feita utilizando-se apenas microscopia ótica.

### 3.3.2. MICROESTRUTURAS NA ZTA

A ZTA é a região da junta soldada mais propícia a ocorrência de trincas. Isto acontece devido às baixas propriedades mecânicas observadas em função do tipo de microestrutura presente nestas regiões e que são decorrentes das grandes variações térmicas advindas dos ciclos térmicos de soldagem; são descritas abaixo as principais regiões presentes na ZTA, conforme ilustrado anteriormente na Figura 8.

a) REGIÃO DE GRÃOS GROSSEIROS (ZTA GG): esta região ocorre na faixa de temperaturas de 1100 °C a 1500 °C, o maior tamanho de grão austenítico favorece a temperabilidade do aço com conseqüente formação de martensita sob taxas de resfriamento típicas do processo de soldagem. A formação deste tipo de microestrutura diminui consideravelmente a tenacidade do material; logo, esta é considerada a sub-região mais crítica da junta soldada.

b) REGIÃO DE GRÃOS FINOS (ZTA GF): esta região ocorre na faixa de temperaturas entre 850 °C e 1100 °C, como a temperatura não é suficientemente elevada, o crescimento do tamanho de grão austenítico não é significativo.

c) REGIÃO INTERCRÍTICA (ZTA IC): esta região ocorre na faixa de temperaturas entre 750 °C e 850 °C, há apenas transformação parcial da austenita, a microestrutura resultante será refinada, entretanto, os teores de carbono dessa austenita são maiores que os valores nominais dos aços.

d) REGIÃO SUBCRÍTICA (ZTA SBC): esta região ocorre na faixa de temperaturas entre 500 °C e 750 °C, não ocorre nenhuma transformação austenítica, mas ainda assim o aço pode sofrer efeitos da temperatura.

Em soldagem multipasses, tem-se também a formação de sub-regiões da ZTA GG, que promovem a formação de microconstituintes específicos de acordo com a taxa de resfriamento observada, são elas: ZTA GG I (zona de grãos grosseiros inalterada), ZTA GG SPC (zona de grãos grosseiros supercrítica),

ZTA GG IC (zona de grãos grosseiros intercristica) e ZTA GG SBC (zona de grãos grosseiros subcristica).

Durante a soldagem, se a taxa de resfriamento é alta, a austenita enriquecida de carbono transforma-se parcialmente em martensita e a austenita restante fica retida à temperatura ambiente formando o microconstituente AM, que pode resultar em ZFL (zonas de fragilização localizada)<sup>8</sup>, também conhecidas por LBZ (Local Brittle Zone), que degradam a tenacidade na ZTA GG (SILVA, 2009; VISHNU, 1984; BHADSHIA e HONEYCOMBE, 2006); logo, a tenacidade na ZTA é influenciada pela quantidade, tipo e distribuição do microconstituente AM presente (LAITINEN, 2006).

A ZTA é a região de maior cuidado na junta soldada, principalmente na região de grãos grosseiros, que é considerada uma zona crítica e muito favorável ao surgimento de trincas; no aço API 5L X80 pode surgir microconstituintes frágeis como a martensita, além de constituintes AM que dependendo da sua morfologia pode induzir a formação de trincas (ALMEIDA, 2005).

DAVIS e KING (1994) enfatizam que a presença do microconstituente AM não é necessariamente nociva, depende da sua fração volumétrica, morfologia (massivo ou alongado) e dureza.

Para melhorar a tenacidade à fratura na ZTA, são selecionados procedimentos de soldagem que reduzam a fração volumétrica da martensita e do microconstituente AM, e promovam aumento no percentual de microestruturas mais tenazes (SANT'ANNA, 2006; DAVIS e KING, 1994).

O tamanho de grão da austenita diminui drasticamente com a distância a partir da linha de fusão. Esta zona mais distante é conhecida como ZTA GF, ou zona de granulação fina, apresenta-se menos temperável e com produtos de transformações mais tenazes, tornando-se menos problemática em comparação com a ZTA GG, já que está submetida à temperatura menor da ordem de 1000 °C.

Na ZTA GG tem-se uma zona pouco tenaz e de granulação grosseira devido ao aquecimento próximo a linha de fusão com temperaturas da ordem de 1200 °C, austenitizando a microestrutura e geralmente promovendo o crescimento de grãos; no resfriamento, a austenita pode transformar-se em

---

<sup>8</sup> Regiões com valores de tenacidade baixos e que comprometem a integridade da junta soldada.

martensita, bainita, ferrita+perlita ou misturas destes constituintes, dependendo da taxa de resfriamento e da composição química do aço (ASKELSEN e SIMOSEN,1987); esta região é mais problemática para junta soldada, sendo mais propícia ao surgimento de trincas.

A formação da microestrutura bainítica depende da temperatura de transformação, podendo ser classificada em duas formas principais:

a) BAINITA SUPERIOR – forma-se entre 550-400 °C, consiste em placas finas de ferrita, com cerca de 0,2µm de espessura e cerca de 10µm de comprimento, denominadas de sub-unidades, cujo crescimento acontece em feixes; nas fronteiras das placas de ferrita tem-se a precipitação de carbonetos, como pode ser observado pela Figura 11.

b) BAINITA INFERIOR – forma-se entre 400-250 °C, possui microestrutura e características cristalográficas que são muito semelhantes a bainita superior, porém, no caso da bainita inferior, as partículas de carbonetos precipitam dentro das placas de ferrita, conforme é apresentado na Figura 11.

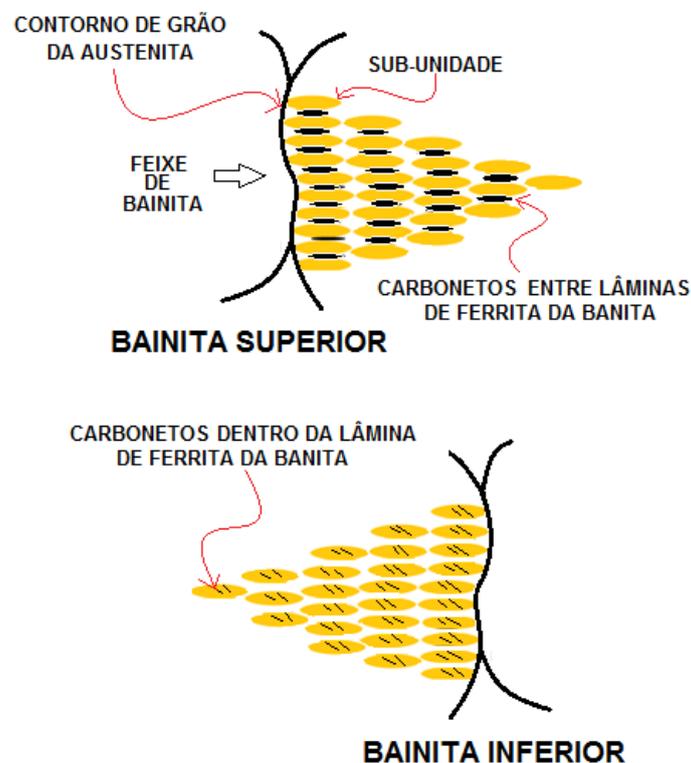


Figura 11 - Formação da bainita no contorno de grão da austenita. (adaptado de BHADSHIA e HONEYCOMBE, 2006).

O crescimento de partículas de cementita na bainita superior é mais propício a formação de trincas por clivagem e formação de vazios; logo, a bainita inferior possui melhores propriedades mecânicas do que a bainita superior (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006).

Na região da ZTA, os maiores problemas de tenacidade são encontrados na zona de grãos grosseiros quando submetidas a resfriamento rápido; por ser uma região imediatamente adjacente à zona de fusão, os picos de temperatura aproximam-se do ponto de fusão do metal e devido às altas temperaturas alcançadas podem levar a um notório engrossamento dos grãos da austenita (LI et al., 2001; KIM et al., 2001; LIAO et al., 1998).

### **3.3.2.1. MICROCONSTITUINTE AM**

Na soldagem de aços de alta resistência e baixa liga, principalmente em soldas multipasses, a formação do microconstituente AM pode ocorrer em três regiões específicas de acordo com Laitine (2006), ou seja, ZTA GG, ZTA GG IC e ZTA IC (regiões conforme descrição da Figura 8); o mecanismo de formação, assim como o tipo e propriedades do microconstituente AM dependem tanto da composição química e do processo de fabricação do aço, como também dos ciclos térmicos de soldagem.

O microconstituente AM é classificado em dois tipos principais, de acordo com a sua forma, podendo ser do tipo alongado (elongated stringer) quando apresenta a razão do comprimento pela largura maior que três, ou massivos (block-like) quando esta relação é menor que três.

A formação de microconstituente AM do tipo alongado, com largura compreendida entre 0,2–1  $\mu\text{m}$  ocorre preferencialmente entre ripas de ferrita, bainita e martensita na ZTA GG IC e no contorno de grão da austenita na ZTA GG, isto para maiores taxas de resfriamentos (menor tempo de resfriamento) ou seja,  $\Delta t_{8/5}$  entre 20 e 40 segundos; em contrapartida, microconstituintes do tipo massivo, com diâmetros de 3–5  $\mu\text{m}$ , são formados nos contornos de grão da austenita na ZTA GG IC e entre ripas de ferrita na ZTA GG, com taxas de resfriamento bem menores (maior tempo de resfriamento), ou seja,  $\Delta t_{8/5} > 80$  segundos.

MATSUDA et al. (1991) observou que o tipo microconstituente AM alongado apresenta maior facilidade de decomposição do que o tipo microconstituente AM massivo; vários autores (MATSUDA et al., 1991; HRIVNAK et al., 1992a; HRIVNAK et al., 1992b; TERADA et al., 1992) observaram que o início desta decomposição ocorre acima de 200°C até uma temperatura de 500°C.

Segundo HRIVNAK et al. (1992b), a dureza do microconstituente AM aumenta com o teor de carbono, podendo ser expressa através da seguinte equação:

$$HV_{(A-M)} = [(575 \times C) + 15] \quad \text{Eq. 3}$$

onde C representa o teor de carbono do microconstituente AM.

A fração de microconstituente AM na ZTA CG é influenciada pelo teor de carbono presente (MATSUDA et al. 1991); a fim de avaliar a influência de outros elementos de liga na fração de microconstituente AM, foi estabelecido por HARRISON e WEBSTER (1994) e HARRISON e WALL (1996), o parâmetro AIF (Alloy Factor) semelhante ao carbono equivalente, dado por:

$$AIF = \frac{Si + Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad \text{Eq. 4}$$

para  $0,06 \leq C \leq 0,11$  %; se AIF for menor do que 0,32, a fração de microconstituente AM é menor que 6% em volume.

Diversos trabalhos têm sido realizados no mundo acerca da formação do microconstituente AM na ZTA de juntas soldadas, assim como suas propriedades características; além da composição química do aço e os picos de temperatura nos ciclos térmicos de soldagem, foi evidenciado que a formação deste microconstituente está condicionada também à taxa de resfriamento ( $\Delta t_{8/5}$ ).

Para um  $\Delta t_{8/5}$  de 40 segundos, HAZE e AIHARA (1988) constataram a influência dos elementos de liga e dos picos de temperatura nos ciclos térmicos

de soldagem sobre o fator de deterioração do CTOD<sup>9</sup>; logo, é de grande importância avaliar tanto a formação e propriedades do microconstituente AM na ZTA, como sua distribuição e tamanho na matriz.

Na Figura 12 é apresentado um gráfico que relaciona a influência de vários tipos de elementos de liga sobre o fator de deterioração do CTOD; isto decorre da maior ou menor formação de microconstituente AM proporcionado pelo tipo de elemento de liga presente; observa-se pela Figura 12 que os elementos Nitrogênio (N) e Boro (B) apresentam o maior índice de deterioração do CTOD na ZTA, já o Cobre (Cu) e o Manganês (Mn) possuem o menor índice.

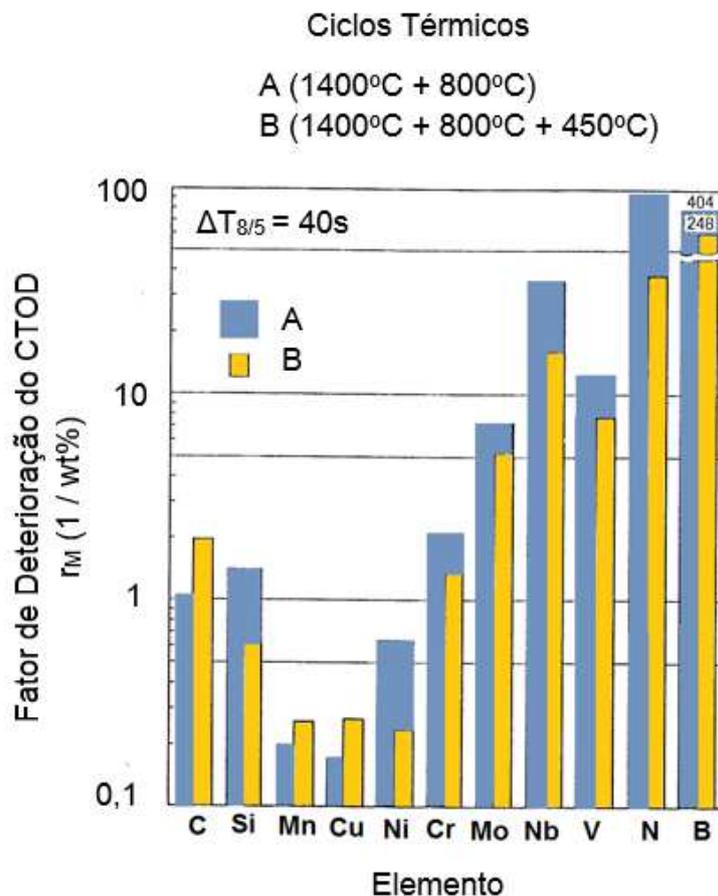


Figura 12 – Fator de deterioração do CTOD na ZTA em função do elemento de liga e do número de ciclos térmicos de soldagem. (HAZE e AIHARA 1987).

<sup>9</sup> CTOD ou Crack Type Open Displacement é um parâmetro bastante utilizado atualmente para medir a tenacidade a fratura do material, o mesmo é discutido posteriormente no tópico sobre mecânica da fratura.

A seguir é apresentada a influência de cada elemento de liga na formação do microconstituente AM durante a soldagem.

1. Nitrogênio e Boro - segundo EVANS (1998), a redução do teor de Nitrogênio transforma o microconstituente AM entre as ripas de ferrita em perlita, promovendo aumento da tenacidade tanto no metal base como no metal de solda; porém, esta influência do nitrogênio depende dos teores de titânio e boro no metal de solda.

2. Nióbio e Vanádio - estes elementos são formadores de carbetos, seu aumento favorece a formação de microconstituintes AM durante o segundo ciclo térmico de soldagem, promovendo o aumento da dureza; também impede a difusão do carbono durante o terceiro ciclo térmico, retardando a decomposição do microconstituente AM, (HAZE e AIHARA, 1988; MATSUDA et al., 1996).

3. Alumínio e Silício - altos teores de alumínio impendem a difusão de carbono e a precipitação de carbetos na austenita enriquecida de carbono, favorecendo a formação de microconstituente AM, (MATSUDA et al. 1996); já altos teores de silício no aço, retardam a precipitação de cementita, promovendo a formação de microconstituente AM, (FAIRCHILD et al., 1991; MATSUDA et al. 1996).

4. Cromo, Manganês e Molibdênio - elevado teor destes elementos reduzem a temperatura Bs, promovendo a formação de microconstituintes AM. O cromo e o molibdênio são elementos formadores de carbetos, logo, seu aumento favorece a formação de microconstituintes AM em regiões reaustenizadas durante o segundo ciclo térmico de soldagem, também promovendo o aumento da dureza (MATSUDA et al., 1996).

5. Cobre e Níquel - a redução de cobre e níquel diminui a quantidade de bainita superior, promovendo um decréscimo na concentração de microconstituente A- M, e conseqüentemente uma redução da dureza.

Considerando a região ZTA GG, os picos de temperatura nos ciclos térmicos afetam, de forma mais significativa, a distribuição dos

microconstituintes AM; já na região ZTA GG IC, o aumento do pico de temperatura no segundo ciclo térmico intercrítico, promove um acréscimo na quantidade de microconstituente AM (TERADA et al., 1992).

A formação de microconstituente AM na ZTA GG IC depende da microestrutura presente anteriormente na ZTA GG, a qual é influenciada pela taxa de resfriamento; quanto ao tamanho, o microconstituente AM pode ser do tipo alongado ou do tipo massivo, a dureza encontrada nos mesmos varia de acordo com o teor de carbono.

YAMAMOTO et al. (1989) observaram que para aços HSLA com Titânio e Oxigênio em sua composição química, processados por TMCP (AÇO Ti-O), a fração de microconstituente AM aumenta para um intervalo  $\Delta t_{8/5}$  de 10 a 30 segundos; excedendo esse valor ocorre decomposição deste microconstituente em carbonetos, Figura 13. Considerando o tamanho máximo de partícula (d), percebe-se sua redução no intervalo de 10 a 30 segundos, e que excedendo este valor tem-se um crescimento no tamanho da partícula de microconstituente AM.

No caso de aços HSLA processados por TMCP e com presença de Alumínio e Nitrogênio em sua composição química (AÇO LN), a fração de microconstituente AM apresenta os maiores percentuais no intervalo  $\Delta t_{8/5}$  de 10 a 100 segundos; já quanto ao tamanho máximo de partícula (d), observa-se que ocorre um maior crescimento em comparação aos demais.

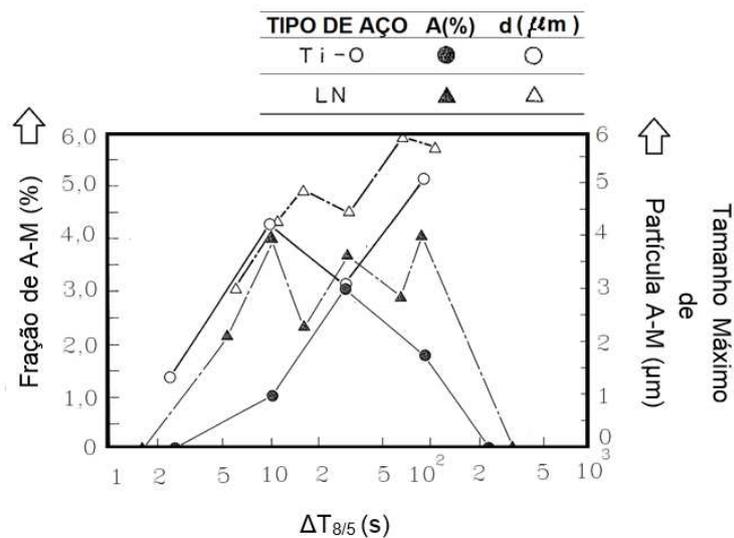


Figura 13 – Influência do tempo de resfriamento na fração de AM (%) e tamanho máximo de partícula AM (μm). (YAMAMOTO et al., 1989).

Segundo LAITINEN (2006), a propagação de trincas em microconstituintes AM ainda não é clara, para alguns o microconstituinte AM atua de forma a impedir a propagação de trincas, porém, outros relatam que o microconstituinte AM favorece a propagação de trincas.

LI e BAKER (2010) relatam que as particular de AM do tipo alongado são mais suscetíveis ao descolamento na matrix, enquanto as partículas de AM massivas são mais suscetíveis ao trincamento.

Considerando o teor de carbono, na faixa de 0,6% a 2,2% para HSLA; em microconstituinte AM do tipo alongado, a dureza medida está na faixa de 600 a 800 HV; já para o tipo massivo, esta dureza está na faixa de 800 a 1200 HV (MATSUDA et al., 1991; HRIVNAK et al., 1992a; HRIVNAK et al., 1992b).

Em contrapartida, a dureza da matriz ferrítica é de 200 HV, o que gera uma diferença de resistências conhecida como “Strength Mismatch”; durante o carregamento, elevadas tensões estão ocorrendo na interface microconstituinte AM/matrix, formando microtrincas por decoesão interfacial, e favorecendo o início de uma trinca (CHEN et al., 1984; Akselsen et al., 1988; DAVIS e KING, 1994).

Nas Figuras 14 e 15 são apresentadas as ilustrações sobre os mecanismos de fratura dúctil e por clivagem na ZTA GG de junta soldada de aço HSLA de acordo com KIM et al. (1991).

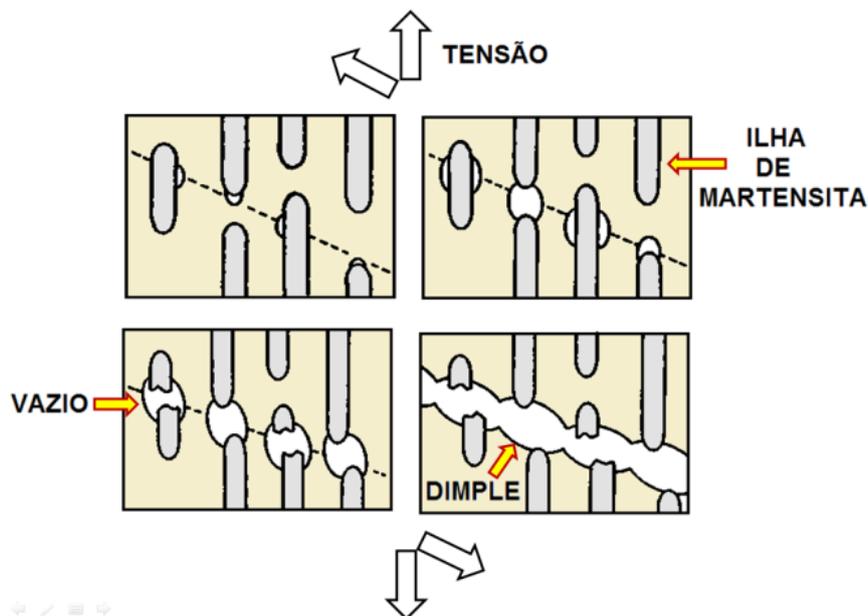


Figura 14 - Ilustração sobre o mecanismo de fratura dúctil. (adaptado de KIM et al., 1991).

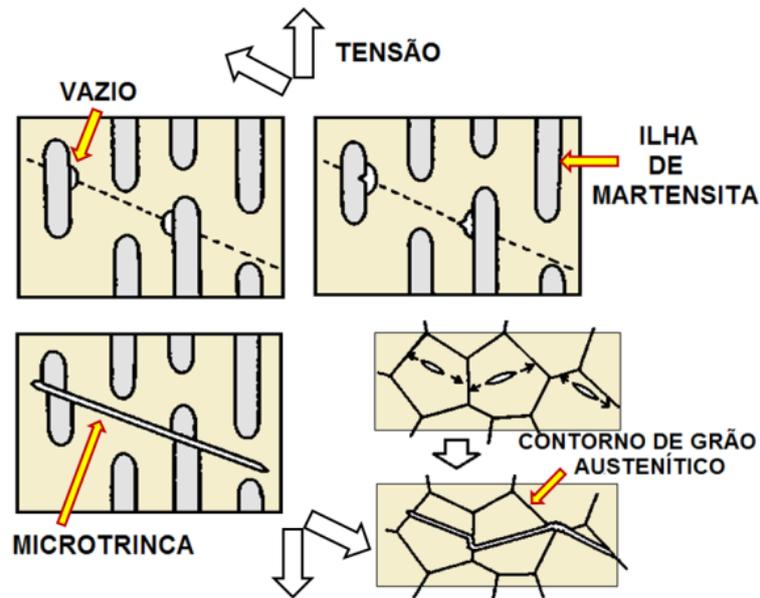


Figura 15 - Ilustração sobre o mecanismo de fratura por clivagem. (adaptado de KIM et al., 1991).

Na Figura 16 tem-se uma ilustração de fratura em microconstituente AM proposto por DAVIS e KING (1994), onde a fratura por clivagem inicia-se logo após o descolamento, também conhecido como “debonded” entre duas partículas de microconstituente AM, as linhas indicam as microtrincas formadas com este descolamento.

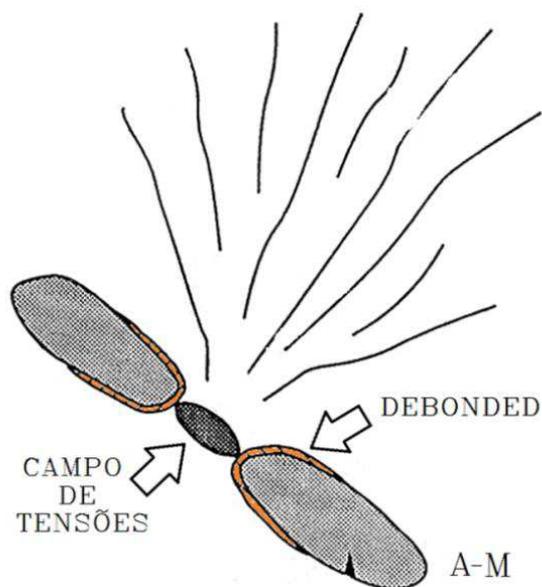


Figura 16 - Ilustração sobre o mecanismo de fratura dúctil e por clivagem (adaptado de DAVIS e KING, 1994).

### 3.4. PROCESSOS DE SOLDAGEM

A soldagem pode ser definida como o processo de união de materiais baseado no estabelecimento de uma região de contato entre as peças a serem unidas, mantendo ao longo da “junta soldada” a continuidade das propriedades químicas, físicas e metalúrgicas. Sua aplicação atinge desde pequenos componentes eletrônicos até grandes estruturas e equipamentos (pontes, navios, vasos de pressão, etc.).

Soldagem por fusão ou por pressão são as duas formas principais de realizar a união entre materiais. No grupo de soldagem realizada por fusão, existe uma grande variedade de processos de soldagem, sendo necessária a seleção do melhor processo, ou mesmo o mais viável para a aplicação desejada.

Tem-se notícia de que a soldagem de tubulações iniciou-se em 1929, assumindo, porém, características produtivas somente a partir de 1933 (WIDGERY, 1999).

Atualmente, a soldagem de tubulações deve ter tanto a especificação ou elaboração do procedimento de soldagem (EPS), quanto ter soldadores qualificados conforme norma API 1104 (2005).

Os principais processos utilizados na soldagem de tubulações, e aceitos pela API 1104, são:

- SMAW (Shielded Metal Arc Welding), que é a soldagem manual com eletrodo revestido;
- FCAW (Flux Cored Arc Welding), que é a soldagem com arame tubular. O equipamento utilizado nos processos GMAW e FCAW é o mesmo, a diferença está no tipo de arame utilizado: enquanto o arame é maciço no GMAW, no FCAW o arame é tubular.
- GMAW (Gas Metal Arc Welding), comumente conhecido como soldagem MIG/MAG;

### 3.4.1. SOLDAGEM COM ELETRODO REVESTIDO

Este processo também é conhecido por SMAW, sigla usada pela AWS e que significa “Shielded Metal Arc Welding”, ou seja, soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido.

A soldagem é produzida pelo calor do arco criado entre um eletrodo revestido e a peça a soldar. Na Figura 17 é apresentado uma ilustração deste processo de soldagem.

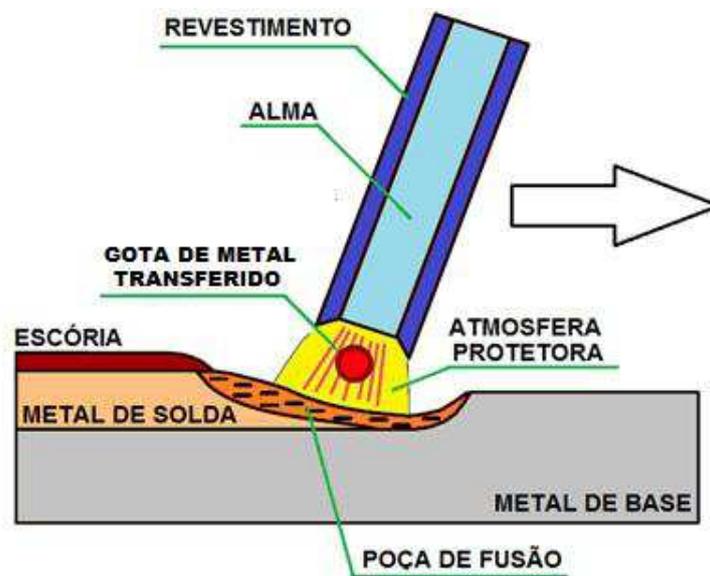


Figura 17 - Processo de soldagem manual com eletrodo revestido.  
(adaptado de MARQUES et al.,2005).

A característica principal deste processo é a possibilidade de soldar diversos tipos de materiais devido ao grande número de formulações diferentes na fabricação dos eletrodos; capacidade de atingir posições de difícil acesso; baixo custo do equipamento e dos consumíveis. Tudo isto lhe conferiu uma vasta gama de utilizações na indústria.

O revestimento dos eletrodos produzirá uma proteção gasosa através de sua queima. Esta proteção é necessária, pois é uma forma de evitar contaminações da atmosfera. Existem outras funções para o revestimento, quais sejam: proporcionar estabilidade do arco, adicionar elementos de liga ao metal de solda; formar escórias como agente fluxante e direcionar o arco elétrico.

Na soldagem manual, o controle do comprimento do arco é feito pelo soldador, o que torna o processo dependente da habilidade, conhecimento e experiência deste. Para obtenção de uma junta soldada de qualidade, além da técnica de manipulação do eletrodo; são necessários outros fatores como: tipo e diâmetro do eletrodo; tipo, polaridade e valor da corrente de soldagem; tensão e comprimento do arco e também da velocidade de soldagem.

Todas as características apresentadas acima fazem parte dos parâmetros de soldagem. O bom controle destes parâmetros é necessário para a execução de uma junta soldada de qualidade.

### **3.4.2. SOLDAGEM COM ARAME MACIÇO (GMAW)**

O GMAW (Gas Metal Arc Welding) é um processo que se baseia na formação do arco elétrico entre a peça e um eletrodo nu consumível, continuamente alimentado enquanto um fluxo contínuo de um gás ou mistura de gases, inerte ou oxidante (ativo) protege a poça de fusão.

A soldagem GMAW (ver Figura 18) pode ser realizada de forma semiautomática, ou até mesmo automática, com características de processo que favorecem sua robotização. Esse processo quando devidamente ajustado pode efetuar soldas em todas as posições, com ótima estabilidade do arco, produzindo pouquíssima escória, já que não há envolvimento nenhum de fluxo, permitindo assim, que em alguns casos, os passes sejam depositados um sobre o outro, sem a necessidade de limpeza prévia (MACHADO, 1996).

Basicamente o processo MIG/MAG inclui três técnicas distintas de modo de transferência de metal: curto-circuito (short arc), globular e aerossol (spray arc) (MACHADO, 1996). Essas técnicas descrevem a maneira como o material é transferido do arame para a poça de fusão. Na transferência por curto-circuito, a transferência ocorre quando um curto-circuito elétrico é estabelecido. Isso acontece quando o metal fundido na ponta do arame toca a poça de fusão. Na transferência por aerossol, pequenas gotas de metal fundido são desprendidas da ponta do arame e projetadas por forças eletromagnéticas em direção à poça de fusão. A transferência globular ocorre quando as gotas de metal fundido são muito grandes e movem-se em direção à poça de fusão sob a influência da gravidade. Os fatores que determinam o modo de transferência de metal são a

corrente de soldagem, o diâmetro do arame, o comprimento do arco (tensão), as características da fonte e o gás de proteção.

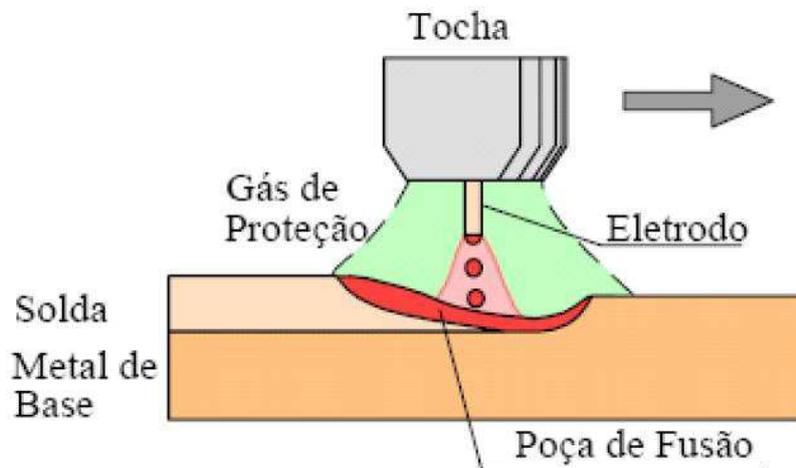


Figura 18 - Esquema de soldagem com arame maciço pelo processo GMAW. (adaptado de MARQUES et al.,2005).

### 3.4.3. SOLDAGEM COM ARAME TUBULAR (FCAW)

O processo de soldagem com arames tubulares (FCAW – Flux Cored Arc Welding) apresenta o mesmo princípio que o GMAW (Gás Metal Arc Welding) por utilizar os mesmos equipamentos; o principal diferencial do FCAW para o GMAW está no arame utilizado, enquanto o processo FCAW utiliza arames tubulares, o processo GMAW utiliza arames maciços.

Atualmente, existem dois grupos de soldagem com arame tubular:

a) Soldagem com arame tubular e com proteção gasosa (FCAW - G) – necessita de uma proteção gasosa externa; é subdividido em dois tipos: “flux cored”, cujo fluxo pode ser rutilico ou básico; e o tipo “metal cored”, que tem como fluxo somente pó metálico. Enquanto com arames com “flux cored” ocorre a formação de escória, o arame com fluxo metálico apresenta somente ilhas de sílica, semelhante aos arames sólidos; na Figura 19 observa-se uma representação do processo de soldagem FCAW – G.

b) Soldagem com arames tubular autoprottegido (FCAW - S) – não necessita de proteção gasosa externa, pois são desenvolvidos para gerar gases de proteção a partir de adições de elementos químicos no fluxo, semelhante aos eletrodos

revestidos; na Figura 20 observa-se uma representação do processo de soldagem FCAW – S.

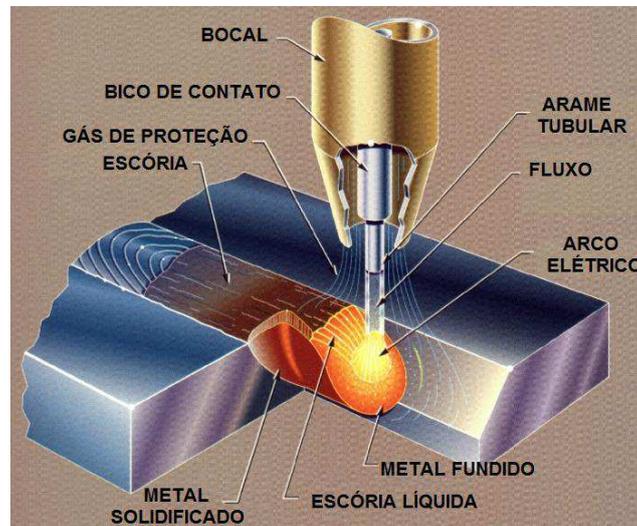


Figura 19 - Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-G. (adaptado de CORIMAYA, 2009)

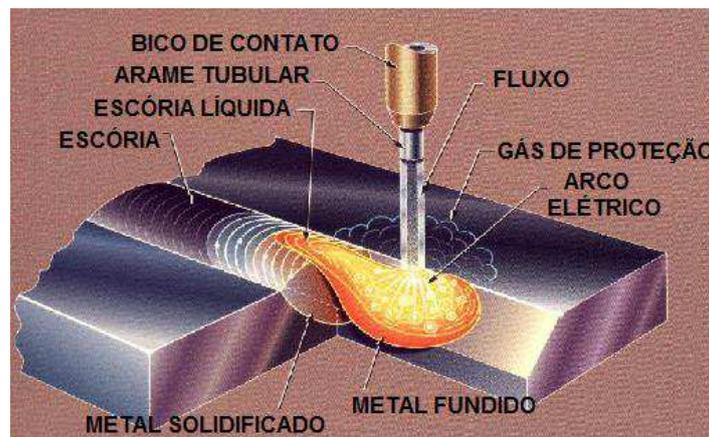


Figura 20 - Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-S. (adaptado de CORIMAYA, 2009)

SILVA e TREVISAN (2005) observaram que em soldagem de aços X80 utilizando arames tubulares do tipo “flux-cored” com proteção gasosa e arames “flux-cored” autoprotégido, ocorre maior susceptibilidade à trincas por hidrogênio quando é utilizado arame autoprotégido.

No processo FCAW é fundamental o controle dos parâmetros de soldagem, sempre buscando confiabilidade, eficiência e qualidade da soldagem; estes parâmetros são: corrente da soldagem e tensão do arco elétrico;

velocidade de soldagem; velocidade de alimentação do arame; distância entre o bico de contato e a peça e o ângulo de deslocamento da tocha.

O processo de soldagem empregando arame tubular mecanizado com gás de proteção externa e autoprotégido é utilizado para soldagem de aços ARBL, produzindo altas taxas e eficiência de deposição. O uso de arames tubulares com fluxo não metálico (flux cored) oferece muitas vantagens em comparação com a soldagem manual com eletrodos revestidos, como taxas de deposição mais altas e ciclos de trabalho maiores.

### **3.5. MÉTODOS DE APLICAÇÃO DOS PROCESSOS DE SOLDAGEM**

As pesquisas que envolvem soldagem do aço API 5L X80 tem crescido em função da recente utilização deste produto no país; um dos focos destes estudos tem sido sobre o tipo de processo de soldagem a utilizar, tanto do ponto de vista de redução de custos como também da obtenção de maior produtividade, e que garantam as exigências requeridas em normas específicas, como a API 1104.

Nota-se uma tendência mundial em substituir processos de soldagem manuais por processos que possibilitem redução dos custos de fabricação e que ofereçam maior produtividade, critérios importantes na seleção de um processo de soldagem; constata-se também que o uso de sistemas mecanizados em soldagem de tubulações já é uma realidade em outros países.

No Brasil, a soldagem de tubulações ainda é realizada praticamente de forma manual através do processo SMAW, porém, a tecnologia de soldagem na indústria brasileira vem experimentando uma troca gradual deste processo, substituindo o mesmo por processos mais produtivos como GMAW e FCAW, sendo também estes processos mais propícios a automatização; entretanto, o processo SMAW, ainda é o mais utilizado na soldagem de dutos em campo, pela facilidade de uso, soldagem em locais de difícil acesso sem a utilização de gás de proteção.

Na automatização, além das vantagens como alta produtividade e redução de custos de fabricação, a qualidade da solda apresenta ótima relação de propriedades mecânicas com a microestrutura presente na junta soldada.

Várias aplicações da soldagem mecanizada no campo mostram a tendência de utilização deste processo de execução (WIDGERY, 1999; GARCIA, 2008).

Uma classificação dos processos de soldagem de acordo com os métodos de aplicação é encontrada na AWS A3.0 (2001)<sup>10</sup>; segue abaixo uma descrição resumida de cada método de aplicação:

- a) Manual – a execução e controle contínuo da soldagem são de responsabilidade do soldador.
- b) Semi-automático – o soldador manipula a tocha de soldagem enquanto o arame/eletrodo é automaticamente alimentado pela máquina.
- c) Mecanizado – o soldador apenas ajusta os controles do equipamento em função de sua observação visual.
- d) Automático – o soldador/operador é limitado a apenas ativar a máquina para iniciar o ciclo de soldagem, requer somente observação ocasional ou nenhuma observação da solda, são projetados para executar uma operação específica de soldagem, basicamente com nenhuma flexibilidade para mudanças nos processos.
- e) Robotizado – a soldagem é executada e controlada por um equipamento robótico, o soldador/operador tem a função de “enxergar para o robô” identificando possíveis discontinuidades e tomando as providências necessárias, seja de manutenção ou programação, para correção de tais problemas.
- f) Controle Adaptativo – a soldagem é executada e controlada por um equipamento robótico sem a intervenção ou supervisão do soldador/operador, pela utilização de sensores capazes de detectar possíveis problemas e enviar informações a central de processamento, recebe instruções da central e executa tarefas de ajuste e/ou correção nos parâmetros de soldagem.

Na Tabela 5 são apresentados alguns tipos de processos de soldagem e métodos de aplicação de algumas produções acadêmicas realizadas no país, cujo enfoque é atender a soldagem circunferencial de tubulações de aço API 5L X80.

---

<sup>10</sup> Norma de termos e definições em soldagem da “American Welding Society – AWS”, aprovada pela “American National Standard Institute – ANSI”.

Tabela 5 – Pesquisas recentes sobre processos de soldagem e métodos de aplicação de aços API 5L X80 nacionais.

REFERÊNCIA	TIPO DE PROCESSO	MÉTODO DE APLICAÇÃO
SILVA (2009)	SMAW	Manual
ALMEIDA (2005)	FCAW	Robotizado
BALLESTEROS (2009)	SMAW / FCAW / GMAW	Semi-automático
ORDÓÑEZ (2004)	FCAW	Automatizado <sup>11</sup>
ROCHA (2010)	GMAW / FCAW	Semi-automático
DURAND (2007)	GMAW / FCAW	Semi-automático
PINTO (2006)	SMAW / FCAW	Manual / Semi-automático
CALOI (2008)	SMAW / GMAW / FCAW	Manual / Semi-automático
ALBUQUERQUE (2010)	SMAW / FCAW	Manual / Robotizado
CORIMAYA (2009)	FCAW	Automatizado <sup>12</sup>
SOARES (2012)	SMAW / FCAW / GTAW	Manual / Semi-automático
FERNANDES (2011)	SMAW / FCAW / GMAW	Manual / Semi-automático
PEDROSA (2012)	GMAW	Semi-automático

11 Soldagem na posição plana, onde a tocha permanece fixa e o tubo em rotação.

12 Soldagem na posição plana com a tocha em movimento linear e a chapa fixa.

### 3.5.1. SOLDAGEM COM ROBÔS INDUSTRIAIS

A primeira patente de robô industrial foi desenvolvida na década de 50 por *Engelberger & George Devol*<sup>13</sup>, que logo criaram a empresa Unimation Inc. e iniciaram a comercialização de robôs industriais.

Segundo SALIM (2012), em decorrência do grande avanço tecnológico atual, a fabricação de robôs no mundo aumentou de forma significativa; de acordo com dados da Federação Internacional de Robótica, o Brasil é o 37º no ranking dos países mais robotizados do mundo, ficando atrás de países como Tailândia (26º), África do Sul (28º), México (32º), Indonésia (34º) e Argentina (36º); liderando o ranking estão o Japão (1º), Coreia do Sul (2º) e a Alemanha (3º). De acordo com a Figura 21, pode-se observar que a média mundial de robôs é de 51 para cada grupo de 10 mil pessoas empregadas na indústria; no Brasil este número é inferior a 10.

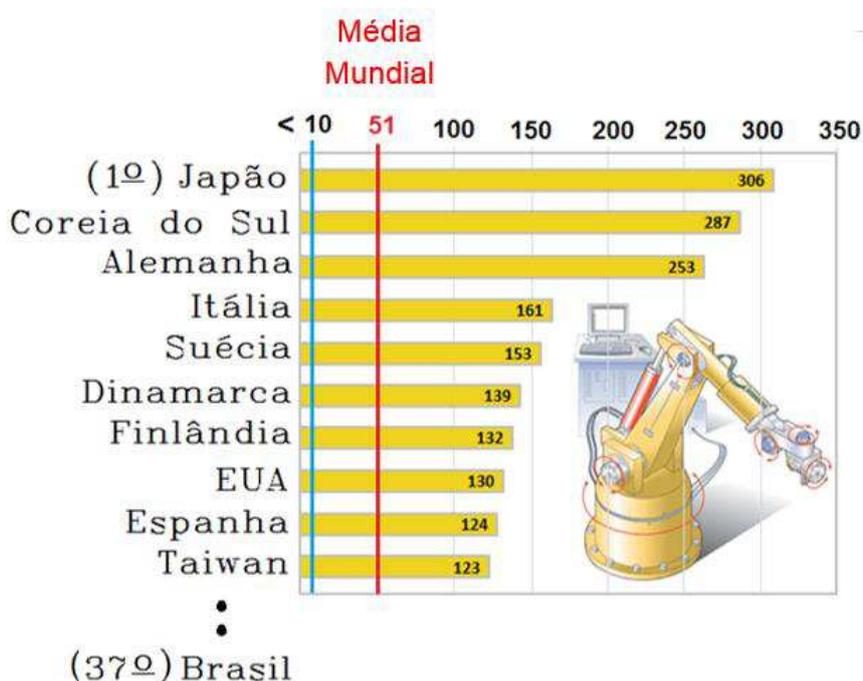


Figura 21 - Quantidade de robôs industriais para cada grupo de 10 mil trabalhadores.

(adaptado de SALIM, 2012).

<sup>13</sup> São conhecidos como “pai da robótica”.

A fim de ganhar mais competitividade, países do BRICS, como o Brasil, devem investir cada vez mais na modernização de suas plantas industriais nos próximos anos; para se ter uma idéia, 640 robôs industriais foram adquiridos no Brasil em 2010, um aumento de 29% em comparação com o ano anterior; segundo dados da SOBRACOM<sup>14</sup> em 1989 o número de robôs industriais no Brasil era de apenas 50 unidades, o que evidencia o ritmo crescente de desenvolvimento e modernização que acontece no Brasil, provenientes em sua grande parte pela modernização das multinacionais instaladas no país.

Estima-se que 70% dos robôs instalados atualmente são utilizados em atividades de soldagem; o emprego de robô tornou-se uma necessidade e uma tendência mundial, o que é possível devido à combinação entre maior produtividade obtida associado com a considerável queda nos preços de robôs nos últimos tempos.

A utilização de robô na soldagem só veio a ocorrer a partir da década de 70, onde o processo de soldagem RSW<sup>15</sup> tornou-se o primeiro processo de soldagem a ser robotizado, o que viria a mudar completamente a concepção da linha de produção do setor automobilístico, combinando precisão e produtividade.

Existem vários tipos de robôs industriais, porém o mais indicado para atividades de soldagem é o robô antropomórfico de seis graus de liberdade<sup>16</sup>, que é semelhante ao braço humano (ver Figura 22); estes robôs apresentam três juntas de revolução, possibilitando que sua mobilidade e área de atuação sejam superiores a de qualquer outro tipo de robô.

Devido à grande mobilidade dos robôs antropomórficos, é possível realizar soldagem em diferentes configurações de juntas, seja na posição plana, na vertical, ou mesmo na posição sobrecabeça, que são muito comuns em soldagem de tubulações; entretanto, ao considerar soldagem de tubulações em campo, a utilização de robôs antropomórficos não é apropriada, principalmente pela baixa portabilidade em campo; para isto são necessários sistemas de

---

14 Sociedade Brasileira de Automação Industrial e Computação Gráfica.

15 Resistance Spot Welding (Soldagem com Resistência Elétrica por pontos).

16 O ser humano tem sete graus de liberdade do ombro até o pulso.

soldagem dedicados a determinada tarefa, como os sistemas orbitais para soldagem de tubulações.

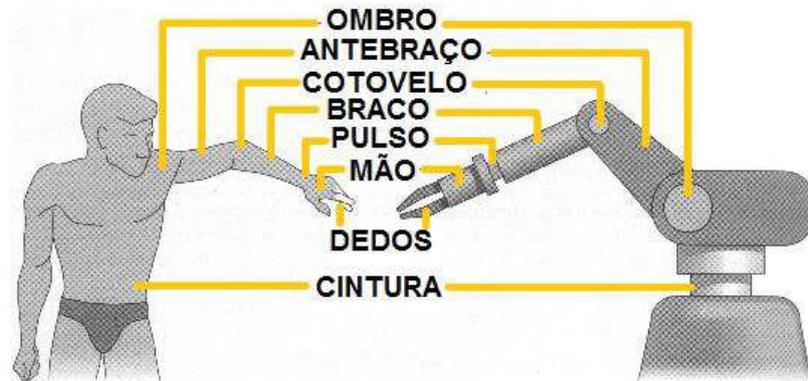


Figura 22 - Semelhanças do robô antropomórfico e o braço humano. (adaptado de FELIZARDO e BRACARENSE, 2005).

Apesar da inviabilidade em utilizar um robô antropomórfico em soldagem de tubulações em campo, é possível utilizá-lo em laboratório a fim de simular as diversas posições de soldagem encontradas em campo, e determinar os parâmetros ótimos a serem utilizados na soldagem orbital robotizada; BRACARENSE et al. (2006) utilizaram um robô antropomórfico de seis graus de liberdade a fim de determinar os melhores parâmetros para soldagem orbital de tubos; na Figura 23 é apresentado um robô antropomórfico adaptado para soldagem GMAW e FCAW com suas principais partes indicadas, este sistema faz parte do LRSS (Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação da UFMG).

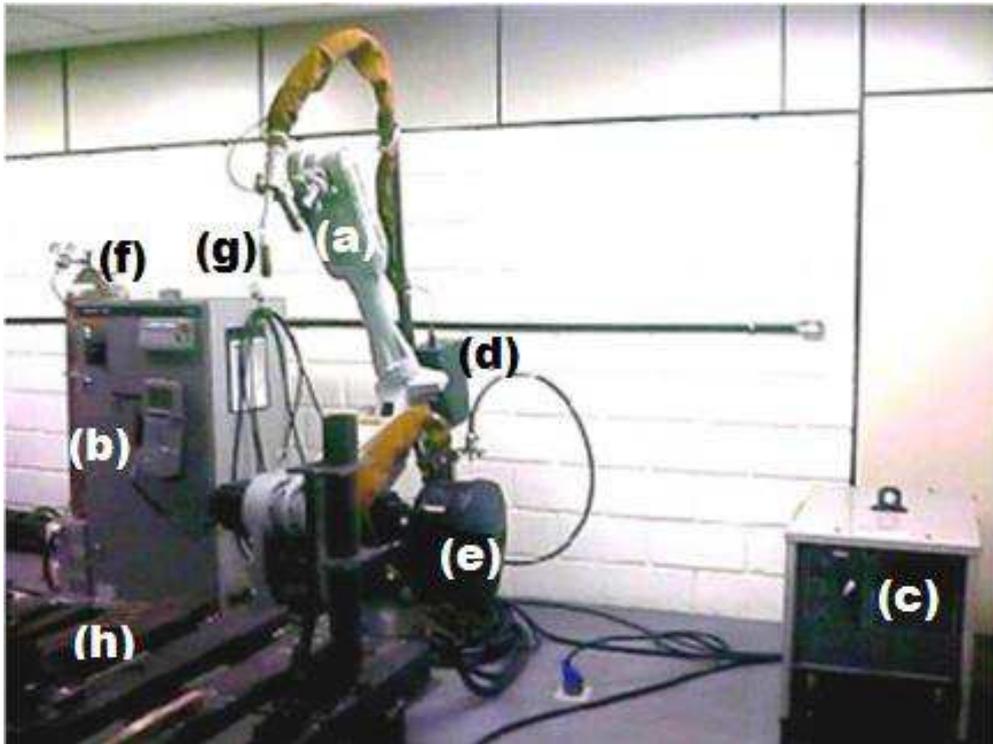


Figura 23 - Célula robótica para soldagem – configuração básica. (a) robô; (b) controle; (c) fonte de soldagem; (d) alimentador de arame; (e) rolo de arame; (f) cilindro de gás; (g) tocha de soldagem e (h) mesa de soldagem. (FELIZARDO e BRACARENSE, 2005).

### 3.6. MECÂNICA DA FRATURA

Nos últimos anos, com a demanda crescente por aços de alta resistência e boa tenacidade para tubulações, torna-se de importância fundamental nos projetos um maior rigor quanto ao aspecto de integridade estrutural da junta soldada; tem-se observado que as principais falhas em dutos ocorrem por propagação de trincas (fratura por clivagem) ao invés de colapso plástico da estrutura por sobrecarga mecânica; na soldagem de aços API com grau superior ao X80, a formação de zonas de fragilização localizada na ZTA torna-se mais crítica, exigindo um maior controle na elaboração dos procedimentos de soldagem.

Métodos de análise da tenacidade por ensaios de impacto ainda são bastante utilizados, porém, não oferece resultados detalhados sobre o comportamento a fratura de estruturas e componentes metálicos; uma análise mais complexa sobre os mecanismos de fratura abriu caminho para o desenvolvimento da mecânica da fratura.

### 3.6.1. BREVE HISTÓRICO

INGLIS (1913) em sua teoria da elasticidade apresenta uma solução interessante sobre a tensão existente na ponta de uma trinca, isto para materiais que obedecem a lei de hooke, determinando que a tensão na ponta de uma trinca é função do seu comprimento e do inverso do raio da ponta.

GRIFFITH (1920) utilizando a solução proposta por Inglis publica sua teoria sobre a ruptura de sólidos, considerando materiais idealmente frágeis, com base em conceitos de minimização de energia potencial; observando também que as falhas pré-existentes na superfície de um material tornam-no frágil.

IRWIN (1948) no grupo de pesquisa em mecânica da fratura do U. S. Naval Research Laboratory<sup>17</sup>, em Washington, assim como OROWA e N (1948) de forma independente modificam a teoria de GRIFFITH, ampliando a aplicação para materiais que apresentam pequenas deformações plásticas, sendo os primeiros a observar a natureza e a importância da deformação plástica localizada, que acompanha a trinca.

IRWIN (1957) apoiado em trabalho analítico para análise de tensões, desenvolvido por WESTERGAARD (1939), formula um modelo matemático que permite definir o fator de intensidade da tensão -  $K$ <sup>18</sup>, que seria desde então, o conceito básico para o desenvolvimento da mecânica da fratura elástica linear (MFEL).

Porém, a teoria elástica linear não caracterizava determinados materiais aplicados em grandes estruturas, como pontes, navios, vasos de pressão, já que formavam zonas de plastificação relativamente extensa na ponta da trinca, o que exigia a utilização de conceitos mais adequados.

DUGDALE (1960) desenvolveu um método para determinação do tamanho da zona plástica para uma trinca aguda solicitada em tração no estado plano de tensões, considerando materiais não encruados.

---

<sup>17</sup> Durante e após a 2ª guerra mundial, navios do tipo “Liberty” e “T2” começaram a apresentar falhas em suas estruturas soldadas, despertando um maior interesse pelo fenômeno da fratura.

<sup>18</sup> A utilização do símbolo K foi em homenagem a J. Kies, colaborador de Irwin.

Um ano após, no “Welding Institute” na Inglaterra, WELLS (1961) em suas observações com aços estruturais, desenvolveu uma curva de projeto com o objetivo de determinar o tamanho máximo de defeito suportável em estruturas soldadas. Wells propõe um modelo capaz de relacionar a abertura da ponta da trinca às tensões atuantes; ele observou que o grau de arredondamento da ponta da trinca antes da sua propagação instável era proporcional à tenacidade do material, e que poderia ser quantificado, surgia assim o parâmetro CTOD (Crack Tip Opening Displacement), assim como os primeiros passos para uma nova abordagem de análise, a mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP).

BURDEKIN e STONE (1966) partindo do modelo desenvolvido por DUGDALE, e otimizando a curva de projeto de Wells com a coleta de um número maior de dados experimentais, deduzem uma expressão para o valor do parâmetro CTOD capaz de estimar o tamanho da região plastificada na ponta da trinca.

RICE (1968) desenvolve o conceito de integral J, um parâmetro que pode simular, com os devidos cuidados, casos de comportamento elasto-plástico.

BURDEKIN e DAWES (1971) desenvolvem uma curva de projeto de CTOD para estruturas soldadas, baseado nos conceitos formulados anteriormente por Wells.

DAWES (1974) propõe uma nova expressão para o cálculo do CTOD, partindo da expressão desenvolvida por BURDEKIN e STONE (1966), e suas observações experimentais; portanto, o CTOD total seria determinado pela soma de duas parcelas, a componente elástica e a componente plástica.

Considerando casos de juntas soldadas, HADLEY e DAWES (1996) mencionam que não há nenhum consenso sobre qual técnica é a mais indicada para avaliação da tenacidade à fratura, seja CTOD ou integral J.

Este trabalho irá abordar apenas o parâmetro CTOD por sua grande aplicabilidade no estudo da tenacidade de juntas soldadas.

### **3.6.2. ENSAIO CTOD**

A fim de padronizar os corpos de prova e os procedimentos requeridos para o ensaio CTOD, é publicada na Grã-Bretanha em 1979 a BS 5762, primeira

norma para este ensaio; a ASTM E1290 é uma versão americana publicada em 1989; em seguida, surgem a BS 7448-1 em 1991 e a ASTM E1820 em 1996, que são normas mais completas, pois incluem os parâmetros K, J e CTOD; já em 2002, a Organização Internacional para Normalização publica a ISO 12135, que trata da determinação da tenacidade à fratura de materiais metálicos homogêneos.

Em 2010, tem-se a publicação da BS EN ISO 15653 que é uma norma específica para testes em juntas soldadas baseada na BS 7448-2, com detalhes sobre o posicionamento do entalhe na ZTA; esta norma é complementada com a ISO 12135, e de acordo com recomendações desta norma, considerando corpos de prova de flexão em três pontos do tipo SE(B), o parâmetro CTOD é calculado pela equação 4.

$$\delta = \left[ \left( \frac{S}{W} \right) \frac{F}{(B B_N W)^{0,5}} g_1 \left( \frac{a_0}{W} \right) \right]^2 \left[ \frac{(1 - \nu^2)}{2 R_{p0,2} E} \right] + \frac{0,6 \Delta a + 0,4(W - a_0) V_p}{0,6(a_0 - \Delta a) + 0,4W + z} \quad \text{Eq. 4}$$

Onde:

$\delta$ : parâmetro CTOD

S: Distância entre os roletes de apoio (span);

F: Carga

$g_1(a_0/W)$ : Fator que depende da geometria do corpo-de-prova

B: Espessura do corpo-de-prova

$B_N$ : Espessura do corpo de prova entre os chanfros

W: Largura do corpo-de-prova

$a_0$ : Tamanho inicial da trinca

$\nu$ : Coeficiente de Poisson

E: Módulo de elasticidade

$V_p$ : Componente plástico do deslocamento;

$\sigma_{LE}$ : Limite de escoamento corrigido na temperatura do ensaio;

z: Espessura das “facas” de fixação do clip gage;

$R_{p0,2}$ : Tensão de escoamento a 0,2% de deformação

$\Delta a$ : Extensão de crescimento estável de trinca

### **3.6.3. TENACIDADE À FRATURA EM JUNTAS SOLDADAS**

Atualmente, umas das maiores preocupações nos sistemas de tubulações de aço ARBL ocorrem na soldagem em campo, onde o material é submetido a vários ciclos térmicos de soldagem, principalmente quando considera-se soldas multipasses, por possibilitar maiores alterações microestruturais e formação de zonas mais susceptíveis a propagação de trincas.

A principal dificuldade encontrada em se avaliar a tenacidade à fratura em juntas soldadas está nas elevadas tensões residuais presentes no interior da junta, e que influenciam no crescimento desigual da pré-trinca de fadiga. A tenacidade à fratura em juntas soldadas pode ser afetada por diversos fatores, como o tipo de processo de soldagem utilizado, os consumíveis empregados, a espessura da junta soldada, a temperatura de interpasse e tratamentos pós-soldagem (SILVA, 1998).

Em uniões soldadas também podem surgir vários tipos de defeito, seja plano ou volumétrico, muitos destes defeitos podem estar associados ao soldador, já que o mesmo tem atuação em praticamente todo o procedimento de soldagem; torna-se de importância fundamental prever o grau de criticidade destes defeitos através dos conceitos atuais da mecânica da fratura, e assim, tomar as devidas precauções para que a estrutura não venha a entrar em colapso.

Avaliar a tenacidade à fratura na ZTA de juntas soldadas de múltiplos passes exige uma atenção especial, pois nesta região da junta soldada, a microestrutura varia muito a pequenas distâncias, dificultando o posicionamento da pré-trinca de fadiga (SILVA, 1998).

Em juntas soldadas, a tenacidade à fratura pode variar consideravelmente em distâncias relativamente curtas, isto ocorre devido à presença de uma microestrutura altamente heterogênea, logo, é necessária atenção especial na localização do entalhe e pré-trinca de fadiga, a fim de que estejam posicionados na região que será avaliada.

Uma vez que a microestrutura de interesse é identificada, existem duas alternativas para escolha da orientação do entalhe segundo a norma BS ISO 15653 (2010), “trinca passante” (corpos de prova NP e PN) e “trinca superficial” (corpos de prova NQ e PQ), ver Figura 24; nas duas situações a espessura do

corpo de prova deve ser o mais próximo possível da espessura original da chapa; considerando a estrutura NP, NQ, PN e PQ, a primeira letra indica a direção perpendicular ao plano da trinca, já a segunda letra indica a direção de propagação da trinca.

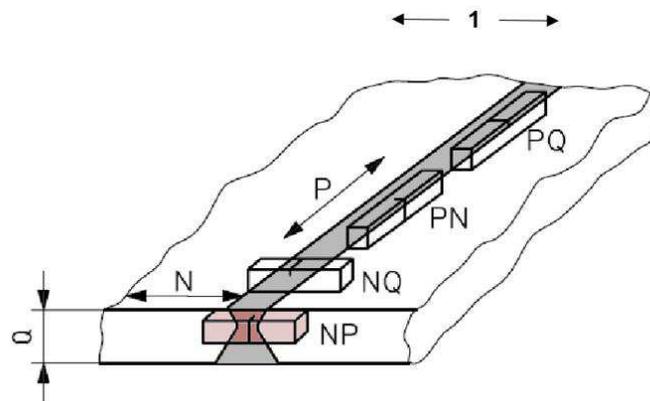


Figura 24 - Orientação do entalhe em corpos de prova para ensaio de tenacidade.  
(adaptado de BS EN ISO 15653, 2010).

Onde:

- 1 direção de laminação
- N direção perpendicular ao cordão de solda
- P direção paralela ao cordão de solda
- Q direção referente a espessura da solda

### 3.6.3.1. NÍVEL DE DISSIMILARIDADE MECÂNICA DA JUNTA SOLDADA

Atualmente, alguns procedimentos de soldagem já utilizam como critério o uso de metais de adição com resistência mecânica superior ao do metal de base, como forma de prevenção aos defeitos não detectados nas juntas soldadas, mesmo utilizando mão de obra qualificada, assim como procedimentos de soldagem adequados.

Logo, como as propriedades mecânicas tanto do metal de base quanto do metal de adição podem apresentar certo grau de dissimilaridade, os procedimentos correntes de determinação experimental do CTOD acabam sendo invalidados, já que a distribuição de tensões à frente do defeito modifica a posição do ponto rotular (fator rotacional plástico), parâmetro utilizado como uma constante nas normas.

A fim de medir o grau de heterogeneidade mecânica, foi definido a variável  $M_L$  (Mismatch Level), partindo-se da tensão de escoamento dos materiais envolvidos, conforme Equação 5 relatada por DONATO (2008), sendo  $\theta_{\gamma S}^{MS}$  a tensão de escoamento do metal de solda e  $\theta_{\gamma S}^{MB}$  a tensão de escoamento do metal de base.

$$M_L = \frac{\theta_{\gamma S}^{MS}}{\theta_{\gamma S}^{MB}} \quad \text{Eq. 5}$$

De acordo com a norma BS EN ISO 15653 (2010) é possível estimar quando necessário, o limite de escoamento para muitos tipos de aços a partir de medidas de dureza, principalmente quando a região de interesse é de pequena espessura e dificulta a caracterização (SILVA, 1998; SILVA, 2009).

Sendo assim, o nível de dissimilaridade mecânica da solda (DMS<sup>19</sup>) pode apresentar três tipos de configurações básicas, considerando o grau de dissimilaridade entre metal de solda e metal de base, conforme indicado na Figura 25.

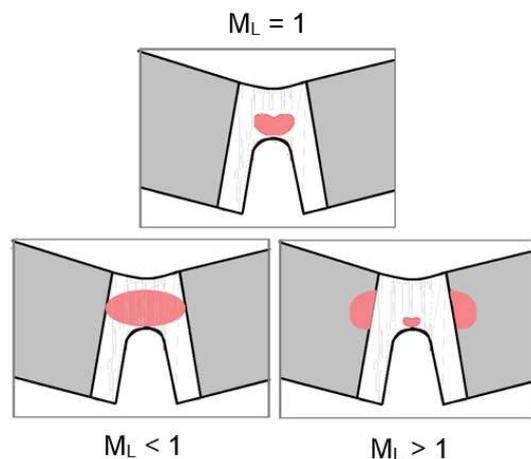


Figura 25 - Configurações básicas de dissimilaridade mecânica da solda.

<sup>19</sup> O termo utilizado no inglês é WSM (Weld Strength Mismatch).

Quando  $M_L < 1$ , tem-se condição de undermatch, ou seja, a resistência do metal de solda é relativamente inferior ao metal de base, esta condição não é muito usual na prática; quando  $M_L = 1$ , tem-se condição evenmatch, típica de junta soldada não-dissimilares, ou onde os consumíveis utilizados, assim como os processos de soldagem selecionados, possibilitam metais de solda com propriedades semelhantes ao metal de base; já para condição onde  $M_L > 1$ , bastante utilizadas na prática, até por motivo de maior conservadorismo, indicam uma maior resistência do metal de solda com relação ao metal de base, entretanto, existe um limite específico, o comportamento de uma determinada estrutura poderá ser fortemente impactada caso  $M_L > 5$  (DONATO, 2008).

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1. MATERIAIS

#### 4.1.1. METAL DE BASE

Utilizou-se uma chapa de aço API 5L X80 de produção nacional<sup>20</sup> com 1m<sup>2</sup> de área superficial com espessura de parede de 19 mm; na Figura 26 tem-se a microestrutura original da chapa onde observa-se as estrias de laminação com os grãos alongados de ferrita poligonal com agregados eutetóides (perlita degenerada e bainita com microconstituente AM no seu interior).

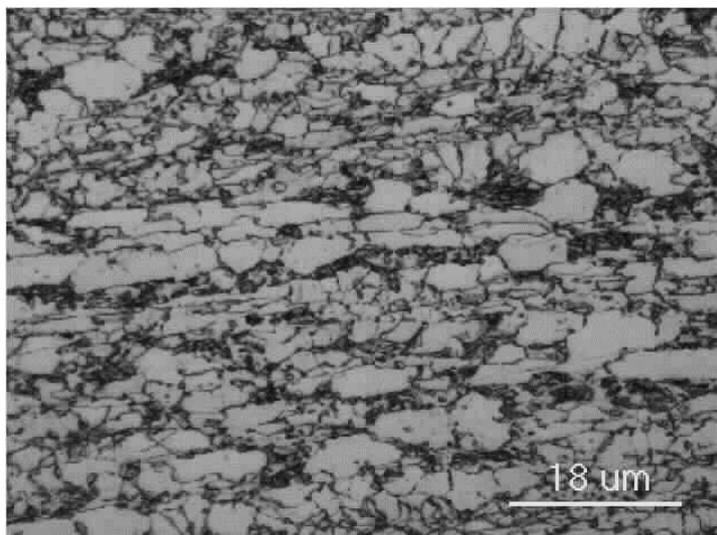


Figura 26 – Microestrutura do aço API 5L X80 utilizado. Aumento de 1000X.

Na tabela 7 tem-se a composição química que foi determinada por espectroscopia de massa na Fundação Altivo em Contagem-MG; com base nesta composição química e utilizando a equação desenvolvida por ITO e BESSYO (1968), foi determinado o Pcm, assim como o parâmetro AIF, estabelecido por HARRISON e WEBSTER (1994) e HARRISON e WALL (1996).

---

<sup>20</sup> A chapa foi produzida pela Usiminas por processo termomecânico de laminação controlada sem resfriamento acelerado.

Tabela 6 - Composição química do aço API 5L X80 avaliada.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
Média	0,062	0,201	1,933	0,017	0,005	0,01	0,181	0,221	0,015

Nb	Al	V	Ti	Fe%	PCM	AIF
0,08	0,05	0,031	0,017	97,18	0,19	0,44

A especificação API 5L (2007) define o limite máximo de Pcm em 0,25, logo, percebe-se que o aço aqui tratado encontra-se dentro do padrão especificado pela norma.

#### 4.1.2. CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM

A escolha dos consumíveis foi realizada de acordo com o catálogo do fabricante; para a soldagem pelo processo FCAW-G utilizou-se o arame tubular AWS E101T-1 do tipo flux-cored (com proteção gasosa de Ar+25%CO<sub>2</sub>) e pelo processo FCAW-S o arame autoprottegido do tipo AWS E91T8-G para passes de enchimento e acabamento, sendo o passe de raiz com arame maciço AWS ER 120S-G (com proteção gasosa de Ar+25%CO<sub>2</sub>); na Tabela 7 tem-se os tipos de passes e diâmetros dos consumíveis utilizados, e na Tabela 8 tem-se a composição química dos consumíveis.

Tabela 7 – Passes e diâmetro dos consumíveis utilizados<sup>21</sup>.

PROCESSO ROBOTIZADO		
Consumível	Tipo de passe	Diâmetro (mm)
E101T1-K7M H4	Enchimento + Acabamento	1,2
E91T8-G	Enchimento + Acabamento	1,6
ER120S-G	Raiz	1,0

<sup>21</sup> Os consumíveis foram cedidos pela ESAB.

Tabela 8 - Composição química dos consumíveis.

Consumível	Composição química (%)						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al
E101T1-K7M H4	0,06	0,4	1,6	-	2,5	-	-
E91T8-G	0,06	0,17	1,92	-	0,83	-	0,90
ER120S-G	0,10	0,70	1,80	0,30	1,9	0,50	-

## 4.2. MÉTODOS

### 4.2.1. CORTE DA CHAPA DE AÇO API 5L X80

O corte da chapa de aço API 5L X80 foi realizado de acordo com as especificações previamente elaboradas, utilizando processo de corte a plasma de forma mecanizada<sup>22</sup>, conforme ilustrado na Figura 27, permitindo maior precisão de corte.



Figura 27 – Corte mecanizado da chapa de aço API 5L X80 com equipamento de corte à plasma.

### 4.2.2. PREPARAÇÃO DO CHANFRO E DA JUNTA

Foi utilizado chanfro em K com ângulo de 30° e nariz de 2 mm, de acordo com a Figura 28; no Apêndice A encontra-se o projeto de preparação da junta.

<sup>22</sup> O corte a plasma foi realizado no laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação do Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG

Optou-se por utilizar chanfro em K, pois nesta configuração de chanfro foi possível obter uma melhor distribuição das tensões geradas durante a soldagem, evitando problemas de empenamento da junta soldada, e conseqüentemente, facilitando o posicionamento do entalhe na ZTA nos ensaios de CTOD.

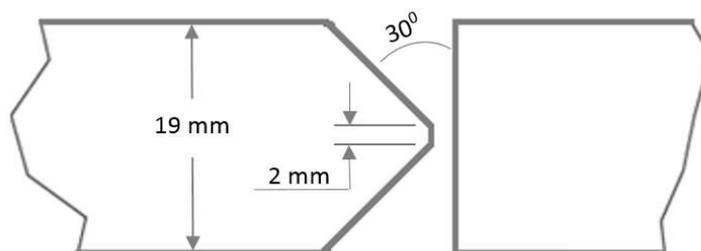


Figura 28 - Dimensões do Chanfro em K (mm).

#### 4.2.3. PROCESSOS DE SOLDAGEM

As chapas foram soldadas pelo processo ao Arco Elétrico com Arame Tubular (FCAW) robotizado, com proteção gasosa (FCAW-G) e autoprottegido (FCAW-S), sendo o passe de raiz realizado por processo GMAW robotizado.

A soldagem robotizada foi realizada por um robô antropomórfico do tipo Motoman<sup>23</sup> SK6 com seis graus de liberdade, adaptado para soldagem com arame tubular, ver Figura 29.

Na soldagem robotizada foi necessário otimizar os melhores parâmetros de acordo com a qualidade final dos cordões de solda; também procurou-se seguir recomendações sugeridas por BRACARENSE et al. (2006) quanto a soldagem de tubulações utilizando um robô antropomórfico, semelhante ao utilizado nesta pesquisa.

---

<sup>23</sup> Este robô está disponível no Laboratório de Robótica, Soldagem e Simulação da UFMG.

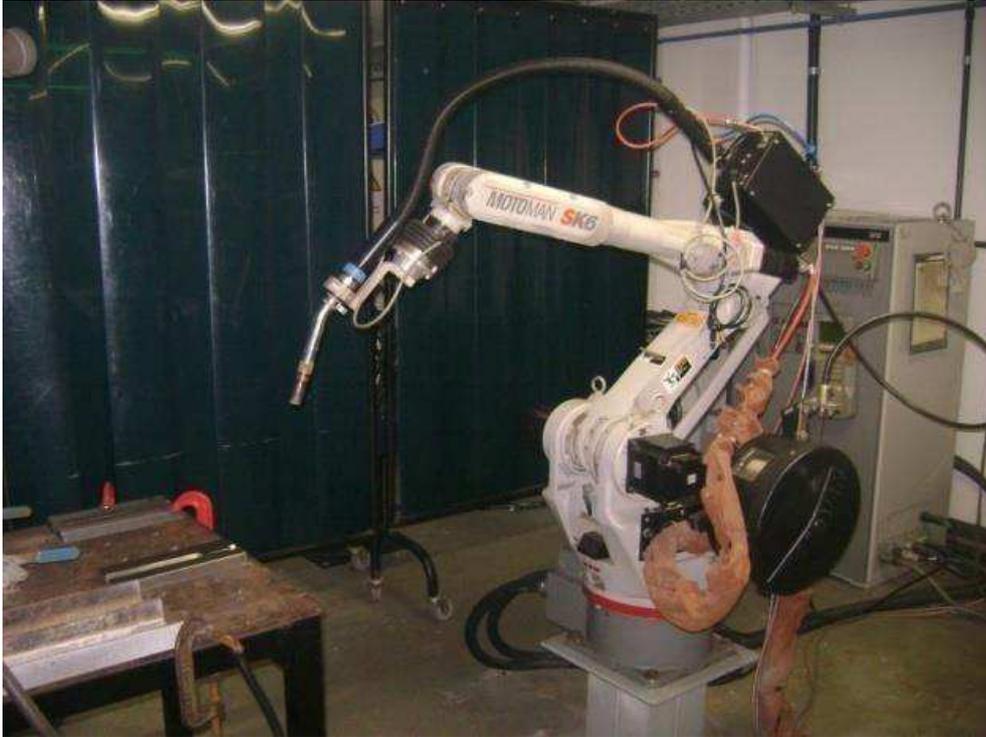


Figura 29 – Robô Motoman SK6 utilizado para soldagem.

#### 4.2.3.1. POSIÇÕES DE SOLDAGEM

As chapas foram soldadas nas posições plana e vertical-ascendente (conforme Figura 30), de forma a simular duas das diferentes posições encontradas em soldagem de tubulações;

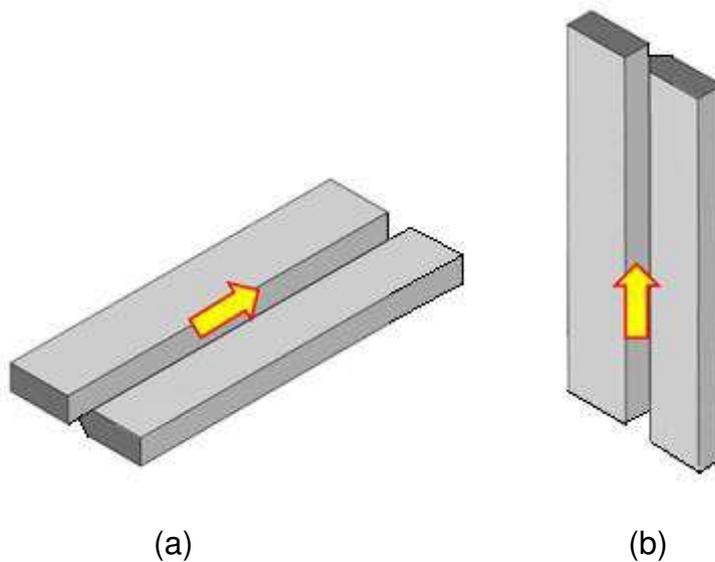


Figura 30 - Posições de soldagem utilizadas no trabalho.  
Plana (a) Vertical Ascendente (b).

#### 4.2.3.2. NOMENCLATURA UTILIZADA

Foi definida uma nomenclatura para cada chapa soldada em função do tipo de processo e da posição de soldagem utilizado, conforme apresentado na Tabela 9.

Tabela 9 - Nomenclatura atribuída aos corpos de prova.

PROCESSOS DE SOLDAGEM	POSIÇÃO DE SOLDAGEM	NOMENCLATURA
FCAW robotizado com proteção gasosa (ench+acab) e GMAW robotizado (raiz)	Plana	RP-G
FCAW robotizado com proteção gasosa (ench+acab) e GMAW robotizado (raiz)	Vertical-ascendente	RA-G
FCAW robitizado autoprottegido (ench+acab) e GMAW robotizado (raiz)	Plana	RP-S
FCAW robitizado autoprottegido (ench+acab) e GMAW robotizado (raiz)	Vertical-ascendente	RA-S

É importante salientar que nos procedimentos RP-G, RA-G, RP-S e RA-S, o passe de raiz foi realizado com processo GMAW robotizado na posição plana.

#### 4.2.3.3. PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Foram realizados vários testes a fim de definir os melhores parâmetros a serem utilizados; os testes foram realizados inicialmente com cordões de solda sobre chapa, e depois em chapas chanfradas.

As especificações de procedimentos de soldagem (EPS) utilizadas em cada processo de soldagem encontra-se no Apêndice B; já na tabela 10 é apresentado um quadro resumo dos principais parâmetros utilizados em cada procedimento de soldagem.

Tabela 10 - Parâmetros de soldagem.

Amostra/ Posição de Soldagem	Corrente de Soldagem (A)		
	Passe de Raiz	Passe de enchimento	Passe de acabamento
RP-G	200	220	220
RA-G	200	175	175
RP-S	200	240	240
RA-S	200	130	130
Amostra/ Posição de Soldagem	Tensão (V)		
	Passe de Raiz	Passe de enchimento	Passe de acabamento
RP-G	23	23	23
RA-G	23	23	23
RP-S	23	25	25
RA-S	23	20,5	20,5
Amostra/ Posição de Soldagem	Velocidade de Soldagem (mm/s)		
	Passe de Raiz	Passe de enchimento	Passe de acabamento
RP-G	4,5	5	5
RA-G	4,5	5	5
RP-S	4,5	5	5
RA-S	4,5	3,3	3,3

De acordo com os parâmetros acima, foi determinado o aporte térmico das juntas soldadas para cada processo de soldagem, conforme apresentado na Tabela 11.

Tabela 11 - Aporte térmico para cada procedimento de soldagem.

Amostra/ Posição de Soldagem	Aporte Térmico (kJ/mm)		
	Passe de Raiz	Passe de enchimento	Passe de acabamento
RP-G	1,02	1,01	1,01
RA-G	1,02	0,81	0,81
RP-S	1,02	1,20	1,20
RA-S	1,02	0,81	0,81

#### 4.2.4. PREPARAÇÃO DAS JUNTAS SOLDADAS

##### ➤ SOLDAGEM ROBOTIZADA

As Figuras 31 e 32 apresentam a soldagem com o robô nas posições plana e vertical ascendente.



Figura 31 – Soldagem robotizada com arame tubular na posição plana.  
Fonte: Elaborada pelo autor

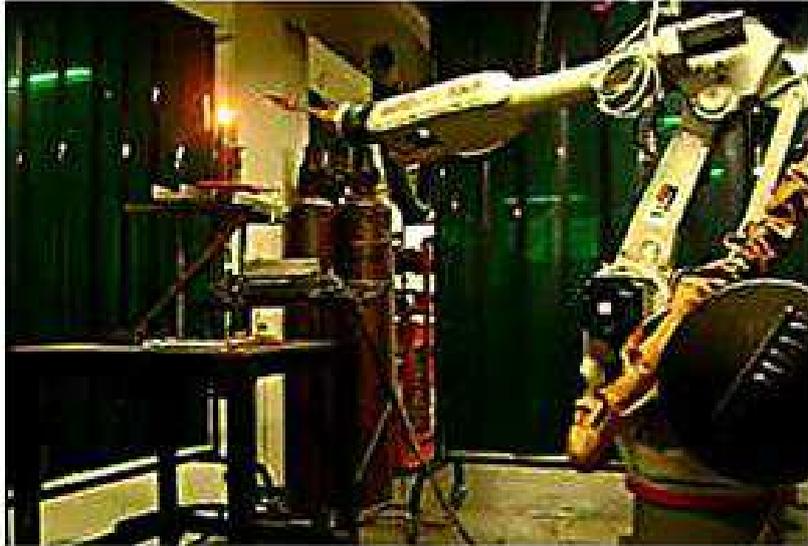


Figura 32 – Soldagem robotizada com arame tubular na posição vertical-ascendente.  
Fonte: Elaborada pelo autor

Na Figura 33 tem-se a sequência e o número de passes utilizados durante a preparação das juntas soldadas RP-G, RP-S, RA-G e RA-S; foram realizados dois passes de raiz com processo GMAW (passes 1 e 2 na Figura 33) utilizando arame ER120S-G; os passes de enchimento e acabamento foram realizados com arame E101T1-K7M H4, com proteção gasosa externa, e arame autoprottegido E91T8-G.

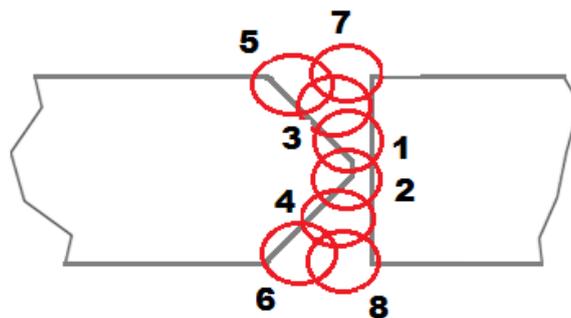


Figura 33 – Sequencia e número de passes utilizado nos procedimentos robotizados.

#### 4.2.5. CARACTERIZAÇÃO METALOGRAFICA

Após a soldagem, foram extraídos corpos de prova para caracterização metalográfica no departamento de Engenharia Mecânica da UFCG; as amostras foram lixadas e devidamente polidas sendo atacadas com nital 3%.

##### 4.2.5.1. MACROGRAFIA E EXTENSÃO DA ZTA

Com ataque de nital 3%, foram obtidas as macrografias da junta soldada através de um scanner acoplado a um computador, e utilizando o software Quantikov, foram realizadas 30 medidas de extensão da ZTA para cada lado da junta soldada, conforme apresentado na Figura 34.

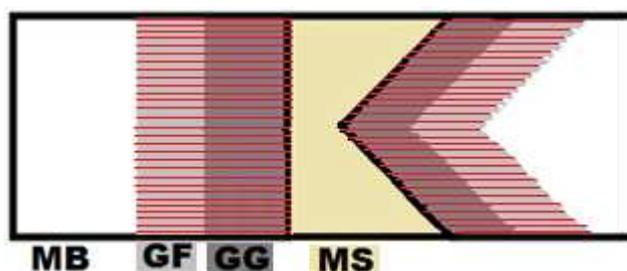


Figura 34 – Metodologia para o levantamento do perfil de extensão da ZTA.

##### 4.2.5.2. MICROSCOPIA ÓPTICA E ELETRÔNICA DE VARREDURA

Para a análise metalográfica foi utilizado um microscópio ótico OLYMPUS BX 51M, interligado a um computador contendo o programa MSQ® analisador de imagens microestruturais. As análises micrográficas com aumentos superiores a 1000x foram obtidas por um microscópio eletrônico de varredura da marca Tescan modelo VEGA 3, interligado a um computador analisador de imagens.

Na Figura 35 temos a representação esquemática das regiões analisadas utilizando microscopia ótica.

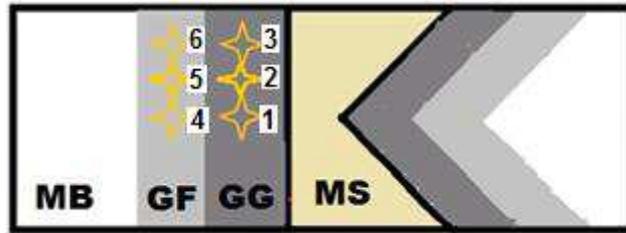


Figura 35 - Metodologia para análise da microestrutura na ZTA.  
 MB-Metal de base; GF-Região de grãos finos; GG-Região de grãos grosseiros;  
 MS-Metal de solda.

#### 4.2.6. ENSAIOS MECÂNICOS

##### 4.2.6.1. ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS (HV)

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas através do microdurômetro digital FM-700 Future Tech.

Utilizou-se uma amostra para cada procedimento de soldagem; as medições foram realizadas em três regiões ao longo da espessura da chapa, numa sequência linear, interceptando os passes de acabamento, enchimento e passe raiz, respectivamente, conforme Figura 36.

Utilizou-se uma carga de 200gf para melhor caracterizar a microestrutura da região de grãos grosseiros, tempo de aplicação de 15 segundos e espaçamento médio entre impressões de 75  $\mu\text{m}$ , seguindo recomendações da norma ASTM E 384-10 (2010).

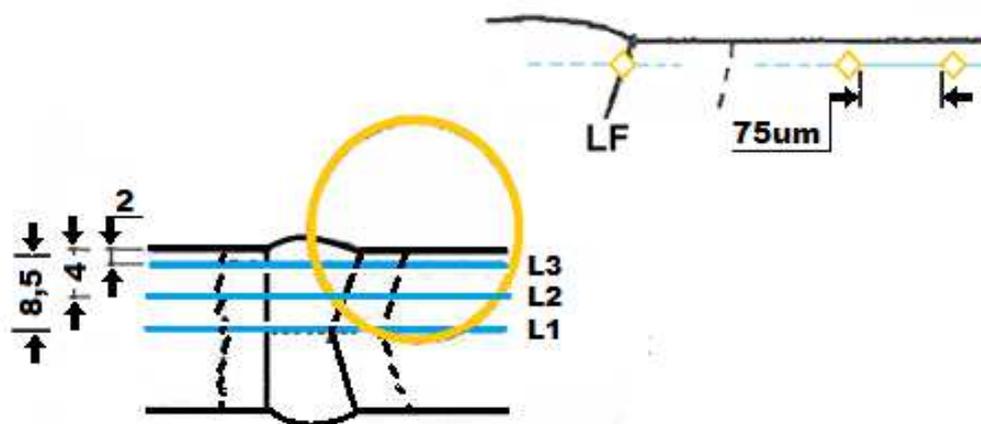


Figura 36 - Metodologia para determinação do perfil de microdureza.

#### 4.2.6.2. ENSAIOS CTOD

No presente trabalho, para a determinação do parâmetro CTOD na ZTA da junta soldada utilizou-se corpos de prova do tipo SE(B) de flexão em três pontos, utilizando a norma BS EN ISO 15653 (2010); no Apêndice C é apresentado o dimensionamento do corpo de prova CTOD, assim como a localização do entalhe na junta soldada, especificamente na região da ZTA.

Para realização da pré-trinca de fadiga e ensaio CTOD foi utilizada uma máquina universal servo hidráulica, modelo MTS 810, com capacidade de carga de 100 kN, um extensômetro para medir o deslocamento da abertura da ponta da trinca e um sistema de aquisição computadorizado, os ensaios foram conduzidos à temperatura ambiente.

Na Figura 37 tem-se a disposição do corpo de prova para realização do ensaio e no Apêndice D é apresentado um desenho esquemático do aparato experimental utilizado.



Figura 37 – Metodologia para determinação do perfil de microdureza.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1. ANÁLISE MACROGRÁFICA E EXTENSÃO DA ZTA

Na Figura 38 é apresentada as macrografias das juntas soldada para todos os procedimentos realizados; a linha amarela contínua está indicando o local onde foi posicionado o entalhe nos corpos de prova para ensaio CTOD, já a linha amarela tracejada indica a referência utilizada, ou seja, um distanciamento de 1 mm da linha de fusão.

De acordo com a Figura 38, pode-se observar que o lado da junta onde foi posicionado o entalhe não se apresentou completamente reto, e conseqüentemente o entalhe interceptou várias regiões da junta soldada, incluindo metal de base, ZTAGF, ZTA GG e metal de solda, e que certamente influenciará nos resultados de CTOD a serem discutidos posteriormente.

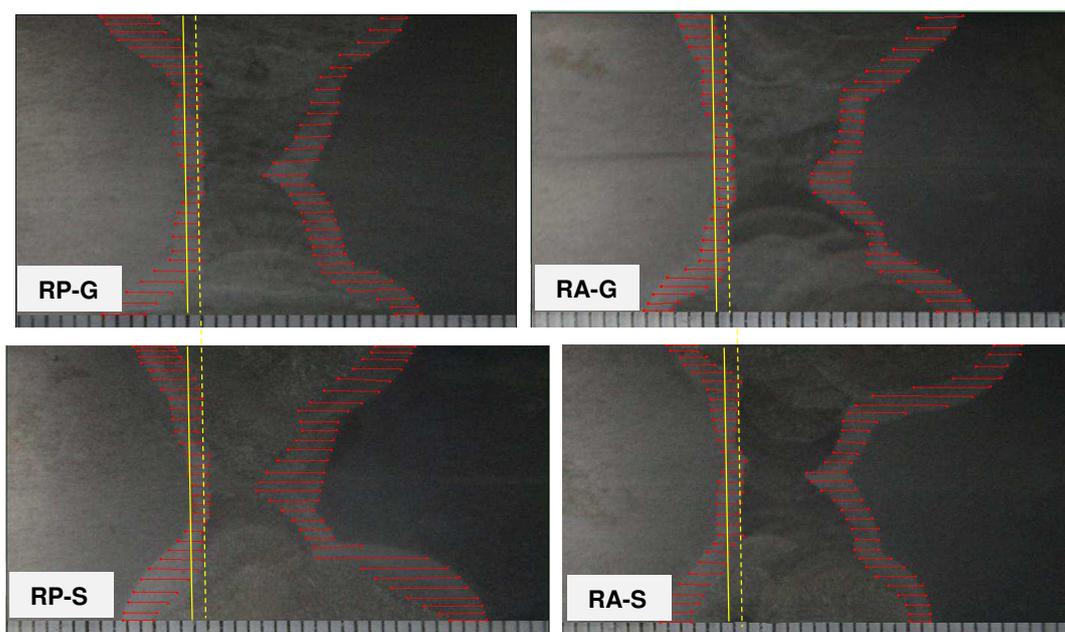


Figura 38 – Extensão da ZTA para todos os procedimentos.

Na Tabela 12 são apresentados os valores da extensão da ZTA para cada procedimento, sendo separados de acordo com a região, ou seja, adjacente aos passes de acabamento, enchimento e raiz; também foram incluídos na tabela os valores específicos do aporte térmico submetido em cada região apresentada.

Tabela 12– Valores médios de extensão da ZTA e aporte térmico utilizado.

PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM		EXTENSÃO DA ZTA (mm)	APORTE TÉRMICO (kJ/mm)
		Lado Reto	
RP-G	Acabamento	3,3 ± 0,3	1,01
	Enchimento	2,2 ± 0,9	1,01
	Raiz	1,6 ± 0,3	1,02
RA-G	Acabamento	2,5 ± 0,4	0,81
	Enchimento	1,8 ± 0,7	0,81
	Raiz	1,3 ± 0,2	1,02
RP-S	Acabamento	2,8 ± 0,3	1,20
	Enchimento	2,1 ± 0,8	1,20
	Raiz	1,3 ± 0,2	1,02
RA-S	Acabamento	2,2 ± 0,2	0,81
	Enchimento	1,9 ± 0,4	0,81
	Raiz	1,7 ± 0,2	1,02

Os menores valores de extensão da ZTA na região adjacente ao passe de raiz (1,3 mm) ocorreram nos procedimentos RA-G e RP-S, mesmo utilizando um aporte térmico semelhante (1,02 kJ/mm) para o passe de raiz; uma redução de 23% em comparação com o procedimento RA-S e de 18% com relação ao procedimento RP-G.

Os baixos valores de extensão da ZTA apresentados é um resultado satisfatório, já que a ZTA é a região mais crítica da junta soldada, principalmente a região ICCGHAZ, típica em soldagem multipasse, e que segundo LI (2015) a tenacidade nesta região pode apresentar o pior resultado caso o microconstituente AM presente na estrutura esteja de forma massiva e junto aos contornos de grão da austenita prévia; logo, um menor aporte térmico ocasionará redução da ZTA, e conseqüentemente da ICCGHAZ, reduzindo a ocorrência de microconstituente AM massivo; segundo MOEINIFAR (2010), ao estudar a influência dos ciclos térmicos de soldagem em juntas do aço API5L X80, observou que a redução da ICCGHAZ é uma alternativa viável para melhorar as propriedades de tenacidade da junta.

Observa-se pela Tabela 12 que a média de extensão da ZTA na região adjacente aos passes de enchimento é superior à média apresentada na região adjacente ao passe de raiz para os procedimentos RP-G, RA-G e RA-S, mesmo com a redução do aporte térmico; isto ocorreu em função da não utilização de

pré-aquecimento na soldagem do passe raiz, já os passes de enchimento foram realizados com a junta aquecida. Para o procedimento RP-S o aumento observado na extensão da ZTA adjacente ao passe de enchimento, em comparação a região adjacente ao passe de raiz, ocorreu pelo maior aporte térmico empregado.

Observa-se na Tabela 12 que o procedimento robotizado utilizando arame tubular com proteção gasosa, independentemente da posição de soldagem, apresentou menor dispersão nos valores de extensão da ZTA na região adjacente aos passes de enchimento, que é a região mais representativa da junta soldada, devido a maior quantidade de passes realizados.

Os procedimentos de soldagem na posição vertical (RA-G e RA-S), na região adjacente aos passes de enchimento, apresentaram valores médios de extensão da ZTA inferiores aos procedimentos de soldagem na posição plana (RP-G e RP-S); o que é justificado pela utilização de um aporte térmico inferior.

Já para os procedimentos de soldagem na posição plana (RP-G e RP-S), na região adjacente aos passes de acabamento, apresentaram valores médios de extensão da ZTA superiores aos procedimentos de soldagem na posição vertical (RA-G e RA-S), justificado pela utilização de um aporte térmico superior.

## **5.2. ANÁLISE DE MICRODUREZA**

A análise de microdureza foi realizada em três regiões da junta soldada, ou seja, na linha L1 que intercepta o passe de raiz, na linha L2 que intercepta os passes de enchimento e na linha L3 que intercepta os passes de acabamento.

### **5.2.1. LINHA 1 – INTERCEPTANDO O PASSE DE RAIZ**

Na Figura 39 tem-se o perfil de microdureza na linha L1 para os procedimentos RP-G, RP-S, RA-G e RA-S; já na Tabela 13 é apresentado a média de microdureza na linha L1 para cada região, referente a todos os procedimentos analisados; é importante salientar que o passe de raiz foi realizado sem pré-aquecimento com processo GMAW com aporte térmico 1,02 kJ/mm para todos os procedimentos.

Na Figura 39 (a) tem-se o perfil de microdureza na linha L1 para o procedimento RP-G; observa-se que os maiores valores de microdureza ocorreram no metal de solda; o fato da dureza do metal de solda ser superior ao metal de base e ZTA se deve a utilização da técnica overmatched, ou seja, o consumível utilizado possui propriedades mecânicas superiores ao metal de base.

De acordo com a Tabela 13, a média dos valores de microdureza na região da ZTA GF para o procedimento RP-G foi  $237 \pm 9$  HV, já para ZTA GG a média foi  $255 \pm 9$ ; estes valores ainda são inferiores à média observada para o metal de solda que foi de  $294 \pm 6$ .

Na Figura 39 (b) tem-se o comportamento de microdureza na linha L1 para o procedimento RP-S; o valor médio de microdureza na região da ZTA GF foi de  $254 \pm 8$ , para ZTA GG foi de  $255 \pm 18$  e para o metal de solda foi de  $255 \pm 11$ ; observa-se que estes valores médios apresentaram maior uniformidade do que os valores encontrados para o procedimento RP-G, o que é um resultado satisfatório, já que isto traria maior resistência a propagação de trincas.

A ZTA GF do procedimento RP-S apresentou o maior valor entre as médias de microdureza apresentadas na Tabela.

O procedimento de soldagem RP-S apresentou maior uniformidade nos valores médios de microdureza em todas as regiões analisadas; já o procedimento RP-G apresentou maior variação nos valores médios de microdureza nestas regiões.

Na Figura 39 (c) tem-se o comportamento de microdureza na linha L1 para o procedimento RA-G; a média dos valores de microdureza na ZTA GF foi de  $204 \pm 3$  HV e na ZTA GG foi de  $229 \pm 3$  HV; observa-se que estes valores estão abaixo do apresentado no procedimento RP-G e RP-S; também ocorreram reduções na média de microdureza no metal de base e no metal de solda para o procedimento RA-G.

O procedimento de soldagem RA-G, na linha 1 que intercepta o passe de raiz, apresentou os menores valores médios de microdureza em comparação com os demais procedimentos, principalmente na região da ZTA GF; e foi também o que apresentou a maior uniformidade nos valores de microdureza na região da ZTA.

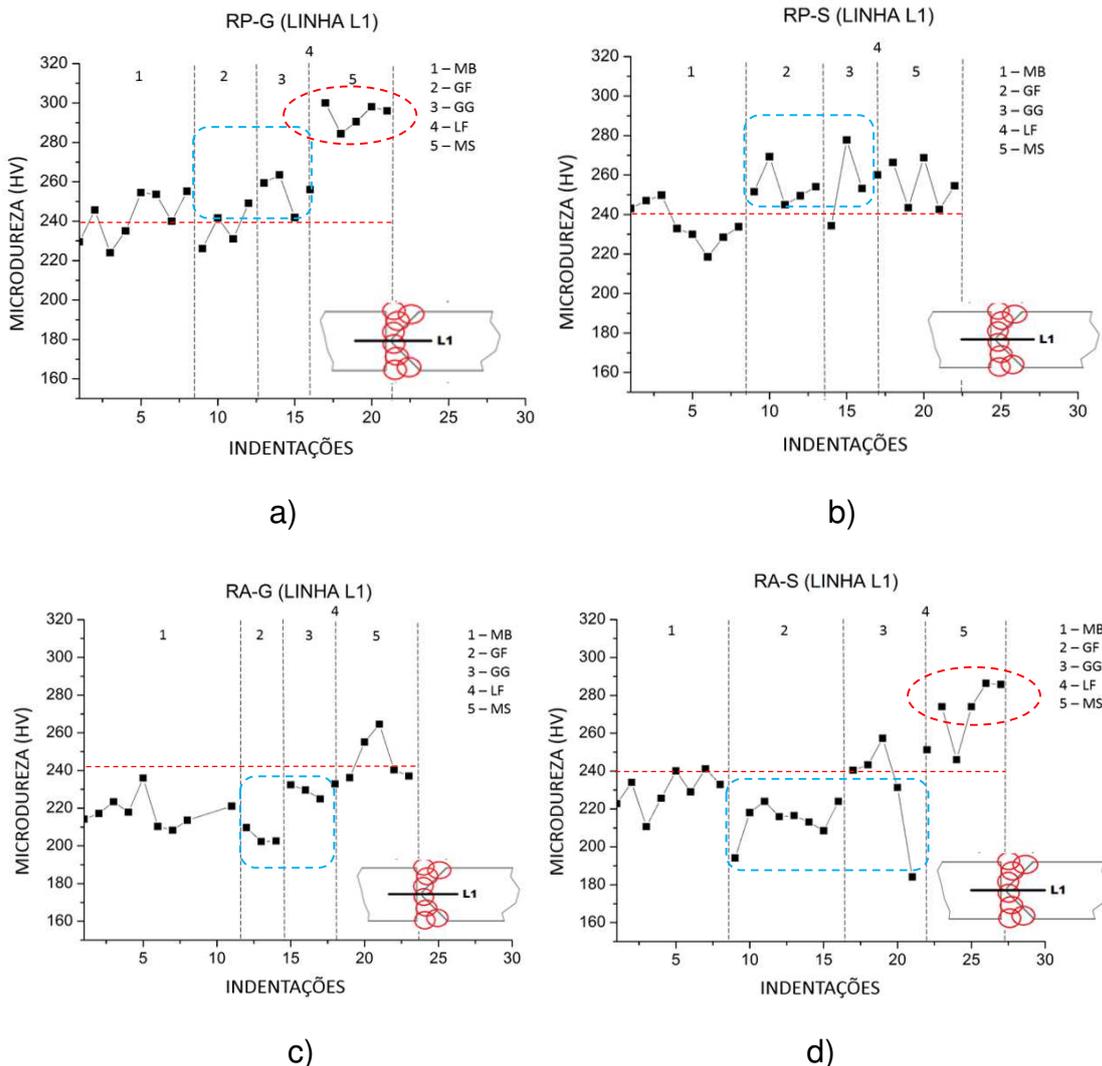


Figura 39 - Medidas de microdureza para procedimento RP-G (linha L1).

Na Figura 39 (d) tem-se o comportamento de microdureza na linha L1 para o procedimento RA-S; tem-se que para a região da ZTA GF a média dos valores de microdureza foi de  $214 \pm 9$ , ligeiramente superior ao encontrado para o procedimento RA-G; já a região da ZTA GG foi de  $231 \pm 25$ , observa-se uma grande dispersão nos valores, o que não é um resultado satisfatório, já que esta região da ZTA é muito propensa a propagação de trincas; considerando a região do metal de solda, pode-se observar pela Figura 39 (d) que alguns valores de microdureza foram superiores a 280 HV, resultados semelhantes ao encontrado no procedimento RP-G, entretanto, para o caso do procedimento RA-S, o

resultado é mais preocupante já que a diferença entre valores de microdureza altos e baixos torna-se mais crítica nesta situação.

Na região da ZTA, os procedimentos de soldagem na posição vertical (RA-G e RA-S) apresentaram valores médios de microdureza inferiores aos procedimentos de soldagem na posição plana (RP-G e RP-S).

Tabela 13 - média e desvio padrão dos valores por região (linha L1)

REGIÃO	MB (HV)	ZTAGF (HV)	ZTAGG (HV)	LF (HV)	MS (HV)
RP-G	242 ± 11	237 ± 9	255 ± 9	256	294 ± 6
RP-S	235 ± 10	254 ± 8	255 ± 18	260	255 ± 11
RA-G	218 ± 8	204 ± 3	229 ± 3	233	247 ± 11
RA-S	230 ± 9	214 ± 9	231 ± 25	251	273 ± 15

### 5.2.2. LINHA 2 – INTERCEPTANDO OS PASSES DE ENCHIMENTO

Na Figura 40 tem-se o perfil de microdureza na linha L2 para os procedimentos RP-G, RP-S, RA-G e RA-S; já na Tabela 14 é apresentado a média de microdureza na linha L2 para cada região, referente a todos os procedimentos analisados; o aporte térmico utilizado para esta região foi de 1,01 kJ/mm para o procedimento RP-G, de 1,20 kJ/mm para o procedimento RP-S e de 0,81 kJ/mm para os procedimentos RA-G e RA-S.

Na Figura 40 (a) tem-se o comportamento de microdureza na linha L2 para o procedimento RP-G; o valor médio de microdureza na região da ZTA GF foi de 264 ± 12 HV, o que representa um aumento de 10 % em comparação com a média encontrada na linha L1; já a região da ZTA GG apresentou média de 263 ± 10 HV com aumento de apenas 3% em comparação com a linha L1; considerando o metal de solda, a média de valores de microdureza foi de 277 ± 9 HV, o que corresponde a uma redução de 6% em comparação com a linha L1.

A ZTA GF do procedimento RP-G apresentou o maior valor entre as médias de microdureza em comparação aos demais procedimentos.

Na Figura 40 (b) tem-se o comportamento de microdureza na linha L2 para o procedimento RP-S; o valor médio de microdureza na região da ZTA GF foi de  $245 \pm 6$  HV, já a região da ZTA GG apresentou média de  $277 \pm 10$  HV e o metal de solda a média de valores de microdureza foi de  $257 \pm 7$  HV; observa-se que os valores não sofreram alterações significativas em comparação com a linha L1.

Na Figura 40 (c) tem-se o comportamento de microdureza na linha L2 para o procedimento RA-G; o valor médio de microdureza foi de  $231 \pm 15$  HV, representando um aumento de 12% em comparação com a linha L1; já a ZTA GG apresentou média de microdureza de  $241 \pm 9$  HV, o que representa um aumento de apenas 5% com relação a linha L1.

Os valores obtidos foram inferiores ao procedimento RP-G na mesma região (ver Tabela 13), a modificação aqui foi a posição de soldagem, este resultado não era esperado já que foi utilizado um aporte térmico menor, e conseqüentemente, maiores taxas de resfriamento trariam microconstituintes de maior resistência.

O procedimento de soldagem RA-G, na linha 2 que intercepta o passe de raiz, apresentou os menores valores médios de microdureza em comparação com os demais procedimentos.

Na Figura 40 (d) tem-se o comportamento de microdureza na linha L2 para o procedimento RA-S; o valor médio de microdureza na região da ZTA GF foi de  $242 \pm 7$  HV, o que representa um aumento de 12% em comparação com a linha L1; já a região da ZTA GG apresentou valor médio de microdureza de  $262 \pm 12$  HV, também representando um aumento de 12% com relação a linha L1.

Os procedimentos de soldagem que utilizaram arame autoprotégido (RP- S e RA-S) apresentaram valores de microdureza na linha de fusão superiores aos procedimentos que utilizaram arame tubular e proteção de gás externo.

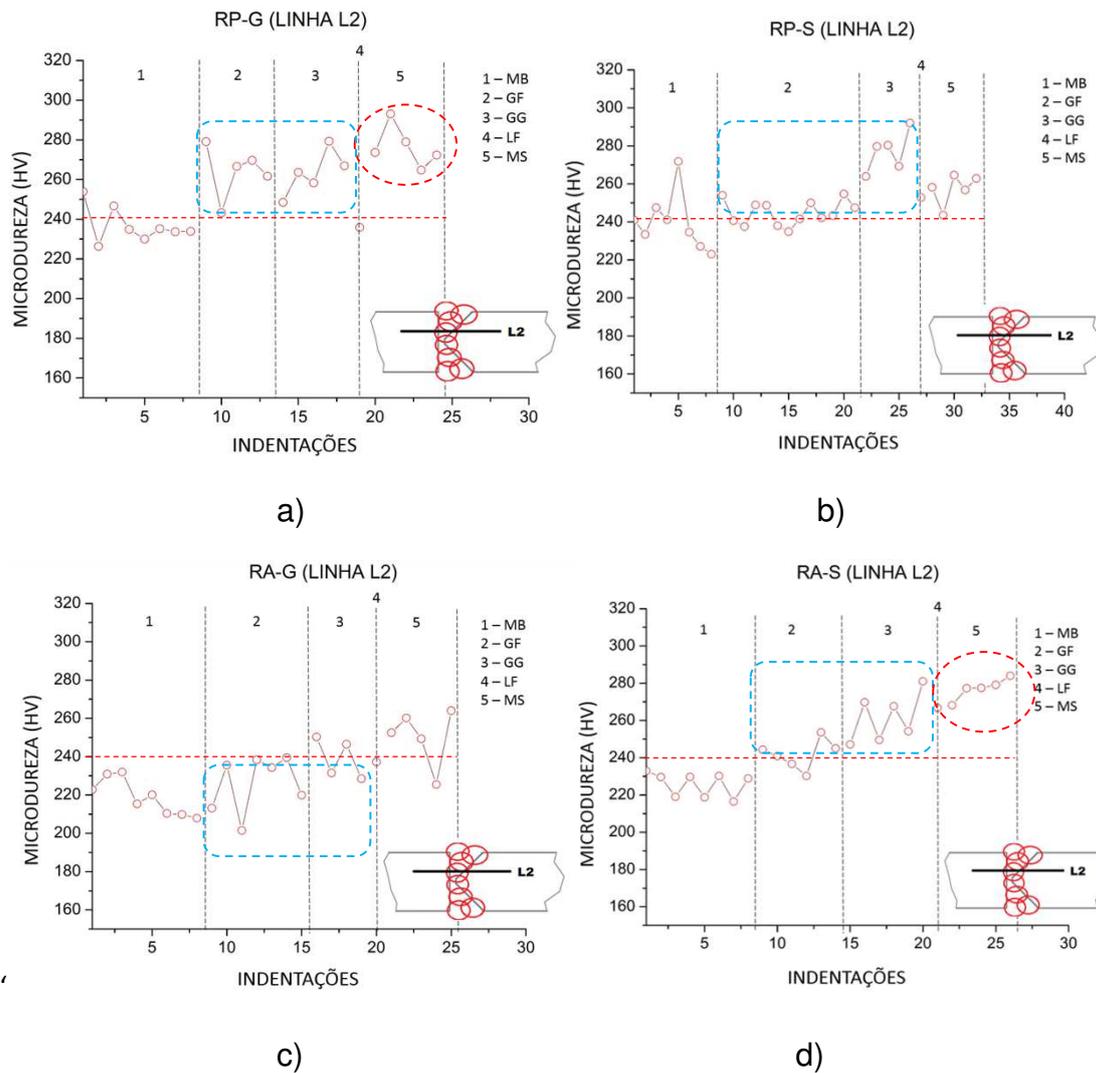


Figura 40 - Medidas de microdureza para procedimento RP-G (linha L2).

Tabela 14 - média e desvio padrão dos valores por região (linha L2)

REGIÃO	MB (HV)	ZTAGF (HV)	ZTAGG (HV)	LF (HV)	MS (HV)
RP-G	237 ± 8	264 ± 12	263 ± 10	236	277 ± 9
RP-S	240 ± 14	245 ± 6	277 ± 10	253	257 ± 7
RA-G	219 ± 9	231 ± 15	241 ± 9	237	250 ± 13
RA-S	226 ± 6	242 ± 7	262 ± 12	267	277 ± 5

### 5.2.3. LINHA 3 – INTERCEPTANDO OS PASSES DE ACABAMENTO

Na Figura 41 tem-se o perfil de microdureza na linha L3 para os procedimentos RP-G, RP-S, RA-G e RA-S; já na Tabela 15 é apresentado a média de microdureza na linha L3 para cada região, referente a todos os procedimentos analisados; o aporte térmico utilizado para esta região foi de 1,01 kJ/mm para o procedimento RP-G, de 1,20 kJ/mm para o procedimento RP-S e de 0,81 kJ/mm para os procedimentos RA-G e RA-S.

Na Figura 41 (a) tem-se o comportamento de microdureza na linha L3 para o procedimento RP-G; o valor médio de microdureza na ZTA GF foi de  $244 \pm 10$  HV, o que representa uma redução de 7% em comparação com a linha L2 e nenhuma mudança significativa com relação a linha L1; já na ZTA GG o valor médio de microdureza foi de  $256 \pm 17$  HV, não trazendo nenhuma mudança significativa com relação as linhas L1 e L2, resultado satisfatório em termos de maior uniformidade nesta região da junta. Considerando o valor médio de microdureza no metal de solda que foi de  $249 \pm 9$  HV, tem-se uma redução da ordem de 15% com relação a linha L1 e de 10% com relação a linha L2.

Na Figura 41 (b) tem-se o comportamento de microdureza na linha L3 para o procedimento RP-S; o valor médio de microdureza na ZTA GF foi de  $235 \pm 6$  HV, representando uma redução de 7% com relação a linha L1 e 4% com relação a linha L2; já para ZTA GG o valor médio de microdureza foi de  $258 \pm 7$  HV, o que representa uma redução de 7% com relação a linha L2, porém, nenhuma modificação significativa com relação a linha L1. No que se refere ao metal de solda, que apresentou valor médio de microdureza de  $252 \pm 9$  HV, não se tem nenhuma alteração significativa com relação as linhas L1 e L2.

Na Figura 41 (c) tem-se o comportamento de microdureza na linha L3 para o procedimento RA-G; o valor médio de microdureza na ZTA GF foi de  $229 \pm 15$  HV, o que representa um aumento de 11% com relação a linha L1, porém, nenhuma mudança significativa com relação a linha L2; já na ZTA GG que apresentou valor médio de microdureza de  $243 \pm 15$  HV, representando um aumento de 6% com relação a linha L1, e nenhuma modificação significativa com relação a linha L2. Considerando o metal de solda, o valor médio de microdureza foi de  $243 \pm 12$  HV, o que não representa nenhuma modificação significativa com relação as linhas L1 e L2.

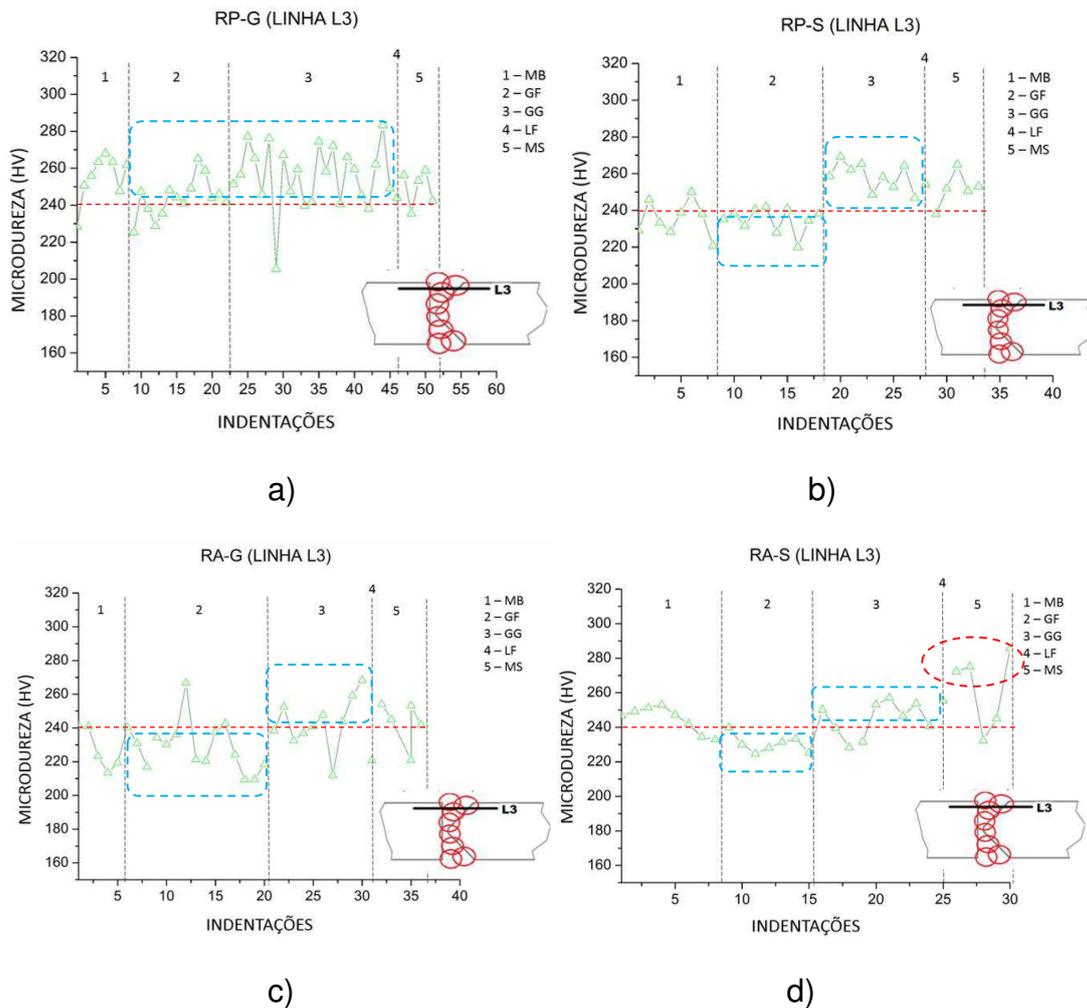


Figura 41 - Medidas de microdureza para procedimento RP-G (linha L3).

Na Figura 41 (d) têm-se o comportamento de microdureza na linha L3 para o procedimento RA-S; o valor médio de microdureza da ZTA GF foi de  $233 \pm 8$  HV, representando um aumento de 8% com relação a linha L1, e nenhuma alteração significativa com relação a linha L2; já na ZTA GG que apresentou valor médio de microdureza de  $247 \pm 9$  HV, foi verificado um aumento de 6% com relação a linha L2 e nenhuma modificação significativa com relação a linha L1, já que nesta, a dispersão dos valores de microdureza foram consideráveis. Com relação ao valor médio de microdureza no metal de solda, que foi de  $262 \pm 20$  HV, apresentando elevada dispersão nos valores de microdureza, e não sendo verificado nenhuma modificação significativa com relação as linhas L1 e L2.

Tabela 15- média e desvio padrão dos valores por região (RP-G/linha L3)

REGIÃO	MB (HV)	ZTAGF (HV)	ZTAGG (HV)	LF (HV)	MS (HV)
RP-G	255 ± 12	244 ± 10	256 ± 17	244	249 ± 9
RP-S	236 ± 9	235 ± 6	258 ± 7	254	252 ± 9
RA-G	228 ± 11	229 ± 15	243 ± 15	221	243 ± 12
RA-S	245 ± 7	233 ± 8	247 ± 9	255	262 ± 20

### 5.3. ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓPTICA

Foi realizada uma análise por microscopia óptica em todas as regiões da ZTA, no lado reto da junta soldada (nesta região foram posicionados os entalhes dos corpos de prova para ensaio CTOD), conforme o que foi apresentado na Figura 35.

#### 5.3.1. REGIÃO 1 – ZTA-GG E ZTA GF (ADJACENTE AO PASSE DE RAIZ)

Na Figura 42 (a), referente a região de grãos grosseiros do procedimento RP-G e adjacente ao passe de raiz, pode-se observar que a microestrutura nesta região da junta apresenta uma microestrutura composta por bainita e ferrita acicular.

Na Figura 42 (b), referente a região de grãos grosseiros do procedimento RP-S, pode-se observar que a microestrutura nesta região da junta (adjacente ao passe de raiz) apresenta uma microestrutura composta por bainita, ferrita primária, ferrita acicular e um pouco de martensita revenida.

Na Figura 42 (c), referente a região de grãos grosseiros do procedimento RA-G, pode-se observar que a microestrutura nesta região da junta (adjacente ao passe de raiz) apresenta uma microestrutura composta por bainita, ferrita poligonal e ferrita acicular.

Na Figura 42 (d), referente a região de grãos grosseiros do procedimento RA-S, pode-se observar que a microestrutura nesta região da junta (adjacente ao passe de raiz) apresenta uma microestrutura composta por bainita e ferrita acicular.

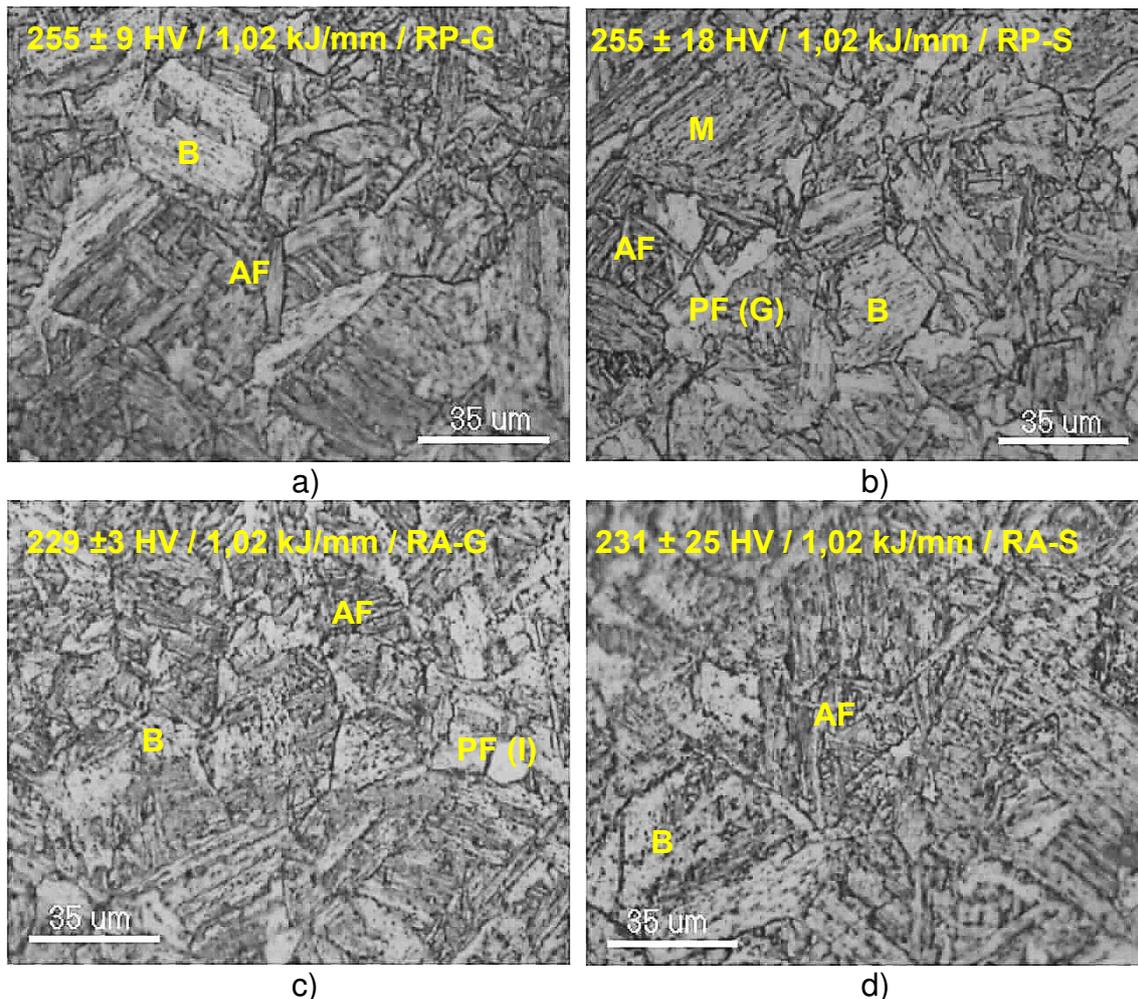


Figura 42 - Microscopia óptica na região 1 da ZTA-GG (adjacente ao passe de raiz). RP-G (a), RP-S (b), RA-G (c) e RA-S (d). 500X.

Na Figura 43 é apresentada uma micrografia representativa da ZTA GF numa região adjacente ao passe de raiz para todos os procedimentos; pode ser observado uma microestrutura fina em todas as micrografias, constituída basicamente de ferrita acicular (AF) e agregados de ferrita e carbonetos. Na figura consta a média de microdureza na região, onde pode-se observar que ocorreram diferenças significativas entre os procedimentos soldados na posição plana (RP-G e RP-S) e os soldados na posição vertical ascendente (RA-G e RA-S), apesar da semelhança microestrutural.

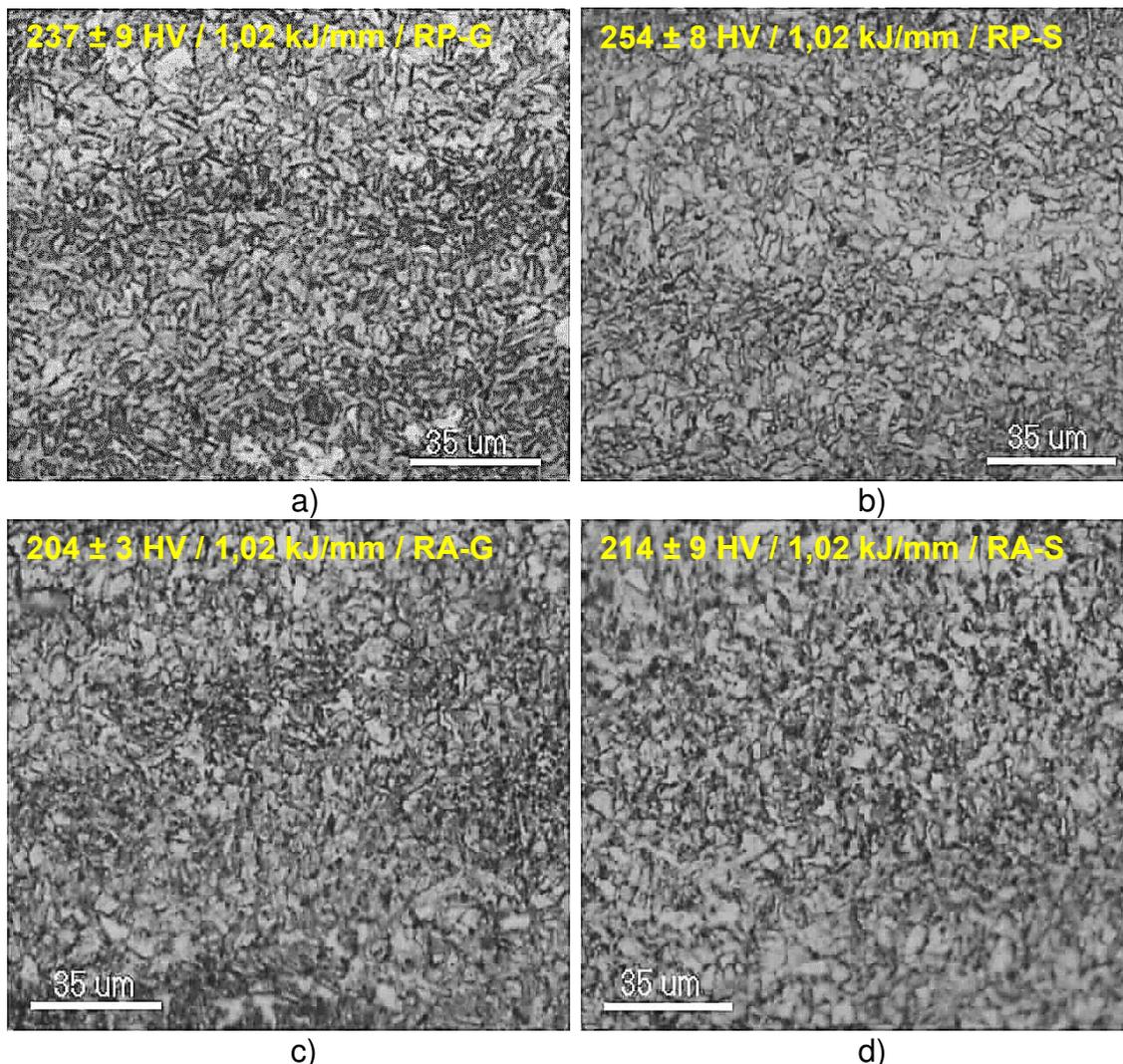


Figura 43 - Microscopia óptica na região 4 da ZTA-GF (adjacente ao passe de raiz). RP-G (a), RP-S (b), RA-G (c) e RA-S (d).

#### 5.3.1.1. REGIÃO 2 – ZTA-GG E ZTA GF (ADJACENTE AO PASSE DE ENCHIMENTO)

Na Figura 44 (a), referente a região de grãos grosseiros do procedimento RP-G, pode-se observar que a microestrutura nesta região da junta (adjacente aos passes de enchimento) apresenta uma microestrutura composta por bainita e um pouco de mantensita revenida.

Na Figura 44 (b), referente a região de grãos grosseiros do procedimento RP-S, pode-se observar que a microestrutura nesta região da junta (adjacente aos passes de acabamento) apresenta uma microestrutura composta por bainita, ferrita primária e ferrita acicular.

Na Figura 44 (c), referente a região de grãos grosseiros do procedimento RA-G, pode-se observar que a microestrutura nesta região da junta (adjacente aos passes de enchimento) apresenta uma microestrutura composta por bainita.

Na Figura 44 (d) (RA-S), referente a região de grãos grosseiros do procedimento RA-S, pode-se observar que a microestrutura nesta região da junta (adjacente aos passes de enchimento) apresenta uma microestrutura composta por bainita e ferrita acicular.

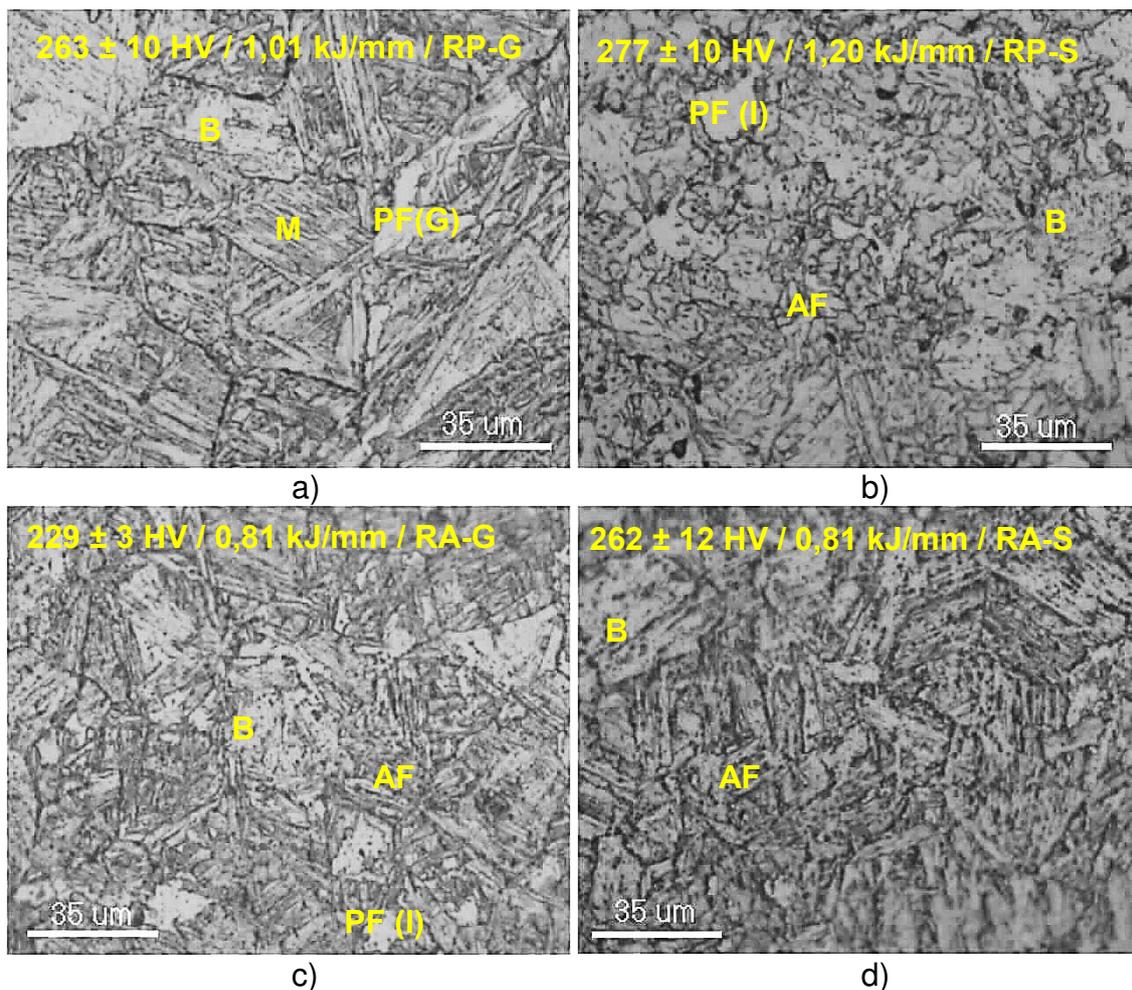


Figura 44 - Microscopia óptica na região 2 da ZTA-GG (adjacente ao passe de enchimento). RP-G (a), RP-S (b), RA-G (c) e RA-S (d).

Na Figura 45 é apresentada uma micrografia representativa da ZTA GF numa região adjacente aos passes de enchimento para todos os procedimentos; de forma semelhante ao apresentado na região adjacente ao passe de raiz, pode ser observado uma microestrutura fina em todas as micrografias, constituída basicamente de ferrita acicular (AF) e agregados de ferrita e carbonetos.

Considerando o perfil de microdureza na região, observa-se uma diferença significativa nos valores médios, principalmente entre o procedimento RP-G e o RA-G, soldados com o mesmo consumível, diferenciando apenas pela posição de soldagem; este resultado não é satisfatório para soldagem de tubulações, já que estaria formando regiões distintas em termos de resistência mecânica.

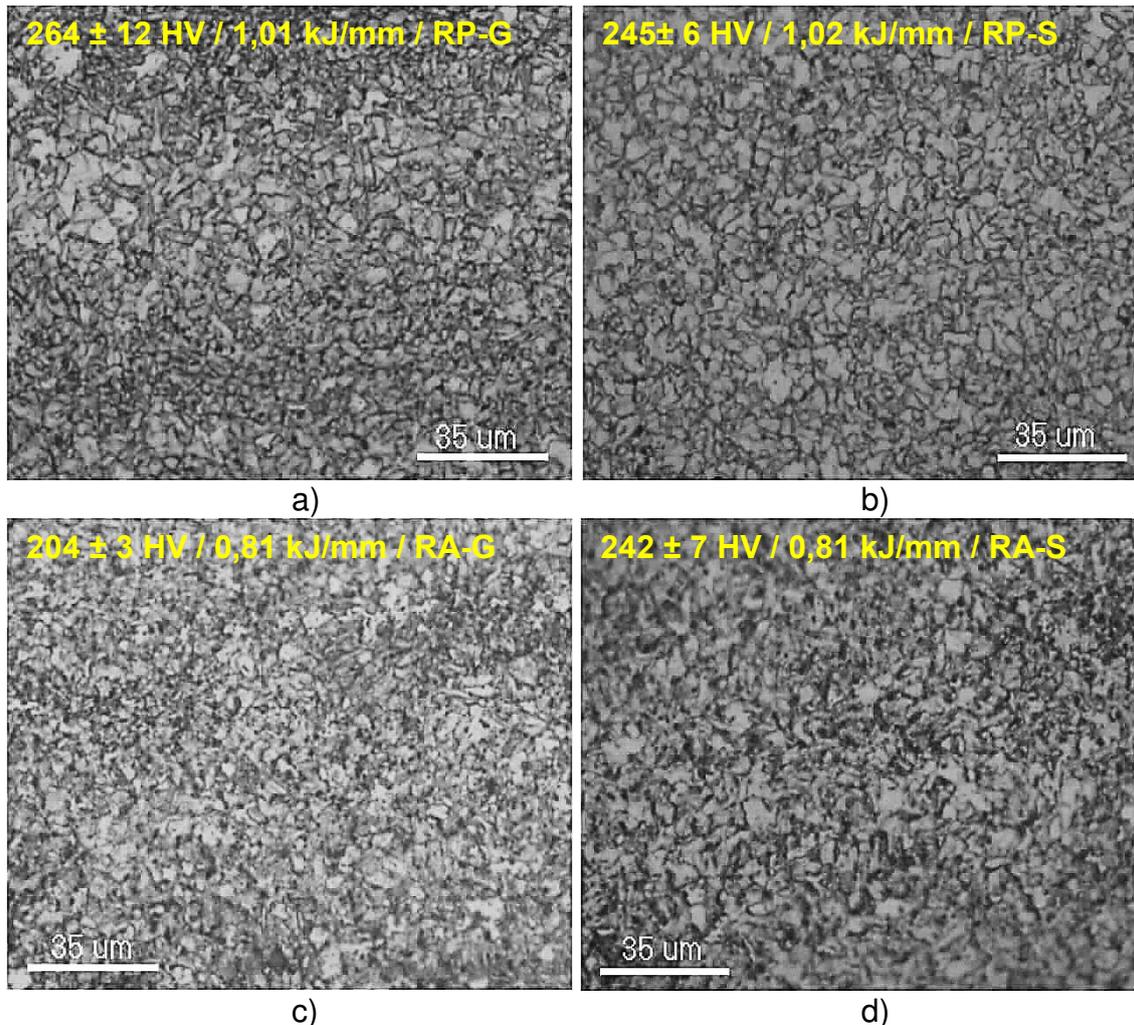


Figura 45 - Microscopia óptica na região 5 da ZTA-GF (adjacente ao passe de enchimento). RP-G (a), RP-S (b), RA-G (c) e RA-S (d).

### **5.3.1.2. REGIÃO 3 – ZTA-GG E ZTA GF (ADJACENTE AO PASSE DE ACABAMENTO)**

Na Figura 46 (a), referente a região de grãos grosseiros do procedimento RP-G, pode-se observar que a microestrutura nesta região da junta (adjacente aos passes de acabamento) apresenta uma microestrutura composta por bainita e ferrita acicular.

Na Figura 46 (b) (RP-S), referente a região de grãos grosseiros do procedimento RP-S, pode-se observar que a microestrutura nesta região da junta (adjacente aos passes de acabamento) apresenta uma microestrutura composta por bainita e ferrita acicular.

Na Figura 46 (c) (RA-G), referente a região de grãos grosseiros do procedimento RA-G, pode-se observar que a microestrutura nesta região da junta (adjacente aos passes de acabamento) apresenta uma microestrutura composta por bainita.

Na Figura 46 (d) (RA-S), referente a região de grãos grosseiros do procedimento RA-S, pode-se observar que a microestrutura nesta região da junta (adjacente aos passes de acabamento) apresenta uma microestrutura composta por bainita.

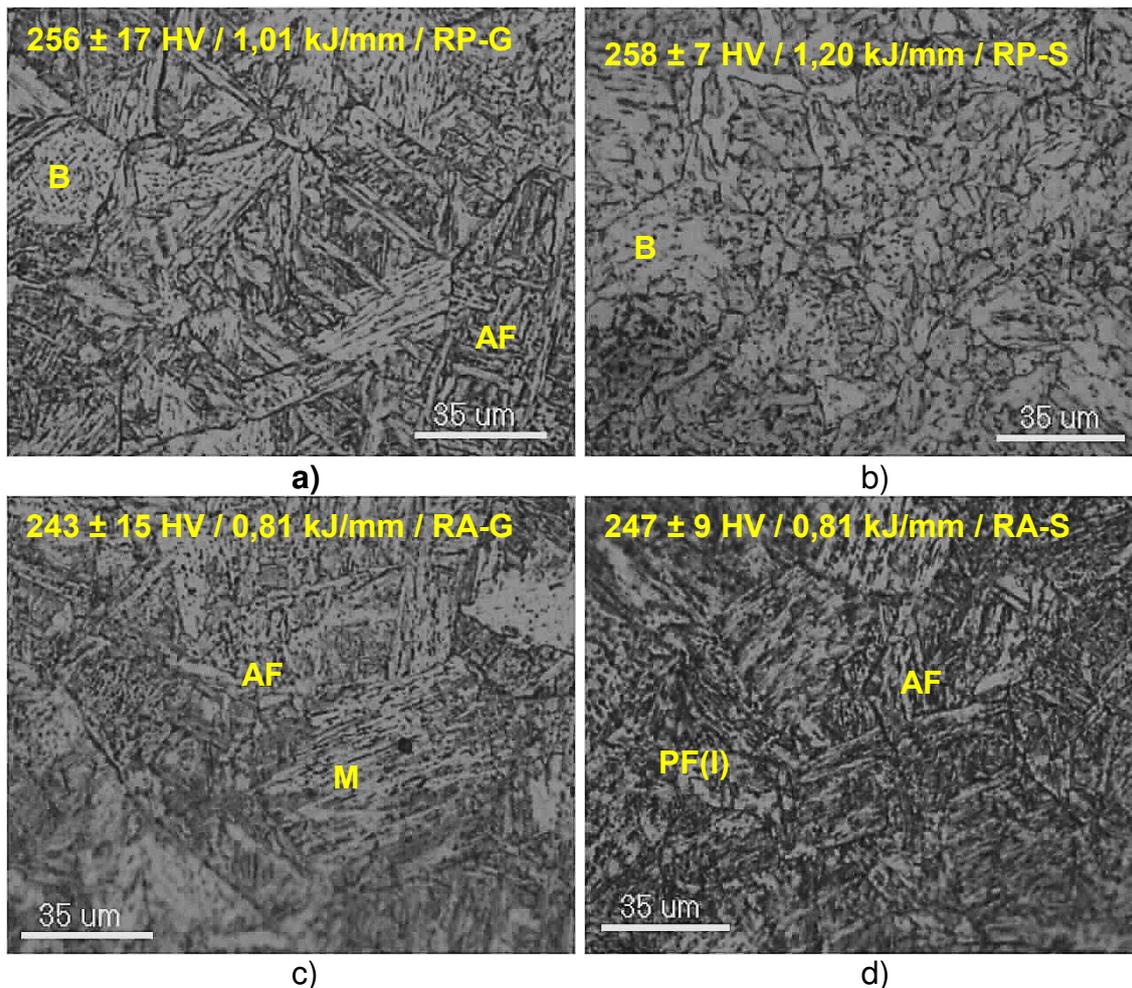


Figura 46 - Microscopia óptica na região 3 da ZTA-GG (adjacente ao passe de acabamento). RP-G (a), RP-S (b), RA-G (c) e RA-S (d).

Na Figura 47 é apresentada uma micrografia representativa da ZTA GF numa região adjacente aos passes de acabamento para todos os procedimentos; pode ser observado uma microestrutura fina em todas as micrografias, constituída basicamente de ferrita acicular (AF) e agregados de ferrita e carbonetos.

Com relação aos valores médios de microdureza indicados nas micrografias, não se observa alterações significativas entre os procedimentos.

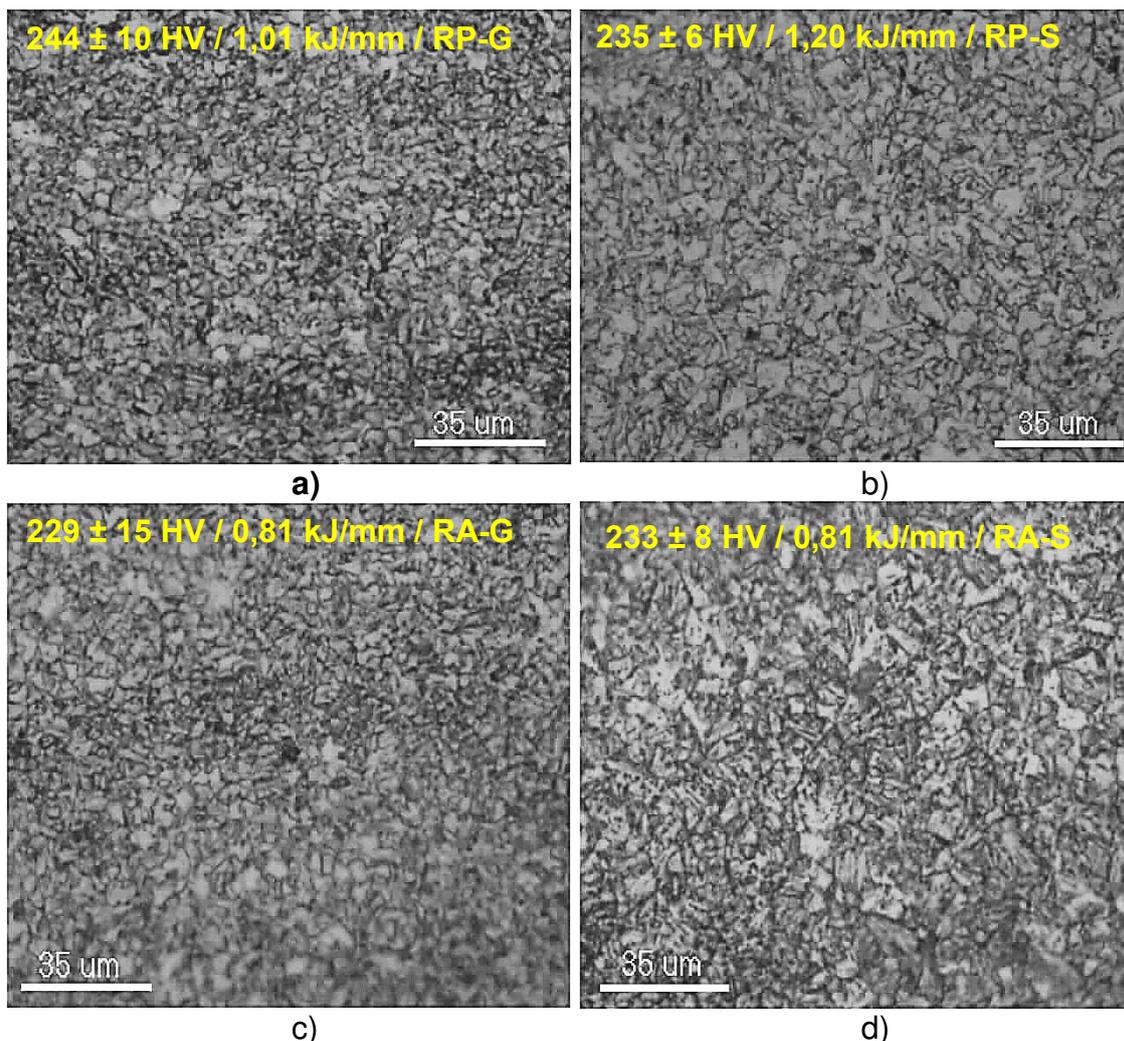


Figura 47 - Microscopia óptica na região 6 da ZTA-GF (adjacente ao passe de acabamento). RP-G (a), RP-S (b), RA-G (c) e RA-S (d).

#### 5.4. ANÁLISE DOS ENSAIOS CTOD

Os corpos de prova para ensaio CTOD foram agrupados de acordo com o apresentado na Tabela 16.

Tabela 16 – Nomenclatura dos corpos de prova para ensaio CTOD.

PROCESSO FCAW (COM PROTEÇÃO GASOSA)		PROCESSO FCAW-S (AUTOPROTEGIDO)		METAL BASE
RP-G	RA-G	RA-S	RP-S	
<b>CP06</b>	CP05	CP04	CP07	<b>CP01</b>
CP09	CP16	CP08	CP11	CP02
CP10	CP17	CP18	<b>CP12</b>	CP03
CP21	<b>CP19</b>	CP22	CP14	CP13
CP20	CP24	<b>CP23</b>	CP15	

Os corpos de prova CP06, CP19, CP12 e CP01 foram separados após o ensaio CTOD para realização de metalografia; nos demais corpos de prova avaliou-se o aspecto da superfície de fratura na região da trinca,

Na Tabela 17 encontra-se os valores de CTOD para cada procedimento; as curvas obtidas no ensaio encontram-se no Apêndice E.

De acordo com a Tabela 17 pode-se observar que para o metal de base, dos 4 corpos de prova ensaiados, apenas 1 atingiu o valor de 0,620, sendo o maior resultado encontrado entre todos os procedimentos ensaiados.

Para os procedimentos de soldagem na posição plana (RP-G e RP-S), observa-se pela Tabela 17 que os corpos de prova que não sofreram separação apresentaram valores de CTOD superiores aos procedimentos de soldagem na posição vertical ascendente (RA-G e RA-S), com exceção do CP19 (RA-G) que obteve CTOD de 0,340.

Considerando o processo de soldagem, observa-se pela Tabela 17 que os procedimentos utilizando arame tubular com proteção gasosa (RP-G e RA-G) apresentaram valores inferiores a 0,2 (considerando todos os corpos de prova ensaiados), já os procedimentos utilizando arame autoprotetido (RP-S e RA-S) apresentaram valores superiores a 0,2, com exceção do CP14 (RP-S) que obteve CTOD de 0,086.

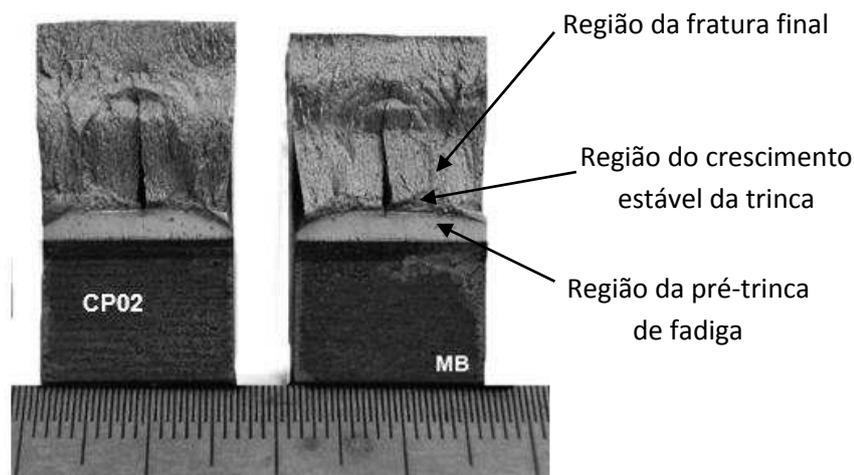
Os resultados de CTOD na ZTA para todos os corpos de prova apresentaram valores inferiores ao valor de 0,620 do CP01 obtido para o metal base; este resultado era esperado já que a ZTA é a região mais crítica da junta soldada e as propriedades de tenacidade na ZTA, especialmente na região de grãos grosseiros, também influenciada pelos passes subsequentes (região ICCGHAZ), tem apresentado quedas significativas em comparação ao metal base, sendo a distribuição e tipo de microconstituente AM o fator decisivo para queda de tenacidade nesta região; resultados também reportados por diversos autores (MOEINIFAR, 2010; BAYRAKTAR, 2004; BONNEVIE, 2004; MOHSENI, 2012).

Tabela 17 – Valores obtidos no ensaio CTOD.

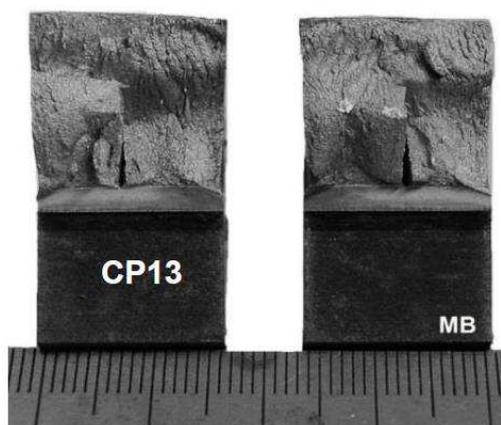
Procedimento de Soldagem	Ordem dos ensaios	Número do CP	CTOD <sub>CRÍTICO</sub> (mm)	CTOD <sub>SEPARAÇÃO</sub> (mm)	CTOD <sub>MAX</sub> (mm)
MB	1	1	0,620	-	0,620
	2	2	-	0,483	
	3	3	-	0,074	
	4	13	-	0,069	
RA-S	5	4	0,209	-	0,209
	6	8	-	0,206	
	7	18	-	0,463	
	8	22	-	0,300	
	9	23	0,234	-	0,234
RA-G	10	5	0,194	-	0,194
	11	16	0,183	-	0,183
	12	17	-	0,140	
	13	19	0,340	-	0,340
	14	24	-	0,183	
RP-S	15	7	0,271	-	0,271
	16	11	0,269	-	0,269
	17	12	0,414	-	0,414
	18	14	-	0,086	
	19	15	0,286	-	0,286
RP-G	20	6	0,320	-	0,320
	21	9	-	0,183	
	22	10	0,326	-	0,326
	23	20	-	0,183	
	24	21	0,277	-	0,277

Um agravante para os baixos valores de CTOD observados em alguns corpos de prova analisados foi o surgimento de delaminações no metal de base, o que não era esperado para o aço empregado neste trabalho.

Na Figura 48 é apresentada a superfície de fratura obtidas dos corpos de prova CTOD retirados do metal de base (CP02 e CP13); observa-se a presença de delaminações centrais nestes corpos de prova, invalidando os resultados apresentados na Tabela 33; também é apresentado na Figura 48 as regiões da fratura final, de crescimento estável da trinca e a região da pré-trinca de fadiga.



**a) CTOD = 0,483**



**b) CTOD = 0,069**

Figura 48 – Aspecto da superfície de fratura do ensaio CTOD em corpo de prova retirado do metal de base. CP02 (a), CP03 (b).

A Figura 49 apresenta o corpo de prova CP03, também referente ao metal de base; de forma semelhante ao CP02 e CP13, observa-se na região central do corpo de prova a presença de delaminação; a fim de melhor caracterizar o aspecto da fratura nesta região, foi seccionado uma amostra do corpo de prova CP03 e analisada por microscopia eletrônica de varredura, e com aumento de 1500X pode-se observar que o aspecto típico da fratura presente é clivagem; delaminações semelhantes foram encontradas por SILVA (2004) ao caracterizar as propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API5L X80 de fabricação nacional, onde o aspecto da fratura no local da delaminação foi por clivagem.

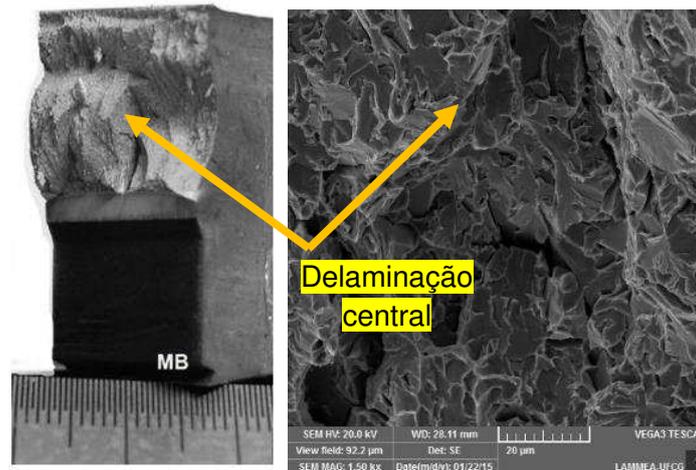


Figura 49 – Análise da delaminação por MEV. Aumento de 1500X.

A ocorrência de delaminações pode incrementar a tenacidade à fratura do corpo-de-prova, em função da diminuição da restrição plástica na ponta da trinca, conforme relatado por SILVA (2004), porém, as delaminações dificultam a medição experimental, gerando grandes dispersões de resultados, podendo gerar uma frente de trinca bastante irregular que pode invalidar o ensaio.

A ocorrência de delaminações neste tipo de material é preocupante, principalmente quando for avaliado o comportamento à fratura da junta soldada para diferentes processos de soldagem. PASSAGEM (2011) ao avaliar a tenacidade do aço API5L X80 de fabricação nacional, usando ensaio de impacto charpy, também observou a presença de delaminação nos corpos de prova, e que chegou a invalidar o ensaio, já que a presença de tais delaminações ocasionou um falso aumento na tenacidade do material, devido à alteração do estado triaxial de tensões na ponta da trinca.

De acordo com PORTO (2010) a ocorrência de delaminações em aço API5L X80 de fabricação nacional ocasionou os menores valores de tenacidade a fratura entre os resultados encontrados para os corpos-de-prova ensaiados.

O corpo de prova para ensaio CTOD foi retirado da chapa de aço API5L X80 segundo a orientação PN, e segundo THAULOW (1986) as delaminações são mais frequentes em corpos-de-prova obtidos na direção NP se comparado com aqueles obtidos na direção PN, e que corpos de prova obtidos na direção PN são menos favoráveis a propagação dúctil de trincas; contudo, resultados obtidos por SILVA (2004) em aço API5L X80 indicam maior resistência a propagação dúctil de trinca para orientação NP, e que podem ser associadas à

ocorrência de delaminações na superfície de propagação da trinca.

Segundo SILVA (2004), o aço X80 fabricado no Brasil atende as especificações estabelecidas pela API5L, porém, a adição de elementos de liga, como uma forma de suprir a inexistência do resfriamento acelerado, pode introduzir uma série de heterogeneidades no material, como segregações e delaminações; também relatou em sua pesquisa a ocorrência de delaminação devido a presença de impurezas (sulfetos de manganês), que não é comum nos aços ARBL atuais.

O corpo de prova CP01 foi separado para análise metalográfica por MO e MEV, pois foi o único que não apresentou delaminação, o que pode ser confirmado através das curvas obtidas durante o ensaio (Apêndice E), e proporcionando o maior valor de CTOD entre todos os corpos de prova ensaiados.

Na Figura 50 é apresentada a superfície de fratura obtidas dos corpos de prova CTOD retirados dos procedimentos soldados na posição plana (RP-G e RP-S); de acordo com a Tabela 33, dos 5 corpos de prova ensaiados por procedimento, no RP-S ocorreu apenas 1 separação, já no RP-G ocorreram 2 corpos de prova com separação.

Pode-se observar pela Figura 50 que os corpos de prova referentes ao procedimento RP-S apresentaram na região central pré-trinca de fadiga com formato mais curvo, diferente do aspecto mais plano apresentado pelos demais procedimentos.

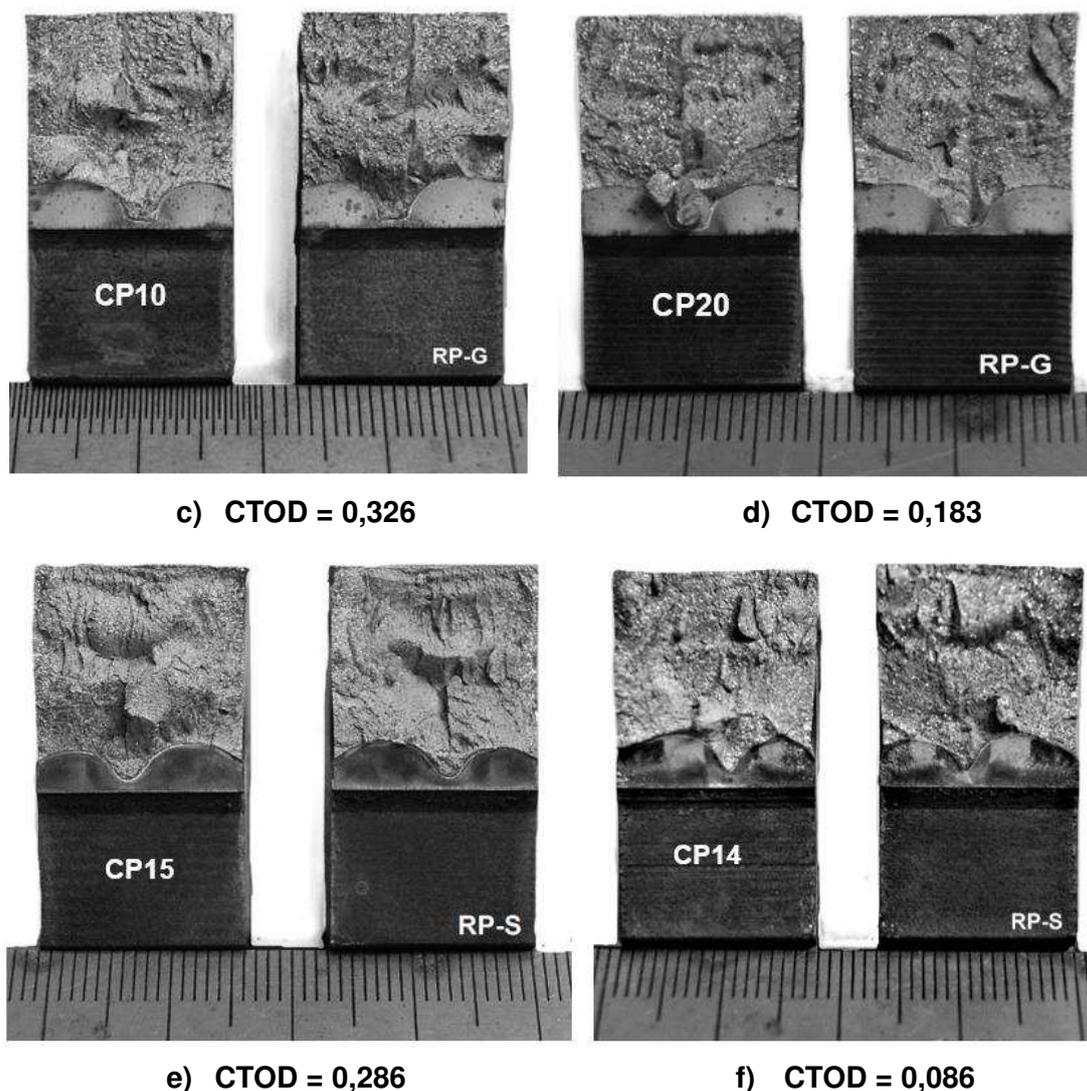
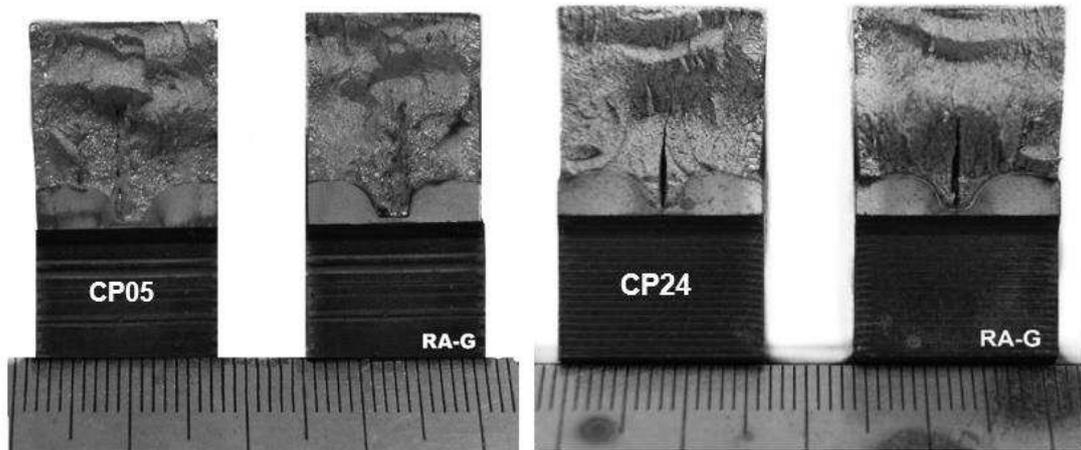


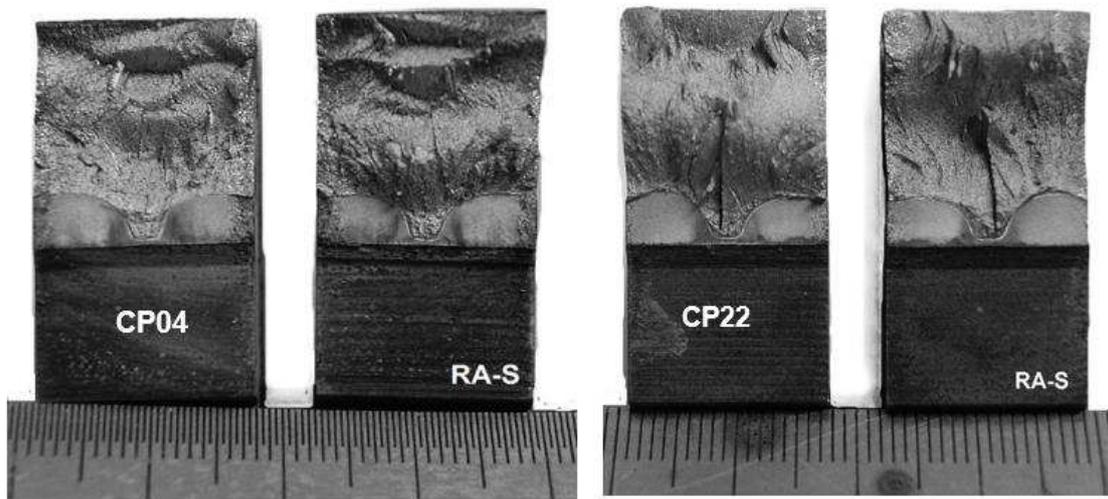
Figura 50 – Aspecto da superfície de fratura do ensaio CTOD nos procedimentos soldados na posição plana. CP10 (RP-G) (a), CP20 (RP-G) (b), CP15 (RP-S) e CP14 (RP-S).

Na Figura 51 é apresentada a superfície de fratura obtidas dos corpos de prova CTOD retirados dos procedimentos soldados na posição vertical ascendente (RA-G e RA-S); observa-se a ocorrência de delaminação no CP24 e CP22; de acordo com a Tabela 33, dos 5 corpos de prova ensaiados em cada procedimento, ocorreu 3 separações para o RA-S e 2 separações para o RA-G.



**g) CTOD = 0,194**

**h) CTOD = 0,183**



**i) CTOD = 0,209**

**j) CTOD = 0,300**

Figura 51 – Aspecto da superfície de fratura do ensaio CTOD nos procedimentos soldados na posição vertical ascendente. CP05 (RA-G) (a), CP24 (RA- G) (b), CP04 (RA-S) e CP22 (RA-S).

Foram analisadas a extensão da pré-trinca de fadiga para cada corpo de prova; na Figura 52 tem-se a disposição das 20 linhas de medições efetuadas, já na Tabela 18 é apresentado os valores obtidos para cada procedimento, sendo distribuídos em 3 regiões específicas, ou seja, R1 indica medição realizada na região adjacente aos passes de acabamento, R2 indica medição realizada na região adjacente aos passes de enchimento e R3 indica medição realizada na região adjacente ao passe de raiz.

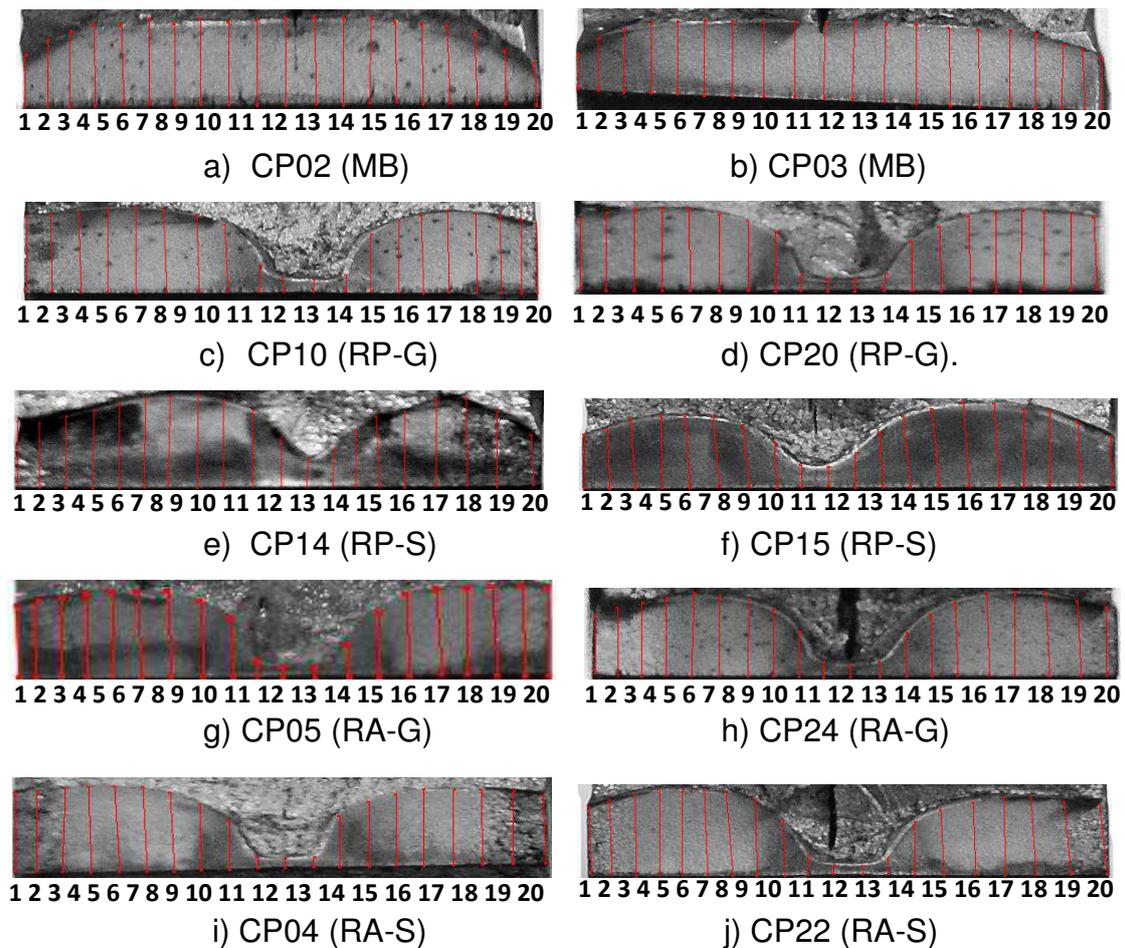


Figura 52 - Valores de extensão da pré-trinca de fadiga.

Tabela 18 - Valores de extensão da pré-trinca de fadiga para todos os procedimentos.

		R1		R2						R3	
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
MB	CP02	<b>1.61</b>	<b>2.03</b>	<b>2.25</b>	<b>2.39</b>	<b>2.36</b>	<b>2.50</b>	<b>2.36</b>	<b>2.50</b>	<b>2.44</b>	<b>2.53</b>
	CP13	<b>1.31</b>	<b>1.76</b>	<b>2.14</b>	<b>2.35</b>	<b>2.35</b>	<b>2.41</b>	<b>2.42</b>	<b>2.45</b>	<b>2.41</b>	<b>2.35</b>
RP-G	CP10	<b>3.71</b>	<b>3.74</b>	<b>3.89</b>	<b>4.06</b>	<b>4.20</b>	<b>4.09</b>	<b>3.74</b>	<b>3.32</b>	<b>1.29</b>	<b>0.69</b>
	CP20	<b>3.66</b>	<b>4.07</b>	<b>4.31</b>	<b>4.34</b>	<b>4.35</b>	<b>4,00</b>	<b>3.66</b>	<b>3.10</b>	<b>0.83</b>	<b>0.62</b>
RP-S	CP14	<b>3.08</b>	<b>3.06</b>	<b>3.39</b>	<b>3.72</b>	<b>3.97</b>	<b>4.22</b>	<b>4.31</b>	<b>4.42</b>	<b>4.06</b>	<b>3.64</b>
	CP15	<b>2.55</b>	<b>2.86</b>	<b>3.31</b>	<b>3.45</b>	<b>3.45</b>	<b>3.32</b>	<b>2.97</b>	<b>2.21</b>	<b>1.07</b>	<b>0.93</b>
RA-G	CP05	<b>3.06</b>	<b>3.31</b>	<b>3.50</b>	<b>3.69</b>	<b>3.81</b>	<b>3.69</b>	<b>3.75</b>	<b>3.31</b>	<b>2.63</b>	<b>0.81</b>
	CP24	<b>2.59</b>	<b>3.03</b>	<b>3.31</b>	<b>3.53</b>	<b>3.69</b>	<b>3.56</b>	<b>3.44</b>	<b>2.97</b>	<b>2.03</b>	<b>0.69</b>
RA-S	CP04	<b>4.24</b>	<b>4.28</b>	<b>4.48</b>	<b>4.62</b>	<b>4.59</b>	<b>4.55</b>	<b>4.24</b>	<b>3.55</b>	<b>2.69</b>	<b>0.62</b>
	CP22	<b>3.32</b>	<b>3.68</b>	<b>4.03</b>	<b>4.29</b>	<b>4.21</b>	<b>4.24</b>	<b>4.24</b>	<b>3.82</b>	<b>2.80</b>	<b>0.91</b>

		R3		R2						R1	
		11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
MB	CP02	<b>2.53</b>	<b>2.53</b>	<b>2.56</b>	<b>2.50</b>	<b>2.36</b>	<b>2.36</b>	<b>2.28</b>	<b>2.08</b>	<b>1.56</b>	<b>1.25</b>
	CP13	<b>2.42</b>	<b>2.52</b>	<b>2.48</b>	<b>2.52</b>	<b>2.48</b>	<b>2.45</b>	<b>2.52</b>	<b>2.35</b>	<b>1.93</b>	<b>1.62</b>
RP-G	CP10	<b>0.46</b>	<b>0.93</b>	<b>3.71</b>	<b>4.25</b>	<b>4.64</b>	<b>5.04</b>	<b>5.36</b>	<b>5.47</b>	<b>5.33</b>	<b>4.75</b>
	CP20	<b>0.62</b>	<b>0.86</b>	<b>2.55</b>	<b>3.38</b>	<b>3.86</b>	<b>4.17</b>	<b>4.21</b>	<b>4.03</b>	<b>4.03</b>	<b>3.76</b>
RP-S	CP14	<b>2.39</b>	<b>1.33</b>	<b>1.81</b>	<b>2.64</b>	<b>3.31</b>	<b>3.61</b>	<b>4.11</b>	<b>4.14</b>	<b>3.58</b>	<b>2.36</b>
	CP15	<b>1.66</b>	<b>2.62</b>	<b>3.39</b>	<b>3.70</b>	<b>4.00</b>	<b>3.97</b>	<b>3.69</b>	<b>3.55</b>	<b>3.07</b>	<b>2.35</b>
RA-G	CP05	<b>0.50</b>	<b>0.44</b>	<b>1.38</b>	<b>2.75</b>	<b>3.50</b>	<b>3.69</b>	<b>3.69</b>	<b>3.82</b>	<b>3.81</b>	<b>3.75</b>
	CP24	<b>0.50</b>	<b>0.69</b>	<b>1.94</b>	<b>2.78</b>	<b>3.28</b>	<b>3.63</b>	<b>3.78</b>	<b>3.78</b>	<b>3.38</b>	<b>3.06</b>
RA-S	CP04	<b>0.52</b>	<b>0.55</b>	<b>2.76</b>	<b>3.48</b>	<b>3.83</b>	<b>4.14</b>	<b>4.07</b>	<b>4.04</b>	<b>3.93</b>	<b>3.66</b>
	CP22	<b>0.44</b>	<b>0.41</b>	<b>0.82</b>	<b>2.62</b>	<b>3.27</b>	<b>3.62</b>	<b>3.88</b>	<b>3.86</b>	<b>3.65</b>	<b>3.51</b>

R1 = Região adjacente aos passes de acabamento

R2 = Região adjacente aos passes de enchimento

R3 = Região adjacente ao passe de raiz

De acordo com a Figura 52 e Tabela 18, referente ao metal de base, para o corpo de prova CP02, pode-se observar que os valores de extensão da pré-trinca de fadiga apresentaram variações ao longo da espessura do corpo de

prova; apresentando na região da superfície valor mínimo de 1,25 mm, referente a medida 20, e valor máximo da ordem de 2,56 mm na região central, referente a medida 13; para o corpo de prova CP13, apresentou na região da superfície valor mínimo de 1,31 mm, referente a medida 1, e valor máximo de 2,52 mm na região central, referente as medidas 12, 14 e 17.

De acordo com a Figura 52 e Tabela 18, com relação ao CP10 do procedimento RP-G apresentou variações significativas no perfil da extensão da pré-trinca de fadiga (comparando-se com CP's do metal base), apresentando na região central, valor mínimo de 0,63 mm, referente a medida 11, e valor máximo da ordem de 4,20 mm próximo a região da superfície, referente a medida 5; o aspecto da extensão da pré-trinca na parte central também é de forma plana.

De acordo com a Figura 52 e Tabela 18, com relação ao CP20 do procedimento RP-G, observa-se resultados semelhantes ao CP10, com variações significativas no perfil da extensão da pré-trinca de fadiga (comparando-se com CP's do metal de base), apresentando na região central, valor mínimo de 0,62 mm, referente as medidas 10 e 11, e valor máximo da ordem de 4,35 mm próximo a região da superfície, referente a medida 5; o aspecto da extensão da pré-trinca na parte central é de forma plana.

Os valores de extensão da pré-trinca de fadiga referentes ao procedimento RP-G apresentaram variações consideráveis na região central do corpo de prova; este comportamento observado na região da pré-trinca de fadiga pode ser atribuído a complexa distribuição de microestruturas presentes na ZTA, consequência dos múltiplos ciclos térmicos resultantes numa solda multipasse (MATSUDA, 1995).

Outro fator a ser considerado é a utilização de processos de soldagem diferentes para uma mesma junta soldada, ou seja, passe de raiz com GMAW, e passes de enchimento e acabamento (FCAW), sendo que para este processo foram utilizados dois tipos de arame tubulares, com proteção gasosa externa e autoprotégido; empregou-se a soldagem do tipo overmatching, ou seja, o metal de solda depositado apresentando resistência superior ao metal de base.

Com relação a microestrutura presente na região da pré-trinca de fadiga, para o procedimento RP-G, que será apresentada mais adiante, tem-se que na região central do corpo-de-prova a pré-trinca intercepta a transição da ZTAGF (granulometria refinada e presença de bainita granular) com o metal de base

(granulometria grosseira e presença de ferrita com bainita e microconstituente AM de forma mais massiva na microestrutura); o que também é comprovado pela análise de microdureza nesta região, da ordem de  $257 \pm 8$  HV na ZTAGF e  $246 \pm 10$  HV no metal de base. Já na região da superfície do corpo-de-prova a pré-trinca intercepta a ZTAGG (granulometria grosseira com a presença de bainita e microconstituente AM de forma mais grosseira na matriz); os valores de microdureza é da ordem de  $248 \pm 6$  HV e  $243 \pm 4$  HV na ZTAGG adjacente a pré-trinca de fadiga.

Logo, a variação do perfil da pré-trinca de fadiga é justificado em função das diferentes microestruturas presentes ao longo da espessura do corpo-de-prova, assim como as variações de granulometria na região; soma-se a isto a irregularidade na ZTA (ver Figura 40) e a interceptação do metal de solda na região da superfície, o que também influenciou na abertura da pré-trinca de fadiga, já que o metal de adição utilizado no procedimento RP-G apresenta teores de Ni e Si elevados em comparação com o procedimento RP-S, o que favorece a formação do microconstituente AM, aumento da dureza e consequentemente redução da tenacidade na região (FAIRCHILD et al., 1991; MATSUDA et al. 1996; MOHSENI, 2012).

De acordo com a Figura 52 e Tabela 18, com relação ao CP14 do procedimento RP-S, observa-se que as variações no perfil da extensão da pré-trinca de fadiga apresentaram uma característica diferente do procedimento RP-G, RA-G e RA-S; o valor máximo encontrado foi de 4,42 mm, referente a medida 8, já o valor mínimo foi de 1,33 mm, referente a medida 12. Pode-se observar pela Tabela 18 que diferentemente dos casos tratados até aqui, a extensão da pré-trinca de fadiga para o procedimento RP-S não apresentou nenhum valor inferior a 1 mm, resultado satisfatório já que a irregularidade da pré-trinca de fadiga não é previsto por normas.

De acordo com a Figura 52 e Tabela 18, com relação ao CP15 do procedimento RP-S, observa-se que as variações no perfil da extensão da pré-trinca de fadiga, da mesma forma que no CP14, apresentou característica diferente do procedimento RP-G, RA-G e RA-S; o valor máximo encontrado foi de 4,00 mm, referente a medida 15, já o valor mínimo foi de 0,93 mm, referente a medida 10.

Com relação a microestrutura presente na região da pré-trinca de fadiga,

para o procedimento RP-S, que está apresentada mais adiante, tem-se que na região central do corpo-de-prova a pré-trinca intercepta o metal de base (granulometria grosseira e presença de ferrita primária, perlita e bainita); o que também é comprovado pela análise de microdureza nesta região, da ordem de  $211 \pm 16$  HV; o maior aporte térmico submetido a junta soldada, da ordem de 1,2 kJ/mm utilizado nos passes de enchimento, sendo superior ao utilizado no procedimento RP-G, que foi de 1,0 kJ/mm, propiciou o crescimento de grão e formação microestrutural benéfica ao crescimento da pré-trinca de fadiga nesta região. Já na região da superfície do corpo-de-prova, a pré-trinca intercepta a ZTAGG (granulometria grosseira com a presença de ferrita secundária e bainita com microconstituente AM de forma mais refinada na matriz); os valores de microdureza é da ordem de  $231 \pm 11$  HV e  $222 \pm 2$  HV na ZTAGG interceptando a pré-trinca de fadiga.

Logo, da mesma forma que foi analisado no procedimento RP-G, a variação do perfil da pré-trinca de fadiga também é justificada em função das diferentes microestruturas presentes ao longo da espessura do corpo-de-prova, e com influência da granulometria na região, de aspecto mais grosseiro; considerando a irregularidade na ZTA (ver Figura 40), em alguns corpos-de-prova ocorreu a interceptação do metal de solda na região da superfície, o que influenciou na abertura da pré-trinca de fadiga nesta região; o metal de adição utilizado no procedimento RP-S apresenta menores teores de Ni e Si em comparação com o procedimento RP-G, propiciando uma redução quanto a formação do microconstituente AM, e conseqüentemente, menor dureza e melhoria na tenacidade na região (FAIRCHILD et al., 1991; MATSUDA et al. 1996; MOHSENI, 2012).

De acordo com a Figura 52 e Tabela 18, com relação ao CP05 do procedimento RA-G, observa-se que as variações no perfil da extensão da pré-trinca de fadiga apresentaram uma característica semelhante ao procedimento RP-G, porém o valor máximo encontrado foi de 3,82 mm, referente a medida 18, que é menor que o observado para o procedimento RP-G; já o valor mínimo foi de 0,44 mm, referente a medida 12; o aspecto da extensão da pré-trinca na parte central é de forma plana.

De acordo com a Figura 52 e Tabela 18, com relação ao CP24 do procedimento RA-G, observa-se que as variações no perfil da extensão da pré-

trinca de fadiga apresentaram uma característica semelhante ao procedimento RP-G, porém o valor máximo encontrado foi de 3,78 mm, referente as medidas 17 e 18, que é menor que o observado para o procedimento RP-G; já o valor mínimo foi de 0,50 mm, referente a medida 11; o aspecto da extensão da pré-trinca na parte central é de forma plana.

De acordo com a Figura 52 e Tabela 18, com relação ao CP04 do procedimento RA-S, observa-se que as variações no perfil da extensão da pré-trinca de fadiga foram semelhantes aos procedimentos RP-G e RA-G; o valor máximo encontrado foi de 4,62 mm, referente a medida 5, já o valor mínimo foi de 0,55 mm, referente as medidas 11 e 12.

De acordo com a Figura 52 e Tabela 18, com relação ao CP22 do procedimento RA-S, observa-se que as variações no perfil da extensão da pré-trinca de fadiga, foram semelhantes aos procedimentos RP-G e RA-G; o valor máximo encontrado foi de 4,29 mm, referente a medida 4, já o valor mínimo foi de 0,41 mm, referente as medidas 12.

Diferente do procedimento RP-S, onde o aspecto da extensão da pré-trinca na região central apresentou-se de forma mais pontiaguda, no procedimento RA-S o perfil foi semelhante aos procedimentos RP-G e RA-G, ou seja, perfil com a forma plana no centro do corpo-de-prova.

De acordo com MATSUDA (1995) a ZTA de juntas soldadas de aços HSLA possui uma complexa distribuição de microestrutura e tenacidade por causa dos múltiplos ciclos térmicos resultantes da soldagem multipasse; diante disto, o comportamento do perfil da pré-trinca de fadiga na região central do procedimento RA-S pode ser explicado em função do aporte térmico mais baixo (0,81 kJ/mm) do que o empregado nos passes de enchimento do procedimento RP-S, promovendo transformações microestruturais na região da ZTA adjacente ao passe de raiz, com a formação de uma microestrutura mais resistente a propagação da pré-trinca de fadiga.

### 5.3.1 ANÁLISE DE MICRODUREZA NA REGIÃO DA PRÉ-TRINCA DE FADIGA

#### A. REGIÃO ADJACENTE AO PASSE DE RAIZ

Na Figura 53 tem-se o perfil de microdureza na região adjacente ao passe de raiz para os procedimentos RP-G, RP-S, RA-G e RA-S; a linha pontilhada indica a separação das regiões presentes na junta soldada, já o ponto que ocorre descontinuidade nas medições de microdureza representa o local de separação da pré-trinca de fadiga; para fins de comparação, também foi posicionado uma linha tracejada vermelha a partir de 240 HV. Na Tabela 19 é apresentado a média de microdureza para cada região analisada.

Na Figura 53 (a) é apresentado o perfil de microdureza na região da pré-trinca para o procedimento RP-G, indicando que a separação ocorreu no metal de base, próximo a região da ZTA GF; de acordo com a Tabela 19, o valor médio de microdureza no lado esquerdo (com predominância da ZTA GF) da separação foi de  $257 \pm 8$  HV, e no lado direito (com predominância do metal de base) foi de  $246 \pm 10$  HV, ambos com valores médios acima de 240 HV.

Na Figura 53 (b) tem-se o perfil de microdureza na região da pré-trinca para o procedimento RP-S, observa-se que a separação ocorreu no metal de solda; o valor médio de microdureza foi de  $227 \pm 6$  HV e  $211 \pm 16$  HV no lado esquerdo e direito da separação, respectivamente, e neste caso, os valores médios se apresentam abaixo de 240 HV.

Na Figura 53 (c) têm-se o comportamento de microdureza na região da pré-trinca para o procedimento RA-G, cuja separação ocorreu na transição entre a ZTA GF e o metal de base; o valor médio de microdureza no lado esquerdo da separação (referente ao ZTA GF) foi de  $249 \pm 6$  HV, já no lado direito (referente ao metal de base) foi de  $242 \pm 29$  HV, e de forma semelhante ao procedimento RP-G, os valores médios se apresentam acima de 240 HV.

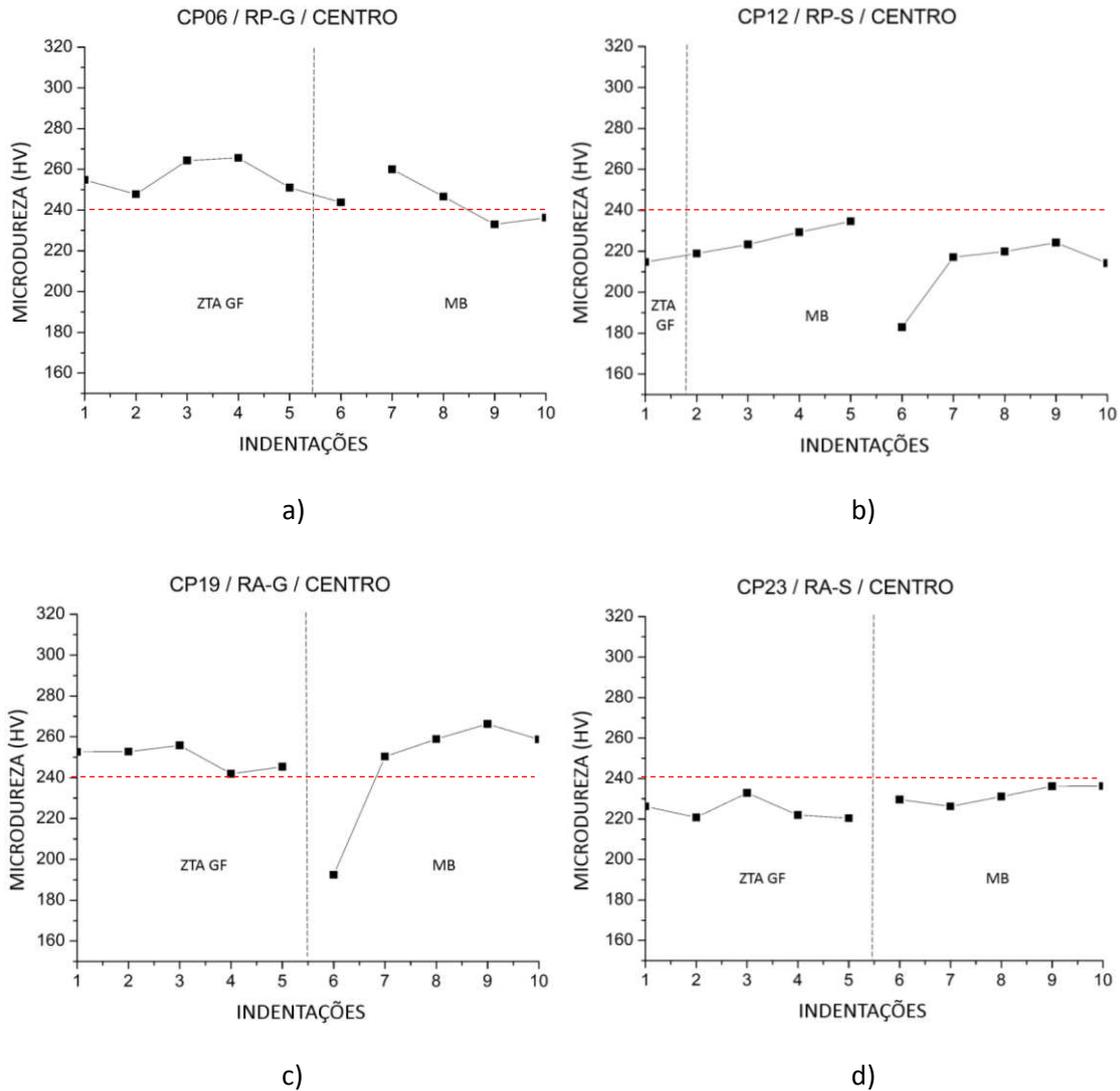


Figura 53 – Microdureza na região da pré-trinca de fadiga. Centro/RP-G.

Na Figura 53 (d) têm-se o comportamento de microdureza na região da pré-trinca para o procedimento RA-S, onde a separação ocorreu na transição entre a ZTA GF e o metal de base; o valor médio de microdureza no lado esquerdo da separação (referente ao ZTA GF) foi de  $226 \pm 5$  HV, já no lado direito (referente ao metal de base) foi de  $232 \pm 4$  HV, e para este caso, os valores médios apresentaram-se abaixo de 240 HV, de forma semelhante ao procedimento RP-S.

Tabela 19 - média e desvio padrão dos valores de microdureza próximas a pré-trinca de fadiga (Procedimento RP-G).

REGIÃO	Lado Metal de solda			Lado Metal base
RP-G	257 ± 8 (HV)	ZTAGF	MB	246 ± 10 (HV)
RP-S	227 ± 6 (HV)	MB	MB	211 ± 16 (HV)
RA-G	249 ± 6 (HV)	ZTAGF	MB	242 ± 29 (HV)
RA-S	226 ± 5 (HV)	ZTAGF	MB	232 ± 4 (HV)

Na Tabela 19 consta a indicação do local de propagação da pré-trinca de fadiga, pode-se observar que em todos os procedimentos essa separação não ocorreu na ZTA GG, que é considerado o local mais crítico da junta soldada, e onde a avaliação da tenacidade seria mais indicada; é importante mencionar que uma comparação de tenacidade para os procedimentos RP-G, RA-G e RA-S é válida, já que a separação ocorreu na transição entre ZTA GF e metal de base; para o caso do procedimento RP-S, essa comparação não será tão representativa, pois a separação ocorreu completamente no metal de base.

## B. REGIÃO ADJACENTE AO PASSE DE ACABAMENTO

Na Figura 54 tem-se o perfil de microdureza na região adjacente ao passe de acabamento para os procedimentos RP-G, RP-S, RA-G e RA-S. Na Tabela 20 é apresentado a média de microdureza para cada região analisada.

Na Figura 54 (a) é apresentado o perfil de microdureza na região da pré-trinca para o procedimento RP-G, indicando que a separação ocorreu na transição entre a ZTA GG e a ZTA GF; de acordo com a Tabela 20, o valor médio de microdureza no lado esquerdo (referente a ZTA GG) da separação foi de 248 ± 6 (HV), e no lado direito (referente a ZTA GF) foi de 246 ± 10 HV, ambos com valores médios acima de 240 HV.

Na Figura 54 (b) tem-se o perfil de microdureza na região da pré-trinca para o procedimento RP-S, observa-se que a separação ocorreu na ZTA GG; o valor médio de microdureza foi de 231 ± 11 HV e 222 ± 2 HV no lado esquerdo e direito da separação, respectivamente, e neste caso, os valores médios se apresentam abaixo de 240 HV.

Na Figura 54 (c) têm-se o comportamento de microdureza na região da pré-trinca para o procedimento RA-G, cuja separação ocorreu no metal de solda; o

valor médio de microdureza foi de  $253 \pm 8$  HV e  $244 \pm 34$  HV no lado esquerdo e direito da separação, respectivamente, com os valores médios acima de 240 HV, diferente do que apresentou o procedimento RP-G.

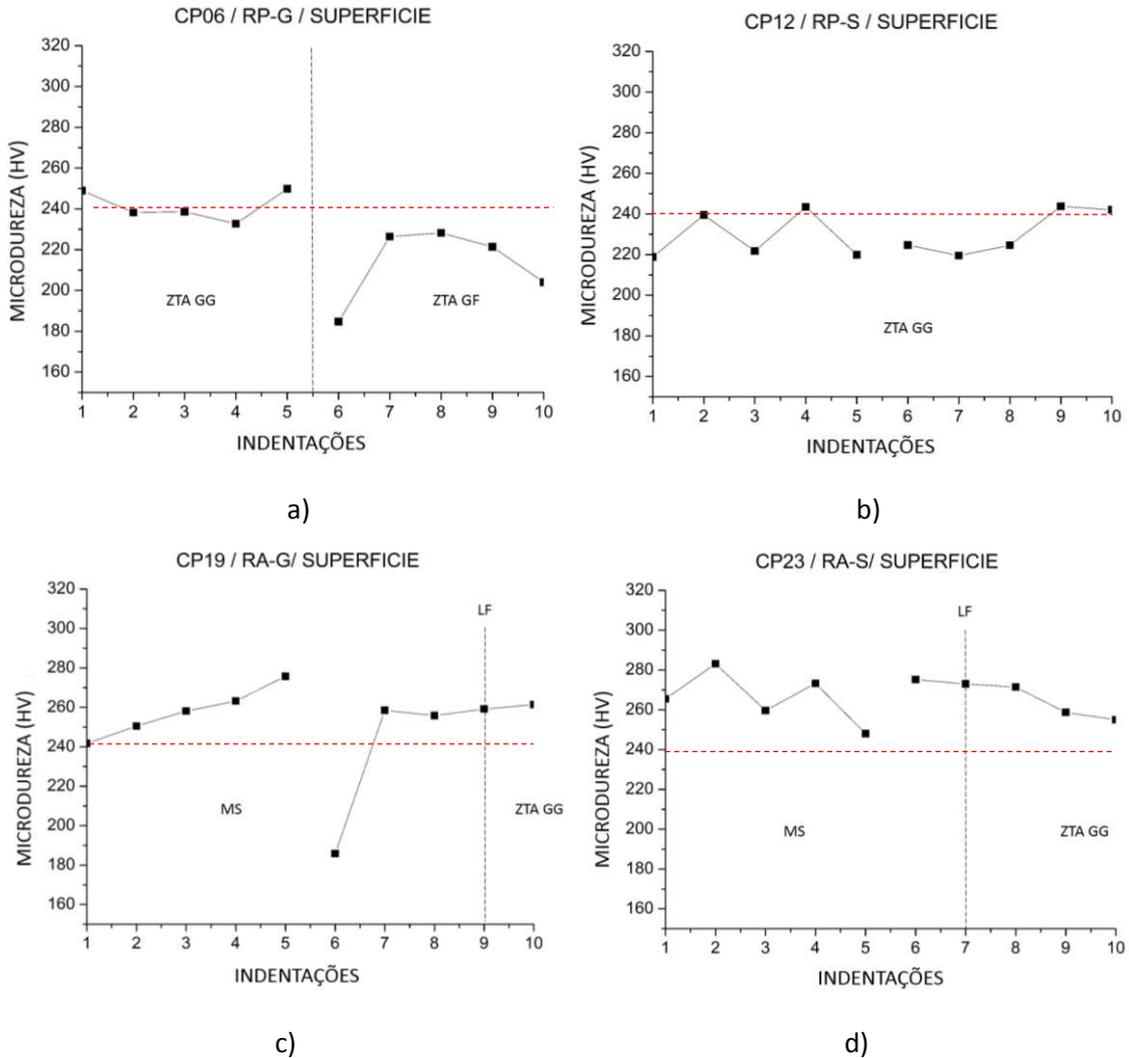


Figura 54 - Microdureza na região da pré-trinca de fadiga. Superfície/RP-G.

Na Figura 54 (d) têm-se o comportamento de microdureza na região da pré-trinca para o procedimento RA-S, onde a separação ocorreu no metal de solda, próxima a linha de fusão; o valor médio de microdureza no lado esquerdo da separação (referente ao metal de solda) foi de  $270 \pm 9$  HV, já no lado direito (com predominância da ZTA GG) foi de  $266 \pm 11$  HV, e neste caso, os valores médios apresentaram-se acima de 240 HV, o que não ocorreu para o procedimento RP-S.

Tabela 20 - média e desvio padrão dos valores de microdureza próximas a pré-trinca de fadiga (Procedimento RP-G).

REGIÃO	Lado Metal de solda			Lado Metal base
RP-G	248 ± 6 (HV)	ZTAGG	ZTAGF	243 ± 4 (HV)
RP-S	231 ± 11 (HV)	ZTAGG	ZTAGG	222 ± 2 (HV)
RA-G	253 ± 8 (HV)	MS	MS	244 ± 34 (HV)
RA-S	270 ± 9 (HV)	MS	MS	266 ± 11 (HV)

Na Tabela 20 consta a indicação do local de propagação da pré-trinca de fadiga, pode-se observar que apenas no procedimento RP-S a separação ocorreu na ZTA GG, dificultando uma comparação mais representativa com os demais procedimentos; isto também ocorre para o caso do procedimento RP-G onde a separação ocorre na transição entre ZTA GF e ZTA GG, diferente do que ocorre com todos os procedimentos analisados até o momento; considerando os procedimentos RA-G e RA-S onde a separação ocorre no metal de solda, uma comparação entres estes procedimentos torna-se válida, principalmente devido a separação na região da pré-trinca de fadiga adjacente ao passe de raiz ocorrer em local semelhante, ou seja, na transição entre ZTA GF e metal de base, conforme visto na Tabela 19.

### 5.3.2 MICROSCOPIA ÓPTICA E ELETRÔNICA DE VARREDURA NA REGIÃO DE PROPAGAÇÃO DA PRÉ-TRINCA DE FADIGA

Para uma melhor visualização quanto a localização da microestrutura analisada, foi realizado uma combinação de várias fotos com aumentos de 50X no microscópio óptico, o resultado encontra-se no Apêndice F.

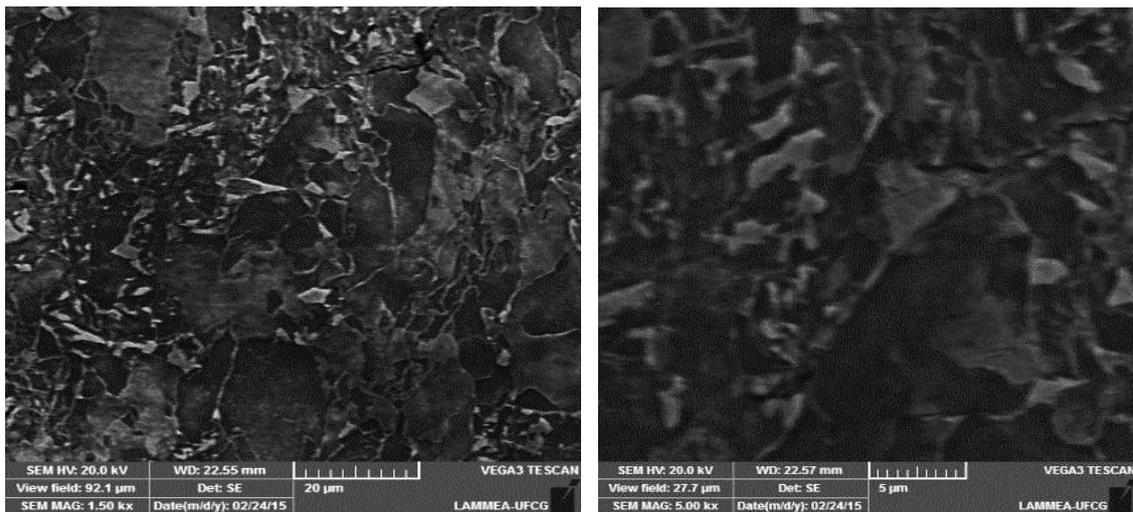
#### 5.3.2.1 REGIÃO DE PROPAGAÇÃO DA PRÉ-TRINCA DE FADIGA ADJACENTE AO PASSE DE RAIZ

Na Figura 55 tem-se as microestruturas obtidas por microscopia eletrônica de varredura para as amostras retiradas do metal de base na região adjacente ao passe de raiz do corpo de prova CP01; para este caso específico, não foi realizado uma análise na região adjacente aos passes de enchimento em virtude de a trinca de fadiga não ter apresentado variações consideráveis ao

longo da espessura do corpo de prova.

Observa-se pela Figura 55 (a), com aumento de 1500X, a região final de propagação da trinca, localizada numa região constituída por uma ilha de microconstituente AM; na Figura 55 (b) com aumento de 5000X é possível observar o desvio da trinca numa região constituída de microconstituente AM; pode-se observar que a forma e tamanho deste microconstituente é massivo e apresenta-se distribuído em forma de ilhas; segundo MOEINIFAR (2010) esta forma e distribuição deteriora as propriedades de tenacidade do material.

Foi calculado o fator AIF, desenvolvido por HARRISON e WEBSTER (1994), a fim de avaliar o efeito dos elementos de liga na fração volumétrica de microconstituente AM, encontrou-se o valor de 0,44 para o metal de base, onde se conclui que a fração volumétrica de microconstituente AM está acima de 6%.



a) CP01 (MB) / 1500X

b) CP01 (MB) / 5000X

Figura 55 - Microestrutura na região de propagação da pré-trinca de fadiga e adjacente ao passe de raiz. CP01 (MB).

Na Figura 56 tem-se as microestruturas da região da pré-trinca de fadiga adjacentes ao passe de raiz obtidas por microscopia óptica; nos procedimentos RP-G (CP06), RA-G (CP19) e RA-S (CP23) a pré-trinca da fadiga ficou localizada na transição entre a ZTA GF e metal de base, já no procedimento RP-S (CP12) a pré-trinca de fadiga ficou localizada no metal de base.

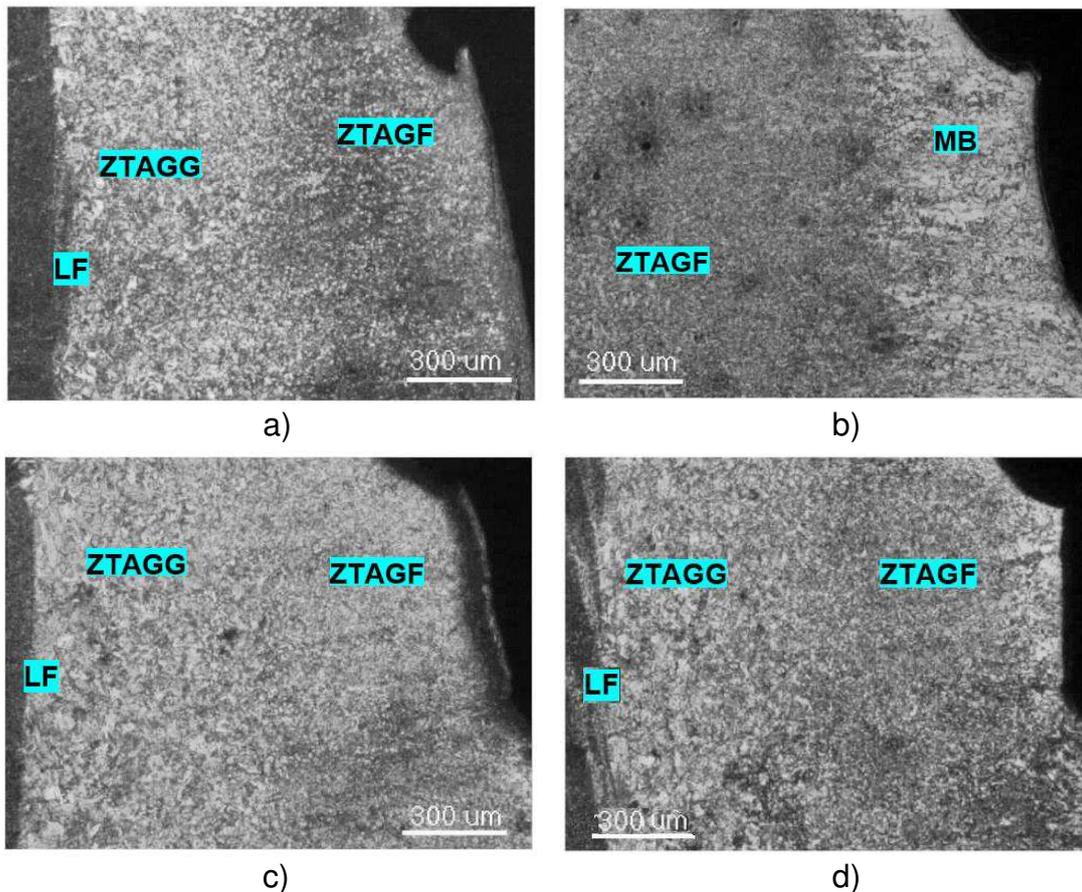


Figura 56 - Microestrutura na região da pré-trinca de fadiga adjacente ao passe de raiz, a) RP-G (CP06), b) RP- S (CP12), c) RA-G (CP19), d) RA-S (CP23). Aumento 50X.

Na Figura 57 (a) e (b) tem-se as microestruturas obtidas por microscopia eletrônica de varredura para as amostras retiradas da região adjacente ao passe de raiz, para o corpo de prova CP06 do procedimento RP-G, onde a pré-trinca de fadiga ficou posicionada na ZTA GF, porém, numa região próxima a transição com o metal de base.

Conforme mencionado anteriormente, o perfil de microdureza obtido nesta região apresentou valores de  $257 \pm 8$  HV na ZTAGF, e de  $246 \pm 10$  HV no MB (ver Tabela 34).

A pré-trinca de fadiga se propagou no metal de base, e a microestrutura presente é constituída de ferrita, bainita e agregados eutetóides.

Na Figura 57 (c) e (d) tem-se as microestruturas obtidas por microscopia eletrônica de varredura para as amostras retiradas da região adjacente ao passe de raiz, para o corpo de prova CP12 do procedimento RP-S, onde a pré-trinca de fadiga ficou posicionada no metal de base.

O perfil de microdureza obtido apresentou valores de  $227 \pm 6$  HV e  $211 \pm 16$  HV no metal de base (ver Tabela 36).

A pré-trinca de fadiga se propagou no metal de base, e a microestrutura presente é constituída de ferrita, bainita e agregados eutetóides.

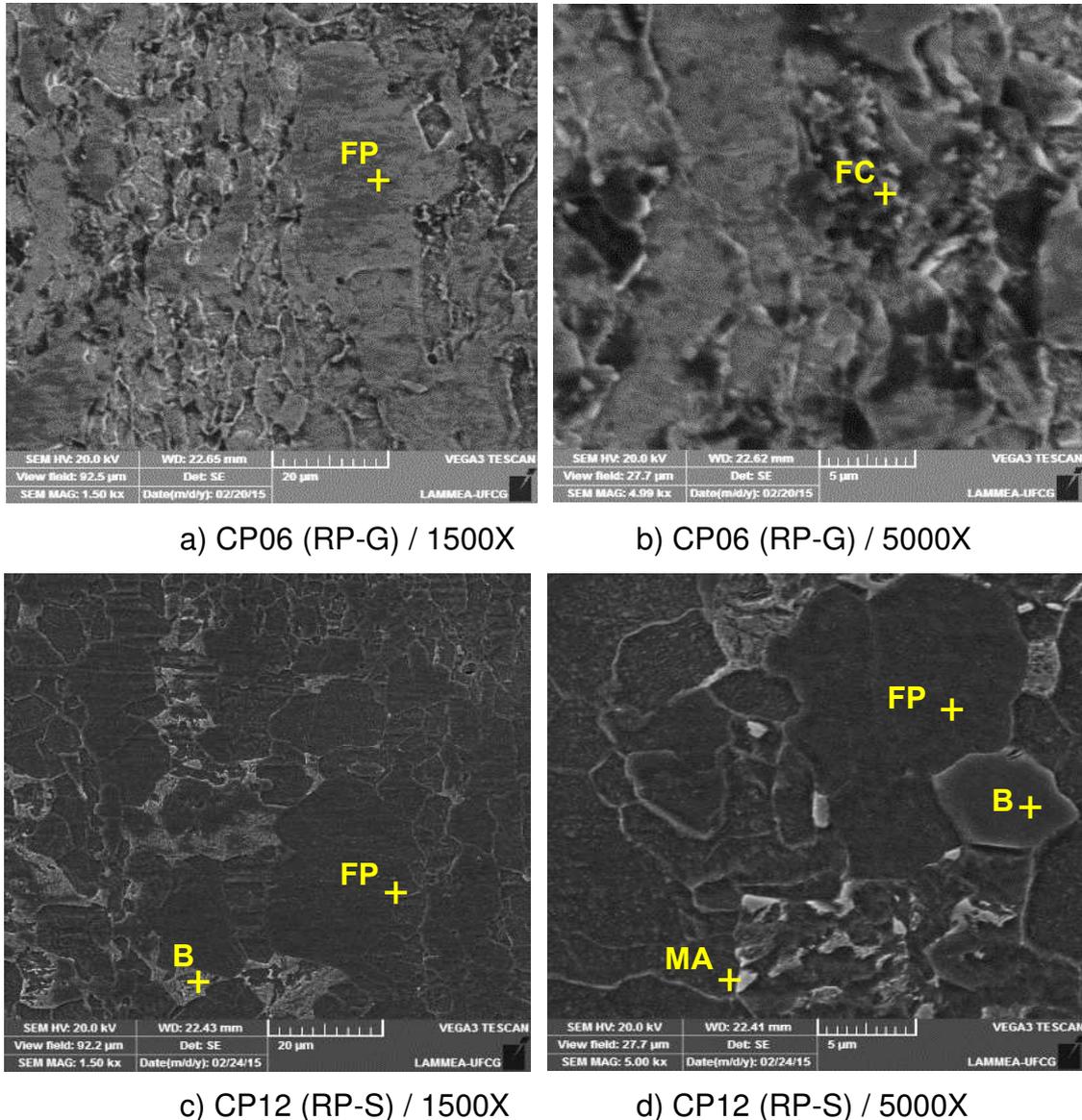
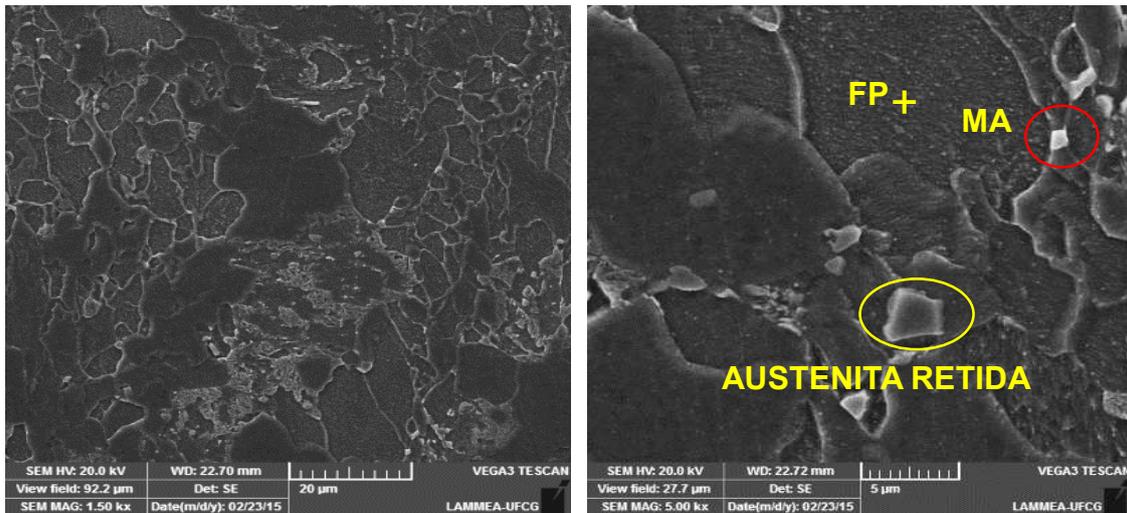


Figura 57 - Microestrutura na região de propagação da pré-trinca de fadiga, adjacente ao passe de raiz. a) e b) CP06 (RP-G), c) e d) CP12 (RP-S).

Na Figura 58 (a) e (b) tem-se as microestruturas obtidas por microscopia eletrônica de varredura para as amostras retiradas da região adjacente ao passe de raiz, para o corpo de prova CP19 do procedimento RA-G, onde a pré-trinca de fadiga ficou posicionada na transição entre ZTA GF e metal de base.

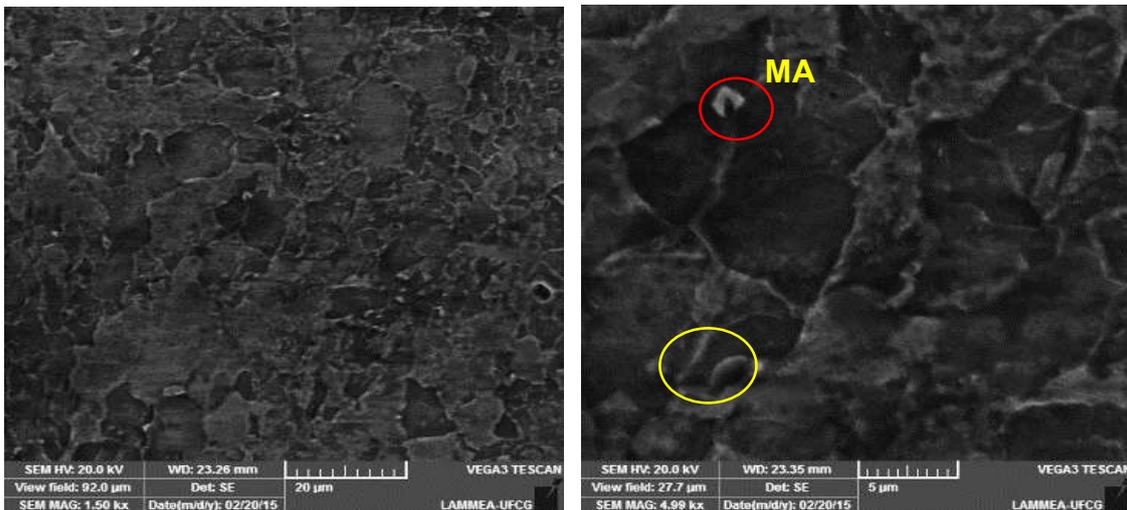
O perfil de microdureza obtido apresentou valores de  $249 + 6$  HV na ZTAGF, e de  $242 + 29$  HV no MB (ver Tabela 35).

A pré-tinca de fadiga se propagou no metal de base, e a microestrutura presente é constituída de ferrita, bainita e agregados eutetóides.



a) CP19 (RA-G) / 1500X

b) CP19 (RA-G) / 5000X



c) CP23 (RA-S) / 1500X

d) CP23 (RA-S) / 5000X

Figura 58 - Microestrutura na região de propagação da pré-tinca de fadiga, adjacente ao passe de raiz. a) e b) CP19 (RA-G), c) e d) CP23 (RA-S).

Na Figura 58 (c) e (d) têm-se as microestruturas obtidas por microscopia eletrônica de varredura para as amostras retiradas da região adjacente ao passe de raiz, para o corpo de prova CP23 do procedimento RA-S, onde a pré-tinca de fadiga ficou posicionada no metal de base, porém, numa região próxima a transição com a ZTA GF.

O perfil de microdureza obtido apresentou valores de  $226 \pm 5$  HV na ZTAGF, e de  $232 \pm 4$  HV no MB (ver Tabela 37).

A pré-tinca de fadiga se propagou na região de transição entre o metal

de base e a ZTA GF, onde a microestrutura presente é mais refinada do que a microestrutura do metal de base, sendo constituída basicamente por ferrita poligonal e agregados eutetóides.

### 5.3.2.2 REGIÃO DE PROPAGAÇÃO DA PRÉ-TRINCA DE FADIGA ADJACENTE AOS PASSES DE ACABAMENTO

Na Figura 59 tem-se as microestruturas da região da pré-trinca de fadiga adjacente aos passes de acabamento obtidas por microscopia óptica; no procedimento RP-G (CP06) a pré-trinca da fadiga ficou localizada na transição entre a ZTA GG e ZTA GF, já no procedimento RP-S (CP12) a pré-trinca de fadiga ficou localizada na ZTA GG, e nos procedimentos RA-G e RA-S a pré-trinca de fadiga ficou localizada no metal de solda.

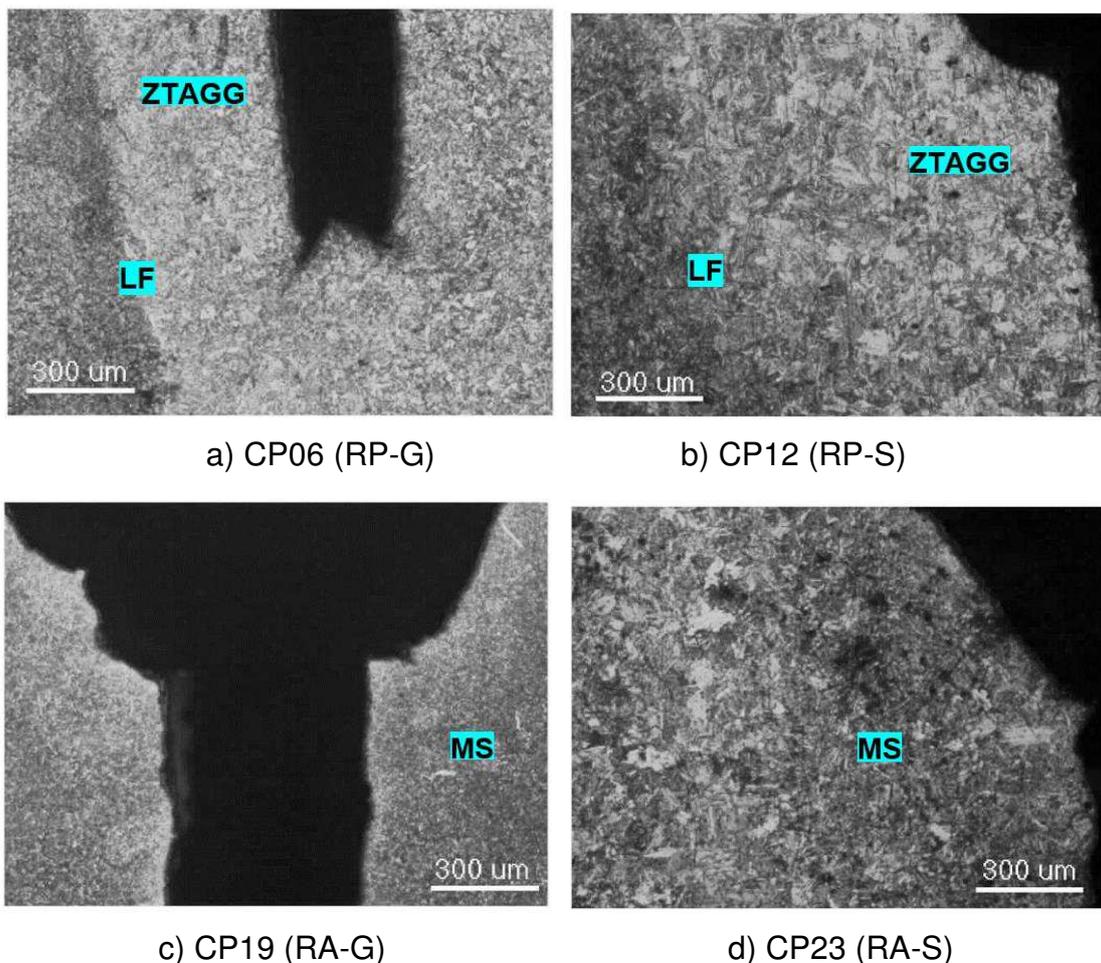


Figura 59 - Microestrutura na região da pré-trinca de fadiga adjacente aos passes de acabamento, a) RP-G (CP06), b) RP- S (CP12), c) RA-G (CP19), d) RA-S (CP23). Aumento 50X.

Na Figura 60 (a) e (b) têm-se as microestruturas obtidas por microscopia eletrônica de varredura para as amostras retiradas da região adjacente aos passes de acabamento para o corpo de prova CP06 do procedimento RP-G, onde a pré-trinca de fadiga ficou posicionada na transição entre ZTA GG e ZTA GF; é importante salientar que o valor de CTOD de 0,320 obtido para este corpo de prova está relacionado com as diferentes regiões em que a pré-trinca de fadiga interceptou ao longo da espessura da junta soldada.

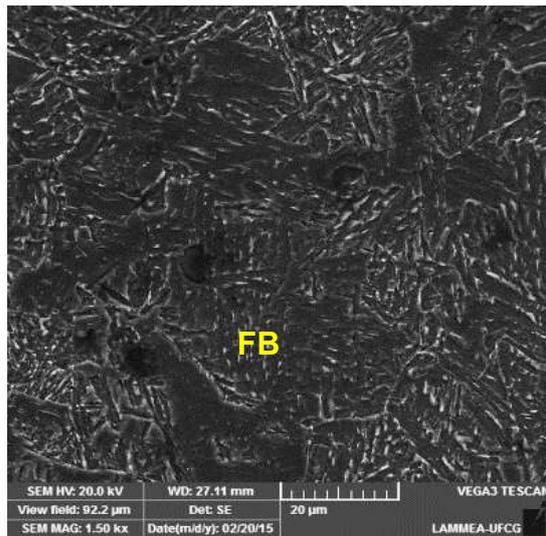
O perfil de microdureza obtido apresentou valores de  $248 \pm 6$  HV na ZTA GG, e de  $243 \pm 4$  HV na ZTA GF (ver Tabela 34).

A pré-trinca de fadiga se propagou na ZTA GG, e a microestrutura presente é constituída de bainita; observa-se pela Figura 60 (a) e (b) a presença do microconstituente AM de forma bem distribuída na matriz, o que tem elevado os valores de microdureza nesta região, como também influenciado no valor de CTOD para este corpo de prova (CP06) com valor de 0,320, o que é um resultado interessante, já que não foi encontrado problemas de delaminações para este corpo de prova; de acordo com MOHSENI (2012) e vários outros autores, a distribuição e forma do microconstituente AM influencia significativamente na propriedades de tenacidade na ZTAGG, e para o caso de juntas soldadas multipasse, a região ICCGHAZ é a mais crítica da ZTA.

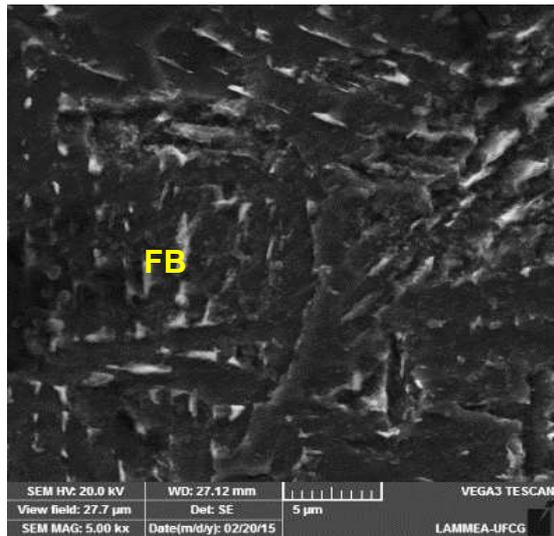
Na Figura 60 (c) e (d) têm-se as microestruturas obtidas por microscopia eletrônica de varredura para as amostras retiradas da região adjacente aos passes de acabamento para o corpo de prova CP12 do procedimento RP-S, onde a pré-trinca de fadiga ficou posicionada na ZTA GG.

O perfil de microdureza obtido apresentou valores de  $231 \pm 11$  HV e  $222 \pm 2$  HV (ver Tabela 36) em ambos os lados da ZTAGG.

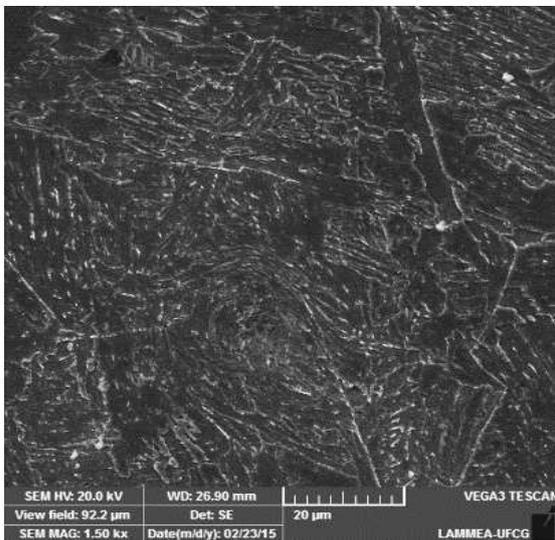
A pré-trinca de fadiga se propagou na ZTA GG, e a microestrutura presente é constituída de ferrita bainita.



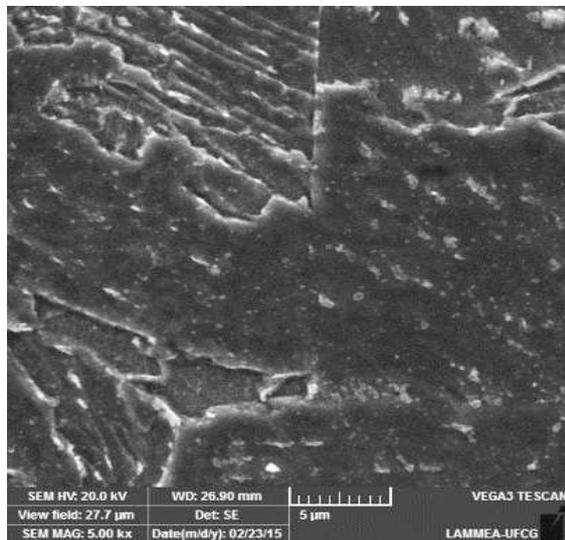
a) CP06 (RP-G) / 1500X



b) CP06 (RP-G) / 5000X



c) CP12 (RP-S) / 1500X



d) CP12 (RP-S) / 5000X

Figura 60 - Microestrutura na região de propagação da pré-trinca de fadiga, adjacente aos passes de acabamento. a) e b) CP06 (RP-G), c) e d) CP12 (RP-S).

Não foram realizadas as imagens em MEV para a região adjacente aos passes de acabamento para o corpo de prova CP19 do procedimento RA-G, já que a trinca ficou localizada no metal de solda.

O perfil de microdureza obtido apresentou valores de  $253 \pm 8$  HV (ver Tabela 35) e de  $244 \pm 34$  HV no metal de solda.

Para este caso específico, onde a trinca na superfície intercepta o metal de solda, o valor de CTOD obtido para este corpo-de-prova também leva em consideração a influência do metal de solda; o valor de tenacidade encontrado foi de 0,340, o que é um valor abaixo do encontrado para o metal de base, porém,

acima dos valores encontrados para os demais corpos-de-prova; a composição química do metal de solda implica um fator AIF de 0,50, o que proporciona uma fração volumétrica de microconstituente AM superior a 6%, e ligeiramente acima do estimado para o metal de base, podendo contribuir para redução da tenacidade nesta região, pela presença de microconstituintes frágeis.

Não foram realizadas as imagens em MEV para a região adjacente aos passes de acabamento para o corpo de prova CP23 do procedimento RA-S, já que a trinca ficou localizada no metal de solda.

O perfil de microdureza obtido apresentou valores de  $266 \pm 11$  HV e  $270 \pm 9$  HV (ver Tabela 37) no metal de solda.

Considerando que a trinca ficou localizada no metal de solda para esta região específica, observa-se que a tenacidade para este corpo-de-prova foi influenciada pela heterogeneidade microestrutural, sendo o valor encontrado de 0,234, valor abaixo do obtido para o metal de base, como também ligeiramente inferior ao valor encontrado para o procedimento na posição vertical ascendente utilizando arame com proteção gasosa externa (CP19 com valor de 0,340); o fator AIF para o metal de solda foi de 0,40, o que também proporciona uma fração volumétrica de microconstituente AM superior a 6%.

O resultado inferior de tenacidade para o CP23 pode ser justificado pelos valores de microdureza encontrados na região do metal de solda, sendo superior ao observado para o CP19, o que ocasionou a formação de microconstituintes frágeis e que reduziram a tenacidade nesta região; os valores elevados de microdureza são atribuídos ao menor aporte térmico empregado para este procedimento, que foi de 0,81 kJ/mm para os passes de acabamento, promovendo uma maior taxa de resfriamento, principalmente por se tratar dos passes superficiais (de acabamento) onde não tem a influência de passes posteriores.

Devido a pequena extensão da ZTA para os procedimentos robotizados, e principalmente da região da ZTA de grãos grosseiros, não foi possível posicionar a pré-trinca de fadiga na ZTAGG em toda espessura do corpo de prova; foi observado que a pré-trinca de fadiga atingiu regiões diferentes da ZTA na região central do corpo-de-prova, assim como na região da superfície, influenciando nos diferentes valores de CTOD encontrados na Tabela 33.

## 6. CONCLUSÕES

Os menores valores de extensão da ZTA na região adjacente ao passe de raiz ocorreram nos procedimentos RA-G e RP-S, uma redução de 23% em comparação com o procedimento RA-S e de 18% com relação ao procedimento RP-G.

O procedimento robotizado utilizando arame tubular com proteção gasosa, independentemente da posição de soldagem, apresentou menor dispersão nos valores de extensão da ZTA na região adjacente aos passes de enchimento.

Os procedimentos de soldagem na posição vertical (RA-G e RA-S), na região adjacente aos passes de enchimento, apresentaram valores médios de extensão da ZTA inferiores aos procedimentos de soldagem na posição plana (RP-G e RP-S).

Os procedimentos de soldagem na posição plana (RP-G e RP-S), na região adjacente aos passes de acabamento, apresentaram valores médios de extensão da ZTA superiores aos procedimentos de soldagem na posição vertical (RA-G e RA-S).

Os procedimentos de soldagem na posição vertical (RA-G e RA-S) apresentaram valores médios de microdureza inferiores aos procedimentos de soldagem na posição plana (RP-G e RP-S).

O procedimento de soldagem RP-S apresentou maior uniformidade nos valores médios de microdureza, em comparação ao procedimento RP-G.

Os procedimentos de soldagem que utilizaram arame autoprottegido (RP-S e RA-S) apresentaram valores de microdureza na linha de fusão superiores aos procedimentos que utilizaram arame tubular e proteção de gás externo.

A análise microestrutural na ZTA para todos os procedimentos indicam a presença de bainita e ferrita acicular, com exceção do procedimento de soldagem na posição plana utilizando arame autoprottegido que apresentou ferrita primária.

Nos ensaios CTOD, todos os corpos de prova retirados do metal de base apresentaram delaminações centrais, com exceção do corpo de prova CP01, sendo o que apresentou o melhor resultado de tenacidade a fratura.

Os resultados de tenacidade a fratura obtidos indicam que os procedimentos de soldagem na posição plana (RP-G e RP-S) apresentaram a maioria dos valores de CTOD (corpos de prova que não ocorreram separação) superiores aos procedimentos de soldagem na posição vertical ascendente (RA- G e RA-S).

O procedimento de soldagem utilizando arame tubular do tipo autoprotégido e na posição de soldagem vertical descendente apresentou todos os corpos de prova com valores de CTOD superiores a 2 mm, o que não ocorreu com os demais procedimentos.

O procedimento RP-S apresentou o melhor resultado em termos de crescimento da pré-trinca de fadiga, com perfil na região central de forma arredondada, diferente do procedimento RP-G, com forma plana.

## **7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

- Avaliar a tenacidade a fratura em processo de soldagem robotizada do aço API5L X80 obtido por resfriamento acelerado;
- Avaliar a tenacidade a fratura em juntas soldadas do aço API5L X80 com a pré-trinca de fadiga posicionada em diferentes distancias da linha de fusão;
- Realizar a soldagem do passe de raiz de forma robotizada nas diferentes posições de soldagem;
- Comparar os resultados obtidos nesta pesquisa com processos de soldagem manuais com eletrodos revestidos.

## 8. REFERÊNCIAS

ALBUQUERQUE, S. F. **Avaliação do Efeito da Utilização de Processos de Soldagem Manuais e Automatizados sobre a Microestrutura e as Propriedades Mecânicas de Aço API 5L X80.** 2010. 117 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Centro de Ciências e Tecnologia, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2010.

ALMEIDA, A. B. **Detecção da Transformação da Austenita Retida por Deformação Plástica em Aços para Gasodutos Classe API 5L X80 Através de Medidas Magnéticas.** 2014. 127 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2014.

ALMEIDA, D. M. **Estudo da ZTA de aços API 5L X80 para Tubulações Através de Ensaio de Emissão Acústica e Teste de Implante.** 2005. 136 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Processos) – Centro de Ciências e Tecnologia, Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, 2005.

ASKELSEN, O. M.; SIMOSEN, T. **Techniques to Examining Transformation Behaviour in Weld Metal and HAZ, a State of Art Review.** *Welding in the World* 25 (1/2), p. 26-34, 1987.

API 1104. **Welding of Pipelines and Related Facilities.** 20. ed. American Petroleum Institute, United States, 2005. 84 p.

API 5L. **Specification for Line Pipe Steel.** 44. ed. American Petroleum Institute, United States, 2007. 176 p.

ARAÚJO, B. A. **Avaliação do Nível de Tensão Residual e Susceptibilidade à Trincas a Frio em Juntas Soldadas de Aços API 5L X80 utilizados para Transporte de Petróleo e Gás.** 2013. Tese (doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Centro de Ciências e Tecnologia, Universidade Federal de Campina Grande, 2013.

ASTM E1290. **Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement.** American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2005.

ASTM E1820. **Standard Test Methods for Measurement of Fracture Toughness.** American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1996.

AWS A3.0. **Standard Welding Terms and Definitions.** American Welding Society, United States, 2001. 147 p.

BALLESTEROS, A. F. **Avaliação da Resistência de Juntas soldadas Circunferenciais de Aço API 5L X80 à Corrosão Sob Tensão na Presença de Sulfetos e Susceptibilidade à fragilização por Hidrogênio.** 2009. 290 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2009.

BATISTA, G. Z.; SOUZA, L. F. G.; BOTT, I. S.; RIOS, P. R. **Effect of MA Constituent on Mechanical Properties of a Nb-Cr/Nb-Cr-Mo API X80 Steel.** In: International Conference on Thermomechanical Processing: Mechanics, Microstructure & Control, Sheffield-Inglaterra: The University of Sheffield, p. 240-244, 2002.

BATISTA, G. Z. et al. **Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Tubo API 5L X80 Submetido à Curvamento Por Indução.** Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, v. 3, n 4, p. 16-22, 2007.

BAYRAKTAR, E.; KAPLAN, D. **Mechanical and Metallurgical Investigation of Martensite–Austenite Constituents in Simulated Welding Conditions.** Journal of Materials Processing Technology 153-154 (2004) 87-92.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels – Microstructure and Properties.** 3. ed. [S.l.]: Published by Elsevier Ltd., 2006, 344 p.

BONNEVIE, E.; FERRIERE, G.; IKHLEF, A.; KAPLAN, D.; ORAIN, J. M. **Morphological aspects of martensite–austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels.** Materials Science and Engineering A 385 (2004) 352-358.

BOTT, I. S.; SOUZA, L. F. G.; TEIXEIRA, J. C. G.; RIOS, P. R. **High-Strength Steel Development for Pipelines: A Brazilian Perspective.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 36 A, p. 443-454, 2005.

BRACARENSE, A. Q.; SORAGI, C.; FELIZARDO, I. **Parametrização para Soldagem Orbital Robotizada de Tubos com Arame Tubular.** Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, v.2, n.3, p. 6-10, 2006.

BS 5762. **Methods for crack opening displacement (COD) testing.** British Standards Institution, Inglaterra, 1979.

BS 7448-1. **Fracture Mechanics Toughness Tests – Part 1: Method for Determination of K<sub>IC</sub>, critical CTOD and critical J values of Metallic Materials.** British Standards Institution, Inglaterra, 1991.

BS 7448-2. **Fracture Mechanics Toughness Tests – Part 2: Method for Determination of K<sub>IC</sub>, critical CTOD and critical J values of Metallic Welds in Metallic Materials.** British Standards Institution, Inglaterra, 1997.

BS EN ISO 15653. **Metallic Materials – Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness of Welds.** British Standards Institution, European Committee for Standardization, 2010. 52 p.

BUENO, A. H. S. **Avaliação Integrada de Mecanismos de Falha por Corrosão em Dutos.** 2007. 295 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Mateirias) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Rio de Janeiro, 2007.

BURDEKIN, F. M.; DAWES, M. G. **Practical Use of Linear Elastic and Yielding Fracture Mechanics with Particular Reference to Pressure Vessels.** Proceedings of the Institute of Mechanical Engineers Conference, London, p. 28-37, 1971.

BURDEKIN, F. M.; STONE, D. E. W. **The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials.** Journal of Strain Analysis, v. 1, p. 145-153, 1966.

CALOI, G. **Análise da Soldabilidade do Aço API 5L X80 por Meio dos Testes Tekken e de Implante.** 2008. 145 f. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, 2008.

CHEN, J. H.; KIKUTA, Y.; ARAKI, T.; YONEDA, M.; MATSUDA, Y. **Micro-Fracture Behaviour Induced by M-A Constituent (island martensite) in Simulated Welding Heat Affected Zone of HT 80 High Strength Low Alloy Steel.** Acta metallurgica 32 (10): 1779–1788, 1984.

CORIMAYA, R. L. P. **Adequação do Ensaio Tekken para a Avaliação de Trincas em Soldas de Aço API X80.** 2009. 11 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009.

DAVIS, C. L.; KING, J. E. **Cleavage initiation in Intercritically Reheated Coarse-Grained Heat Affected Zone: Part I. Fractographic evidence.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 25A, p. 563–573, 1994.

DAWES, M. G. **Fracture Control in High Yield Strength Weldments.** Welding Journal, Vol. 53, pp. 369-380, 1974.

DONATO, G. H. B. **Efeitos de Heterogeneidades Mecânicas sobre Forças Motrizes de Trincas em Juntas Soldadas: Determinação Experimental de Tenacidade e Extensão de Metodologias de Avaliação de Criticidade de**

**Defeitos.** 2008. 284 f. Tese (Doutorado em Engenharia Naval e Oceânica) - Departamento de Engenharia Naval e Oceânica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

DUGDALE, D. S. **Yielding in Steel Containing Slits.** Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 8, pp. 100-104.

DURAND, R. Z. S. **Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Soldagem Circunferencial do Aço API 5L X80 por Processos de Soldagem Semi-Automática com Proteção Gasosa.** 2007. 143 f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais e Metalurgia) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2007.

EVANS, G. M. **Effect of Nitrogen on C-Mn Steel Welds Containing Titanium and Boron.** Welding Journal 77, p. 239-248, 1998.

FAIRCHILD, D. P.; BANGARY, N. V.; KOO, J. Y.; HARRISON, P. L.; OZEKICIN, A. **A Study Concerning Intercritical HAZ Microstructure and Toughness in HSLA Steels.** Welding Journal 70 p. 321-329, 1991.

FELIZARDO, I.; BRACARENSE, A. Q. **Processos Mecânicos e Automatizados.** Apostila e Anotações de Aula (coletânea), Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia, Departamento de Engenharia Mecânica, Belo Horizonte, 2005.

FERNANDES, P. E. A. **Avaliação da Tenacidade à Fratura da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) do aço API 5L X80 Soldado pelos Processos SMAW e FCAW.** Tese (Doutorado) Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica. São Paulo, 2011.

FERREIRA, S. R. et al. **State of the Art Production of Gas Pipelines In Brazil.** Stress Corrosion Cracking In Pipelines: A CBMM International Seminar. Rio de Janeiro: Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, p. 8-34, 2001.

GARCIA, G. **Mechanised Pipeline Welding in the Saudi Desert**. Svetsaren - the ESAB Welding and cutting Journal, v. 63, n. 1, p. 37-40, 2008.

GODOY, J.M. **Estudo da Ocorrência de Trinca por Fadiga em Tubos de Aço Soldados, Devido ao Transporte**. 2008. 132 f. Dissertacao (Mestrado em Engenharia Mecanica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratingueta, Universidade Estadual Paulista, Guaratingueta, 2008.

GOMES, R. D. **Evento apresenta perspectivas para setor de petróleo e gás no Brasil**. 2013. Disponível em: <<http://www.fea.usp.br/noticias.php?i=1066>> Acesso em: 18 de Maio de 2015.

GRAF, M. K.; HILLENBRAND, H. G.; HECKMANN, C. J.; NIEDERHOFF, K. A. **High-Strength Large-Diameter Pipe for Long-Distance High Pressure Gas Pipelines**. ISOPE 2003, Honolulu, Hawaii, USA, 2003.

GRAVILLE, B. A. **Welding of HSLA (microalloyed) structural steels**, Proceeding of International Conference, American Society for Metals, 1976, p 85-101.

GRAY, J. M.; PETERS, P. A. **Technical Demands and Specifications for Linepipe During the Past Decades**. CBMM/TSNIICHERMET Seminar - 25 Years of Cooperation. Moscow Russia. p. 5-6, 2002.

GRAY, J.M.; PONTREMOLI, M. **Metallurgical Options for API Grade X70 and X80 Linepipe**. In: International Conference Pipe Technology, Rome-Italy, 1987.

GRIFFITH, A. A. **The Phenomena of Rupture and Flow in Solids**. Philosophical Transactions Series A, Vol. 221. p. 163-198, 1920.

GRONG, O. **Metallurgical Modelling of Welding**. The Institute of Materials - Materials modelling Series. Cambridge, 1994, 581 p.

HADLEY, I.; DAWES, M. G. **Fracture Toughness Testing of Weld Metal: Results of a European Round Robin.** Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. v. 19, No 8, p. 963-973, 1996.

HARRISON, P.; WALL, P. **Effect of Alloying Elements on HAZ Microstructure and Toughness.** European Commission, Report EUR 15834 EN, ECSC-EC-EAEC, Brussels, Luxembourg: 79, 1996.

HARRISON, P. L.; WEBSTER, S. E. **HAZ Microstructure and Toughness in Single Pass Welds.** Proc. The 36th Mechanical Working and Steel Processing Conference, Baltimore, Maryland, USA:551–559, 1994.

HAZE, T.; AIHARA, S. **Influence of Toughness and Size of Local Brittle Zone on HAZ Toughness of HSLA Steels.** Proc. 7th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Houston, Texas, 7–12 February 1988. Eds. Salama M. et al. U.S.A. The American Society of Mechanical Engineers (ASME), Vol. III.: p. 515–523, 1988.

HILLENBRAND, H. G.; LIESSEM, A.; BIERMANN, K.; HECKMANN, C. J.; SCHWINN, V. **Development and Production of Linepipe Steels in Grade X100 and X120.** Seminar of X120 Grade High Performance Pipe Steels. China: Technical Conference. 2005 b.

HILLENBRAND, H. G.; LIESSEM, A.; KALWA, C. **Technological Solutions For High Strength Gas Pipelines.** Europipe. Germany, 2008.

HILLENBRAND, H. G.; KALWA, C.; LIESSEM, A. **Technological Solutions for Ultra-High Strength Gas Pipelines.** 1st International Conference on Super-High Strength Steels. Rom, Italy: [s.n.]. 2005 a.

HRIVNAK, I.; MATSUDA, F.; IKEUCHI, K. **Investigation of M-A Constituent in High Strength Welds.** Transactions of Japan Welding Institute 21 (2): p. 9–31, 1992 a.

HRIVNAK, I.; MATSUDA, F.; LI, Z.; IKEUCHI, K.; OKADA, H. **Investigation of Metallography and Behaviour of M-A Constituent in Weld HAZ of HSLA Steels**. Transactions of Japan Welding Institute 21 (2): p. 101–110, 1992 b.

IIW. **Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals**. International Institute of Welding, 1988.

INGLIS, C. E. **Stresses in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners**. Transactions of the Institute of Naval Architects, v. 55, p. 219-241, 1913.

IRWIN, G. R. **Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate**. Journal of Applied Mechanics, v. 24, p. 361-364, 1957.

IRWIN, G. R. **Fracture Dynamics. Fracturing of Metals**. American Society for Metals, Cleveland, p. 147-166, 1948.

ISO 12135. **Metallic Materials – Unified Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness**. 1. ed. International Standard, International Organization for Standardization, 2002. 100 p.

ITO, Y.; BESSYO, K. **Weldability of High Strength Steels Related to Heat Affected Zone Cracking**. Document IX-567-68, IIW, 1968.

KALWA, C.; HILLENBRAND, H. G.; GRAF, M. **High Strength Steel Pipes: New Developments and Applications**. Onshore Pipeline Conference, Houston, Texas, USA: [s.n.]. 2002.

KIM, B. C.; LEE, S.; KIM, N. J.; LEE, D. Y. **Microstructure and Local Brittle Zone Phenomena in High-Strength Low-Alloy Steel Welds**. Metallurgical Transactions A, 22A, p. 139–149, 1991.

KIM, J. H.; OH, Y. J.; HWANG, I. S.; KIM, D. J.; KIM, J. T. **Fracture Behavior of Heat-Affected Zone in Low Alloy Steels.** Journal of Nuclear materials, Journal of Nuclear materials, v. 299, n. 2, p. 132-139, 2001.

LAITINEN, R. **Improvement of Weld HAZ Toughness at Low Heat Input by Controlling the Distribution of M-A Constituents.** 2006. 204 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, University of Oulu, Finland, 2006. (ISBN:951-42-8001-6/ ISSN: 0355-3213).

LIAO, J.; IKEUCHI, K.; MATSUDA, F. Toughness Investigation on Simulated Weld HAZs of SQV-2<sup>a</sup> Pressure Vessel Steel. **Nuclear Engineering and Design**, v. 183, p. 9-20, 1998.

LIESSEM, A.; HILLENBRAND, H. G. **Challenges in Linepipe Manufacturing for High Strength Pipelines.** In: 16th Biennial Pipeline Research Joint Technical Meeting of The Australian Pipeline Industry Association, European Pipeline Research Group, Pipeline Research Council International, Inc, Canberra, Australia, 2007.port

LI, X.; MA, X.; SUBRAMANIAN, S.V.; MISRA, R.D.K.; SHANG, C. **Structure–Property–Fracture Mechanism Correlation in Heat-Affected Zone of X100 Ferrite\_Bainite Pipeline Steel.** ASM International (ASM) and The Minerals, Metals, & Materials Society (TMS). Metallurgical and Materials Transactions E, 2015.

LI, Y.; BAKER, T. N. **Effect of the morphology of the martensite-austenite phase on fracture of the weld heat affected zone in vanadium and niobium microalloyed steels.** 2010. University of Strathclyde. Materials Science and Technology, 26 (9). pp.1029- 1040. ISSN 0267-0836.

LI, Y.; CROWTHER, D. N.; GREEN, M. J. W.; MITCHELL, P. S.; BAKER, T. N. **The effect of Vanadium and Niobium on the properties and microstructure of the intercritically reheated coarse grained heat affected zone in low carbon microalloyed steels.** ISIJ International, v. 41, n. 1, p. 46-55, 2001. ISSN 0915-1559.

MACHADO, I. G. (1996) **Soldagem e Técnicas Conexas : Processos**. Laboratório de Soldagem e Técnicas Conexas, UFRGS, Porto Alegre. 1996.

MACIEL, T. M. **Ciclos Térmicos em Metais de Solda de Aços de Alta Resistência**. 1994. 194f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Universidade Federal de São Carlos, São Paulo, 1994.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem - Fundamentos e Tecnologia**. 1. ed. Belo Horizonte: Editora da UFMG, v. 1, 2005, 363 p.

MATSUDA, F.; LI, Z.; BERNASOVSKY, P.; ISHIHARA, K.; OKADA, H. **An Investigation on the Behaviour of the M-A Constituent in Simulated HAZ of HSLA Steels**. *Welding in the World* 29 (9/10): p. 307–313, 1991.

MATSUDA, F.; FUKUDA, Y.; OKADA, H.; SHIGA, C.; IKEUCHI, K.; HORII, Y.; SHIWAKU, T.; SUZUKI, S. **Review of Mechanical and Metallurgical Investigations of Martensite-Austenite Constituent in Welded Joints in Japan**. *Welding in the World* 37 (3): p. 134–154, 1996.

MATSUDA, F., IKEUCHI, K.; FUKUDA, Y.; HORII, Y.; OKADA, H.; SHIWAKU, T.; SHIGA, C.; SUZUKI, S. **Review of Mechanical and Metallurgical Investigations of M-A Constituent in Welded Joint in Japan**. *Trans. JWRI*, Vol. 24, No. 1. *Welding Research*, 1995.

MEI, P. R.; SILVA, A. L. C. **Cap. 2: Decomposição da Austenita e Curvas TTT. Aços e Ligas Especiais**. Eletrometal S.A. Metais Especiais, Sumaré - SP, n. 2, p. 47-92, 1988.

MEIRELES, A. M. **Avaliação dos Parâmetros de Curvamento por Indução em Tubos da Classe API X80**. 2009. 118 f. Dissertação (Mestrado em Ciências dos Materiais) – Departamento de Ciência e Tecnologia, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2009.

MOHSENI, P. **Brittle and Ductile Fracture of X80 Arctic Steel**. Thesis (Philosophiae Doctor). Norwegian University of Science and Technology. Trondheim, 2012.

MOEINIFAR, S.; KOKABI, A. H.; MADAAH HOSSEINI, H.R. **Influence of Peak Temperature during Simulation and real Thermal Cycles on Microstructure and Fracture Properties of the Reheated Zones**. Materials and Design 31 (2010) 2948-2955.

MURRAY, A. **The Design and Construction of High Pressure Pipelines**. Asme India Oil & Gas Pipeline Conference, Goa, February 4th, 2011.

ORDÓÑEZ, R. E. C. **Soldagem e Caracterização das Propriedades Mecânicas de Dutos de Aço API 5L X80 com Diferentes Arames Tubulares**. 2004. 130 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo. 2004.

OROWAN, E. **Fracture and Strength of Solids**. Reports on Progress in Physics, Vol. XII, p. 185-232, 1948.

PASSAGEM, F. C. L. **Análise Crítica do Ensaio de Determinação da Curva Mestre (ASTM E 1921) Aplicado a um Aço da Classe API 5L X80**. 2010 (revisado em 2011). 228 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

PEDROSA, I. R. V. **Estudo das Transformações de Fase no Aço API 5L X80 visando o aumento da Tenacidade à Fratura**. 2012. 95 f. Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Pernambuco. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. 2012.

PINTO, P. M. A. S. **Soldagem Circunferencial de Tubo API 5L X80 Empregando Processos Manual / Semi-automático**. 2006. 113 f. Dissertação

(Mestrado) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, 2006.

PORTO, R. **Avaliação da Influência de Parâmetros de Laminação de Tiras a Quente na Tenacidade de um Aço que atende aos requisitos da Norma API 5L, graus X70 e X80.** Dissertação (Mestrado em Materiais). Universidade Federal de Ouro Preto. 2010.

RAMÍREZ, M. F. G. **Estudo da Transformação Durante o Resfriamento Contínuo e da Microestrutura do Aço Microligado X80 Utilizado na Construção de Tubos para Transporte de Gás Natural e Petróleo.** 2008. 158 f. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

RICE, J. R. **A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks.** Journal of Applied Mechanics, v. 35, p. 379-386, 1968.

ROCHA, D. B. **Estudo da Soldabilidade do Tubo API 5L X80 Utilizando os Processos de Soldagem: MAG com Transferência Controlada e Eletrodo Tubular.** 2010. 219 f. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, São Paulo, 2010.

ROZA, E. J. et al. **API 5L X80 ERW Pipelines: TenarisConfab & Usiminas Development.** 6th Internacional Pipeline Conference, 2006. Proceedings. Alberta, Canadá, American Society of Mechanical Engineers, 2006. 7 p.

SANT'ANNA, P. C. **Influência de Tratamentos Térmicos Intercríticos na Microestrutura e Propriedades Mecânicas do Aço API 5L X65.** 2006. 147f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

SALIM, M. **Os 10 Países mais Robotizados do Mundo**. 2012. Disponível em: <<http://exame.abril.com.br/economia/noticias/os-10-paises-mais-robotizados-do-mundo>>. Acesso em: 24 de Janeiro de 2012.

SILVA, J. H. F.; ORDÓÑEZ, R. E. C.; TREVISAN, R. E. **Estudo de Trincas Induzidas pelo Hidrogênio no Metal de Solda do Aço API 5L X80 Através do Teste G-BOP**. 3º Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2004, Belém/PA, CONEM, 2004.

SILVA, J. H. F.; TREVISAN, R. E. **A Study on Hydrogen Induced Cracking in API Steel Weld Using the Modified G=BOP Test**. In: 18th International Congress of Mechanical Engineering, Ouro Preto, ABCM, 2005.

SILVA, M. C. **Caracterização das Propriedades Mecânicas e Metalúrgicas do Aço API 5L X80 e Determinação Experimental de Curvas J-R para Avaliação da tenacidade à Fratura**. 2004. 117 f. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

SILVA, M. C. **Determinação Experimental da Tenacidade à Fratura da Zona Termicamente Afetada de Junta Soldada de Aço API 5L X80**. 2009. 114 f. Tese (Doutorado em Engenharia Naval e Oceânica) – Departamento de Engenharia Naval e Oceânica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

SILVA, R. V. **Avaliação da Tenacidade à Fratura de Soldas de Alta Resistência e Baixa Liga pelo Método da Integral-J**. 1998. 103 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de São Carlos, Departamento de Materiais, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1998.

SOARES, E. P. **Avaliação da Susceptibilidade à Fragilização por Hidrogênio de Juntas Soldadas de aço API5L X80 com diferentes Combinações de Consumíveis**. 2012. 99 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia, Campina Grande, 2012.

TEIXEIRA, P. A. GasNet - Gasodutos: planejamento em discussão. Newsletter Canal Energia. 2014. Disponível em: < [www.gasnet.com.br](http://www.gasnet.com.br)>

TENARIS CONFAB. **Mercado de Linepipe: a Estréia dos Tubos API X80.** n 36, 2008. Disponível em: < [www.tenarisconfab.com.br](http://www.tenarisconfab.com.br)>.

TENARIS CONFAB. **Tenaris Confab Oferece Solução para Petrobras.** n 30, 2004. Disponível em: < [www.tenarisconfab.com.br](http://www.tenarisconfab.com.br)>.

TERADA, Y.; CHIJIWA, R.; TAMEHIRO, H.; KIKUMA, T.; FUNATO, K. **Titanium-oxide Bearing Steels For Offshore Structures.** Proc. 2nd International Conference on HSLA Steels, Beijing, 1990. Eds. Tither G. & Shouma Z. The Minerals, Metals & Materials Society: p. 519–524, 1992.

THAULOW, C.; PAAUW, A. J.; GUNLEIKSRUD, A.; TROSET, J. Fracture Mechanical Properties in Controlled Rolled and Thermomechanically Treated Steels with Splittings. Engineering Fracture Mechanics Vol. 24, No. 2, pp. 263-276, 1986.

VALIM, M. T. **Tenacidade à Fratura da Junta Soldada Obtida a Arco Submerso de Aço API 5L X80.** 2005. 86 f. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, 2005.

VENTRELLA, V. A. **Identificação Microestrutural de Juntas Soldadas de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga.** 1999. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de São Carlos, [S.l.], p. 5-70, 1999.

VISHNU, P. R. Solid-State Transformation in Weldments. **ASM Handbook - Welding, Brazing and Soldering**, Metals Park, Ohio, v. 6, p. 70-87, 1984.

WELLS, A. A. **Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture. Proceedings of the Crack Propagation Symposium.** v.1, Paper 84, Cranfield, UK, 1961.

WESTERGAARD, H. M. **Bearing Pressures and Cracks.** Journal of Applied Mechanics, v. 6, p. 49-53, 1939.

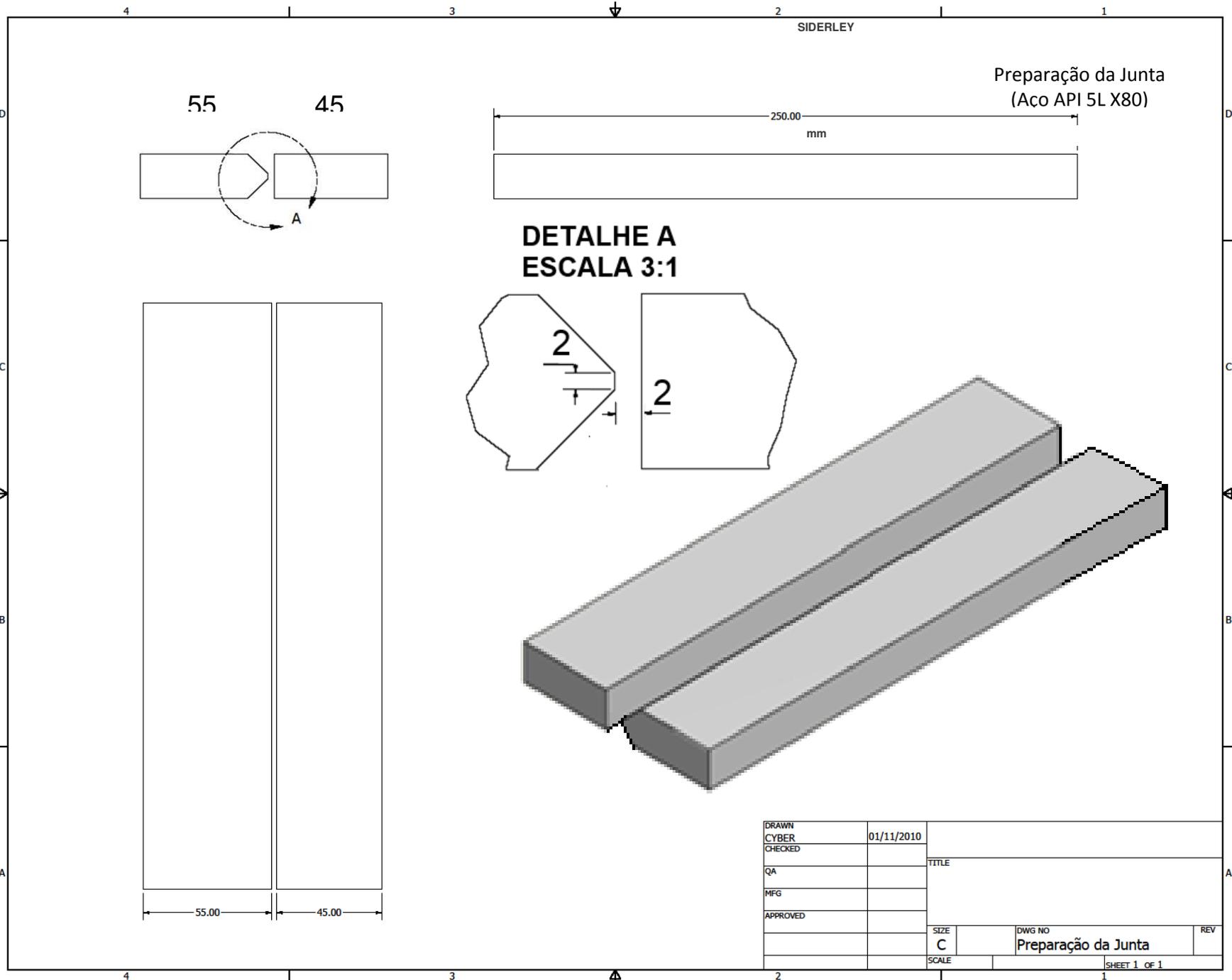
WIDGERY, D. J. **Linepipe Welding Beyond 2000.** Svetsaren - the ESAB Welding and cutting Journal, Waltham Cross, U.K, n. 3, 1999.

YAMAMOTO, K., MATSUDA, S., HAZE, T., CHIJIWA, R., and MIMURA, H., **A Newly Developed Ti-Oxide Bearing Steel Having High HAZ Toughness.** Residual and Unspecified Elements in Steel, ASTM STP 1042, A. S. Melilli and E. G. Nisbett, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1989, pp. 266-284.

YURIOKA, N. **Physical Metallurgy of Steel Weldability.** ISIJ International, v. 41, n. 6, p. 566-570, 2001.

ZHANG, Z.; FARRAR, R. A. **Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Weld Metals.** Welding Journal, p.183-196, 1997.

APÊNDICE A – PREPARAÇÃO DA JUNTA



DRAWN	CYBER	01/11/2010		
CHECKED			TITLE	
QA				
MFG				
APPROVED				
			SIZE	DWG NO
			C	Preparação da Junta
			SCALE	REV
			SHEET 1 OF 1	

# APÊNDICE B – ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

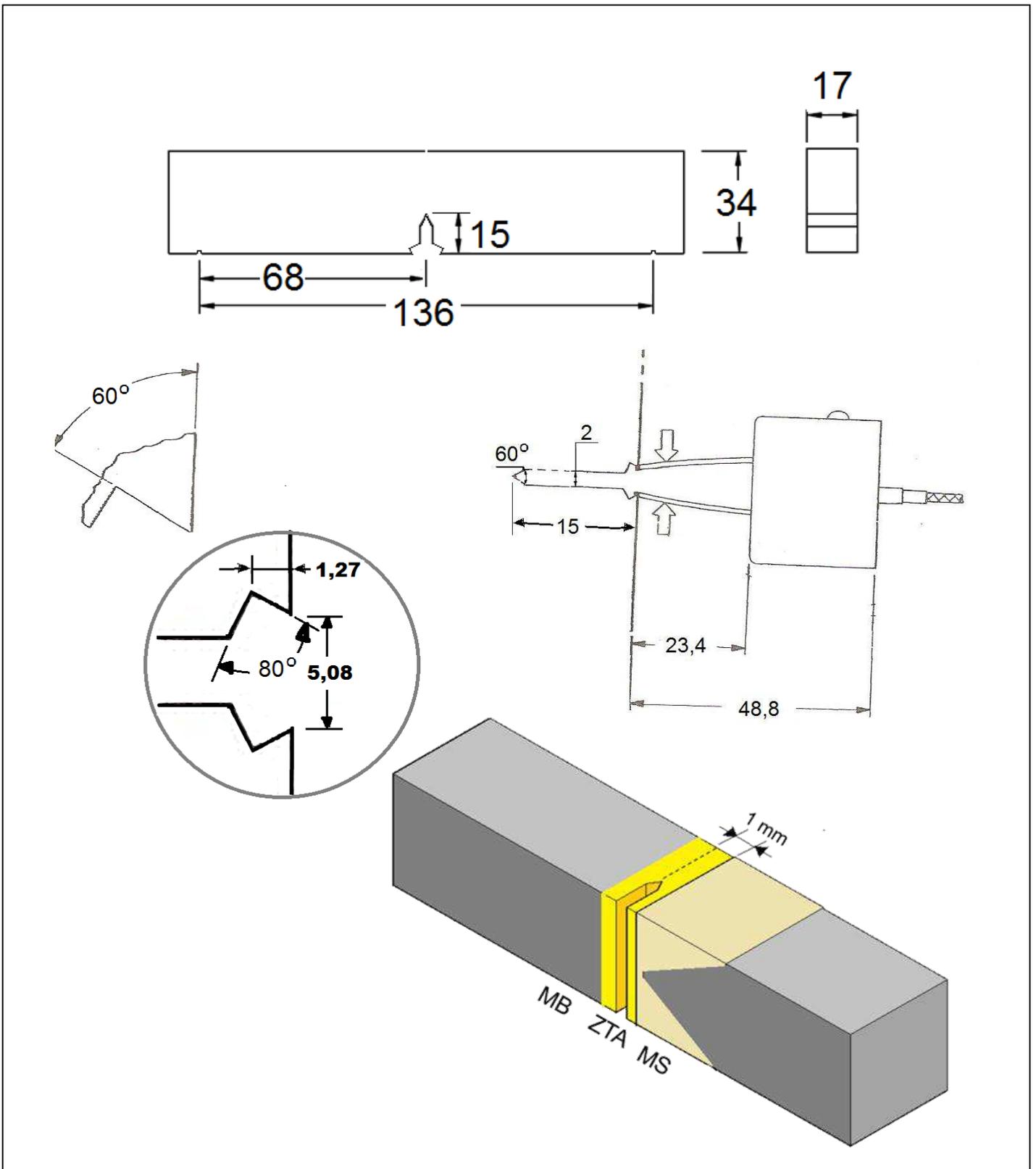
LRSS	Especificação de Procedimento de Soldagem							EPS numero:	
Projeto/cliente						Q.P.S./ norma			
Metal base/carbono equivalente			Detalhe da Junta:						
API 5L X80									
Pré - Aquecimento (°C)									
Aporte térmico		Temp. Interpasses							
		Temp. max. 200°C							
Tratamento térmico		Sim <input type="radio"/> Não <input checked="" type="radio"/>							
Cobre junta/Backing (material)									
Limpeza da raiz			Limpeza dos cordões			Oscilação do eletrodo			
Esmerilhamento e escovamento			Esmerilhamento e escovamento			Raiz - OS / Ench-Filetado			
<b>Passes</b>		<b>Processo/ tipo</b>		<b>Corr/Pol</b>	<b>Posição</b>	<b>Eletrodo</b>	<b>Passo</b>		
Raiz		GMAW Robotizado		CC+	Plana	<input type="radio"/> Múltiplo	<input checked="" type="radio"/> Múltiplo		
Enchimento		FCAW-G Robotizado		CC+	Plana	<input checked="" type="radio"/> Simples	<input type="radio"/> Simples		
Acabamento		FCAW-G Robotizado		CC+	Plana				
<b>Passes</b>	<b>Metal de adição</b>	<b>Diametro</b>	<b>Fluxo/Gas</b>	<b>Corrente</b>	<b>Tensão</b>	<b>Velocidade</b>	<b>Vazão</b>	<b>Stick-out</b>	
<b>Soldagem nas posições Plana e Horizontal</b>									
Raiz	ER 120S-G	1 mm	Ar+25%CO <sub>2</sub>	200 A	23 V	4,5 mm/s	15 l/min	15 mm	
Enchim.	E 101T1-1	1,2 mm	Ar+25%CO <sub>2</sub>	220 A	23 V	5 mm/s	16 l/min	15 mm	
Acabam.	E 101T1-1	1,2 mm	Ar+25%CO <sub>2</sub>	220 A	23 V	5 mm/s	16 l/min	15 mm	
<b>Soldagem na posição Vertical - Asc</b>									
<b>Soldagem na posição Sobre Cabeça</b>									
<b>Pontos</b>									
<b>Aporte Termico</b>									
<b>Passo</b>	<b>Corrente [A]</b>	<b>Tensão [V]</b>	<b>Velocidade [mm/s]</b>	<b>Aporte Térmico [kJ/mm]</b>					
Raiz	200	23	4,5	1,02					
Enchim.	220	23	5	1,01					
Acabam.	220	23	5	1,01					
<b>Observações:</b>									
Passes de Raiz (1, 2); Passes de Enchimento (3, 4, 5 e 6); Passes de Acabamento (7 e 8)									



LRSS		Especificação de Procedimento de Soldagem				EPS numero:			
Projeto/cliente					Q.P.S./ norma				
Metal base/carbono equivalente			Detalhe da Junta:						
API 5L X80									
Pré - Aquecimento (°C)									
Aporte térmico		Temp. Interpasses							
		Temp. max. 200°C							
Tratamento térmico			Sim <input type="radio"/>		Não <input checked="" type="radio"/>				
Cobre junta/Backing (material)									
Limpeza da raiz			Limpeza dos cordões		Oscilação do eletrodo				
Esmerilhamento e escovamento			Esmerilhamento e escovamento		Raiz - OS / Ench-Filetado				
Passes		Processo/ tipo		Corr/Pol	Posição	Eletrodo	Passe		
Raiz		GMAW Robotizado		CC+	Plana	<input type="radio"/> Múltiplo	<input checked="" type="radio"/> Múltiplo		
Enchimento		FCAW-S Robotizado		CC-	Plana	<input checked="" type="radio"/> Simples	<input type="radio"/> Simples		
Acabamento		FCAW-S Robotizado		CC-	Plana				
Passes	Metal de adição	Diâmetro	Fluxo/Gas	Corrente	Tensão	Velocidade	Vazão	Stick-out	
<b>Soldagem nas posições Plana e Horizontal</b>									
Raiz	ER 120S-G	1 mm	Ar+25%CO <sub>2</sub>	200 A	23 V	4,5 mm/s	15 l/min	15 mm	
Enchim.	E 91T8-G	1,2 mm	-	240 A	25 V	5 mm/s	16 l/min	30 mm	
Acabam.	E 91T8-G	1,2 mm	-	240 A	25 V	5 mm/s	16 l/min	30 mm	
<b>Soldagem na posição Vertical - Asc</b>									
<b>Soldagem na posição Sobre Cabeça</b>									
Pontos									
<b>Aporte Termico</b>									
Passe	Corrente [A]	Tensão [V]	Velocidade [mm/s]	Aporte Térmico [kJ/mm]					
Raiz	200	23	4,5	1,02					
Enchim.	240	25	5	1,20					
Acabam.	240	25	5	1,20					
Observações:									
Passes de Raiz (1, 2); Passes de Enchimento (3, 4, 5 e 6); Passes de Acabamento (7 e 8)									

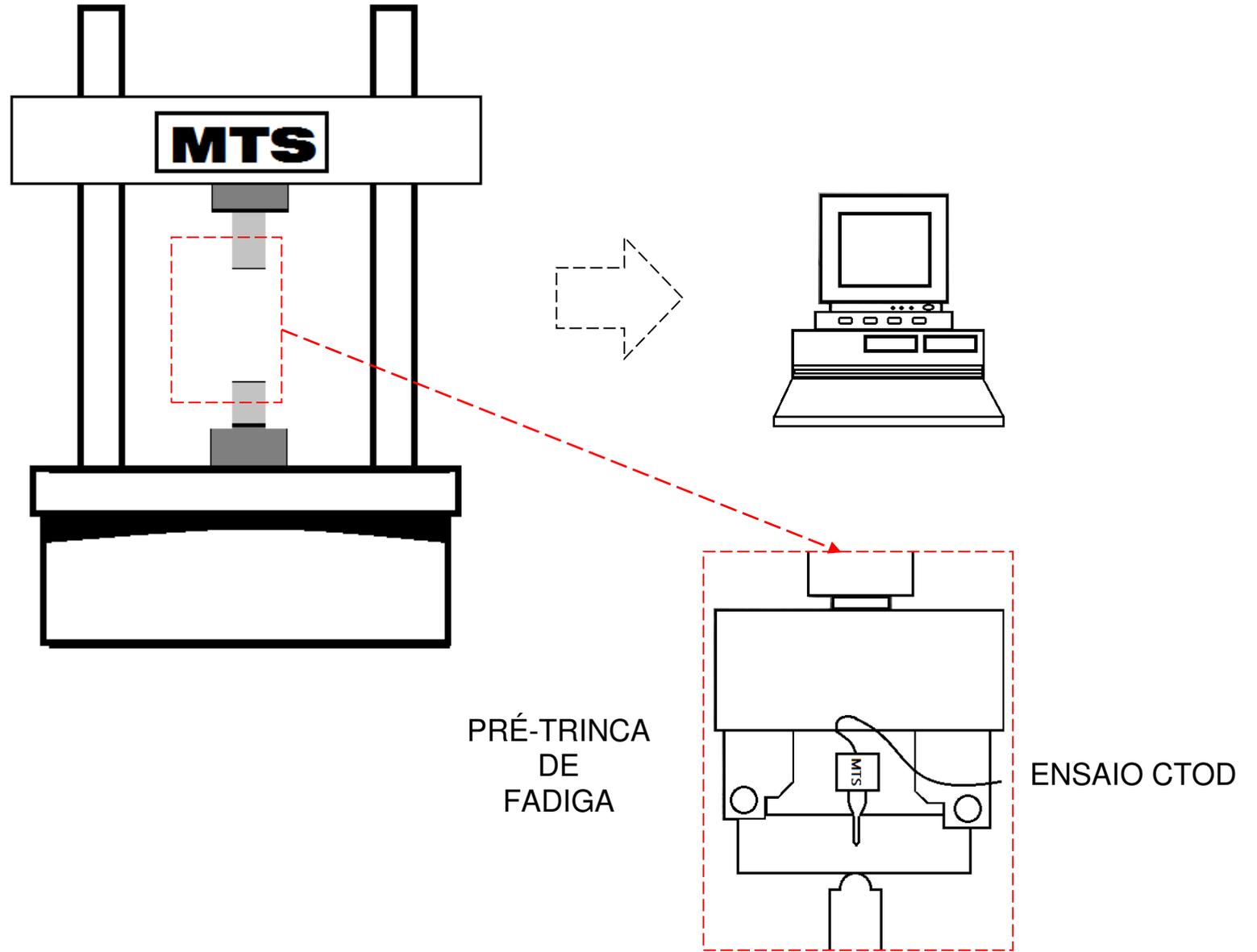
LRSS		Especificação de Procedimento de Soldagem					EPS numero:			
Projeto/cliente						Q.P.S./ norma				
Metal base/carbono equivalente			Detalhe da Junta:							
API 5L X80										
Pré - Aquecimento (°C)										
Aporte térmico		Temp. Interpasses								
		Temp. max. 200°C								
Tratamento térmico			Sim <input type="radio"/>		Não <input checked="" type="radio"/>					
Cobre junta/Backing (material)										
Limpeza da raiz			Limpeza dos cordões			Oscilação do eletrodo				
Esmerilhamento e escovamento			Esmerilhamento e escovamento			Raiz - OS / Ench-Filetado				
Passes		Processo/ tipo		Corr/Pol	Posição		Eletrodo		Passe	
Raiz		GMAW Robotizado		CC+	Vert. Ascendente		<input type="radio"/> Múltiplo		<input checked="" type="radio"/> Múltiplo	
Enchimento		FCAW-S Robotizado		CC-	Vert. Ascendente		<input checked="" type="radio"/> Simples		<input type="radio"/> Simples	
Acabamento		FCAW-S Robotizado		CC-	Vert. Ascendente					
Passes	Metal de adição	Diâmetro	Fluxo/Gas	Corrente	Tensão	Velocidade	Vazão	Stick-out		
<b>Soldagem nas posições Plana e Horizontal</b>										
Raiz	ER 120S-G	1 mm	Ar+25%CO <sub>2</sub>	200 A	23 V	4,5 mm/s	15 l/min	15 mm		
Enchim.	E 91T8-G	1,2 mm	-	130 A	20,5 V	3,3 mm/s	16 l/min	20 mm		
Acabam.	E 91T8-G	1,2 mm	-	130 A	20,5 V	3,3 mm/s	16 l/min	20 mm		
<b>Soldagem na posição Vertical - Asc</b>										
<b>Soldagem na posição Sobre Cabeça</b>										
Pontos										
<b>Aporte Termico</b>										
Passe	Corrente [A]	Tensão [V]	Velocidade [mm/s]	Aporte Térmico [kJ/mm]						
Raiz	200	23	4,5	1,02						
Enchim.	130	20,5	3,3	0,81						
Acabam.	130	20,5	3,3	0,81						
<b>Observações:</b>										
Passes de Raiz (1, 2); Passes de Enchimento (3, 4, 5 e 6); Passes de Acabamento (7 e 8)										
Soldagem Vertical Ascendente com inclinação da tocha de 30° (empurrando)										

# APÊNDICE C – CORPO DE PROVA CTOD



 <p>Universidade Federal de Campina Grande</p>	UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE				
	Projeto Auxiliado por Computador				
	MATERIAL : Aço 5L – X80				
Título: <b>CTOD</b>		Projetista/Desenhista: <b>SIDERLEY F. ALBURQUERQUE</b>			Projecção: 
Escala: <b>S/A</b>	Prancha: <b>POO</b>	Unidade: <b>mm</b>	Controle:	Data: <b>14/06/2011</b>	Visto:

APÊNDICE D – APARATO EXPERIMENTAL - CTOD



# APÊNDICE E – CURVAS DO ENSAIO CTOD

## APÊNDICE E

### 1. CURVAS DO ENSAIO CTOD (METAL BASE)

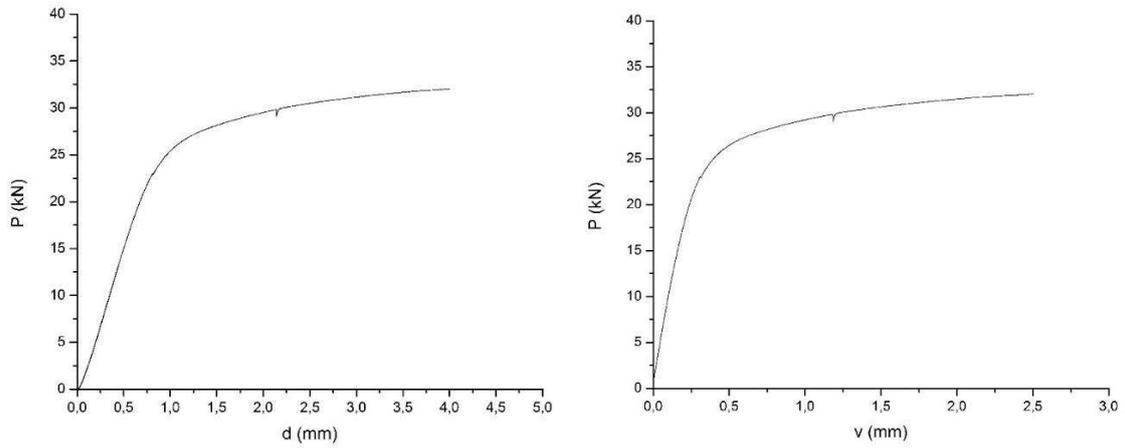


Figura 61 – Curvas do ensaio CTOD, CP01.

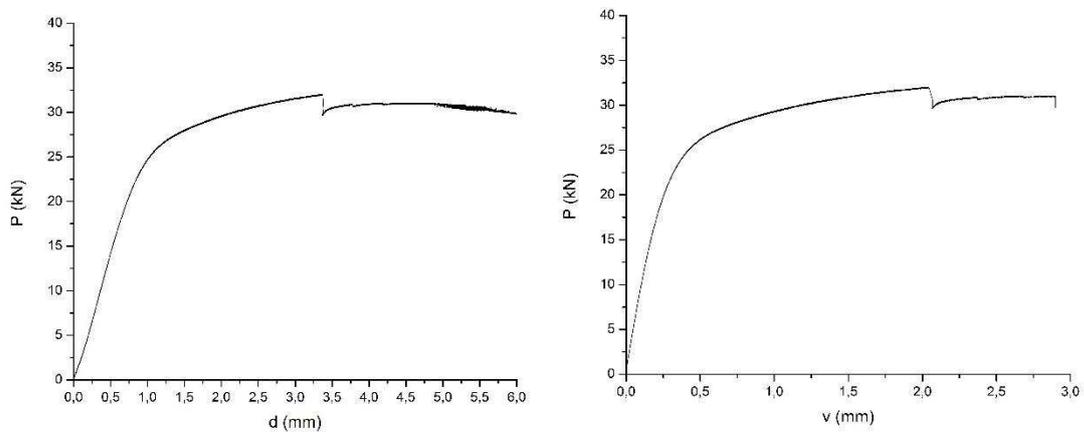


Figura 62 - Curvas do ensaio CTOD, CP02.

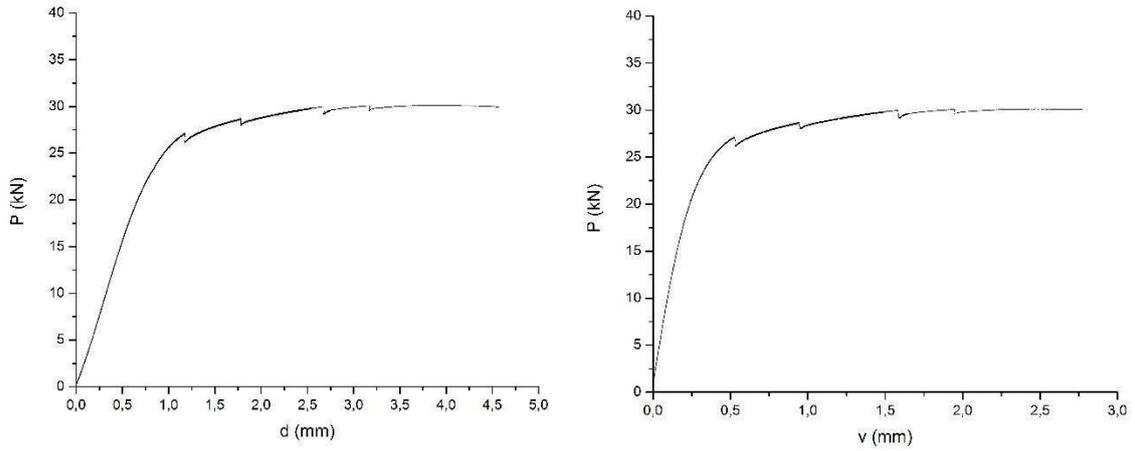


Figura 63- Curvas do ensaio CTOD, CP03.

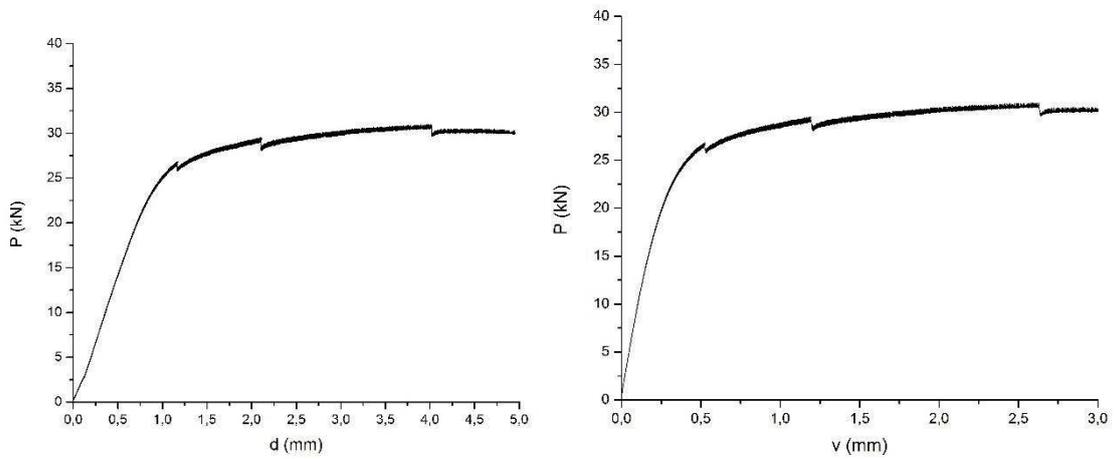


Figura 64- Curvas do ensaio CTOD, CP13.

## 2. CURVAS DO ENSAIO CTOD (RP-G)

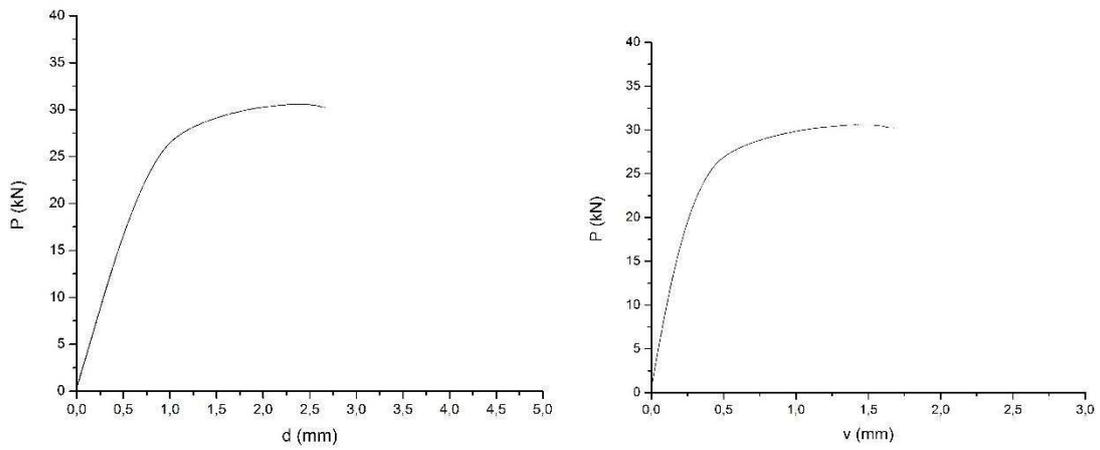


Figura 65- Curvas do ensaio CTOD, CP06.

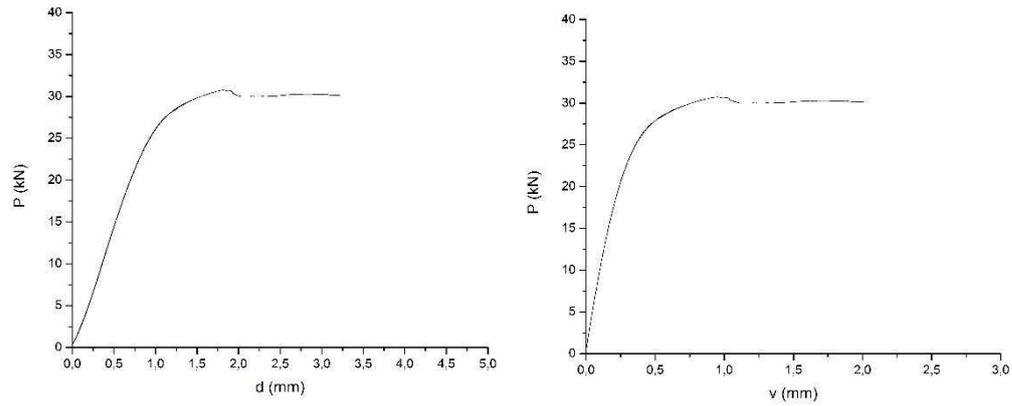


Figura 66- Curvas do ensaio CTOD, CP09.

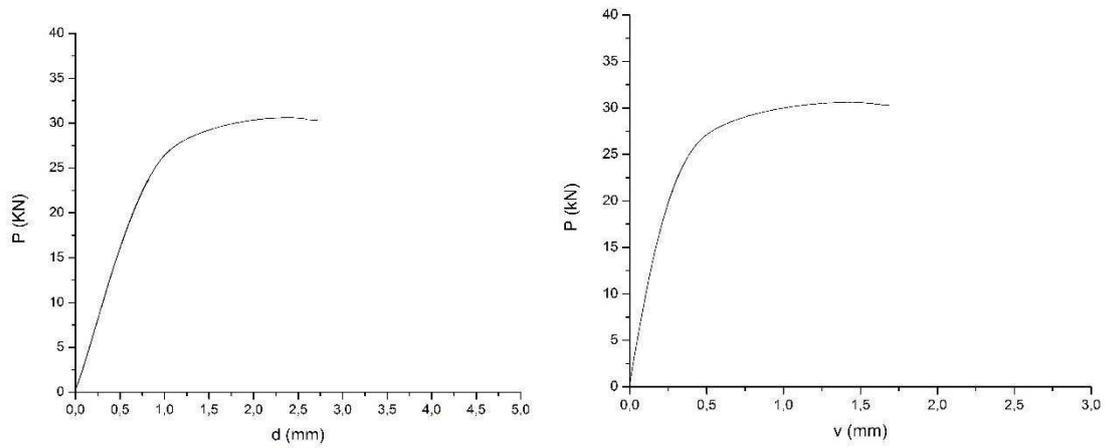


Figura 67 - Curvas do ensaio CTOD, CP10.

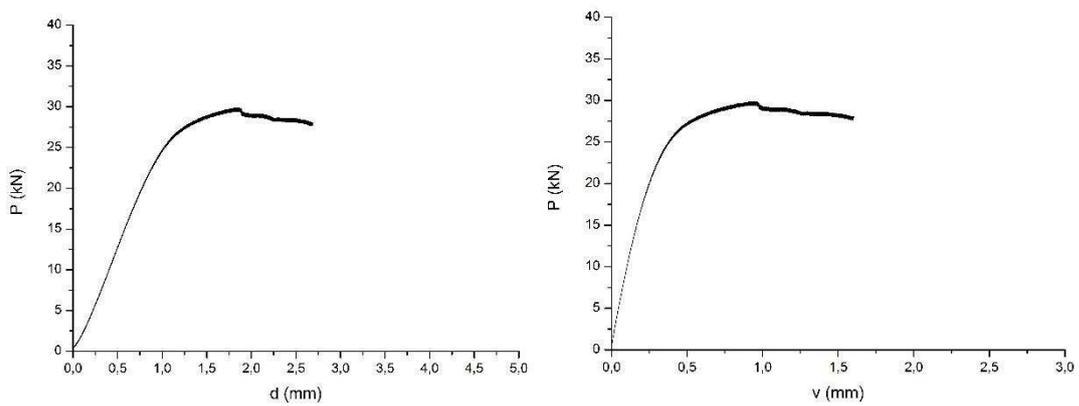


Figura 68- Curvas do ensaio CTOD, CP20.

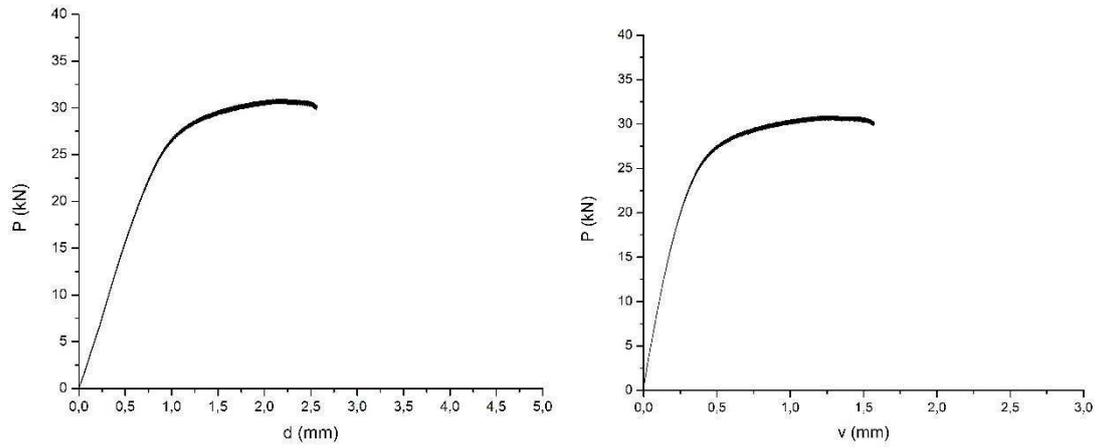


Figura 69- Curvas do ensaio CTOD, CP21

### 3. CURVAS DO ENSAIO CTOD (RA-G)

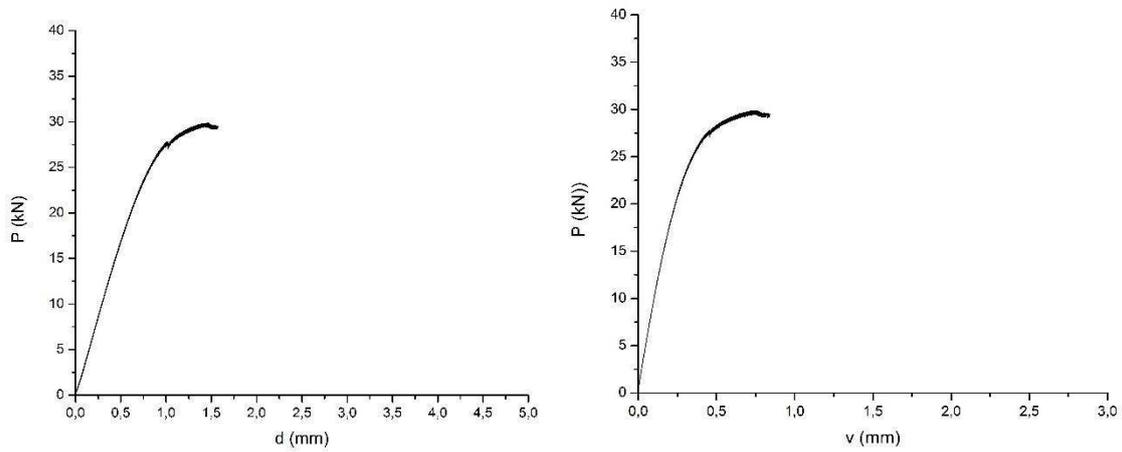


Figura 70- Curvas do ensaio CTOD, CP05.

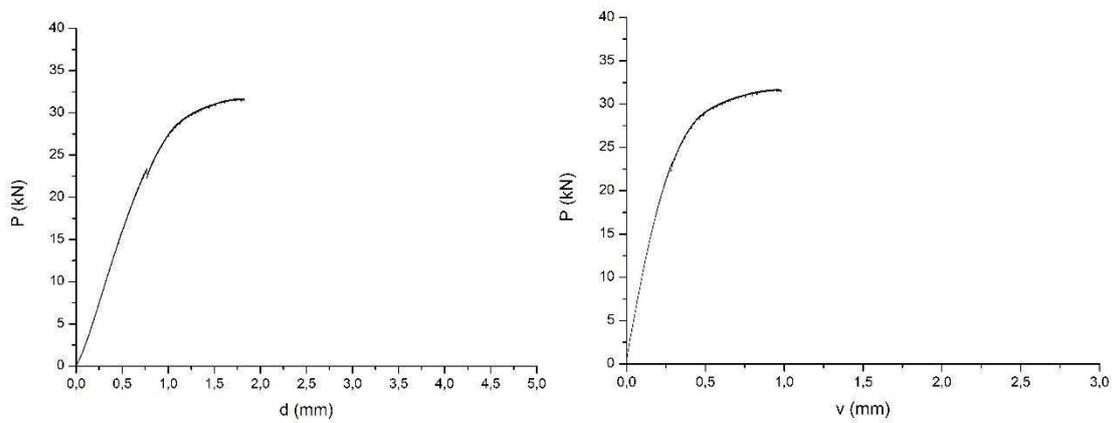


Figura 71- Curvas do ensaio CTOD, CP16.

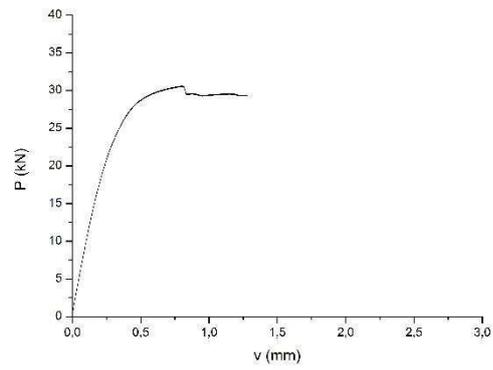
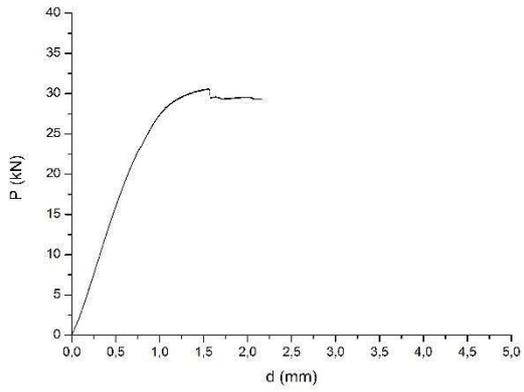


Figura 72- Curvas do ensaio CTOD, CP17.

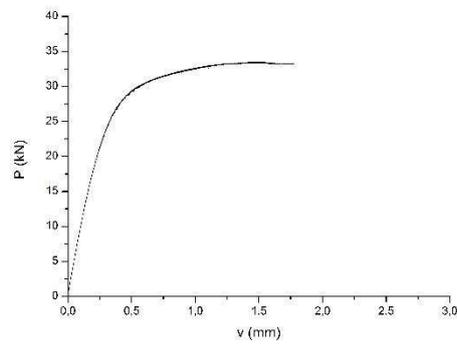
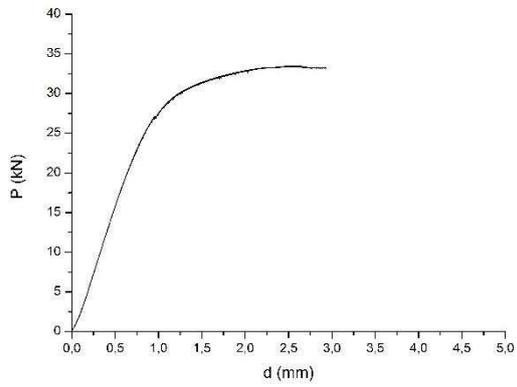


Figura 73- Curvas do ensaio CTOD, CP19.

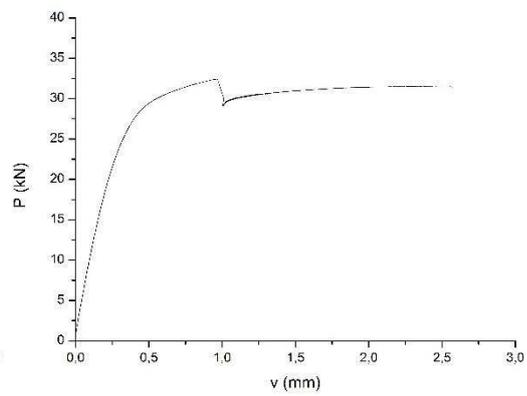
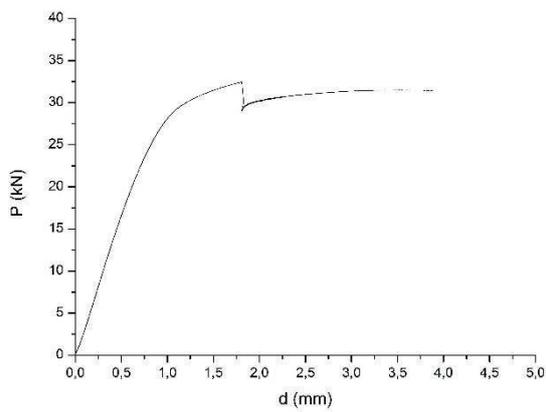


Figura 74- Curvas do ensaio CTOD, CP24.

#### 4. CURVAS DO ENSAIO CTOD (RP-S)

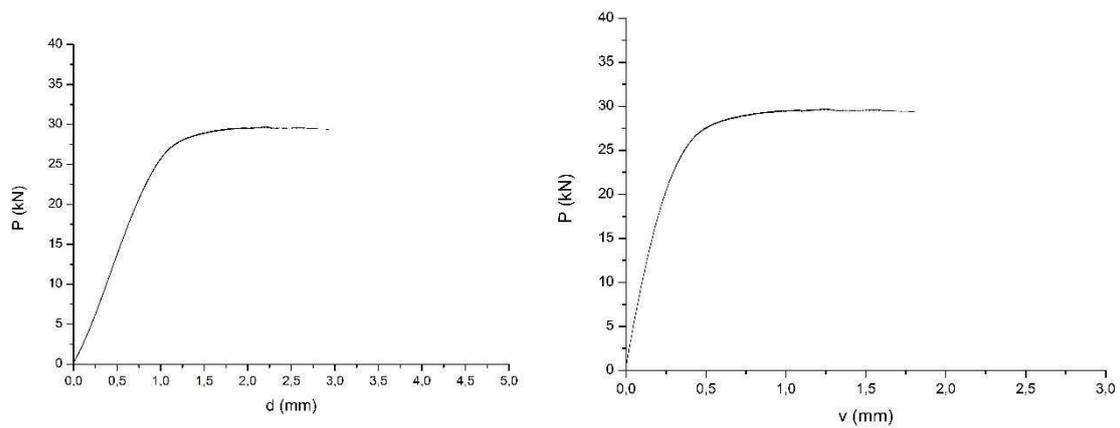


Figura 75- Curvas do ensaio CTOD, CP07.

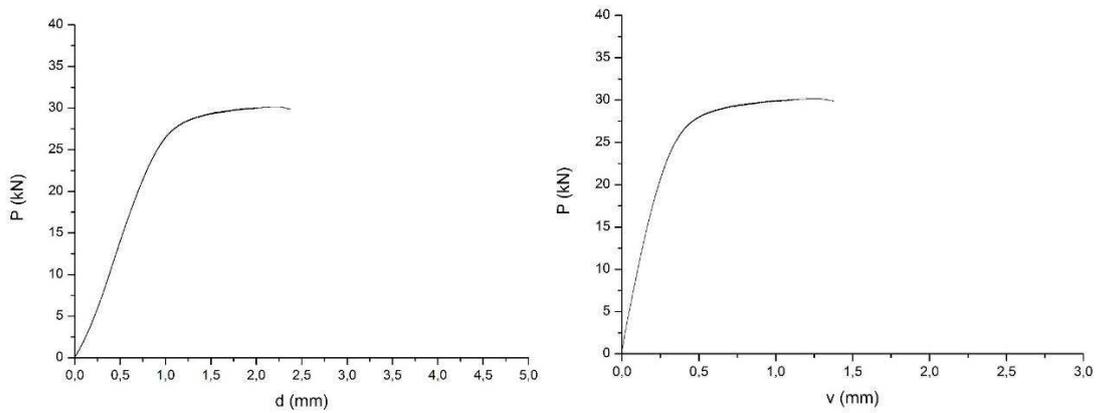


Figura 76- Curvas do ensaio CTOD, CP11.

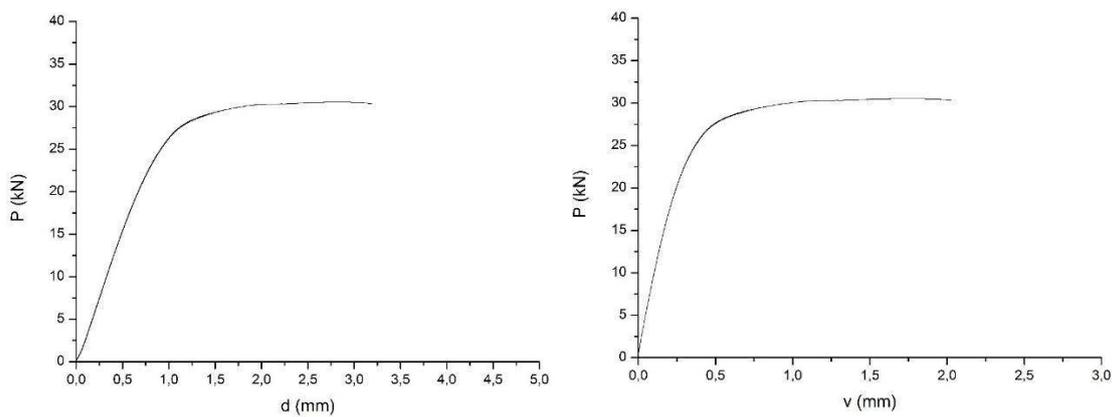


Figura 77- Curvas do ensaio CTOD, CP12.

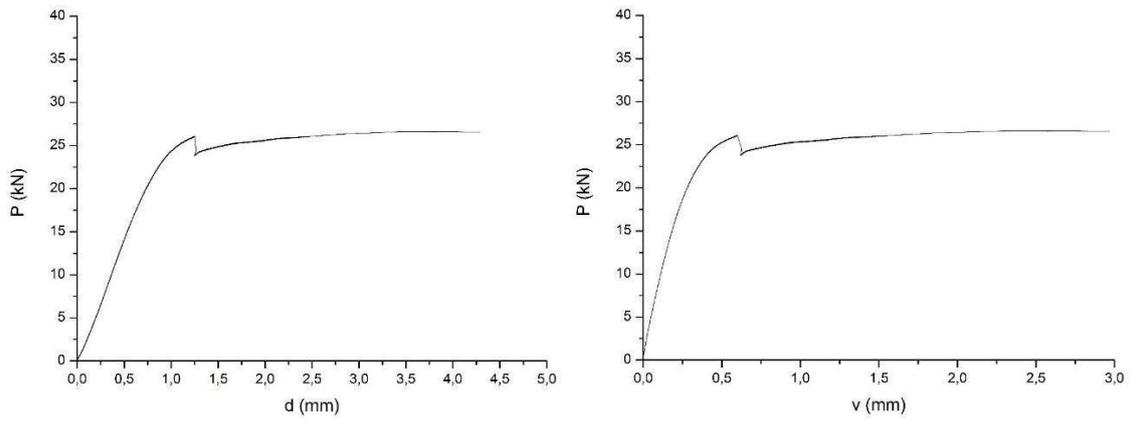


Figura 78- Curvas do ensaio CTOD, CP14.

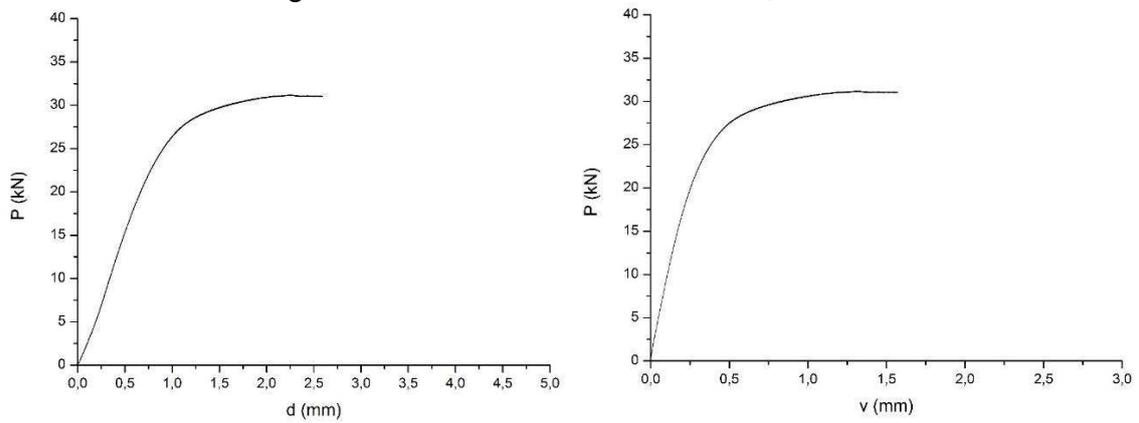


Figura 79- Curvas do ensaio CTOD, CP15.

## 5. CURVAS DO ENSAIO CTOD (RA-S)

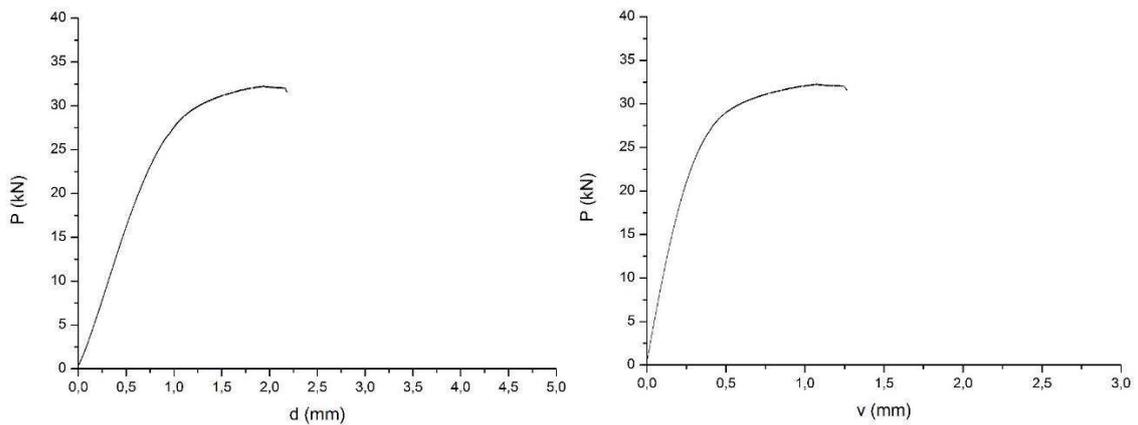


Figura 80- Curvas do ensaio CTOD, CP04.

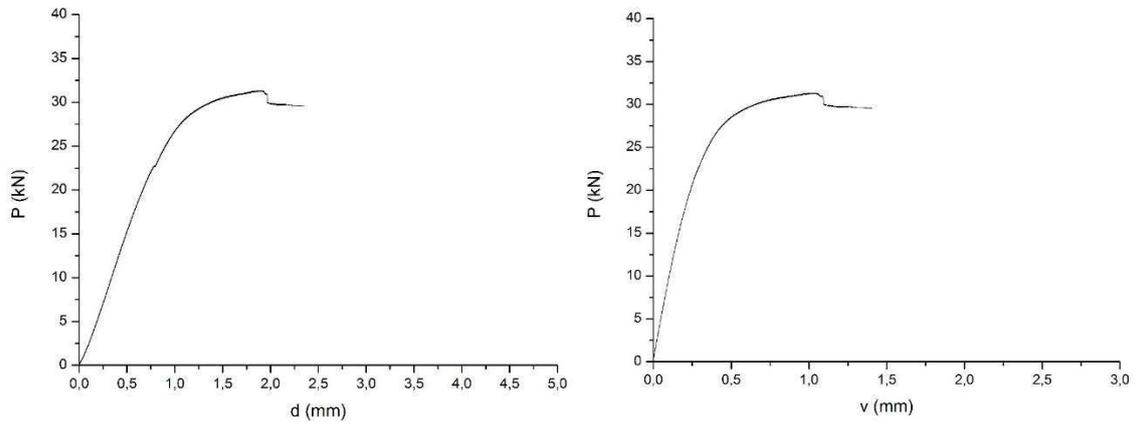


Figura 81- Curvas do ensaio CTOD, CP08.

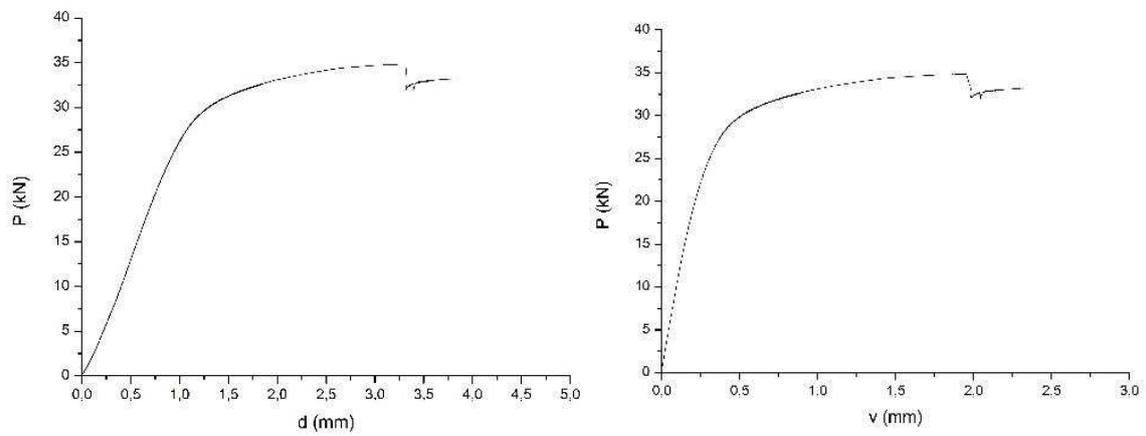


Figura 82- Curvas do ensaio CTOD, CP18.

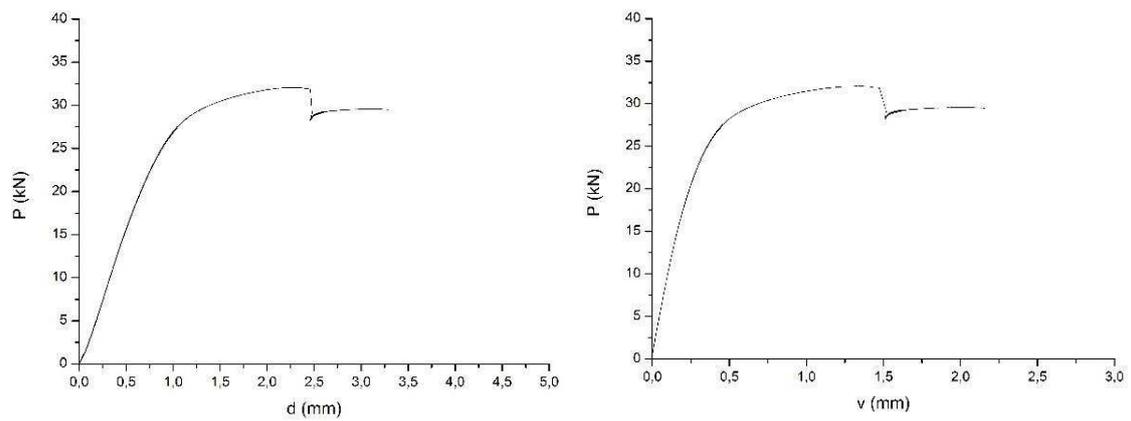


Figura 83- Curvas do ensaio CTOD, CP22.

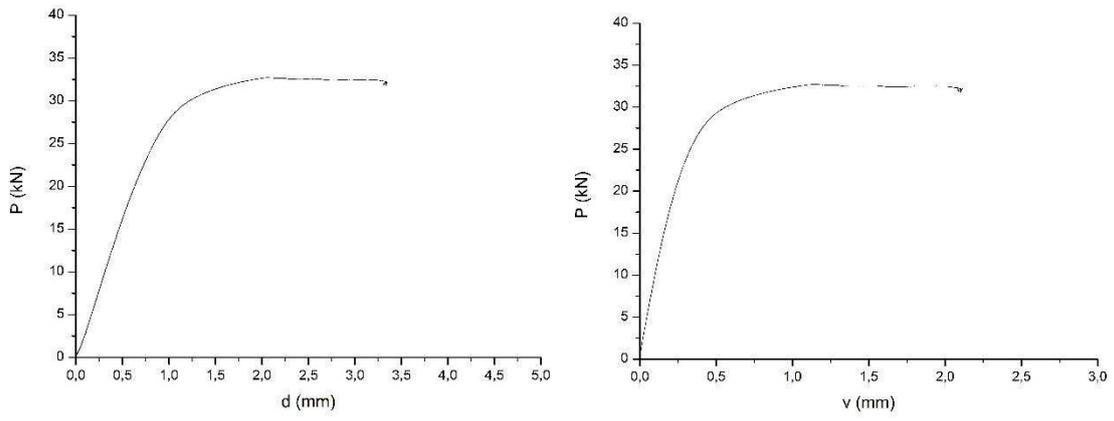
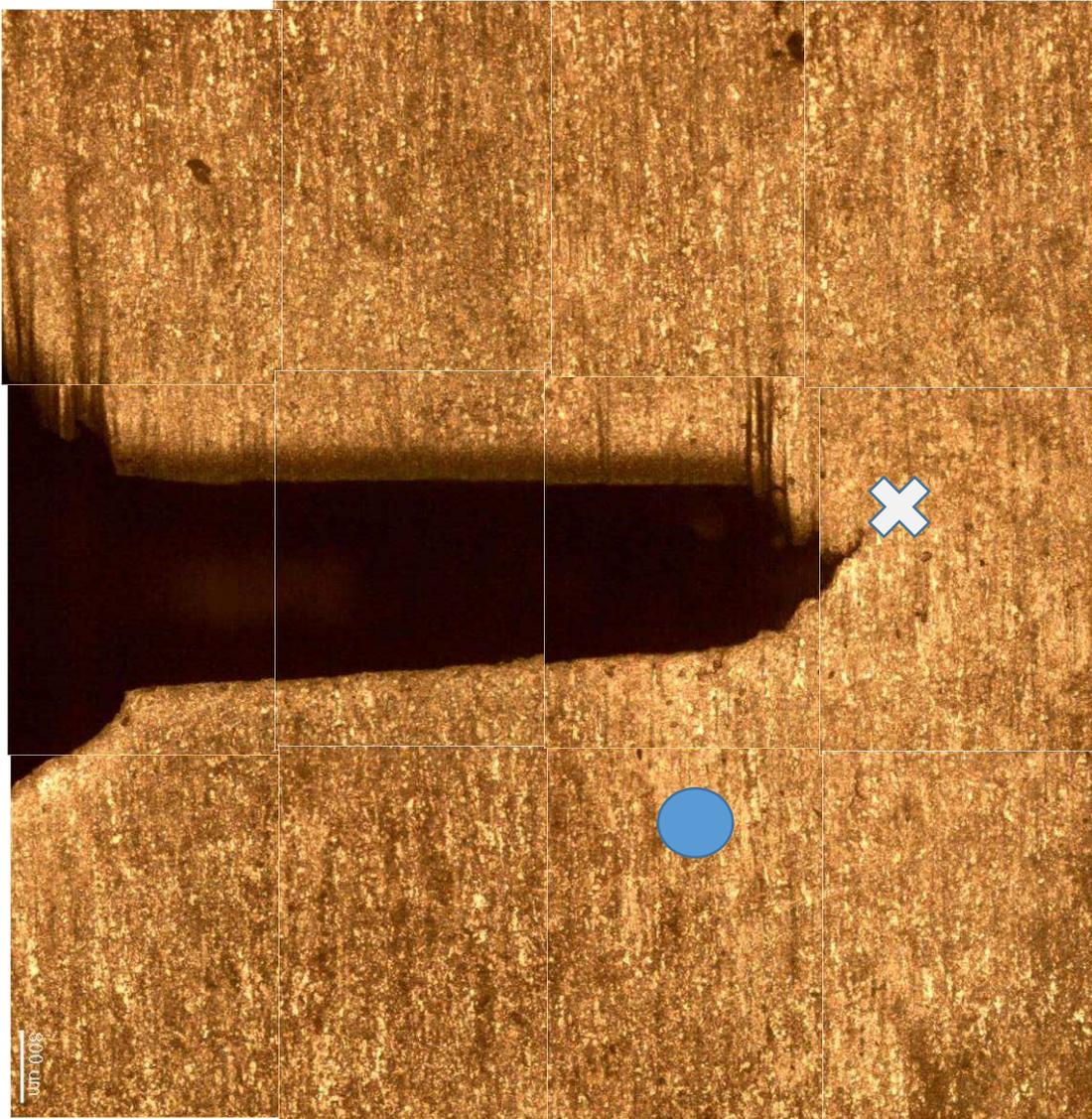


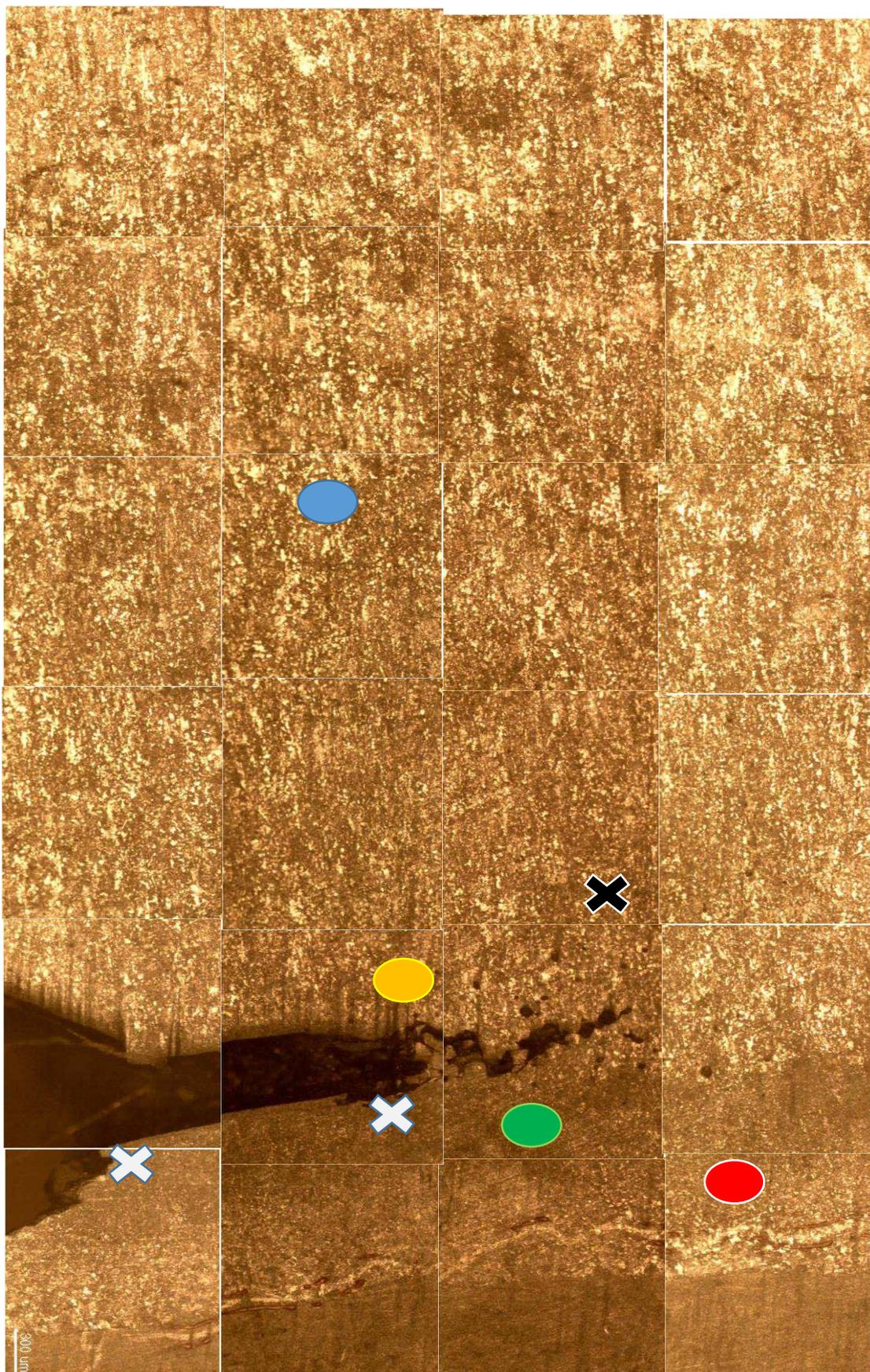
Figura 84- Curvas do ensaio CTOD, CP23.

# APÊNDICE F – MICROESTRUTURA NA REGIÃO DA PRÉ-TRINCA DE FADIGA

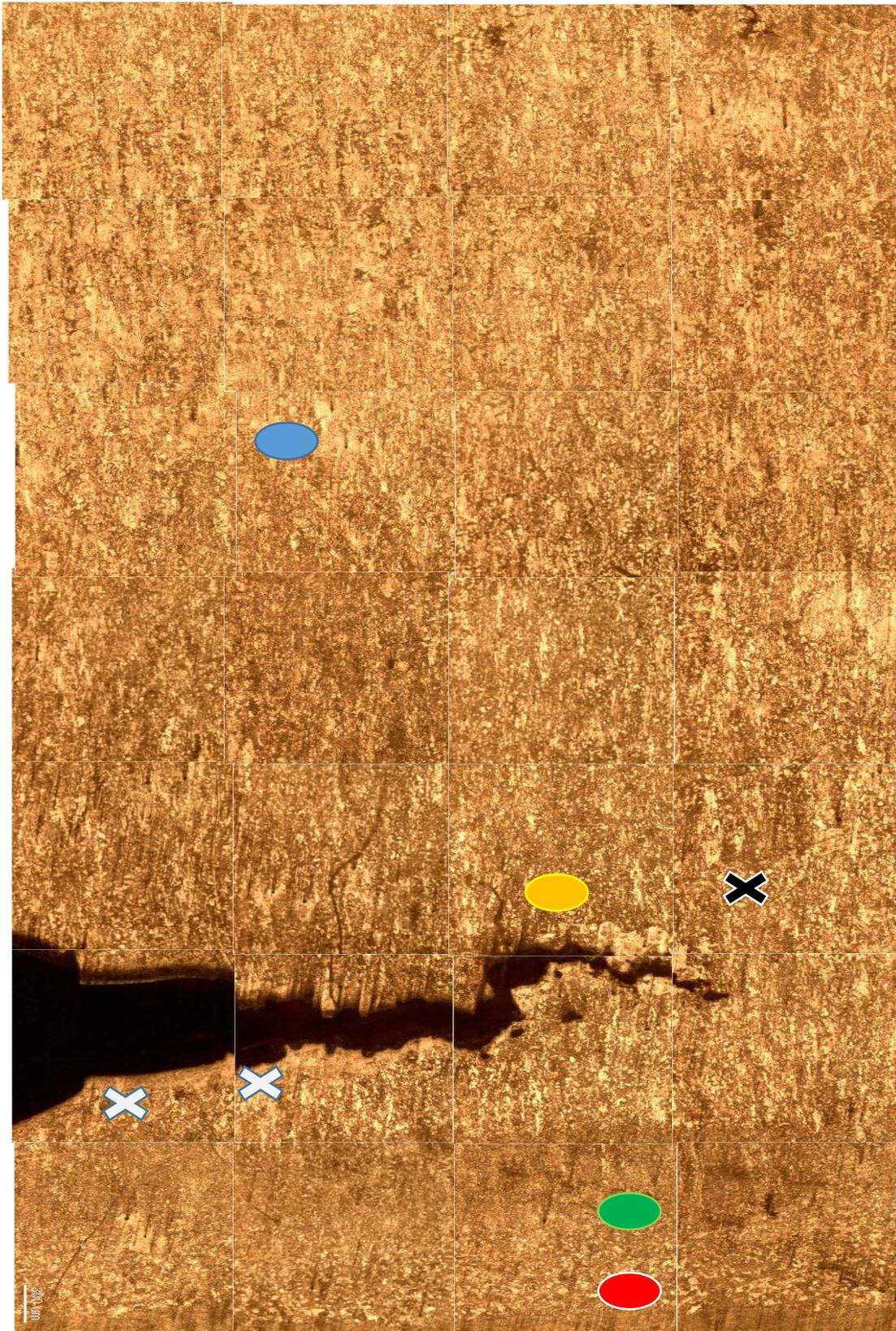
## a) CORPO DE PROVA CP01 – METAL DE BASE



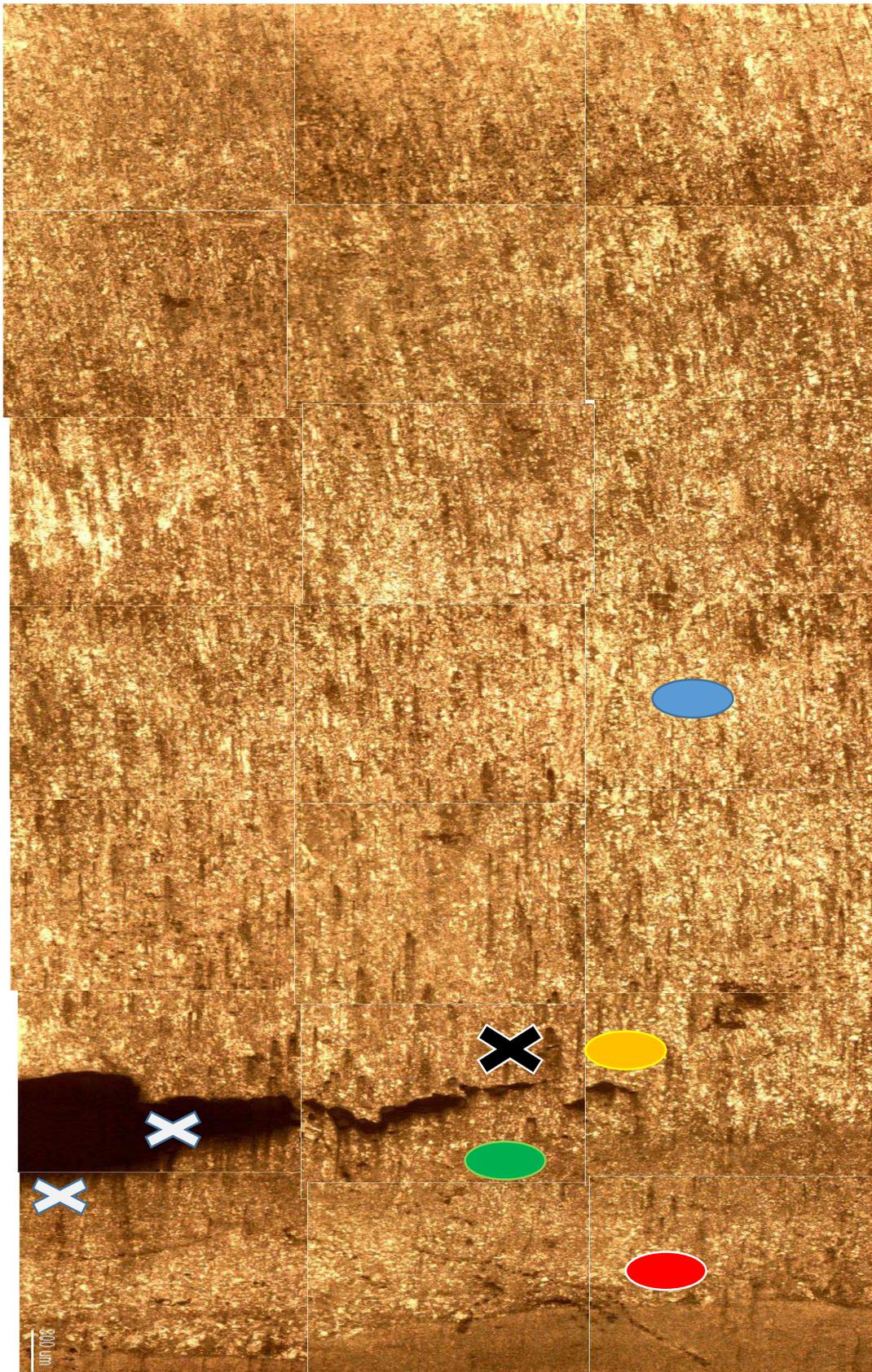
b) CORPO DE PROVA CP06 – PROCEDIMENTO RP-G



c) CORPO DE PROVA CP12 – PROCEDIMENTO RP-S



d) CORPO DE PROVA CP19 – PROCEDIMENTO RA-G



e) CORPO DE PROVA CP23 – PROCEDIMENTO RA-S

