

UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA AÇÃO DOS VENTOS SOBRE A SOLDABILIDADE
DE AÇO BAIXO CARBONO SOLDADO PELOS PROCESSOS FCAW-G E FCAW-S

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA À UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

AUTOR: Ricardo Marchiori Lessa de Azevedo
ORIENTADOR: Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira

RECIFE, DEZEMBRO DE 2010

Catálogo na fonte
Bibliotecaria Rosineide Mesquita Gonçalves Luz / CRB4-1361 (BCTG)

A994e Azevedo, Ricardo Marchiori Lessa de.

Estudo da influência da ação dos ventos sobre a soldabilidade de aço baixo carbono soldado pelos processos FCAW-G e FCAW-S. / Ricardo Marchiori Lessa de Azevedo. – Recife: O Autor, 2010.

vi, 83f., il., figs., tabs., grafs.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2010.

Orientador: Prof. Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira.
Inclui Referências e Anexos.

1. Engenharia Mecânica. 2. Processos FCAW. 3. Propriedades mecânicas. 4. Soldabilidade. 5. Ação dos ventos. I. Ferreira, Ricardo Artur Sanguinetti II. Título.

621 CDD (22.ed.)

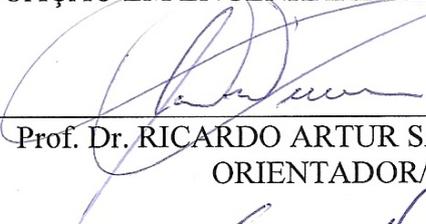
UFPE(BCTG)-016/2011

“ESTUDO DA INFLUÊNCIA DA AÇÃO DOS VENTOS SOBRE A
SOLDABILIDADE DE AÇO BAIXO CARBONO SOLDADO PELOS PROCESSOS
FACW-G E FACW-S”.

RICARDO MARCHIORI LESSA DE AZEVEDO

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

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: ENGENHARIA DE MATERIAIS E FABRICAÇÃO
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA/CTG/EEP/UFPE

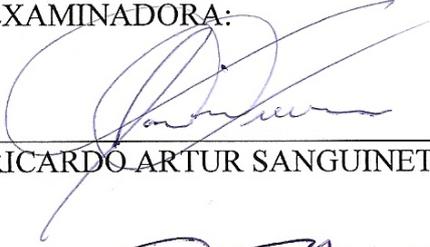


Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA
ORIENTADOR/PRESIDENTE

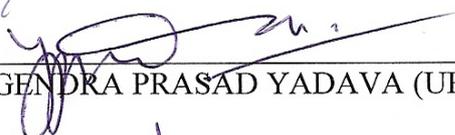


Prof. Dr. SEVERINO LEOPOLDINO URTIGA FILHO
COORDENADOR DO CURSO

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. RICARDO ARTUR SANGUINETTI FERREIRA (UFPE)



Prof. Dr. YOGENDRA PRASAD YADAVA (UFPE)



Prof. Dr. JORGE LUIS LAURIANO GAMA (IFAL)

Aos meus pais,
João Luiz e Angela,
primeiros orientadores e motivadores em todas as realizações da vida .

À minha esposa,
Karlina,
amiga e incentivadora em todos os momentos.

A meus filhos,
Letícia e João Rafael,
razão de sorrisos constantes e planos futuros.

AGRADECIMENTOS

A Deus, sempre.

Ao professor Dr. Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira, orientador seguro e motivador constante, exemplo de profissional e pessoa humana. Amigo antes de tudo.

A todos os outros professores que tive a felicidade de ter ao longo desse mestrado, pelo seu ensinamento e dedicação.

À minha família.

À Universidade Federal de Pernambuco (UFPE) e seus colaboradores.

Aos alunos do curso de mecânica da UFPE que muito contribuíram em diversas fases dessa dissertação

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da Universidade Federal de Pernambuco.

Ao SENAI do Cabo de Santo Agostinho, na pessoa do Eng. Eduardo Veiga, MSc. que possibilitou a realização deste trabalho cedendo espaço físico, equipamentos, materiais e mão-de-obra qualificada.

À White Martins, que através dos Eng. Fernando Corrêa e Eng. Henrique Amorim, gentilmente cedeu arames e tubos de gás para a realização dessa dissertação.

À ITW Soldagem do Brasil, que através do Sr. Ubirajara Pereira da Costa gentilmente cedeu bobina de arame tubular autoprotégido, bem como literatura pertinente.

RESUMO

A influência da ação dos ventos nas propriedades microestruturais e mecânicas de juntas soldadas do aço ASTM A36 soldado pelos processos FCAW com proteção gasosa (FCAW-G) e FCAW autoprottegido (FCAW-S) foi estudada neste trabalho. Apesar de décadas de utilização do processo FCAW, há pouca literatura disponível sobre a ação dos ventos nesse processo de soldagem. Para a realização desse estudo foram utilizados os arames comerciais Supercored 71 (E71T-1C) e Fabshield XLR-8 (E71T-8J H8). Para a proteção gasosa do primeiro, utilizou-se a Mistura Stargold Plus (75% Ar / 25% CO₂). As soldagens para os dois casos foram realizadas em quatro situações: ausência de ventos e sob ação de ventos com velocidades de 2,3 m/s, 3,3 m/s e 4,4 m/s gerados por insuflamento artificial controlado. O ensaio com líquido penetrante já demonstrou claramente que o processo com proteção gasosa é extremamente susceptível a ação do vento, resultando em porosidade excessiva, o mesmo não ocorrendo para o processo com arame tubular autoprottegido. As análises microestruturais por microscopia ótica (MO), assim com os ensaios de dobramento guiados, ratificaram os resultados obtidos por líquidos penetrantes. Os perfis de microdureza levantados mostraram que os efeitos do vento influenciam a convecção de calor sobre o cordão, repercutindo nas propriedades. O ensaio de tração mostrou que o processo FCAW-S pode produzir juntas soldadas sem e com ação do vento com as mesmas qualidades desde que cuidados sejam tomados na remoção da escória. Pontos frágeis podem ser observados se a escória não for corretamente removida, com efeitos deletérios sobre a junta soldada.

Palavras-Chave: Processos FCAW, Soldabilidade, Ação dos Ventos, Propriedades Mecânicas.

ABSTRACT

The influence of the action of the winds over the microstructural and mechanical properties of the welding joint of ASTM A36 steel welded by processes FCAW (flux-cored arc welding) with externally supplied shielding gas (FCAW-G) and FCAW with self-shielded wires (FCAW-S) had been studied in this work. Although decades of use of process FCAW, it has little available literature about the action of the winds in this process of welding. For the accomplishment of this study, the wires commercially found Supercored 71 (E71T-1C) and Fabshield XLR-8 (E71T-8J H8) had been used. The shielding gas used for the first case was the Mixture Stargold Plus (75% Ar / 25% CO₂). The welding for the two cases had been carried through in four situations: absence of winds and under action of wind speed of 2,3 m/s, 3,3 m/s and 4,4 m/s, generated by controlled ventilation. The liquid penetrant inspection (LPI) showed clearly that the process with externally supplied shielding gas is extremely sensitive the action of the wind, resulting in extreme porosity, the same not occurring for the process with self-shielded wire. The microstructural analysis with the optical microscope and the guided bend test ratified this conclusion. The microhardness profiles obtained showed that the effects of wind influence the heat convection on the weld bead, influencing the final properties. The tensile strength test showed that the FCAW-S process can produce welded joints with the same qualities in absence and presence of wind, since that care is taken in the slag remotion. Fragile points can be observed if the slag is not properly removed, with deleterious effects on the welding joint.

Word-Key: FCAW processes, Weldability, Wind action, Mechanical Properties.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	1
2.	OBJETIVO	3
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
	3.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)	4
	3.1.1 Definição de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) ...	4
	3.1.2 Rápido Histórico de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)	4
	3.1.3 Normatização de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)	5
	3.2 Soldagem	6
	3.2.1 Definição de Soldagem	6
	3.2.2 Metalurgia da Soldagem	7
	3.2.2.1 Carbono Equivalente (CE)	7
	3.2.2.2 Aporte Térmico	8
	3.2.2.3 Ciclo Térmico de Soldagem	9
	3.2.2.4 Repartição Térmica	10
	3.2.2.5 Zonas Da Soldagem	11
	3.2.2.6 Zona Fundida	11
	3.2.2.7 Zona de Ligação	13
	3.2.2.8 Crescimento Competitivo	14
	3.2.2.9 Metalurgia da Zona Fundida	15
	3.2.2.10 Regiões da Zona Termicamente Afetada (ZTA)	21
	3.2.2.11 Influência do pré-aquecimento na Zona Termicamente Afetada	23
	3.2.3 Influência do Tipo do Gás de Proteção nos Processos GMAW	24
	3.2.4 Processo FCAW	25
	3.2.4.1 Introdução a FCAW	25
	3.2.4.2 O Processo de Fabricação dos Arames Tubulares	26
	3.2.4.3 Soldagem pelo Processo FCAW-G	28
	3.2.4.4 Soldagem pelo Processo FCAW-S	29
	3.2.4.5 A Influência da Corrente na Soldagem pelos Processos FCAW-G e FCAW-S.	30
	3.2.4.6 A Influência da Polaridade na Soldagem Pelos Processos GMAW, FCAW-G e FCAW-S.	31
	3.2.4.7 A Influência de Ventos na Soldagem Pelos Processos GMAW, FCAW-G e FCAW-S.	32
4.	MATERIAIS E MÉTODOS	35
	4.1 Materiais	35
	4.2 Equipamento de Soldagem	37
	4.3 Procedimentos de Soldagem	38
	4.4 Ensaio com Líquido Penetrante	42
	4.5 Análise Microestrutural	42
	4.6 Teste de Microdureza	43
	4.7 Ensaio de Dobramento	44
	4.8 Ensaio de Tração	44

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	47
5.1 Análise Macrográfica	47
5.2 Ensaio com Líquido Penetrante	48
5.3 Análise Microestrutural	49
5.4 Ensaio de Dobramento	57
5.5 Medição de Microdureza	59
5.6 Ensaio de Tração	62
6. CONCLUSÕES	65
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	66
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	67
ANEXOS	72

SIMBOLOGIA E SIGLAS

A1 – Linha de Transformação Eutetóide ferro α - Fe₃C
A3 – Linha de Transformação ferro γ em ferro α
A – Ampère
Al – Alumínio
AF– Acicular Ferrite – Ferrita Acicular.
AM – Austenita-martensita
API – American Petroleum Institute
Ar – Argônio Puro
ARBL – Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
ASM – American Society for Materials
ASTM – American Society for Testing and Materials
AWS – American Welding Society
BLAR - Aços de Baixa Liga e Alta Resistência
BS – Bainita Superior
BI – Bainita Inferior
C – Carbono
CC⁺ – Corrente Contínua Eletrodo Positivo, Polaridade Reversa ou Inversa
CC⁻ – Corrente Contínua Eletrodo Negativo, Polaridade Direta
CBCA – Centro Brasileiro da Construção em Aço
CCT – Curva de Resfriamento Contínuo
CE – Carbono Equivalente
CIMM – Centro de Informação Metal Mecânica
CO – Monóxido de Carbono
CO₂ – Dióxido de Carbono
Cr – Cromo
Cu – Cobre
D – Coeficiente de Diluição
ESAB – Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget
EV – Entrada do Vento
FC – Agregados Ferrita-carboneto
FCAW-G – Flux-Cored Arc Welding with gas protection
FCAW-S – Flux-Cored Arc Welding self shielded
Fe – Ferro
FeO – Monóxido de Ferro
FEMA – Federal Emergency Management Agency
FS(A) – Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FS (NA) – Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada
FW – Ferrita Widmanstätten
GMAW – Gas Metal Arc Welding
H₂ – Gás Hidrogênio
H₂S – Gás Sulfídrico
HV – Vickers Hardness – Dureza Vickers
IIW – International Institute of Welding
MAG – Metal Active Gas
MB – Metal de Base

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG – Metal Inert Gás
Mn – Manganês
MnO – Óxido de Manganês
Mo – Mobilidênio
MO – Microscopia Ótica
MS – Metal de Solda
Ni – Níquel
O – Oxigênio
O₂ – Gás Oxigênio
P_{CM} – Parâmetro de Composição do Material.
PF(G) – Ferrita Primária de Contorno de Grão
PF(I) – Ferrita Poligonal Intragranular
ppm – Parte Por Milhão
RGF – Região de Grão Finos
RGG – Região de Grãos Grosseiros
RI – Região Intercrítica
RS – Região Subcrítica
SENAI – Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial
Si – Silício
SMAW – Shielded Metal Arc Welding
SV – Saída de Vento
TM – Conformação termo-mecânica
T_p – Temperatura de Pico
V – Vanádio
Zn – Zinco
ZF – Zona Fundida
ZTA – Zona Termicamente Afetada
ZTAGG – Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros
ZTAGF – Zona Termicamente Afetada de Grãos Finos
 Δt_{8-5} – Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1 – Microestruturas típicas de aços ARBL	5
Figura 3.2 – Mapa de soldabilidade dos aços em função do CE e do conteúdo de C	8
Figura 3.3 – Ciclo Térmico	10
Figura 3.4 – Repartição Térmica	11
Figura 3.5 – Macrografia de junta soldada	11
Figura 3.6 – Diluição medida na seção transversal	12
Figura 3.7 – Variação da solubilidade do hidrogênio no ferro	13
Figura 3.8 – Continuidade entre os grãos da ZTA e da ZF	14
Figura 3.9 – Crescimento competitivo entre grãos da ZF	15
Figura 3.10 – Ferrita primária de contorno de grão e ferrita poligonal intragranular	16
Figura 3.11 – Aspecto morfológico da formação da bainita e ferrita acicular dentro de um grão austenítico	17
Figura 3.12 – Ferrita Widmanstätten primária e secundária	18
Figura 3.13 – Ilustração esquemática da microestrutura da bainita superior e inferior	18
Figura 3.14 – Evolução dos feixes de bainita em função do tempo	19
Figura 3.15 – Bainita Inferior	19
Figura 3.16 – Célula Tetragonal de Corpo Centrado da Martensita	20
Figura 3.17 – Diagrama esquemático de várias sub-zonas da ZTA de um aço com 0,15%C	21
Figura 3.18 – Micrografia de uma junta soldada com dois passes de um aço ARBL	23
Figura 3.19 – Influência do pré-aquecimento na largura e na dureza da zona termicamente afetada.	23
Figura 3.20 – Esquema de Produção de Arames Tubulares	26
Figura 3.21 – Esquema de Laminação e Trefilação de Arames Tubulares ..	27
Figura 3.22 – Tipos de seção transversal de arame tubular	28
Figura 3.23 – Esquema de soldagem FCAW-G	28
Figura 3.24 – Esquema de soldagem FCAW-S	29
Figura 3.25 – Representação esquemática do “efeito colchão”	30
Figura 3.26 – Características do cordão de solda para soldagem na polaridade inversa e direta	32
Figura 3.27 – Efeito da velocidade do vento na concentração de nitrogênio.	33
Figura 3.28 – Efeito da velocidade do vento sobre a tenacidade do metal depositado	34
Figura 3.29 – Efeito da velocidade do vento sobre a elongação	34
Figura 4.1 – Fotografia da preparação das duas chapas de aço	36
Figura 4.2 – Equipamento de soldagem	37
Figura 4.3 – Colocação do arame tubular	38
Figura 4.4 – Arame tubular posicionado	38
Figura 4.5 – Dimensões do corpo de prova de soldagem	38
Figura 4.6 – Sequência de passos de soldagem	38
Figura 4.7 – Preparação do corpo de prova de soldagem	41
Figura 4.8 – Corpo de prova pronto para a soldagem	41
Figura 4.9 – Retirada da escória no processo FCAW-S	41

Figura 4.10 – Kit de ensaio e aplicação do revelador em ensaio com líquido penetrante	42
Figura 4.11 – Preparação do corpo de prova para análise microestrutural ..	43
Figura 4.12 – Microdurômetro modelo HVS-5	43
Figura 4.13 – Fotografia da prensa manual hidráulica utilizada para o ensaio de dobramento	44
Figura 4.14 – Fotografia do ensaio de dobramento com gabarito em ângulo de 120°	44
Figura 4.15 – Máquina de ensaios universal utilizada nos ensaios de tração	45
Figura 4.16 – Corpos de prova utilizados no ensaio de tração	45
Figura 5.1 – FCAW-G com vento de 2,3 m/s	47
Figura 5.2 – FCAW-G com vento de 3,3 m/s	47
Figura 5.3 – FCAW-G com vento de 4,4 m/s	47
Figura 5.4 – FCAW-S com vento de 2,3 m/s	47
Figura 5.5 – FCAW-S com vento de 3,3 m/s	47
Figura 5.6 – FCAW-S com vento de 4,4 m/s	48
Figura 5.7 – Ensaio líquido penetrante FCAW-G	48
Figura 5.8 – Ensaio líquido penetrante FCAW-S	49
Figura 5.9 – Zona Termicamente Afeta - FCAW-G na ausência de ventos (Aumento 50x)	49
Figura 5.10 – Micrografia ZF Borda - FCAW-G sem ventos (1000x)	50
Figura 5.11 – Micrografia ZF Raiz - FCAW-G ausência de ventos (1000x) ..	50
Figura 5.12 – Micrografia ZF Centro - FCAW-G sem ventos (1000x)	50
Figura 5.13 – Micrografia ZF - FCAW-G ausência de ventos (200x)	50
Figura 5.14 – Micrografia ZTA - FCAW-G na ausência de ventos (1000x) ...	50
Figura 5.15 – Micrografia ZF - FCAW-G ventos de 2,3 m/s (50x)	51
Figura 5.16 – Micrografia ZTA - FCAW-G ventos de 2,3 m/s	51
Figura 5.17 – Micrografia ZF Centro - FCAW-S - ventos de 2,3 m/s	52
Figura 5.18 – Micrografia ZF Raiz - FCAW-S - ventos de 2,3 m/s	52
Figura 5.19 – Micrografia ZF Borda - FCAW-S - ventos de 2,3 m/s	53
Figura 5.20 – Micrografia ZTA - FCAW-S - ventos de 2,3 m/s	53
Figura 5.21 – Micrografia ZTAGF/MB - FCAW-S - ventos de 2,3 m/s	53
Figura 5.22 – Micrografia ZF Borda - FCAW-S - ventos de 2,3 m/s	54
Figura 5.23 – Micrografia ZF Centro- FCAW-S - ventos de 2,3 m/s	54
Figura 5.24 – Micrografia ZF Raiz - FCAW-S - ventos de 2,3 m/s	54
Figura 5.25 – Micrografia ZTA - FCAW-S - ventos de 2,3 m/s	55
Figura 5.26 – Micrografia ZF - FCAW-S - ventos de 3,3 m/s	55
Figura 5.27 – Micrografia ZF - FCAW-S - ventos de 4,4 m/s	55
Figura 5.28 – Micrografia ZTA - FCAW-S - ventos de 4,4 m/s	56
Figura 5.29 – Micrografia ZF FCAW-S na presença de ventos de 2,3 m/s (1000x)	56
Figura 5.30 – Micrografia ZF FCAW-S na presença de ventos de 4,4m/s (1000x)	56
Figura 5.31 – Micrografia ZTA FCAW-S na presença de ventos de 2,3 m/s (1000x)	57
Figura 5.32 – Micrografia ZTA FCAW-S na presença de ventos de 4,4 m/s (1000x)	57
Figura 5.33 – Dobramento FCAW-G na ausência de ventos.....	57
Figura 5.34 – Dobramento FCAW-S na ausência de ventos	57

Figura 5.35 – Dobramento FCAW-G com ventos	58
Figura 5.36 – Dobramento FCAW-S com ventos	58
Figura 5.37 – Perfis de dureza HV para todos os casos medidos	60
Figura 5.38 – Perfis de dureza HV FCAW-G e FCAW-S na ausência de ventos	60
Figura 5.39 – Perfis de dureza HV FCAW-S na ausência de ventos e FCAW-S ventos de 2,3 m/s	61
Figura 5.40 – Perfis de dureza HV FCAW-S na ausência de ventos e FCAW-S ventos de 3,3 m/s	61
Figura 5.41 – Perfis de dureza HV FCAW-S na ausência de ventos e FCAW-S ventos de 4,4 m/s	62
Figura 5.42 – Presença de inclusão de escória frágil para o caso FCAW-S com ventos de 2,3 m/s	63

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1 – Denominações ASTM e limites de escoamento de alguns aços ARBL	6
Tabela 4.1– Propriedades mecânicas do metal de base, segundo o Centro Brasileiro da Construção em Aço (CBCA).	36
Tabela 4.2 – Composição química do metal de base, segundo o Centro Brasileiro da Construção em Aço (CBCA).	37
Tabela 4.3 – Dados da soldagem FCAW-G	39
Tabela 4.4 – Dados da soldagem FCAW-S	40
Tabela 5.1 – Microdurezas Vickers Medidas	59
Tabela 5.2 – Tensão de escoamento, tensão máxima e deformação total para a FCAW-G	62
Tabela 5.3 – Tensão de escoamento, tensão máxima e deformação total para a FCAW-S	64

1. INTRODUÇÃO

O processo de soldagem mais amplamente utilizado na produção naval é ainda o a arco com eletrodo revestido (Shielded Metal Arc Welding – SMAW).

Um processo alternativo/complementar possível é a soldagem a arco com arame tubular (Flux-Cored Arc Welding – FCAW) que produz a união, por fusão com posterior solidificação, entre metais pelo aquecimento destes por um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo tubular, contínuo, consumível e a peça de trabalho. A proteção do arco e do cordão de solda é feita por um fluxo de soldagem contido dentro do eletrodo, que pode ser suplementada por um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa. (Vilani, 2007)

Além da proteção, os fluxos podem ter outras funções, semelhantes às dos revestimentos de eletrodos.

Há duas variedades básicas de FCAW:

- FCAW-G: Este processo utiliza gás auxiliar para a proteção do metal depositado. O equipamento utilizado consiste no mesmo do processo GMAW (Gas Metal Arc Welding).
- FCAW-S: Este processo não utiliza gás de proteção, que é toda realizada pela fusão do fluxo do arame tubular, que gera gás protetor.

Uma diferença básica entre os processos FCAW-G e FCAW-S é o efeito de ventos externos sobre a qualidade da soldagem.

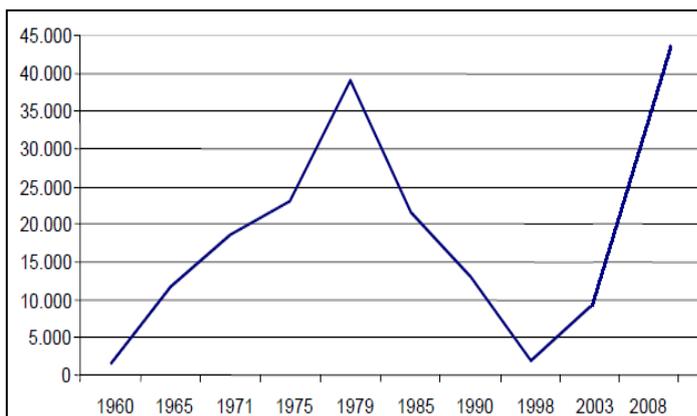
Muitos estudos mostraram que a utilização do processo FCAW-G é sensível a perturbações produzidas por ventos (Boniszewski, 1992), (Yeo, 1986, 1988, 1989), (Prior, et al., 1986, (Henrie and Long, 1982), (Schinkler, 1992) and (Autio, et al., 1981). Outros estudos (Boniszewski, 1992; Shlepakov, et al., 1989 e FEMA-355B, 2000), determinaram que o aumento da velocidade dos ventos tem pouca influência na integridade da solda por FCAW-S, apontando para o fato que o arame tubular autoprotetido pode ser utilizado em situações de campo aberto.

Como para a FCAW-S nenhum suprimento externo de gás é necessário, o processo pode ser utilizado sobre ações de ventos fortes sem perdas consideráveis de qualidade do material depositado. Com qualquer outro processo com proteção gasosa externa, proteções contra o vento devem ser erigidas para evitar a influência dos ventos na soldagem.

Devido à relevância desse tópico para a indústria naval que está renascendo em nosso país, a influência da ação dos ventos nas propriedades microestruturais e mecânicas de juntas soldadas do aço ASTM A36 soldado pelos processos FCAW com proteção gasosa (FCAW-G) e FCAW autoprotetido (FCAW-S) será estudada nesse trabalho.

Recentemente o estado de Pernambuco foi escolhido como sede para a instalação de um estaleiro voltado para construção de navios de grande calado, em particular petroleiros, e plataformas petrolíferas.

A instalação do referido estaleiro ocorre dentro de um quadro mais amplo de um projeto de revitalização da indústria naval brasileira que teve um papel importante em décadas passadas. O gráfico a seguir mostra a evolução dos empregos diretos gerados pelos estaleiros brasileiros de 1960 a 2009. Nota-se que havia 40.000 empregos diretos em 1978, caindo rapidamente esse quantitativo no final do século passado, só voltando a crescer na última década.



Indústria Naval Brasileira: Empregos Diretos.

Em 1978, nossos navios tinham 80% de índice de equipamentos nacionais, incluindo engenharia de concepção e produção. Porém essa situação não foi mantida nas décadas seguintes.

Favorecidos inicialmente por contratos de uma grande empresa estatal, espera-se que esses novos estaleiros adquiram rapidamente qualidade / competitividade de padrão mundial para que o Brasil possa voltar a alcançar um “market share” expressivo do mercado naval mundial. Tal mercado tende a crescer nos próximos anos, alimentado não só pela indústria petrolífera como por transporte de gases liquefeitos, álcool, bem como todo o tipo de cargas em um panorama de crescimento de mais de 10% anuais do comércio internacional.

Dado importante é que a soldagem representa atualmente um terço de todos os serviços executados na construção de um navio de grande porte (Okumura, 1982).

2. OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo principal estudar a influência da ação dos ventos nas microestruturas e propriedades mecânicas da junta soldada e da Zona Termicamente Afetada (ZTA) de um aço naval de baixo carbono soldado pelos processos FCAW-G com proteção gasosa e FCAW-S com arame tubular autoprottegido (self-shielded wires).

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

Um interessante campo que cada vez mais se desenvolve da metalurgia é o desenvolvimento de aços microligados com limites crescentes de resistência e tenacidade. Esses aços são particularmente importantes no campo das aplicações estruturais, navais e petrolíferas (Gorni, 2001).

Eles apresentam uma série de vantagens como:

1. Melhores características de soldabilidade pelo baixo teor de carbono. O aumento de resistência desses aços é obtido pelo aumento de elementos de liga e pela sequência termomecânica empregada, permitindo redução no teor de carbono.
2. Com o aumento da resistência, podem-se utilizar chapas de menor espessura, o que também diminui o volume de material gasto na soldagem, implicando em menores custos de produção.

A melhoria da soldabilidade do produto exige a minimização do teor de carbono do material, logo novos mecanismos de endurecimento que dispensem a presença desse elemento devem ser explorados (Gorni, 2001). O desenvolvimento dos aços microligados coincide com o desenvolvimento de pesquisas que levaram a um melhor conhecimento da relação microestrutura-propriedades. As propriedades mecânicas estão diretamente relacionadas à microestrutura e alterações da microestrutura que causam variações nas propriedades mecânicas. (Saavedra Pinto, 2006)

3.1.1 Definição de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

A definição de aços ARBL varia de fonte para fonte. Citamos abaixo duas:

Aços denominados ARBL são aqueles que têm, principalmente, conteúdo de carbono entre 0,05 e 0,25% e conteúdo de manganês até 2,0%. Pequenas quantidades de cromo, níquel, molibdênio, cobre, nitrogênio, vanádio, nióbio, titânio e zircônio são usadas em várias combinações, raramente excedendo de 0,1% cada, e sem ultrapassar um total de 5% em peso da composição (Cooper Ordóñez, 2004).

A composição química de um aço ARBL pode variar de um produto para outro. Um aço típico possui normalmente menos que 0,15% de Carbono, 1,65% de Manganês e níveis baixos (abaixo de 0,035%) de fósforo, enxofre e outros elementos. A resistência destes aços é aumentada pela adição de pequenas quantidades de elementos de liga (CIMM (Centro de Informação Metal Mecânica), 2010).

3.1.2 Rápido Histórico de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

Até os anos 70, os aços ARBL's eram produzidos pelo processo de laminação a quente seguido de normalização, visando obter uma microestrutura composta de finas lamelas de ferrita, perlita e grãos maiores de ferrita (tamanho de grão ASTM 7 a 8).

Nos anos 70, este processo foi modificado para operações de conformação termo-mecânica, permitindo a produção de aços X-70, com reduzidos teores de carbono, e adições de elementos nióbio e vanádio. A microestrutura passou a apresentar maior uniformidade, com grãos mais refinados de ferrita (tamanho de grão ASTM 10 a 11).

Esta tecnologia foi aperfeiçoada nos anos 80, com a introdução do processo de resfriamento controlado (accelerated cooling), juntamente com o conceito de laminação termo-mecânica. Nesta década introduziu-se ainda o titânio como mais um elemento microligante. Foi então possível produzir o aço X-80, com teores de carbono ainda mais reduzidos, melhorando sua soldabilidade. Neste caso, a microestrutura apresentava-se mais refinada, do tipo ferrítica-bainítica (figura 3.1)

Nos últimos anos, adições de molibdênio, cobre e níquel tem sido testadas com sucesso em conjunto com processos modificados de resfriamento controlado, objetivando o desenvolvimento de tubos da classe X-100 e da classe X-120 (Fedele, 2002).

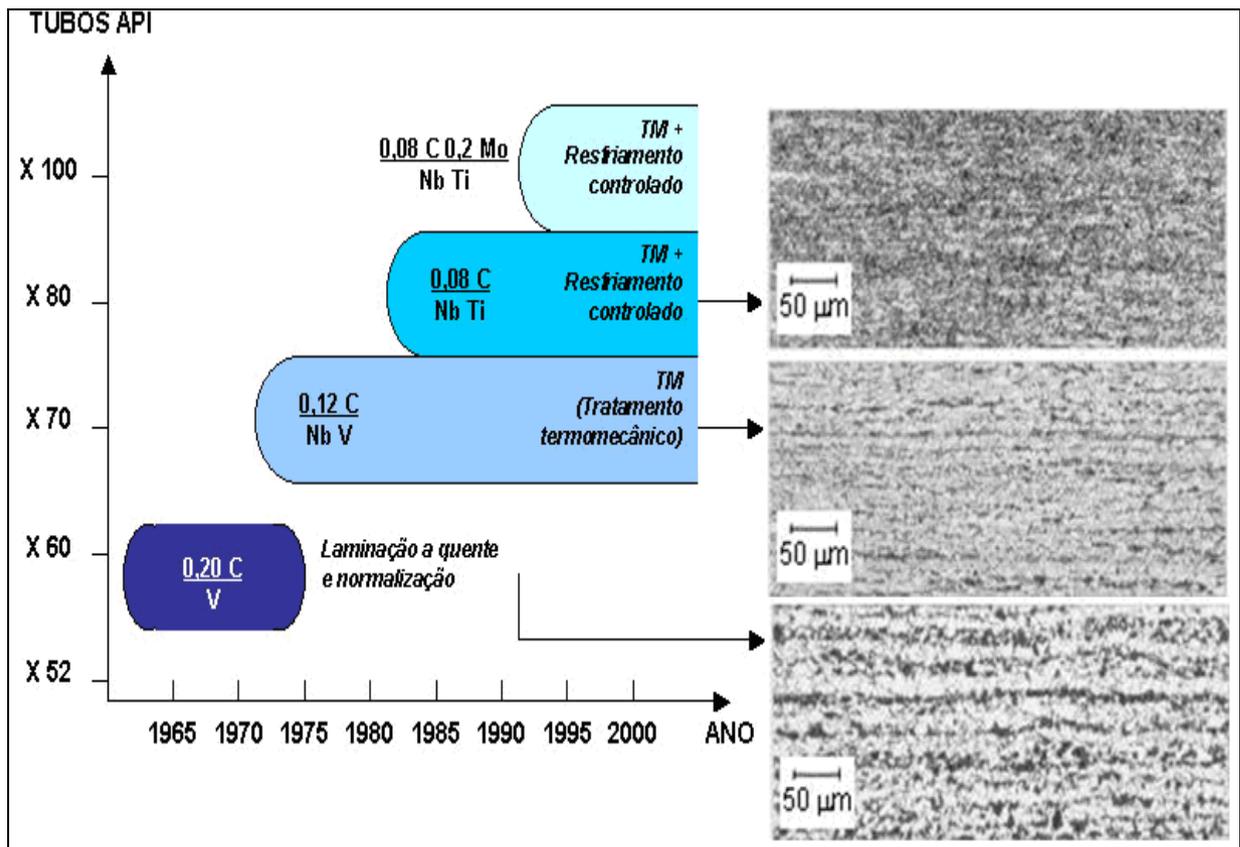


Figura 3.1: Microestruturas típicas de aços ARBL normalizados (antes dos anos 70), tratados por conformação termo-mecânica (TM) (anos 70) e com resfriamento controlado (anos 80 em diante). (Hillenbrand, 2002).

Pela figura podemos notar:

X 60 - microestrutura composta de finas lamelas de ferrita, perlita e grãos maiores de ferrita.

X 70 - microestrutura mais uniforme, com grãos mais refinados de ferrita.

X 80- microestrutura mais refinada, do tipo ferrítica-bainítica.

3.1.3 Normatização de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

A tabela 3.1 relaciona as denominações ASTM, limites de escoamento e aplicações de alguns aços ARBL:

Tabela 3.1 - Denominações ASTM e limites de escoamento de alguns aços ARBL

Denominações ASTM e limites de escoamento de alguns aços BLAR (HSLA)		
Denominação ASTM	Limite mínimo de Escoamento (MPa)	Uso/característica
A 131 (AH, DH, EH FH)	315 -390	Navios
A242 tipo 1	290 -345	Estrutura
A572 grau 50	345	Estruturas - contém titânio- vanádio
A588	345	Edifícios e pontes
A606	345	Uso geral e estrutural - alta resistência à corrosão
A607 grau 60 (*)	415	Uso geral, pontes, guindastes, torres de transmissão e antenas. Conformabilidade alta
A607 grau 70 (*)	485	
A618 grau 1	345	Estruturas tubulares
A633	290 -415	Chapas para estruturas - uso em baixa temperatura
A715 grau 60 (*)	415	Chapas para estruturas
A715 grau 70 (*)	485	
A715 grau 80 (*)	550	
A 871	415 - 450	Estruturas tubulares - resistente à corrosão
(*) Substituídas por A 1011 /A1011M-06b para chapas e tiras laminadas a quente de aço Carbono, Estrutural, de Alta Resistência e Baixa Liga, de Alta Resistência e Baixa Liga com conformabilidade melhorada, e de Resistência Ultra-alta.		

3.2 Soldagem

3.2.1 Definição de Soldagem

Um grande número de diferentes processos utilizados na fabricação e recuperação de peças, equipamentos e estruturas é abrangido pelo termo soldagem. Classicamente, a soldagem é considerada como um método de união, porém, muitos processos de soldagem ou variações destes são usados para a deposição de material sobre uma superfície, visando à recuperação de peças desgastadas ou para a formação de um revestimento com características especiais.

Diferentes processos relacionados com os de soldagem são utilizados para o corte ou para o recobrimento de peças. Diversos aspectos dessas operações de recobrimento e corte são similares à soldagem e, por isso, muitos aspectos destes processos são abordados juntamente com esta.

Algumas definições de soldagem são:

- "Processo de junção de metais por fusão". (Deve-se ressaltar que não só metais são soldáveis e que é possível soldar metais sem fusão).

- "Operação que visa obter a união de duas ou mais peças, assegurando, na junta soldada, a continuidade de propriedades físicas, químicas e metalúrgicas".
- "Operação que visa obter a coalescência localizada produzida pelo aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e de metal de adição." (Definição adotada pela AWS - American Welding Society).
- "Processo de união de materiais baseado no estabelecimento, na região de contato entre os materiais sendo unidos, de forças de ligação química de natureza similar às atuantes no interior dos próprios materiais." (Modenesi, 2004)

3.2.2 Metalurgia da Soldagem

3.2.2.1 Carbono Equivalente (CE)

Um dos critérios mais empregados que relaciona o grau de soldabilidade é a utilização do índice chamado carbono equivalente (CE). Como o carbono é o elemento que mais influencia na temperabilidade e na dureza final do aço, têm se considerado denominar o Carbono Equivalente como um índice que permite correlacionar a composição química do aço com sua tendência a apresentar estruturas frágeis quando este é submetido a um processo de soldagem.

Atualmente existe uma tendência de reduzir a quantidade de carbono nos aços como o mostrado por Barnes (1990), onde essa redução tem um efeito benéfico nas propriedades da junta soldada principalmente na tenacidade.

Muitas fórmulas foram propostas e encontram-se na literatura, e principalmente elas foram obtidas sob o ponto de vista da temperabilidade do aço (tendência a formar martensita). Duas fórmulas foram sugeridas para o cálculo da temperatura de pré-aquecimento neste tipo de aços para tubulações.

Abaixo temos a equação (3.1) proposta pelo International Institute of Welding (IIW).

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} (\%) \quad (3.1)$$

Esta fórmula pode ser empregada para aços com conteúdo de carbono superior a 0,18% ou em condições de soldagem que requeiram um esfriamento lento $\Delta t_{8/5} > 12$ segundos.

Outra equação (3.2) muito empregada foi proposta por Ito e Bessyo (1968), e é conhecida como a fórmula do tipo P_{cm} , esta fórmula é empregada pelo código estrutural AWS D1.1:2000 (2000) para a determinação da temperatura mínima de pré-aquecimento e também é um método para avaliação do potencial do aço para formar trincas por hidrogênio.

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (3.2)$$

Todos os elementos de liga nas duas equações acima são expressos em porcentagem em peso.

Liu (2002) apresentou o diagrama mostrado na figura 3.2, para determinar a soldabilidade de diferentes tipos de aços com diferentes teores de elementos de liga relacionando o CE com a porcentagem de carbono, uma vez que o carbono é o elemento claramente determinante na susceptibilidade a formação de trincas.

Podem ser observadas na figura 3.2, três regiões ou zonas.

Na zona I encontram-se os aços com conteúdo menor de 0,1% de C e sem restrição nenhuma de CE, então a dureza devido à martensita não é muito alta, apresenta certo nível de tenacidade e risco a ocorrência de trincas é muito pequeno, podendo ocorrer na presença de uma porcentagem alta de hidrogênio dentro do cordão de solda.

Na zona II encontram-se aços de baixa liga, mas com um conteúdo de carbono maior que 0,1%, estes aços requerem alguns cuidados como temperatura de pré-aquecimento apropriada e tratamentos térmicos após a soldagem.

Na zona III, encontram-se os aços com a maior dificuldade para realizar a soldagem devido a seu alto teor de carbono e alto CE. Eles têm uma alta tendência de desenvolver trincas a frio. Para realizar soldas com sucesso nestes aços deve-se ter um bom controle dos procedimentos de soldagem, por exemplo, nas temperaturas de pré-aquecimento e pós-soldagem, no controle da temperatura entre passes e nos parâmetros próprios de soldagem.

Alguns aços contendo Cr e Mo, aços de alta resistência e baixa liga, e alguns aços produzidos por processamento termomecânico encontram-se neste grupo.

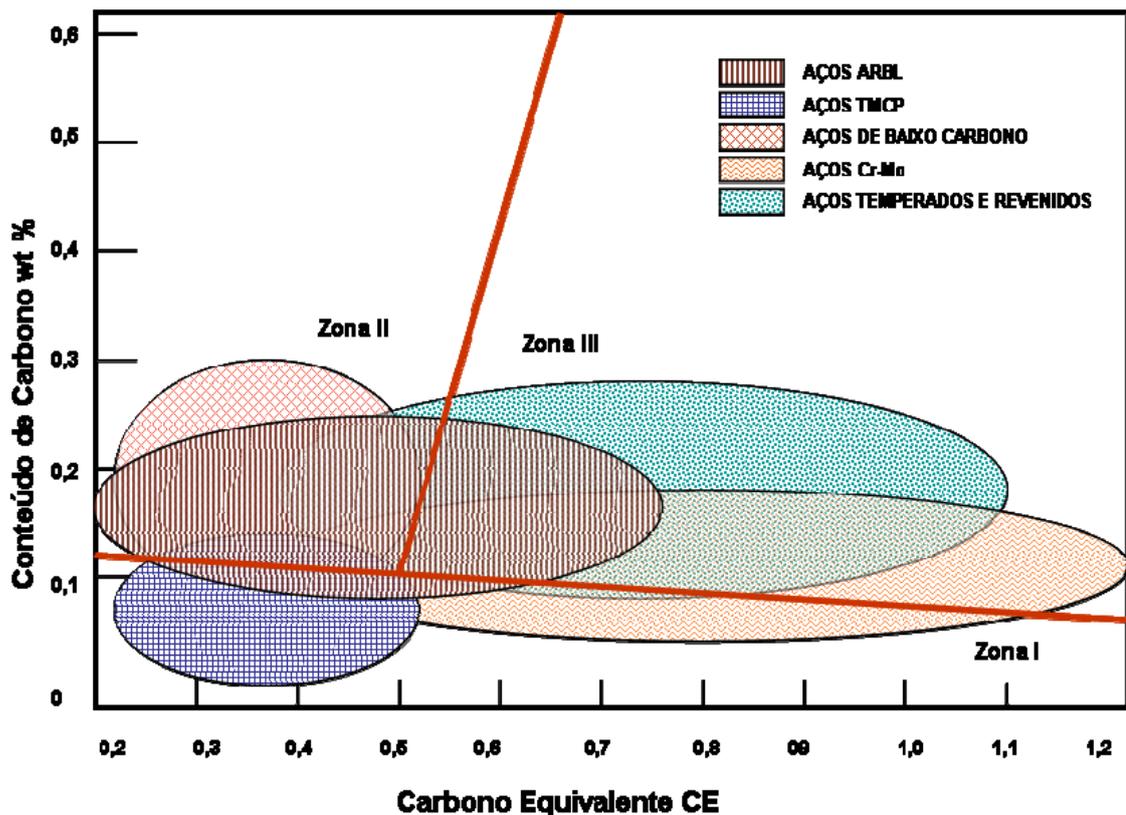


Figura 3.2 – Mapa de soldabilidade dos aços em função do CE e do conteúdo de C (Liu, 2002).

3.2.2.2 Aporte Térmico

As temperaturas nas quais a junta soldada é submetida durante a soldagem dependem basicamente do aporte térmico e da temperatura de pré-aquecimento.

O aporte térmico absorvido pela junta soldada é dada pela equação 3.3.

$$E = \eta \cdot \frac{60 \cdot U \cdot I}{v} \quad (3.3)$$

Sendo:

E → Aporte Térmico [J/cm]

η → Rendimento do arco

U → Tensão de soldagem [V]

I → Corrente de soldagem [A]

v → Velocidade de soldagem [cm/min]

O rendimento do arco varia de acordo com o processo de soldagem, sendo $\eta = 0,78$ para os processos MIG/MAG, (Quites, 2002).

O aporte térmico permite de uma maneira simplificada, uma combinação entre os parâmetros de soldagem, facilitando a interpretação dos resultados práticos da soldagem, bem como daqueles relacionados às propriedades mecânico/metalúrgicas da junta soldada. Além disto, é uma ferramenta muito útil para comparações entre diferentes procedimentos de soldagem, onde parâmetros distintos são utilizados.

Modenesi et al. (1992) destacam que o aporte térmico influencia na microestrutura e morfologia do cordão de solda e, logicamente, nas propriedades mecânicas da junta. O aporte térmico é um parâmetro comumente utilizado em trabalhos técnicos e normas para se especificar as condições de soldagem. Porém, nem sempre existe uma relação direta entre a energia de soldagem e os efeitos térmicos da soldagem na peça, pois os parâmetros de soldagem (corrente, tensão e velocidade de soldagem) afetam de modo diferente a intensidade do arco e o rendimento térmico do processo. Ou seja, variando-se os parâmetros, podem-se obter para um mesmo processo de soldagem e aporte térmico, soldas completamente diferentes.

3.2.2.3 Ciclo Térmico de Soldagem

O processo de aquecimento e resfriamento dos pontos de uma zona de solda é conhecido como ciclo térmico de soldagem daquele referido ponto. Durante um ciclo térmico, o tempo de resfriamento em uma determinada faixa de temperatura influi muito no desempenho das juntas soldadas, principalmente na tenacidade à fratura. O ciclo térmico é registrado por meio de termopares.

O gráfico da figura 3.3 mostra os ciclos térmicos de três pontos distintos da junta soldada.

Inúmeras expressões empíricas e gráficas foram preparadas para estimar as velocidades de resfriamento em determinadas faixas de temperatura para vários processos de soldagem. Elas são úteis na previsão das propriedades das juntas soldadas.

Os parâmetros mais importantes do ciclo térmico são:

- Temperatura de Pico (T_p). Esta temperatura depende das condições de soldagem, da geometria e propriedades físicas da peça, da temperatura inicial e da distância da fonte de calor ao ponto considerado;
- Tempo de permanência acima de uma dada temperatura crítica. Pode influenciar, por exemplo, no crescimento dos grãos;
- Taxa de resfriamento. Determina a microestrutura em materiais que sofrem transformações de fase durante o resfriamento. A velocidade de

resfriamento numa dada temperatura é igual à inclinação da curva do ciclo térmico nesta temperatura;

- Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C (Δt_{8-5}). Neste intervalo de temperaturas podem ocorrer as mais importantes transformações de fase nos aços. As trincas a frio, nas quais o hidrogênio desempenha um papel preponderante, são governadas pelo tempo de resfriamento na faixa de 800 a 300 °C ou até 100 °C.

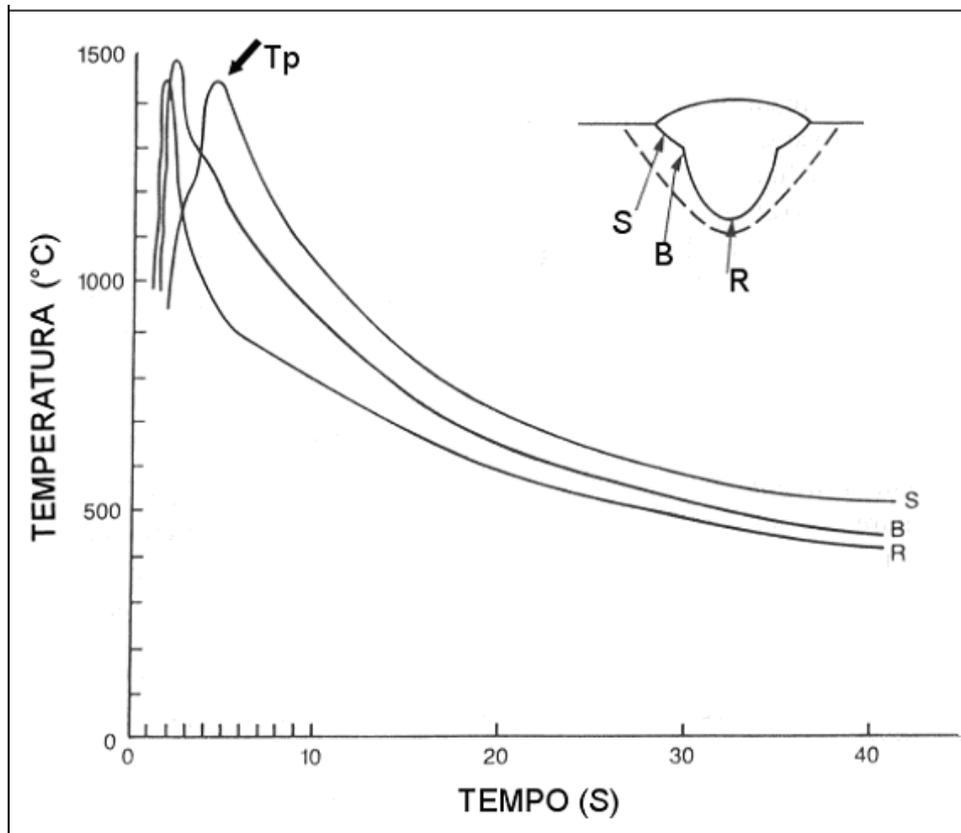


Figura 3.3 - Curva da temperatura em função do tempo indicando a variação do ciclo térmico de soldagem em função da posição do termopar (S, B ou R). Adaptado de Linnert (1994).

Conforme Radaj (1992), deve-se evitar taxas de resfriamento muito baixas porque elas aumentam o tempo de austenitização do material e, conseqüentemente, promovem a formação de grãos grosseiros. Uma taxa de resfriamento muito elevada poderá promover microestruturas de baixa temperatura de transformação e de alta dureza.

3.2.2.4 Repartição Térmica

A repartição térmica de uma junta soldada é representada pelas máximas temperaturas atingidas ao longo da seção transversal da junta, conforme ilustrado na figura 3.4. A repartição térmica tem influência direta na microestrutura da junta.

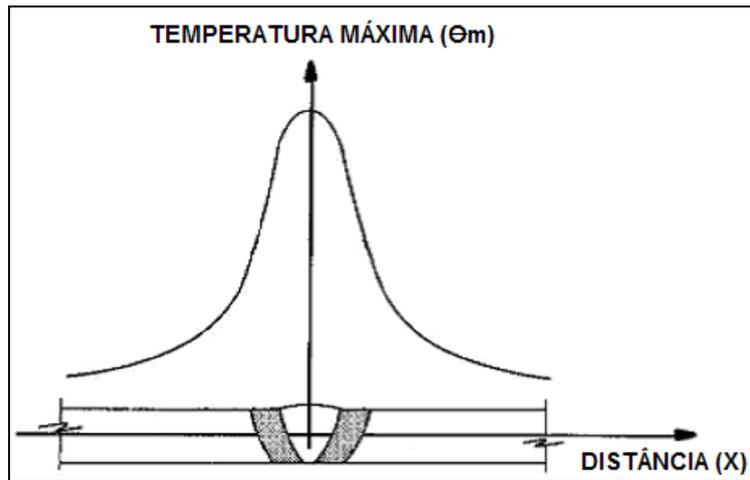


Figura 3.4 – Repartição Térmica, (FBTS, 2000).

3.2.2.5 Zonas da Soldagem

Vários autores, dentre eles Kou (1987) e Wainer et al. (1995), afirmam que a soldagem é o mais efetivo método de união de materiais metálicos e, praticamente, todos os fenômenos metalúrgicos ocorrem durante a operação de soldagem: fusão, solidificação, reações metal-escória, reações gás-metal, fenômenos superficiais e reações no estado sólido.

A junta soldada é composta de todas as partes envolvidas na soldagem e compõe-se de: zona fundida (ZF), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB).

Entre a zona fundida (ZF) e a zona termicamente afetada (ZTA) temos a zona de ligação (ZL), que é uma interface entre essas duas regiões

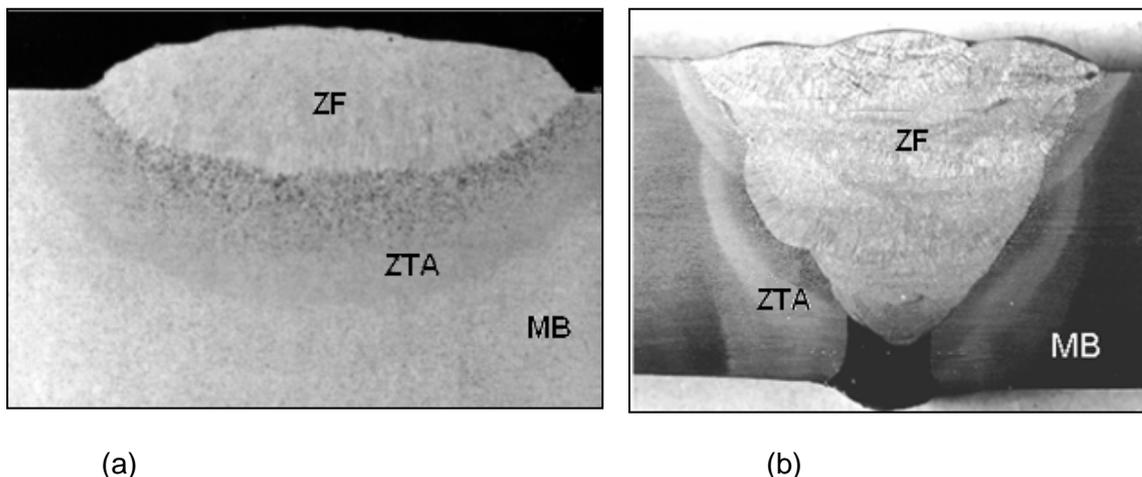


Figura 3.5 – Macrografia de junta soldada: (a) passe único, (b) múltiplos passes. Nital 2%. ZF – zona fundida, ZTA - zona termicamente afetada, MB - metal de base. Fonte: Barsanti et al. (2001).

3.2.2.6 Zona Fundida

A zona fundida é a região formada pelo metal de solda (metal depositado) e pela diluição, sendo esta a contribuição do metal de base que fundiu durante a soldagem e se misturou com o metal depositado.

Nos processos de soldagem por fusão, a zona fundida pode ser formada sob as mais diversas condições. Na soldagem a arco com eletrodo consumível, o metal de

adição fundido é transferido para a poça de fusão na forma de gotas, aquecidas a temperaturas muito elevadas, acima de 2.000 °C, no caso de aços.

Nas partes mais quentes da poça de fusão, localizadas logo abaixo do arco, o metal de adição é misturado, sob intensa agitação, ao metal de base fundido. Na parte posterior da poça, a temperatura cai e ocorre a solidificação. Nas regiões superaquecidas ocorre uma intensa interação do metal fundido com os gases e escórias presentes na região do arco. Estas interações envolvem a absorção de gases (por exemplo, hidrogênio pelo aço), a redução de óxidos, com a transferência de oxigênio para o metal, a transferência de elementos de liga e impurezas do metal fundido para a escória ou vice-versa e a volatilização de elementos com maior pressão de vapor (por exemplo, Zn, Cr e Al).

A composição química final da ZF depende da intensidade destas interações, das composições químicas do metal de base e de adição e da participação relativa destes na formação da ZF. Esta participação relativa é conhecida como “coeficiente de diluição” ou, simplesmente, como “diluição” (D), como definida na equação 3.4, abaixo:

$$D = \frac{\text{massa_do_metal_de_base_fundido}}{\text{massa_total_da_solda}} \times 100\% \quad (3.4)$$

A diluição pode ser medida em macrografias da seção transversal de soldas, como mostra a Figura 3.6. Seu valor pode variar entre 100% (soldas sem metal de adição) e 0% (brasagem).

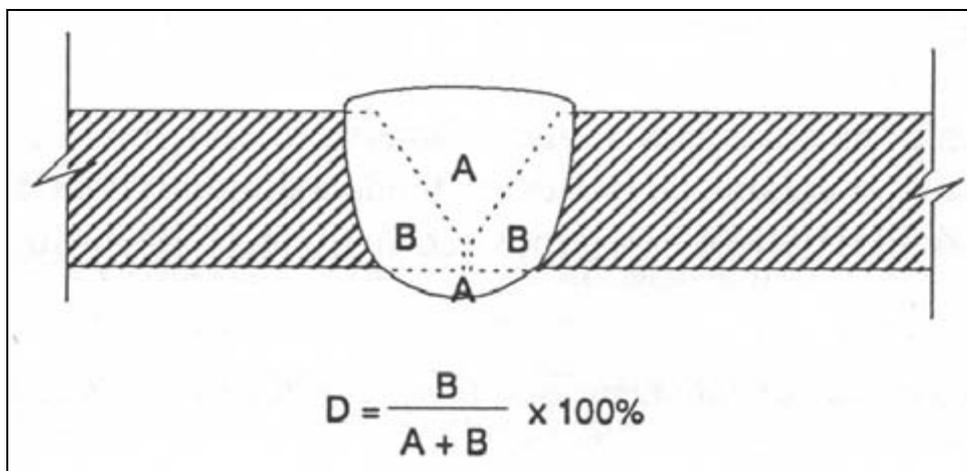


Figura 3.6 – Diluição medida na seção transversal de uma solda. (Figueiredo, 2005)

Na parte posterior da poça de fusão, a temperatura cai até a temperatura de início da solidificação do material. Esta queda de temperatura faz com que diversas reações que ocorreram nas regiões mais quentes ocorram agora em sentido contrário. O material pode ficar supersaturado de gases em solução, como o hidrogênio e o nitrogênio, devido à redução de sua solubilidade com a queda de temperatura e a solidificação, como mostra a figura 3.7. A evolução destes gases pode gerar porosidades na solda.

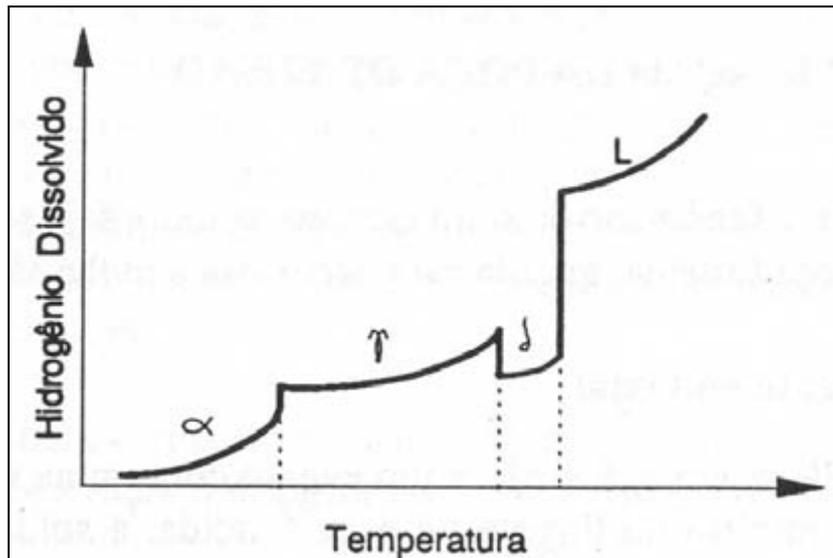


Figura 3.7 – Variação da solubilidade do hidrogênio no ferro (esquemático). (Figueiredo, 2005)

A solubilidade do oxigênio também cai com a temperatura e este passa a reagir com outros elementos. O produto destas reações pode ser um gás (por exemplo,

$C + O \Rightarrow CO (g)$, no arco), que pode causar porosidades; um sólido ou um líquido insolúvel na poça que, se for capturado pela frente de solidificação, resultará em inclusões na solda. A formação de porosidades devido a reações do oxigênio com o carbono e a formação de inclusões, sua forma, tamanho e quantidade, dependem do processo e do procedimento de soldagem, da composição do meio de proteção da poça de fusão e do arco (gases e escórias) e das composições do metal de base e de adição, em particular, da presença de desoxidantes.

3.2.2.7 Zona de Ligação

A zona de ligação, que é uma interface entre a ZTA e a ZF, por isso, também pode ser definida como sendo a ZF localizada junto à linha de fusão.

O início da solidificação na poça de fusão e a influência do tamanho de grão do metal de base adjacente à zona fundida (ZF) e da orientação cristalina deste sobre a estrutura de solidificação da solda foi estudada por Savage na década de 60 (1965). Savage observou que os grãos na ZF se formam como um prolongamento dos grãos do metal de base, sem a necessidade da nucleação de novos grãos e denominou este processo de crescimento epitaxial.

Este efeito é causado pelas condições existentes na poça de fusão (gradientes térmicos elevados e contato direto entre um líquido e um sólido de composições e estrutura semelhantes) que facilitam o crescimento direto do sólido sem a nucleação de novos grãos e com um super-resfriamento mínimo (da ordem de $1^{\circ}C$). Como resultado disto, os grãos da zona de ligação apresentam uma largura semelhante e a mesma orientação cristalina dos grãos da ZTA, dos quais são prolongamento, o que pode ser facilmente observado em soldas de ligas que não sofrem transformações de fase no estado sólido, como cobre, alumínio e certos aços inoxidáveis (figura 3.8). Como o tamanho de grão na ZTA depende das características metalúrgicas do metal de base e do ciclo térmico, pode-se esperar que o tamanho de grão primário na ZF dependa também dos parâmetros de soldagem que afetam o ciclo térmico, particularmente, da energia de soldagem.

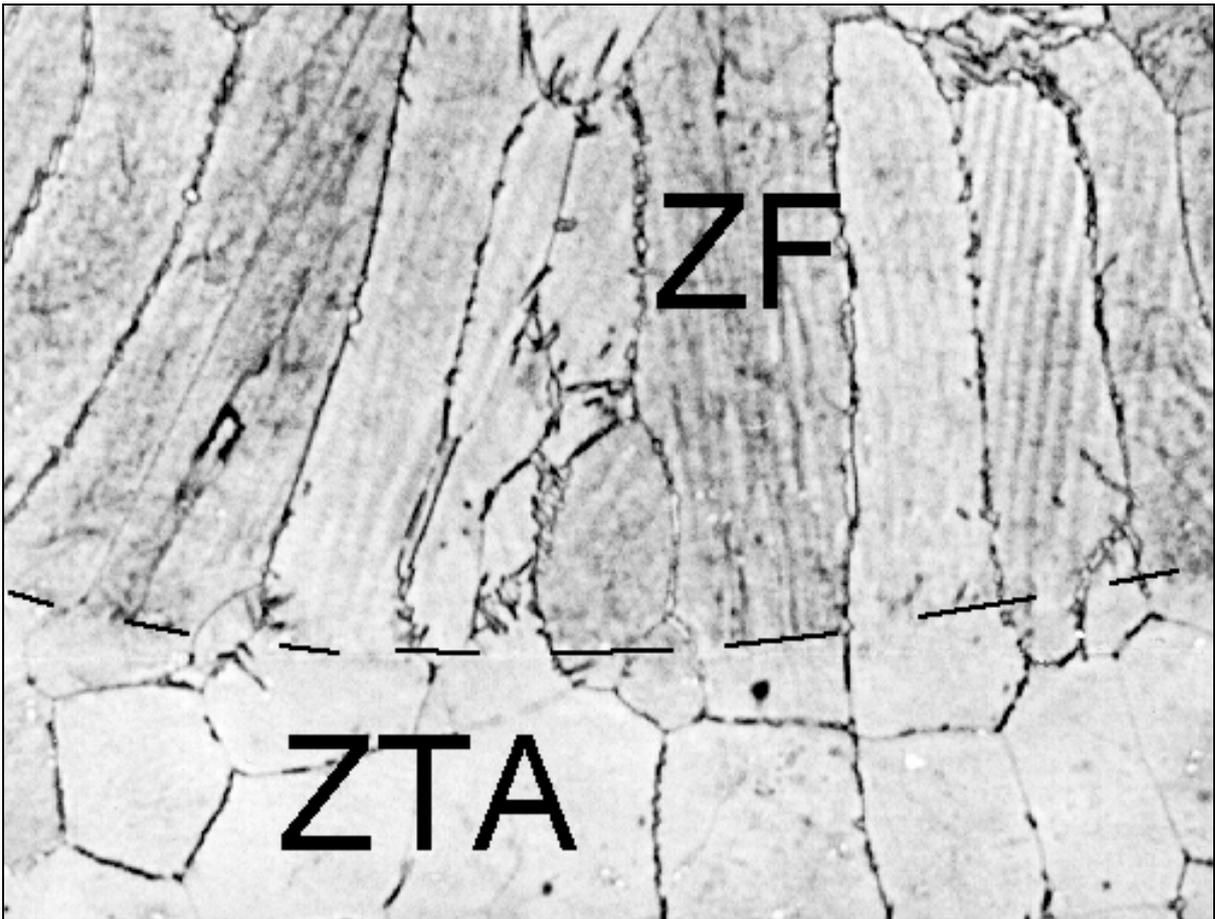


Figura 3.8 - Continuidade entre os grãos da ZTA e da ZF devido ao crescimento competitivo. Material: aço inoxidável ferrítico. Aumento: 100X. (Modenesi, 2006)

3.2.2.8 Crescimento Competitivo

Após o fenômeno do crescimento epitaxial, que dá a origem a grãos que são como um prolongamento dos grãos do metal de base, ocorre o denominado crescimento competitivo.

Como a “facilidade de crescimento” de um cristal depende de sua orientação em relação ao fluxo de calor, a solidificação de vários cristais aleatoriamente orientados causa uma seleção, isto é, os cristais orientados desfavoravelmente tendem a parar de crescer. Este fenômeno ocorre em soldagem e pode ser responsável por certo grau de anisotropia da ZF.

Como resultado, a estrutura de solidificação da ZF é determinada principalmente pelo processo de crescimento competitivo entre os grãos colunares, o qual tem uma grande importância nas propriedades finais desta zona.

Resumindo: o crescimento competitivo decorre da tendência dos cristais crescerem preferencialmente, durante a solidificação, segundo certas direções cristalinas. Assim, os grãos melhor orientados em relação à direção de extração de calor tendem a crescer à frente dos demais grãos, bloqueando-os e impedindo o seu crescimento, figura 3.9.

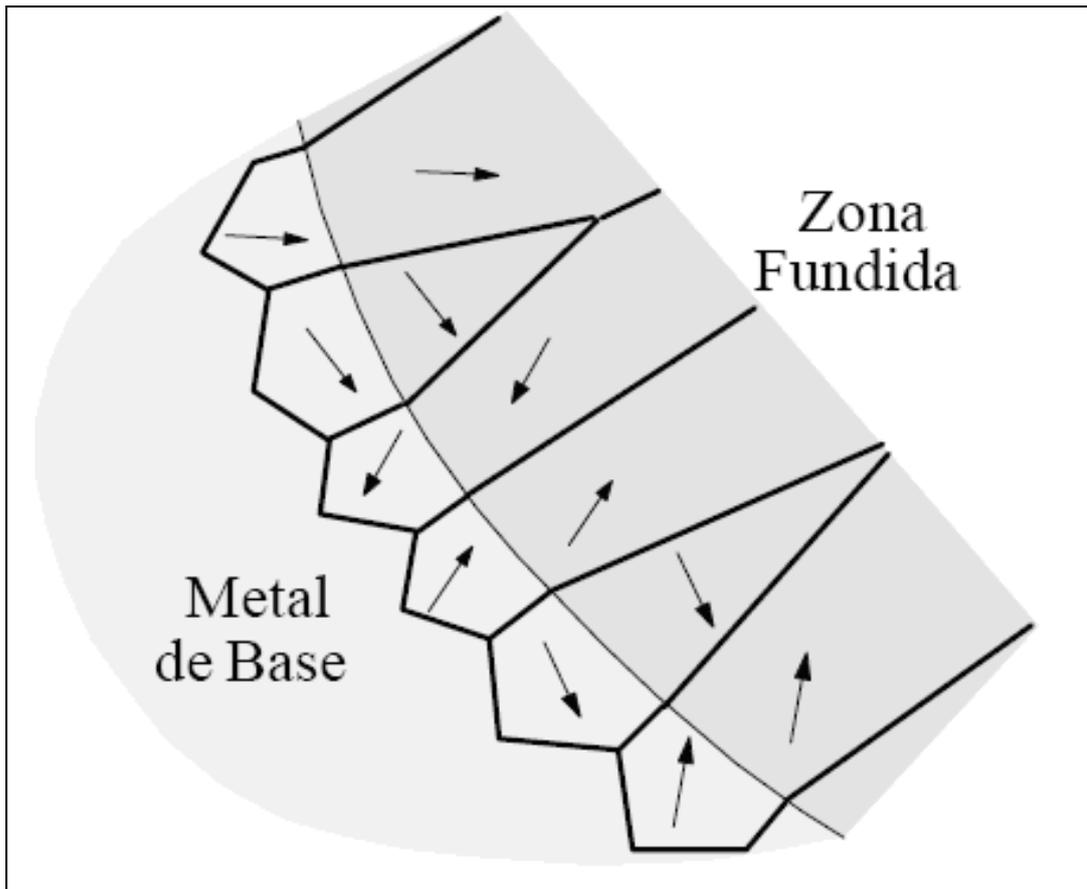


Figura 3.9 - Crescimento competitivo entre grãos da ZF. (Modenesi, 2006)

3.2.2.9 Metalurgia da Zona Fundida

A terminologia para a microestrutura do metal de solda, adotada pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW / IIS), há cerca de 20 anos, baseada fundamentalmente em observações feitas com microscopia ótica e na relação constituinte-tenacidade ainda é a mais utilizada, onde os microconstituintes são definidos como segue:

A. Ferrita primária de contorno de grão - PF(G)

Também denominada em muitas publicações, principalmente na língua inglesa, como Ferrita Alotriomórfica. Segundo o dicionário Houaiss, temos a seguinte definição de alotriomórfico ou anédrico: diz-se de mineral que se apresenta sem suas faces planas externas usuais devido ao alotriomorfismo.

Esse microconstituente tem uma forma que não reflete sua simetria cristalina interna.

Isso se deve ao fato que ela tende a nuclear na superfície do grão austenítico, formando camadas que seguem os contornos de grão. (figura 3.10).

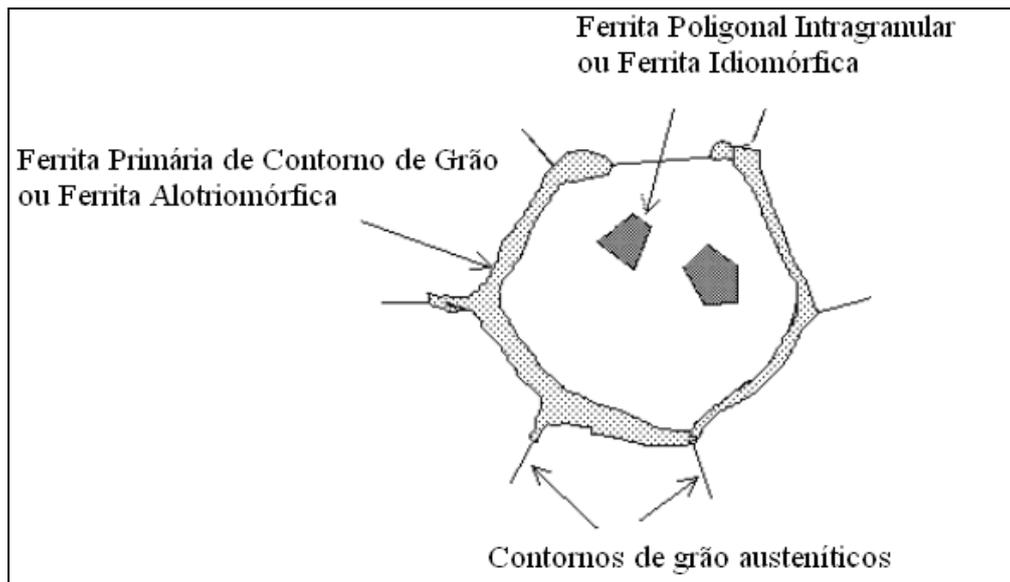


Figura 3.10 - Ferrita primária de contorno de grão e ferrita poligonal intragranular (adaptado Bhadeshia, 2008)

Ela é o primeiro constituinte que se forma em elevadas temperaturas de transformação (800 - 850°C). O tamanho de grão é relativamente grande.

Como nas zonas fundidas, temos a formação inicialmente de grãos colunares austeníticos, a ferrita de contorno de grão tende a formar veios que possuem entre seus grãos constituintes ricos em carbono e impureza que foram segregados durante o resfriamento, temos uma baixa resistência à fratura por clivagem (fratura frágil) (Modenesi, 2006).

B. Ferrita poligonal intragranular PF(I): ferrita poligonal que não é associada à austenita primária nos contornos de grão.

Também denominada Ferrita Idiomórfica.

Segundo o dicionário Houaiss, temos a seguinte definição de Idiomórfico: bem cristalizado, que tem forma característica (diz-se de mineral).

A ferrita idiomórfica, pois, tem uma forma que reflete a simetria cristalina como embutida na austenita. Ela nucleia sem contato com a superfície do grão austenítico, tendendo a nuclear heterogeneamente nas inclusões não metálicas presentes no aço. (figura 3.10 acima).

De modo geral, está bem estabelecido que a ferrita idiomórfica, junto com a ferrita acicular, são as estruturas que melhoram a resistência e a tenacidade dos aços (Capdevila, 2001).

C. Ferrita acicular - AF

A ferrita acicular é uma estrutura que tem despertado muita atenção nos últimos anos devido a sua excelente combinação de resistência e tenacidade, que a torna uma das melhores candidatas a bons aços ARBL para indústria petrolífera e naval.

O termo ferrita acicular foi primeiramente utilizado por Smith (1976).

Segundo o dicionário Houaiss, temos a seguinte definição de acicular: que tem feito de agulha; na mineralogia é quando o cristal se apresenta fino e alongado, semelhante a uma agulha.

A ferrita acicular nos aços baixo-carbono Mn-Mo-Nb é uma ferrita altamente subestruturada e não equiaxial, formada durante o processo de resfriamento

contínuo por um modo misto de transformação difusional e por cisalhamento em faixas de temperaturas ligeiramente superiores a bainita superior (Furen, 2005).

Esta forma de ferrita possui granulação muito fina e maior densidade de discordâncias que as outras ferritas. Os grânulos aciculares têm espessura da ordem de $2\mu\text{m}$, elevada razão entre o seu comprimento e largura (entre 2 e $10\mu\text{m}$) e contornos de grão de grande ângulo. Entre os grânulos, podem existir carbonetos ou outros microconstituintes ricos em carbono (Modenesi, 2004).

Ao contrário da bainita, sobre a qual se explanará mais na sequência, que se inicia nos contornos dos grãos austeníticos, formando feixes de lâminas paralelas, a FA nucleia-se em inclusões não metálicas e na ferrita alotriomórfica (ferrita de contorno de grão) que se encontra nos contornos dos grãos austeníticos. (figura 3.11)

Depois, as lâminas de FA crescem em um processo auto-catalítico produzindo um arranjo caótico e interligado. Tal processo de formação já foi estudado inclusive por análise fractal (Villegas, 2005).

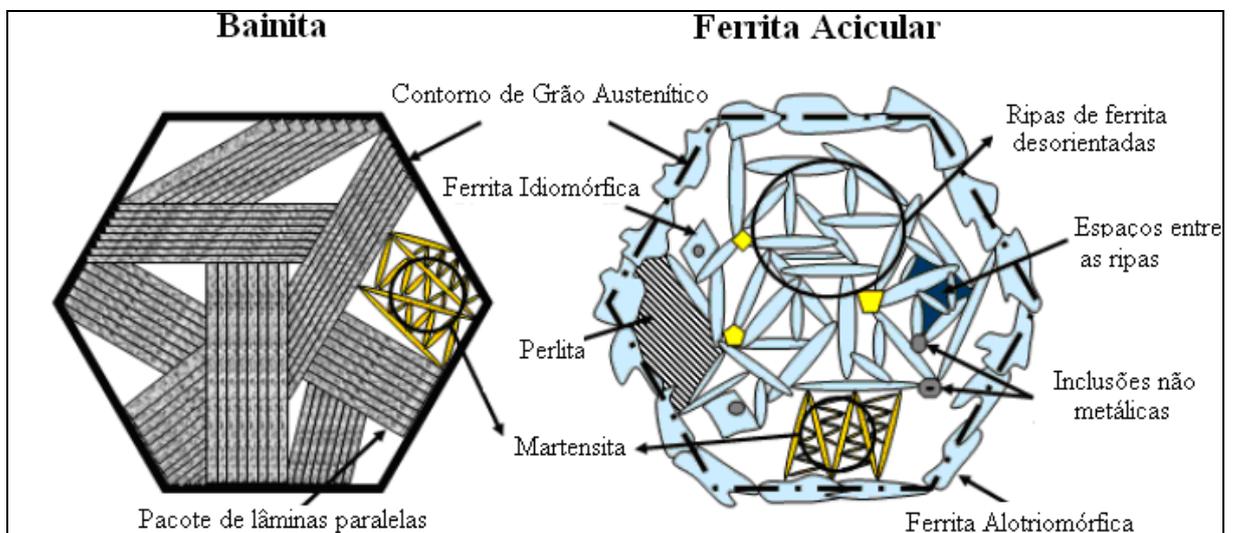


Figura 3.11 – Aspecto morfológico da formação da bainita e ferrita acicular dentro de um grão austenítico (Villegas, 2005).

D. Ferrita com segunda fase alinhada FS(A):

Nesse grupo de ferrita estão inclusos os seguintes microconstituintes:

- Ferrita Widmanstätten (FW ou WF)

Também denominada por alguns autores de “placas laterais de ferrita” e “constituente lamelar”.

A ferrita Widmanstätten primária cresce diretamente da superfície do grão austenítico, enquanto a ferrita Widmanstätten secundária desenvolve-se da ferrita alotriomórfica. (figura 3.12)

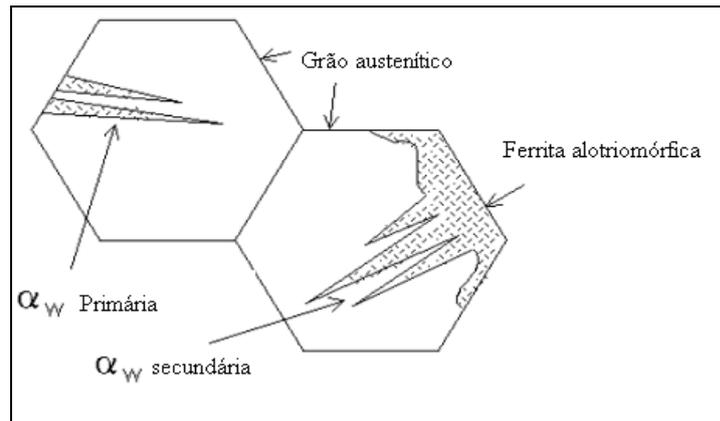


Figura 3.12 – Ferrita Widmanstätten primária e secundária (adaptado Bhadeshia, 2008).

- Bainita superior (BS ou UB) e bainita inferior (BI ou LB))

Como citado por Honeycombe (1981), bainita é uma microestrutura que pode se formar nos aços, descoberta por Edgar Bain (apud Honeycombe, 1981) por volta de 1930.

A bainita é um agregado não-lamelar de carbonetos e ferrita em forma de placas.

As placas de ferrita possuem $10\ \mu\text{m}$ de comprimento e $0,2\ \mu\text{m}$ de espessura, sendo invisíveis individualmente ao microscópio ótico.

A bainita superior consiste num grupo de ripas de ferrita adjacentes uma a outra e na maioria com a mesma orientação cristalográfica, de modo que um contorno de grão de baixo ângulo aparece sempre que as ripas adjacentes se tocam.

Partículas alongadas de cementita normalmente adornam os contornos dessas ripas, sendo que a continuidade e a quantidade dessas camadas de cementita dependem da concentração de carbono no aço.

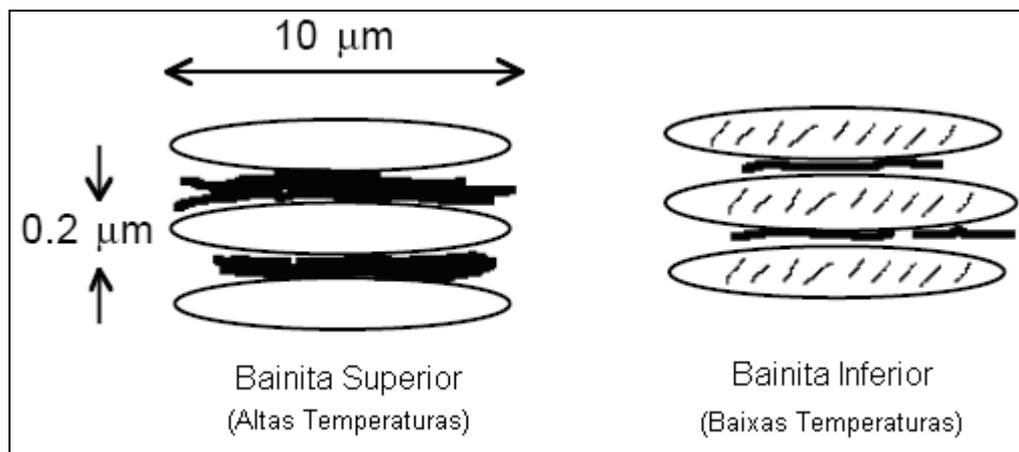


Figura 3.13 – Ilustração esquemática da microestrutura da bainita superior e inferior (adaptado Bhadeshia, 2008).

Os grupos de ripas de ferrita são conhecidos como feixe (“sheaves”), cada feixe por sua vez tem a forma de cunha em escala macroscópica. Os feixes nucleiam-se na superfície dos grãos austeníticos. A cementita proveniente da austenita precipita entre as placas de ferrita, a ferrita é livre de carbonetos.

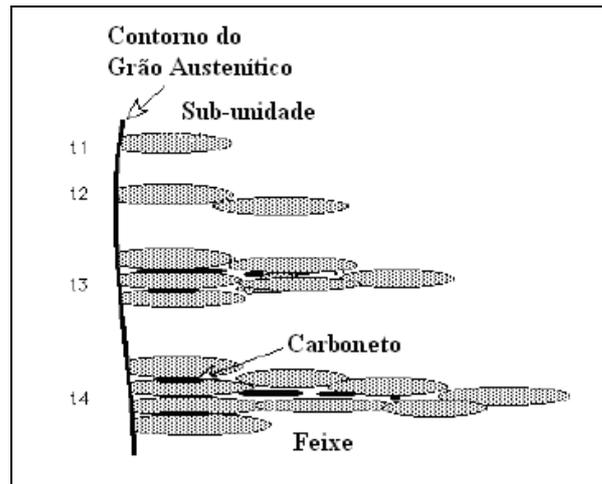


Figura 3.14 – Evolução dos feixes de bainita em função do tempo (adaptado Bhadeshia, 2008).

Abaixo temos a microestrutura da bainita inferior. Observam-se diversos tipos de partículas de carboneto no interior da ferrita bainítica. A bainita inferior consiste de plaquetas finas organizadas na forma de feixes, com cada plaqueta parcialmente separada por carbonetos ou por um filme de austenita retida com alto teor de carbono.



Figura 3.15 – Bainita Inferior (adaptado Bhadeshia, 2008).

As partículas de cementita na bainita inferior freqüentemente precipitam com apenas uma relação de orientação cristalográfica. Elas formam ripas dispostas paralelamente a cerca de 60° com o eixo da ripa de bainita

Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos, com espessura da ordem de nanômetro e cerca de 500 nm de comprimento. Uma vez que eles precipitam no interior da ferrita, uma pequena quantidade é dividida com a austenita residual. Isto significa que um número pequeno de carbonetos finos precipita entre as ripas de ferrita, quando comparado com a bainita superior. Uma consequência importante é que a bainita inferior usualmente apresenta maior tenacidade que a bainita superior, apesar de possuir maior resistência mecânica. Os carbonetos grosseiros de cementita na bainita superior possuem tendência em serem pontos de nucleação de microcavidades e de trincas de clivagem (Bhadeshia, 2008).

E. Ferrita com segunda fase não alinhada - FS (NA)

Segundo a terminologia adotada pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW / IIS), a ferrita com segunda fase não alinhada (FS (NA)) é formada por ferrita envolvendo completamente ou (a) “microfases” (carbonetos ou o constituinte AM – austenita-martensita) aproximadamente equiaxiais e distribuídas aleatoriamente ou (b) grãos de ferrita acicular. (Modenesi,2006).

F. Agregados ferrita-carboneto – FC:

Incluem a perlita e o constituinte AM (austenita-martensita), que se formam durante a decomposição da austenita rica em carbono rejeitado pela ferrita transformada em elevadas temperaturas. Para o metal de solda baixo carbono e baixa liga, esses constituintes aparecem em pequena quantidade, e quando observados por microscopia ótica e ataque de nital 2%, formam áreas escurecidas na microestrutura, sendo de difícil identificação (Modenesi,2006).

G. Martensita: colônia de martensita maior que as ripas de ferrita adjacentes.

Em aços com maior teor de carbono ou de outros elementos de liga e em soldagens com maior velocidade de resfriamento, a formação de ferrita pode ser parcial ou completamente suprimida, havendo a formação de uma estrutura predominantemente martensítica na zona fundida.

Esta estrutura apresenta geralmente alta resistência mecânica e baixa tenacidade, particularmente em aços com teor de carbono mais alto.

Sua estrutura atômica é tetragonal de corpo centrado (figura 3.16).

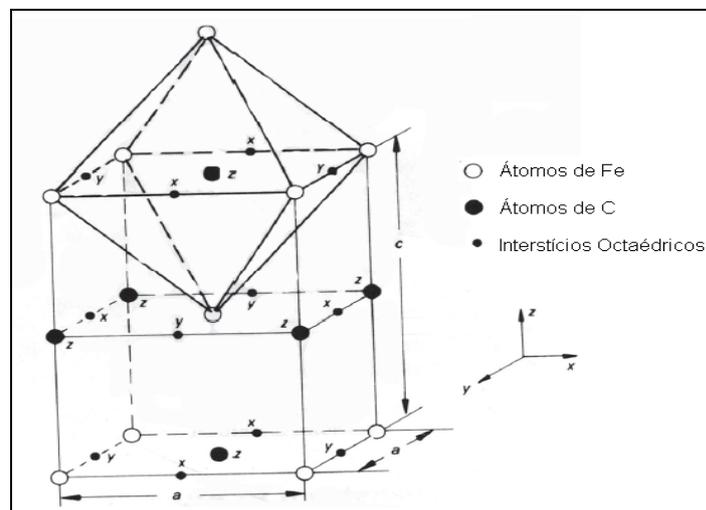


Figura 3.16 – Célula Tetragonal de Corpo Centrado da Martensita.

O termo martensita é uma homenagem ao cientista germânico Adolf Martens.

Ele foi utilizado originalmente para descrever o microconstituente extremamente duro encontrado em aços temperados.

Hoje sabe-se que muitos outros materiais apresentam, além do aço, a transformação de estado sólido do tipo martensítico, também denominada como transformação cisalhante não difusional, ou por relocação “(displacive)” (Bhadeshia, 2008). Ela ocorre em ligas não ferrosas, metais puros, cerâmicos, polímeros, etc.

Em aços de baixo carbono, as juntas soldadas com microestruturas ricas em ferrita apresentam altos níveis de resistência, enquanto que as juntas soldadas com microestruturas ricas em martensita e bainita apresentam baixos níveis de resistência.

A formação de martensita e bainita está associada a altas taxas de resfriamento, de modo que se reduzindo a taxa de resfriamento através de um aumento no aporte térmico ou realização de um pré-aquecimento, a quantidade de ferrita acicular aumenta melhorando-se assim a resistência da solda.

A caracterização microestrutural das juntas soldadas tem como finalidade avaliar a microestrutura obtida com suas respectivas propriedades e relacionar a mesma com o processo de soldagem utilizado e seus parâmetros.

3.2.2.10 Regiões da Zona Termicamente Afetada (ZTA)

Segundo Thaulow et al. (1987) e Hrivnak (1995) durante a soldagem, parte do metal de base (MB) adjacente à zona fundida é submetido a um ou mais ciclos térmicos (soldagem multipasse). Nesta zona termicamente afetada (ZTA) ocorrem significativas mudanças na microestrutura e nas propriedades mecânicas devido às transformações induzidas pelos ciclos térmicos. A zona termicamente afetada (ZTA) pode ser dividida em várias subzonas. Elas recebem nomes específicos e dependem do pico de temperatura que o material experimentou.

Estas sub-zonas, com as respectivas faixas de temperatura (soldagem de passe único), são mostradas no esquema da figura 3.17.

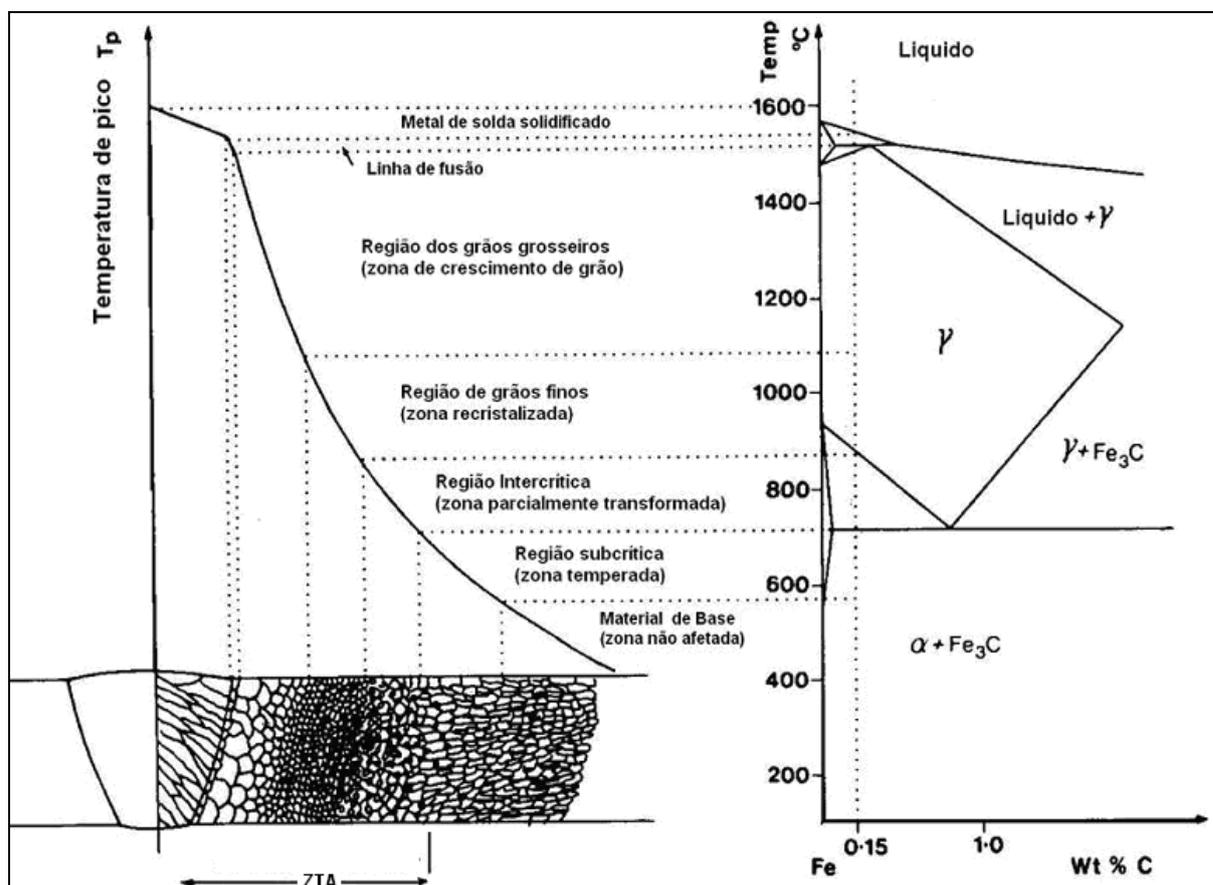


Figura 3.17 – Diagrama esquemático de várias sub-zonas da ZTA de um aço com 0,15% C (Adaptado de Easterling, 1983).

- Região de Grãos Grosseiros (RGG),

Esta região atinge temperaturas de pico entre 1100°C e 1400°C produzindo um crescimento de grão austenítico, porém uma deterioração da tenacidade devido ao maior tamanho de grão. Dependendo da taxa de resfriamento as fases observadas nesta região incluem ferrita poligonal, ferrita de Widmanstätten, ferrita bainítica, e martensita em ripas. Além disso, as fases enriquecidas em carbono ou fases secundárias podem transformar-se em perlita, carbonetos ou constituinte AM (Saavedra Pinto, 2006).

Essa região pode apresentar problemas nas propriedades mecânicas.

- Região de Grão Finos (RGF),

Esta região é submetida a temperaturas mais baixas, não havendo crescimento de grão austenítico. A grande área de contorno de grão tende a promover a nucleação de ferrita, sendo que a austenita enriquecida remanescente no centro do grão pode transformar-se em perlita (Saavedra Pinto, 2006)

Essa região tem propriedades mecânicas relativamente boas.

- Região Intercrítica (RI),

Na faixa de temperaturas entre A1 e A3, o aço se transforma apenas parcialmente em austenita ficando, portanto, com parte da ferrita existente previamente (Sant'anna, 2006).

Durante o resfriamento, a austenita enriquecida em carbono e manganês, poderá transformar-se em uma grande variedade de microestruturas como perlita, bainita superior, martensita auto-revenida ou martensita de alto carbono, dependendo da taxa de resfriamento $\Delta T_{8/5}$ (Saavedra Pinto, 2006).

Em determinadas circunstâncias (composição química do aço e taxa de resfriamento na soldagem) pode haver deterioração das propriedades mecânicas.

- Região Subcrítica (RS),

Nesta região, a temperatura está abaixo de A1.

Embora não pareça ocorrer mudança nas morfologias dos microconstituintes, o efeito combinado do aquecimento e da tensão residual pode causar envelhecimentos dinâmicos, levando a uma fragilização da estrutura (Saavedra Pinto, 2006).

Não há mudança de fases, mas algumas reações podem ocorrer na fase ferrítica. Poderão ocorrer precipitações de carbonetos e nitretos, esferoidização da cementita, e outras. (Sant'anna, 2006).

Em soldagens realizadas com passes múltiplos há uma complexa variação de microestruturas.

Na macrografia de uma junta soldada mostrada na figura 3.18 (a), observam-se os dois passes de solda e a sobreposição das zonas termicamente afetadas. No esquema da figura 3.18 (b) temos a região de grãos grosseiros (RGG) do primeiro passe que será afetada de modo diferenciado pelo segundo passe, formando as sub-zonas (A, B, C e D).

Por exemplo, a sub-zona C é a região de grãos grosseiros do primeiro passe (RGG) reauecida intercriticamente com o calor promovido pelo segundo passe.

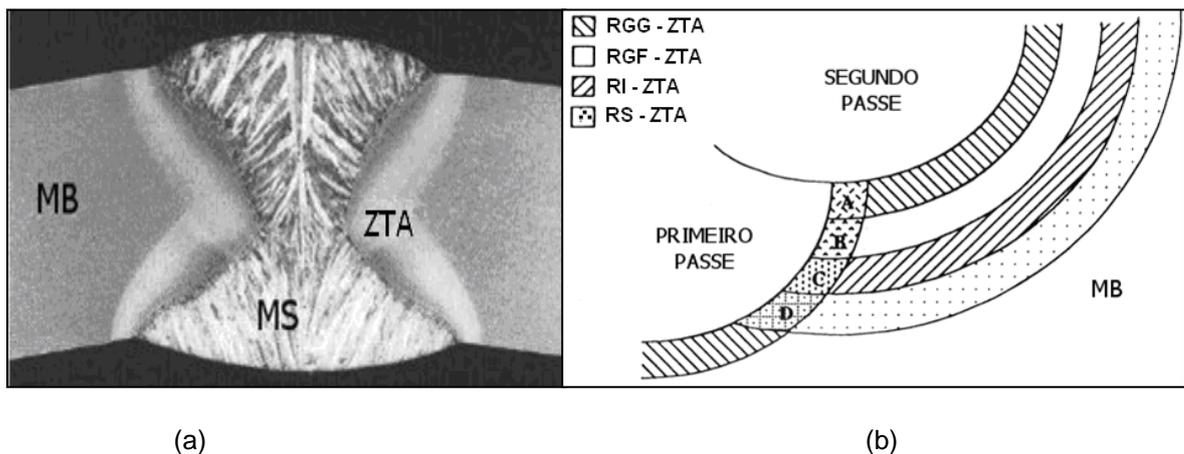


Figura 3.18. Micrografia de uma junta soldada com dois passes de um aço ARBL - Nital 2% - (a) e uma ilustração da ZTA obtida com soldagem de dois passes (b). MS - metal de solda, MB - metal base (Sant'anna, 2006).

3.2.2.11 Influência do pré-aquecimento na Zona Termicamente Afetada

A largura da Zona Termicamente Afetada (ZTA) é influenciada pelo aporte térmico (heat input). A figura 3.19 mostra a influência do pré-aquecimento na largura da ZTA e na dureza desta região. O pré-aquecimento aumenta a energia final de soldagem, aumentando assim a largura da ZTA, mas este pré-aquecimento diminui significativamente a taxa de resfriamento, promovendo uma redução da dureza nesta região. Esta redução na dureza diminui a susceptibilidade desta região sofrer fissuração por corrosão sob tensão quando a junta é submetida a serviços com H_2S , por exemplo. (AWS, 1995).

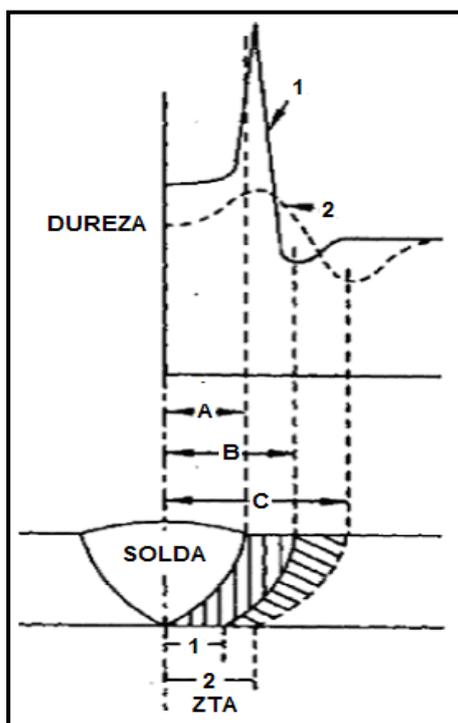


Figura 3.19 – Influência do pré-aquecimento na largura e na dureza da zona termicamente afetada.

- Caso 1 Sem pré-aquecimento onde B – A corresponde à largura da ZTA.
 Caso 2 Com pré-aquecimento onde C – A corresponde à largura da ZTA,
 (AWS,1995).

Uma alternativa para reduzir a dureza na ZTA é a utilização de um cordão de revenimento, o qual é aplicado sobre os passes de acabamento, próximo a margem da solda em juntas multi-passes, este passe de revenimento pode diminuir em até 20% a dureza máxima da ZTA, (Pedrosa, 2008).

3.2.3 Influência do Tipo do Gás de Proteção nos Processos GMAW

A função primária dos gases de proteção para os processos GMAW e FCAW é proteger a poça de fusão e as gotas derretidas transferidas através do arco contra os efeitos nocivos da atmosfera circundante. Além disso, deve promover um arco estável, a modalidade desejada de transferência do metal e as características do cordão da solda.

As três principais características de um gás de proteção são:

- Potencial de Ionização – Diferença de potencial necessária para remover um elétron de um átomo de gás, tornando este um íon.

A ignição e a estabilidade do arco são grandemente influenciadas pelo potencial de ionização dos gases de proteção. Gases com baixo potencial de ionização, como o Argônio, têm seus átomos facilmente transformados em íons e isto ajuda a manter um arco suave e estável, tal como foi observado por Lyttle et al (1990);

- Condutividade Térmica – está relacionada com a capacidade de transferência do calor gerado com a abertura do arco para o metal de base. A condutividade térmica dos gases varia em função da temperatura.

Gases que possuem elevada condutividade térmica transferem mais calor para o metal de base, influenciando, assim, tanto características geométricas quanto microestruturais do cordão.

- Potencial de Oxidação – está relacionado com o potencial que determinado gás tem de promover a oxidação. A natureza oxidante do gás de proteção afeta o desempenho e as propriedades do arco e do depósito de solda resultante.

Conforme estudos de Costa et al. (2007) a presença de O₂ no gás de proteção favorece a estabilidade do arco promove uma região de maior limpeza catódica nas adjacências do cordão.

Tradicionalmente, o CO₂ é utilizado como gás de proteção devido a seu baixo custo, mas seu uso foi limitado por causa do problema dos respingos, das perdas por oxidação e do desempenho pobre para todas as posições. Por outro lado, o argônio sozinho também não é adequado para a soldagem de aços porque não pode obter a estabilidade desejada do arco e as desejadas características do cordão de solda. Conseqüentemente, o argônio misturado com o CO₂ e/ou o O₂ está tendo preferência como gás de proteção para a estabilidade do arco, modalidade de transferência do metal, características do cordão da solda, etc. Durante a soldagem, o gás de proteção interage com a poça de solda, e a adição do CO₂ e/ou do O₂ no argônio causa a oxidação, que resulta em algumas perdas de constituintes da liga e produz inclusões na solda. No geral, a presença das inclusões é prejudicial às propriedades da solda. Entretanto, sob certas circunstâncias, determinadas inclusões de óxidos promovem a formação de ferrita acicular que melhora a tenacidade. Por outro lado, a presença de uma fração do volume muito elevado de inclusões pode iniciar a fratura

dútil prematura. Assim, a qualidade e a eficiência do processo de GMAW são fortemente dependentes da composição do gás protetor (Mukhopadhyay, 2006).

3.2.4 Processo FCAW

3.2.4.1 Introdução a FCAW

Arames tubulares com gás de proteção para a soldagem de aços carbono foram desenvolvidos no início da década de 50 e tornaram-se comercialmente disponíveis em 1957.

Nas décadas de 60 e 70 foi observado um substancial crescimento desse processo nos Estados Unidos, o mesmo ocorrendo no Japão na década de 80.

Esse processo foi desenvolvido para combinar as melhores características da soldagem por arco submerso e a soldagem empregando o dióxido de carbono (CO_2) como gás de proteção. A combinação dos ingredientes do fluxo no núcleo do arame tubular aliada à proteção externa proporcionada pelo CO_2 produz soldas de alta qualidade e um arco estável com um baixo nível de respingos. Inicialmente esses arames estavam disponíveis somente em grandes diâmetros (2,0 mm a 4,0 mm) e eram empregados nas posições plana e horizontal na soldagem de peças pesadas.

Em 1972 foram desenvolvidos arames tubulares de pequeno diâmetro, constituídos de fluxo não metálico (flux-cored wires), para a soldagem em todas as posições e isso aumentou sobremaneira o campo de aplicações para os arames tubulares.

Arames tubulares autoprottegidos (self-shielded wires) tornaram-se disponíveis logo após a introdução dos arames tubulares com gás de proteção externa, tendo ambos ganhado larga aceitação para aplicações específicas na indústria.

Na soldagem com arames tubulares são empregados invólucros metálicos com um pó em seu interior em vez de arames sólidos para unir metais ferrosos. O fluxo em seu interior pode conter minerais, ferros-liga e materiais que forneçam gases de proteção, desoxidantes e materiais formadores de escória. Os ingredientes do fluxo promovem estabilidade ao arco, influenciando nas propriedades mecânicas do metal de solda, bem como no perfil da solda. Muitos arames tubulares são desenvolvidos para serem usados com uma proteção externa adicional. Os gases ricos em CO_2 são os mais comuns. O metal de solda pode ser depositado a taxas de deposição maiores e os cordões de solda podem ser mais largos e com melhor perfil do que os produzidos com arames sólidos, mesmo tendo como gás de proteção o CO_2 .

O processo de soldagem empregando arames tubulares com gás de proteção externa é utilizado principalmente na soldagem de aços carbono e de baixa liga, produzindo altas taxas de deposição, alta eficiência de deposição e altos fatores operacionais. O gás de proteção pode ser inerte (argônio ou hélio), ativo (dióxido de carbono) ou mesmo a mistura destes

Os arames tubulares autoprottegidos foram desenvolvidos para gerar gases de proteção a partir de adições no fluxo, de modo similar aos eletrodos revestidos. Eles não exigem proteção gasosa externa e podem ser aplicados tanto com corrente contínua eletrodo positivo (CC^+) como com corrente contínua eletrodo negativo (CC^-).

Arames tubulares autoprottegidos podem ser empregados sob ventos moderados com perturbações mínimas na atmosfera protetora em torno do arco.

3.2.4.2 O processo de fabricação dos arames tubulares

A matéria prima empregada para a fabricação dos arames tubulares constitui-se de uma fita metálica enrolada na forma de uma bobina e de um pó com formulações específicas, denominado fluxo.

A fita metálica é alimentada continuamente, sendo deformada por roletes, fazendo com que sua seção reta tome o formato de uma canaleta ("U") para receber a adição do fluxo através de um silo de alimentação.

Após a adição do fluxo, a fita passa pelos roletes de fechamento, onde a seção reta toma o formato de um tubo, com o fluxo em seu interior (figura 3.20).

O material da fita não precisa reproduzir exatamente a composição requerida para o metal de solda, já que os elementos de liga podem ser adicionados ao fluxo do arame tubular conforme a conveniência.

Quando o teor total de elementos de liga for alto, entretanto, restrições de espaço no tubo podem obrigar ao uso de uma fita ligada.

A fabricação de arames tubulares requer controles precisos. Como o metal de solda é uma combinação da fita metálica e dos componentes do fluxo, ambos devem ser cuidadosamente verificados quanto às dimensões e à composição química antes do início da fabricação.

Como o espaço no interior do arame tubular é limitado, a granulometria dos componentes do fluxo torna-se muito importante, de tal modo que as partículas de pó se acomodem entre si.

Os ingredientes do fluxo devem ser bem misturados para evitar segregação dos componentes antes da fabricação.

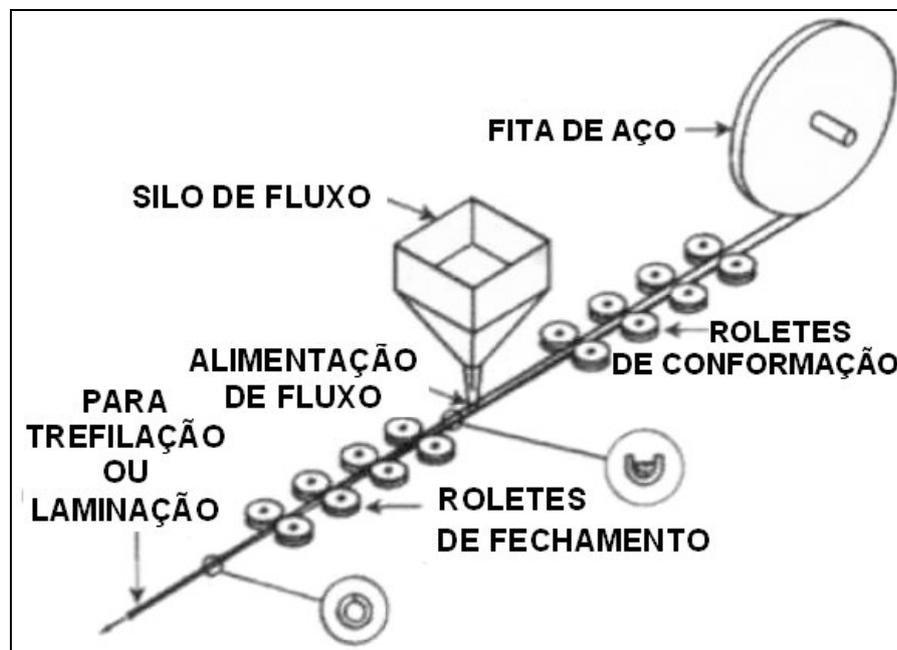


Figura 3.20 – Esquema de Produção de Arames Tubulares (ESAB, 2004)

Após passar pelas etapas iniciais de adição do fluxo e fechamento do tubo, o arame tubular é levado até sua dimensão final por meio de um processo mecânico de redução de diâmetro, ou seja, por laminação ou por trefilação (figura 3.21).

Arames tubulares trefilados requerem lubrificação de sua superfície, porém o lubrificante residual deve ser removido através de secagem num forno. O efeito

colateral da secagem é o aparecimento de uma camada de óxido de coloração escura.

Por sua vez, arames tubulares laminados necessitam de uma quantidade mínima de lubrificante, de modo que não há necessidade de uma secagem posterior. Esses arames podem ter um aspecto superficial escuro ou brilhante, conforme tenham ou não sido secados no forno.

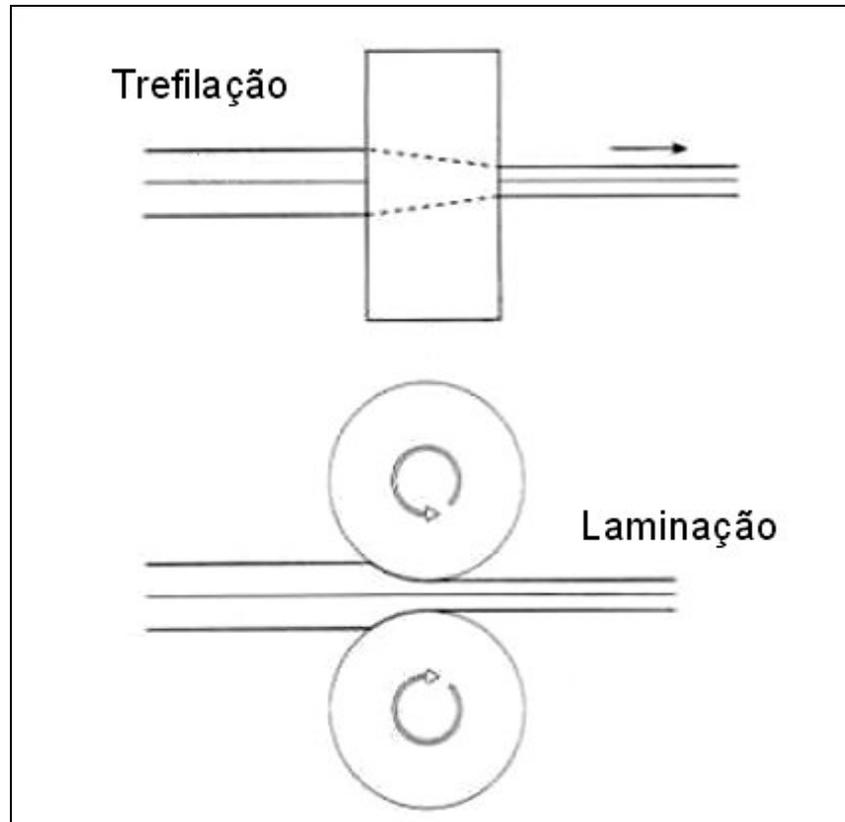


Figura 3.21 – Esquema de Laminação e Trefilação de Arames Tubulares (ESAB, 2004)

Os tipos mais comuns de seção transversal de arame tubular são com os seguintes fechamentos:

Fechamento de topo

Este tipo de fechamento predomina na linha de arames tubulares para aços carbono e aços de baixa liga, com percentuais de fluxo variando entre 18% e 33%, dependendo do diâmetro do arame tubular (figura 3.22 (2)).

Fechamento por sobreposição

Este tipo de fechamento predomina na linha de arames tubulares para aços inoxidáveis para revestimento duro, com percentuais de fluxo variando entre 30% e 50%, dependendo do diâmetro do arame tubular, sendo o fluxo constituído principalmente por agentes formadores de escória, gases e elementos de liga (figura 3.22 (3)).

A parede mais fina da fita de metal tem a vantagem de apresentar densidades de corrente maiores e, portanto, maiores taxas de deposição.

Além desses tipos mais comuns de seção transversal, existem outras como mostrado na figura 3.22.

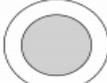
Tipo Nº.	Seção	Símbolo	Descrição
1			Sem costura
2			De topo
3			Sobreposto
4			Dobra simples
5			Dobra múltipla
6			Dobra dupla

Figura 3.22 -Tipos de seção transversal de arame tubular (IIV)

3.2.4.3 Soldagem pelo processo FCAW-G

O processo de soldagem FCAW-G utiliza gás auxiliar para a proteção do metal depositado, fornecido externamente ao equipamento de soldagem, fluindo pelo bocal da tocha, que é a mesma utilizada para o processo GMAW (Soldagem a Arco com Arame Sólido).

A figura 3.23 mostra esquematicamente a soldagem realizada pelo processo FCAW-G, onde podem ser observadas a ação exercida pelo gás de proteção que flui através do bocal da tocha e a fusão do arame tubular e de seu fluxo pelo arco elétrico para a formação do metal fundido e da escória.

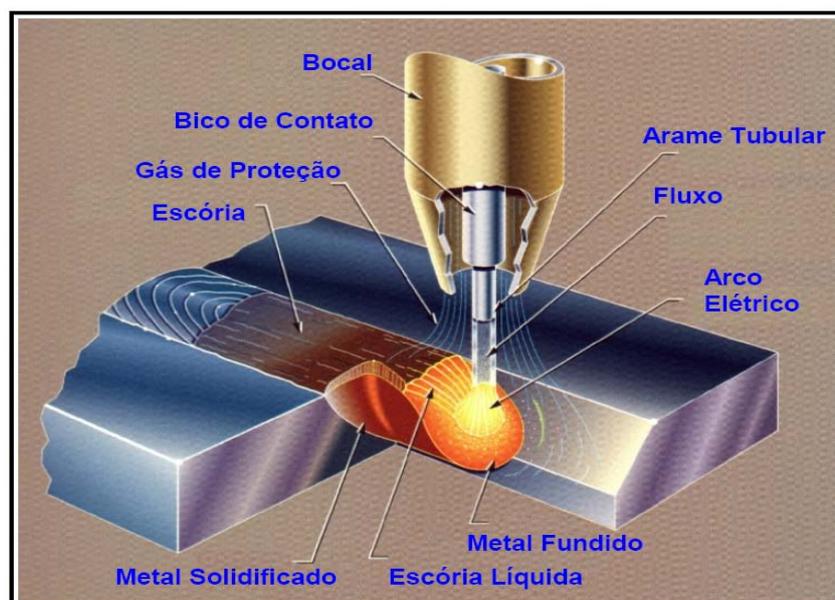


Figura 3.23 – Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-G
Fonte: AWS, Welding Handbook, 1991.

Em termos de equipamento de soldagem poucas são as diferenças entre o processo FCAW e o GMAW. A principal diferença no tocante a fonte de soldagem está no nível de densidade de corrente (A/mm^2) envolvida em cada processo. O processo GMAW, em decorrência do tipo de arame que utiliza (arame sólido), trabalha com menores densidades de corrente. Já o processo FCAW, por utilizar arames com fluxo interno (arames tubulares), restringem a condução de corrente que ocorre apenas na região metálica que envolve o fluxo (Moreira, 2008)..

Considerando que o fluxo possui pouca ou nenhuma condutividade elétrica, essa restrição à passagem de corrente faz com que a densidade de corrente e, conseqüentemente, a taxa de deposição, sejam maiores no processo FCAW se comparado ao processo GMAW para mesmos níveis de corrente e quando são utilizados arames de mesmo diâmetro nominal. Assim, arames tubulares apresentam maiores taxas de deposição que arames sólidos de mesmo diâmetro, quando ambos estão sujeitos a mesma intensidade de corrente (Moreira, 2008).

3.2.4.4 Soldagem pelo processo FCAW-S

No processo de soldagem FCAW-S não se utiliza gás de proteção. A proteção do metal de transferência é realizada pela fusão do fluxo do arame tubular, que gera gás protetor. Além desta função, o fluxo é responsável pela estabilização do arco elétrico, pela transferência de elementos de liga adicionais e pelo controle da escória. Portanto, uma composição adequada do fluxo é fundamental, pois pode gerar restrições em sua utilização.

A figura 3.24 mostra esquematicamente a soldagem realizada pelo processo FCAW-S. Como pode ser observado, comparativamente à figura 3.23, não há a representação do bocal da tocha e do fluxo do gás de proteção, pois este não é utilizado. Ainda na figura 3.24, verifica-se o bico de contato, responsável pelo contato elétrico do equipamento de soldagem com o arame tubular; nota-se também, o gás de proteção gerado pela fusão do fluxo do arame; a formação do arco elétrico entre a ponta do arame e a poça de fusão, que, quando solidificada, formará o cordão de solda, protegido pela escória.

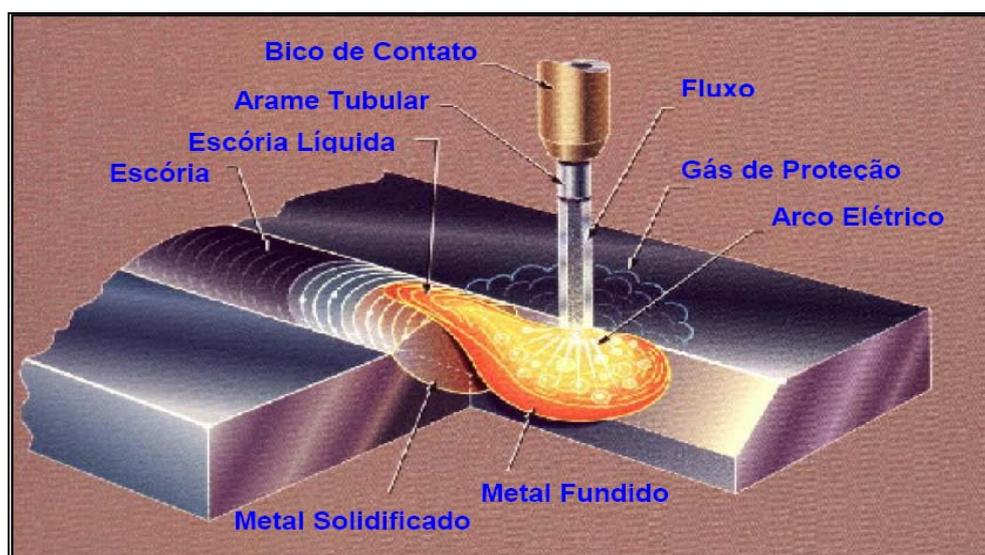


Figura 3.24 – Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-S.
Fonte: AWS, Welding Handbook, 1991.

No processo de soldagem FCAW-S, a proteção do arco elétrico e das gotas de transferência formadas da contaminação pelo ar atmosférico, que propicia a inserção de oxigênio e nitrogênio, é mínima. Somente com a utilização de agentes inibidores desta contaminação é factível a soldagem a arco por este processo.

Há que se destacar o necessário cuidado com substâncias tóxicas expelidas pelo gás de proteção. Substâncias como o bário podem permanecer por um longo período no ambiente de trabalho, podendo causar problemas à saúde tanto do soldador como de pessoas que circulem próximas ao local da soldagem.

A transferência metálica em soldagens com arames tubulares autoprotetidos é caracterizada pela formação do “efeito colchão”, que é causado pela reflexão de parte do gás de proteção gerado pela decomposição do fluxo após atingir a superfície da poça de fusão. A gota fundida formada flutua neste colchão gasoso, deslocando-se do eixo do arame e girando em sua parte metálica, como esquematizado na figura 3.25 (Boniszewski, 1992). O tempo de destacamento da gota é retardado pelo “efeito colchão”, o que a faz aumentar de volume e expor parte de seu conteúdo à contaminação do ar atmosférico por não permanecer sob o fluxo do gás de proteção, sendo esta, a principal fonte de contaminação do metal fundido.

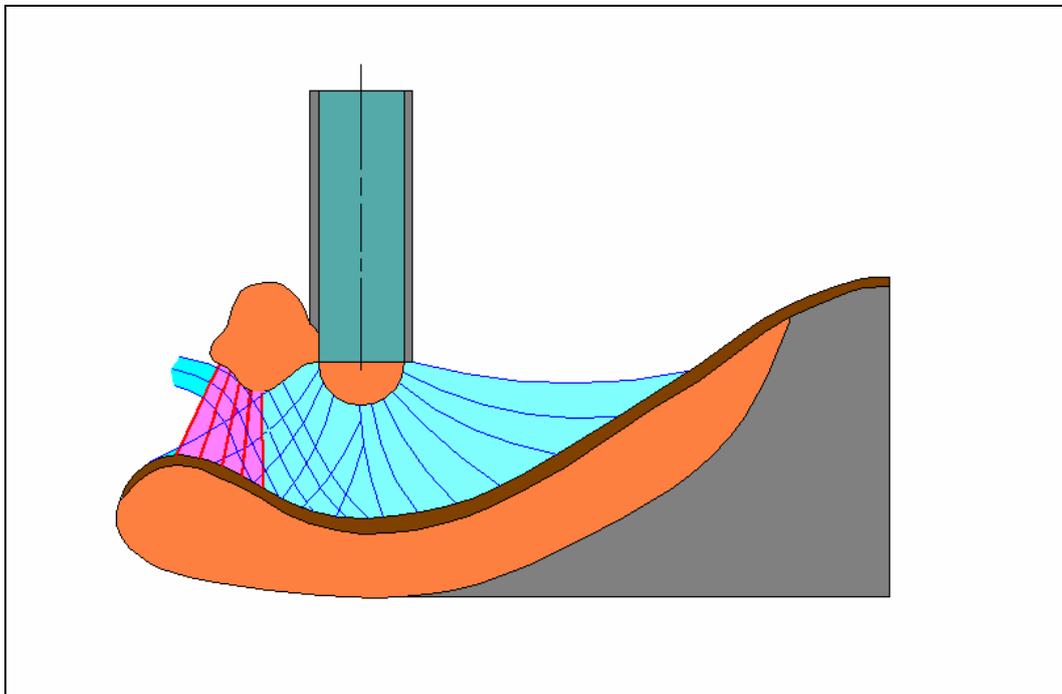


Figura 3.25 – Representação esquemática do “efeito colchão”. Fonte: Boniszewski, 1992.

3.2.4.5 A Influência da corrente na soldagem pelos processos FCAW-G e FCAW-S.

A corrente de soldagem está diretamente relacionada à penetração do cordão de solda e à taxa de deposição do processo de soldagem. Além disto, a velocidade de alimentação do arame é determinada por este parâmetro de soldagem, sendo que, excessivas correntes podem causar salpicos em abundância e contaminação do metal de solda por nitrogênio do ar ambiente, (AWS, Welding Handbook, 1991).

Para a soldagem pelo processo FCAW, o aumento da corrente acelera a transferência, reduz o tamanho das gotas, determinando, desta forma, o modo de transferência. De acordo com Mota (1998) especificamente para os arames

autoprotetidos, o aumento da corrente intensifica a vaporização dos ingredientes do fluxo, aumentando a formação do “efeito colchão” e a proteção gasosa do arco (Santos Neto, 2003).

3.2.4.6 A Influência da polaridade na soldagem pelos processos GMAW, FCAW-G e FCAW-S.

Os dois tipos de polaridades são:

- Polaridade Reversa: Também denominada CC^+ , onde o arame-eletrodo é positivo.
- Polaridade Direta: Também denominada CC^- , onde o arame-eletrodo é negativo.

A soldagem com polaridade reversa é a mais utilizada nos processos que utilizam arco voltaico. A exceção são os casos de soldagem TIG e FCAW-S.

A soldagem com polaridade direta é dita ter características de baixa penetração, alta taxa de fusão de arame para uma dada corrente o que leva a uma menor quantidade de calor transferido a peça e quantidade de respingos relativamente alta (Souza, 2009).

A soldagem com polaridade direta, segundo Talkington (1998), é limitada geralmente à transferência globular e é pouco usada na prática porque o arco resultante é instável e os respingos produzidos são indesejáveis.

Apesar das características indesejáveis de se soldar em polaridade direta, esta abordagem oferece algumas características úteis para a soldagem a arco voltaico.

O principal benefício da polaridade direta seria o balanço reverso de calor produzido no arco. Segundo Talkington (1998), a característica da soldagem a arco em polaridade direta é que aproximadamente 30% do calor gerado no arco são transferidos ao eletrodo e o restante (aproximadamente 70%) ao metal de base.

Este balanço energético é reverso para soldagem na polaridade direta, aproximadamente 30% da energia é transferida ao metal de base e 70% para o eletrodo.

Alguns pesquisadores, como Lancaster (1986), estudaram os vários fatores que afetam a velocidade de fusão e tem mostrado que maiores velocidades de fusão (maior volume depositado por unidade de comprimento de solda) e menores penetrações são obtidas em polaridade direta comparada a polaridade reversa. O cordão assume um formato extremamente convexo, não adequado para soldagem.

A figura 3.26 resume as diferenças relativas esperadas (baseado na descrição de ambos os pesquisadores) entre os perfis dos cordões de solda resultantes da soldagem a arco em polaridade reversa e polaridade direta.

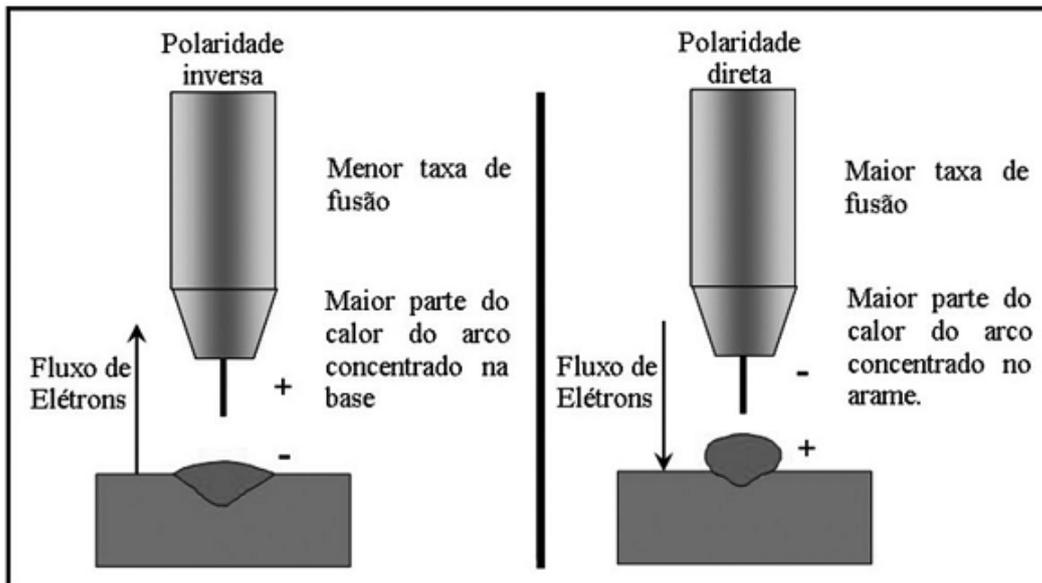


Figura 3.26 - Características do cordão de solda para soldagem na polaridade inversa e direta (adaptado de Talkington (1998))

Pelo exposto, parece ser consenso que a soldagem em polaridade direta produz maior taxa fusão, mas com uma transferência globular repelida e um cordão extremamente convexo e de muito baixa penetração.

Entretanto, experiências exploratórias no Centro para Pesquisa e Desenvolvimento de Processos de Soldagem (LAPROSOLDA) da Universidade Federal de Uberlândia deram evidência de que nem sempre polaridade direta conduzia à baixa penetração ou que a transferência era do tipo globular repulsiva. Além disto, outros experimentos mostraram que arames aditivados fazem com que a taxa de fusão em ambas as polaridades se igualem.

Desta forma, as explicações acima citadas da literatura sobre a razão para a maior taxa de fusão baseada em distribuição térmica nas duas polaridades ou que polaridade direta provoca transferência repelidas são pelo menos não genéricas. Assim, há ainda uma lacuna na bibliografia sobre o real papel da polaridade sobre a transferência metálica e sobre a geometria do cordão nos processos de soldagem a arco voltaico.

A literatura estudada não explica a razão por que a polaridade direta é preferencialmente utilizada na FCAW-S. Provavelmente o maior balanço térmico concentrado no eletrodo seja necessário para garantir a produção dos gases protetores. Outra hipótese é que a polaridade direta diminua a influência do “efeito colchão”.

3.2.4.7 A Influência de Ventos na Soldagem pelos processos GMAW, FCAW-G e FCAW-S.

O principal efeito de um forte vento lateral é deslocar o gás de proteção utilizado para proteger o metal de solda durante a transferência de metal e sua solidificação. A perda de gás de proteção pode resultar na absorção de nitrogênio pelo metal da solda. Para muitos processos, revelou-se que a absorção de nitrogênio, mesmo em pequenas quantidades, pode causar uma diminuição substancial de resistência.

Níveis mais altos de absorção de nitrogênio também podem causar porosidade (FEMA-355B, 2000).

Vários estudos têm demonstrado que a utilização de processos de soldagem a arco com proteção gasosa são sensíveis a perturbações do vento (Boniszewski, 1992), (Yeo, 1986, 1988, 1989), (Prior, et al., 1986), (Henrie e Long, 1982), (Schinkler, 1992) e (Autio, et al., 1981). Mesmo velocidades de vento pequenas como 0,73 m/s podem causar perturbação na proteção gasosa e contaminação do depósito de solda. Quando GMAW ou FCAW-G é empregado em um local fechado ou cabine de soldagem, cuidados devem ser tomados, orientando equipamentos de exaustão para que a soldagem ocorra sem perturbação do fluxo de ar. Da mesma forma, quando processos com gás de proteção são usados para operações de soldagem de campo, uma tela de isolamento contra vento é erguida para eliminar problemas. Como observado por Bonieszewski (1992), vários investigadores (Shlepakov, et al., 1989) determinaram que um aumento na velocidade do vento tinha pouco efeito sobre as propriedades mecânicas da maioria dos eletrodos FCAW-S, enquanto a energia de impacto CVN, a deformação e a integridade do cordão de solda pelo processo GMAW foram substancialmente degradadas com um aumento na velocidade do vento.

A figura 3.26 mostra o efeito do aumento da velocidade do vento (até 5,5 m/s) na concentração do nitrogênio no metal de solda para três soldas levadas a efeito por FCAW-S. Nenhum aumento de nitrogênio no metal de solda foi medido nas soldagens usando dois dos três eletrodos experimentais. Um ligeiro aumento no nitrogênio no metal de solda (410 a 500 ppm N) foi medido para o terceiro eletrodo. Infelizmente, o efeito da velocidade do vento sobre as propriedades mecânicas não foi levantado como parte do estudo por Houldcroft (1977).

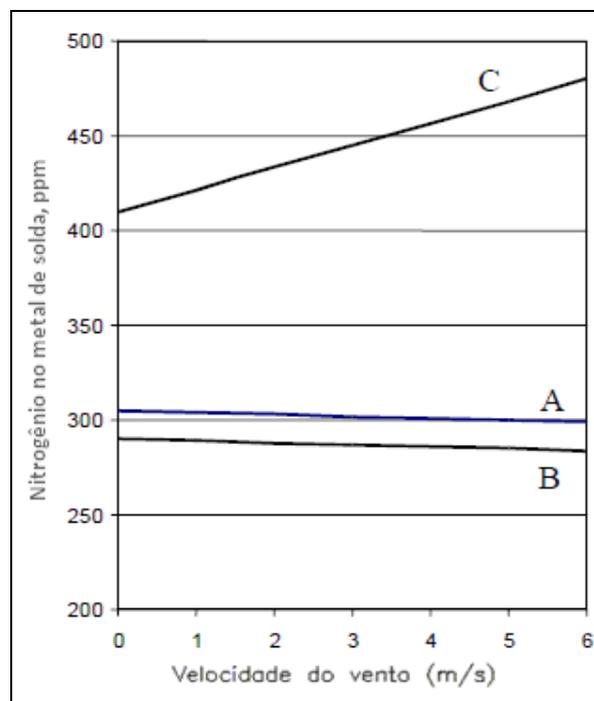


Figura 3.27 – Efeito da velocidade do vento na concentração de nitrogênio no metal de solda para três casos de FCAW. (Adaptado de Houldcroft (1977)).

Da mesma forma, Sheplekov (1989) relata que aumentar a velocidade do vento até 13 m/s não provocou um aumento do nitrogênio no metal de solda para dois

diferentes eletrodos FCAW-S. Combinando dados de duas referências, Bonieszewski (1992) revelou que a deformação e a tenacidade diminuíram com o aumento da velocidade do vento ao usar um eletrodo com proteção gasosa (figuras 3.27 e 3.28).

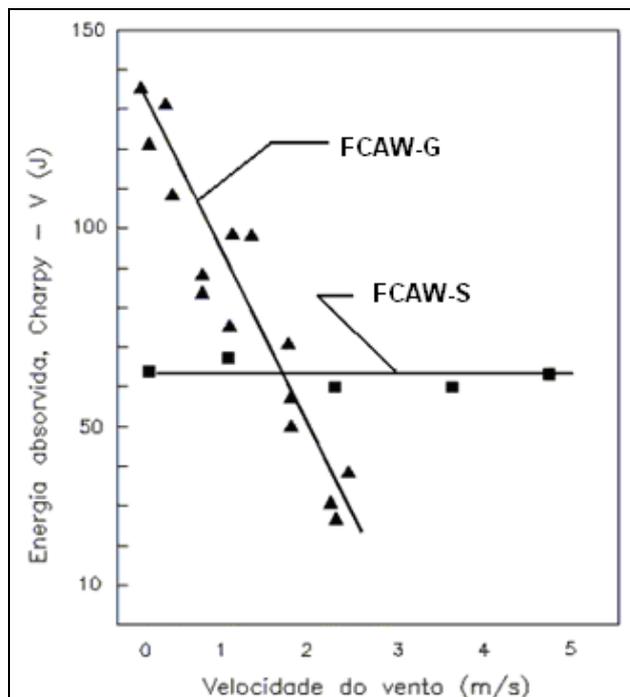


Figura 3.28 – Efeito da velocidade do vento lateral sobre a tenacidade do metal depositado para FCAW-G e FCAW-S. Fonte: Bonieszewski, 1992.

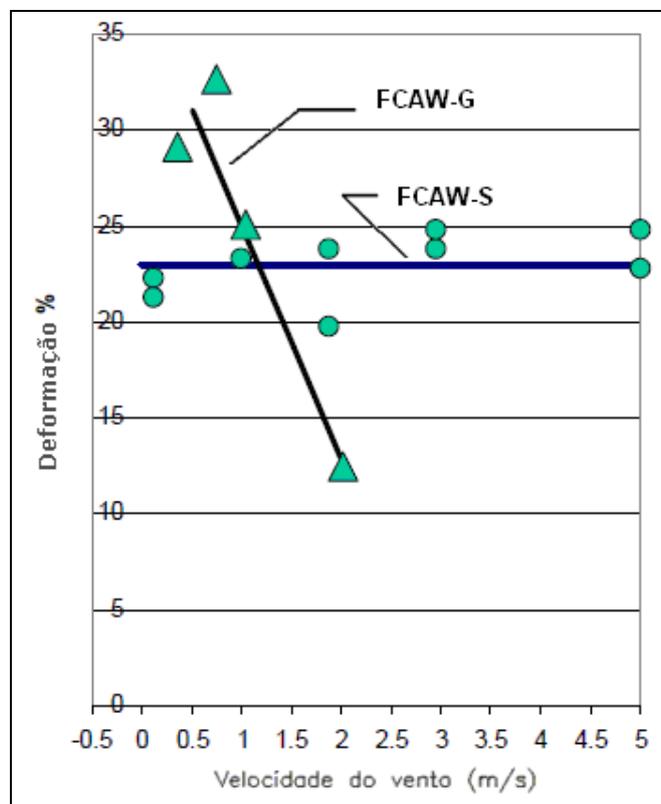


Figura 3.29 – Efeito da velocidade do vento sobre a elongação para FCAW-G e FCAW-S. Fonte: Bonieszewski, 1992.

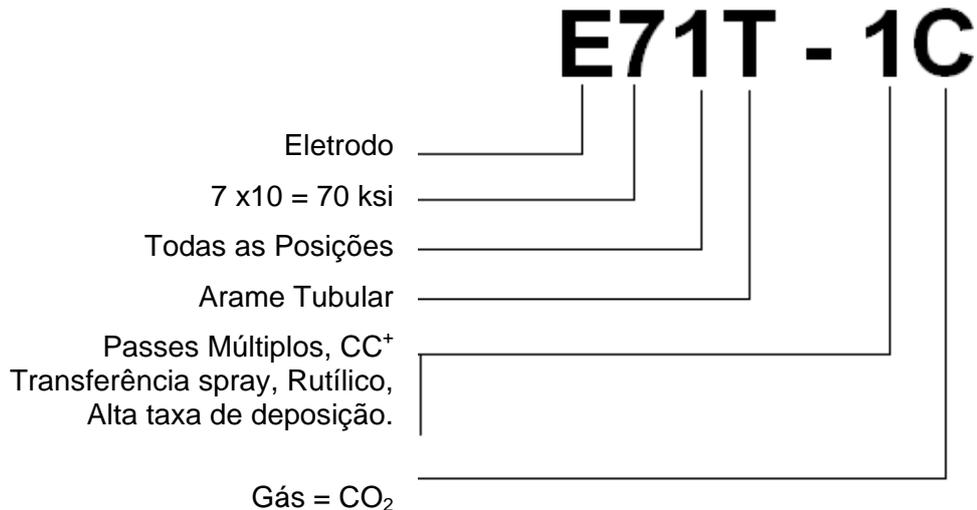
4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

O aço ASTM A36 utilizado para a realização deste trabalho científico foi fornecido pelo SENAI do Cabo de Santo Agostinho, sendo o mesmo aço utilizado para treinamento dos soldadores do Estaleiro Atlântico Sul, localizado no Porto de Suape.

Os arames tubulares utilizados foram:

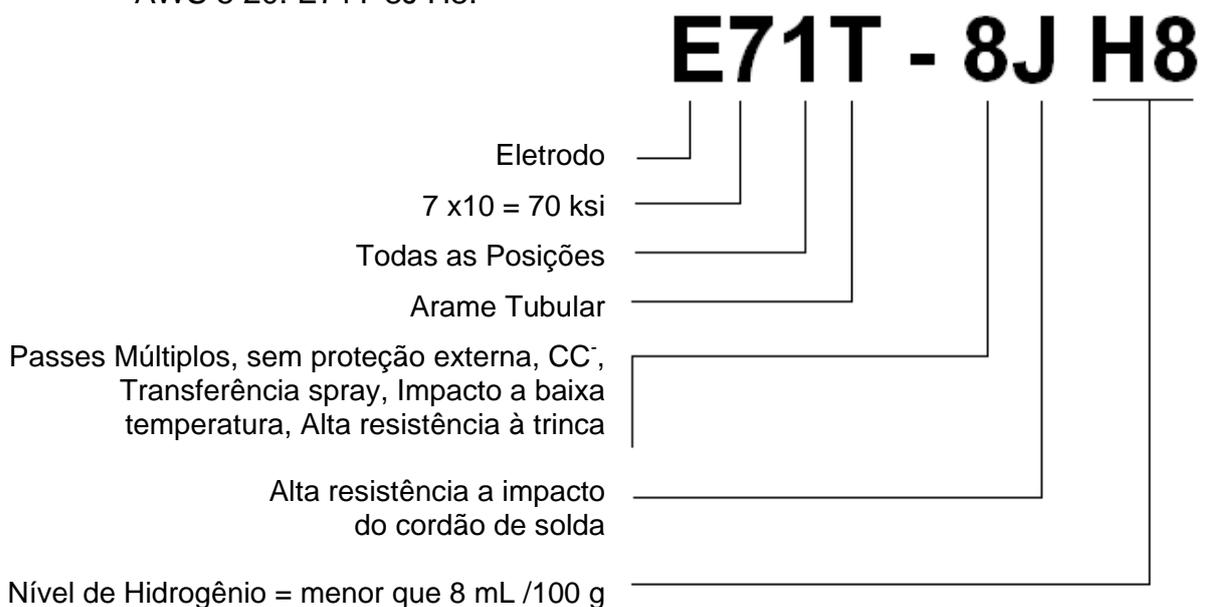
- Para o processo FCAW-G: Supercored 71 de 1,2 mm de diâmetro.
AWS 5 20: E71T-1C.



Proteção gasosa: Stargold (Mistura Gasosa com 75% Argônio + 25% Dióxido de Carbono), fornecido pela White Martins.

OBS: Apesar da especificação do arame tubular solicitar CO₂ com gás de proteção, trabalho anterior de Pedrosa (2008) mostrou que a mistura Stargold propicia uma transferência mais suave.

- Para o processo FCAW-S: FABSHIELD XLR-8 de 1,6 mm de diâmetro.
AWS 5 20: E71T-8J H8.



As placas do metal de base possuíam dimensões 300 mm x 100 mm x 12,7 mm conforme ilustrado na figura 4.1.



Figura 4.1 – Fotografia da preparação das duas chapas de aço de classificação ASTM A36, com dimensões 300 mm x 100 mm x 12,7 mm cada.

As propriedades mecânicas e a composição química do metal de base estão representadas nas tabelas 4.1 e 4.2, respectivamente.

Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas do metal de base, segundo o Centro Brasileiro da Construção em Aço (CBCA).

	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
ASTM A36	250 mín.	400-550	20 mín.

Tabela 4.2 – Composição química do metal de base, segundo o Centro Brasileiro da Construção em Aço (CBCA).

Elemento Químico	ASTM A36
%C máx.	0,26
%Mn	...
%P máx.	0,04
%S máx.	0,05
%Si	0,4
%Ni	...
%Cr	...
%Mo	...
%Cu	0,202
%V	...
(%Nb + %V)	...

O insuflamento artificial de ar foi realizado com a utilização de um ventilador de pedestal com ajuste de velocidade de giro. Com o auxílio de um anemômetro digital, mediu-se a velocidade do vento para as diferentes velocidades de giro e para diferentes distâncias do ventilador.

Optou-se, então, por realizar as soldagens tanto para o processo FCAW-G como para o processo FCAW-S em quatro diferentes situações: ausência de ventos e sob ação de ventos de 2,3 m/s; 3,3 m/s e 4,4 m/s.

4.2 Equipamento de Soldagem

O equipamento de soldagem utilizado foi Kemppi Pro Evolution 3200, figura 4.2.



Figura 4.2 – Equipamento de soldagem - Kemppi Pro Evolution 3200.

Nas figuras 4.3 e 4.4 abaixo, mostramos a colocação do arame tubular no equipamento de soldagem.



Figura 4.3 – Colocação do arame tubular.



Figura 4.4 – Arame tubular posicionado.

4.3 Procedimentos de Soldagem

A posição de soldagem utilizada foi plana, com junta de topo e chanfro em V - 50° (bisel de 25° em cada chapa) com dimensões mostradas na figura 4.5.

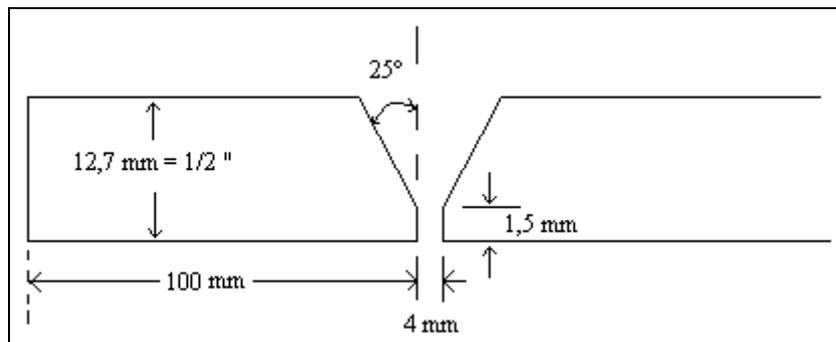


Figura 4.5 – Dimensões do corpo de prova de soldagem.

A sequência utilizada de passos de soldagem está mostrada na figura 4.6

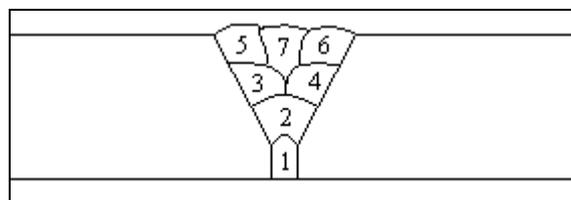


Figura 4.6 – Sequência de passos de soldagem.

A soldagem desse aço foi efetuada com o controle dos parâmetros de soldagem como mostrado na tabela 4.3 (FCAW-G) e na tabela 4.4 (FCAW-S).

Para o processo FCAW-G utilizou-se gás de proteção Stargold (Mistura Gasosa com 75% Argônio + 25% Dióxido de Carbono), com vazão de 14 L/min.

Tabela 4.3 – Dados da soldagem FCAW-G (CC+)

Condição	Passos	Tensão (V)	Corrente (A)	Temperatura entre passos (°C,K)	Velocidade do Arame (m/min)	Período (s)
Sem Vento						
Vazão Gás – 14L/min	1- Raiz	24	160	-	6,7	70
	2- Oscilar	24	165	150 , 423	6,7	75
	3	24	162	145 , 418	6,7	66
	4	24	163	145 , 418	6,7	55
	5	24	165	155 , 428	6,7	63
	6	24	165	155 , 428	6,7	45
	7	24	169	150 , 423	6,7	45
Vento 2,3m/s						
Vazão Gás – 14L/min	1- Raiz	24	160	-	6,7	90
	2- Oscilar	24	160	150 , 423	6,7	90
	3	24	157	145 , 418	6,7	80
	4	24	170	140 , 413	6,7	55
	5	24	178	155 , 428	6,7	60
	6	24	172	145 , 418	6,7	55
	7	24	162	140 , 413	6,7	55
Vento 3,3m/s						
Vazão Gás – 14L/min	1- Raiz	24	155	-	6,7	150
	2- Oscilar	24	159	145 , 418	6,7	90
	3	24	160	150 , 423	6,7	70
	4	24	160	150 , 423	6,7	50
	5	24	168	155 , 428	6,7	70
	6	24	170	145 , 418	6,7	70
	7	24	160	150 , 423	6,7	70
Vento 4,4m/s						
Vazão Gás – 14L/min	1- Raiz	24	155	-	6,7	100
	2- Oscilar	24	158	145 , 418	6,7	95
	3	24	160	150 , 423	6,7	55
	4	24	170	145 , 418	6,7	45
	5	24	168	145 , 418	6,7	73
	6	24	160	155 , 428	6,7	83
	7	24	162	155 , 428	6,7	68

Tabela 4.4 – Dados da soldagem FCAW-S (CC-)

Condição	Passos	Tensão (V)	Corrente (A)	Temperatura entre passos (°C,K)	Velocidade do Arame (m/min)	Período (s)
Sem Vento						
	1- Raiz	19	160	-	3,2	200
	2- Oscilar	19	160	155 , 428	3,2	180
	3	19	165	145 , 418	3,2	100
	4	19	158	140 , 413	3,2	108
	5	19	160	150 , 423	3,2	105
	6	19	165	155 , 428	3,2	115
	7	19	158	150 , 423	3,2	100
Vento 2,3m/s						
	1- Raiz	19	160	-	3,2	155
	2- Oscilar	19	156	150 , 423	3,2	155
	3	19	159	140 , 413	3,2	105
	4	19	160	140 , 413	3,2	115
	5	19	163	155 , 428	3,2	110
	6	19	163	155 , 428	3,2	98
	7	19	162	150 , 423	3,2	90
Vento 3,3 m/s						
	1- Raiz	19	150	-	3,2	180
	2- Oscilar	19	158	155 , 428	3,2	185
	3	19	158	150 , 423	3,2	110
	4	19	160	140 , 413	3,2	125
	5	19	164	150 , 423	3,2	115
	6	19	161	145 , 418	3,2	110
	7	19	160	150 , 423	3,2	80
Vento 4,4 m/s						
	1- Raiz	19	148	-	3,2	160
	2- Oscilar	19	160	155 , 428	3,2	120
	3	19	160	150 , 423	3,2	105
	4	19	157	145 , 418	3,2	135
	5	19	164	140 , 413	3,2	112
	6	19	162	145 , 418	3,2	90
	7	19	162	155 , 428	3,2	88

As figuras 4.7, 4.8 e 4.9, mostram fotos da preparação do corpo de prova para a soldagem, da soldagem em andamento e da retirada de escória (FCAW-S).



Figura 4.7 – Preparação do corpo de prova de soldagem.



Figura 4.8 – (a) Corpo de prova pronto para a soldagem. (b) Soldagem sendo realizada.

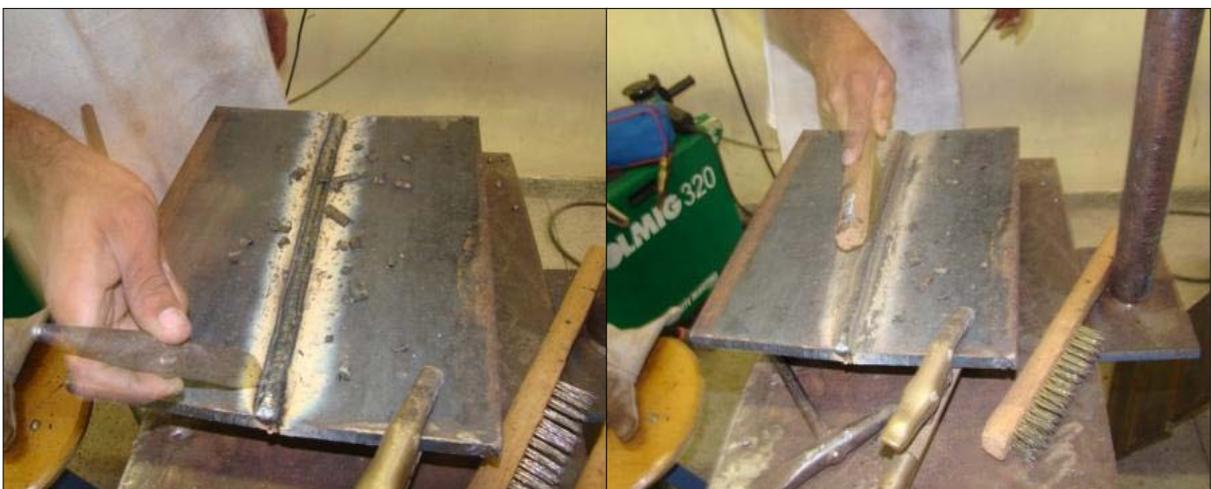


Figura 4.9 – Retirada da escória no processo FCAW-S

4.4 Ensaio Com Líquido Penetrante

Para permitir uma análise da qualidade das soldagens, as mesmas foram submetidas a ensaio com líquido penetrante.

O ensaio por líquidos penetrantes é considerado um dos melhores métodos de ensaio não-destrutivo utilizado para detectar defeitos de rupturas em superfícies, tais como fendas, descontinuidades, porosidades que não são detectáveis a olho nu. É largamente utilizado na aferição de qualidade do cordão de solda.

O kit utilizado foi o Spotcheck, Magnaflux da Chemical Products Ltda, composto de um limpador de superfície, um líquido penetrante e um revelador (figura 4.10).

Aplicou-se inicialmente um spray para limpar a área a ser analisada (limpador).

O líquido penetrante foi aplicado com lata de aerosol e deixado por um tempo para penetração. Efetuou-se a remoção deste penetrante da superfície por meio de lavagem com água.

A aplicação de um aerosol revelador (talco) mostrou a localização das descontinuidades superficiais com precisão e grande simplicidade (figura 4.10).

Este método está baseado no fenômeno da capilaridade que é o poder de penetração de um líquido em áreas extremamente pequenas devido a sua baixa tensão superficial. O poder de penetração é uma característica bastante importante uma vez que a sensibilidade do ensaio é enormemente dependente do mesmo.

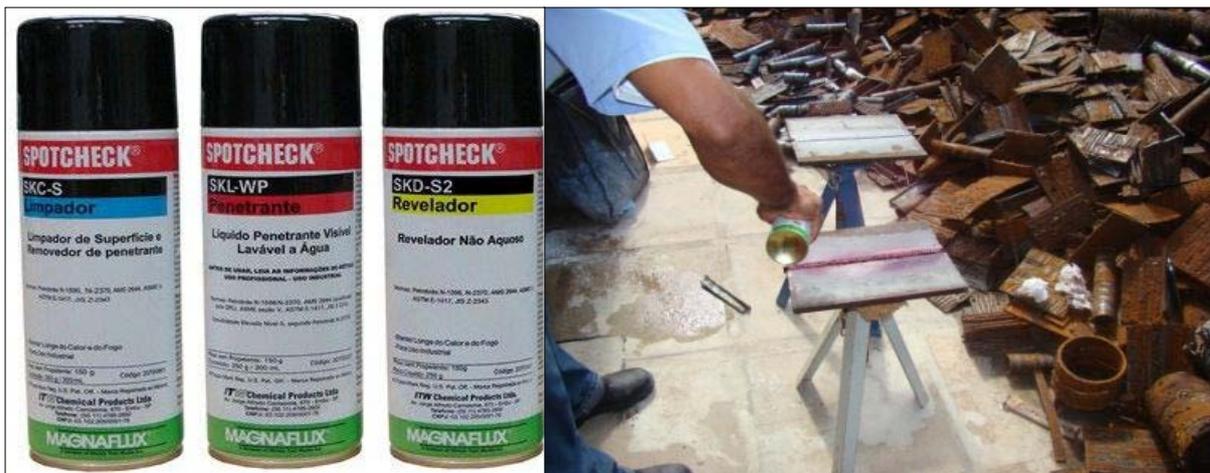


Figura 4.10 – (a) Kit de ensaio. (b) Aplicação do revelador (talco) em ensaio com líquido penetrante

4.5 Análise Microestrutural

Para as análises microestruturais, as amostras foram lixadas em papéis de granulometria 200, 400, 600 e 1000 mesh e, em seguida, sofreram um polimento no tapete com pasta diamantada de 1,0 μm . Depois de polidas as amostras foram atacadas por Nital a 5% (Shanmugam, *et al* 2007), por 15 segundos.

Toda a caracterização microestrutural das diferentes juntas soldadas foi realizada por microscopia ótica, onde foram analisadas as influências dos processos de soldagem utilizados nas microestruturas da Zona Fundida e da Zona Termicamente Afetada.

A figura 4.11, mostra fotos da preparação do corpo de prova para a análise microestrutural.



Figura 4.11 – Preparação do corpo de prova para análise microestrutural.

Nota-se

4.6 Teste de Microdureza

Para as medições de microdureza foi utilizado um microdurômetro modelo HVS-5, fabricante IMPORTÉCNICA, com carga de 500 gf, preparado para medir microdureza Vickers e equipado com penetrador piramidal de diamante com base quadrada, conforme previsto pela norma ASTM-E 384 (1999).

O tempo de indentação foi de 15 segundos para cada ensaio, tendo sido feitas três medições para cada posição. A preparação dos corpos de prova para a análise de microdureza seguiu os mesmos procedimentos dos exames micrográficos.

Os ensaios de microdureza foram realizados nas seções transversais das juntas soldadas e as regiões analisadas foram o metal de base, a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de solda segundo esquema mostrado na figura 4.12.

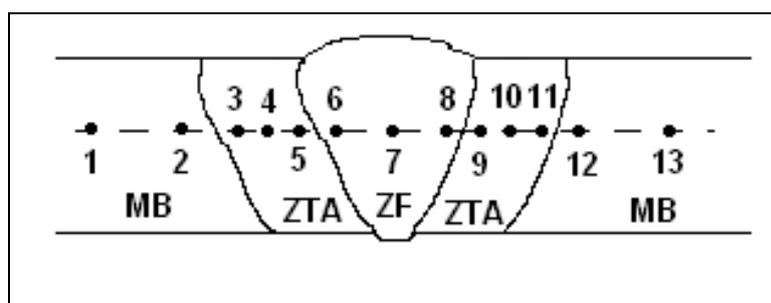


Figura 4.12 – Esquema dos pontos de medição de microdureza.

Legenda:

1 = Material de base (MB) distante da ZTA
 2 = Material de base (MB) a 0,5 mm da ZTA
 3 = ZTA a 0,5 mm do Material de Base
 4 = Centro da ZTA
 5 = ZTA a 0,5 mm da ZF
 6 = ZF a 0,5 mm da ZTA
 7 = Centro da ZF

8 = ZF a 0,5 mm da ZTA
 9 = ZTA a 0,5 mm da ZF
 10 = Centro da ZTA
 11 = ZTA a 0,5 mm do Material de Base
 12 = Material de base (MB) a 0,5 mm da ZTA
 13 = Material de base (MB) distante da ZTA
 OBS: Os pontos 8 a 13 só foram necessários em situações sob ação de ventos.

4.7 Ensaio de Dobramento

O ensaio de dobramento de peças soldadas tem o objetivo de qualificar a solda, o soldador e o processo de soldagem, sendo um ensaio qualitativo.

O dobramento realizado foi guiado, tendo sido utilizado o aparato mostrado na figura 4.13, constando de uma prensa manual hidráulica, um cutelo e de uma matriz de dobramento.



Figura 4.13 – Fotografia da prensa manual hidráulica utilizada para o ensaio de dobramento.

Para aferição do dobramento, utilizou-se um gabarito com um ângulo de 120° , conforme mostrado na figura 4.14.



Figura 4.14 – Fotografia do ensaio de dobramento com gabarito em ângulo de 120° .

Foram realizados três ensaios de dobramento para cada situação de soldagem, sendo um dobramento contra a raiz da solda, outro contra a borda e o último lateralmente à mesma.

4.8 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de ensaios universal Instron modelo 8801, com uma unidade de potência hidráulica Instron 3520, com célula de carga de 100 kN, utilizando-se em todos os ensaios velocidade de

deslocamento do cabeçote de 5,0 mm/min (0,083 mm/s) (figura 4.15). Os parâmetros do ensaio foram controlados através de um aplicativo comercial.

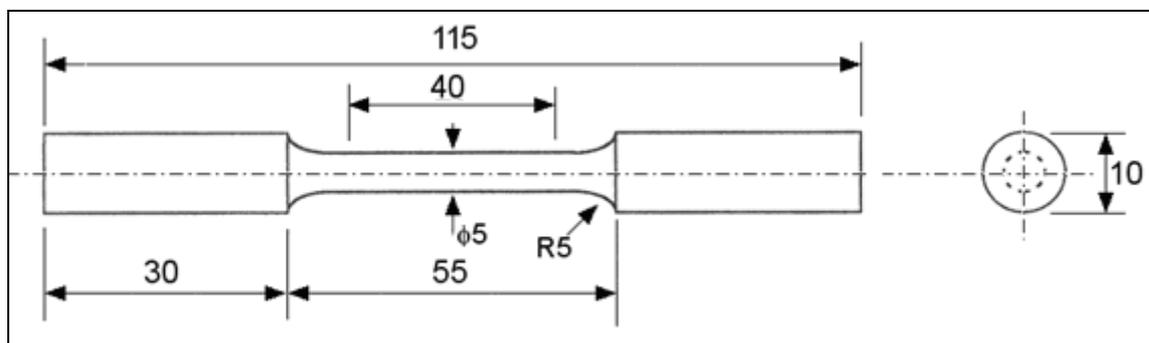


Figura 4.15 – Fotografia da máquina de ensaios universal utilizada nos ensaios de tração.

Os ensaios de tração foram executados em corpos de prova de formato cilíndrico, figura 4.16, onde o eixo longitudinal do corpo de prova é perpendicular ao eixo longitudinal do cordão de solda, segundo a norma ASTM A370 (2003).



(a)



(b)

Figura 4.16 – (a) Fotografia de corpos de prova utilizados no ensaio de tração.
(b) Dimensões dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração.

Foram feitos 24 corpos de prova, sendo 03 corpos de prova para cada uma das 08 situações: soldagem pelo processo FCAW-G e pelo processo FCAW-S, cada uma em 04 situações: ausência de vento e com ventos de 2,3; 3,3 e 4,4 m/s.

5. 1 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Análise Macrográfica

Uma análise macrográfica das juntas soldadas em diferentes condições já é suficiente para mostrar a baixa qualidade da soldagem com a utilização do arame tubular com proteção gasosa (FCAW-G) sob ação de ventos. Para qualquer que seja a velocidade do vento entre 2,3 e 4,4 m/s a solda apresenta respingos e uma porosidade excessiva, conforme pode ser observado nas figuras abaixo (figuras 5.1, 5.2 e 5.3).



Figura 5.1 – FCAW-G com vento de 2,3 m/s.



Figura 5.2 – FCAW-G com vento de 3,3 m/s.



Figura 5.3 – FCAW-G com vento de 4,4m/s.

Por outro lado, uma análise macrográfica não permitiu encontrar perda de qualidade da soldagem com arame tubular autoprottegido (FCAW-S) para nenhuma das velocidades de ventos geradas (figuras 5.4, 5.5 e 5.6).



Figura 5.4 – FCAW-S com vento de 2,3 m/s.

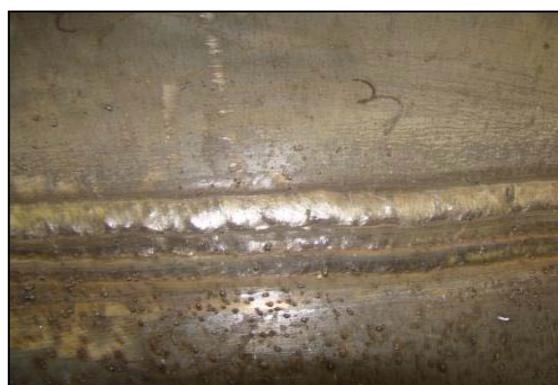


Figura 5.5 – FCAW-S com vento de 3,3 m/s.

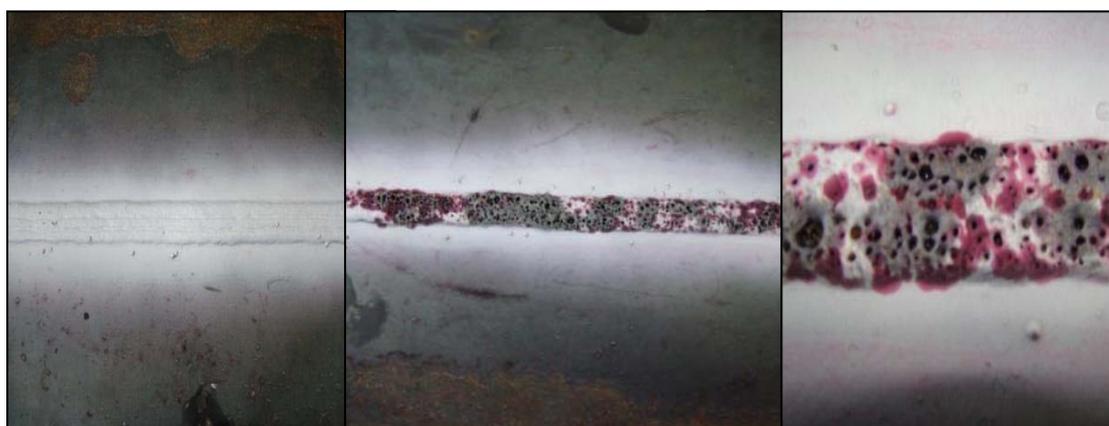


Figura 5.6 – FCAW-S com vento de 4,4m/s.

5.2 Ensaio com Líquido Penetrante

Os ensaios com líquidos penetrantes mostraram uma boa qualidade da soldagem com a utilização do arame tubular com proteção gasosa (FCAW-G) apenas na ausência de ventos (figura 5.7 (a)). Na ausência de ventos não foram observadas indicações relevantes, estando o cordão de solda em conformidade com o código AWS 1.1 (2000).

Na presença de ventos, para qualquer que seja a velocidade, o reagente revelou a presença significativa indicações lineares e arredondadas justapostas, praticamente ao longo de todo o cordão, conforme ilustrado na figura 5.7 (b e c).



(a)

(b)

(c)

Figura 5.7 – (a) Ensaio líquido penetrante FCAW-G na ausência de ventos.
(b e c) Ensaio líquido penetrante FCAW-G na presença de ventos.

Com a utilização do arame tubular autoprotetido (FCAW-S), os resultados foram surpreendentes: tanto na ausência quanto na presença de ventos em todas as velocidades, o reagente não revelou indicações de descontinuidades sobre o cordão (figura 5.8).

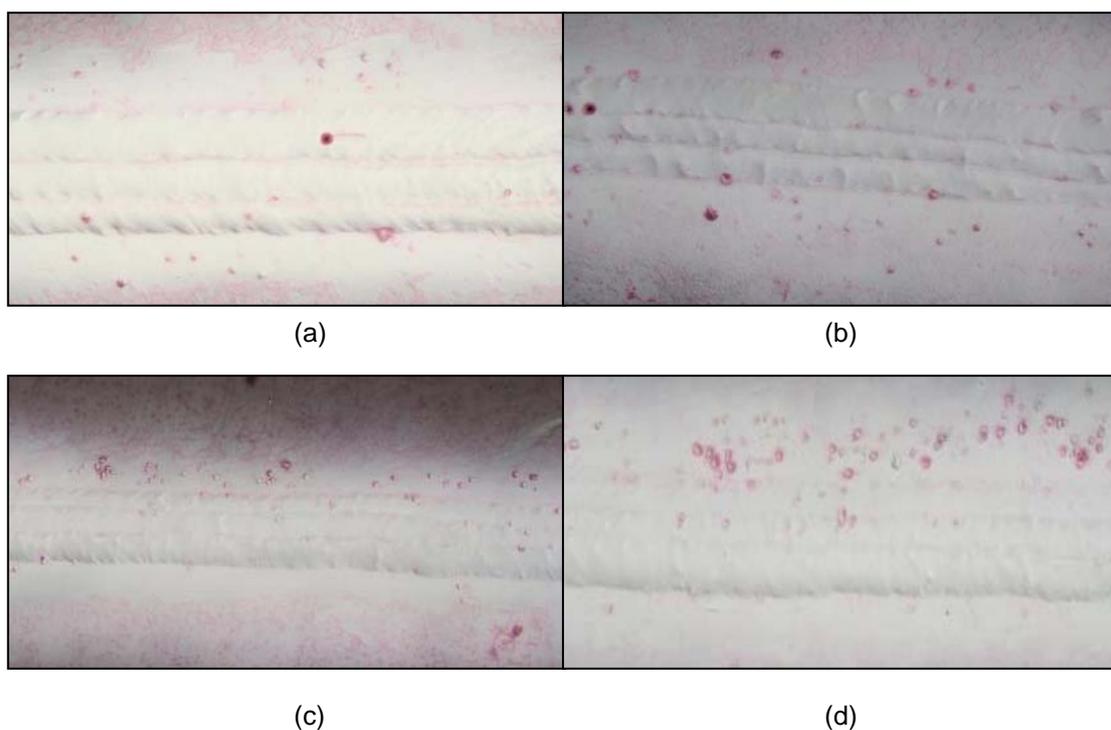


Figura 5.8 – (a) Ensaio líquido penetrante FCAW-S na ausência de ventos.
 (b) Ensaio líquido penetrante FCAW-S com vento de 2,3 m/s.
 (c) Ensaio líquido penetrante FCAW-S com vento de 3,3 m/s.
 (d) Ensaio líquido penetrante FCAW-S com vento de 4,4 m/s.

5.3 Análise Microestrutural

As análises microestruturais da soldagem com arame tubular com proteção gasosa (FCAW-G) na ausência de ventos estão mostradas abaixo. Na zona de ligação (figura 5.9) observam-se os efeitos da diluição, caracterizando a boa penetração e uma baixa densidade de poros.

Analizando o início da Zona Fundida (ZF) observa-se o fenômeno da epitaxia.



Figura 5.9 – Micrografia da Zona Termicamente Afeta - FCAW-G na ausência de ventos (Aumento 50x)

Nas figuras 5.10, 5.11 e 5.12 tem-se ampliação de 1000 vezes da zona fundida (ZF) na região superior (borda), central e raiz do cordão de solda.

A região clara representa grãos ferríticos de tamanhos variados, sem efeito direcional, com contornos perlíticos (região escura). A zona fundida também se mostra sem trincas ou poros importantes.

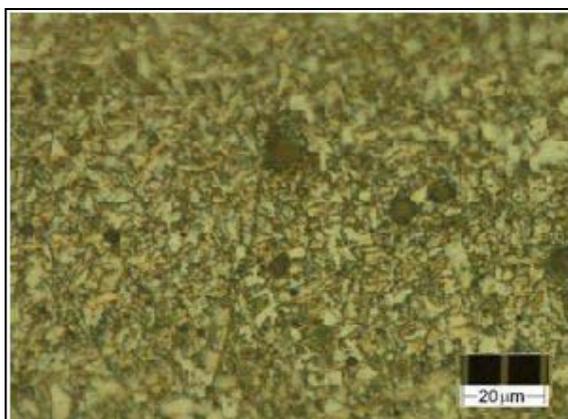


Figura 5.10 – Micrografia da ZF Borda - FCAW-G sem ventos (Aumento 1000x)

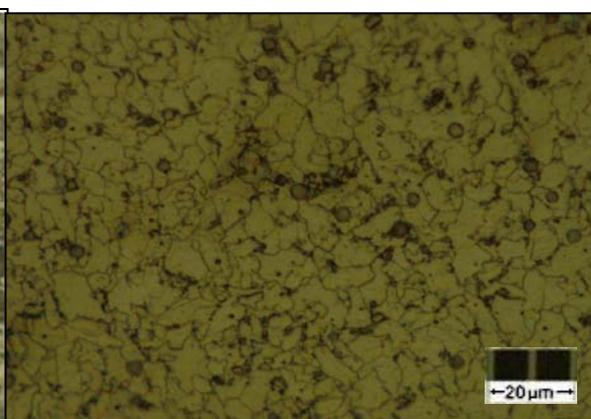


Figura 5.11 – Micrografia da ZF Raiz - FCAW-G ausência de ventos (Aumento 1000x)



Figura 5.12 – Micrografia da ZF Centro - FCAW-G ausência de ventos (Aumento 1000x)

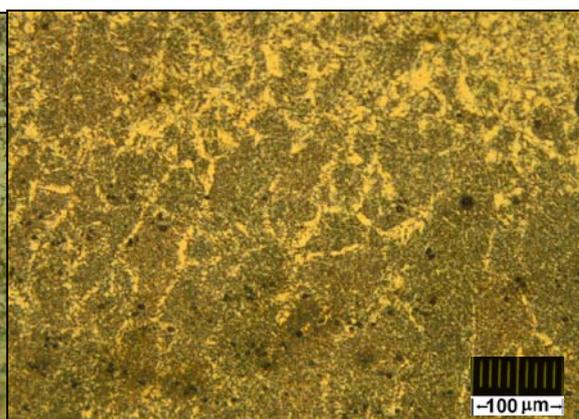


Figura 5.13 – Micrografia da ZF - FCAW-G ausência de ventos (Aumento 200x)

Na figura 5.13, podem-se observar linhas de segregação em região da zona fundida.

A zona termicamente afetada, particularmente a zona de grãos grosseiros (figura 5.14), também apresenta uma morfologia sem anomalias, onde nenhuma trinca foi observada.

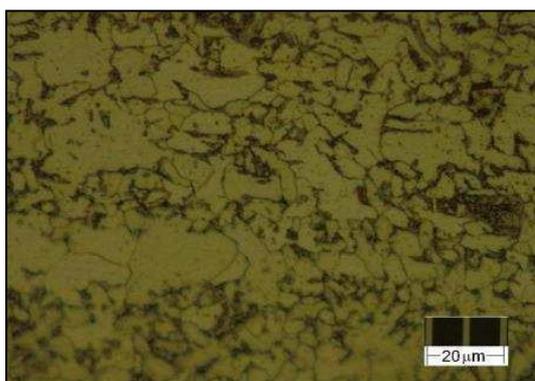


Figura 5.14 – Micrografia da ZTA - FCAW-G ausência de ventos (1000x)

Já as análises microestruturais da soldagem com arame tubular com proteção gasosa (FCAW-G) na presença de ventos mostram uma soldagem totalmente deficiente.

Na zona fundida, para todas as velocidades de ventos de 2,3 a 4,4 m/s, observam-se descontinuidades, como poros enormes, superiores a 1,0 mm e inclusões (figura 5.15). Este efeito nocivo dos ventos sobre o cordão FCAW-G também já foi observado por Boniszewski (1992); Yeo (1989) e Prio et al, (1986) .

Na figura 5.15 (a) pode-se observar a presença de escória em um dos poros.



Figura 5.15 – Micrografia da ZF - FCAW-G ventos de 2,3 m/s (Aumento 50x)

Na zona termicamente afetada, para ventos de 2,3 m/s, observam-se grãos de ferrita e cementita (figura 5.16). Também se observam muitos poros, possivelmente ocasionados por hidrogênio.

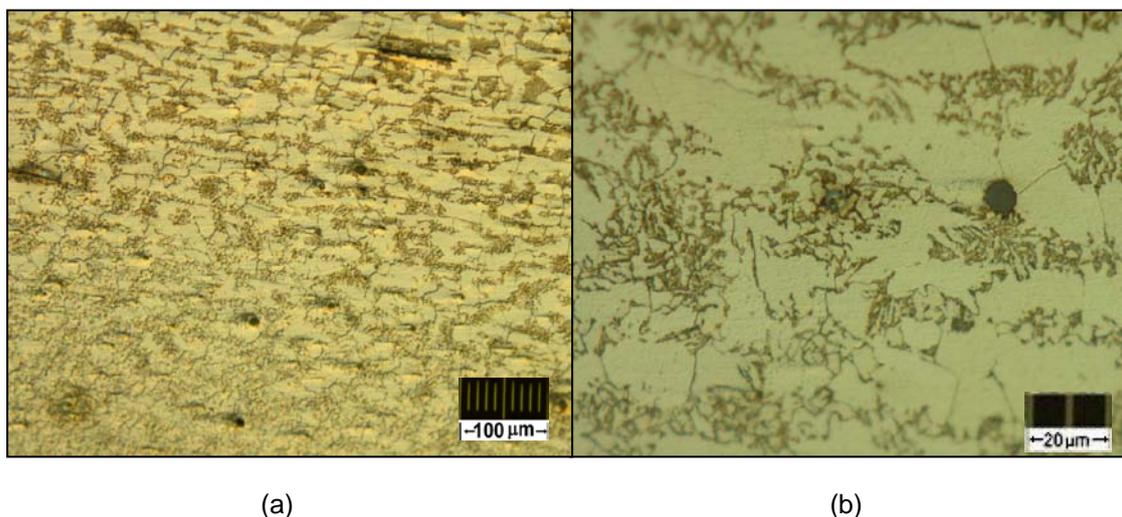


Figura 5.16 – Micrografia da ZTA - FCAW-G ventos de 2,3 m/s ((a) Aumento 200x; (b) Aumento de 1000x)

As análises microestruturais de juntas soldadas com arame tubular autoprottegido (FCAW-S) mostraram que, com ou sem o efeito dos ventos, a soldagem pode ser realizada sem apresentar discontinuidades.

As análises microestruturais da soldagem com arame tubular autoprottegido (FCAW-S) na ausência de ventos estão mostradas nas figuras a seguir.

No centro do cordão de solda (zona fundida) (figura 5.17), observa-se a presença de subgrãos, resultado de possível intensa plastificação.

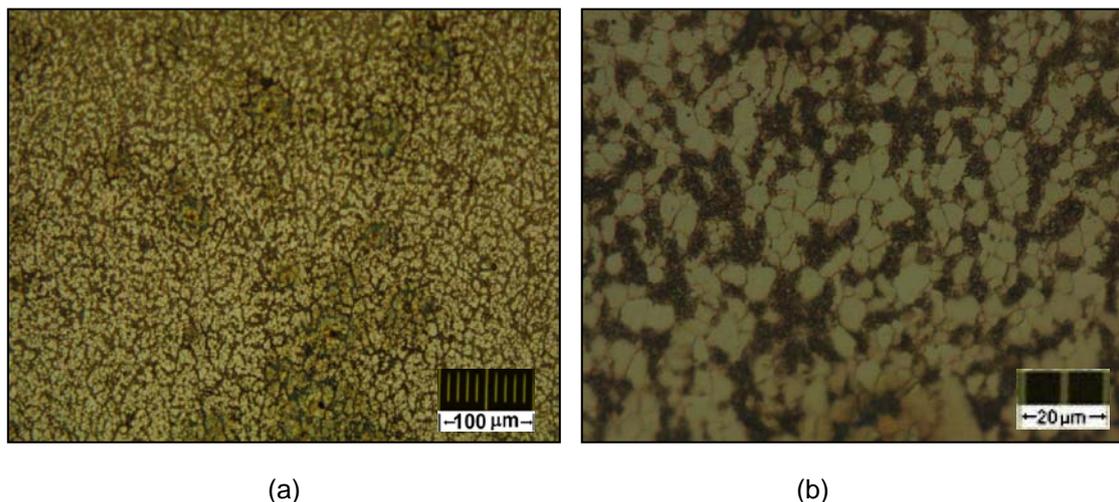


Figura 5.17 – Micrografia da ZF Centro - FCAW-S – ausência de ventos (Aumentos: (a) 200x; (b) 1000x)

Na raiz do cordão de solda (zona fundida) (figura 5.18), observa-se a presença de subgrãos em menor quantidade.

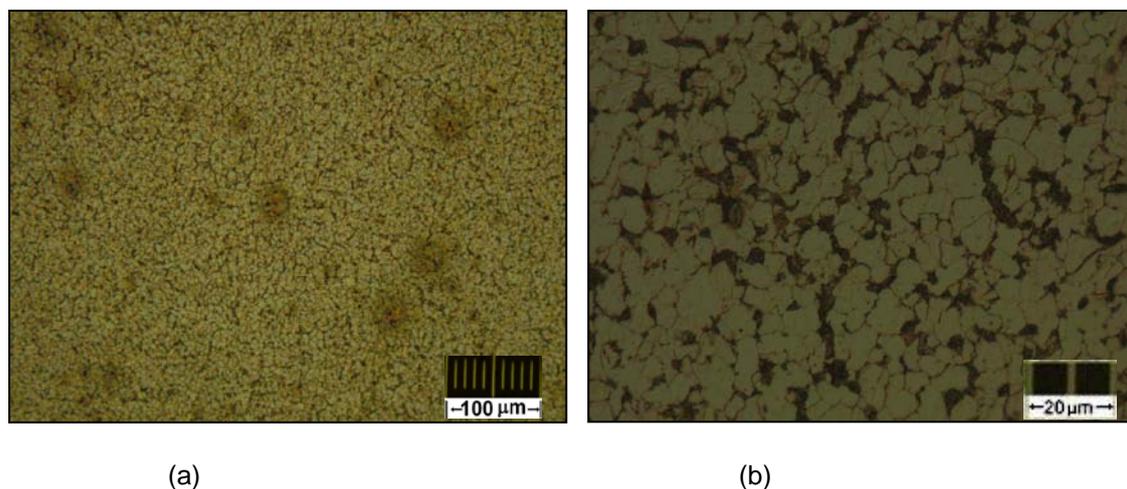


Figura 5.18 – Micrografia da ZF Raiz - FCAW-S - ausência de ventos (Aumentos: (a) 200x; (b) 1000x)

Na parte superior do cordão de solda (zona fundida) (figura 5.19), os grãos se apresentam de forma menos equiaxial.

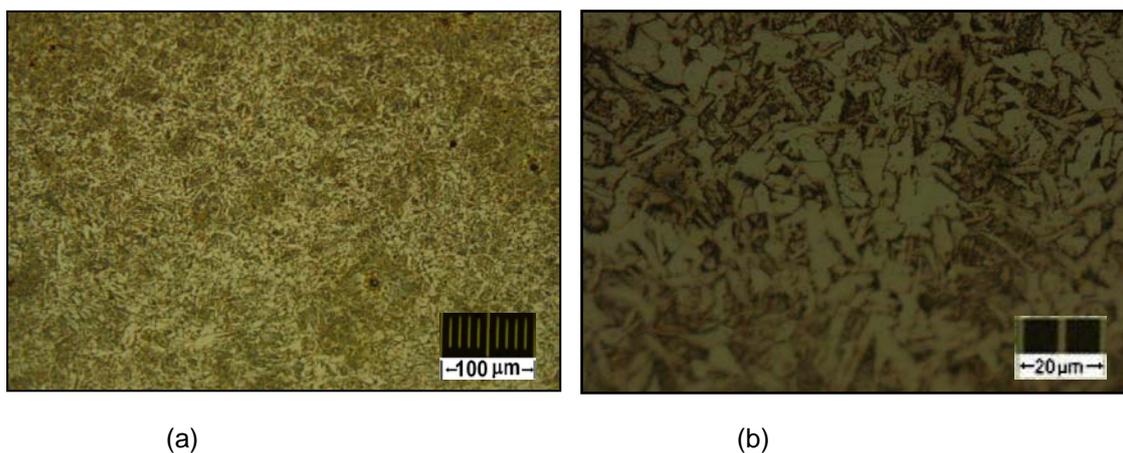


Figura 5.19 – Micrografia da ZF Borda - FCAW-S - ausência de ventos (Aumentos: (a) 200x; (b) 1000x)

Na zona termicamente afetada (figura 5.20), não se observa a presença de subgrãos.

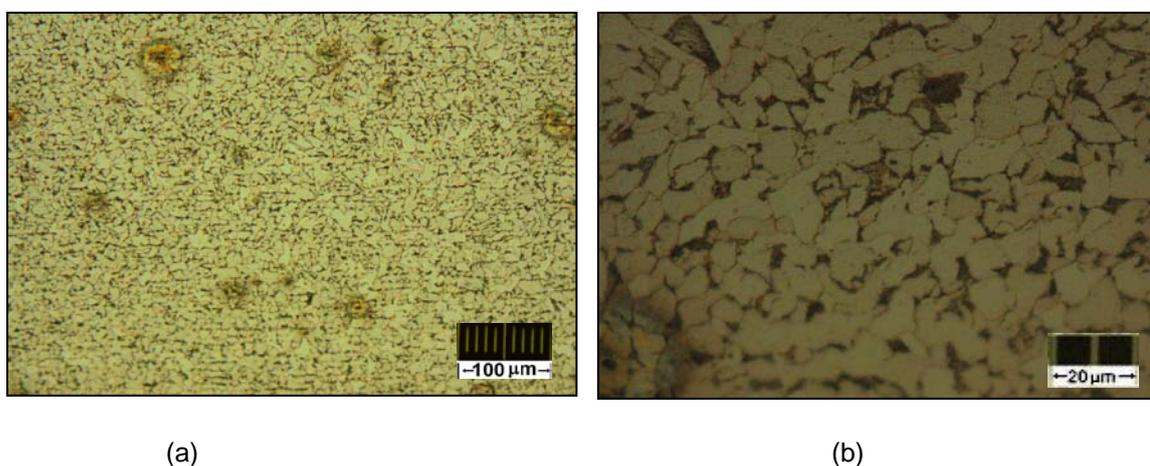


Figura 5.20 – Micrografia da ZTA - FCAW-S - ausência de ventos (Aumentos: (a) 200x; (b) 1000x)

Abaixo, na figura 5.21, temos a interface ZTAGF e MB. Nota-se certo direcionamento nos grãos finos da ZTA devido à plastificação.

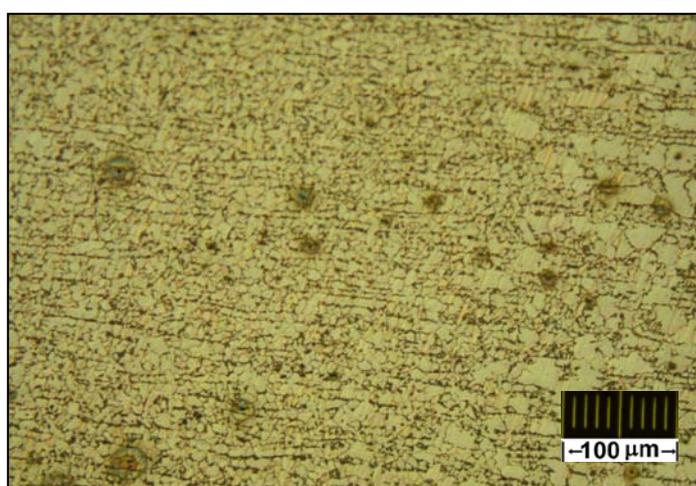


Figura 5.21 – Micrografia da ZTAGF/MB - FCAW-S - ausência de ventos (Aumentos 200x)

Sob ação de ventos, as micrografias obtidas mostram resultados similares, como se pode observar nas figuras 5.22 a 5.28.

Na zona fundida (ZF), tem-se tendência de formação de subgrãos e efeito direcional nos grãos da raiz.

Na zona termicamente afetada (ZTA), observam-se muitos poros.

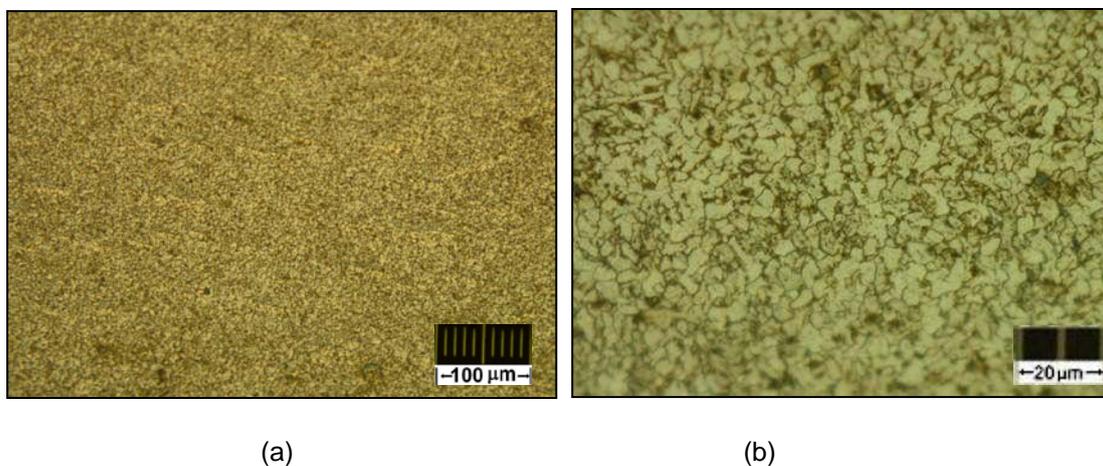


Figura 5.22 – Micrografia da ZF Borda - FCAW-S - ventos de 2,3 m/s (Aumentos: (a) 200x; (b) 1000x)

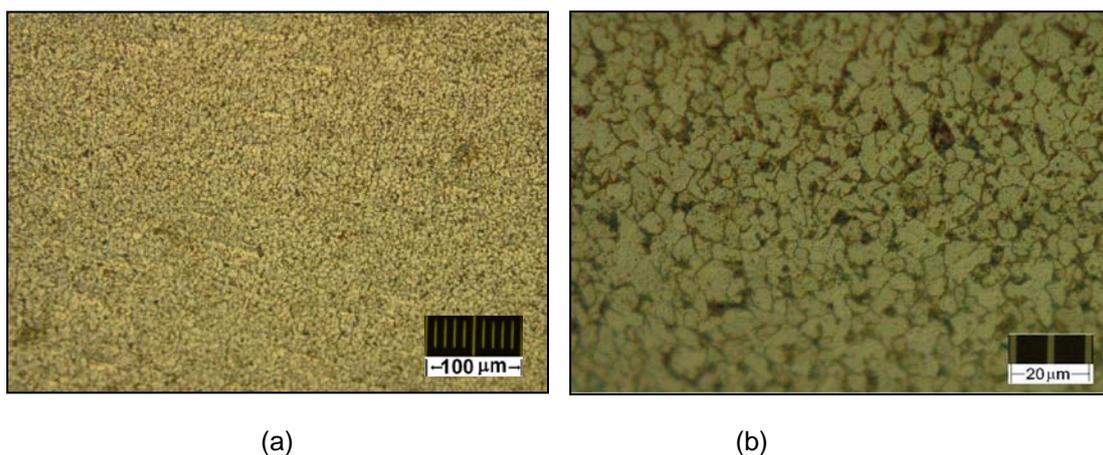


Figura 5.23 – Micrografia da ZF Centro- FCAW-S - ventos de 2,3 m/s (Aumentos: (a) 200x; (b) 1000x)

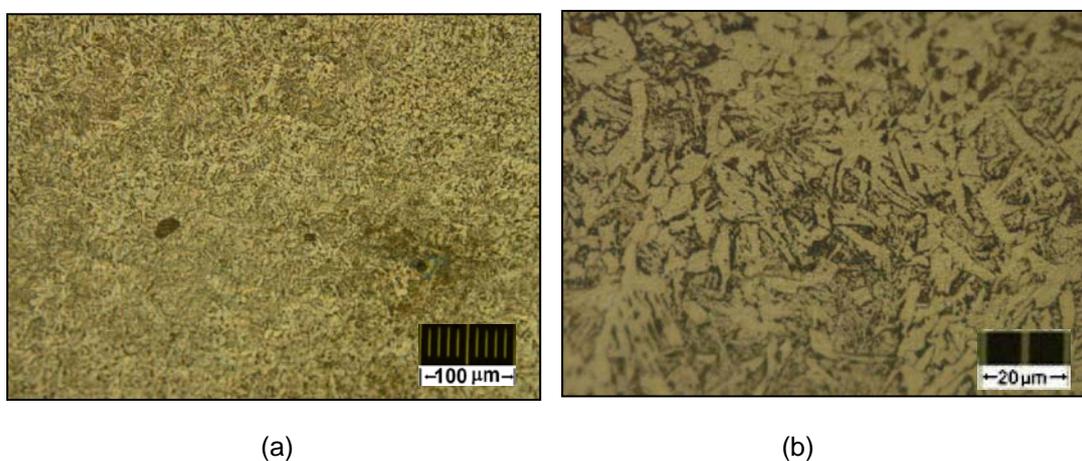


Figura 5.24 - Micrografia da ZF Raiz - FCAW-S - ventos de 2,3 m/s (Aumentos: (a) 200x; (b) 1000x)

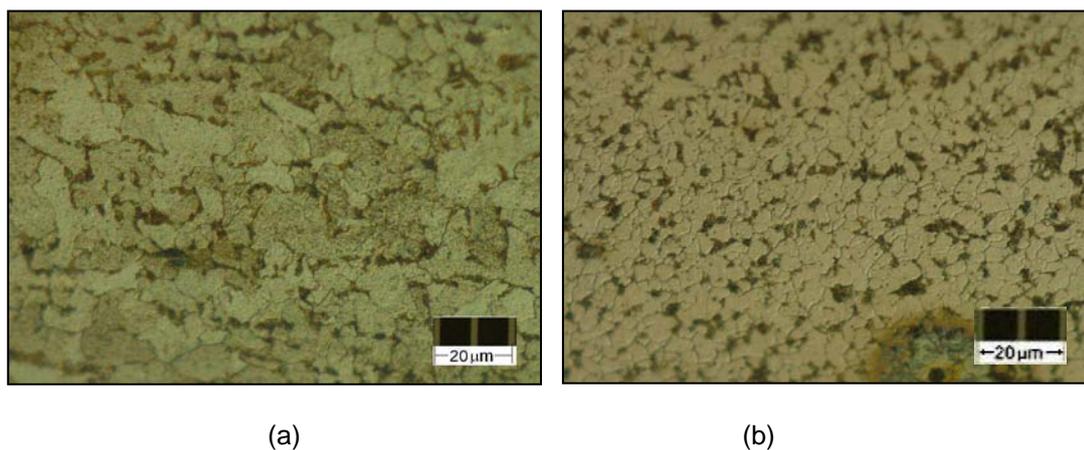


Figura 5.25 - Micrografia da ZTA - FCAW-S - ventos de 2,3 m/s (Aumento 1000x)

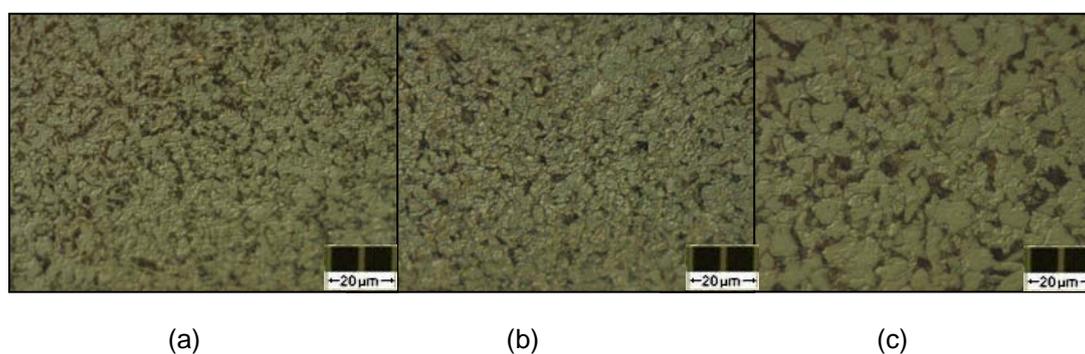


Figura 5.26 – Micrografias: (a) ZF Borda - FCAW-S - ventos de 3,3 m/s (Aumento 1000x)
 (b) ZF Centro - FCAW-S - ventos de 3,3 m/s (Aumento 1000x)
 (c) ZF Raiz - FCAW-S - ventos de 3,3 m/s (Aumento 1000x)

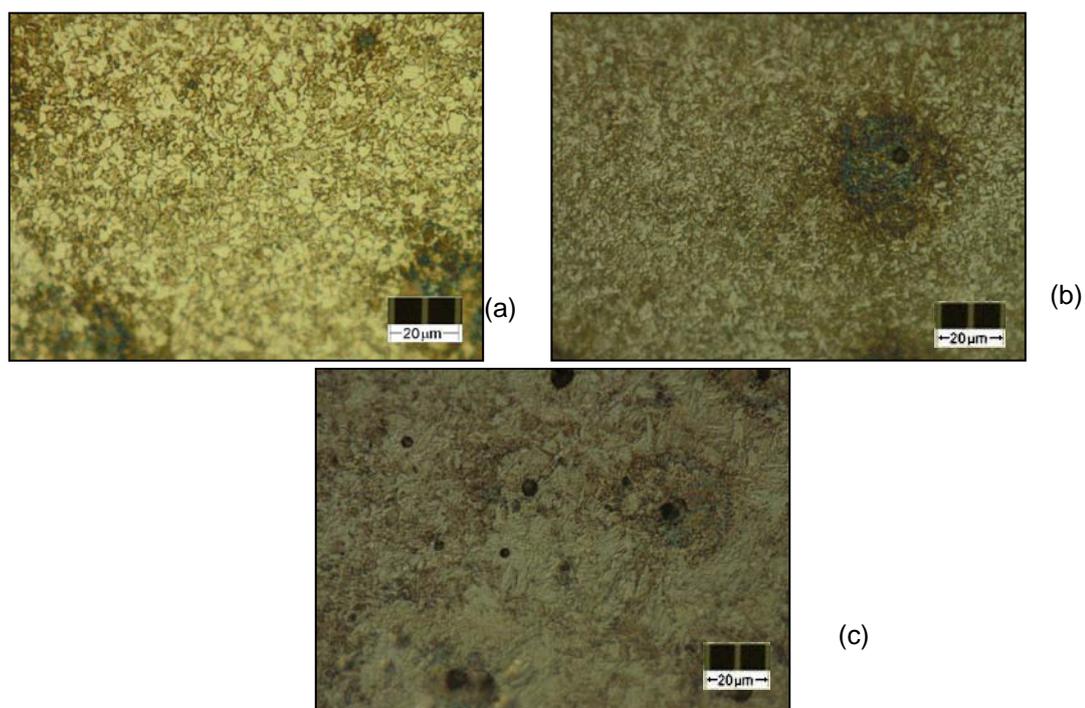
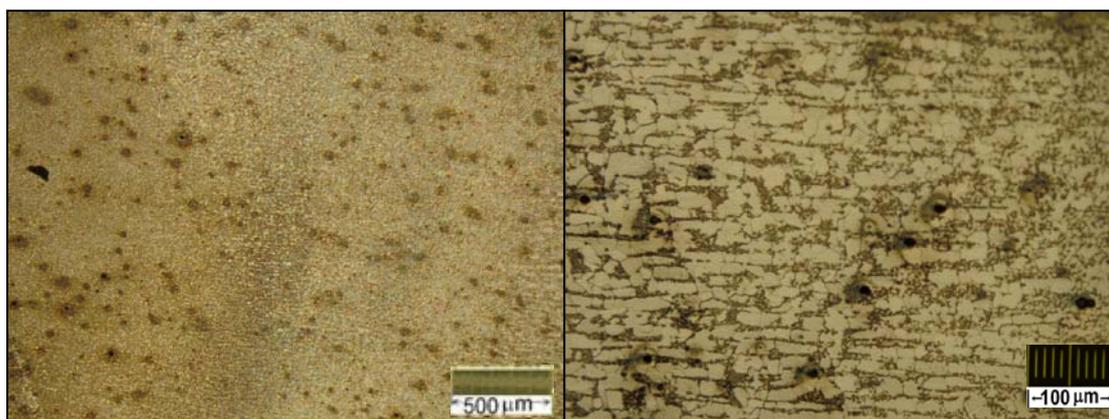
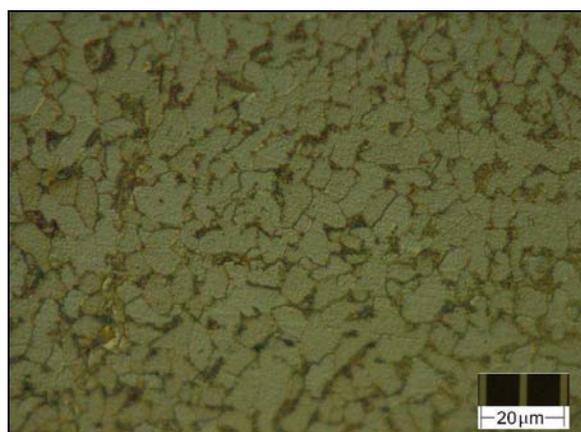


Figura 5.27 – Micrografias: (a) ZF Borda - FCAW-S - ventos de 4,4 m/s (Aumento 1000 x)
 (b) ZF Centro - FCAW-S - ventos de 4,4 m/s (Aumento 1000x)
 (c) ZF Raiz - FCAW-S - ventos de 4,4 m/s (Aumento 1000x)



(a)

(b)



(c)

Figura 5.28 – Micrografias: (a) ZTA - FCAW-S - ventos de 4,4 m/s (Aumento 50x)
 (b) ZTA - FCAW-S - ventos de 4,4 m/s (Aumento 200x)
 (c) ZTA - FCAW-S - ventos de 4,4 m/s (Aumento 1000x)

Comparando-se as microestruturas obtidas com as velocidades 2,3 m/s e 4,4 m/s observa-se que, para maior velocidade, a estrutura mostrou-se mais refinada, indicando que o incremento da convecção pode evitar o crescimento de grãos tanto na zona fundida (figuras 5.29 e 5.30) quanto na zona termicamente afetada (figura 5.31 e 5.32).

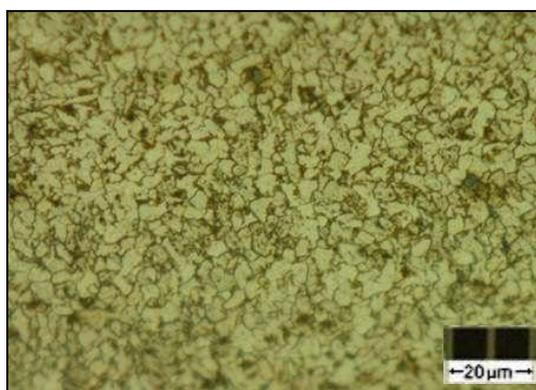


Figura 5.29 – Micrografia da ZF
 FCAW-S, ventos de 2,3 m/s (1000x)

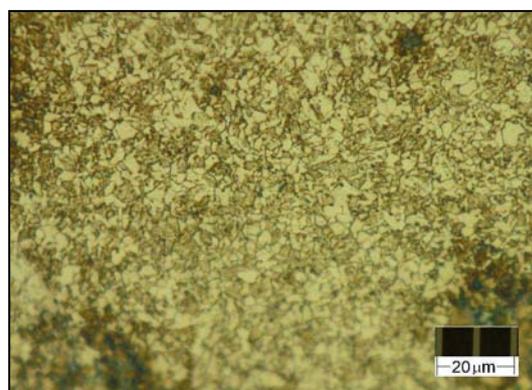


Figura 5.30 – Micrografia da ZF
 FCAW-S, ventos de 4,4m/s (1000x)

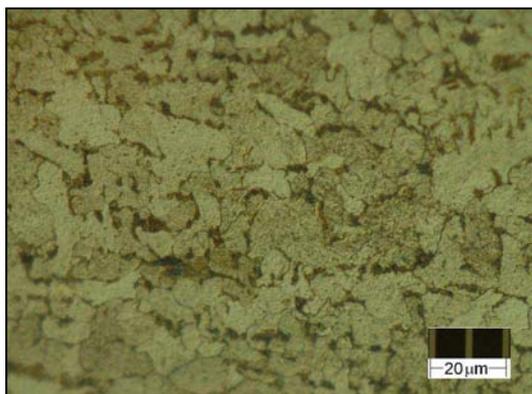


Figura 5.31 – Micrografia da ZTA FCAW-S, ventos de 2,3 m/s (1000x)

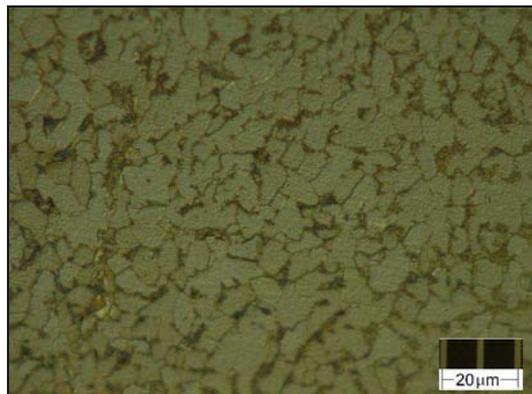


Figura 5.32 – Micrografia da ZTA FCAW-S, ventos de 4,4 m/s (1000x)

5.4 Ensaio de Dobramento

Os ensaios de dobramento praticamente ratificaram as evidências do ensaio com líquidos penetrantes.

O dobramento guiado a 120° para a condição sem vento, não apresentou descontinuidades na região convexa que fossem visíveis a olho nu; isto, para ambos os processos FCAW-G e FCAW-S (figuras 5.33 e 5.34).



Figura 5.33 – Dobramento FCAW-G na ausência de ventos.



Figura 5.34 – Dobramento FCAW-S na ausência de ventos.

Sob o efeito dos ventos, para qualquer que seja a velocidade, o dobramento para as juntas soldadas pelo processo FCAW-G apresentaram descontinuidades (figura 5.35) que ultrapassam os valores aceitáveis por norma (trincas superiores a 3,2 mm).

Observaram-se fraturas parciais, crateras e em alguns casos houve a ruptura completa do corpo de prova (figura 5.35).



(b)



(c)

Figura 5.35

- (a) Dobramento FCAW-G ventos de 2,3 m/s.
 (b) Dobramento FCAW-G ventos de 3,3 m/s
 (c) Dobramento FCAW-G ventos de 4,4 m/s

Por outro lado, o dobramento guiado a 120° realizado em corpos de provas retirados das chapas soldadas pelo processo FCAW-S não apresentaram descontinuidades perceptíveis a olho nu (figura 5.36), independentemente da velocidade dos ventos e da posição do dobramento.



(a)



(b)



(c)

Figura 5.36

- (a) Dobramento FCAW-S ventos de 2,3 m/s.
 (b) Dobramento FCAW-S ventos de 3,3 m/s
 (c) Dobramento FCAW-S ventos de 4,4 m/s

5.5 Medição de Microdureza

As medições de microdureza foram realizadas ao longo da linha média da seção transversal perpendicular ao cordão de solda cobrindo a ZF, a ZTA e o material de base. Tais medidas foram realizadas para a soldagem com arame tubular com proteção gasosa (FCAW-G) apenas no caso da ausência de ventos, visto que a soldagem na presença dos ventos foi comprovadamente falha, conforme mostrada anteriormente.

Para a soldagem com o eletrodo auto-protegido, os perfis de dureza foram levantados para avaliação do efeito dos ventos sobre as propriedades do cordão. Para os casos de soldagem na ausência de ventos, supôs-se que o perfil de durezas seria simétrico e só foram realizadas as medições de um lado a partir do centro da solda (pontos 1 a 7). No caso de presença de ventos, realizaram-se as medições no lado da entrada do vento (EV) e no lado da saída do vento (SV) (pontos 8 a 13).

Na tabela 5.1 estão os valores de microdureza Vickers encontrados.

Tabela 5.1 – Microdurezas Vickers Medidas.

Posição do Ponto	Localização da Posição	FCAW-G Sem Ventos	FCAW-S Sem Ventos	FCAW-S Ventos de 2,3 m/s	FCAW-S Ventos de 3,3 m/s	FCAW-S Ventos de 4,4 m/s
1	MB2 EV	196,67	201,62	200,05	199,92	210,11
2	MB1 EV	206,04	207,56	200	206,82	216,87
3	ZTA3 EV	204,98	226,09	206,01	216,49	218,66
4	ZTA2 EV	224,41	235,79	218,57	223,58	228,34
5	ZTA1 EV	212,9	227,34	215,53	223,73	247,07
6	ZF2 EV	214,05	233,62	214,97	238,56	238,07
7	ZF (Centro)	224,37	237,93	216,33	224,93	287,89
8	ZF2 SV			211,31	241,8	235,73
9	ZTA1 SV			251,61	225,49	222,34
10	ZTA2 SV			240,35	221,81	201,45
11	ZTA3 SV			232,55	214,74	209,77
12	MB1 SV			210,97	208,9	200,95
13	MB2 SV			198,86	202,1	196,86

Legenda:

MB2 = Material de base distante da ZTA

MB1 = Material de base a 0,5 mm da ZTA

ZTA3 = ZTA a 0,5 mm do Material de Base

ZTA2 = Centro da ZTA

ZTA1 = ZTA a 0,5 mm da ZF

ZF2 = ZF a 0,5 mm da ZTA

ZF = Centro da ZF

EV = Sentido da Entrada do Vento

SV = Sentido da Saída do Vento

Os diagramas a seguir (perfis de dureza), figuras 5.37 a 5.41, comparam os valores de microdureza encontrados nas juntas produzidas pelas diferentes condições, revelando algumas peculiaridades devido à influência dos ventos.

A figura 5.37 mostra os valores de microdureza encontrados.

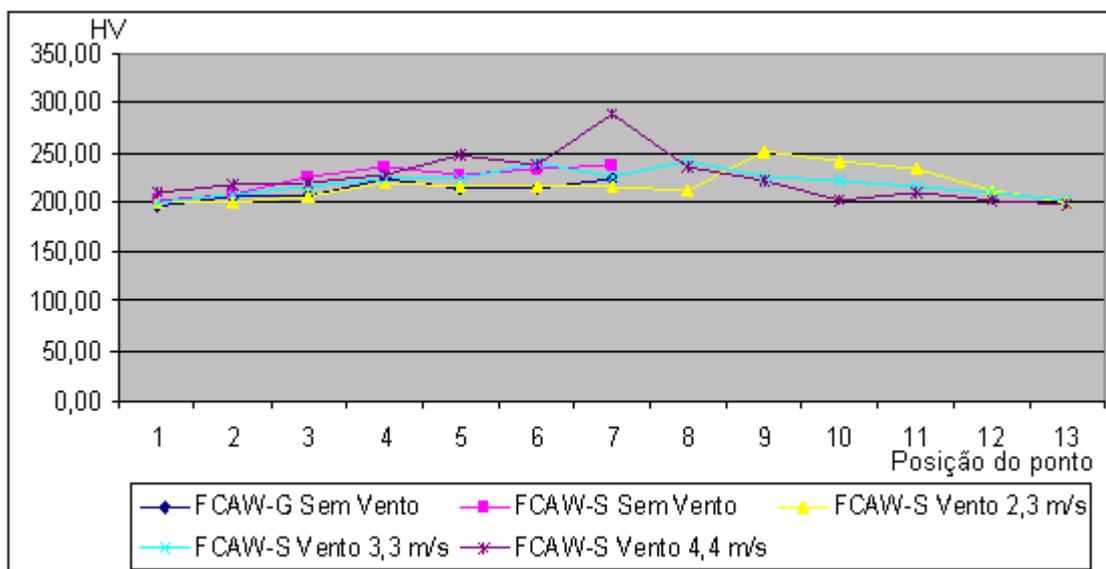


Figura 5.37 – Perfis de dureza HV para todos os casos medidos.

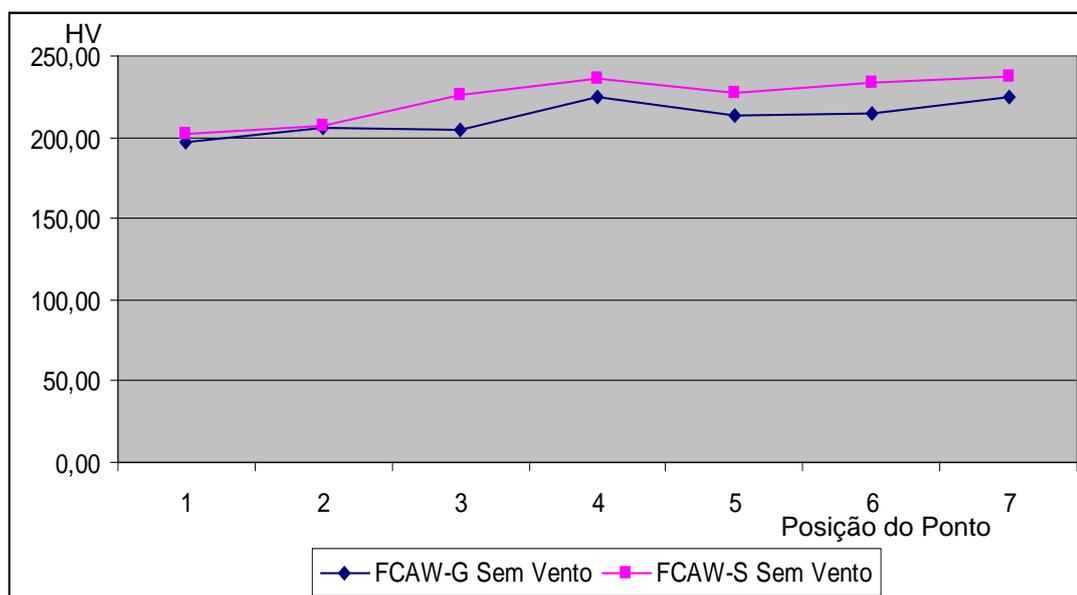


Figura 5.38 – Perfis de dureza HV FCAW-G e FCAW-S na ausência de ventos.

Os resultados mostrados na figura 5.38 revelam que, na ausência dos ventos, a dureza produzida pelo processo com arame tubular auto-protegido (FCAW-S) é ligeiramente superior ao do processo produzido com arame tubular com gás de proteção (FCAW-G). Este resultado só se justifica de duas maneiras: ou o fluxo do arame FCAW-S contribui com elementos de liga para este incremento, ou o gás de proteção auto gerado torna-se mais eficaz na proteção da junta que a mistura Ar-25%CO₂.

Quando se analisa os diagramas comparativos da dureza produzida pelo processo FCAW-S sem vento e sob ação de ventos com velocidade crescente (figuras 5.39, 5.40 e 5.41), notamos que o caráter caótico das correntes de vento que se formam pode acarretar resultados diferentes.

No primeiro caso, ventos de 2,3 m/s, tem-se uma assimetria no perfil de durezas. Já para ventos de 3,3 m/s, o perfil de dureza é mais simétrico. Para ventos de 4,4 m/s, a dureza do cordão depositado cresce em relação à dureza do cordão produzido na ausência de vento. Este resultado se justifica pelo fato da convecção forçada ser mais atuante nesse caso e modificar a velocidade de resfriamento da junta, influenciado também na simetria do perfil de dureza. Na figura 5.40, vê-se que a dureza cai mais rápido do lado direito que é o lado que corresponde à saída dos ventos (SV), onde a convecção é menos eficaz.

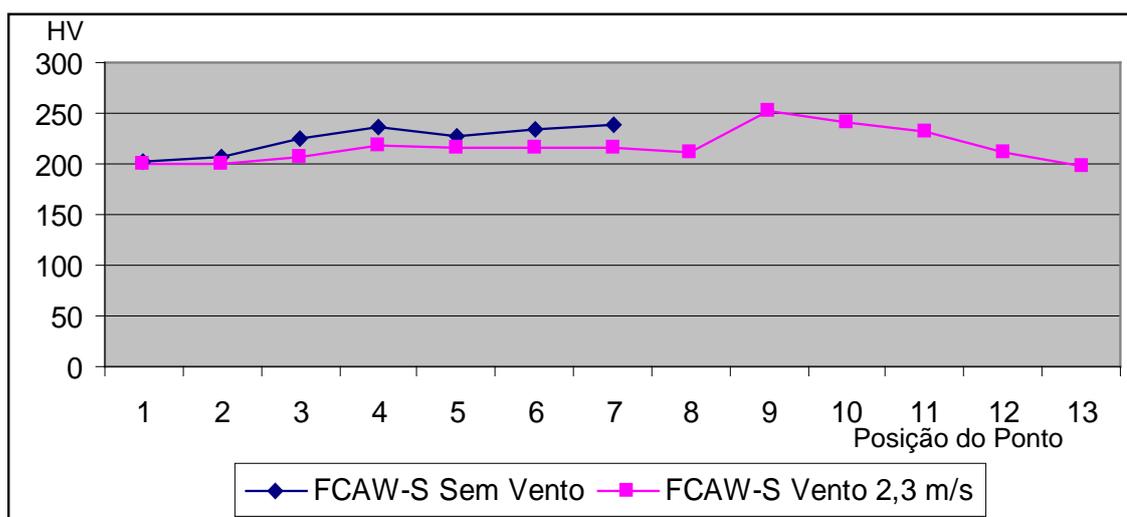


Figura 5.39 – Perfis de dureza HV FCAW-S na ausência de ventos e FCAW-S ventos de 2,3 m/s.

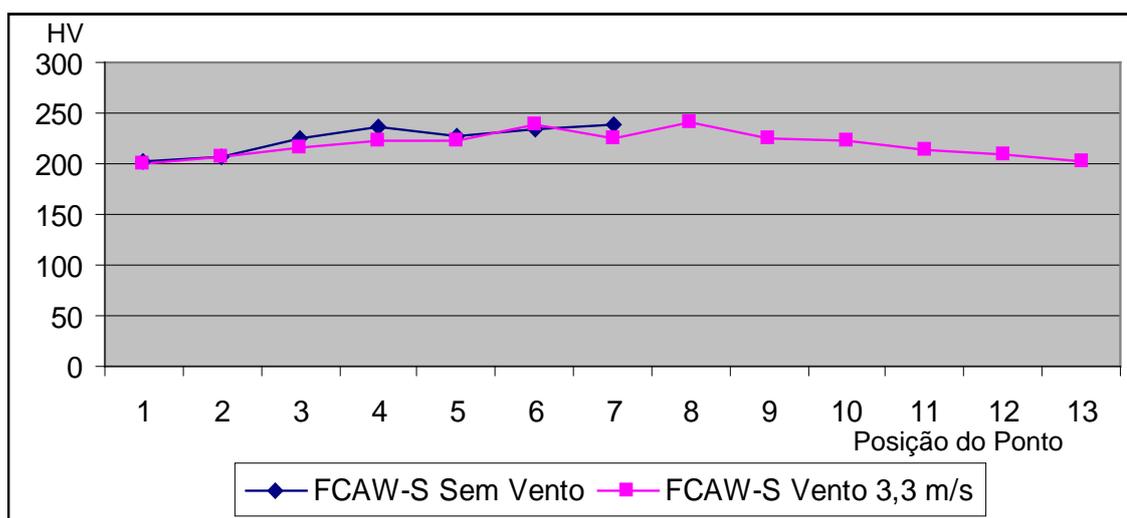


Figura 5.40 – Perfis de dureza HV FCAW-S na ausência de ventos e FCAW-S ventos de 3,3 m/s.

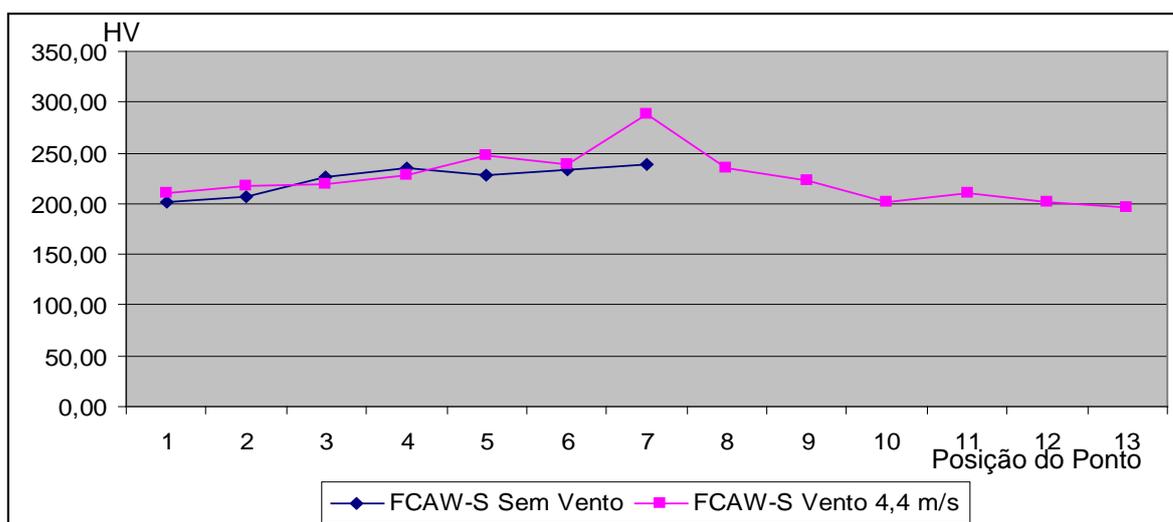


Figura 5.41 – Perfis de dureza HV FCAW-S na ausência de ventos e FCAW-S ventos de 4,4 m/s.

5.6 Ensaio de Tração

Para a realização dos ensaios de tração, foram fabricados 24 corpos de prova de tração de formato cilíndrico, segundo a norma API 1104 (2007), sendo 03 corpos de prova para cada uma das 08 situações:

- Soldagem pelo processo FCAW-G: ausência de vento e com ventos de 2,3; 3,3 e 4,4 m/s.
- Soldagem pelo processo FCAW-S: ausência de vento e com ventos de 2,3; 3,3 e 4,4 m/s.

Foram obtidas curvas Tensão real (True Stress/MPa) X Deformação real (True strain %) para cada corpo de prova ensaiado. Essas curvas estão em anexo .

Os ensaios de tração para o caso FCAW-G mostraram resultados esperados, ou seja, uma boa junta soldada na ausência de ventos e o oposto na presença de ventos, como mostrado na tabela 5.2 abaixo.

Tabela 5.2 – Tensão máxima e deformação total para a FCAW-G.

	Sem Vento	Vento 2,3 m/s	Vento 3,3 m/s	Vento 4,4 m/s
Tensão Máxima σ_{total} (MPa)	523,0	390,0	420,0	397,4
Tensão Máxima σ_{total} (ksi)	75,8	56,5	60,9	57,6
Deformação total (%)	12,9	8,2	6,9	4,3

Observa-se que o valor da tensão máxima está acima do esperado para o arame tubular (70 ksi) e na maior parte dos ensaios o corpo de prova rompeu fora da solda, o que permite prever valores ainda maiores para a tensão máxima do cordão.

Os ensaios de tração para o caso FCAW-S (tabela 5.3) na ausência de ventos não apresentaram nenhum problema, com o valor da tensão máxima acima do esperado para o arame tubular (70 ksi) e novamente na maior parte dos ensaios o corpo de prova rompeu fora da solda. Observaram-se valores perfeitamente compatíveis com o da soldagem FCAW-G na ausência de ventos (tabelas 5.2 e 5.3)

Tabela 5.3 – Tensão máxima e deformação total para a FCAW-S.

OBS: Os testes para ventos de 4,4 m/s foram separados em dois casos: (1) não houve a presença de inclusão de escória em 1 CP e (2) houve presença de inclusão de escória em dois CPs.

	Sem Vento	Vento 2,3 m/s	Vento 3,3 m/s	Vento 4,4 m/s(1)	Vento 4,4 m/s(2)
Tensão máxima σ_{total} (MPa)	515,0	403,0	522,0	547,0	365,0
Tensão máxima σ_{total} (ksi)	74,6	58,4	75,7	79,3	52,9
Deformação total (%)	13,3	5,0	13,3	14,5	4,0

Entretanto, os ensaios de tração para o caso FCAW-S na presença de vento chamaram atenção para um problema que não havia sido ainda detectado.

Alguns corpos de provas soldados na presença do vento mostraram a existência de inclusão de escória frágil, figura 5.42, que prejudicou os resultados. Isso ocorreu em todos os corpos de prova para ventos de 2,3 m/s, nenhum corpo de prova para ventos de 3,3 m/s e dois corpos de prova para ventos de 4,4 m/s.

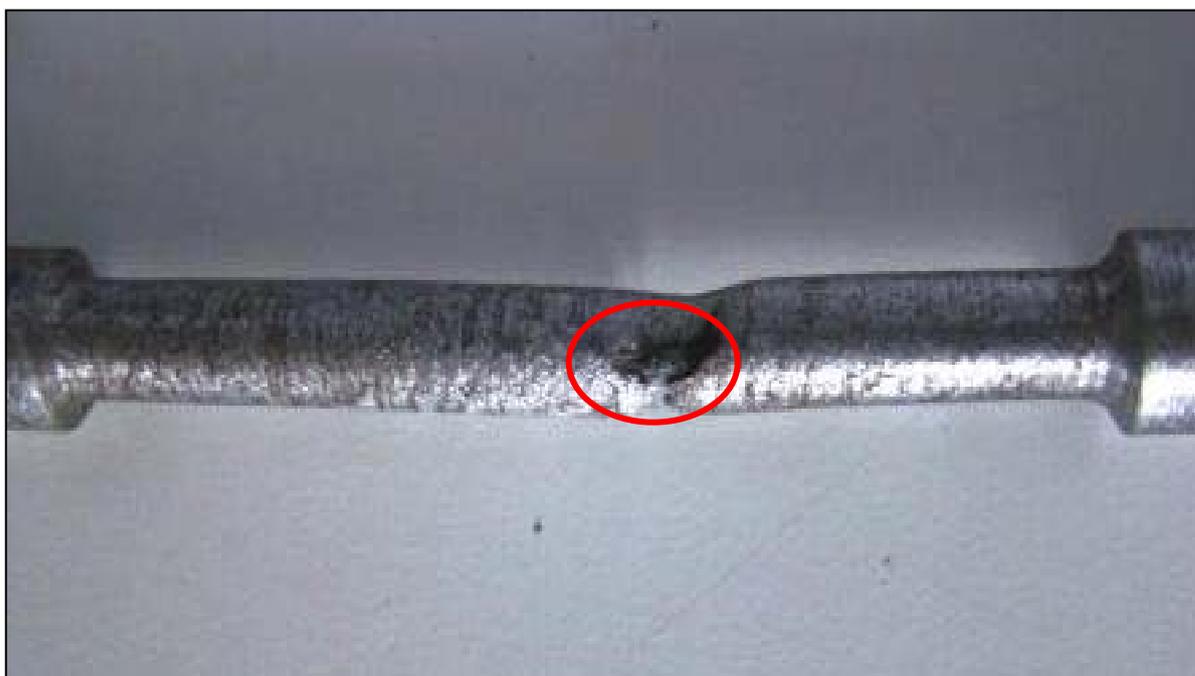


Figura 5.42– Presença de inclusão de escória frágil para o caso FCAW-S com ventos de 2,3 m/s.

Avalia-se que isso se deveu não por limitações do arame, mas por ser a primeira vez que o soldador utilizava arame autoprotégido e foi adquirindo a prática ao longo das soldagens. Isso explica por que situações com piores condições de vento (3,3 m/s e 4,4 m/s) tiveram melhor resultado do que a de 2,3 m/s.

Na tabela 5.3, pode-se observar que os valores obtidos para ventos de 3,3 m/s e para o caso sem escória com ventos de 4,4 m/s são valores compatíveis ou melhores do que para os obtidos na ausência de ventos.

6. CONCLUSÕES

Nesse estudo comparou-se a soldagem com arames tubulares com proteção gasosa (FCAW-G) e com arames autoprottegidos (FCAW-S) na ausência e na presença de ventos. Utilizaram-se três velocidades de ventos artificialmente insuflados: 2,3 m/s, 3/3 m/s e 4,4 m/s.

Os resultados obtidos concordam com a literatura sobre o tema que aponta para a perda total de qualidade da soldagem com arame tubular com proteção gasosa (FCAW-G) na presença de ventos, mesmo que moderados. Logo, erigir proteção torna-se necessário para a soldagem por esse processo em locais abertos.

Os resultados obtidos também concordam com a literatura quanto à possibilidade de utilização do arame tubular autoprottegido (FCAW-S) em situações de presença de ventos sem a necessidade de utilização de proteção para os mesmos. A qualidade da solda obtida nessa situação foi compatível com a obtida na ausência de vento.

Tal constatação pode ser de muita importância em projetos de montagem de grandes estruturas que requerem uso intensivo de soldagem como é o caso de estaleiros.

Uma conclusão também muito importante é que a soldagem com arame autoprottegido necessita um treinamento específico, devido à grande produção de fumo e escória durante a mesma, bem como ao fato de normalmente arames autoprottegidos demandarem polaridade direta, quando o mais comum nos processos com solda a arco é a utilização de polaridade reversa.

Se cuidados não forem tomados, haverá retenção de escória no cordão de solda, formando inclusões frágeis que comprometem a qualidade da solda.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A continuidade do presente trabalho pode se dar em duas linhas diferentes.

Na primeira linha, deve-se realizar a soldagem com diferentes arames tubulares autoprotetidos na presença de ventos, avaliando-os em relação a vários parâmetros como influência da voltagem, velocidade de deposição, retenção de escória, necessidade de treinamento e cuidados especiais para o soldador, entre outros. Isso permitirá mais dados e confiabilidade para a utilização da FCSW-S.

A segunda linha já caminhará para a busca de possíveis soluções para a utilização da FCAW-G na presença de ventos moderados. Avaliaria a possibilidade de mudança no projeto de bocais, nos valores de vazão e no processo de insuflamento do gás de proteção entre outros. Essa linha se fundamentaria no fato que os arames tubulares para FCAW-G são mais variados, mais comumente encontrados e baratos.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. API Standard 1104. Welding of Pipelines and Related Facilities, twentieth edition, october 2005, Errata/Addendum, July 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. ASTM E 384-99: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. Philadelphia, 1999. 24 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. ASTM A370: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. Philadelphia, 2003.

AMERICAN WELDING SOCIETY. AWS D1.1:2000. Structural Welding Code – Steel. Miami, 2000. 450 p.

AMERICAN WELDING SOCIETY. ANSI/AWS A5.20-95: Specification for Carbon Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding. Miami, 1995. 33 p.

AMERICAN WELDING SOCIETY. ANSI/AWS A5.29-98: Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding. Miami, 1998. 39 p.

AMERICAN WELDING SOCIETY. Welding Handbook – Welding Processes. 8th ed. Miami, v. 2, 1991, p. 159-160.

AUTIO, J., KETTUNEN, P., AND STROM, K., Detrimental Effects of Air Currents and their Elimination in MIG-Welding, In: WELD POOL CHEMISTRY AND METALLURGY, PROCEEDINGS, INTERNATIONAL CONFERENCE, 1981, London, 15-17, *Welding Institute*, ISBN 0-853001-38-3, Vol. 1, p. 187-196, Abington Publishing, Cambridge CB1 6AL, UK.

BARNES, A. Local Brittle Zone in C-Mn Steel Multipass Welds, *Welding Institute Bulletin*, p.94-97, Setembro/Outubro, 1990.

BARSANTI, L., POZZOLI, G., HILLENBRAND, H. G. Production and Field Weldability Evaluation of X100 Line Pipe, In: 13TH JOINT MEETING PRCI-EPRG, New Orleans, USA. 2001.

BHADESHIA, H.K.D.H. *Bainite in Steels. Transformations, Microstructure and Properties*. London: The Institute of Materials, 1992. 451p.

BHADESHIA, H. K. D. H. Interpretation of the Microstructure of Steels.

Disponível: http://www.msm.cam.ac.uk/phasetrans/2008/Steel_Microstructure/SM.html. Acessado em set 2010.

BONISZEWSKI, T., *Self-Shielded Arc Welding*, Abington Publishing, 1992.

CAPDEVILA C., CABALLERO F. G., ANDRE ´S C. GARCIA, Modelling of Kinetics of Isothermal Allotriomorphic and Idiomorphic Ferrite Formation In: MEDIUM CARBON VANADIUM–TITANIUM MICROALLOYED STEEL, *ISIJ International*, Vol. 41, Nº. 10, pp. 1083–1092, Jun/2001.

CIMM (Centro de Informação Metal Mecânica)

Fonte: http://www.cimm.com.br/cimm/construtordepaginas/htm/3_24_10490.htm
acessado em dez 2010.

COOPER ORDÓÑEZ, R. E. - Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L-X80 com diferentes arames tubulares - Campinas, 2004. (Mestrado- Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica).

COSTA, M.C.M.S.; STARLING, C.M.D.; MODENESI, P.J. Instabilidade na soldagem GMAW com gases de baixo potencial de oxidação. *Soldagem & Inspeção*, São Paulo, v. 12, n. 1, p. 182 – 187, janeiro/março, 2007.

EASTERLING, K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, London, UK, *Butterworths Monographs in Metals*, p.104, 1983.

ESAB. *Metalurgia da Soldagem*, tradução de Cleber Forte. ESAB, 2004. 96 p.

FBTS. *Curso de Inspetor de Soldagem*, Fundação Brasileira de Tecnologia da Soldagem, 2000.

FEDELE, R. - Soldagem de tubulações: metalurgia, procedimentos e desafios. *Revista Metalurgia & Materiais* – Vol.58 – Nº 521- 05/2002.

FEMA-355B , *State of the Art Report on Welding and Inspection*. SAC Joint Venture, Federal Emergency Management Agency, 2000.

FIGUEIREDO, K. M., *Tecnologia da Soldagem, Departamento de Mecânica e materiais*, Centro Federal de Educação Tecnológica do Maranhão, São Luís, 2005

FUREN X., LIAO B. Acicular ferritic microstructure of a low-carbon Mn–Mo–Nb microalloyed pipeline steel, *Materials Characterization* v. 54, p. 305 – 314, 2005.

GORNI, A. A.- Desenvolvimento de aços alternativos aos materiais temperados e revenidos com limite de resistência entre 600 e 800 MPa -Campinas, 2001. 145 p (Doutorado - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica).

HENRIE, K.W., and LONG, R.E. Effects of Wind on Radiographic Quality of Weld Metal Deposited with Low-Hydrogen SMA (Manual Metal Arc Welding) Electrodes, *Welding Journal*, Vol. 61(4), p. 45-50, 1982.

HILLENBRAND, H. G., KALWA, C. High strength line pipe for project cost reduction, *World Pipelines*, v.2, n.1, jan./feb. 2002.

HONEYCOMBE, R. W. K. *Aços – Microestrutura e Propriedades*. Edição da Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, Portugal, 1981, 348p.

HOULDCROFT, P.T. *Welding Process Technology*, Cambridge University Press, Cambridge, 1977.

HRIVNAK, I. Weldability of modern steel materials. *ISIJ International*, v.35, n.10, p.1148-1156. 1995.

HOUAISS A., VILLAR M.S. *Dicionário Houaiss da Língua Portuguesa*. Rio de Janeiro, Ed.Objetiva, 2001. 2922 p

ITO K., BESSYO K., Cracking parameter of high strength steels related to heat-affected zone cracking. *Journal of Japan Welding Society*, Vol.37 (1968), n. 8, p. 983–991.

KOU, S. *Welding Metallurgy*. USA: John Willey & Sons, 1987, 400p.

LANCASTER, J. F., *The physics of welding. 2nd ed.*, New York: Oxford: Pergamom, 1986.

LINNERT, G. E. *Welding Metallurgy – Carbon and Alloy Steels. 4th ed.*, Miami, American Welding Society, 1994. 940 p.

LIU, S. Critical Concerns os Welding High Strength Steel Pipelines: X80 and beyond, Aplicacion and evolution of High-Grade Linepipes in: HOSTILE ENVIRONMENTS, PIPE DREAMER'S CONFERENCE, Yokohama, Japan, Novembro de 2002, *proceedings*, 2002, p.97.

LYTTLE, K.A.; STAPON, W.F.G. Select the best shielding gas blend for the application. *Welding Journal*, Miami, v. 69, n. 11, p. 21 – 27, 1990.

MODENESI, P. J. , MODENESI P., MARQUES P. *Curso de Metalurgia da Soldagem*, Belo Horizonte: UFMG, 1992. 440p.

MODENESI, P. J. Apostila – *Soldabilidade dos Aços Transformáveis*, UFMG, 2004. Fonte: <http://www.google.com.br/> acessado em 14/02/2010

MODENESI, P. J. Apostila – *Introdução à Metalurgia da Soldagem*, UFMG, 2006. Fonte: <http://www.google.com.br/> acessado em 14/02/2010

MOREIRA, A. F., Influência da atmosfera protetora no cordão de solda obtido através dos processos de soldagem GMAW e FCAW, 2008. 147 p (Mestrado – Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação).

MOTA, C.A.M. Niquel e Manganês como Controladores da Tenacidade na Soldagem com Arames Tubulares Autoprottegidos. 1998. (Doutorado - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis).

MUKHOPADHYAY S. , PAL T.K., Effect of shielding gas mixture on gas metal arc welding of HSLA steel using solid and flux-cored wires. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, London, v. 29, n. 3 - 4, p. 262 – 268, junho de 2006.

OKUMURA, T; TANIGUSHI, C. *Engenharia de Soldagem e Aplicações. A Soldagem na Construção Naval*. Ed. LTC Livros, Técnicos e Científicos. 1982, p. 296-313.

PEDROSA, I. R. V., Influência do gás de proteção no modo de transferência do metal de adição e nas propriedades mecânicas das juntas soldadas pelos processos GMAW. Recife, 2008. (Mestrado - Universidade Federal de Pernambuco, UFPE).

PRIOR, H., CLARK, J., STODDART, D.W., BROWN, M.A.S., AND YEO, R.B.G. Welding with Self- Shielded Flux Cored Wire, In: METAL CONSTRUCTION, SCOTTISH BRANCH SPONSORED MEETING, Vol.18(8), 1986 p. 491-494.

QUITES, A. M. *Introdução à soldagem a Arco Voltaico*, ed. Soldasoft, Florianópolis, 2002. 352p.

RADAJ, D. *Heat Effects of Welding*. Berlim, Springer-Verlag. 1992, 348p.

SAAVEDRA PINTO, P. M. A.- Soldagem circunferencial de tubo API 5L X80 empregando processos manual/semi-automático - Rio de Janeiro, 2006. (Mestrado – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Departamento de Ciências dos Materiais e Metalurgia.)

SANT'ANNA, P. C., Influência de tratamentos térmicos intercíticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X, Campinas, 2006. 168 p. (Doutorado - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica).

SANTOS NETO N. F., Caracterização de soldas em aços API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento, Campinas, 2003. 105 p. (Mestrado - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.)

SAVAGE, W.F., LUNDIN, C.D., ARONSON, H. Weld metal solidification mechanics, *Welding Journal*, (44), 4, 1965, p. 175-181.

SCHINKLER, T. Evaluating E71T-11 Flux Cored Electrodes for Structural Carbon Steel Applications, *Welding Journal*, Vol. 71(5), 1992, p. 73-75.

SHANMUGAM, S.; Ramiseti, N.K.; Misra, R.D.K.; Hartmann, J.; Jansto, S.G. – Microstructure and high strength–toughness combination of a new 700 MPa Nb-microalloyed pipeline steel, *Materials Science and Engineering A*, 478 (2008) p. 26.

SHLEPAKOV, V.N., SUPRUN, S.A., KOTELCHUK, A.S. Estimating the Characteristics of Flux-Cored Wire Welding under the Wind Flow Effect, In: WELDING UNDER EXTREME CONDITIONS. PROCEEDINGS, INTERNATIONAL CONFERENCE, Helsinki, Finland, 1989, p.171-179, Pergamon Press for the International Institute of Welding, Oxford OX3 0BW, UK.

SMITH YE, COLDREN AP, CRYDERMAN RL. High-strength, ductile Mn–Mo–Nb steels with a structure of acicular ferrite. *Met Sci Heat Treat* ; v.18(1–2):59–65. 1976

SOUZA D., RESENDE A. A., SCOTTI, A Um Modelo Qualitativo para Explicar a Influência da Polaridade na Taxa de Fusão no Processo MIG/MAG, *Soldagem Insp.* São Paulo, Vol. 14, N°. 3, p.192-198, Jul/Set 2009.

TALKINGTON, B. S., Variable polarity gas metal arc welding, Ohio, USA, 1998, 113p. (Mestrado - The Ohio State University)

THAULOW, C., PAAUW, A. J., GUNLEIKSRUD, A., NAESS, O. J. Heat affected zone toughness of a low carbon microalloyed steel. *Metal Construction*, n.2, p.94R-99R, 1985.

THAULOW, C.; PAAUW, A.; GUTTORMSEN, K. The heat affected zone toughness of low carbon micro alloyed steel. *Welding Journal*, v.66 n.9, p.266-279, sept. 1987.

VILANI MARQUES, P. - *Soldagem, Fundamentos e Tecnologia*, Ed. UFMG, 2007,

VILLEGAS R., CONFENTE M., PERRO-SIMONETTA M. T., Fractal Nature or Acicular Ferrite, and Fine Precipitation, In: *Medium Carbon Micro-Alloyed Forging Steels*. 2005.

Disponível em <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2005/LINK/151.pdf>

Acessado em out 2010.

WAINER, E. ; BRANDI, S. D.- *Soldagem: Processos e Metalurgia*. Ed Edgard Blucher, 1995. 494 p.

YEO, R.B.G., Specifications for the Welding of Offshore Oil Structures. *Australian Welding Journal*, p. 15-26, 1988

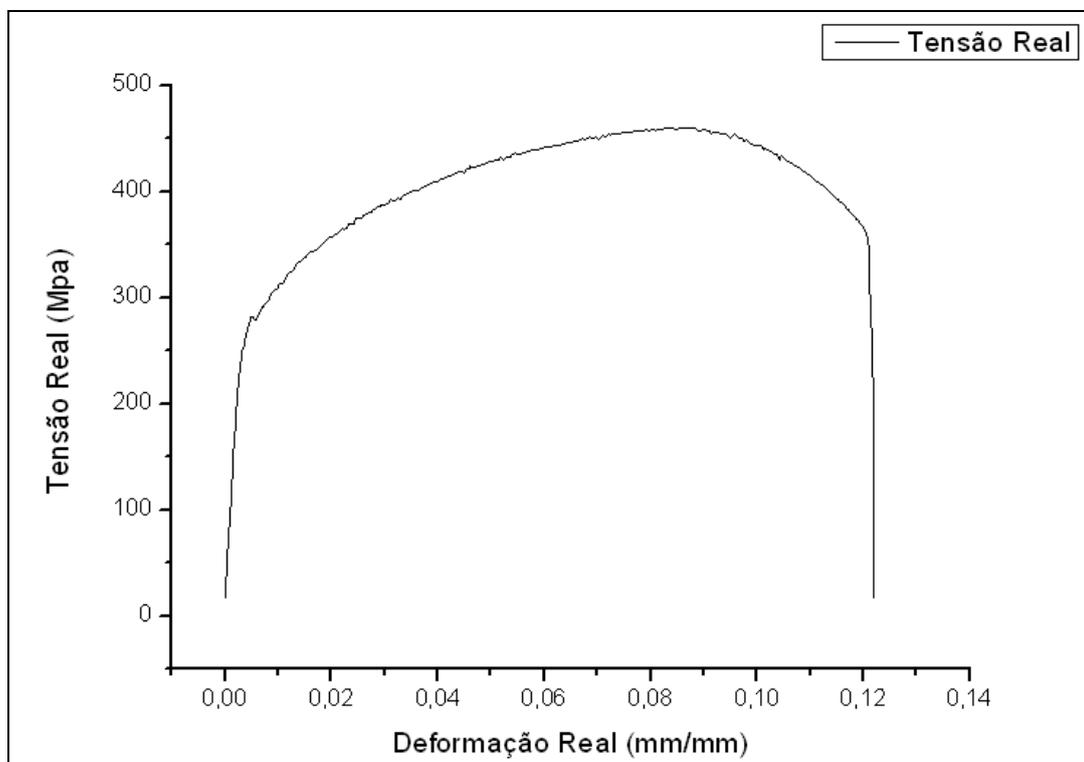
YEO, R.G.B., AND CLARK, J, Fisheyes in Weld Procedure Tension Tests. *Metal Construction*, p. 377-378, 1986.

YEO, R.B.G. Effect of Nitrogen on Weld Metal Toughness. *Joining and Materials*, Vol. 2(1), p. 9-10, 1989.

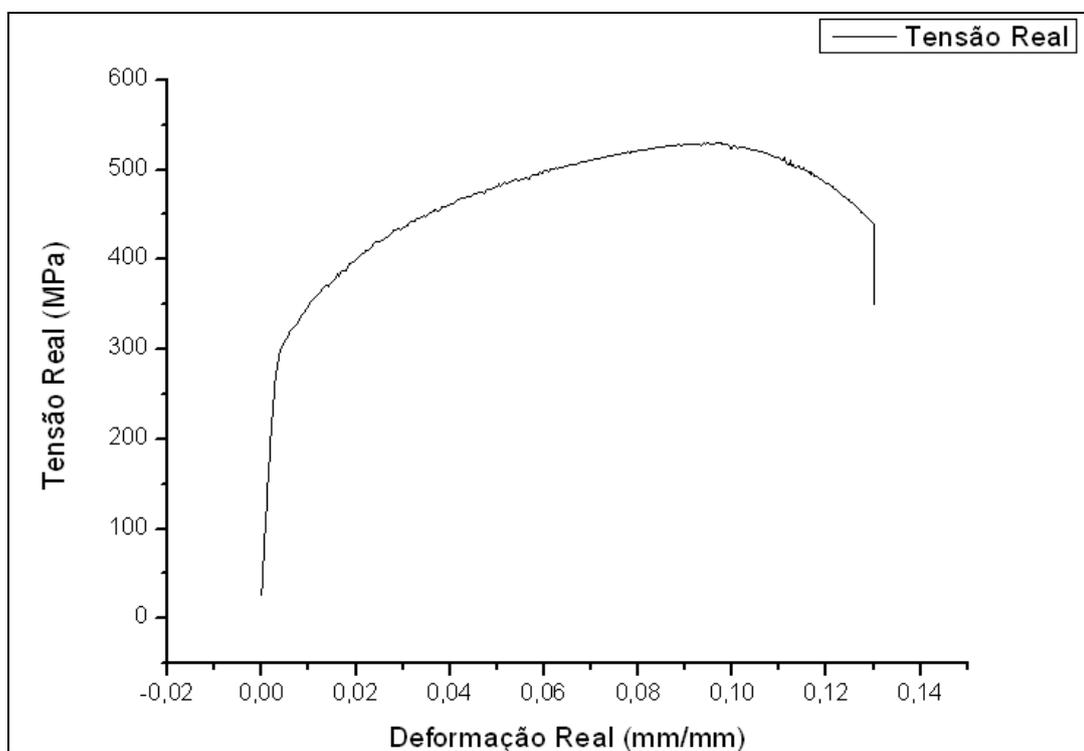
ANEXOS

Gráficos do Ensaio de Tração FCAW-G, ausência de ventos:

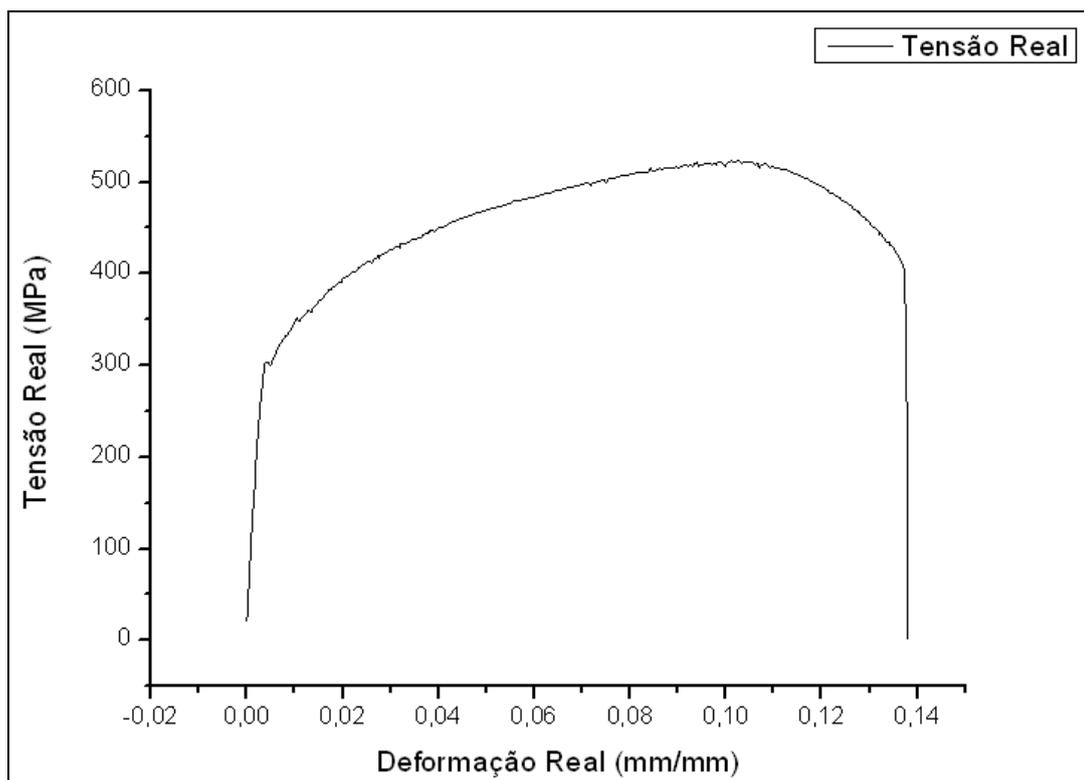
a)



b)

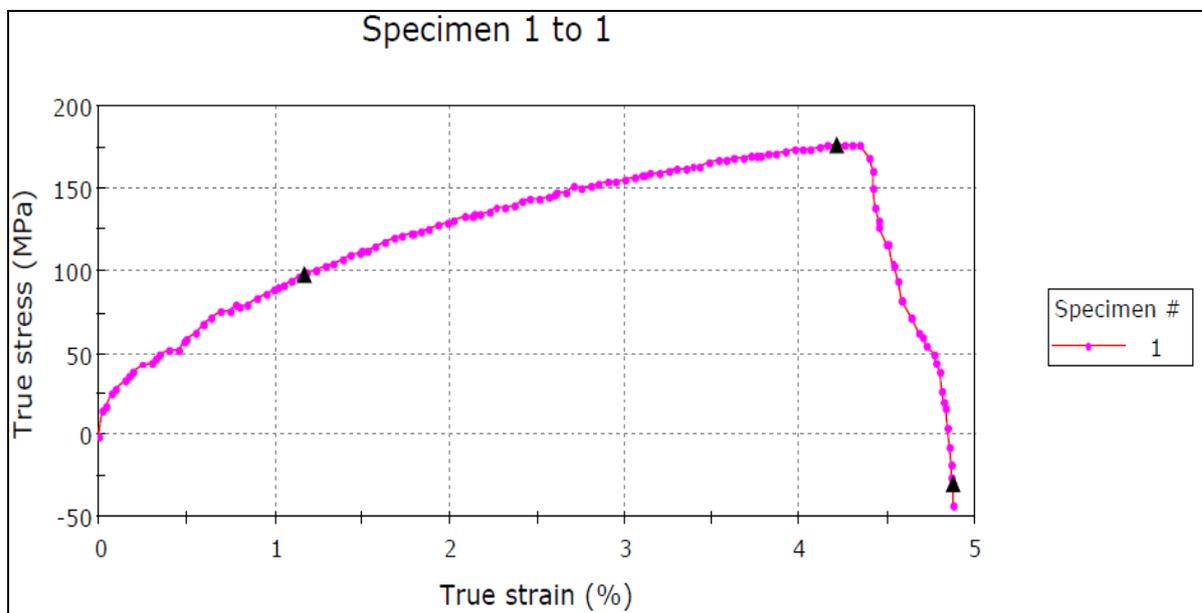


c)

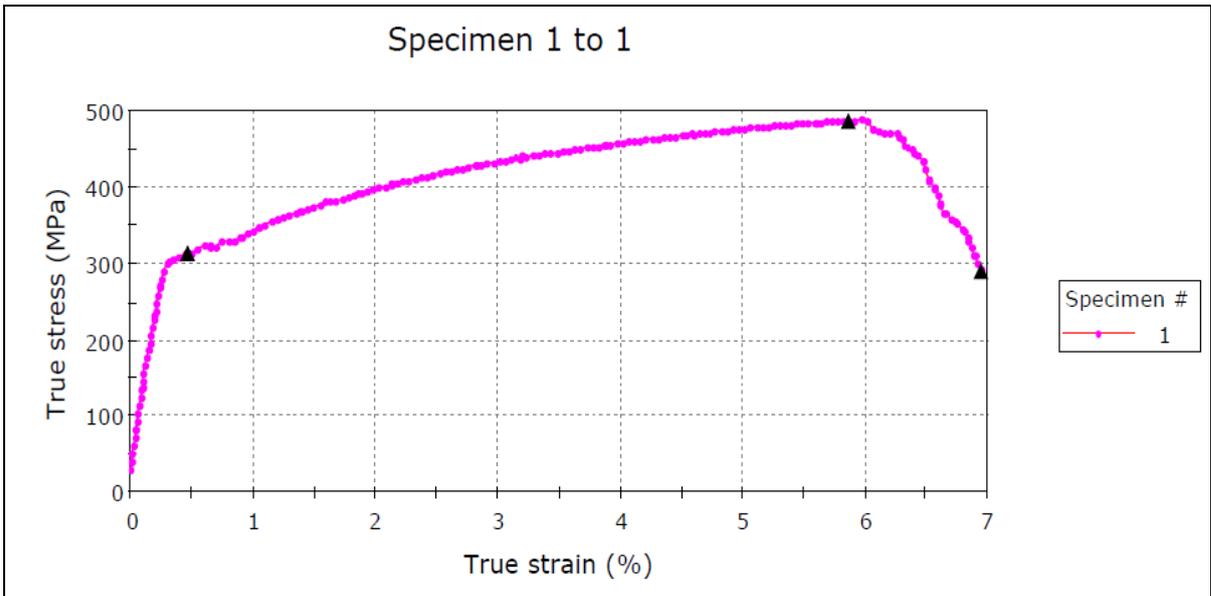


Gráficos do Ensaio de Tração FCAW-G, ventos de 2,3 m/s:

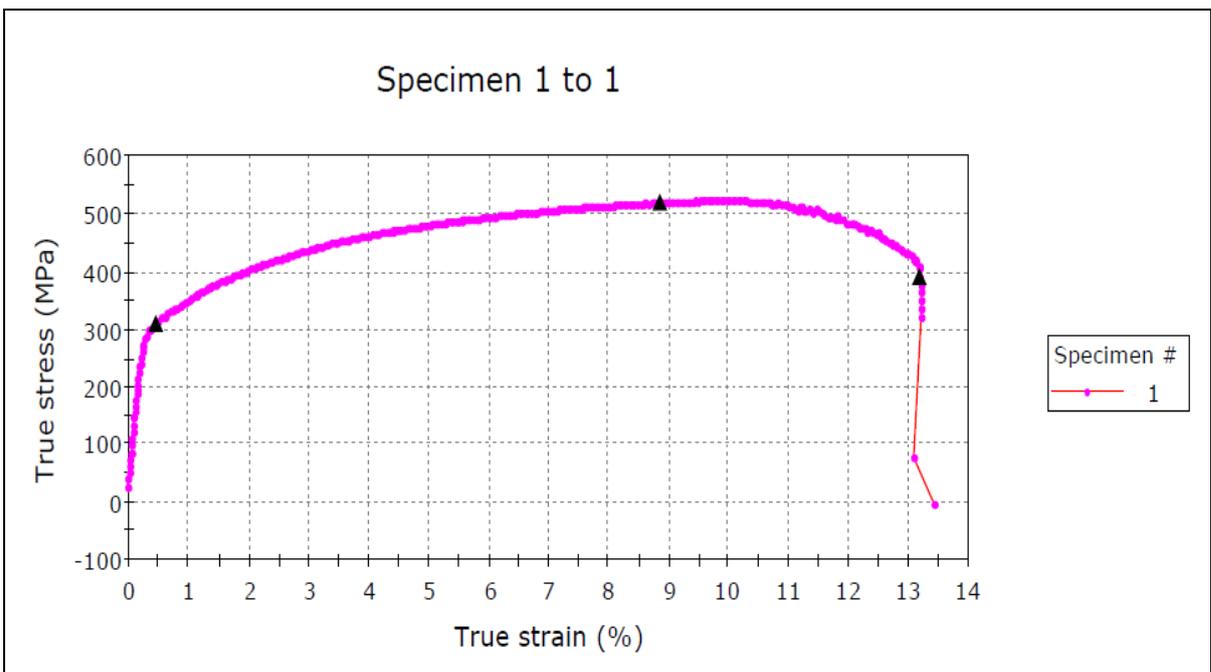
a)



b)

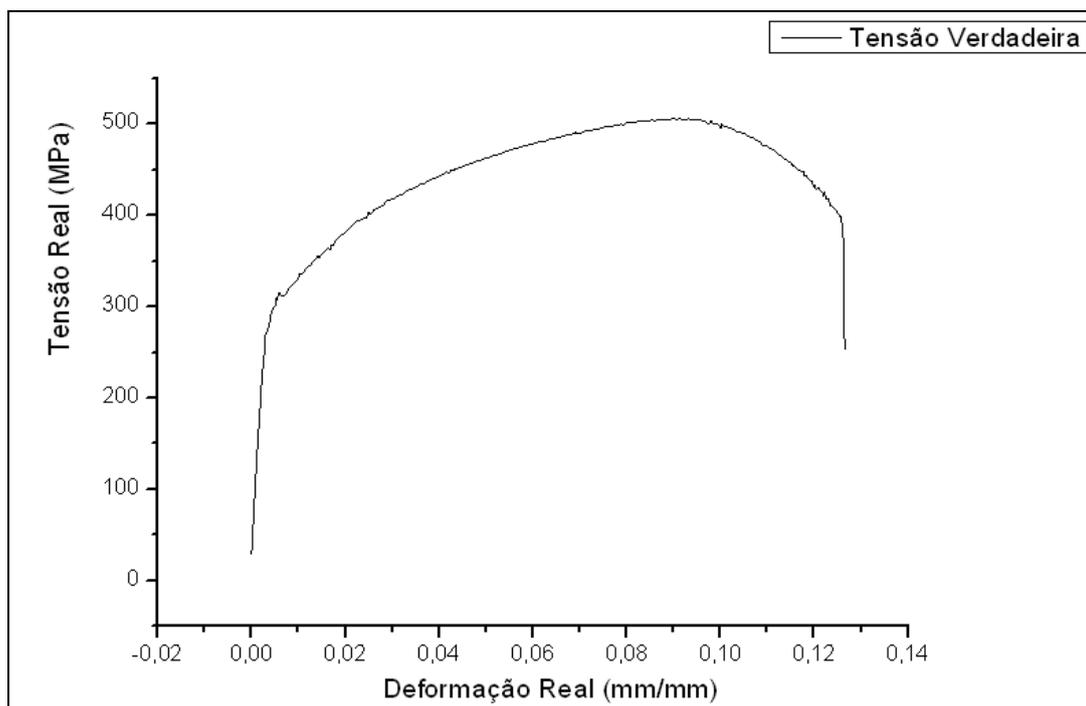


c)

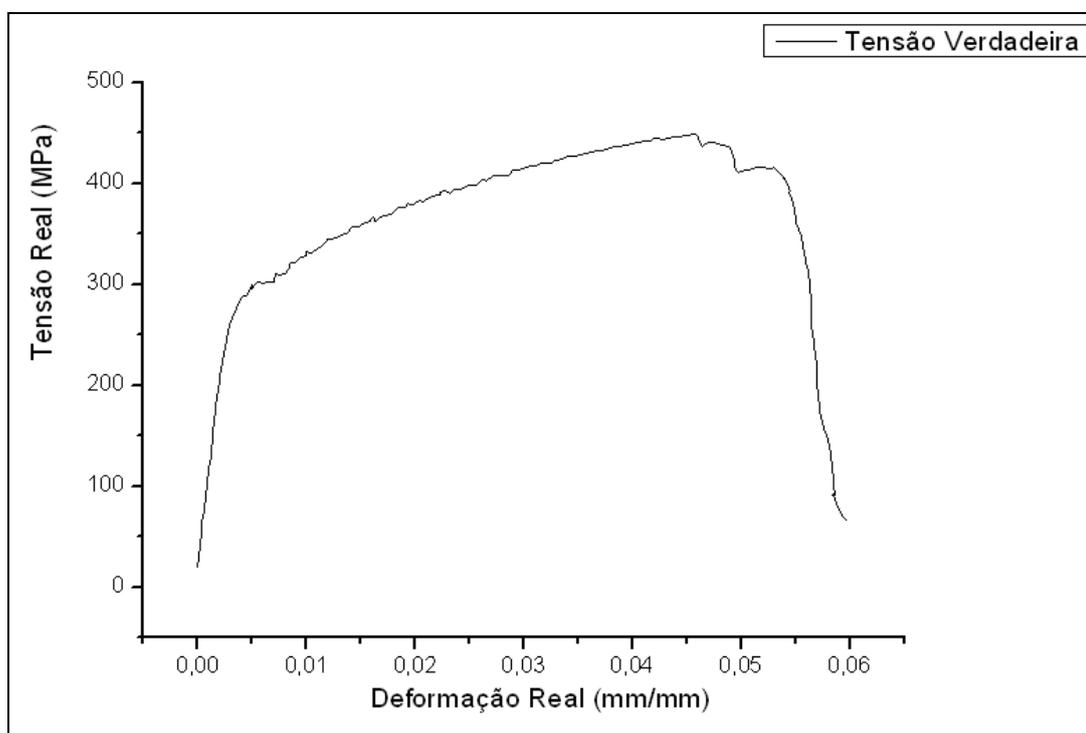


Gráficos do Ensaio de Tração FCAW-G, ventos de 3,3 m/s:

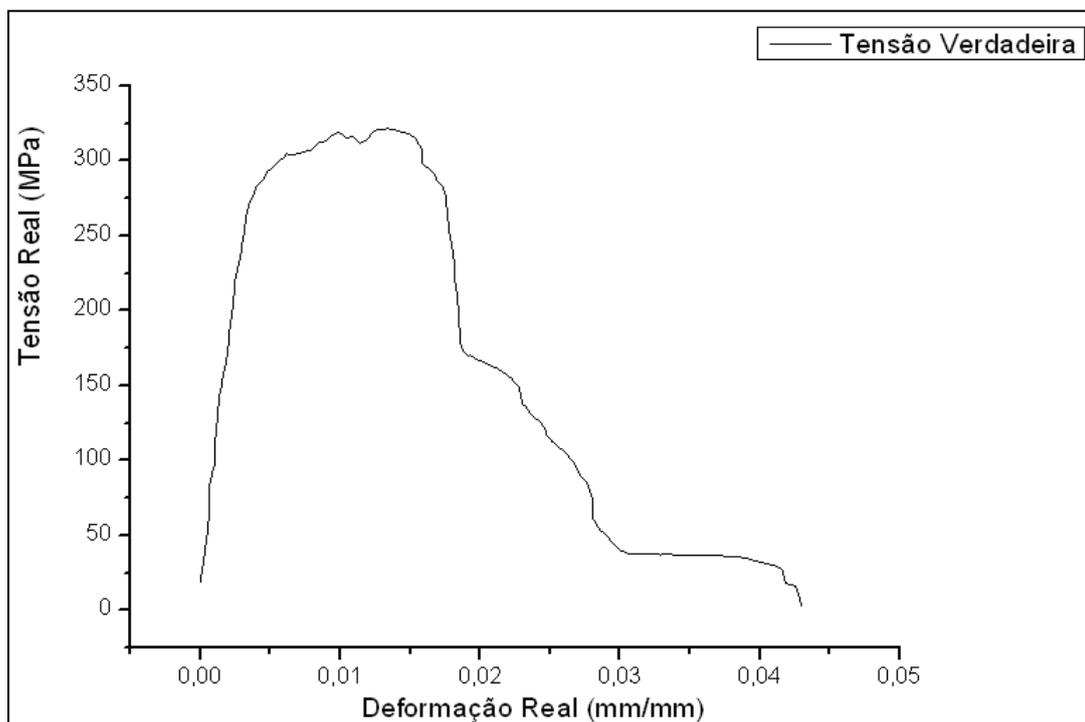
a)



b)

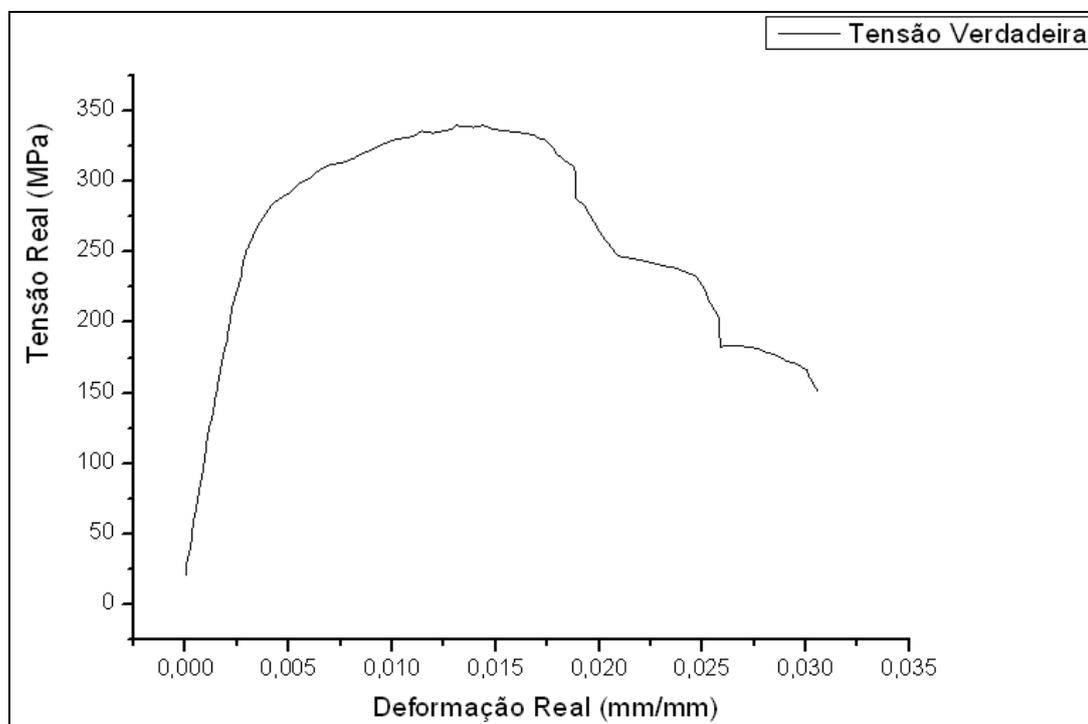


c)

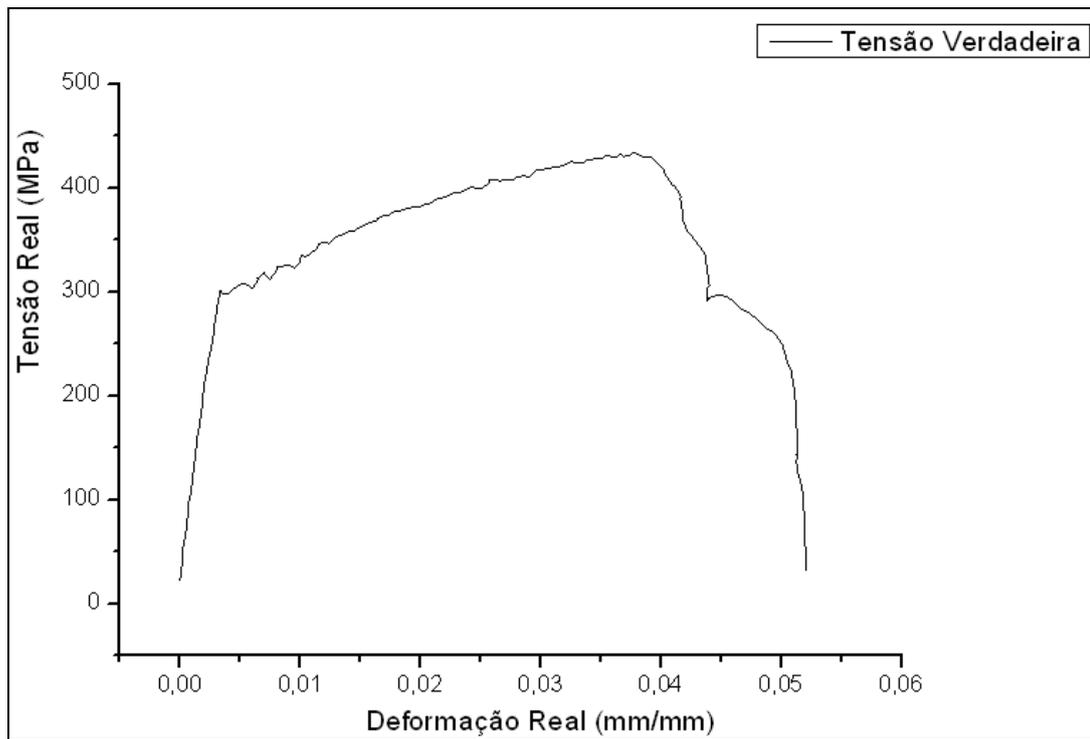


Gráficos do Ensaio de Tração FCAW-G, ventos de 4,4 m/s:

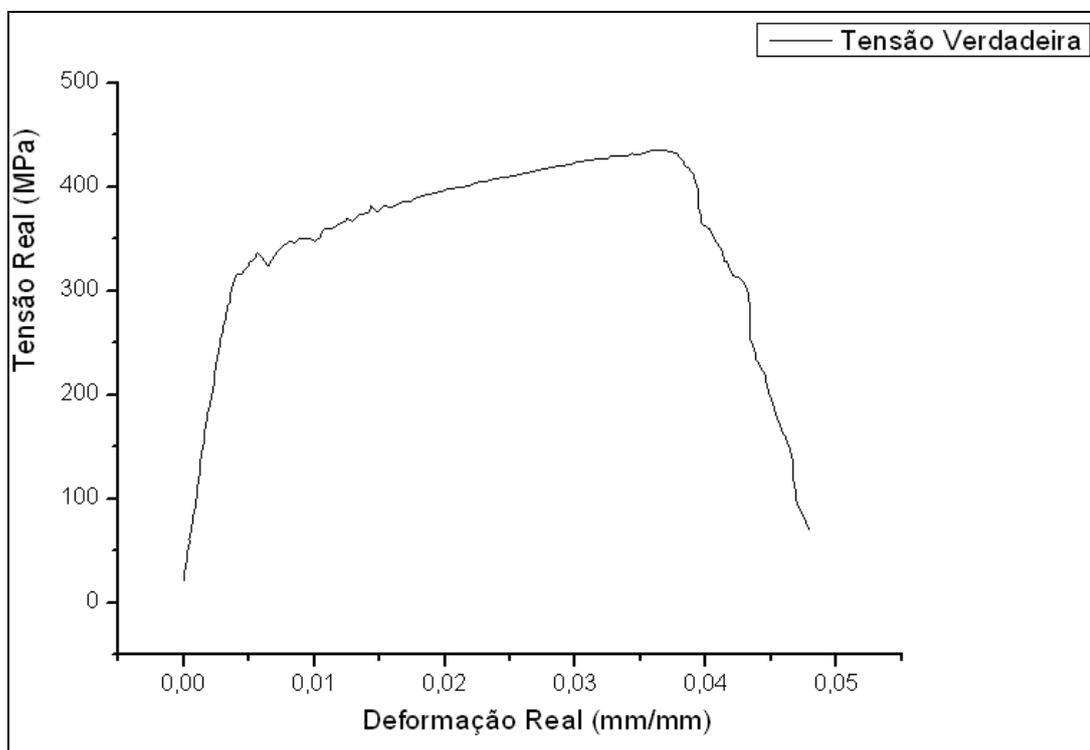
a)



b)

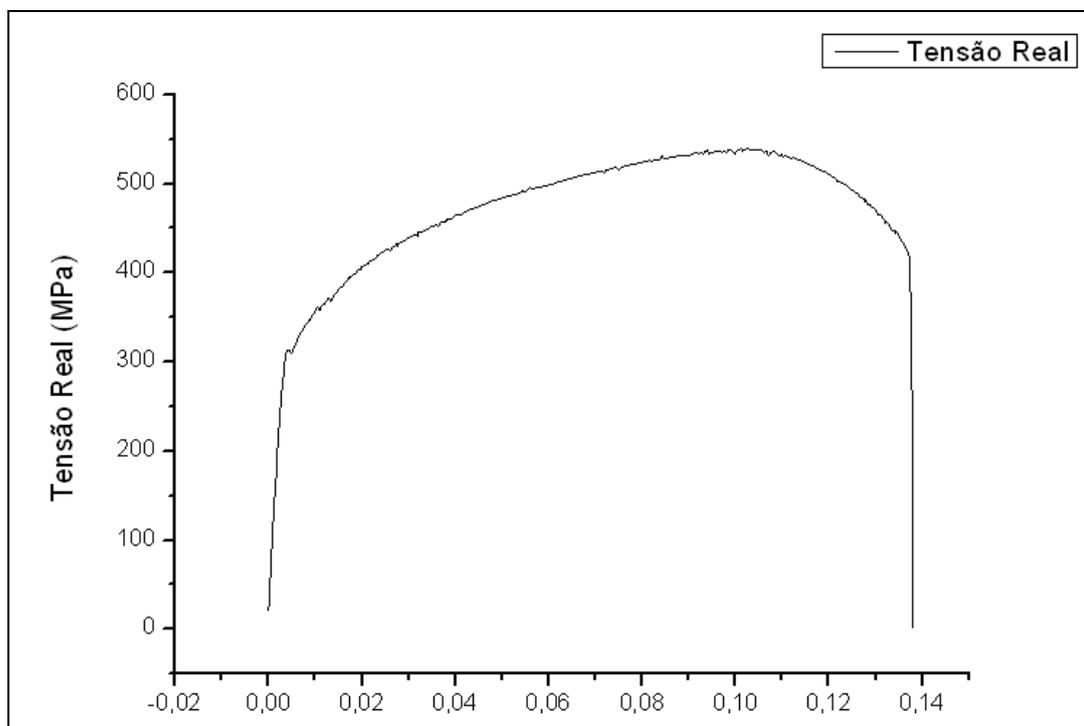


c)

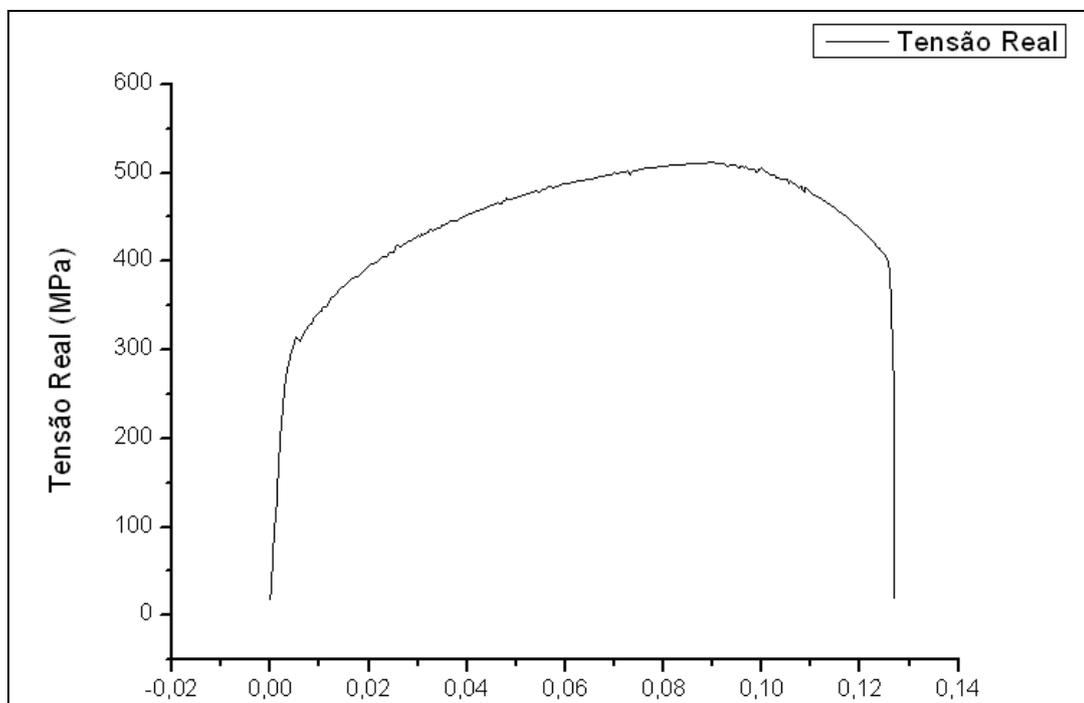


Gráficos do Ensaio de Tração FCAW-S, ausência de ventos:

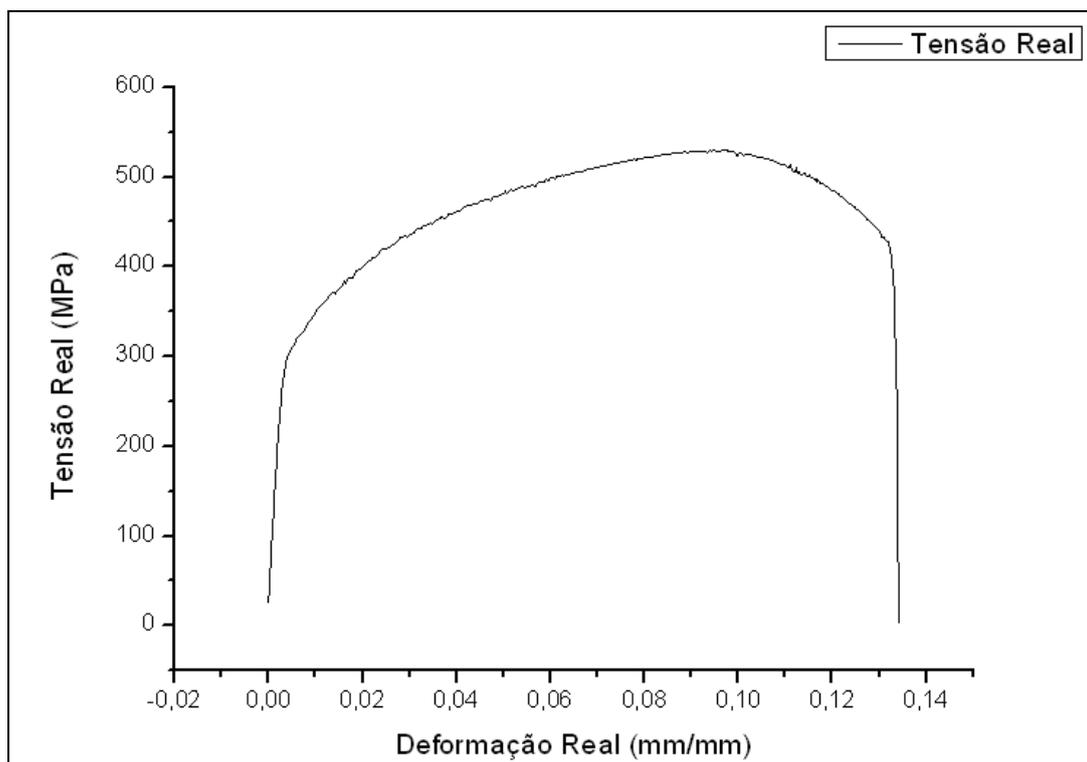
a)



b)

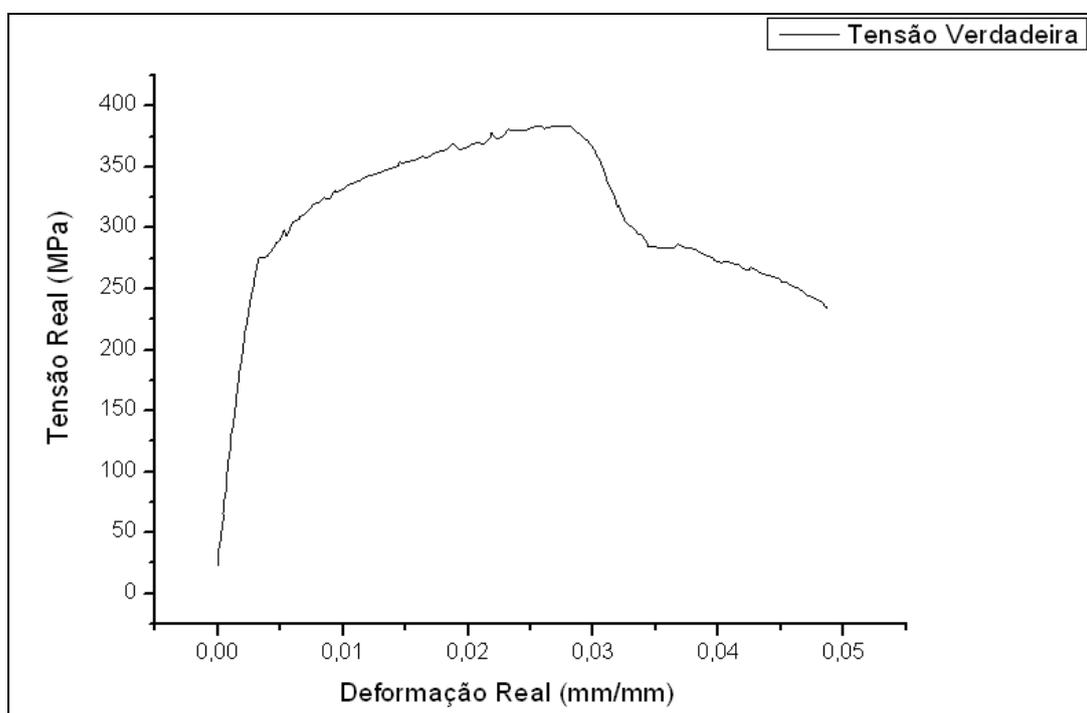


c)

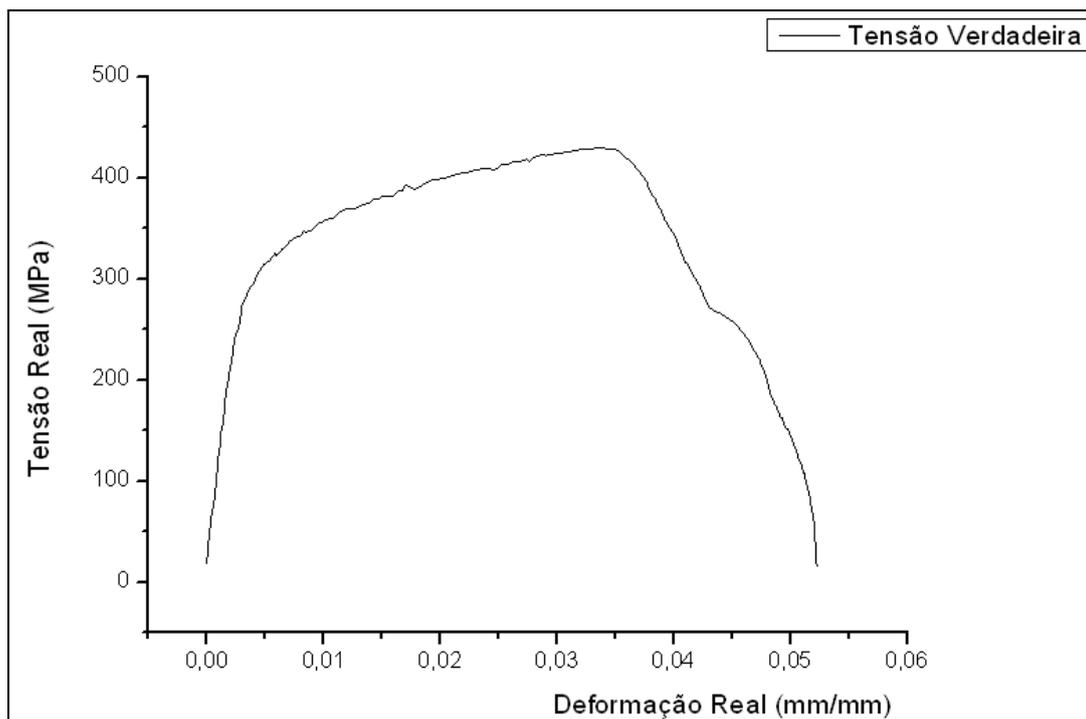


Gráficos do Ensaio de Tração FCAW-S, ventos de 2,3 m/s:

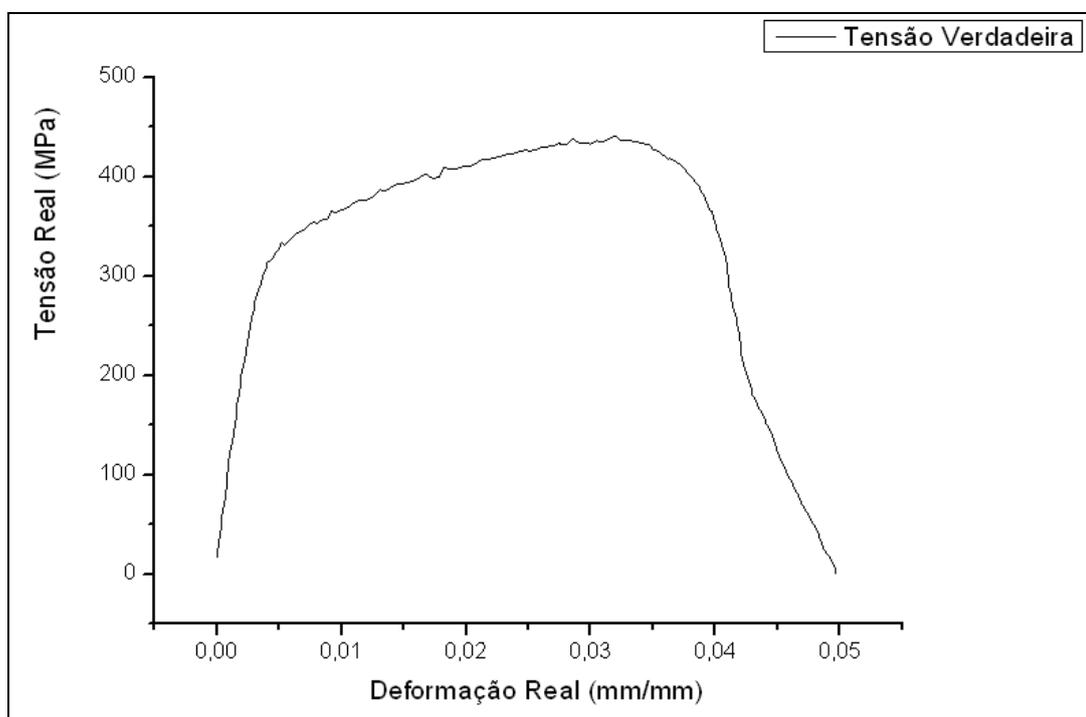
a)



b)

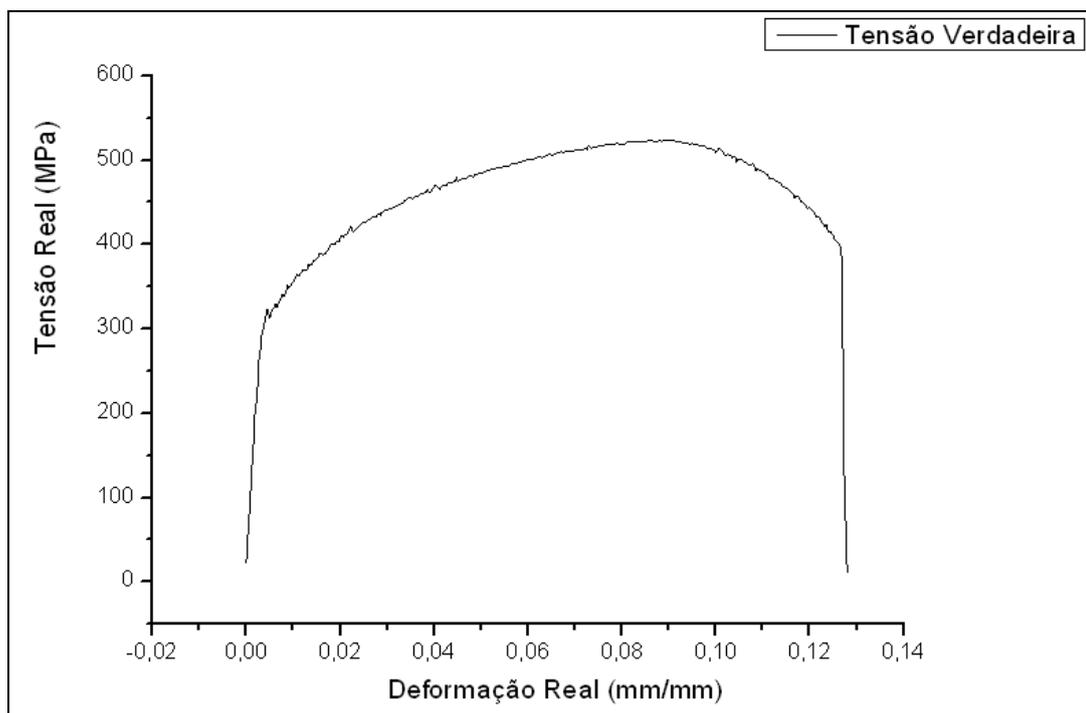


c)

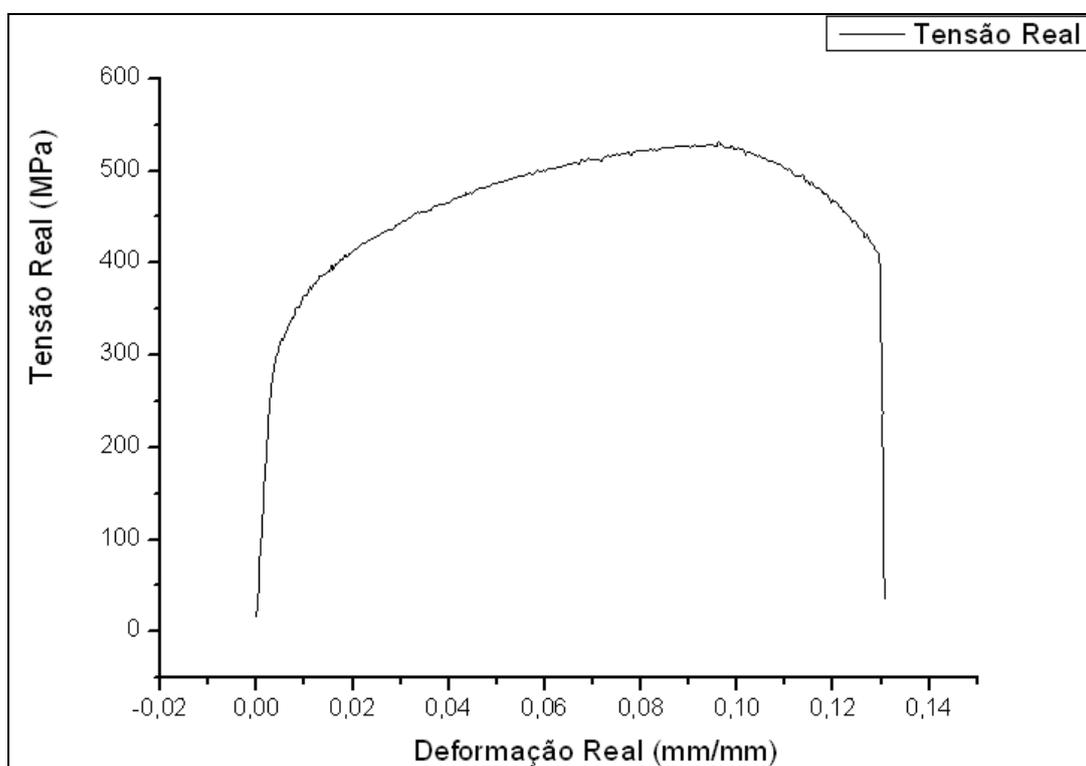


Gráficos do Ensaio de Tração FCAW-S, ventos de 3,3 m/s:

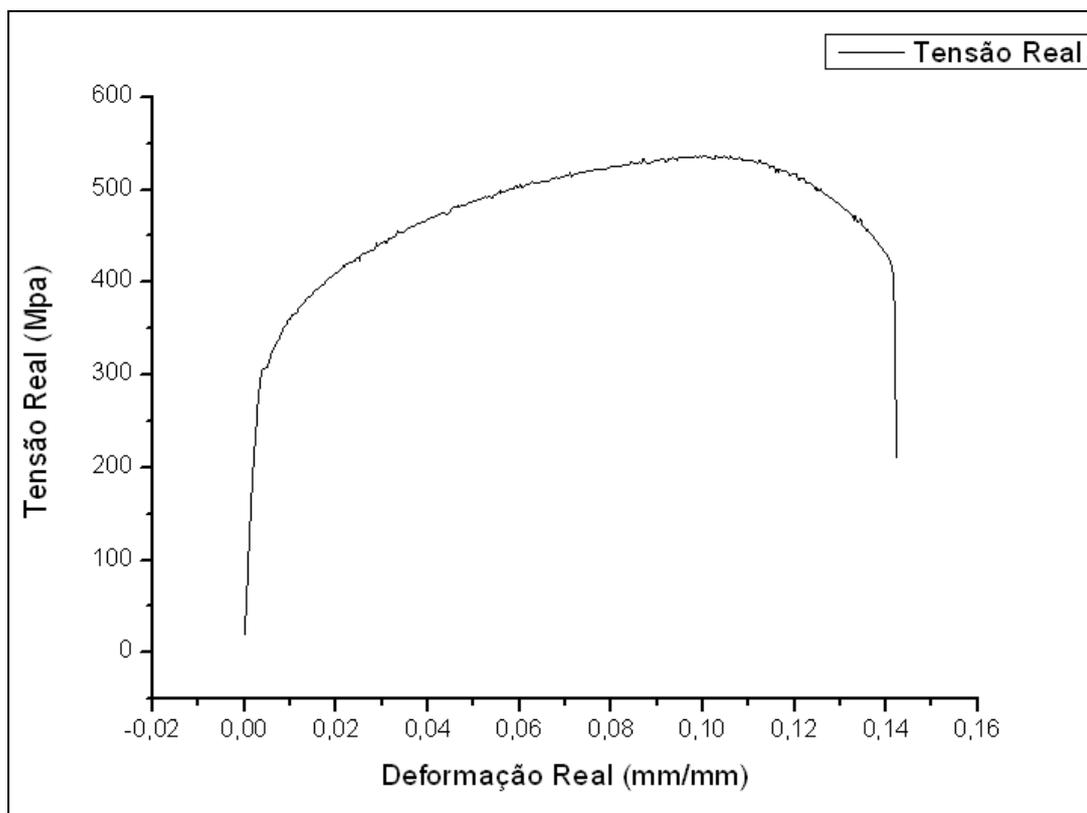
a)



b)

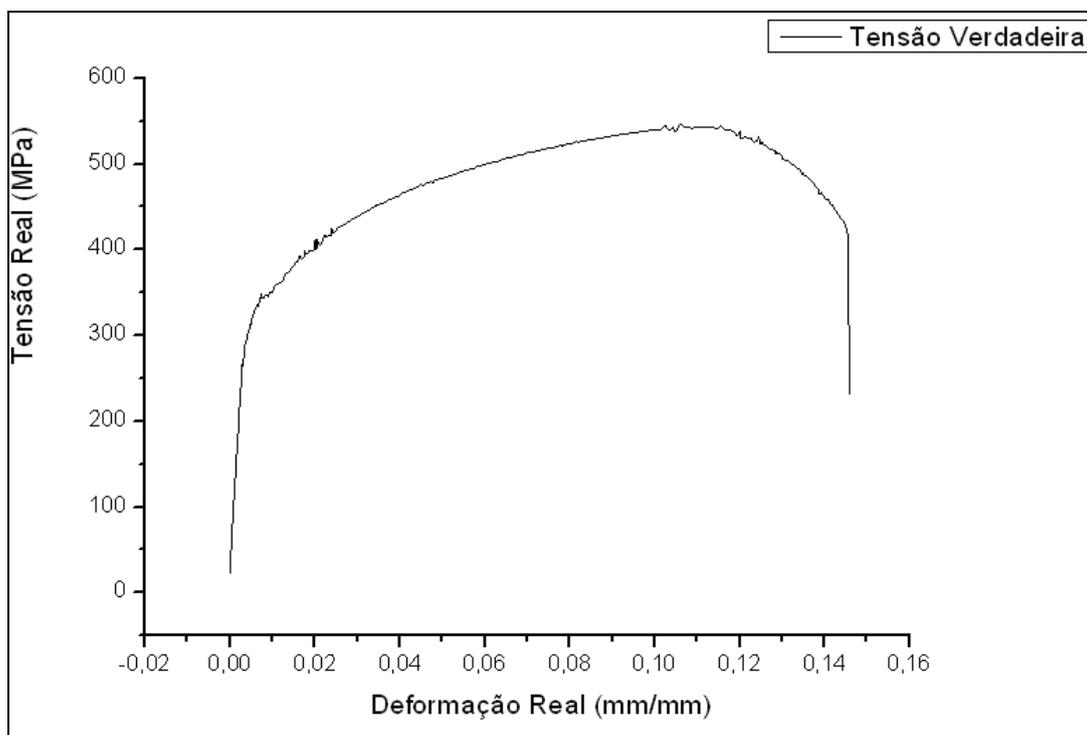


c)

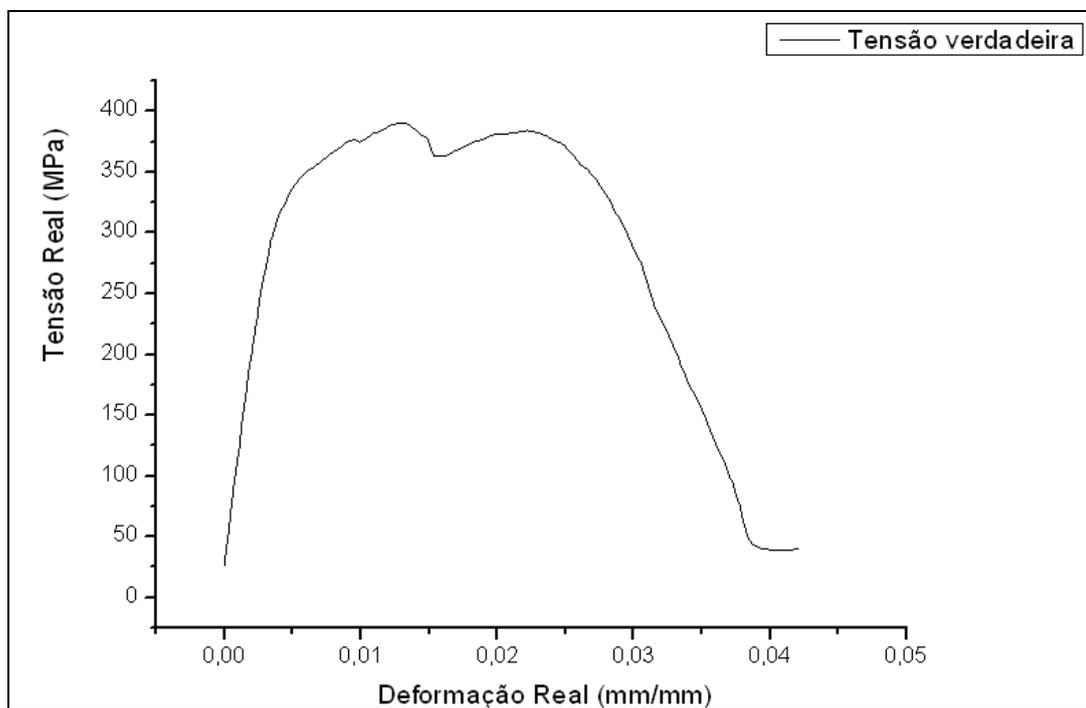


Gráficos do Ensaio de Tração FCAW-S, ventos de 4,4 m/s:

a)



b)



c)

