



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ  
INSTITUTO DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

LINO ALBERTO SOARES RODRIGUES

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E DE PROPRIEDADES MECÂNICAS  
DE SOLDAS DO AÇO ASTM A 131 PELOS PROCESSOS FCAW CONVENCIONAL  
E COM ADIÇÃO DE ARAME FRIO**

BELÉM  
2011

LINO ALBERTO SOARES RODRIGUES

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E DE PROPRIEDADES MECÂNICAS  
DE SOLDAS DO AÇO ASTM A 131 PELOS PROCESSOS FCAW CONVENCIONAL  
E COM ADIÇÃO DE ARAME FRIO**

Dissertação apresentada para obtenção do grau de  
Mestre em Engenharia Mecânica, Instituto de  
Tecnologia, Universidade Federal do Pará. Área de  
Concentração Materiais e Processos de Fabricação.  
Orientador: Prof. Dr. Eduardo de Magalhães Braga

BELÉM  
2011

### **Dados Internacionais de catalogação-na-publicação (CIP)**

R696c Rodrigues, Lino Alberto Soares  
Caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas de soldas do aço ASTM A 131 pelos processos FCAW convencional e com adição de arame frio/ Lino Alberto Soares Rodrigues; orientador Eduardo de Magalhães Braga. – Belém, 2011.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Pará. Instituto de tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2011.

1. Soldagem FCAW-AF. 2. Propriedades Mecânicas - Microestruturas. 3. Aço Baixo Carbono. I. Braga, Eduardo de Magalhães, orientador. II. Título

CDD 19.ed. 671.52

LINO ALBERTO SOARES RODRIGUES

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E DE PROPRIEDADES MECÂNICAS  
DE SOLDAS DO AÇO ASTM A 131 PELOS PROCESSOS FCAW CONVENCIONAL  
E COM ADIÇÃO DE ARAME FRIO**

Dissertação apresentada para obtenção do grau de  
Mestre em Engenharia Mecânica, Instituto de  
Tecnologia, Universidade Federal do Pará. Área de  
Concentração Materiais e Processos de Fabricação.  
Orientador: Prof. Dr. Eduardo de Magalhães Braga

Data de aprovação: 23 de setembro de 2011

Banca Examinadora:

\_\_\_\_\_ - Orientador  
Prof. Dr. Eduardo de Magalhães Braga - UFPA

\_\_\_\_\_ - Membro Externo  
Prof. Ph D. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu - UFC

\_\_\_\_\_ - Membro Interno  
Prof. Dr. Fernando Antônio de Sá - UFPA

À DEUS, pois Dele é tanto o querer quanto o efetuar.  
Por Ele me conceder a realização de mais uma etapa importante em minha vida.

## AGRADECIMENTOS

À Deus, porque sem Ele meus planos seriam frustrados.

Ao Professor Dr. Eduardo de Magalhães Braga, um mestre na vida e na pesquisa.

À Fapespa pelo suporte financeiro imprescindível na caminhada.

Aos professores do Grupo de Materiais e Processos de Fabricação pela contribuição intelectual e o aprendizado que fica pra toda vida.

Aos amigos e parceiros do LCAM, Fabio Gonçalves, Lucio, Tarcio, Diogo, Everton, Emanuel “o Ipixuna”, Pedro e todos os que passaram por essa academia de inteligência.

Ao laboratório parceiro, o GPEMAT, que contribuiu muito através da pessoa do Professor Dr. J. M. do V. Quaresma e os seus alunos e ex-alunos Washington, Paulo, Alberto, Patrick.

Aos parceiros como ao Estaleiro Rio Maguari, a UHE Eletronorte Tucuruí, em especial ao Edileno, ao Professor Marcio do Campus da UFPA de Marabá. Ao Thiago e a Manuele da Engenharia de Materiais do IFPA - Belém. Todos foram fundamentais para finalizar essa batalha.

Aos amigos que contribuíram com serviços diretos como o Anivaldo, Eleilson e Renê. Continuamos a lutar por um melhor.

Aos meus familiares por toda a expectativa na conquista de mais uma longa e bem sucedida vitória.

A minha amada esposa, Nadjy, e minha princesinha, Ana Ester, fonte de motivação para continuar e permanecer até o fim.

À minha mãe maior, D. Maria, ao meu pai, Antônio, aos meus irmãos, tias e tios, vocês são essenciais para qualquer conquista.

À família Rosário e a família Santana por todo apoio que me deram no início, sem vocês esta etapa não seria possível realiza-la.

A todos que esqueci, mas que marcaram meu trabalho de alguma maneira.

“Muitos são os planos no coração do homem, mas o que prevalece é o propósito do Senhor”

Provérbios de Salomão

## RESUMO

O trabalho aqui representado retrata de modo comparativo as características mecânicas e microestruturais de metais de solda empregando duas técnicas de soldagem uma já disseminada, FCAW (Soldagem a Arco Voltaico com Arame Tubular) e a outra é inovadora, FCAW-AF (Soldagem a Arco Voltaico com Arame Tubular com Adição de um Arame Frio não energizado) em três níveis de velocidades 6, 8 e 10 m/min. Sendo que este processo variou os diâmetros dos arames frio adicionados, entre 0.8 e 1.0 mm. O metal de base utilizado foi o aço naval ASTM 131 grau A (baixo carbono) em geometria de chapas de 150 mm x 300 mm x 9,5 mm, aplicadas em chanfro em V (Bisel de 22,5°) com ângulo somado de 45°, com leve abertura de raiz de 2,4 mm. A solda usada foi do tipo topo com a aplicação de dois passes, um passe de raiz e o passe de acabamento (ou enchimento). A fim averiguar as condições desses cordões de solda foram realizados 05 tipos de ensaios destrutivos, são eles: dobramento transversal de face, tração, tenacidade ao impacto (tipo Charpy com entalhe em V), microdureza e o ensaio metalográficos. Além das análises não destrutivas como o ensaio visual e o líquido penetrante. De maneira geral, os resultados para o processo FCAW-AF, mostraram-se compatíveis, em relação ao processo FCAW convencional, porém alguns resultados apresentaram valores de propriedades mecânicas menores. Este fato pode, muito provavelmente ter ocorrido pela presença de descontinuidade na junta pelo FCAW-AF. Quanto às caracterizações microestruturais, os resultados da junta FCAW-AF foram semelhantes os da FCAW convencional para todos os níveis estudados.

**Palavras-Chaves:** Soldagem FCAW-AF. Propriedades Mecânicas. Microestruturas. Aço Baixo Carbono. Aço ASTM A131.

## ABSTRACT

The work presented here show comparatively mechanical properties and microstructure of weld metals employing two welding techniques, an already disseminated, FCAW (arc welding with cored wire) and the other is innovative, FCAW-AF (arc welding with Adding Tubular Wire with a cold wire is not energized) at three levels of speed 6, 8 and 10 m / min. In this process two diameters of the cold wire 0.8 and 1.0 mm were used. The base metal used was a naval steel ASTM 131 grade A (low carbon) in geometry of plates 150 mm x 300 mm x 9.5 mm, applied to V-groove (Bisel of 22.5°) with angle 45° summed, with mild opening of root of 2.4 mm. The weld used was top type with the application of two passes, one root pass and the pass of finish (or filling). In order to establish of weld conditions 5 types of destructive were carried out: face transverse bend, tension, impact test (Charpy notched type V), microhardness and metallographic test. In addition to the non-destructive analysis visual and penetrating liquid. In general, the results for the process FCAW-CW, show themselves compatibles, regarding the process FCAW conventional, but some results showed smaller values of mechanical property. This fact much probably happened due the presence of discontinuities in the welded joint FCAW-CW. The microstructural characterization presented similar results to FCAW-CW and FCAW conventional for all energy levels studied.

**Keyword:** FCAW-CW Welding. Mechanical Properties. Microstructure. Low Carbon Steel. ASTM A131.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1 – Representação esquemática do processo de soldagem FCAW com proteção gasosa. (Autor) .....	25
Figura 2.2 – Representação esquemática da soldagem com arame tubular autoprotetido (Fortes, 2004) .....	26
Figura 2.3 – Representação esquemática do processo FCAW-AF (Silva, 2010).....	28
Figura 2.4 – Modelo esquemático da tocha adaptada para soldagem arame frio (Bacelar e Ferraz, 2005) .....	29
Figura 2.5 – (a) Representação esquemática da tocha adaptada para o processo FCAW-AF, (b) Adaptador ajustável para adição do arame frio (Cabral, 2009) .....	29
Figura 2.6 – Esquema comparativo das taxas de deposição de metal do processo duplo arame e outros processos de soldagem (White Martins, 2009) .....	30
Figura 2.7 – Representação das curvas de temperatura em várias posições de uma junta soldada. As linhas grossas paralelas ao eixo da solda definem o ciclo térmico para um ponto em determinada distância. O corte y-y' demonstra a relação entre o ciclo térmico e a repartição térmica da solda (Colpaert, 2008).....	34
Figura 2.8 – O perfil térmico e a formação das diferentes zonas em uma junta soldada. Onde neste esquema $T_f$ corresponde a temperatura de fusão do metal de solda. (autor) .....	36
Figura 2.9 – Temperaturas e regiões que separam a ZF, a ZTA, o MB. Além de representar os prováveis tamanhos de grão (Colpaert, 2008).....	38
Figura 2.10 – Forças que atuam no movimento convectivo e seus efeitos na geometria da poça de fusão (adaptado de Kuo, 2003) .....	40
Figura 2.11 - Formato da poça de fusão: (a) e (c) elíptico; (b) e (d) de gota (Kuo, 2003) .....	42
Figura 2.12 – Alongamento da poça de fusão utilizando o processo: (a) GMAW convencional, (b) GMAW duplo arame. Onde (1) área pré-aquecida; (2) Área de transferência de material e (3) área pós-aquecida. (Autor - Adaptado de Groetelaars, 2005). .....	43
Figura 2.13 – Início de solidificação da poça de fusão: (a) vista superior, (b) corte transversal em AB. Poça de Fusão (PF), Metal de Base (MB), Velocidade de soldagem (v), Linha de fusão (BB'), Linha de solidificação (BB''). As orientações cristalinas estão indicadas pelas setas em (a). (Modenesi, 2006) .....	44
Figura 2.14 - Modelo da zona parcialmente fundida de uma liga monofásica (Wainer, Brandi e Mello, 1992). .....	45

Figura 2.15 – Crescimento epitaxial próximo à linha de fusão, seguido do crescimento competitivo (Autor) .....	46
Figura 2.16 – A interação do ciclo térmico e o grão do metal de base na formação do grão da zona fundida (Wainer, Brandi & de Mello, 1992). .....	47
Figura 2.17 – Diagrama esquemático da influência de G, R e da composição química na forma da interface de solidificação (Adaptado de Kuo, 2003) .....	48
Figura 2.18 – Ilustração do efeito do superesfriamento constitucional na estrutura de solidificação de uma solda. O grau de superesfriamento aumenta de (a) para (d). As setas do metal de base indicam a direção de tendência do crescimento, <100> em metais CCC e CFC. (Kuo, 2003) .....	49
Figura 2.19 – Diagrama esquemático do diagrama Fe-Fe <sub>3</sub> C (Site CIMM).....	52
Figura 2.20 – Representação esquemática dos microconstituintes segundo o IIW (Colpaert, 2008) .....	55
Figura 2.21 – Macrografias das seções transversais dos cordões de solda dos processos de soldagem FCAW, FCAW-A e FCAW-B (Silva, 2010) .....	56
Figura 2.22 – Esquema da classificação de Dubé, modificada por Aaronson, para as formas da ferrita nos aços: (a) alotriomorfos; (b) ferrita de Widmanstätten primária e secundária; (c) ferrita de Widmanstätten em dentes de serra; (d) idiomorfos; (e) ferrita de Widmanstättenintergranular e (f) ferrita massiva. (Colpaert, 2008) .....	57
Figura 2.23 – Representação esquemática do desenvolvimento da microestrutura em dois tipos de soldas. Os hexágonos representam a seção transversal de um grão colunar austenítico e em seu contorno de grão a formação da ferrita alotriomórfica e da Widmanstätten em seguida. (Bhadeshia, 2007) .....	57
Figura 2.24 – Representação esquemática em duas dimensões dos mecanismos propostos para (a) formação de ferrita de Widmanstätten secundária, com nucleação simpatética sobre alotriomorfos e (b) crescimento independente de ferrita de Widmanstätten primária até o contato com cristais adjacentes. (Colpaert, 2008).....	58
Figura 2.25 – Sequência dos procedimentos de execução do ensaio de líquido penetrante (Andreucci, 2008).....	60
Figura 2.26 - Diagrama tensão-deformação de um ensaio de tração e suas respectivas regiões para um determinado material. (autor) .....	62
Figura 2.27 – Representação gráfica da curva tensão-deformação do aço ASTM A 131 grau A (Marques, 2011) .....	63

Figura 2.28 – Modelo de retirada de corpos de prova soldados para o ensaio de tração (a) Transversal (b) Longitudinal (AWS, 2003).....	64
Figura 2.29 – Representação esquemática do ensaio de dobramento: (a) e (b) Posicionamento das amostras antes e durante o dobramento, respectivamente.(c) Corpo de Prova dobrado até o ângulo $\alpha$ desejado (Site CIMM) .....	66
Figura 2.30 – Modelo dos corpos de prova soldados para dobramento: (a) Lateral Transversal; (b) Transversal de face; (c) Transversal de raiz e (d) Longitudinal de face e de raiz. (Adaptado da norma ASTM E 23-97) .....	67
Figura 2.31 – (a) Esquema básico do equipamento de ensaio de impacto com o martelo pendular (b) Indicação de como é aplicada a carga do martelo em ambos os ensaios Charpy e Izod (Sousa, 1982).....	69
Figura 2.32 – Tipos de entalhes em corpos de prova para o ensaio de impacto Charpy (norma ASTM E23-00).....	70
Figura 2.33 – Influência do teor de carbono no comportamento da curva energia X temperatura de transição para aços. (Site CIMM).....	70
Figura 2.34 – Curva de transição típica Charpy entalhe V para placas de aço doce para navios (AWS, 2003) .....	71
Figura 3.1 – Esquema representativo da peça nas dimensões 9.5 mm, 150 mm e 300 mm (E x L x C) a formar a junta a ser soldada.(Silva, 2010) .....	74
Figura 3.2 - Pistola de soldagem completa para a soldagem pelo processo FCAW com adição de arame não energizado, o alimentador adicional encontra-se por cima da pistola original. (Silva, 2010) .....	80
Figura 3.3 – Protótipo do sistema de alimentação auxiliar para o arame não energizado (Cruz Jr e Cabral, 2008) .....	81
Figura 3.4 - Suporte de atracação das peças (Silva, 2010).....	82
Fluxograma 3.1 – Diferenças entre os processos de soldagem FCAW e o FCAW – AF .....	90
Fluxograma 3.2 – Organização da obtenção das amostras para os processos FCAW, FCAW-A e FCAW-B. ....	93
Figura 3.5 – Disposição das chapas prontas para serem soldadas nas medidas de 300 x 300 x 9,5 mm; no detalhe a espessura da chapa, o ângulo de bisel de 22,5° e abertura de fresta de 3.0 mm. (Silva, 2010) .....	94
Figura 3.6 – Disposição da tocha adaptada para o processo FCAW-AF. No detalhe o ângulo entre os arames eletrodo e frio e a direção de soldagem. (Silva, 2010) .....	96

Figura 3.7 – Disposição da retirada dos corpos de prova para os ensaios mecânicos e metalografia (FBTS, 2007).....	98
Figura 3.8 – (a) Disposição da amostra no início do ensaio de dobramento; (b) Condição da amostra após a aplicação da carga. ....	100
Figura 3.9 – Corpo de prova do ensaio de tração: (a) Representação esquemática com as medidas. (b) Corpo de prova real .....	101
Figura 3.10 – Representação esquemática da orientação de retiradas dos corpos de prova das juntas soldadas para o Ensaio Charpy .....	102
Figura 3.11 – Representação Esquemática dos pontos onde foram medidos a dureza .....	103
Figura 4.1 – Amostra do ensaio visual utilizando o processo FCAW com velocidade de 6 m/min (V6).....	107
Figura 4.2 – Amostra do ensaio visual utilizando o processo FCAW-A com parâmetros de soldagem V6. ....	108
Figura 4.3 - Amostra do ensaio visual utilizando o processo FCAW-B com parâmetros de soldagem V6. ....	108
Figura 4.4 – Amostra do ensaio por líquido penetrante utilizando o processo FCAW com parâmetros de soldagem V6. ....	109
Figura 4.5 – Amostra do ensaio por líquido penetrante utilizando o processo FCAW-A com parâmetros de soldagem V6. ....	110
Figura 4.6 – Amostra do ensaio por líquido penetrante utilizando o processo FCAW-B com parâmetros de soldagem V6. ....	110
Figura 4.7 – Macroestrutura que identifica as regiões de onde foram realizadas as micrografias: MB – metal de base; ZTA – Zona termicamente afetada; ZF – Zona fundida e em especial a ZTA-S – Zona termicamente afetada superior.....	111
Figura 4.8 - Micrografia do metal de base ASTM A131 Grau A, predominando grãos equiaxiais de ferrita (F) com regiões isoladas de perlita (P). a) Aumento de 100X e b) detalhe da imagem com aumento de 500X. Ataque nital 2%. Em MO. ....	113
Figura 4.9 – Micrografias das ZTAs utilizando os processos: (a) FCAW-C e (b) FCAW-B para as mesmas velocidades de V6. Imagens aumentadas em MO 500X. Ataque nital 2% .	113
Figura 4.10 – Microestrutura da ZF usando o processo FCAW com velocidade V6, indicando a presença de Ferrita Primária – PF; Ferrita de Contorno de Grão – PF(G), Ferrita Acicular (AF) e Agregados de Ferrita e Carbetos – FC. Aumento de 200X em MO. Ataque nital 2%. ....	115

Figura 4.11 – Microestrutura da ZF usando o processo FCAW com velocidade V10, indicando a presença de Ferrita Primária – PF e Agregados de Ferrita e Carbetos – FC. E algumas inclusões. Aumento de 200X em MO. Ataque nital 2%.	115
Figura 4.12 - Microestrutura da ZF usando o processo FCAW-B com velocidade V6, indicando a presença de Ferrita Primária – PF, Agregados de Ferrita e Carbetos – FC, Ferrita Intergranular - PF(I), Ferrita de Contorno de Grão - PF(G) e Ferrita Acicular (AF). E algumas inclusões. Aumento de 200X em MO. Ataque nital 2%..	116
Figura 4.13 - Microestrutura da ZF usando o processo FCAW-B com velocidade V8, indicando a presença de Ferrita Primária – PF, Ferrita Intergranular - PF(I), Ferrita Acicular (AF) e Ferrita de Contorno de Grão - PF(G). Aumento de 200X em MO. Ataque nital 2%.	117
Figura 4.14 – Esquema para Identificação da ZTA-S: (a) Seção Transversal do Cordão de Solda para Localização da ZTA-S; (b) Separação das Três Regiões: ZF – Zona Fundida, ZTA-S – Zona Termicamente Afetada - Superior e ZTA – Zona Termicamente Afetada em aumento de 40X.	118
Figura 4.15 - Fotomicrografia da região ZTA-S. Visualização prévia das microestruturas diferenciadas com aumento de 200X em MO. Ataque nital 2%	119
Figura 4.16 – Micrografia da ZTA-S de uma amostra do FCAW. Em destaque a Identificação das Fases Presentes: Ferrita Alotriomórfica e Ferrita de Widmanstätten. Aumento de 500X em MO. Ataque nital 2%.	119
Figura 4.17 - Micrografia da região ZTA-S do FCAW-AF. Visualização prévia das microestruturas diferenciadas com aumento de 200X em MO. Ataque nital 2%..	120
Figura 4.18 – Micrografia da ZTA-S de uma amostra FCAW-AF. Em destaque a Identificação das Fases Presentes: Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS(A); Ferrita Alotriomórfica e Ferrita de Widmanstätten. Aumento de 500X em MO. Ataque nital 2%	120
Figura 4.19 - Micrografia da região ZTA-S do FCAW-AF. Visualização prévia das microestruturas diferenciadas com aumento de 200X em MO. Ataque nital 2%.	121
Figura 4.20 – Micrografia da ZTA-S de uma amostra FCAW-AF. Em destaque a Identificação das Fases Presentes: Ferrita Alotriomórfica e Ferrita de Widmanstätten. Aumento de 500X em MO. Ataque nital 2%.	121
Figura 4.21 – Corpos de prova ensaiados soldados com velocidade de 10 m/min nos processos: (a) FCAW, (b) FCAW-A e (c) FCAW-B	124
Figura 4.22 – Corpo de Prova (V6A) fora do padrão exigido. No detalhe a trinca, onde rompeu a amostra.	125
Figura 4.23 – Inclusão no metal de solda, como provável ponto de concentração de tensão	125

Figura 4.24 – Amostras ensaiadas durante o ensaio de resistência à tração. Detalhe a região da junta soldada. ....	129
Figura 4.25 – Corpo de Prova V8A que rompeu no cordão de solda. No detalhe a possível inclusão que gerou o defeito na peça soldada. ....	129
Figura 4.26 – Gráfico das médias de energia absorvida para o nível de velocidade V6 para ambos os processos de soldagem FCAW, FCAW-A e FCAW-B. ....	133
Figura 4.27 – Gráfico das médias de energia absorvida para o nível de velocidade V8 para ambos os processos de soldagem FCAW-C, FCAW-A e FCAW-B. ....	134
Figura 4.28 – Gráfico das médias de energia absorvida para o nível de velocidade V10 para ambos os processos de soldagem FCAW-C, FCAW-A e FCAW-B. ....	134
Figura 4.29 – Gráfico das médias de energia absorvida para os níveis de velocidade V6, V8 e V10 para o processo de soldagem FCAW-C.....	135
Figura 4.30 – Gráfico das médias de energia absorvida para os níveis de velocidade V6, V8 e V10 para o processo de soldagem FCAW-A .....	136
Figura 4.31 – Gráfico das médias de energia absorvida para os níveis de velocidade V6, V8 e V10 para o processo de soldagem FCAW-B.....	136
Figura 4.32 – (a) e (b) Seções fraturadas típicas das amostras de ensaio Charpy .....	137
Figura 4.33– (a) e (b) Seções fraturadas com a presença de algumas inclusões .....	137
Figura 4.34 – Perfil de Microdureza para V6C nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz .....	139
Figura 4.35 – Perfil de Microdureza para V6A nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz .....	139
Figura 4.36 - Perfil de Microdureza para V6B nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz .....	140
Figura 4.37 - Perfil de Microdureza para V8C nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz .....	140
Figura 4.38 - Perfil de Microdureza para V8A nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz .....	141
Figura 4.39 - Perfil de Microdureza para V8B nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz .....	141
Figura 4.40 - Perfil de Microdureza para V10C nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz .....	142
Figura 4.41 - Perfil de Microdureza para V10A nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz .....	142

Figura 4.42 - Perfil de Microdureza para V10B nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI  
– Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz ..... 143

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Vantagens do processo GMAW/FCAW com adição de arame frio. ....	31
Tabela 2.2 – Classificação segundo o IIW de ferrita e de constituintes intermediários em metal de solda ou aços. Adaptado de Colpaert (2008). ....	54
Tabela 2.3 – Dados do Ensaio de Tração do Aço ASTM A131 grau A .....	63
Tabela 2.4 – Comparativo entre os testes de Microdureza.....	72
Tabela 3.1 – Composição química do aço ASTM A-131 Grau A.....	74
Tabela 3.2 - Composição química do arame tubular E71T-1 .....	75
Tabela 3.3 – Composição química do arame maciço ER70S-6 .....	76
Tabela 3.4 – Condições e Parâmetros de Soldagem.....	92
Tabela 3.5 – Relação do número total de ensaios realizados considerando as variáveis: velocidade de alimentação e diâmetro do arame. ....	97
Tabela 4.1 – Parâmetros de Soldagem (Média de Valores: Corrente e Tensão) .....	105
Tabela 4.2 – Composição Química Determinada para o Aço ASTM A 131 .....	106
Tabela 4.3 – A utilização usual dos ensaios mecânicos em atividades de soldagem .....	122
Tabela 4.4 – Dados do Ensaio de Tração considerando a Velocidade do Arame Eletrodo de 6 m/min e as Variantes dos Processos de Soldagem .....	126
Tabela 4.5 – Dados do Ensaio de Tração considerando a Velocidade do Arame Eletrodo de 8 m/min e as Variantes dos Processos de Soldagem .....	127
Tabela 4.6 – Dados do Ensaio de Tração considerando a Velocidade do Arame Eletrodo de 10 m/min e as Variantes dos Processos de Soldagem .....	128
Tabela 4.7 – Valores do Ensaio de Impacto Charpy para a Velocidade 6m/min .....	131
Tabela 4.8 – Valores do Ensaio de Impacto Charpy para a Velocidade 8m/min .....	131
Tabela 4.9 – Valores do Ensaio de Impacto Charpy para a Velocidade 10 m/min.....	132

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO.....</b>	<b>21</b>
1.1	JUSTIFICATIVA .....	21
1.2	OBJETIVOS .....	22
<b>1.2.1</b>	<b>Objetivo Principal.....</b>	<b>22</b>
<b>1.2.2</b>	<b>Objetivos Específicos .....</b>	<b>23</b>
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>24</b>
2.1	O PROCESSO FCAW E INOVAÇÕES EM PROCESSOS DE SOLDAGEM .....	24
2.2	METALURGIA DA SOLDAGEM .....	31
<b>2.2.1</b>	<b>Energia de Soldagem .....</b>	<b>32</b>
<b>2.2.2</b>	<b>Ciclos Térmicos de Soldagem .....</b>	<b>33</b>
<b>2.2.3</b>	<b>Poça de Fusão – Ou Zona Fundida .....</b>	<b>38</b>
<i>2.2.3.1</i>	<i>Forças que Atuam na Poça de Fusão.....</i>	<i>38</i>
<b>2.2.4</b>	<b>Geometria da Poça de Fusão.....</b>	<b>41</b>
<b>2.2.5</b>	<b>Solidificação da Poça de Fusão: Fenômenos e Estruturas ....</b>	<b>43</b>
<b>2.2.6</b>	<b>O Efeito da Soldagem Multipasse Sobre a Microestrutura ..</b>	<b>50</b>
2.3	A CARACTERIZAÇÃO DOS METAIS E LIGAS .....	51
<b>2.3.1</b>	<b>Microestrutura do Aço Baixo Carbono e Similares.....</b>	<b>51</b>
2.4	ENSAIOS DOS MATERIAIS METÁLICOS E DE JUNTAS SOLDADAS .....	58
<b>2.4.1</b>	<b>Ensaio de sanidade do cordão de solda .....</b>	<b>59</b>
<b>2.4.2</b>	<b>Ensaio por líquido penetrante.....</b>	<b>59</b>
<b>2.4.3</b>	<b>Ensaio de Tração.....</b>	<b>61</b>
<b>2.4.4</b>	<b>Ensaio de Dobramento .....</b>	<b>64</b>
<b>2.4.5</b>	<b>Ensaio de Impacto.....</b>	<b>68</b>
<b>2.4.6</b>	<b>Ensaio de Microdureza.....</b>	<b>71</b>
<b>3</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....</b>	<b>73</b>
3.1	INTRODUÇÃO .....	73
3.2	MATERIAIS UTILIZADOS .....	73
<b>3.2.1</b>	<b>Materiais de Soldagem .....</b>	<b>73</b>

3.2.1.1	<i>Metal de Base</i> .....	73
3.2.1.2	<i>Consumíveis de Soldagem</i> .....	75
<b>3.2.2</b>	<b>Materiais Necessários para o Ensaio de Líquido Penetrante</b>	77
<b>3.2.3</b>	<b>Materiais de Corte, Usinagem e Metalografia das Peças</b> .....	77
3.3	EQUIPAMENTOS UTILIZADOS DURANTE A SOLDAGEM .....	78
<b>3.3.1</b>	<b>Bancada de Soldagem</b> .....	78
3.3.1.1	<i>Central de Soldagem Múltiplos Processos</i> .....	79
3.3.1.2	<i>Alimentador dos Arames: Arame Eletrodo e Arame Frio</i> .....	79
3.3.1.3	<i>Pistola de Soldagem Adaptada para Alimentação de Arame Frio</i> .....	80
3.3.1.4	<i>Sistema de Aquisição e Processamento de Dados</i> .....	81
3.3.1.5	<i>Suporte de Atracção</i> .....	82
3.3.1.6	<i>Balança Digital</i> .....	83
<b>3.3.2</b>	<b>Programas Computacionais Auxiliares</b> .....	83
3.4	EQUIPAMENTOS DE CORTE, USINAGEM E ENSAIOS MECÂNICOS .....	83
<b>3.4.1</b>	<b>Serra de Fita</b> .....	84
<b>3.4.2</b>	<b>Cutt-off</b> .....	84
<b>3.4.3</b>	<b>Plaina</b> .....	85
<b>3.4.4</b>	<b>Fresa</b> .....	85
<b>3.4.5</b>	<b>Equipamento de Análise da Composição Química</b> .....	85
<b>3.4.6</b>	<b>Equipamento de Ensaio Universal</b> .....	85
<b>3.4.7</b>	<b>Equipamento de Ensaio pelo Método Charpy</b> .....	86
<b>3.4.8</b>	<b>Equipamento de Microdureza</b> .....	86
<b>3.4.9</b>	<b>Equipamentos para o Ensaio Metalográfico</b> .....	86
3.4.9.1	<i>Lixadeira Politriz Metalográfica</i> .....	87
3.4.9.2	<i>Microscópio Ótico</i> .....	87
3.5	PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL .....	88
<b>3.5.1</b>	<b>Metodologia Experimental</b> .....	89
3.5.1.1	<i>Soldagem das Chapas</i> .....	89
3.5.1.2	<i>Padronização das Amostras e os Ensaios</i> .....	96
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	104

4.1	PREPARAÇÃO E SOLDAGEM DAS PEÇAS.....	104
4.2	COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	106
4.3	ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS.....	107
4.3.1	<b>Ensaio Visual</b> .....	107
4.3.2	<b>Ensaio por Líquido Penetrante</b> .....	109
4.4	METALOGRAFIA - ANÁLISE MICROGRÁFICA QUALITATIVA.....	111
4.5	ENSAIOS MECÂNICOS.....	122
4.5.1	<b>Ensaio de Dobramento Semi-guiado – Tipo: Transversal de Face</b> .....	123
4.5.2	<b>Ensaio de Tração</b> .....	126
4.5.3	<b>Ensaio de Impacto Charpy (Entalhe em V)</b> .....	130
4.5.4	<b>Ensaio de Microdureza</b> .....	138
5	<b>CONCLUSÕES</b> .....	144
6	<b>TRABALHOS FUTUROS</b> .....	146
	REFERÊNCIAS.....	147

## 1 INTRODUÇÃO

Falando-se em processos de soldagem, atualmente o que mais tem chamado a atenção das empresas e/ou dos setores que a utilizam de forma intensiva, corresponde basicamente a duas características que influenciam diretamente na escolha de tal processo, trata-se da produtividade e da qualidade. Visando fatores que elevam a produção dando qualidade ao produto final referindo-se aos processos de união ou revestimento de metais, enquadra-se muito bem a esse perfil a soldagem com arame tubular, mundialmente conhecida como FCAW (Flux Cored Arc Welding – Soldagem a arco com eletrodo tubular). Este processo que é similar em procedimento e concorrente direto do processo GMAW (Gas Metal Arc Welding – Soldagem a arco com proteção gasosa), também conhecido como MIG/MAG que é amplamente empregado nas indústrias, tem se apresentado como uma fonte riquíssima de estudo. Não obstante, o FCAW-AF ou processo arame tubular com adição de arame frio, surge como uma promissora alternativa de técnica de soldagem com uma larga empregabilidade industrial, principalmente em processos que necessitam de um elevado contingente produtivo, como a indústria de construção, seja ela de plataformas de petróleo, naval, dutos, entre outros.

### 1.1 JUSTIFICATIVA

O processo FCAW-AF é advento da idéia de se inserir um arame frio que não conduzirá energia durante a soldagem convencional com arame tubular. Isto é, o arame frio é introduzido na atmosfera do arco voltaico produzido pelo arame eletrodo, dessa forma ocorre a fusão dos dois arames concomitantemente, que juntos formarão o metal de adição, participando do coalescimento do metal de base gerando a solda propriamente dita. A linha de pesquisa com adição de arame frio foi inicialmente estudada por Barcelar e Ferraz (2005) usando o processo MAG e Mendonça (2007), o processo FCAW.

O processo FCAW modificado pode ser intitulado como uma grande inovação tecnológica na soldagem, pois se destaca por vantagens competitivas, onde além da alta taxa de deposição de metal, reduzindo o tempo de soldagem, apresenta novidades como o controle da qualidade do cordão de solda, o uso de eletrodos diferentes (em diâmetro e composição química), a redução da porosidade no cordão e ainda a sua versatilidade e ampla faixa de aplicações para diferentes tipos de materiais.

Atualmente, o processo de pesquisa industrial baseia-se resumidamente no desenvolvimento de novos materiais e novos processos de fabricação, o que acentua ainda mais a competitividade no mercado. No caso da indústria naval, que é o palco central da elaboração deste projeto de dissertação, o processo de soldagem é fundamental na linha de produção, onde hoje sabe-se que, com certa abertura, conta com uma ligeira inserção de novas tecnologias como processos automatizados adaptados, sendo que ainda muito se observa o uso de técnicas de soldagem manuais.

No entanto, a qualidade de um metal de solda depende do modo de operação do processo, porém o comportamento das variáveis de soldagem como, por exemplo, o ciclo térmico, gás de proteção, a taxa de resfriamento, entre outros afetam diretamente a estrutura final do metal da zona fundida. Sendo estes questionamentos, atualmente uma grande fonte de pesquisa desde o século passado, quando se descobriu que o controle da formação e organização dos microconstituintes que compõe um material qualquer, conferem os principais fatores que favorecem ou prejudicam as propriedades dos materiais. Dessa forma, o trabalho em estudo visa a comparação microestrutural e de propriedades mecânicas de juntas soldadas, utilizando dois processos FCAW diferentes, onde o primeiro é o FCAW e o outro, o FCAW-AF, em três níveis de velocidade de alimentação do arame eletrodo. As propriedades citadas serão adquiridas através dos ensaios de metalografia, tração, dobramento, tenacidade ao impacto e microdureza.

## 1.2 OBJETIVOS

Visando o fortalecimento da indústria de fabricação mecânica na área da soldagem, influenciado pelas perspectivas de mercado, o processo FCAW-AF tem seus objetivos subdivididos em duas proposições, como a seguir.

### 1.2.1 Objetivo principal

Desenvolver técnicas alternativas de soldagem de ligas de aço para aplicar na fabricação e manutenção de produtos da indústria naval visando garantir uma maior produtividade com melhoria da relação custo/benefício, assegurando na junta soldada a continuidade das propriedades físicas e químicas.

### 1.2.2 Objetivos específicos

Relacionar comparativamente amostras dos processos FCAW e FCAW-AF nos três níveis de velocidade de alimentação de arame 6, 8 e 10 m/min a fim de realizar:

- Avaliação microestrutural das juntas soldadas em relação aos aspectos:
  - a) Fases presentes;
  - b) Descontinuidades.
- Avaliação das propriedades mecânicas das juntas soldadas através dos ensaios de:
  - a) Tração;
  - b) Dobramento Transversal de Face;
  - c) Impacto (Tipo Charpy);
  - d) Microdureza

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 O PROCESSO FCAW E INOVAÇÕES EM PROCESSOS DE SOLDAGEM

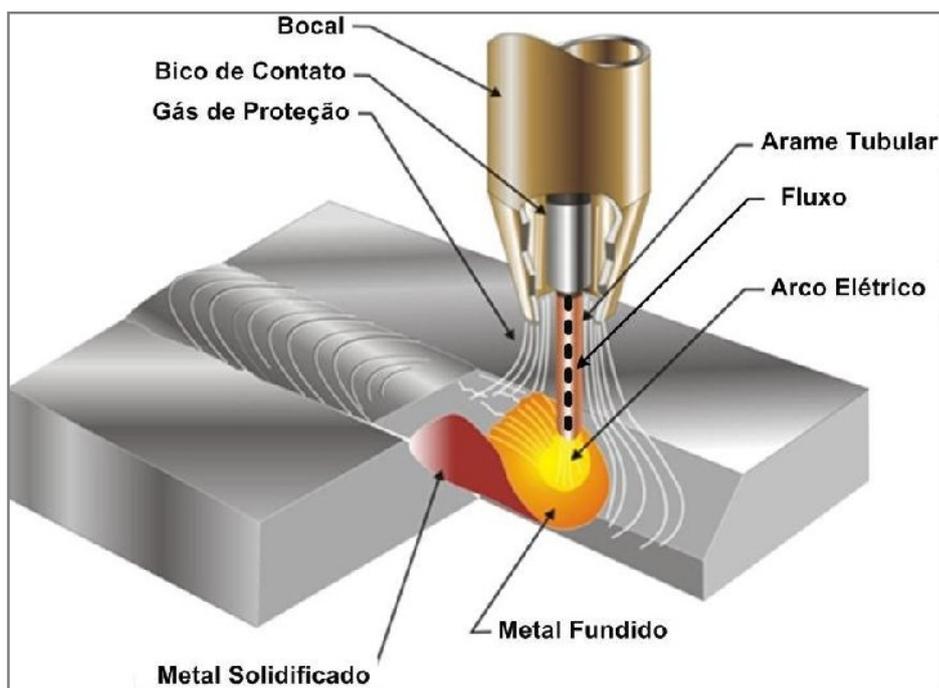
A inserção de gases efetuando a proteção gasosa nas operações de soldagem teve início a partir da década de 30, visando resolver problemas da contaminação atmosférica em soldas de materiais reativos como alumínio, titânio e ligas de magnésio, onde originou o processo TIG (Tungsten Inert Gas). Com o mesmo princípio funcional quanto ao arco voltaico produzido no processo TIG, surge o processo MIG (Metal Inert Gas) em 1948, onde um arco elétrico estabelecido entre o eletrodo e a peça era protegido por uma atmosfera gasosa inerte. Sendo que ambos diferenciavam-se devido ao tipo e alimentação do eletrodo. A soldagem MIG foi inicialmente utilizada para ligas altamente reativas, pois a utilização de gases inertes elevava o custo para utilização em aços carbono e baixa liga. Segundo Machado (2007), o processo MIG foi o que fez ressurgir o interesse pelo processo com arame tubular. Logo que foi introduzido o dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) como gás de proteção para a soldagem destes materiais, os resultados obtidos foram satisfatórios, com isso o processo foi bem aceito, devido ao barateamento dos custos, surgia então o processo MAG (Metal Active Gas).

O processo de soldagem com arame tubular (FCAW – Flux Cored Arc Welding) por ser bastante semelhante ao MIG/MAG (ou GMAW – Gas Metal Arc Welding), segundo Fortes (2004), surgiu no início da década de 50, quando foram desenvolvidos os primeiros arames tubulares para a soldagem com proteção gasosa de aços carbono, mas que só disponibilizaram-se comercialmente em 1957. O FCAW ao longo de seu desenvolvimento tornou-se bastante versátil quanto aos demais processos, já que possui características peculiares, quanto ao uso de seus equipamentos, técnica semiautomática semelhante a do processo GMAW, combinando os resultados metalúrgicos do processo eletrodo revestido (SMAW – Shielded Metal Arc Welding) por possuir um fluxo sólido característico da soldagem a arco submerso (SAW). Dessa forma, a técnica de soldagem usando arame tubular destaca-se pela produção de soldas de alta qualidade, elevada taxa de deposição, boa estabilidade do arco voltaico, assim como ótimo acabamento do cordão de solda.

De acordo com Marques, Modenesi e Bracarense (2011), na soldagem ao arco voltaico com arame tubular, a coalescência dos metais na zona fundida é obtida pelo aquecimento e fusão do metal de adição na forma de eletrodo tubular contínuo e do metal de base no local de

deposição. Sendo que existem dois modos de operação que podem ser efetuados utilizando este tipo de soldagem: o primeiro denominado FCAW com proteção gasosa, em que parte da proteção é fornecida por um gás inerte, ativo ou mistura destes, de forma semelhante ao processo GMAW, segundo Marques, Modenesi e Bracarense (2011), conforme a Figura 2.1. Mendonça (2007) afirma que na soldagem com arame tubular sob proteção gasosa, a vazão do gás é uma variável que afeta diretamente na qualidade do metal depositado. Vazão inadequada propicia falsa proteção à poça de fusão e, conseqüentemente, ocorrência de poros e oxidação ao metal de solda. Vazão excessiva de gás resultará em turbulência e aumento de impurezas no metal depositado. A seleção da vazão do gás dependerá do tipo e diâmetro do bocal da tocha, distância bico de contato a peça e correntes de ar durante a soldagem.

**Figura 2.1 – Representação esquemática do processo de soldagem FCAW com proteção gasosa.**

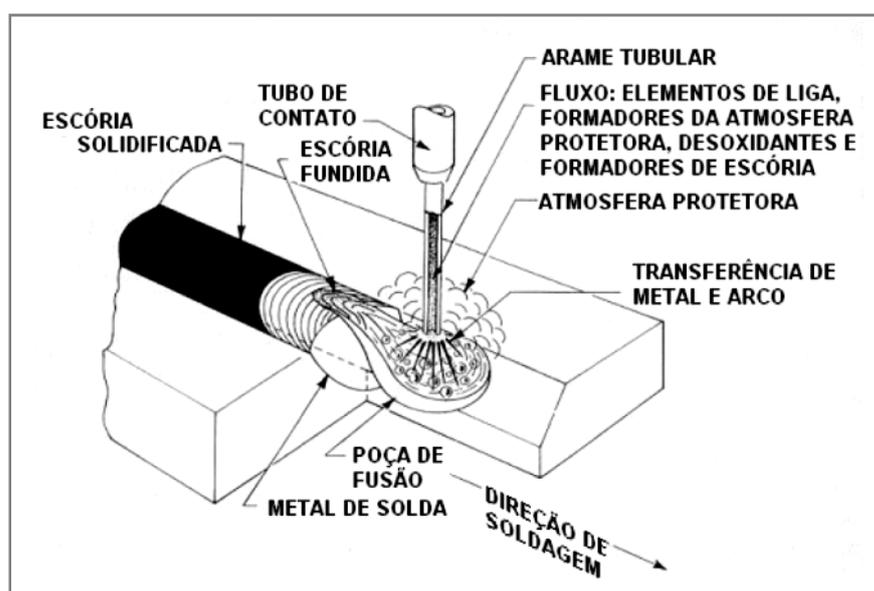


Fonte: Autor (Adaptado de Cruz Jr e Cabral – 2008)

A outra variante do processo FCAW é conhecida como autoprotégida (i.e. não utiliza gás de proteção) pela proteção ser efetuada apenas pela fusão de um fluxo interno com a função de promover reações metalúrgicas favoráveis. Uma das características dos eletrodos autoprotégidos é a possibilidade de soldagem com maiores comprimentos do eletrodo. A extensão do eletrodo é o seu comprimento não fundido medido da saída do tubo de contato até à sua extremidade livre na ponta do arco voltaico, durante a soldagem. Com o aumento do

comprimento do eletrodo, durante a soldagem ocorre o aumento do efeito joule e, com isto, este é pré-aquecido diminuindo a tensão requerida do arco. Em alguns casos, a corrente de soldagem diminui, havendo, conseqüente redução do calor disponível para fundir o metal de base, resultando assim uma solda estreita e rasa. Grandes extensões de eletrodo não podem ser igualmente aplicadas para os métodos de soldagem com proteção a gás, devido a efeitos desfavoráveis na proteção (Bracarense, 2000), o esquema de operação do processo de soldagem com arame tubular autoprottegido pode ser através da Figura 2.2.

**Figura 2.2 – Representação esquemática da soldagem com arame tubular autoprottegido**



Fonte: Fortes (2004)

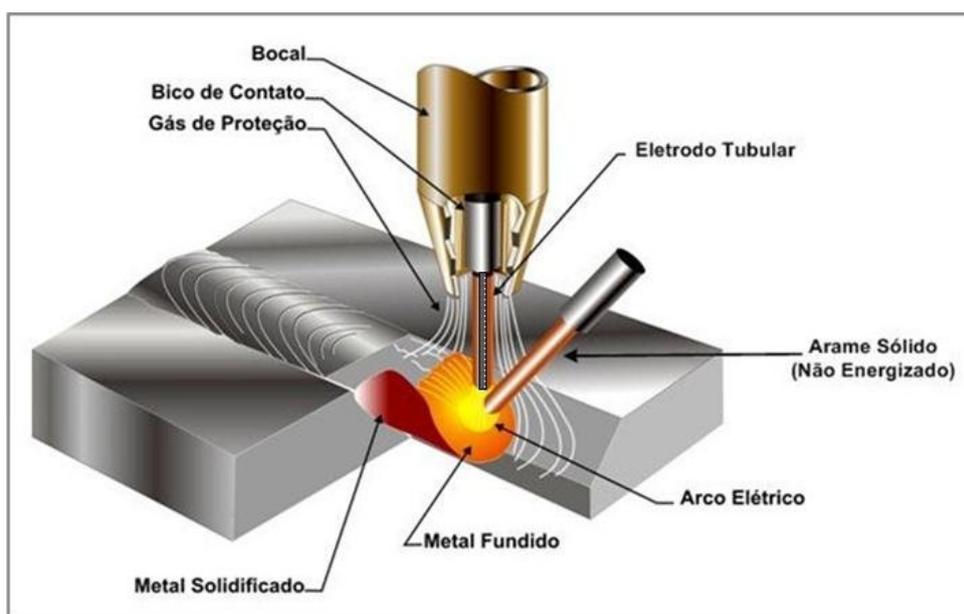
Fortes (2004) descreve que o grande entrave do processo FCAW foi a disponibilidade de arame tubulares somente em grandes diâmetros na faixa de 2,0 a 4,0 mm. Limitando assim, a utilização do processo apenas nas posições plana e horizontal na fabricação de peças e estruturas pesadas. Com o desenvolvimento de arames tubulares de diâmetros bem menores de até 0,8 mm, ocasionou uma larga aceitação para aplicações específicas na indústria devido à possibilidade de soldagem em todas as posições, o que colocou o FCAW entre os mais requisitados processos de soldagem a arco voltaico.

No cenário atual, o processo FCAW tem ganhado espaço nas indústrias de construção mecânica em massa como os estaleiros, offshores, petroquímicas e montagem industrial em geral, devido a sua versátil aplicação na soldagem de diversos tipos de materiais como os aços carbono, baixa liga e inoxidáveis em todas as posições de soldagem, assim como a ótima

qualidade do metal de solda obtido pelas transformações metalúrgicas potencializadas pelo fluxo contido no interior do arame. Por essas e outras razões, novas técnicas de soldagem FCAW vem sendo estudadas buscando o aumento da produtividade, mantendo ou até mesmo melhorando a qualidade do metal de solda, através do uso de dois arames simultaneamente.

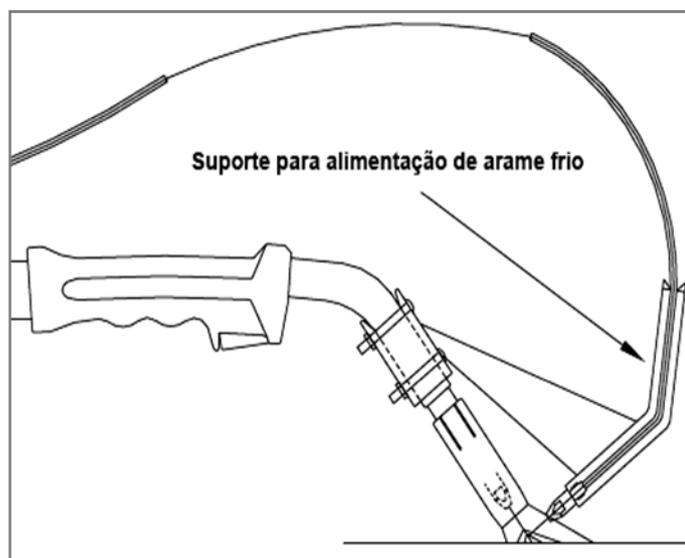
O processo de soldagem arame tubular na versão FCAWW se refere à soldagem arame tubular com inserção de um arame frio (*cold wire*) não energizado, na atmosfera do arco voltaico gerado na ponta do arame eletrodo (arame energizado). A definição CW atualmente vai sendo substituído por termos mais precisos, sem haver uma definição oficial e definitiva. Devido a isso, uma nova nomenclatura foi fornecida em discussão com o orientador deste trabalho, sugerindo que DWOA, faz referência ao termo em inglês *Double Wire Only Arc* que é mais significativa e representa uma soldagem com dois arames gerando apenas um arco voltaico. Desta forma, o arame frio (i.e. frio não porque foi submetido a um abaixamento da temperatura, mas devido à temperatura ambiente ser muito abaixo da temperatura do metal fundido) se funde junto com o arame eletrodo na constituição do metal depositado, em coalescimento com o metal de base, para a geração do metal de solda, de forma que ambos utilizam a mesma energia calorífica produzida pelo arame eletrodo, conforme a Figura 2.3. A concepção desta técnica de soldagem tem como objetivo principal contribuir para o aumento da produtividade de processos de soldagem a arco voltaico que utilizam alimentação contínua de um arame eletrodo até a poça de fusão.

Figura 2.3 – Representação esquemática do processo FCAW-AF



As técnicas com adição de arame frio propostas para os processos GMAW e FCAW possuem vários estudos preliminares que envolveram tanto a viabilidade operacional através do ajuste de parâmetros e a caracterização geométrica e econômica quanto à caracterização microestrutural e das propriedades mecânicas do metal de solda, sendo que os estudos utilizaram apenas uma das técnicas com arame frio, comparando-se ao processo convencional respectivo. Autores como Bacelar e Ferraz (2005), Barrozo (2006), Mendonça, Sanches e Sábio (2007), Lobato e Silva (2010) deram suas contribuições, fornecendo os melhores parâmetros de operação, as condições de estabilidade do processo, além das propriedades mecânicas e microestruturas encontradas no metal de solda. Apesar da obtenção de bons resultados, ainda existem vários problemas a serem resolvidos, principalmente quanto ao tipo de equipamento utilizado para alimentar o arame frio (neste caso, a tocha de alimentação), onde várias propostas foram analisadas. Um dos percussores foi o protótipo projetado por Bacelar e Ferraz (2005) de acordo com a Figura 2.4.

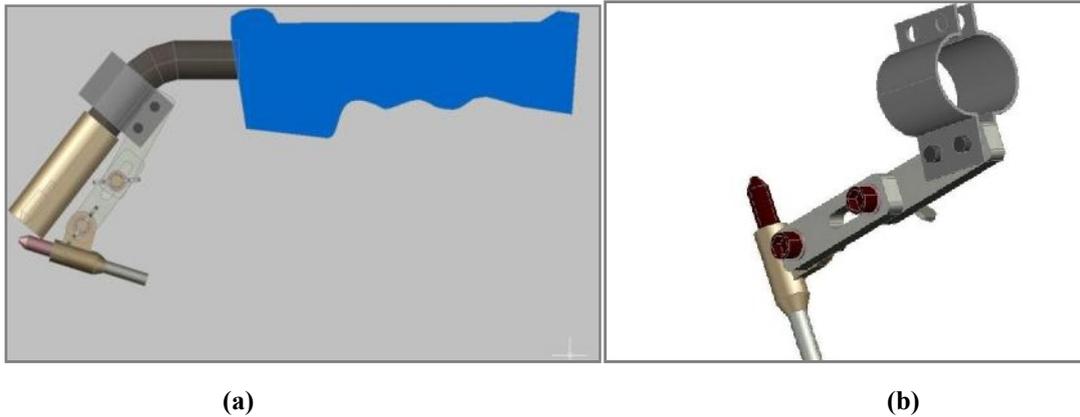
**Figura 2.4 – Modelo esquemático da tocha adaptada para soldagem arame frio**



Fonte: Bacelar e Ferraz (2005)

Conforme as exigências de adequação da tocha, muitas propostas de adaptação foram empregadas, sendo que o adaptador que mais deu resultados é o que se utiliza atualmente, devido suas características de maior facilidade quanto à escolha do ângulo de incidência. Conforme mostra a Figura 2.5.

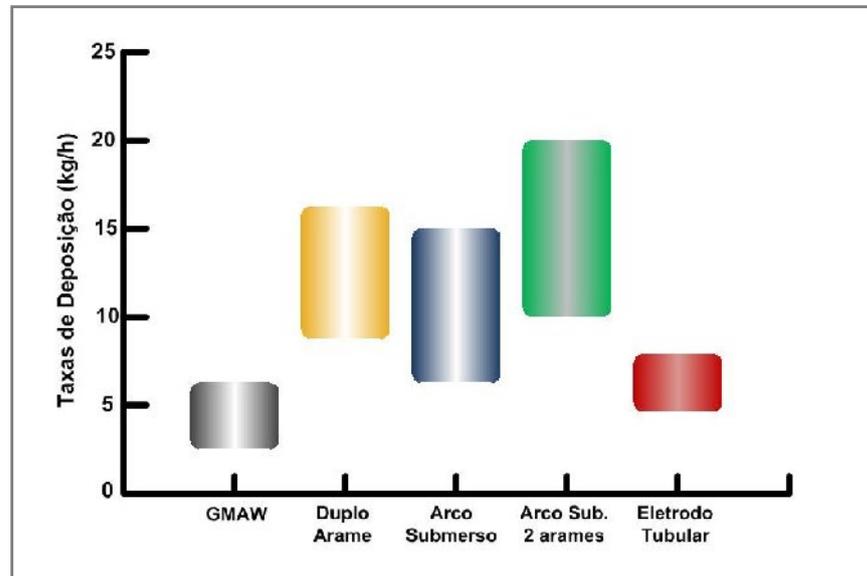
**Figura 2.5 – (a) Representação esquemática da tocha adaptada para o processo FCAW-AF, (b) Adaptador ajustável para adição do arame frio.**



Fonte: Cruz Jr e Cabral (2008)

Os resultados bem sucedidos dos ajustes operacionais e a consolidação do processo com adição de arame frio é fruto do empenho empregado em busca de produtividade como uma das bases de sustentação do mesmo, seja GMAW ou FCAW. Logo, espera-se que aumente em, ao menos, duas vezes a taxa de deposição, reduzindo pela metade o tempo de soldagem ocasionada pela diminuição no número de passes de metal depositado. Dessa forma, entre os vários processos disponíveis no mercado o processo duplo arame (pode-se dizer que o processo arame frio faz parte dessa classificação, já que são usados dois arames) destaca-se pela alta taxa de deposição que é o fator mais representativo tratando-se de produtividade. A Figura 2.6 aborda de maneira simplificada um comparativo entre as taxas de deposição para vários processos.

Figura 2.6 - Esquema comparativo das taxas de deposição de metal do processo Duplo Arame e outros processos de soldagem.



Fonte: White Martins (2009)

Além da elevação da produtividade, o processo GMAW/FCAW-AF agrega outras vantagens que favorecem sua escolha, como:

Tabela 2.1 – Vantagens do processo GMAW/FCAW com adição de arame frio

Variáveis	Descrição
<b>Equipamentos</b>	Reúne o mesmo maquinário do processo GMAW/FCAW, com adição de apenas um alimentador independente de arame.
<b>Modo de Operação</b>	Opera nos modos semiautomático e automático.
<b>Economia de Energia</b>	Trabalha apenas com um eletrodo energizado e o outro é neutro.
<b>Posições de Soldagem</b>	Podem efetuar a soldagem em todas as posições.
<b>Emprego</b>	É empregado tanto no enchimento de chanfros de diversos tipos como para revestimento em geral.
<b>Variabilidade</b>	Trabalha com diferentes tipos e diâmetros de arames
<b>Qualidade do Metal de Solda</b>	Bom acabamento superficial do cordão de solda e obtenção de diferentes composições químicas da zona fundida.

Fonte: Autor (2011)

Sem querer supervalorizar a soldagem GMAW/FCAW com adição de arame frio, como todo bom processo, existem desvantagens que o limitam como a dificuldade do ajuste dos parâmetros, ressaltando a sincronia de proporção das velocidades dos arames eletrodo e

frio, devido suas diferentes velocidades individuais. Outro fator desfavorável é a diminuição da penetração, dificultando a aplicação em passes de raiz. Entretanto, nenhuma dessas limitações torna o processo com adição de arame frio inviabilizado, pelo contrário, o torna, objeto de grande valia para o estudo de processo de soldagem inovador que já é realidade.

## 2.2. METALURGIA DA SOLDAGEM

Um importante ponto de estudo no campo da metalurgia da soldagem é a relação entre as particularidades apresentadas pelos processos, incluindo características do material soldado, e a estrutura resultante do resfriamento seguido da solidificação dos constituintes da poça de fusão. Tal interesse justifica-se pelo fato de que a característica predominante da estrutura solidificada vai influenciar diretamente em importantes fatores definidores da qualidade da junta, como por exemplo, a capacidade de transmitir esforços mecânicos e a maior ou menor facilidade de propagar defeitos.

### 2.2.1 Energia de soldagem

A energia de soldagem é um parâmetro de elevada importância metalúrgica, pois juntamente com as características geométricas da junta e com o nível de pré-aquecimento, é determinante nos ciclos térmicos impostos ao material e, portanto nas possíveis transformações microestruturais e no comportamento da junta (ZEEMAM, 2003). Esta mesma autora afirma que, na soldagem costuma-se trabalhar com outra grandeza denominada aporte de energia ou aporte de calor ( $H$ ), que correlaciona a quantidade de energia disponível para a soldagem com a velocidade de avanço  $v$  da fonte de calor. Para soldagem a arco elétrico, o valor de  $H$  é obtido por:

$$H = \eta \frac{V \cdot I}{v} \quad (1)$$

Onde:

$\eta$ : eficiência de transferência;

$V$ : voltagem (volts - V);

I: Corrente Elétrica (Ampere – A);

v: Velocidade Linear de Soldagem (mm/s)

A energia de soldagem no modo MIG/MAG e no arame tubular sofre efeito dos gases de proteção e dos modos de transferência (curto-circuito, globular, “spray”). Quanto aos gases de proteção, verifica-se que mesmo pequenas adições de gases ativos como oxigênio e gás carbônico, no argônio ou no hélio podem modificar totalmente os parâmetros de corrente, tensão e o próprio tipo de transferência, variando assim os níveis de aporte de energia.

Segundo Filho (2008) menciona que quanto mais alto for o aporte de calor (energia de soldagem) inserido na junta soldada, maior será a quantidade de energia calorífica transferida à peça, maior a poça de fusão, mais larga a zona termicamente afetada entre outros efeitos. Por outro lado, a utilização de baixos valores de aporte térmico pode provocar falhas de penetração na junta soldada assim como elevadas velocidades de resfriamento, o que, em certas ocasiões pode ser prejudicial à junta soldada.

Portanto, a energia de soldagem é um parâmetro simples de se definir e ser medido, devido a abrangência pela qual é utilizado em normas e trabalhos de pesquisa especificando as condições de soldagem. Conforme Modenesi, Marques e Santos (2006) nem sempre existe uma relação direta entre a energia de soldagem e seus efeitos na peça, pois os parâmetros de soldagem (corrente, tensão e velocidade de deslocamento) afetam de modo diferente a intensidade do arco e o rendimento térmico do processo. Assim, embora utilizando o mesmo processo e energia de soldagem, é possível obter soldas de formatos completamente diferentes pela variação individual dos parâmetros de soldagem.

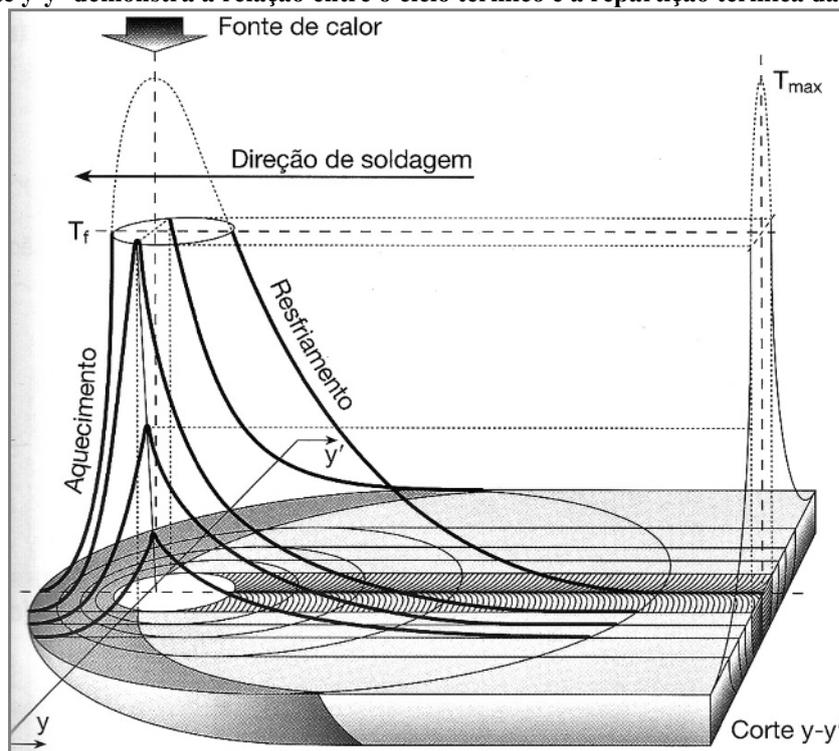
### **2.2.2 Ciclos térmicos de soldagem**

Define-se o ciclo térmico como a curva que relaciona a variação da temperatura de um determinado ponto (durante a soldagem e posterior resfriamento) com passar do tempo. Wainer, Brandi e Mello (1992) explicam que durante a soldagem, cada ponto de material processado passa por um ciclo térmico cuja intensidade será função de sua localização em relação à fonte de energia. Esse ciclo térmico, portanto, representa as temperaturas que o ponto em estudo atinge em cada instante do processo. Esse conjunto de temperaturas é função das seguintes grandezas e variáveis: intensidade da fonte de calor, propriedades termodinâmicas do material, temperatura inicial do sólido, velocidade de deslocamento da

fonte móvel de energia e das coordenadas do ponto onde se deseja conhecer o valor da temperatura. O comportamento das curvas representativas de ciclos térmicos reflete aspectos importantes a respeito das condições utilizadas na soldagem. Normalmente fatores como o tipo de processo, utilização ou não de pré ou pós-aquecimento, aporte térmico, soldagem multi-passes, são capazes de estabelecer diferenças na forma de uma curva de ciclo térmico.

As diferenças obtidas em função de alterações de um ou mais fatores pode tornar a característica do ciclo térmico mais ou menos favorável para o desenvolvimento de defeitos de soldagem. Os principais fatores a serem observados na definição dos ciclos térmicos dos pontos constituintes de uma região soldada são mostrados na Figura 2.13 representa um ciclo térmico característico para o caso analisado.

**Figura 2.7 – Representação das curvas de temperatura em várias posições de uma junta soldada. As linhas grossas paralelas ao eixo da solda definem o ciclo térmico para um ponto em determinada distância. O corte y-y' demonstra a relação entre o ciclo térmico e a repartição térmica da solda**



Fonte: Colpaert (2008)

De acordo com Modenesi, Marques e Santos (2006) cada ponto é submetido a um ciclo térmico particular que depende, entre outros fatores, da localização deste ponto em relação à solda. Os principais parâmetros que descrevem o ciclo térmico são:

- **Temperatura de Pico:** corresponde a temperatura máxima atingida em um dado ponto e indica a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais;
- **Temperatura de Permanência:** é a temperatura acima da Temperatura Crítica, onde este parâmetro influencia diretamente na dissolução de precipitados e/ou crescimento de grãos;
- **Velocidade de Resfriamento:** este é o parâmetro mais importante na determinação da microestrutura em materiais como os aços estruturais comuns, suscetíveis a transformações de fase durante o resfriamento;

Taniguchi (1980) menciona que além dos problemas metalúrgicos causados pelos ciclos térmicos durante a soldagem, outros fenômenos podem provocar efeitos danosos à estrutura soldada. Entre eles, é praticamente inerente a todos os processos de soldagem, ressalta a ocorrência de deformações residuais e, conseqüentemente, o aparecimento de tensões residuais na junta soldada e suas adjacências.

A influência do ciclo térmico durante a realização de uma solda afeta tanto esta quanto as regiões adjacentes, sendo que as variáveis mais intensivas, conhecidas como as temperaturas de pico, decrescem à medida que se afasta do eixo central da solda, como mostrado no esquema da Figura 2.8. A partir destes acontecimentos é possível acontecer alterações microestruturais ao longo da seção transversal em relação à composição do material do início. Com isso, em uma solda produzida por fusão, segundo Modenesi, Marques e Santos (2006), pode-se considerar arbitrariamente constituída de três regiões básicas:

- **Zona Fundida (ZF):** região formada pela fusão do material, metal de adição e metal de base ou apenas este, durante a soldagem, onde as temperaturas de pico são superiores a temperatura de fusão.

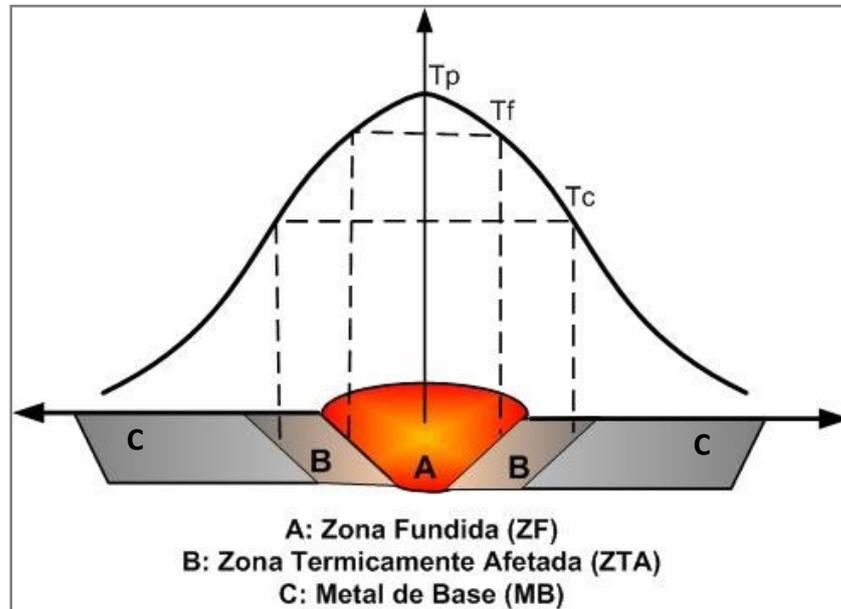
- **Zona Termicamente Afetada (ZTA):** região que não ocorre fusão, adjacente a zona fundida, mas que as temperaturas de pico atingem valores acima da temperatura crítica do metal de base, gerando alterações na microestrutura e propriedades devido ao ciclo térmico.

- **Metal Base (MB):** regiões em que não ocorrem alterações ocasionadas pelo ciclo térmico por se situarem em regiões mais afastadas da solda.

A zona fundida será discutida a seguir, desde a sua formação a partir do coalescimento dos metais constituindo a poça de fusão. Já a zona termicamente afetada pelo calor de acordo com Lancaster (1999) dependendo da severidade do ciclo térmico de soldagem esta pode apresentar diferentes características metalúrgicas e de propriedades. A sua largura vai estar em função da taxa do aporte de calor, espessura e geometria do bisel da chapa, da temperatura

de início e de interpasse afirmam Lancaster (1999), Fosca Pastor (2003) e Poorhaydari, Patchett e Ivey (2005).

**Figura 2.8 – O perfil térmico e a formação das diferentes zonas em uma junta soldada. Onde neste esquema  $T_f$  corresponde a temperatura de fusão do metal de solda.**



Fonte: Autor (2011)

De acordo com Lancaster (1999) dependendo da severidade do ciclo térmico da soldagem a ZTA pode ser subdividida, para um aço soldado por fusão, em quatro zonas as quais apresentam diferentes características metalúrgicas e de propriedades mecânicas relacionadas a seguir.

a) **Zona de Grão Grosseiro (ZTA-GG)**, caracterizada por uma temperatura de pico entre 1100 – 1450° C, dá-se início ao crescimento do grão austenítico quando a região atinge uma temperatura superior à temperatura de grão grosseiro (aproximadamente 1200° C). Sendo o tamanho do grão em função da natureza do ciclo térmico de soldagem e da temperatura de formação do grão grosseiro. E a microestrutura resultante nesta região vai depender do tamanho do grão austenítico e a transformação estrutural dentro do grão, a qual está em função da taxa de esfriamento na junta soldada (Lancaster, 1999; Porter e Easterling, 1992). Na Figura 2.15, esta região é similar à região transformada.

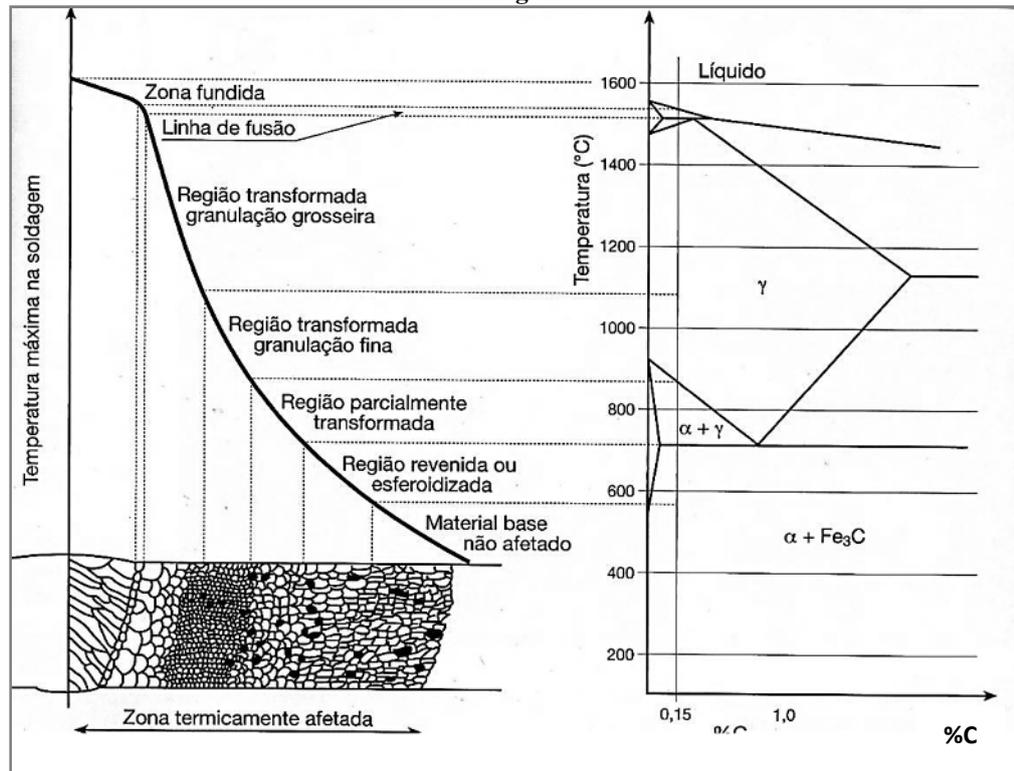
b) **Zona de Grão Fino (ZTA-GF)** compreende uma região a temperatura do ciclo térmico se encontra entre A3 (Figura 2.15) – 1100° C, o crescimento do grão austenítico é relativamente lento se obtendo tamanho de grão austenítico pequeno, sendo o alumínio, titânio, nióbio e vanádio como aditivos de refinamento de grão, os quais formam nitretos ou

carbetos e atuam como elementos de reduzindo ou impedindo o movimento do contorno do grão austenítico. Durante o esfriamento a transformação austenita-ferrita tende a formar estruturas de grão ferrítico-perlítico ou ferrítico-bainítico, já que devido ao alto número de contornos de grão promove a formação da ferrita de limite de grão enriquecendo à austenita excedente em carbono, podendo transformar este último em perlita ou bainita, o que vai depender da taxa de resfriamento e do conteúdo de carbono e elementos de liga do material de base segundo Poorhaydari, Patchett e Ivey (2005) e também Porter e Easterling (1992).

**c) Zona Intercrítica (ZTA-IC)**, onde a temperatura atinge valores entre 750° – 850° C, a qual a ZTA é uma relativamente estreita, transformações parciais são levadas até o fim, devido a esse fenômeno esta zona é conhecida como região parcialmente transformada (Colpaert, 2008). No caso de aços ferrítico-perlíticos durante o aquecimento as ilhas de ferrita se transformam rapidamente à fase austenítica, sendo a austenita enriquecida em carbono afirma Lancaster (1999) e no esfriamento esta austenita rica em carbono pode transformar em perlita, bainita superior, martensita autotemperada ou martensita de alto carbono por Porter e Easterling (1992).

**d) Zona Subcrítica (ZTA-SC)**, a uma temperatura menor que 710° C, nesta região normalmente não existe uma mudança microestrutural observável, com exceção de uma degradação de perlita lamelar a partículas esféricas de cementita ( $Fe_3C$ ) que pode ocorrer, mas é difícil de ser detectado. Assim mesmo o efeito combinado de aquecimento (100 – 300° C) e esforço residual causar envelhecimento de esforço dinâmico. Este fenômeno está associado com uma fina precipitação de impurezas tais como C e N, nas discordâncias dentro dos grãos ferríticos, e este fragiliza a integridade da estrutura como foram estudadas por Lancaster (1999) e também por Porter e Easterling (1992). Colpaert (2008) define esta região como revenida ou esferoidizada, conforme a Figura 2.9.

Figura 2.9 – Temperaturas e regiões que separam a ZF, a ZTA, o MB. Além de representar os prováveis tamanhos de grão



Fonte: Colpaert (2008)

### 2.2.3 Poça de Fusão – ou Zona Fundida

Essencialmente a poça de fusão constitui-se no volume de metal líquido formada pelo coalescimento entre o metal de base e o eletrodo, quando ocorre adição metálica. No caso de processos de soldagem autógena apenas o metal de base constitui a poça de fusão. Park e Rhee (2001) afirmam que o tamanho e forma da poça de fusão têm uma forte influência sobre a microestrutura, solidificação, integridade e propriedades mecânicas da junta soldada.

#### 2.2.3.1 Forças que Atuam na Poça de Fusão

Devido à mobilidade da fonte de calor que se desloca ao longo das peças a serem soldadas nos processos por fusão a arco voltaico, a poça formada é proveniente da confluência de metais fundidos do metal adicionado junto com o metal de base (ou somente deste), onde essa transferência de massa (ou somente energia), assim como a transferência da quantidade de movimento, unidas com as forças de origem naturais ou eletromagnéticas, entre outras, geram um acentuado número de fatores atuantes nesse volume de metal líquido que

interferem nas transformações metalúrgicas, apresentadas na Figura 2.16. Cada força possui um movimento particular sobre o fluxo convectivo do metal fundido, são elas (Kuo, 2003): a força de empuxo, a força eletromagnética, o gradiente de tensão superficial atuante na superfície da poça e a força de pressão do arco. As três primeiras são as que interagem entre si na soldagem a arco.

**a) Força Eletromagnética (Força de Lorentz)**

A força eletromagnética movimenta o fluido verticalmente desde a superfície central da poça para a parte inferior dela, subindo pelas laterais (Goodarzi et al, 1998). Este devido à decomposição da força, em uma força axial e uma radial, onde a primeira puxa a superfície da poça ajudando na penetração e a segunda gera um vórtice toroidal que intensifica a transferência de calor na poça significativamente. De acordo com Nemchisky (1996) esta força é dominante em altas correntes, já que é proporcional ao quadrado da corrente. A geometria da poça de fusão sob esta força é estreita e profunda (De Herrera, 2002).

**b) Força de Empuxo**

É originada pela variação de densidade dentro da poça de fusão como resultado do gradiente espacial de temperatura, movimenta o fluido das regiões mais quentes às regiões mais frias (Goodarzi et al, 1998). Mas sua influência não tem um efeito significativo na geometria e na transferência de calor na poça de fusão afirmam Debroy e David (1985), já que as velocidades que gera no fluxo estão na ordem de 0.1% da magnitude da velocidade exercida pela tensão superficial complementa De Herrera, (2002).

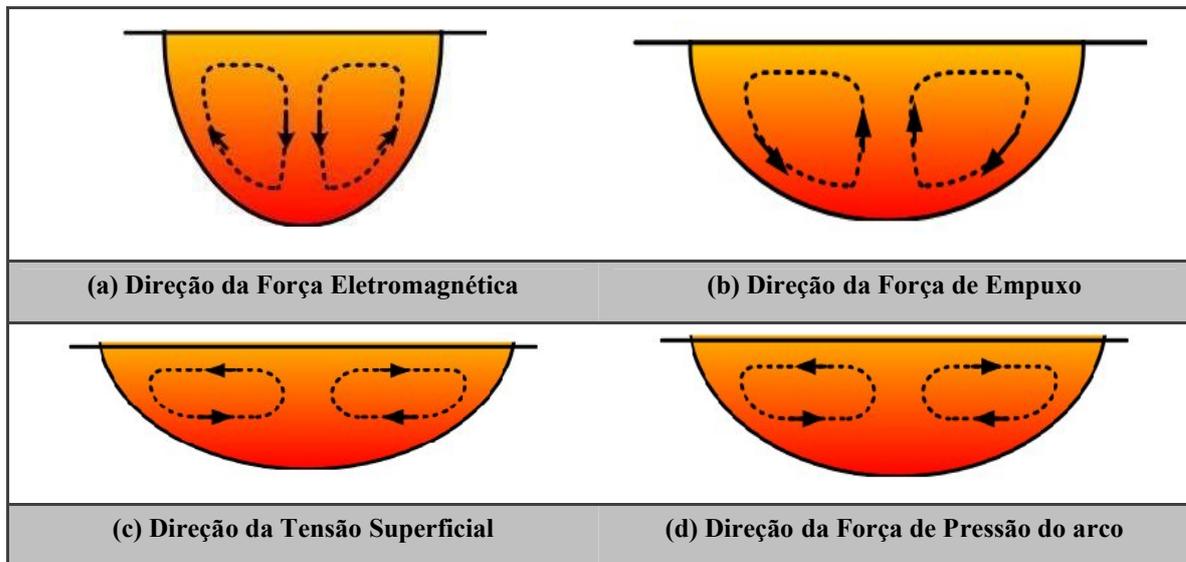
**c) Tensão Superficial**

De acordo com os autores, Lancaster (1984), Debroy e David (1985) e Goodarzi (1998), a tensão superficial é a mais influente no movimento do metal líquido na poça de fusão. Dependendo da variação de temperatura e da existência de elementos tenso-ativos (composição), a distribuição espacial da tensão superficial sobre a superfície é modificada (Lancaster, 1999), e a sua vez modificado o fluxo do fluido, sendo o movimento deste último de uma região de baixa tensão superficial a uma região de maior tensão superficial, o que é conhecido como o efeito de Marangoni (Kim e Basu, 1998).

**d) Força de Pressão do Arco**

A força de pressão do arco (ou força de arraste), devido ao gás de proteção no processo de soldagem, atua sobre a superfície livre da poça de fusão desde o centro até as bordas, incrementando a largura da poça de fusão (Goodarzi et al,1998). Sua influência é proporcional à área superficial da poça de fusão.

**Figura 2.10 – Forças que atuam no movimento convectivo e seus efeitos na geometria da poça de fusão**



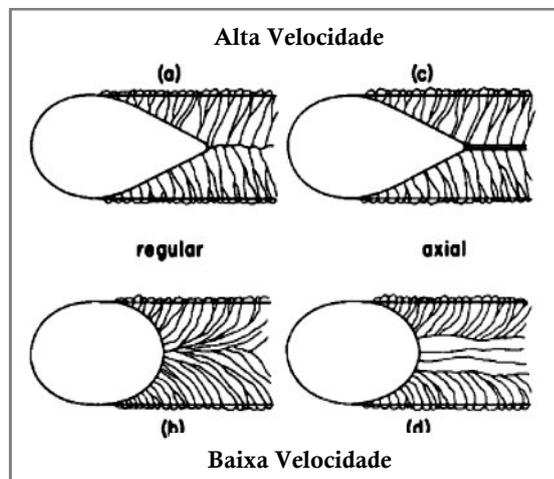
Fonte: Autor (2011)

### 2.2.4 Geometria da poça de fusão

A geometria da poça de fusão é quase que totalmente influenciada pelos parâmetros de soldagem, pois a alteração da velocidade de soldagem, intensidade da fonte de energia, alteração das condições de dissipação de calor e das condições de transferência de metal de adição afetam diretamente a definição do formato da poça. Park e Rhee (2001) descrevem que a geometria da poça é influenciada pelo fluxo do fluido e a transferência convectiva de calor. Sobre o fluxo do fluido atuam a força de tensão superficial, força eletromagnética, força de impacto da gota metálica transferida, sendo estas três as mais importantes para processos de soldagem GMAW. Modenesi, Marques e Santos (2006) afirmam que o formato da poça, por consequência, influencia diretamente a estrutura de solidificação da zona fundida, em que os formatos mais comuns são dois: o elíptico e o de gota.

O formato elíptico é determinado quando a velocidade de solidificação é igual à de soldagem, isto se aplica a soldagem com baixas velocidades. Logo a orientação da frente de solidificação muda progressivamente a linha de fusão até o centro da solda resultando em condições ótimas para o crescimento de um maior número de grãos. Enquanto que o formato de gota ocorre quando a frente de solidificação é menor que a velocidade de soldagem. Nesta geometria observa-se que somente os cristais melhores orientados obtêm um melhor crescimento. A solidificação se desenvolve como duas paredes, uma de cada lado do cordão, que se deslocam e se encontram no meio deste.

**Figura 2.11 - Formato da poça de fusão: (a) e (c) elíptico; (b) e (d) de gota**



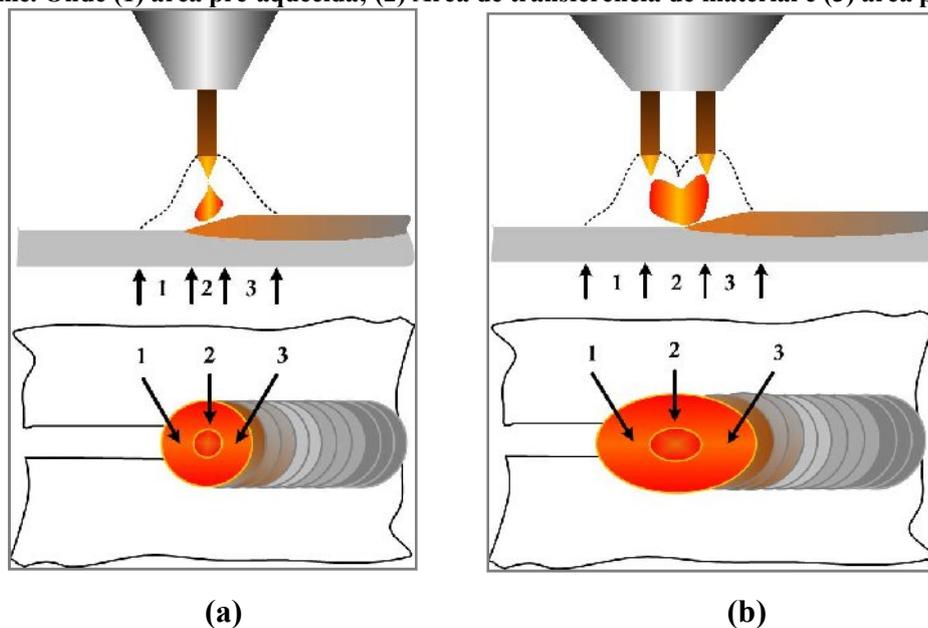
Fonte: Kuo (2003)

De acordo com Modenesi, Marques e Santos (2006), a transição da forma da poça de fusão, isto é, de elíptica para gota associa-se às condições de dissipação de calor latente de solidificação na parte posterior da poça. É que o gradiente térmico nesta região é menor do que em outras, diminuindo assim, a capacidade de dissipar calor por condução. Logo, devido à velocidade de solidificação ser maior nesta região do que em outras, se adquire uma maior quantidade de calor latente gerada. Porém, se a velocidade ou a corrente de soldagem tiverem acréscimos acentuados isto dificultará a dissipação do calor latente de uma poça elíptica. Com isso, a frente de solidificação devido a instabilidade será alterada para a forma de gota, reduzindo o tamanho da região de máxima geração de calor em um ponto próximo. Outros fatores como as propriedades do metal de base interferem na geometria da poça, principalmente a condutividade térmica, que para o caso do aço inoxidável austenítico (exemplo de uma liga de baixa condutividade térmica) favorece para a formação de uma poça

em forma de gota. Enquanto que para o caso de ligas de alta condutividade térmica, que é o caso do alumínio, a poça assume a forma elíptica.

As duas geometrias, gota e elíptica, predominam na formação da poça de fusão no caso de soldagem com um único arame. Entretanto, para o caso de poças de metal fundido em processos com mais de um arame, no duplo arame (GMAW) ou no processo com adição de arame frio (GMAW/FCAW) presume-se encontrar poças mais alongadas de acordo com a Figura 2.18. Groetelaars (2005), estudando o processo GMAW duplo arame, admite que para uma dada corrente, o uso de dois arames aumenta a área da poça de fusão comparando com o GMAW com um único arame. Isto decorre devido o local onde a força do arco atua, possibilitando assim, o uso de mais correntes totais antes do aparecimento de distorções como mordeduras e outros.

**Figura 2.12 – Alongamento da poça de fusão utilizando o processo: (a) GMAW convencional, (b) GMAW duplo arame. Onde (1) área pré-aquecida; (2) Área de transferência de material e (3) área pós-aquecida.**



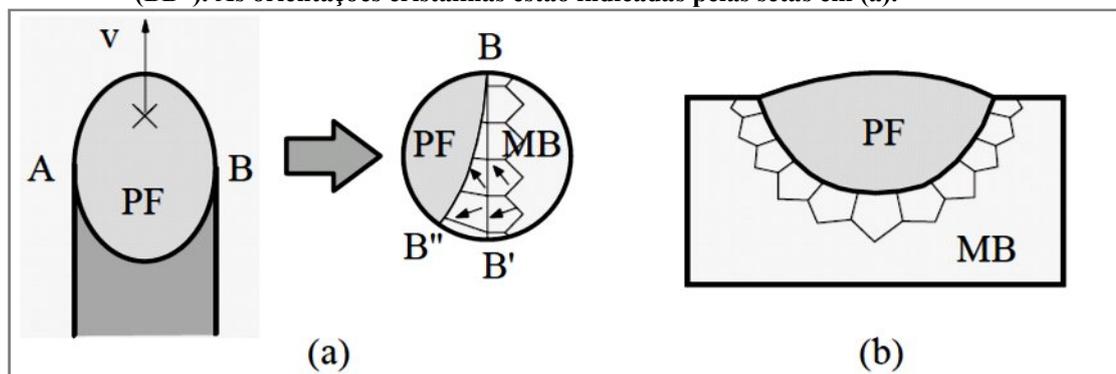
Fonte: Autor - Adaptado de Groetelaars (2005)

### 2.2.5 Solidificação da poça de fusão: fenômenos e estruturas

Modenesi, Marques e Santos (2006) afirmam que o processo de solidificação determina diversas características macro e microestruturais do cordão, tendo, assim, um importante efeito sobre as propriedades e o comportamento da solda. Similarmente aos outros, o fenômeno da solidificação do metal de solda começa nos pontos mais extremos deste metal.

Savage (1965) estudou o princípio da solidificação na poça de fusão e a influência do tamanho de grão do metal de base adjacente à zona fundida (ZF), assim como a orientação cristalina deste metal sobre a estrutura de solidificação da solda. Neste trabalho o pesquisador observou que os grãos na ZF se formam a partir do prolongamento dos grãos do metal de base, sem que ocorra a nucleação de novos grãos, denominando assim este processo como crescimento epitaxial (Figura 2.13).

**Figura 2.13 – Início de solidificação da poça de fusão: (a) vista superior, (b) corte transversal em AB. Poça de Fusão (PF), metal de base (MB), velocidade de soldagem ( $v$ ), linha de fusão ( $BB'$ ), linha de solidificação ( $BB''$ ). As orientações cristalinas estão indicadas pelas setas em (a).**

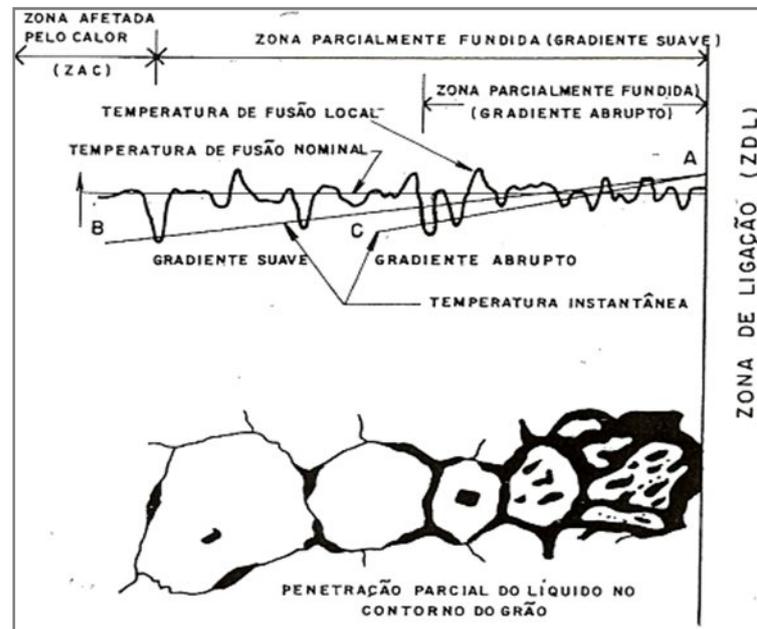


Fonte: Modenesi, Marques e Santos (2006)

Os gradientes térmicos elevados juntamente com o contato direto entre um líquido e um sólido de composições e estrutura semelhante causam as condições necessárias para o acontecimento deste tipo de crescimento cristalino. Como o tamanho de grão na ZTA depende das características metalúrgicas do metal 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 (Modenesi, Marques e Santos 2006).

A zona de ligação entre a solda e o metal de base possui uma região parcialmente fundida, para a qual Savage et al. (1976) propuseram um mecanismo de solidificação. Segundo o modelo, existem locais onde o ponto de fusão é maior que o ponto de fusão da liga, o que é devido à concentração diferenciada do soluto e é mostrada na Figura 2.14.

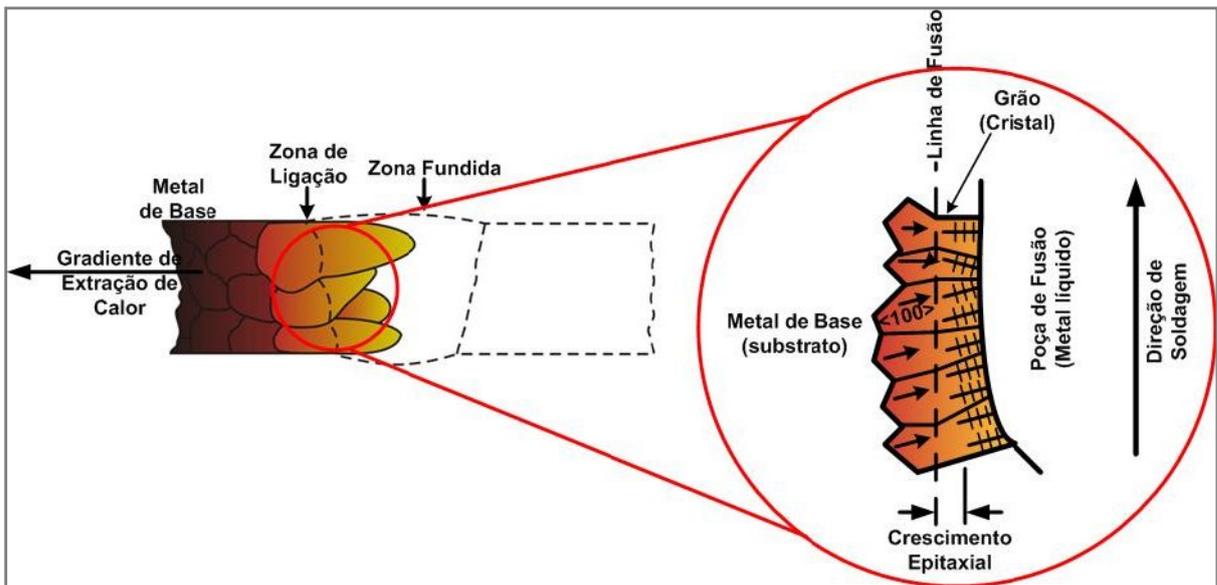
Figura 2.14 - Modelo da zona parcialmente fundida de uma liga monofásica



Fonte: Wainer, Brandi & de Mello (1992)

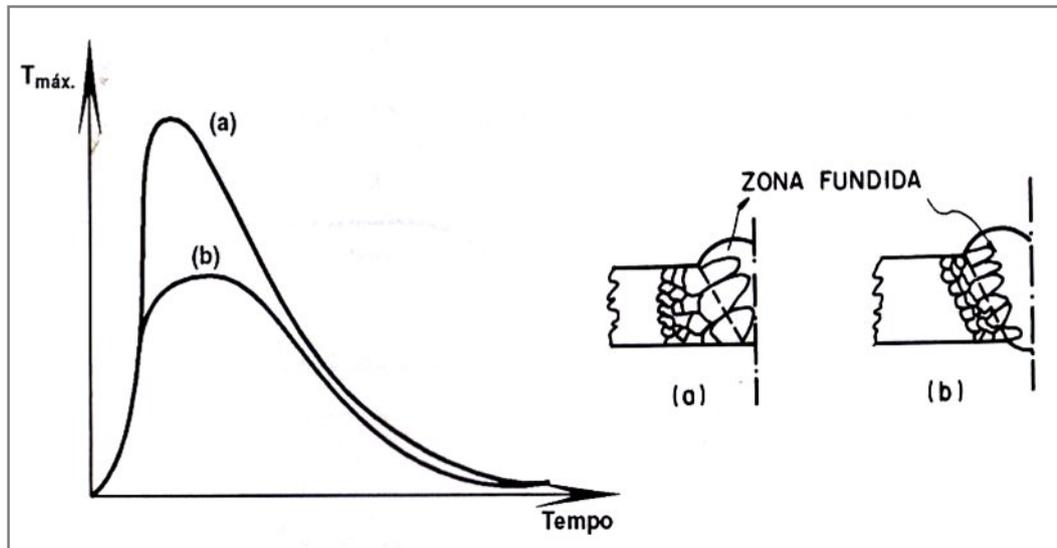
O crescimento epitaxial se desenvolve até uma linha imaginária, onde a partir desta predomina o crescimento competitivo da estrutura de solidificação, similar ao que ocorre na região colunar de peças fundidas (Figura 2.15), determinado pelo gradiente de extração de calor preferencialmente na direção  $\langle 100 \rangle$  do reticulado cristalino do sistema cúbico. Wainer, Brandi e Mello (1992) resumem a solidificação da poça de fusão predominada pelos crescimentos epitaxial e o competitivo, e esses fenômenos determinam se a estrutura final da solda será grosseira ou refinada. Os grãos que apresentam essas duas direções coincidentes têm velocidade de crescimento maior que os outros grãos. Outra característica é que condições favoráveis para uma transição do crescimento equiaxial dificilmente ocorrem na soldagem. 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. Kuo (2003) afirma que durante a solidificação com crescimento competitivo, os grãos tendem a crescer na direção perpendicular à interface líquido/sólido, desde que esta é a direção do gradiente máximo de temperatura e, portanto, a direção da força máxima para solidificação. Além destes fatores, o tamanho de grão do metal de base intervém na estrutura final da solda, pois quanto maiores forem esses grãos, mais grosseira será a solda produzida. Essa estrutura grosseira será mais suscetível ainda quando a temperatura da zona de ligação for máxima, conforme a Figura 2.16.

Figura 2.15 – Crescimento epitaxial próximo à linha de fusão, seguido do crescimento competitivo



Fonte: Autor (2011)

Figura 2.16 – A interação do ciclo térmico e o grão do metal de base na formação do grão da zona fundida.



Fonte: Wainer, Brandi e Mello (1992).

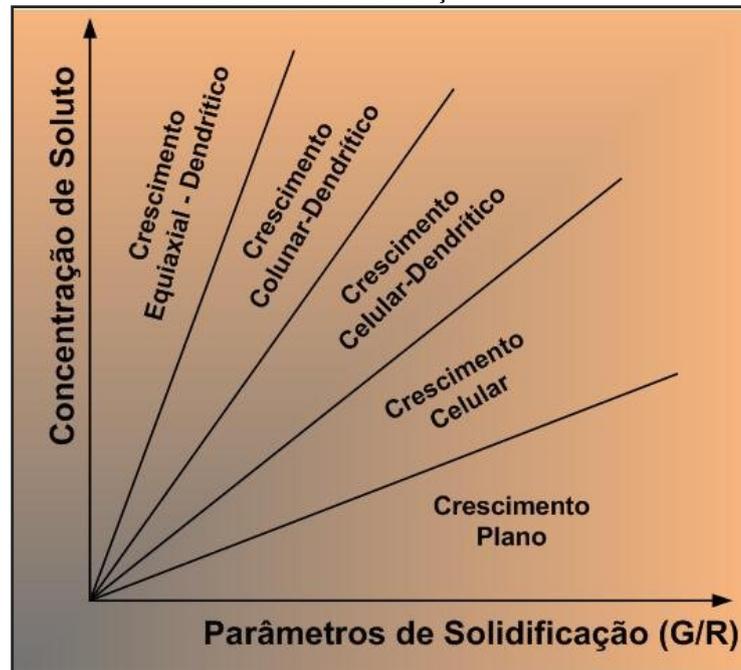
A poça de fusão apesar de considerações com um lingote, possui suas características peculiares que uma estrutura de solidificação não possui o que também ocasiona em diferenças de propriedades. Na soldagem, o início da solidificação não se propaga a partir de um elevado número de núcleos sólidos como na região coquilhada de uma peça fundida. Pois o próprio metal de base atua como o molde de solidificação e a molhabilidade do metal líquido aos grãos semi-fundidos não fornece um diferencial de temperatura que propicie a

formação de grãos coquilhados. Além disso, a velocidade de solidificação é muito maior quanto à velocidade de solidificação de um lingote, pois aquela depende da velocidade de soldagem que pode atingir até 1000 mm/s. Outro fator importante corresponde aos gradientes térmicos, por serem muito elevados em um volume pequeno da poça de fusão dificultam a formação da região equiaxial. Finalmente, para o caso onde a soldagem é mecanizada e sem tecimento, similar ao lingotamento contínuo a interface sólido-líquido permanece a mesma, afirmam Modenesi, Marques e Santos (2006).

Sabe-se que durante a solidificação de metais puros, a interface sólido-líquido é normalmente plana, a menos que um severo resfriamento térmico seja imposto. Durante a solidificação de uma liga que é o caso semelhante ao metal da zona fundida, por outro lado, a interface sólido/líquido (e, portanto o modo de solidificação) pode ser planar, celular, ou dendrítica, dependendo da condição de solidificação e do material envolvido.

De acordo com Kuo (2003); Modenesi, Marques e Santos (2006), o processo de solidificação e seus efeitos é governado pela relação entre o gradiente de temperatura ( $G$ ) e a taxa de crescimento ( $R$ ) no líquido junto a interface com o sólido, onde a composição química formada durante redistribuição de soluto também influencia a solidificação. A razão entre  $G/R$  governa o modo de solidificação (Figura 2.17). Onde, para o caso de solidificação em metais de solda este parâmetro de solidificação pode ser estimado em função dos parâmetros de soldagem. O produto do gradiente de temperatura e a taxa de crescimento,  $GR$ , por outro lado, rege o tamanho da estrutura de solidificação. Observou-se que quanto maior o produto  $GR$ , mais fina será a estrutura celular ou dendrítica solidificada. Onde o mesmo parâmetro, desde que em mesma unidade de graus centígrados por segundo, equivale à taxa de resfriamento.

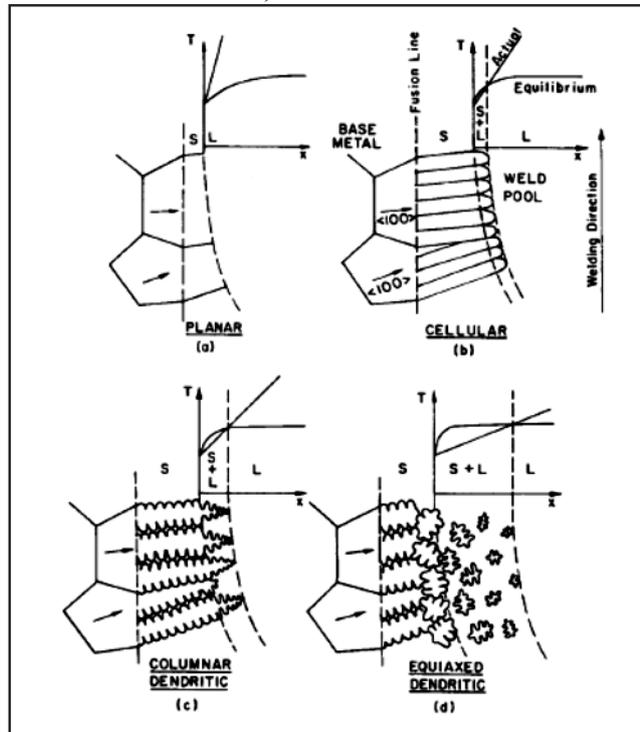
Figura 2.17 – Diagrama esquemático da influência de G, R e da composição química na forma da interface de solidificação



Fonte: Autor (2011)

Chalmers (1964) pôde prever quantitativamente uma das causas da propagação da interface planar através da teoria do superesfriamento constitucional e outra teoria proposta falava sobre a estabilidade da interface. De acordo com Kuo (2003), a primeira teoria considera somente a parte termodinâmica do problema, enquanto a última leva em consideração aproximações mais rigorosas e incorpora a cinética da interface e partes da transferência de calor do problema. O fenômeno do superesfriamento constitucional (Figura 2.18) ocorre quando a temperatura no líquido próximo a interface sólido-líquido é menor que a temperatura liquidus de equilíbrio, onde se pode dizer que esta região está constitucionalmente superesfriada. A região considerada é ocasionada pela diminuição da solubilidade na fase sólida, quando átomos de soluto são rejeitados na fase líquida durante a solidificação, e conseqüentemente uma camada rica em soluto é formada à frente da interface sólido-líquido.

**Figura 2.18 – Ilustração do efeito do superesfriamento constitucional na estrutura de solidificação de uma solda. O grau de superesfriamento aumenta de (a) para (d). As setas do metal de base indicam a direção de tendência do crescimento,  $\langle 100 \rangle$  em metais CCC e CFC.**



Fonte: Kuo (2003)

O resultado das partições de soluto durante a solidificação tem como consequência o fenômeno chamado de segregação pode ser observada em dimensões micro e macroscópicas, a sua origem está na alteração local devido à diferença de composições químicas ocasionadas pela solidificação da poça de fusão fora das condições de equilíbrio, fato este diretamente condicionado a redistribuição de soluto. Assim como acontece em produtos de fundição, este diferencial de composição química pode causar variações de propriedades mecânicas ao longo do material e, em casos mais graves, segundo Modenesi, Marques e Santos (2006), podem gerar problemas de fissuração.

## 2.2.6 O efeito da soldagem multipasse sobre a microestrutura

Em soldagem que utilizam-se vários passes (multipasse), ou seja, o acréscimo de metal sobre metal durante a união de um material é notoriamente um conjunto sucessivo de transformações, principalmente metalúrgicas altamente complexas para se descrever, já que os passes posteriores geram um efeito similar a tratamentos térmicos sobre os passes já executados, da mesma forma sobre a ZTA dos passes anteriores, criando uma

heterogeneidade metalúrgica, tendo uma conseqüente heterogeneidade de propriedades mecânicas segundo afirma Durand (2007). Em suma, as conseqüências de soldas multipasse, conforme Easterling (1992), são:

- Cada ciclo térmico gerado pelo passe subsequente refinará ou normalizará parte do metal de solda anterior.
- O calor de aporte total por cordão é reduzido na medida em que o crescimento de grão é minimizado.
- O passe prévio pode fornecer um preaquecimento o qual tende a incrementar o tempo de resfriamento.
- O passe subsequente tende a refundir parte do passe anterior aliviando tensões residuais.

### 2.3 A CARACTERIZAÇÃO DOS METAIS E LIGAS METÁLICAS

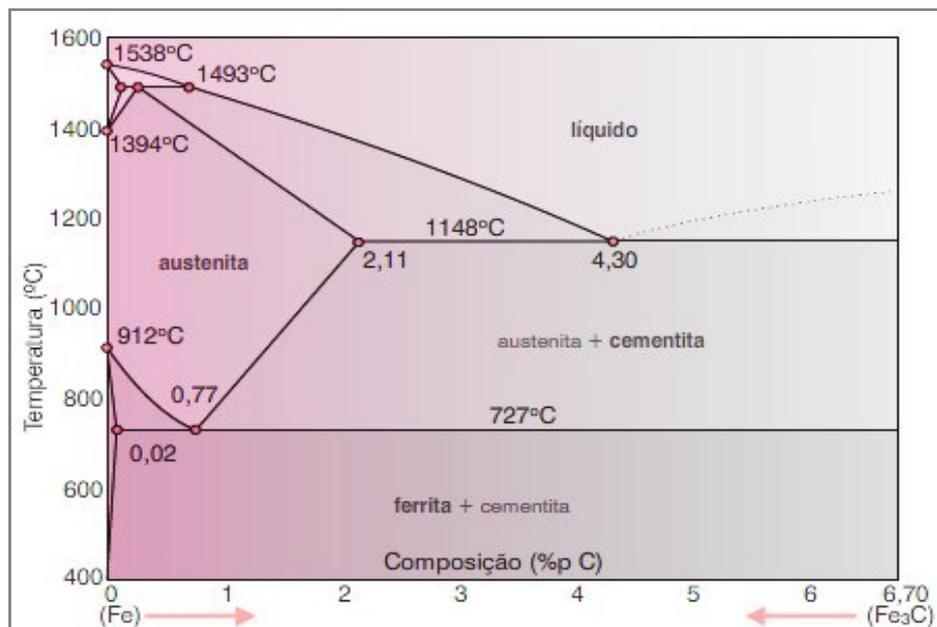
As evidências de que se tratando da qualidade das propriedades químicas e mecânicas a respeito dos materiais metálicos, suas razões de apresentarem tais características, estão totalmente relacionadas à combinação química e a estrutura em escala atômica em que o metal se encontra. Por isso, a busca incessante por resultados que cada vez mais confirmam as teorias que respaldam este assunto. Os aços de maneira geral se comportam de maneira similar, já que o seu desempenho em todos os aspectos mecânicos é função das transformações ocorridas desde o início de seu procedimento de solidificação. Praticamente todos os aspectos da transformação de fase dos aços é relevante para o estudo do metal de solda. Este aprendizado baseia-se na caracterização da estrutura final adquirida que pode ser realizada por diversos métodos de análise. Um destes meios visa a identificação dos mínimos componentes que formam o material em seu todo. Com isso, a estrutura de uma liga é, invariavelmente, constituída de unidades denominadas elementos estruturais ou microconstituintes. O ramo da tecnologia que estuda e interpreta essas estruturas é chamado metalografia, processo que, além das informações sobre o comportamento da estrutura íntima da liga metálica, fornece subsídios complementares, indicando a linha de direção de muitas das características importantes orientando, assim, sobre as condições de aplicação tecnológica do produto. Entretanto, ao final de cada análise necessita-se de um amplo conhecimento focado para a interpretação dos resultados que se tem em mãos.

### 2.3.1 Microestrutura do aço baixo carbono e similares

Correlacionar o comportamento metalúrgico do metal de solda com os microconstituintes que surgem ao longo da solidificação requer um conhecimento profundo do diagrama ferro-carbono. A Figura 2.19 mostra um diagrama Fe-C simplificado, mostrando a composição de C até 6,7%p, já que a partir dessa composição se tem teoricamente apenas grafita. Embora experimentalmente, foi comprovada a presença de carbeto de ferro  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Surgindo daí a proposta da nomenclatura do diagrama Fe- $\text{Fe}_3\text{C}$ .

No entanto, sabe-se que para aços baixo carbono e baixa liga estes possuem características similares mesmo com a diferença de composição química entre ambos, o que significa dizer que apresentam mudanças na estrutura cristalina similares a do ferro puro (Bhadeshia e Honeycombe, 2006). Todavia, Modenesi, Marques e Santos (2006) afirma que para os aços baixo carbono e baixa liga a zona fundida adquirida durante a soldagem tende a apresentar uma microestrutura complexa bem diferente da usualmente encontrada no metal de base, composta predominantemente por ferrita e perlita.

Figura 2.19 - Representação esquemática do diagrama Fe- $\text{Fe}_3\text{C}$



Fonte: [www.cienciasdosmateriais.org](http://www.cienciasdosmateriais.org) (acessado em 31/08/2010)

Geralmente, dependendo das condições de resfriamento, as transformações de fases nos aços baixo carbono se iniciam sob a forma de ferrita. Intensificando-se a queda da temperatura ocorre a susceptibilidade de uma reação peritética ocasionando a transformação

da ferrita em austenita, devido o resfriamento rápido acarretado pelas condições de soldagem. Motivado pelas altas temperaturas a austenita sofre um crescimento de grão elevado, levando à formação de uma estrutura de grãos colunares e grosseiros, parecendo-se à estrutura original da zona de fusão, mas com o aparecimento em grande quantidade de finas inclusões, ocasionado pela presença de oxigênio durante a soldagem a arco segundo afirma Modenesi, Marques e Santos (2006).

Considerando ainda o resfriamento final do metal de solda, a austenita irá se decompor em compostos como ferrita, cementita e martensita de acordo com a composição química e as condições deste resfriamento. Além destas, pequenas quantidades de austenita podem permanecer inalteradas (austenita retida) e diferentes precipitados (outros carbonetos, nitretos, etc.), além da possibilidade do aparecimento de inclusões. Ao final das transformações duas situações são favorecidas: uma é a nucleação intergranular da ferrita pela grande quantidade de inclusões. A outra consiste na formação de uma morfologia predominantemente acicular da ferrita, devido ao elevado superresfriamento constitucional, conforme afirma Modenesi, Marques e Santos (2006).

Apoiando-se sobre a teoria de que a ferrita (independente do tipo) predomina na microestrutura dos aços baixo carbono e baixa liga, e de acordo com Colpaert (2008) existem ao menos cinco métodos importantes para a classificação da morfologia da ferrita. Entre estes, a classificação mais antiga é a de Dubé de 1958, modificada por Aaronson em 1962. Daí surgiram as classificações do Instituto Internacional de Soldagem (International Institute of Welding - IIW) e do Instituto de Ferro e Aço do Japão (Iron and Steel Institute of Japan – ISIJ), ambos criados para tratar das microestruturas de aços soldados, são relativamente semelhantes, no entanto, usam nomenclaturas diferentes. Já Anelli e Di Nunzio (1996) desenvolveram uma categoria voltada para produtos semi-acabados de aço baixo carbono.

Neste trabalho será considerada a classificação segundo o IIW, pois é o mais aceito mundialmente, sendo esta baseada na observação com o microscópio ótico dos constituintes do metal depositado na zona fundida. Segundo este sistema, as microestruturas mais comuns podem ser classificadas conforme a Tabela 2.2.

Tabela 2.2 – Classificação segundo o IHW de ferrita e de constituintes intermediários em metal de solda ou aços.

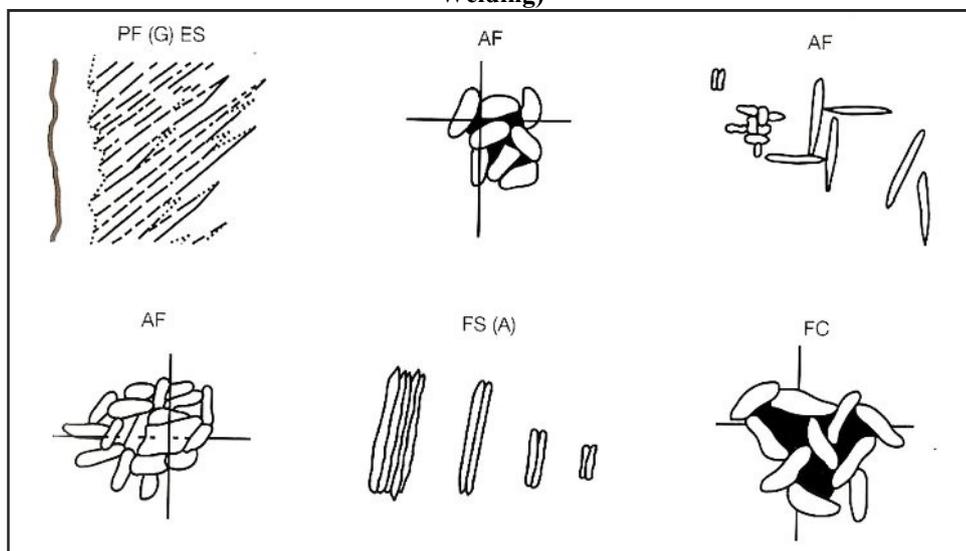
Constituintes		Sigla	Descrição
Ferrita Primária	De Contorno de Grão	PF(G)	Veios de ferrita ou grãos poligonais associados aos contornos de grão austeníticos prévios.
	Poligonal Intragranular	PF(I)	Grãos de ferrita usualmente poligonais, localizados dentro dos grãos austeníticos prévios e mais 3 vezes maiores do que os grãos ou lâminas adjacentes de ferrita.
Ferrita Acicular		AF	Grãos de ferrita pequenos e não alinhados localizados no interior dos grãos austeníticos prévios. Uma região de AF comumente inclui placas isoladas de grande razão de forma (relação entre o maior e o menor eixo). Era considerada bainita nucleada intragranularmente.
Ferrita com Segunda Fase Alinhada		FS(A)	Duas ou mais placas paralelas de ferrita. No caso de apenas duas placas, a razão de forma deve ser maior do que 4:1. Se o operador tiver segurança, este constituinte pode ser subclassificado como placa lateral de ferrita, bainita superior ou inferior, FS(SP), FS(UB) ou FS(LB).
Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada		FS(NA)	Ferrita envolvendo completamente ou (i) “microfases” aproximadamente equiaxiais ou distribuídas aleatoriamente ou (ii) lâminas isoladas de AF.
Agregado Ferrita Carboneto		FC	Estruturas finas de ferrita e carboneto, incluindo ferrita com carbonetos “interfásicos” e perlita. Se o agregado é claramente identificado como <i>perlita</i> , ele deve ser designado como FC(P). Se o agregado for menor que as lâminas adjacentes dentro do grão austenítico prévio, ele deve ser desprezado.
Martensita		M	Colônias de martensita maiores que as lâminas adjacentes de ferrita. Se o operador estiver seguro, o constituinte pode ser classificado como martensita laminar ou maclada, M(L) ou M(T).
	Em ripas	M(L)	Martensita de baixo carbono com subestrutura interna de ripas. Pacotes de martensita muito maiores do que os pacotes de ferrita adjacentes. Podem se formar dentro dos grãos austeníticos anteriores. Colônias menores podem ser classificadas como “microfases”. Dureza inferior a 350 HV
	Maclada	M(T)	Martensita de alto carbono com austenita retida. Coloração marrom clara no ataque. Dureza superior a 400 HV.

Fonte: Autor - Adaptada de Colpaert (2008)

Conforme os padrões, em estudos que envolvem a correlação entre a microestrutura e as propriedades do metal de solda, é necessário realizar metalografia quantitativa neste metal,

determinando-se a fração ou predominância de seus diferentes constituintes. Cruzar as imagens com a definição acima, usando o fluxograma para classificação das fases presentes segundo as normas do IIW não torna o trabalho simples, muito embora quanto mais ferramentas ajudem a identificar com exatidão a composição microestrutural dos materiais mais satisfatórios são os resultados analisados. A fim de facilitar este trabalho de reconhecimento, a representação esquemática das formas dos componentes das fases podem ser vistas, conforme a Figura 2.20.

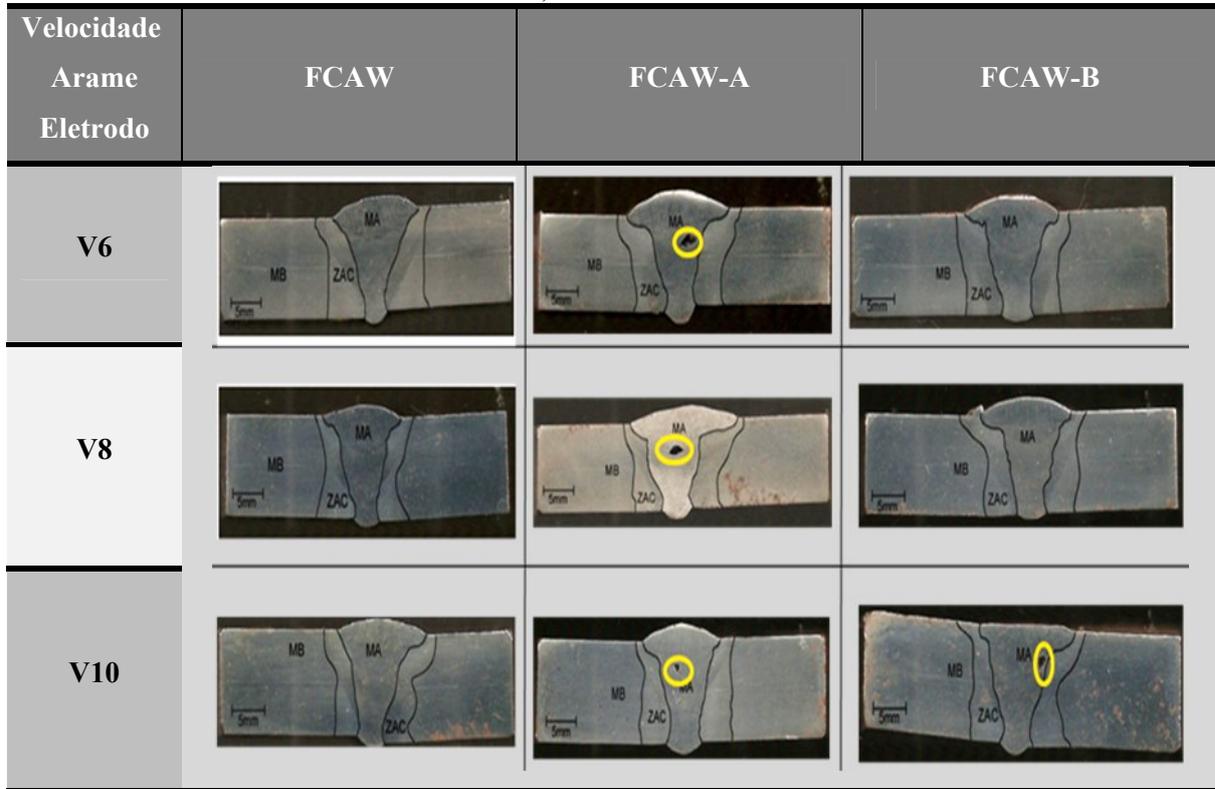
**Figura 2.20 – Representação esquemática dos microconstituintes segundo o IIW (International Institute of Welding)**



Fonte: IIW (1988)

Ressaltando que, as análises macroestruturais dos cordões de solda dos mesmos corpos de prova soldados com FCAW e FCAW-AF do trabalho em estudo podem ser vistas no trabalho de Silva (2010), onde este apresentou várias imagens, obtidas com o auxílio de um microscópio ótico. Sem necessidades de equipamentos, a presença de discontinuidades como macroinclusões podem ser observadas na Figura 2.21, onde o processo FCAW-A em todas as velocidades foi o mais afetado por este tipo de anormalidades, assim como FCAW-B na velocidade V10.

**Figura 2.21 – Macrografias das seções transversais dos cordões de solda dos processos de soldagem FCAW, FCAW-A e FCAW-B**

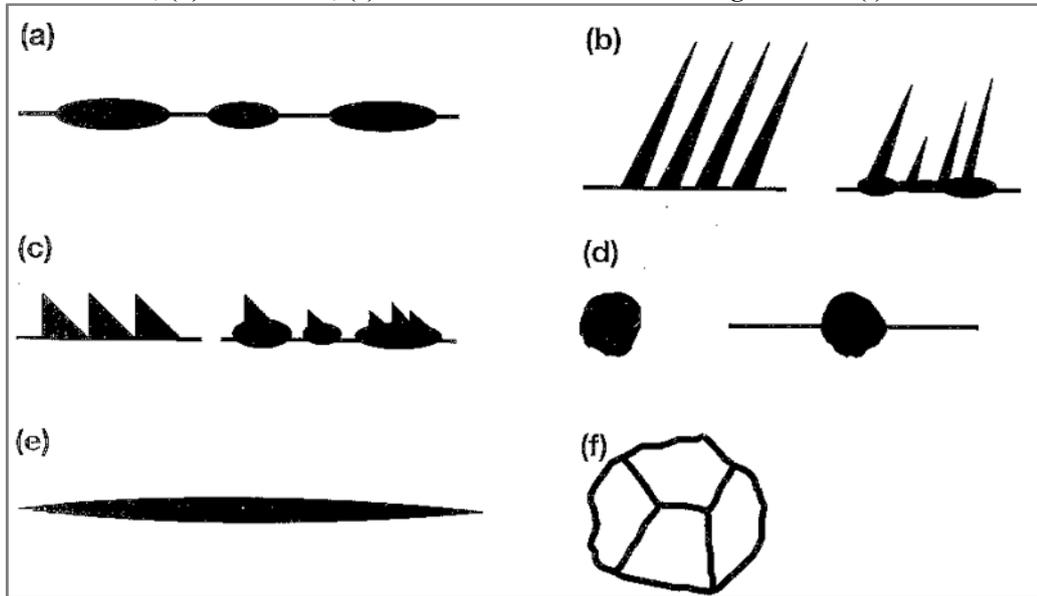


Fonte: Silva (2010)

- **Formação da Ferrita Alotriomórfica e Ferrita de Widmanstätten**

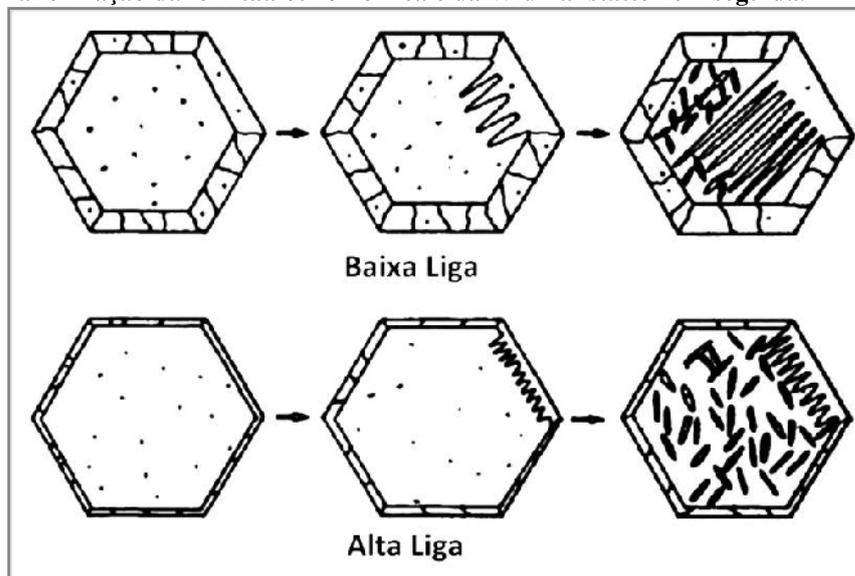
Segundo Bhadeshia e Honeycombe (2006) e Colpaert (2008) descrevem que a ferrita alotriomórfica é proveniente da nucleação e crescimento de um cristal ao longo de um contorno de grão austenítico original. O termo *alotriomorfo* vem do grego, onde *alotrio* significa diferente e *morfo* significa forma. A Figura 2.22 mostra os esquemas das classificações clássicas de ferrita, segundo Dubé-Aaronson (1958). Já a ferrita de Widmanstätten, segundo Colpaert (2008), pode nuclear diretamente no contorno de grão austenítico ou a partir de alotriomorfos nucleados inicialmente no contorno de grão. Possui forma tridimensional entre ripas e placas, onde nas seções transversais apresentam-se alongadas e são chamadas de “aciculares”. A Figura 2.23, representa esquematicamente a nucleação e crescimento das ferritas alotriomórfica e de Widmanstätten a partir do contorno de grão austenítico em soldas de aço de acordo com os conteúdos de elementos de liga. A Figura 2.24, mostra os possíveis esquemas de formação da ferrita de Widmanstätten em dois tipos diferentes.

Figura 2.22 – Esquema da classificação de Dubé, modificada por Aaronson, para as formas da ferrita nos aços: (a) alotriomorfos; (b) ferrita de Widmanstätten primária e secundária; (c) ferrita de Widmanstätten em dentes de serra; (d) idiomorfos; (e) ferrita de Widmanstättenintergranular e (f) ferrita massiva



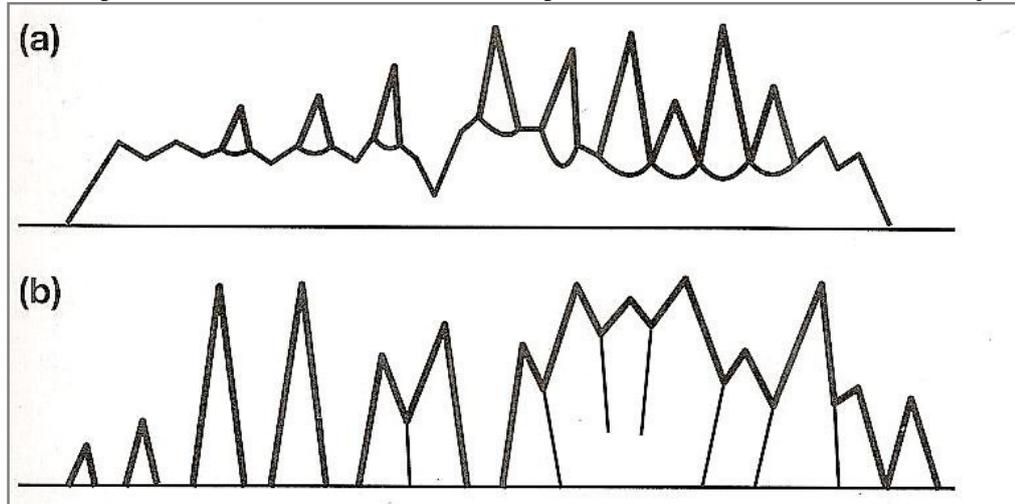
Fonte: Colpaert (2008)

Figura 2.23 – Representação esquemática do desenvolvimento da microestrutura em dois tipos de soldas. Os hexágonos representam a seção transversal de um grão colunar austenítico e em seu contorno de grão a formação da ferritaalotriomórfica e da Widmanstätten em seguida.



Fonte: Bhadeshia (2008)

**Figura 2.24 – Representação esquemática em duas dimensões dos mecanismos propostos para (a) formação de ferrita de Widmanstätten secundária, com nucleação simpatética sobre alotriomorfos e (b) crescimento independente de ferrita de Widmanstätten primária até o contato com cristais adjacentes.**



Fonte: Colpaert (2008)

## 2.4 ENSAIOS DOS MATERIAIS METÁLICOS E DE JUNTAS SOLDADAS

A indústria moderna em seu atual momento entende-se que o controle de qualidade precisa começar pela matéria-prima e deve ocorrer durante todo o processo de produção, incluindo a inspeção e os ensaios finais nos produtos acabados. Desta forma, é fácil perceber a importância dos ensaios de materiais: é por meio deles que se verifica se os materiais apresentam as propriedades que os tornarão adequados ao seu uso.

De um ponto de vista que leve em consideração a integridade geométrica e dimensional da peça (ou componente), os ensaios classificam-se em duas categorias: ensaios destrutivos e não-destrutivos. Os destrutivos, o próprio nome já pressupõe algo, provocam inutilização parcial ou total da peça, que é a característica dos ensaios de tração, dureza, fadiga, fluência, etc. Já os não-destrutivos não prejudicam, nem interferem caso elas sejam usadas para outras finalidades, ou seja, são ensaios que não deixam vestígios danosos de sua utilização na peça ensaiada, como o ensaio por líquido penetrante, partículas magnéticas, ultrassom, entre outros.

Garcia, Spim e Santos (2000) afirma que basicamente os ensaios dos materiais constituem-se na determinação de propriedades mecânicas que se referem ao comportamento do material quando sob ação de esforços e que são expressos em função de tensões e/ou deformações. Sendo que entre as principais propriedades dos materiais obtidas por ensaios se definem como: resistência, elasticidade, plasticidade, resiliência e tenacidade.

Os ensaios dos materiais têm como principais finalidades, segundo Garcia, Spim e Santos (2000), permitir a obtenção de informações rotineiras do produto e/ou desenvolver novas informações sobre os materiais, onde este será nosso objetivo principal no trato deste trabalho. Dessa forma, os resultados dos ensaios mecânicos desde que satisfatórios, asseguram a qualidade mínima em termos de propriedades mecânicas, tendo como objetivo testes em solda, que servem como base para qualificação do metal de adição, do procedimento de soldagem, de soldadores e para propriedades mecânicas do metal de base (FBTS, 2007).

#### **2.4.1 Ensaio de sanidade do cordão de solda**

O ensaio de Sanidade do cordão de solda ou ensaio visual é o método de inspeção mais simples, o mais utilizado e, em geral, precede qualquer outro tipo de ensaio. É usado na inspeção de superfícies externas para a determinação de tamanho, forma, acabamento, existência de trincas, poros etc, que possam ser observados ao longo do cordão de solda. Pode ser feito a olho nu ou com o uso de instrumentos como microscópios, lupas, espelhos etc. Além disso, instrumentos como réguas e gabaritos são comumente utilizados (Mendonça, 2007).

#### **2.4.2 Ensaio por líquido penetrante**

O ensaio por líquidos penetrantes está voltado para a detecção de descontinuidades superficiais e que possuam obrigatoriamente aberturas na superfície, tais como trincas, poros, dobras, etc. podendo ser aplicado em todos os materiais sólidos e que não sejam porosos ou com superfície muito grosseira. Assim como em materiais não magnéticos como alumínio, magnésio, aços inoxidáveis austeníticos, ligas de titânio, e zircônio, além dos materiais magnéticos, sendo também possível realizá-lo em cerâmica vitrificada, vidro e plásticos.

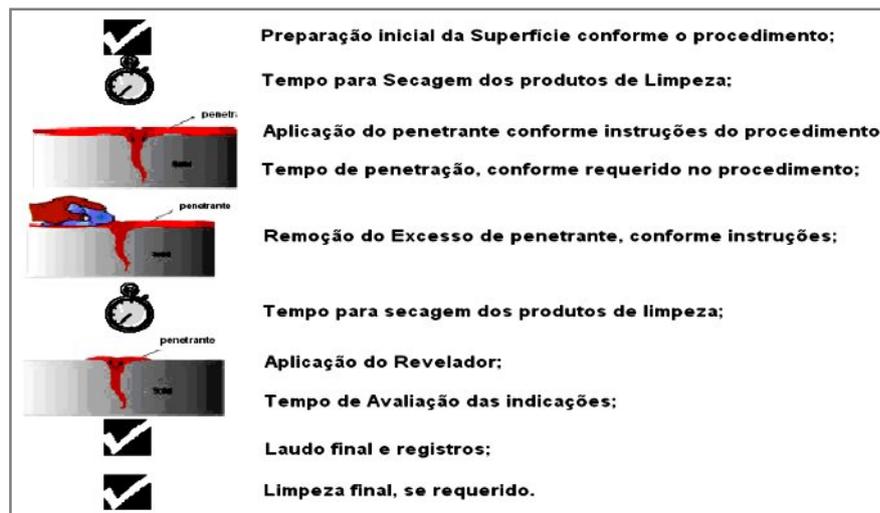
O método consiste em fazer penetrar na abertura da descontinuidade um líquido penetrante (comumente de cor vermelha) que após a remoção do seu excesso da superfície com a ajuda de produtos apropriados, a outra quantidade retida é absorvida através de um pó fino branco seco (geralmente talco) ou em suspensão, que possui característica reveladora (revelador). Onde após determinado tempo, logo após a reação é formada a imagem da superfície no interior da descontinuidade. De acordo Andreucci (2008), o ensaio por líquido penetrante visa assegurar a confiabilidade do produto, por meio de:

- a) Revelação da natureza da descontinuidade sem danificar a peça;

- b) Obtenção de uma imagem visual, que revela a descontinuidade na superfície da peça (mancha);
- c) Separação das peças aceitáveis das não aceitáveis segundo o critério estipulado.

Dentre particularidades importantes encontram-se critérios como a limpeza da superfície, o tempo de penetração do líquido e o tempo de revelação, além do uso de produtos específicos para cada tipo de penetrante, bem como a luminosidade do ambiente conforme produtos penetrantes que são visíveis ou fosforescentes, etc. Todos esses fatores interferem claramente na inspeção, o que pode influenciar no desempenho do ensaio. Simplificadamente os procedimentos em ordem de execução do ensaio por líquidos penetrantes são representado através Figura 2.25.

**Figura 2.25 – Sequência dos procedimentos de execução do ensaio de líquido penetrante**



Fonte: Andreucci (2008)

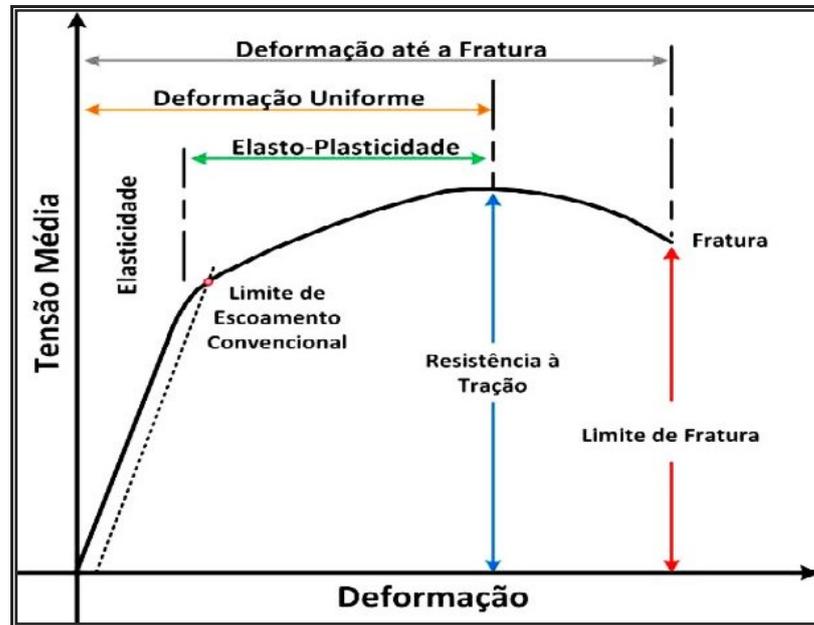
Andreucci (2008) conclui que a principal vantagem do método é a sua simplicidade e a facilidade de interpretar os resultados, citando também que é de simples aprendizado e requer pouco tempo para tal. Este mesmo método pode revelar descontinuidades (trincas) extremamente finas (da ordem de 0,001 mm de abertura). Porém apresenta como principal limitação a análise apenas de descontinuidades abertas na superfície, tornando-se incapaz de prever inclusões, porosidades internas, entre outros.

### 2.4.3 Ensaio de Tração

O ensaio de tração consiste em um dos ensaios mecânicos da classe conhecida como ensaio destrutivo tipo tensão-deformação conforme Callister (2007). Este objetiva fornecer dados relativos à capacidade, de um corpo sólido e padronizado, de suportar solicitações quando aplicado sobre o mesmo, um esforço que tende a alongá-lo em direção uniaxial de uma maneira relativamente lenta ao longo do tempo até sua ruptura, sendo determinado o comportamento quantitativo das propriedades mecânicas de resistências tais como: resistência à tração ou última ( $\sigma_u$ ), o limite de escoamento ( $\sigma_e$ ), módulo de elasticidade (E), módulo de resiliência ( $U_r$ ), o coeficiente de resistência (k), ductilidade, entre outros (Callister, 2007; FBTS, 2007). Entre as várias normas de padronização a ASTM E8 e E-8M da Sociedade Americana de Ensaio e Materiais (ASTM – American Society for Testing and Materials), é a mais utilizada e serve de referência para outros órgãos regulamentadores, inclusive para a ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas).

Dessa forma, os dados relativos às forças aplicadas e deformações sofridas pelo corpo de prova até a ruptura permitem traçar o gráfico conhecido como diagrama tensão-deformação semelhante à Figura 2.26. Analisando o diagrama proposto através do comportamento em cada seção, pode-se conhecer cada uma das propriedades que ele permite determinar. Entretanto, para ensaios dos corpos de prova soldados normalmente determinam apenas o limite de resistência à tração. Isso porque, ao efetuar o ensaio de tração de um corpo de prova com solda, tensiona-se simultaneamente dois materiais de propriedades diferentes (metal de base e metal de solda). Os valores obtidos no ensaio não representam as propriedades nem de um nem de outro material, pois umas são afetadas pelas outras. O limite de resistência à tração também é afetado por esta interação, mas é determinado mesmo assim para finalidades práticas.

Figura 2.26 – Diagrama tensão-deformação de um ensaio de tração e suas respectivas regiões para um determinado material.



Fonte: Autor (2011)

Na verdade, a fim de se ter um estudo mais aprofundado das propriedades mecânicas, considera-se a existência de dois tipos de ensaio de tração, um denominado *convencional* e o outro *real*. Aquele, o *convencional*, é o ensaio utilizado em engenharia, onde os cálculos são efetuados a partir da área inicial do corpo de prova, antes da aplicação da carga. Já o ensaio real, dispõe-se a usar a medida da área durante a aplicação da carga. Moosbrugger (2002) afirma que se basear na seção inicial do corpo de prova remete o teste de tração convencional a erros de cálculos. Devido a isso, o método empregado no ensaio de tensão real, expressa de melhor maneira o momento em que o corpo de prova é submetido a uma determinada carga a cada instante em que o fenômeno acontece. Essa comparação expressa que o ensaio real na verdade é o ensaio convencional corrigido.

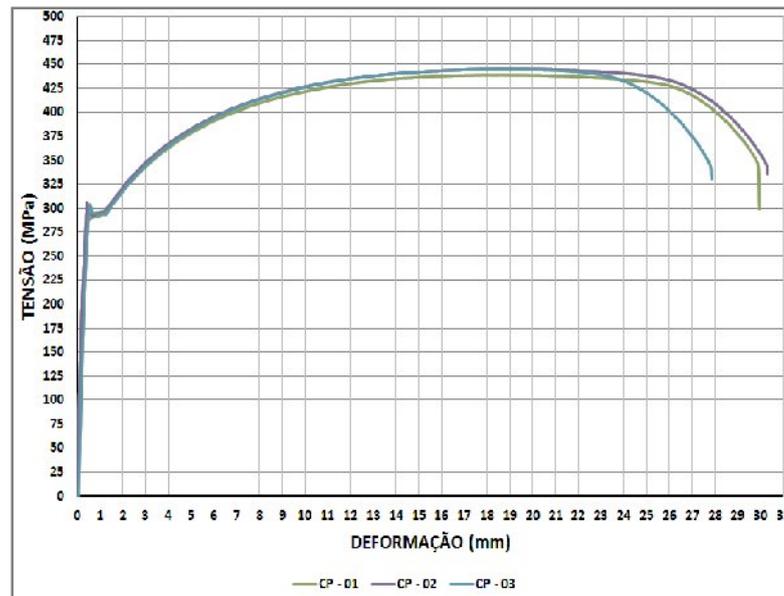
Baseando-se nas condições propostas, o aço ASTM A131 grau A foi ensaiado, onde o perfil da curva do diagrama tensão x deformação foi obtido por Marques (2011), fornecendo os dados de acordo com a Tabela 2.3 e a Figura 2.27, mostrando três corpos de prova rompidos no ensaio de tração. Os resultados apresentados darão rumo para a análise dos corpos de prova soldados, pois considerando-se a boa resistência do metal de solda, a tendência é que os CPs rompam no metal de base.

Tabela 2.3 – Dados do ensaio de tração do aço ASTM A131 grau A.

Condição	CP	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
Metal de Base	1	293	439	31
ASTM A131 Grau A	2	292	445	30
A	3	294	445	26
<b>Média</b>		<b>293</b>	<b>443</b>	<b>29</b>
<b>Desvio Padrão</b>		<b>1</b>	<b>3,5</b>	<b>2,6</b>

Fonte: Marques (2011)

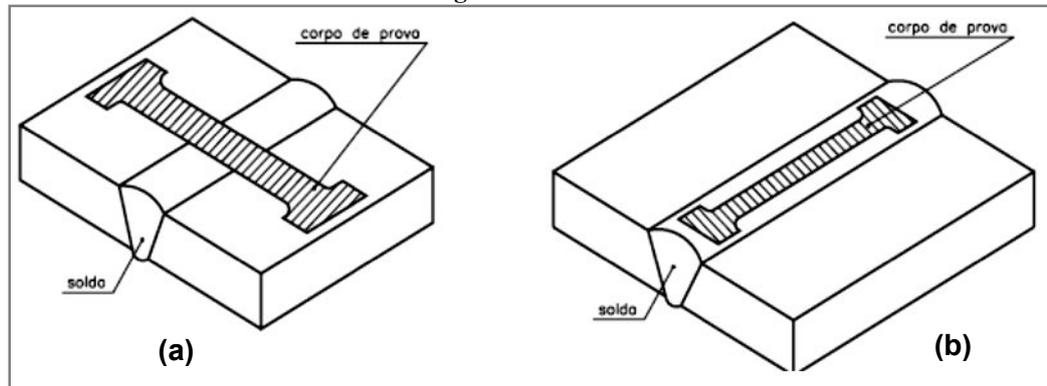
Figura 2.27 – Representação gráfica da curva tensão-deformação do aço ASTM A 131 grau A



Fonte: Marques (2011)

Entre os parâmetros importantes está o corpo de prova que é fator de extrema consideração para um ensaio confiável. É padronizado conforme a norma da ASTM E8-00b (2000), onde as medidas são dadas conforme a seção transversal do material, geralmente circular (barras circulares, vergalhões) ou retangular (chapas, barra chata). Em caso de juntas soldadas, podem ser retirados corpos de prova com a solda no sentido transversal (no meio do CP) ou no sentido longitudinal da solda, conforme a Figura 2.28.

**Figura 2.28 – Modelo de retirada de corpos de prova soldados para o ensaio de tração (a) Transversal (b) Longitudinal**



Fonte: American Welding Society (2003)

A resistência à tração nos metais de solda normalmente é maior do que a correspondente no metal de base. A resistência no metal de solda é baseada nos mesmos componentes que no metal de base ou na ZAC. As características mais importantes para o metal de solda são (Bhadeshia e Svensson, 1993):

- a) Tamanho de grão fino (ferrita acicular);
- b) Elementos de solução sólida de endurecimento, tais como manganês e níquel;
- c) Endurecimento por interação de discordâncias.

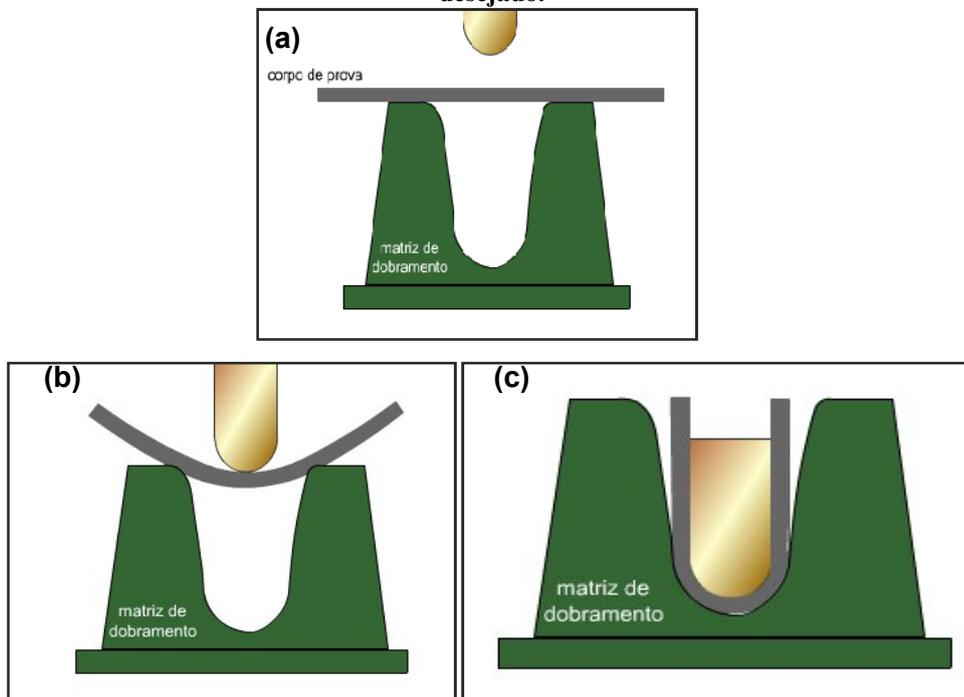
#### **2.4.4 Ensaio de Dobramento**

O ensaio de dobramento enquadra-se em um dos ensaios dos materiais de maior simplicidade de realização, devido às suas descrições qualitativas a respeito da ductilidade do material e por, geralmente, não se obter valores numéricos representativos para ensaios comuns. Onde desde já, dependendo de outras variações permite obter valores de certas propriedades mecânicas do material conforme Souza (1982), Garcia, Spim e Santos (2000), Callister (2007) entre outros. Dessa forma, o ensaio consiste praticamente em duas formas básicas. O primeiro conhecido como *ensaio livre*, fornece o dobramento a partir da aplicação de uma força nas extremidades do corpo de prova, sem aplicação de carga no ponto de máximo dobramento. Ou então, quando uma extremidade fica fixa em um engaste e na outra é aplicada força responsável pelo dobramento no centro (ou próximo do centro) do corpo de prova. O segundo caso, o *ensaio de dobramento semiguiado*, o mais comumente utilizado, é efetuado ao se aplicar uma carga no centro (ou na extremidade) de um corpo de prova de eixo

retilíneo assentado sobre dois apoios (ou um apoio). Tal força é aplicada por meio de um cutelo que possui determinado diâmetro (D) que define a severidade do ensaio, quanto menor a medida, mais intenso o dobramento, sendo que isto está em função da espessura do material. O ensaio termina quando o material é flexionado até um determinado ângulo  $\alpha$ . Este ângulo pode atingir 90°, 120° ou 180°, dependendo das especificações do teste. Um exemplo pode ser dado conforme a Figura 2.29.

De acordo com Garcia, Spim e Santos (2000), o ensaio de dobramento visa à análise de parâmetros como o encruamento do material e o raio mínimo em que este pode ser submetido sem que ocorra a ruptura. Além do retorno elástico do dobramento após a retirada da carga e da formação de defeitos na região dobrada. Este é basicamente o objetivo para qualquer material. Sendo que, no caso do emprego deste ensaio em corpos de prova soldados também se realiza a qualificação de soldadores e de processos de soldagem, de forma que o ângulo de dobramento sempre é de 180°. Na ocasião, de se avaliar a qualidade da solda, empregam-se mais o ensaio de dobramento livre.

**Figura 2.29 – Representação esquemática do ensaio de dobramento: (a) e (b) Posicionamento das amostras antes e durante o dobramento, respectivamente. (c) Corpo de Prova dobrado até o ângulo  $\alpha$  desejado.**

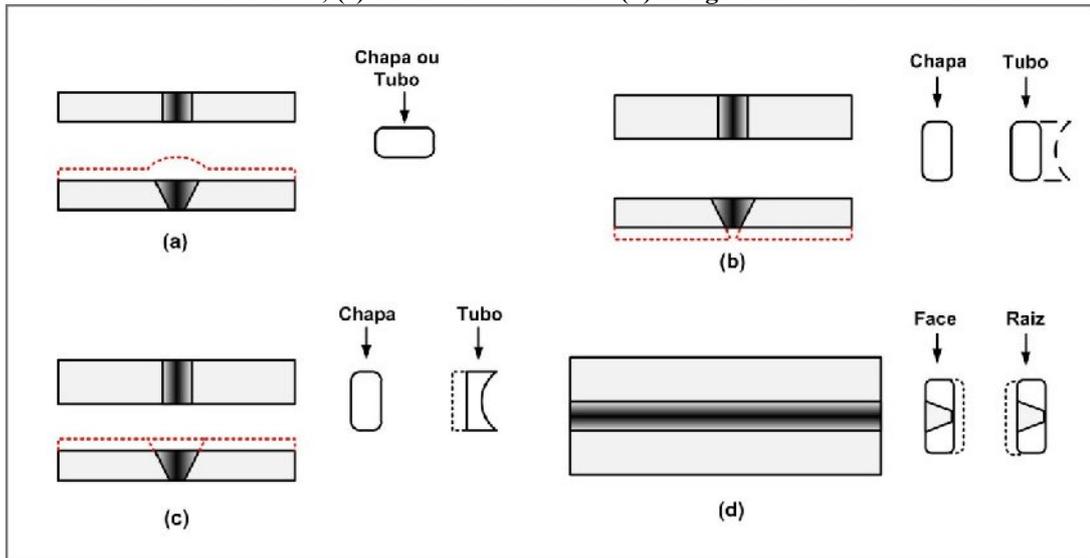


Fonte: Internet ([www.cimm.com.br](http://www.cimm.com.br)): acessado em 25/maio/2011

Outra particularidade significativa no dobramento de peças soldadas é a orientação dos corpos de prova, de forma que para soldas de topo o ensaio pode ser realizado cinco distintas formas (Figura 2.30):

- ***Dobramento Lateral Transversal***: o eixo da solda perpendicular ao eixo longitudinal do corpo de prova, o qual é dobrado de modo que uma das superfícies laterais da solda torna-se a superfície convexa do corpo de prova;
- ***Dobramento Transversal de Face***: o eixo da solda é perpendicular ao eixo longitudinal do corpo de prova, o qual é dobrado de modo que a face da solda fique tracionada, tornando-se a superfície convexa do corpo de prova;
- ***Dobramento Transversal de Raiz***: semelhante ao anterior, porém é a raiz da solda que fica tracionada;
- ***Dobramento Longitudinal de Face***: o eixo da solda é paralelo ao eixo longitudinal do corpo de prova, o qual é dobrado de modo que a face da solda fique tracionada tornando-se a superfície convexa do corpo de prova; e
- ***Dobramento Longitudinal de Raiz***: semelhante ao anterior, porém a raiz da solda é que fica tracionada.

**Figura 2.30 – Modelo dos corpos de prova soldados para dobramento: (a) Lateral Transversal; (b) Transversal de face; (c) Transversal de raiz e (d) Longitudinal de face e de raiz.**



Fonte: Adaptado da norma ASTM E 23-97

A avaliação deste ensaio objetiva após alcançar o ângulo desejado (180° no caso de corpos de prova soldados), o exame a olho nu da zona tracionada do corpo de prova atentando para o aparecimento de trincas, fissura ou fendas. Caso estes defeitos ocorram antes ou até atingir o ângulo desejado, o material foi reprovado no teste. Apenas para corpos de prova soldados, os defeitos anteriormente citados, fissuras e fendas, presentes nas arestas não são considerados, desde que eles não se demonstrem originários de inclusões de escória, porosidades ou outros defeitos internos provenientes do processo de soldagem. Também fissuras com largura inferior a 1,5 mm não são consideradas como defeitos que condenem a qualidade da solda, mas sim como discontinuidades de soldagem.

#### 2.4.5 Ensaio de Impacto

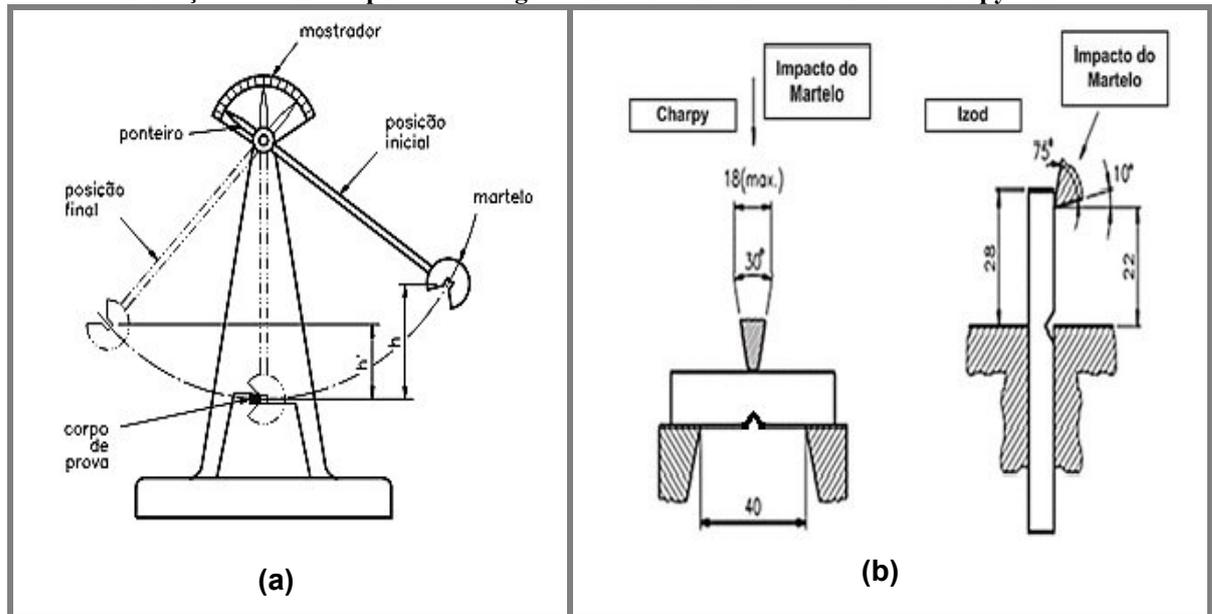
Este ensaio, considerado como dinâmico, porque a carga é aplicada repentina e bruscamente. É empregado para a análise da susceptibilidade à fratura frágil dos materiais, tornou-se referência para a caracterização destes, devido aos acontecimentos ocorridos durante a Segunda Grande Guerra em que navios e tanques de guerra simplesmente partiam ocasionados pela incidência deste tipo de fratura, tendo as baixas temperaturas como agravante. Onde, entretanto, os aços-liga usados em suas fabricações apresentavam razoável ductilidade, de acordo com os ensaios de tração realizados à temperatura ambiente.

A partir de então, este ensaio, passou a ratificar os resultados comportamentais do material pressupostos pelo ensaio de tração. Isto é, o ensaio de impacto visa à tendência de um metal se comportar de uma maneira frágil. No entanto, o resultado deste teste se trata apenas de uma medida da energia absorvida sem favorecer indicações seguras sobre o desempenho do metal ao choque no que se refere a toda uma estrutura em condições de campo.

Geralmente os ensaios de impacto mais amplamente utilizados apresentam-se da seguinte forma: *Charpy e Izod*. Para ambos os casos, o corpo de prova devidamente padronizado tem o formato de uma barra com seção transversal quadrada, na qual é usinado um entalhe tipo V. O diferencial entre os dois está na posição do entalhe na barra e a forma como são fixados para a aplicação da carga efetuada através de um martelo pendular que é liberado a partir de uma determinada altura que em contato instantâneo causará o rompimento da peça (Figura 2.31). De acordo com Souza (1982), o entalhe produz um estado triplo de tensões, suficiente para provocar a ruptura de caráter frágil, mas que infelizmente não é possível medir satisfatoriamente os componentes das tensões existentes por diversos fatores como o tipo de metal usado ou conforme a estrutura interna que este mesmo material apresenta como característica.

O ensaio de impacto Charpy pode ser também efetuado realizando-se outros tipos de entalhes no corpo de prova além do entalhe em V (ou tipo A) que são: Tipo B – na forma de uma fechadura (“buraco de chave”) e o Tipo C – na forma de U invertido. Este tipo de ensaio de Impacto mostra versatilidade e é o mais requisitado pelo posicionamento do corpo de prova na máquina. Principalmente, quando se trata na determinação das transformações ocasionadas pela temperatura. A Figura 2.32 expõe de maneira simplificada a execução do ensaio e os tipos de entalhes para o ensaio Charpy.

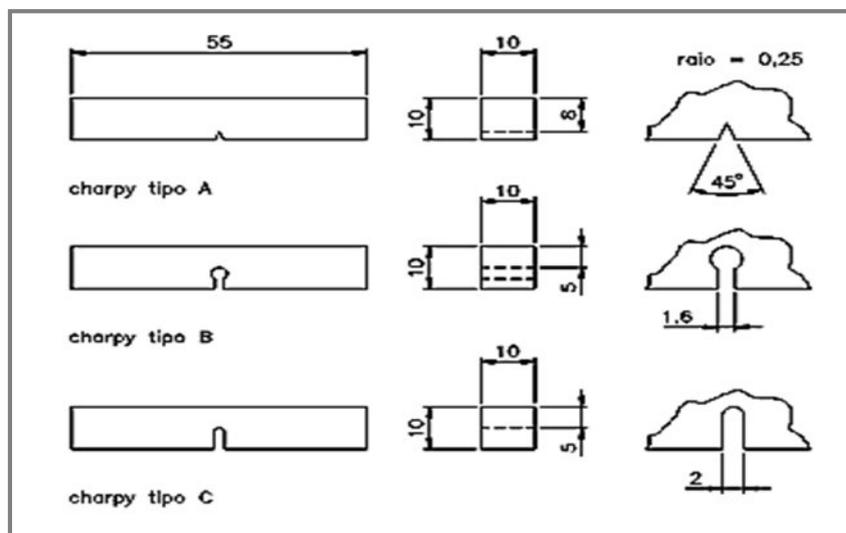
**Figura 2.31 – (a) Esquema básico do equipamento de ensaio de impacto com o martelo pendular (b) Indicação de como é aplicada a carga do martelo em ambos os ensaios Charpy e Izod**



Fonte: Souza (1982)

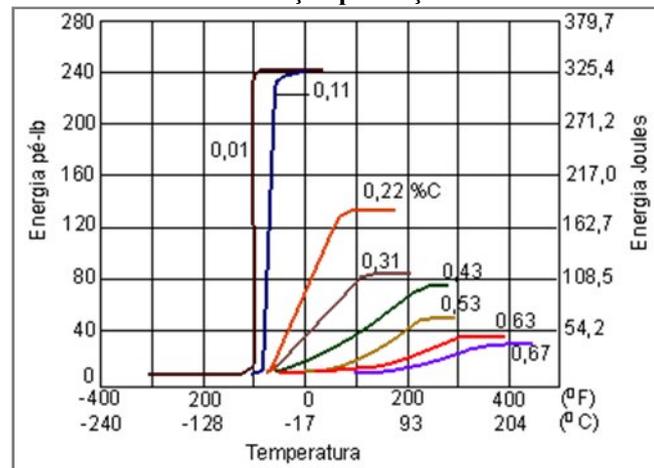
Como já se sabe, a caracterização mecânica é muito importante para o conhecimento do desempenho do material desejado em diversas circunstâncias, e para o caso do ensaio Charpy, a temperatura de transição do comportamento frágil para dúctil é essencial para objetivos do projeto. Neste contexto, alguns fatores metalúrgicos afetam consideravelmente a temperatura de transição como a composição, elementos de liga e inclusões. A Figura 2.33 mostra como o teor de carbono afeta a energia máxima e a forma da curva energia X temperatura de transição.

**Figura 2.32 – Tipos de entalhes em corpos de prova para o ensaio de impacto Charpy**



Fonte: Norma ASTM E23-00 (2000)

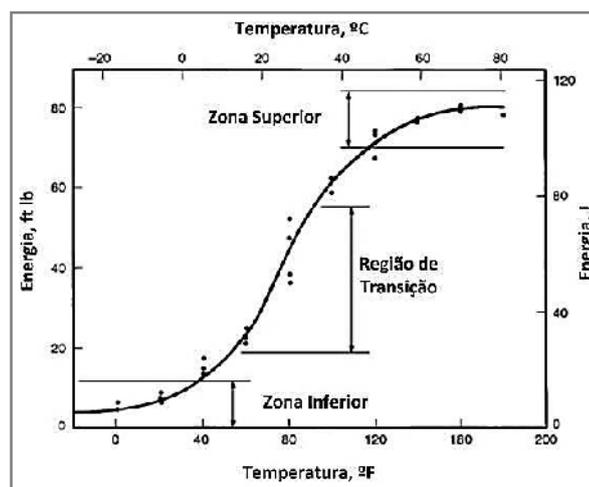
Figura 2.33 – Influência do teor de carbono no comportamento da curva energia X temperatura de transição para aços.



Fonte: Internet ([www.cimm.com.br](http://www.cimm.com.br)): acessado em 25/maio/2011

Para o aço ASTM A 131 grau A (0,23% em peso) pode-se usar como referência a Figura 2.34, apresentando um esquema representativo da curva da temperatura de transição dúctil-frágil de uma placa de aço doce para fabricação de navios. Logo, os dados obtidos que se enquadram na região de transição da curva, admitindo a temperatura ambiente de 25° C.

Figura 2.34 – Curva de transição típica Charpy entalhe V para placas de aço doce para navios



Fonte: AWS (2003)

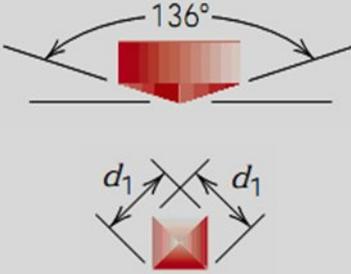
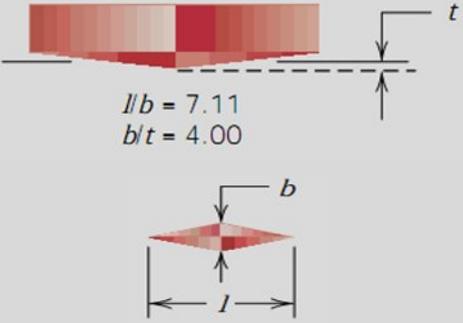
#### 2.4.6 Ensaio de Microdureza

As durezas por choque e por penetração são as mais utilizadas na engenharia, sendo que esta é a mais largamente utilizada e citada nas especificações técnicas. Deste modo, o ensaio por choque ou por rebote conforme Garcia, Spim e Santos (2000) é classificado dinâmico devido à impressão na superfície ser efetuada mediante a queda livre de um êmbolo com uma ponta padronizada de diamante. A dureza por penetração é o tipo de ensaio mais comum na caracterização das propriedades mecânicas. Seus tipos mais comuns são dureza Rockwell e Brinell. E microdureza Vickers e Knoop.

Tratando-se de microdureza, este tipo de ensaio favorece situações, onde as condições práticas necessitam determinar a dureza de corpos de prova de pequenas áreas. Exemplos dessas ocorrências são as medidas do gradiente de dureza em peças cementadas e também na determinação da dureza individual de microconstituintes de uma estrutura metalográfica, conforme as afirmações de Garcia, Spim e Santos (2000). O ensaio de microdureza produz uma impressão de dimensões microscópicas através do uso de penetradores de diamante e cargas menores que 1 kgf. A microdureza Vickers utiliza o mesmo procedimento de medição de dureza, enquanto que o método Knoop utiliza um penetrador de diamante na forma de uma pirâmide alongada, através da relação 7:1 entre as diagonais, maior e menor (Tabela 2.4). Este ensaio é usado para a determinação da dureza de materiais frágeis e de camadas finas. Para a realização do ensaio de microdureza de modo geral requer uma preparação cuidadosa do corpo de prova.

Finalmente, a dureza também permite a existência de correlações com outras propriedades como a dureza Brinell e o limite de resistência a tração, assim como a dureza Vickers e o limite de proporcionalidade. Estas relações são úteis em circunstâncias em que é necessária uma estimativa da resistência de um material e não se dispõe de um equipamento de ensaio de tração, ou em caso contrário a esse. Na prática, embora não sejam necessariamente precisas, constituem ferramentas úteis neste sentido.

Tabela 2.4 – Comparativo entre os testes de Microdureza

Microdureza	Tipo de ponta da Impressão	Carga	Aplicação	Vista Lateral e Superior da Ponta de Impressão
Vickers (HV)	Pirâmide de diamante, base quadrada e 136°	De 1 a 1000 gf	Camadas superficiais, folhas finas, arames, fases microscópicas, zona termicamente afetada (ZTA) em soldas	
Knoop (HK)	Pirâmide de diamante, base rômbrica (razão 7:1)			

Fonte: Autor - Adaptado de Garcia, Spim e Santos (2000) e Callister (2007).

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

#### 3.1 INTRODUÇÃO

Neste capítulo serão abordadas as particularidades que compõe o trabalho desde a escolha do material que dá base para a realização deste e a execução propriamente dita dos experimentos. As três principais diretrizes que regem os caminhos percorridos que motivaram tal estudo na busca incessante dos resultados trata-se da combinação do processo de soldagem inovador, a metalurgia resultante envolvida e seus efeitos na caracterização mecânico-química do metal de solda obtido. Onde em termos de processo, ressalta-se um novo modo de seleção que altera em seus efeitos a execução e os dados monitorados dos procedimentos de soldagem realizados para a confecção dos cordões de solda. Estes resultados que no âmbito qualitativo e quantitativo das propriedades mecânicas e químicas necessitam de critérios padronizados quanto ao modo de extração e preparação dos corpos de prova, assim como para as técnicas de caracterização das particularidades, oriundas da mistura de arames FCAW com arames GMAW, apresentadas pela zona fundida.

#### 3.2 MATERIAIS UTILIZADOS

##### 3.2.1 Materiais de Soldagem

###### 3.2.1.1 *Metal de base*

O material de base escolhido para o desenvolvimento do trabalho foi o aço estrutural normalizado pela ASTM A-131 Grau A, específico para a construção naval ou off-shore, classificado conforme o percentual de carbono como aço com baixo teor de carbono (conhecido em inglês como *low carbono steel*) e baixa liga. Ver Tabela 3.1.

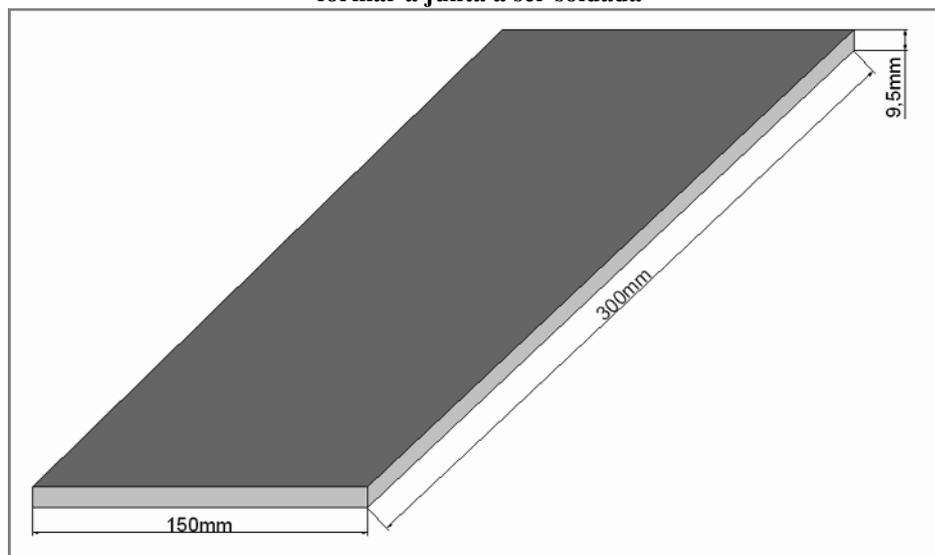
Tabela 3.1 – Composição química do aço ASTM A-131 Grau A.

Elemento Químico (%)										
C	Si	Mn <sub>min</sub>	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V <sub>min</sub> **	Fe
0.21*	0,5	2,5 x C	0,035			≤ 0,02			0,030	Balanço

Fonte: ASTM A131/ A131M - 04, Standard Specification for Structural Steel for Ships, Vol 03.01, 2004. p.03. (Obs:\* O máximo de aceitável até 0,23% de carbono para o Grau A; \*\* a percentagem de vanádio a ser encontrada será de no mínimo de 0,030% e está relacionado ao Nióbio e ao Alumínio).

Os corpos de provas soldados apresentavam-se na forma de chapa com espessura de 3/8 de polegadas (9,5 mm), largura de 150 mm e 300 mm de comprimento (Figura 3.1), gentilmente cedidas pelo Estaleiro Rio Maguary. Antes do processo de soldagem propriamente dito foi necessário realizar as seguintes etapas conforme a ordem a seguir: usinagem do chanfro, pesagem e a montagem dos pares a serem soldadas.

Figura 3.1 – Esquema representativo da peça nas dimensões 9.5 mm, 150 mm e 300 mm (E x L x C) a formar a junta a ser soldada



Fonte: Silva (2010)

### 3.2.1.2 Consumíveis de soldagem

- **Arame eletrodo**

O arame eletrodo consiste no principal meio condutor da energia fornecida ao processo de soldagem a arco elétrico. Este arame que opera em forma contínua tem geometria tubular e pertence a classe AWS E 71T-1 com diâmetro de 1,2 mm, que segue a classificação

AWS 5.20. Dessa forma, possui fluxo rutilico que busca desempenhar funções similares a do revestimento do eletrodo revestido ou do fluxo da soldagem tipo arco submerso, sendo recomendado o funcionamento sob uma polaridade de corrente CC+ e a possível aplicação deste procedimento de soldagem em todas as posições utilizando passe único ou passes múltiplos. Sua composição química conforme o fabricante é mostrada na Tabela 3.2.:

**Tabela 3.2 - Composição química do arame tubular E71T-1**

<b>Elemento</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Fe</b>
<b>(%)</b>	0,05	0,50	1,20	0,015	0,012	Balanço

Fonte: ESAB (2010)

Este arame segundo a empresa fabricante apresenta ainda uma ampla faixa de parâmetros operacionais, baixo índice de respingos e facilidade para remoção de escória. Pode ter como gás de proteção CO<sub>2</sub> ou mistura gasosa. Destinado a soldagem de aços de baixo e médio teor de carbono. Aplicado em soldagem estrutural e construção pesada em geral.

- **Eletrodo Não-Energizado (Arame Frio)**

Os arames não energizados e introduzidos no processo utilizaram apenas o mesmo aporte térmico do arame tubular energizado alterando somente a quantidade de metal depositado na poça de fusão, em suma não houve acréscimo do potencial elétrico, pois o mesmo não estava energizado, o que confere a formação de apenas um arco elétrico. Estes arames foram adicionados em duas formas de diferentes diâmetros 0,8 mm e 1,0 mm; possuindo características de arames sólidos (também conhecidos como maciços) da classe AWS ER70S-6, conforme a classificação AWS 5.18.

Este arame sólido basicamente composto de aço carbono com manganês e silício, coberto por uma fina camada de cobre, destina-se à soldagem MIG/MAG de aços não ligados para construção de todos os tipos. Geralmente é recomendado para soldagem tanto em passe único como em múltiplos passes, em CC+, pode ser aplicado com CO<sub>2</sub> ou mistura onde se requer um melhor acabamento do cordão de solda e redução do nível de respingo. Devido ao fato de possuir em sua composição química um maior teor de elementos desoxidantes (Silício e Manganês), é a opção mais adequada para ser aplicada sobre a superfície de chapas que

tenham moderada quantidade de oxidação (aços patináveis), além de não produzir escória. A sua composição química consiste em:

Tabela 3.3 – Composição química do arame maciço ER70S-6.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Fe
(%)	0,073	0,80	1,20	0,025	0,035	Balanço

Fonte: ESAB (2010)

- **Gás de Proteção**

O dióxido de carbono (CO<sub>2</sub>) foi o gás responsável pela proteção gasosa do processo de soldagem, sem a adição de outros gases, ou seja, diz-se que foi usado CO<sub>2</sub> comercialmente puro. Esta escolha foi atribuída a sua ampla aplicação na soldagem de aços carbono e baixa liga pelos processos GMAW e FCAW, além de participar ativamente das transformações metalúrgicas do metal fundido. Sua composição se enquadra às especificações da AWS A 5.32. Além disso, seus principais atrativos referem-se ao baixo custo se comparado aos outros gases de proteção, possui boa velocidade de soldagem e penetrações elevadas. Embora, suas desvantagens estão atribuídas ao excesso de respingos e a atmosfera do arco oxidante podendo causar porosidades, caso o arame-eletrodo não ofereça desoxidantes em sua constituição.

### 3.2.2 Materiais Necessários para o Ensaio de Líquido Penetrante

O ensaio de líquido penetrante basicamente é formado de três etapas básicas com exceção do exame visual, onde cada uma dessas seções é nominalmente conhecida pela aplicação dos seguintes materiais em sequência:

- **Penetrante:** VP-30 lavável a água N° 02  
Fabricante: Metal-Chek
- **Revelador:** D-70 N° 03  
Fabricante: Metal-Chek
- **Removedor:** E-59  
Fabricante: Metal-Chek

### 3.2.3 Materiais de Corte, Usinagem e Metalografia das Peças

Para que ocorresse a usinagem das peças para a realização dos ensaios mecânicos obviamente foi necessário que todas as peças estivessem cortadas com dimensões próximas as especificações padrão estabelecidas pela ASTM, de onde foram adotadas todas as normas para a realização deste trabalho. Logo, os materiais básicos para o corte, usinagem e metalografia das peças foram:

- **Óleo de Corte (Fluido de Corte)**

Devido às peças soldadas serem sensíveis ao aquecimento, o corte e a usinagem refrigerados foram os mais viáveis para executar tal tarefa. Um óleo solúvel à água foi utilizado para estas tarefas, a mistura óleo/água vem pré-estabelecida pelo fabricante. As especificações do óleo são: **ME-I, Óleo Solúvel Semissintético, Anticorrosivo fabricado pela QUIMATIC/Tapmatic.**

- **Lixas d'água**

As lixas são específicas para o desbaste de materiais metálicos até próximo ao polimento utilizando a água como refrigerante a fim de não provocar o aquecimento excessivo das peças. Para isto, lixas de várias granulometrias foram usadas conforme a faixa a seguir: **80, 100, 200, 300, 400, 600, 800, 1200, 2000 $\mu$ m.**

- **Pano e Pasta de polimento**

Para finalizar o polimento das peças empregou-se o pano tipo **RAM** de veludo sintético com costado auto-adesivo para polimento com pastas de diamante ou diamante em suspensão com granulometria de 3  $\mu$ m. E a pasta com granulometria na faixa 1 e 3  $\mu$ m.

- **Reagentes Químicos**

O reagente específico para o ataque químico responsável pela revelação da microestrutura foi o Nital (concentrado a 2%) preparado pela mistura de 95% de álcool etílico absoluto (conc. 95%) e 5% ácido nítrico (conc. 25%). O procedimento de elaboração do Nital (2%) está no Metals Handbook, Volume 9.

### 3.3 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS DURANTE A SOLDAGEM

Este item visa à apresentação de todos os equipamentos e acessórios necessários para uma soldagem eficaz, já que todas as peças foram soldadas em um ambiente totalmente industrial, onde sabe-se que nem sempre as condições são tão favoráveis para se fazer pesquisa, muito embora este trabalho tente alinhar ambas as partes, buscando um casamento aprimorado.

#### 3.3.1 Bancada de Soldagem

Os itens a seguir descritos individualmente compõem a bancada de soldagem montada especificamente para este trabalho:

##### 3.3.1.1 *Central de Soldagem Múltiplos Processos*

A fonte de soldagem utilizada foi do tipo multiprocessos, operando no modo de processo FCAW, amplamente empregado na linha de produção, com ajuste da fonte em tensão constante, natureza de corrente e polaridade CC+. As configurações da fonte foram:

**Modelo:** LAI 550

**Fabricante:** ESAB

**Tipo:** Fonte Eletrônica Tiristorizada

**Tensão de Alimentação:** 220, 380, ou 440 V, trifásico, 60Hz

**Tensão em Vazio:** 17 a 55 V

**Potência Aparente Nominal:** 22,5 KVA

**Compensação de Parâmetros:** ± 10% de variação da rede elétrica

##### 3.3.1.2 *Alimentador dos Arames: Arame Eletrodo e Arame Frio*

O sistema de alimentação de arame para ambos os arames utilizados nas soldagens possuíam tipos similares, já que eram do mesmo modelo e fabricante. Esse sistema consiste em um cabeçote de alimentação contínua específica para os processos GMAW e FCAW.

**Modelo:** MEF 30

**Fabricante:** ESAB.

**Faixa de velocidade do arame:** 1,5 – 22 m/min.

Sistema de 04 roldanas.

**Alimentação elétrica:** 42 VCA.

### 3.3.1.3 Pistola de Soldagem Adaptada para Alimentação de Arame Frio

A pistola de soldagem utilizada foi do tipo “push”, onde foi necessário acoplar um sistema de alimentação de arame frio a fim de que o processo de soldagem cumprisse a meta de alimentação com dois arames de características diferentes, conforme a Figura 3.2.

**Figura 3.2 – Pistola de soldagem completa para a soldagem pelo processo FCAW com adição de arame não energizado, o alimentador adicional encontra-se por cima da pistola original.**

**Modelo: Tocha PLUS 500.**

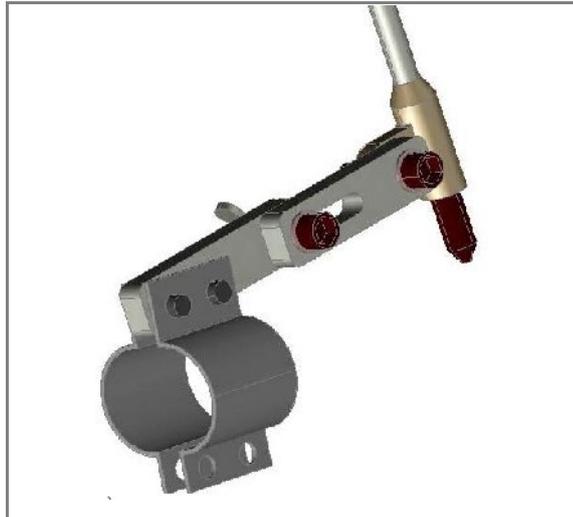
**Fabricante: Oximig.**



Fonte: Silva (2010)

O suporte de alimentação do arame frio e não energizado está disposto em um esquema ilustrativo (Figura 3.3), ainda em escala de protótipo, desenvolvido exclusivamente para o processo, sendo executado em modo semi-automático, onde a partir deste pode-se observar o fácil manuseio e adaptação ao sistema de soldagem.

**Figura 3.3 – Protótipo do sistema de alimentação auxiliar para o arame não energizado**



Fonte: Cruz Jr e Cabral (2008)

#### 3.3.1.4 Sistema de Aquisição e Processamento de Dados

O SAP é composto por uma maleta, com sensores para medir os sinais de corrente, tensão, velocidade de arame e vazão de gás de soldagem e, por um poderoso software de aquisição destes sinais. O mesmo foi projetado para ser conectado a um laptop, dando maior flexibilidade ao usuário.

- ***Placa de Aquisição***

**Modelo:** INTERDATA, frequência de aquisição de 100 kHz por canal

**Fabricante:** IMC/LABSOLDA - UFSC

- ***Sensor de Velocidade do Arame***

**Modelo:** MVA – 2.

**Fabricante:** IMC/LABSOLDA – UFSC

- ***Laptop***

**Modelo:** Pentium 133 MHz

**Fabricante:** Intel

- ***Software: Oscilos. SAP***

**Fabricante:** IMC/LABSOLDA – UFSC

O sistema de medição responsável para medir as velocidades de alimentação de arame eletrodo e do arame frio foi acoplado ao arame na entrada do cabeçote e com a função de

medir a velocidade de alimentação de arame e a metragem de arame consumível para o cálculo das características econômicas. Assim como o sensor responsável para captar os picos de corrente e tensão foi acoplado aos pólos da máquina de soldagem, onde foi possível captar os dados numéricos e gráficos do processo simultaneamente a soldagem realizada.

### 3.3.1.5 *Suporte de Atracção*

Suporte de atracção, Figura 3.4, foi um aparato desenvolvido em campo para evitar distorções na junta soldada. Ao realizarem-se ensaios preliminares, sem o uso deste dispositivo, foram observadas grandes distorções nos corpos de prova, daí o advento de tal dispositivo.

**Figura 3.4 – Suporte de atracção das peças**



Fonte: Silva (2010)

### 3.3.1.6 *Balança Digital*

A utilidade da balança digital deu-se a partir do momento da pesagem das chapas que foram utilizadas para a montagem dos pares que foram soldados e que consistiam nos corpos de provas soldados. A pesagem foi realizada antes e após a união das chapas pelo processo de soldagem, tal balança apresentou as seguintes características conforme abaixo:

**Modelo:** MARK 5000.

**Fabricante:** MARK.

**Valor máximo:** 5000g.

**Valor mínimo:** 2g.

**Resolução:** 0,1g.

**Erro:** 0,1g

### 3.3.2 Programas Computacionais Auxiliares

- **Origin 8.0** – Fabricante: Microcal. Programa computacional utilizado na geração de gráficos para análise de resultados.
- **Programa para análise gráfica** – Fabricante Microsoft. Empregado na geração de gráficos simples, Microsoft Office Visio, versão 2007.
- **AutoCAD 2010** – Fabricante Autodesk. Programa comercial de computação gráfica usado na modelagem de sólidos 3D e na medição da geometria das amostras soldadas.

### 3.4 EQUIPAMENTOS DE CORTE, USINAGEM E ENSAIOS MECÂNICOS.

Este item aborda todo o maquinário utilizado para realizar os ensaios mecânicos de dobramento, tração, tenacidade ao impacto pelo Método Charpy e microdureza. Sendo que antes de todos os corpos de prova estarem aptos para tais necessitam ser cortados e usinados de acordo com as normas previstas e específicas, dessa forma será visto antes os equipamentos de usinagem e corte.

#### 3.4.1 Serra de Fita

Máquina semiautomática de serrar, responsável pelo corte dos corpos de prova. Com sistema de refrigeração para fluido de corte ou água e com acionamento de dispositivo de segurança.

**Modelo:** BS912

**Fabricante:**Powermaq

**Velocidade da Lâmina (m/min):** 50-60 Hz – 4 etapas

**Potência do motor:** 1HP

**Sistema de Refrigeração**

### 3.4.2 **Cutt-off**

Devido o corte com a serra de fita apresentar limitações quanto ao tamanho das peças a serem cortadas, as amostras retiradas para a análise metalográfica, microdureza e composição química precisaram passar por tal processo de corte mais delicado. Daí foi utilizado uma máquina de corte a disco de bancada, conforme as especificações. Os discos de corte são escolhidos conforme o tipo de material.

**Modelo:** COR 40

**Fabricante:** Arotec

**Tipo:** Bancada

**Potência do motor:** 1,5 CV

**Capacidade Corte:** 40 mm

**Sistema de Refrigeração**

### 3.4.3 **Plaina**

Para normalizar os corpos de prova com geometria mais simples como os dos ensaios de dobramento, tração e usinar parte da amostra de impacto Charpy, utilizou a plaina com as seguintes especificações:

**Tipo:** Plaina Limadora

**Fabricante:** Zocca

**Modelo:** P.L.Z. 550

**Golpes por minuto:** 24, 38, 45, 60, 70, 96.

### 3.4.4 **Fresa**

No caso do entalhe tipo V nos corpos de prova do ensaio Charpy foi necessário dispor de habilidade e equipamento de maior flexibilidade como a fresa com as seguintes especificações:

**Tipo:** Fresa Universal

**Fabricante:** ROMI

**Modelo:** U-30

**Rotação:** de 45 a 2000 RPM

OBS: Os dois equipamentos anteriores foram gentilmente cedidos pela Eletronorte – Eletrobras – UHE Tucuruí

### 3.4.5 Equipamento de Análise da Composição Química

Os elementos químicos presentes na composição do material (Aço ASTM A131 grau A), os percentuais destes elementos foram medidos por espectrômetro de emissão ótica que utiliza o método por absorção dos feixes de elétrons. A exigência do equipamento foi o uso de corpos de prova com a superfície semi-polidas e o tamanho circunferencial da amostra.

### 3.4.6 Equipamento de Ensaio Universal

Os ensaios de dobramento transversal de face e tração foram realizados utilizando a mesma máquina. Uma máquina robusta de ensaios mecânicos capaz de realizar outros ensaios além destes obtidos, onde apesar de não possuir acessórios atuais como medidores eletrônicos, bancadas e softwares de aquisição de dados tal equipamento apresenta em contrapartida certificado de calibração realizado por órgãos competentes com atualização periódica, o que confere o ótimo funcionamento da máquina.

**Modelo:** 230/107

**Fabricante:** Alfred J. Amsler & CO (AMSLER)

**Tipo:** Universal

**Capacidade Máxima:** 100 ton

### 3.4.7 Equipamento de Ensaio pelo Método Charpy

O equipamento onde se executou o ensaio de tenacidade ao impacto pelo método Charpy com entalhe tipo V, consistiu em uma máquina com especificações conforme:

**Modelo:** WP 410

**Fabricante:** Gunt Hamburg

**Capacidade Máxima:** 300 Nm

### 3.4.8 Equipamento de Microdureza

O equipamento utilizado para medir a dureza do material foi um microdurômetro da marca MHV 2000 com microscópio ótico acoplado para a visualização dos corpos de prova.

Este equipamento foi cedido através de uma parceria com o campus de Marabá da Universidade Federal do Pará.

### **3.4.9 Equipamentos para o ensaio metalográfico**

Por se tratar de um ensaio minucioso em que se precisa de uma gama de critérios práticos visando bons resultados, a prática metalográfica requer equipamentos secundários até ser finalizada após a obtenção das imagens, por isso a listagem a seguir dos equipamentos ou práticas que precedem o ensaio.

#### *3.4.9.1 Lixadeira Politriz Metalográfica*

Este equipamento é utilizado para lixar e polir os corpos de prova após o corte, as especificações abaixo correspondem ao que foi utilizado.

**Modelo:** PLFDV

**Fabricante:** Fortel

**Painel Eletrônico**

**Velocidade Variável:** 0 - 800 RPM

#### *3.4.9.2 Microscópio Ótico*

As imagens polidas e atacadas com a solução pré-estabelecida foram levadas ao equipamento ótico de análise de imagem. Através deste foram retiradas as imagens que serviram para o estudo da microestrutura presente nas seguintes regiões: Metal de Base (MB), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Zona Fundida (ZF).

**Microscópio Ótico:** luz refletida e transmitida, trinocular, ampliação de até 1000X, usado para a análise micrográfica.

**Fabricante:** Olympus

**Modelo:** BX51

**Capacidade Máx.:** 1000X

**Software de Aquisição de Imagem:** analySIS Imager 5.1

### 3.5 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

Por se tratar de um trabalho amplo, dividi-lo em seções de acordo com as semelhantes técnicas de preparação fazem deste uma importante fonte de aprendizagem pelas dimensões das tarefas requeridas ao longo de toda a sua execução. Para o seu bom funcionamento as etapas a serem superadas constam da seguinte divisão:

- a) ***Seleção e Usinagem das Chapas:*** antes de se iniciar qualquer atividade prática relativa à soldagem propriamente dita foi necessário escolher que tipo de material daria “corpo” ao trabalho, essa decisão foi ajustada segundo as oportunidades surgidas, onde o material selecionado foi o aço ASTM A131 grau A, aço baixo carbono estrutural voltado para a construção de embarcações. A partir da definição do metal de base tornou-se possível estabelecer a geometria da peça, o tamanho, o tipo de deposição, o processo de soldagem entre outros. A partir de então, se puderam usinar os biseis nas peças formando os chanfros para a soldagem, efetuando a identificação e pesagem das peças antes da próxima etapa.
- b) ***Soldagem das Peças:*** o ajuste dos parâmetros operacionais de soldagem previamente escolhidos para ambos os processos, FCAW convencional e FCAW com adição do arame não energizado, visando sua execução em um ambiente industrial, com certeza, exigiu tempo, conforme ensaios preliminares até concluir-se que pela espessura do material seria necessário o uso de dois passes de metal depositado, determinando a necessidade um passe de raiz e outro de enchimento do chanfro. Superando tais preparativos foi pertinente a realização do processo de soldagem juntamente com aquisição das variáveis de resposta como tensão, corrente, etc. Assim como a realização dos ensaios que previam a qualidade da solda como o exame visual e o ensaio por líquido penetrante foram executados em sequência.
- c) ***Corte e Usinagem dos Corpos de Prova:*** Nesta etapa aconteceu o trabalho que demandou maior precisão, pois se realizou o corte seguido da usinagem; fase esta que visava a adequação das peças aos padrões das normas segundo a ASTM (padrão adotado como referência para este trabalho), exigência tal que confere a confiabilidade dos ensaios mecânicos e químicos de análise.
- d) ***Realização dos Ensaios e Análise química:*** Conforme o objetivo traçado para o trabalho em discussão, trata-se da caracterização das soldas obtidas de acordo com os processos de união do material selecionado, ou seja, um comparativo entre tais propriedades confirmando o aumento da qualidade entre as mesmas ou a negação de tal observação.

Buscando resultados que venham admitir as vantagens de um processo de soldagem inovador que é o FCAW com adição de um arame não energizado em relação ao FCAW

convencional, as etapas acima mencionadas constroem o ideal de um trabalho que comparativamente visa avaliar quais as principais diferenças nas características químico-mecânicas entre dois processos de soldagem semelhantes na velocidade de alimentação de arame eletrodo, embora diferentes na quantidade de material depositado por um destes apresentar a adição de um arame sólido sem passagem de corrente elétrica, dessa forma diferenciando-se do processo usual de deposição metálica.

### 3.5.1 Metodologia Experimental

#### 3.5.1.1 Soldagem das Chapas

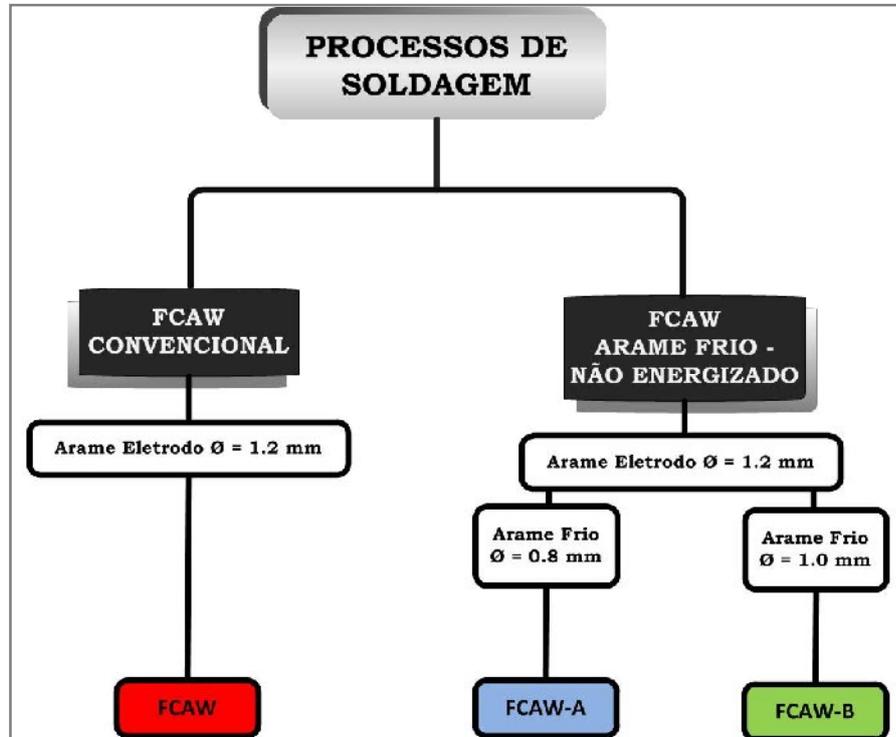
Todos os fatores que objetivam o estudo da viabilidade do processo de soldagem como a influência do aporte térmico sobre a geometria do cordão de solda (largura, reforço e penetração), além dos parâmetros econômicos de consumo, produção e rendimento, bem como uma prévia dos aspectos metalúrgicos a partir das fases presentes, todas essas informações foram adquiridas de acordo com o trabalho precedente a este, elaborado por Silva (2010), vinculado ao mesmo laboratório de pesquisa. De acordo com as escolhas dos parâmetros o Fluxograma 3.1 expõe a divisão macro, relatando as diferenças que remontam na grande divisão do trabalho, uma entre os processos em si e a outra no uso de arames com diâmetros diferentes em um dos processos. Já o Fluxograma 3.2 descreve melhor o arranjo experimental que dá base ao processo de realização da soldagem, agrupando os fatores e níveis estudados para a realização dos ensaios, entre estes, os diâmetros dos arames utilizados e a razão de velocidades arame eletrodo: arame não energizado.

Na tentativa de tornar a leitura deste trabalho menos cansativa quanto a nomenclatura dada aos processos de soldagem, amostras, etc. Têm-se que:

- **FCAW:** é o *processo de soldagem com arame tubular convencional sem adição de arame frio não energizado*;
- **FCAW-A:** é o *processo de soldagem com arame tubular adicionando arame frio com diâmetro de 0.8 mm*;
- **FCAW-B:** é o *processo de soldagem com arame tubular adicionando arame frio com diâmetro de 1.0 mm*;
- **Coefficiente A:** Indica a soldagem FCAW com adição de arame de  $\varnothing = 0.8$  mm;

- **Coefficiente B:** Indica a soldagem FCAW com adição de arame de  $\varnothing = 1.0$  mm

Fluxograma 3.1 – Diferenças entre os processos de soldagem FCAW e o FCAW – AF



Fonte: Autor (2011)

De acordo com as particularidades do seguinte trabalho um fator de grande importância que se deve considerar é que todas as soldagens foram realizadas dentro do parque de construção de embarcações no Estaleiro Rio Maguari S.A, localizado no Distrito de Icoaraci em Belém do Pará. Através deste foi selecionado um soldador habilitado pela empresa para efetuar a soldagem das peças. Esta escolha baseia-se no contexto de executar as soldagens em condições de um ambiente inteiramente industrial, onde o parâmetro modo de operação do processo deve ser considerado como uma das muitas variáveis de trabalho, já que envolve um soldador. Todos os outros parâmetros da soldagem utilizados neste trabalho estão disponíveis sistematicamente na Tabela 3.4.

Nestas condições, os parâmetros variáveis para execução do processo FCAW convencional foram as variações nas velocidades de alimentação de arame eletrodo (classe AWS E71T-1 com diâmetro de 1,2 mm) em três níveis 6, 8 e 10 m/min. Para cada uma destas velocidades foram adquiridas amostras em duplicata, totalizando 6 amostras, de acordo com o Fluxograma 3.2. Esta decisão foi tomada, devido o processo FCAW apresentar uma tecnologia já dominada pelo mercado, considerado de simples aplicação.

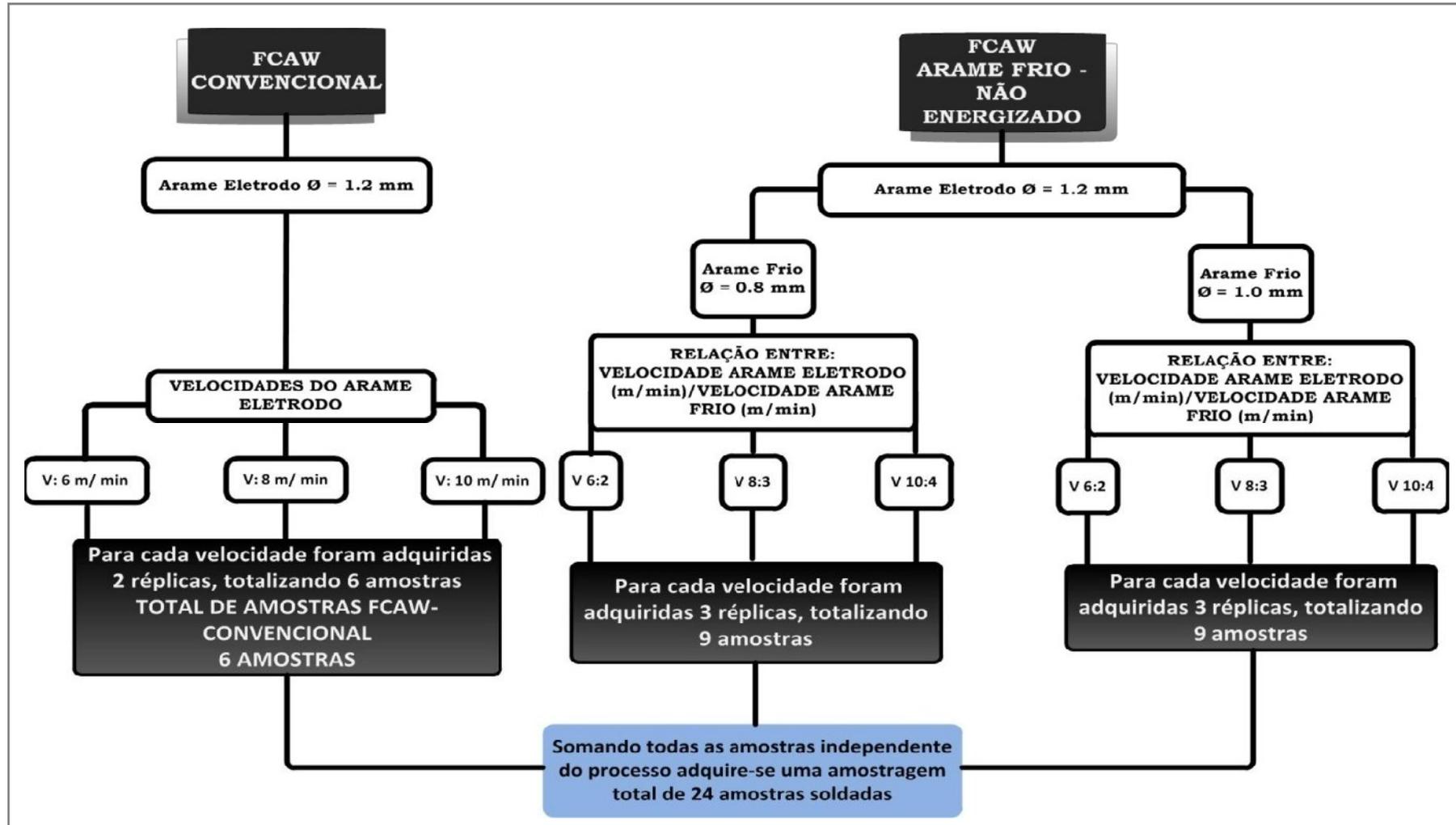
Entretanto, já para o processo FCAW-AF foram realizados dois momentos distintos de aquisição das amostras, o primeiro com adição de arame frio (classe AWS ER70S-6) de diâmetro de 0.8 mm (FCAW-A) e o segundo adicionando arame frio com 1.0 mm de diâmetro (FCAW-B), as variáveis de velocidade de alimentação de arame eletrodo foram as mesmas do modo convencional, sendo essas relacionadas às velocidades de alimentação de arame frio na seguinte proporção: 6/2, 8/3 e 10/4 m/min. Dessa maneira, as amostras foram obtidas em triplicata (03 amostras) para cada relação de velocidade, ou seja, adquiriu-se 9 amostras para cada diâmetro do arame frio acrescentado. Reveja o Fluxograma 3.2.

**Tabela 3.4 – Condições e Parâmetros de Soldagem**

<b>Condições Gerais de Soldagem</b>			
<b>Material</b>	<b>Geometria</b>	Chapas	
	<b>Espessura</b>	9,5 mm (3/8")	
	<b>Largura</b>	150 mm	
	<b>Comprimento</b>	300 mm	
<b>Parâmetros de Soldagem</b>	<b>Processos de Soldagem</b>	FCAW Convencional	
		FCAW - AF	
	<b>Posição de Soldagem</b>	Plana	
	<b>Modo de Operação</b>	Semiautomático	
	<b>Corrente</b>	Média 190 A	
	<b>Voltagem</b>	Média 30 V	
	<b>Polaridade</b>	Positiva	
	<b>Posição das Tochas</b>	Tandem	
	<b>Movimento da Tocha</b>	<i>Enchimento</i>	Empurrando
		<b>Raiz</b>	Empurrando
	<b>Gás de Proteção</b>	100 % CO <sub>2</sub>	
	<b>Vazão de Gás</b>	15 L/min	
	<b>Nº de Passes</b>	2 passes	
<b>Diâmetros dos Arames (Classificação)</b>	<i>Eletrodo (AWS E71T1)</i>	1,2 mm	
	<i>Não Energizado (AWS ER70S6)</i>	0,8 mm	
		1,0 mm	

Fonte: Autor (2011)

Fluxograma 3.2 – Organização da obtenção das amostras para os processos FCAW, FCAW-A e FCAW-B



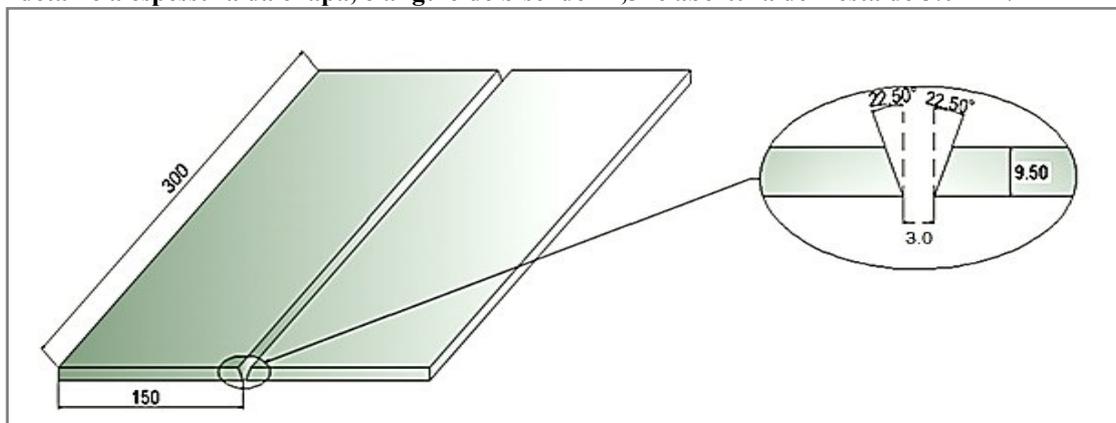
Fonte: Autor (2011)

Todos os parâmetros utilizados basearam-se em trabalhos anteriores e que foram adaptados na linha de produção, operando com a vazão de gás de proteção no valor de 15 L/min, e tensão e corrente ajustadas em 30 V e 190 A em média. Finalmente, o número de chapas soldadas, conforme os dois últimos fluxogramas foram adquiridas 24 réplicas no total, 6 operando no modo FCAW Convencional e 18 para o modo FCAW-AF.

É válido lembrar que a insistência de estudos sobre este processo recai sobre o aumento considerável da produtividade ocasionado pelo uso de dois arames concomitantemente, desde já afirmando que tal tecnologia já está disponível no mercado para outros processos de união de metais como o GMAW, e para o caso do processo FCAW é algo pouco explorado. Envolvendo essa perspectiva, diversos trabalhos já foram elaborados na Universidade Federal do Pará respaldando tal área de pesquisa, onde o maior foco refere-se a utilização do processo GMAW com a adição de arame frio.

Dentre os primeiros passos da soldagem das chapas encontram-se todos os arranjos necessários para que fosse possível ao final de tudo adquirir as peças soldadas. A primeira grande demanda de tempo ficou por conta da usinagem das chapas a serem soldadas, o que se deu de maneira simples, mas que requereu tempo até se obter uma quantidade de chapas suficientes para a conclusão do processo inicial de soldagem. Logo após a usinagem do ângulo de Bisel ( $22,5^\circ$ ) nas chapas para a formação do chanfro ( $45^\circ$ ) em V realizou-se o ponteamto e a colocação dos chamados cachorros, a fim de se obter um cordão de solda com condições mais estáveis. A abertura de raiz foi ajustada de 3,0 mm para 2,4 mm, devido às necessidades de campo, de acordo com a Figura 3.5.

**Figura 3.5 – Disposição das chapas prontas para serem soldadas nas medidas de 300 x 300 x 9,5 mm; no detalhe a espessura da chapa, o ângulo de bisel de  $22,5^\circ$  e abertura de fresta de 3,0 mm.**



Fonte: Silva (2010)

A soldagem propriamente dita teve seu início a partir dos ajustes durante os ensaios para a execução do passe de raiz, onde foi usado um arame tubular (AWS E71T-1) idêntico ao do processo convencional com diâmetro de 1,2 mm para todas as peças. Desde então, observou-se a possibilidade de otimização deste processo considerando não ser necessário aplicar o passe no reverso do cordão. Dessa forma, foi possível estabelecer parâmetros de soldagem que, de modo geral, se mostraram satisfatórios, ou seja, a solda apresentou homogeneidade, reforço mediano e a ausência de descontinuidades aparentes na aplicação do passe de raiz em uma única etapa, o que consolidou a decisão de reduzir a abertura de raiz citada anteriormente e também na determinação da velocidade de alimentação de arame em 8.5 m/min. Assim, restavam apenas os passes de enchimento do chanfro com as devidas variações de fatores e níveis dos ensaios propostos para o estudo.

A próxima sequência se resume à aplicação dos processos FCAW convencional e FCAW com adição de arame frio para o passe de enchimento. No caso do uso daquele processo, não houve nenhum imprevisto ou consideração que caracterizasse alguma anormalidade, ou seja, todas as deposições obtiveram êxito quanto ao resultado desejado. Já no caso deste processo, por se tratar de uma adaptação do processo FCAW tradicional, houveram alguns ajustes, entre estes vale apenas ressaltar a disposição do alimentador do arame frio. Por se tratar de um processo semiautomático, a sincronia entre os dois arames necessitou ser várias vezes testada a fim de se verificar as melhores condições. Em suma, a soldagem com arame frio foi efetuada no sentido empurrando com a entrada do arame frio a frente da poça de fusão, fazendo este um ângulo de  $50^\circ$  com o arame eletrodo. Como pode ser vista na Figura 3.6.

**Figura 3.6 – Disposição da tocha adaptada para o processo FCAW-AF. No detalhe o ângulo entre os arames eletrodo e frio e a direção de soldagem.**



Fonte: Silva (2010)

Depois de superadas as etapas de soldagem, como o passe de raiz e de enchimento fazendo-se uso do processo muitas vezes já citado, por hora, se estabelece a execução da análise do metal de solda através do exame visual e do ensaio por líquido penetrante a fim de se obter uma prévia das qualidades superficiais da região onde foram unidas as peças metálicas. Esta avaliação da sanidade prévia da junta soldada foi realizada, conforme a norma ASTM E165 logo após o resfriamento adequado. Assim que os resultados foram adquiridos, passa-se basicamente para a segunda etapa, já que os exames superficiais são muito breves e não requerem muita mão de obra.

### *3.5.1.2 Padronização das Amostras e os Ensaios*

Nesta seção são apresentados os métodos padronizados de obtenção dos corpos de prova para os ensaios mecânicos e análise da composição química. Os ensaios mecânicos responsáveis pelo fornecimento das informações que qualificam e quantificam as propriedades do metal de solda, objetivam um estudo comparativo entre a deposição usando o processo arame tubular convencional e o processo arame tubular com a alimentação adicional de um arame frio sem passagem de corrente elétrica foram executados em sequência, conforme saíram da usinagem. No entanto, a fim de se obter uma análise mais contundente

todos estes dados devem necessariamente ser confrontados com os resultados adquiridos nos ensaios metalográficos, onde se analisa os microconstituintes presentes no metal de solda e regiões para ambos os casos, seja no metal depositado por meio do processo FCAW simples ou pelo FCAW-AF. Em ambas as situações, existem determinados microcomponentes que afetam diretamente as qualidades químico-mecânicas, o que podem favorecer tais características como empobrecê-las.

Ordenadamente se está habituado realizar primeiramente os ensaios mecânicos e logo a seguir adquirir as imagens do ensaio metalográfico. Dessa forma, o método de escolha para a realização dos ensaios mecânicos baseou-se na repetitividade de cada medição característica, o que confere maior credibilidade aos resultados. A Tabela 3.5 dispõe o planejamento da quantidade de corpos de provas que foram retirados para os ensaios mecânicos e de análise da composição química.

**Tabela 3.5 – Relação do número total de ensaios realizados considerando as variáveis: velocidade de alimentação e diâmetro do arame.**

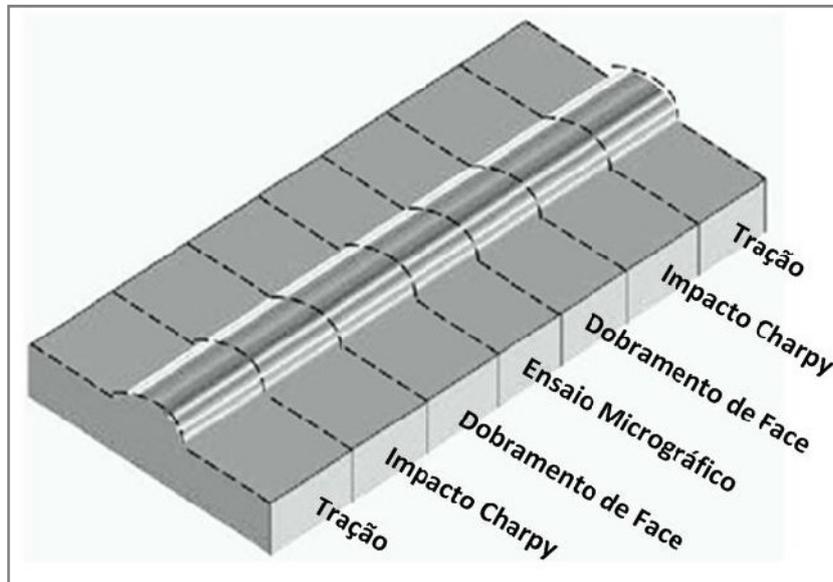
<b>Tipo de Ensaio</b>	<b>Nº Réplicas</b>	<b>Total de Amostras Variando Velocidade de Alimentação e Diâmetro do Arame</b>	<b>Subtotal</b>
<b>Dobramento</b>	4	9	36
<b>Tração</b>	4	9	36
<b>Impacto Tipo Charpy V</b>	6	9	54
<b>Microdureza</b>	3	9	27
<b>Metalografia</b>	3	9	27
<b>Total</b>			<b>176</b>

Fonte: FBTS (2007)

As devidas posições de retirada dos corpos de prova das chapas teste ocorreram de forma normalizada segundo a ASME Seção IX (FBTS, 2v, p.12, 2007), o que tenta-se repassar a garantia de que as amostras não obedeceram a uma representação tendenciosa de seus elementos, indicada pela aleatoriedade da forma de como foram escolhidas e retiradas de uma amostragem global. Um esquema que possa representar a ideia do texto acima é mostrado na Figura 3.7. Vale salientar que existem algumas contestações quanto a utilização de corpos de prova retirados do início das chapas soldadas, no entanto, visando a confiabilidade do processo de soldagem às chapas que foram unidas se utilizou o artifício conhecido como “orelha”, empregado para que o arco de soldagem iniciasse antes de começar a junção das peças, visando dessa forma a estabilidade do processo, o que confere um respaldo quanto a esta tomada de decisão. Já as práticas normalizadas para a realização dos

ensaios mecânicos, a metalografia e a análise da composição química dos metais serão discutidos nos itens adiante.

**Figura 3.7 – Disposição da retirada dos corpos de prova para os ensaios mecânicos e metalografia**



Fonte: FBTS (2007)

- **Análise da composição química**

Para constatar os percentuais dos componentes no material foram realizadas as análises químicas do metal de base. Os resultados destes exames foram determinados por espectrometria ótica, que tem por princípio a queima localizada do material a ser analisado, e este libera um gás o qual processado corresponde a sinais que pode ser interpretados como a composição química ou elementos presentes do material metálico, dados em percentagem, informando também o carbono equivalente. Foram realizadas três (03) queimas em cada amostra, e retirada a média dos valores encontrados.

- **Ensaio Metalográfico – Análise Microestrutura**

Nesta etapa da avaliação da junta soldada, procurou-se relacionar as propriedades mecânicas com a estrutura metalúrgica e a sua composição química, mediante uma análise do aspecto microscópico.

Cada amostra foi lixada em uma máquina de polimento, utilizando lixas d'água com granulometria de 80, 100, 220, 320, 400, 600, 1200, fazendo uma mudança na direção de

lixamento de 90° ao mudar para uma lixa de menor granulometria, exercendo uma pressão mínima necessária. Finalmente as superfícies foram polidas de maneira semiautomática utilizando pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ .

As amostras polidas foram atacadas com uma solução de Nital 2% por 20 segundos, secas com ar quente e posteriormente se obtiveram as imagens destas superfícies mediante um panorama prévio da superfície com resolução de 100X, 200X e 500X.

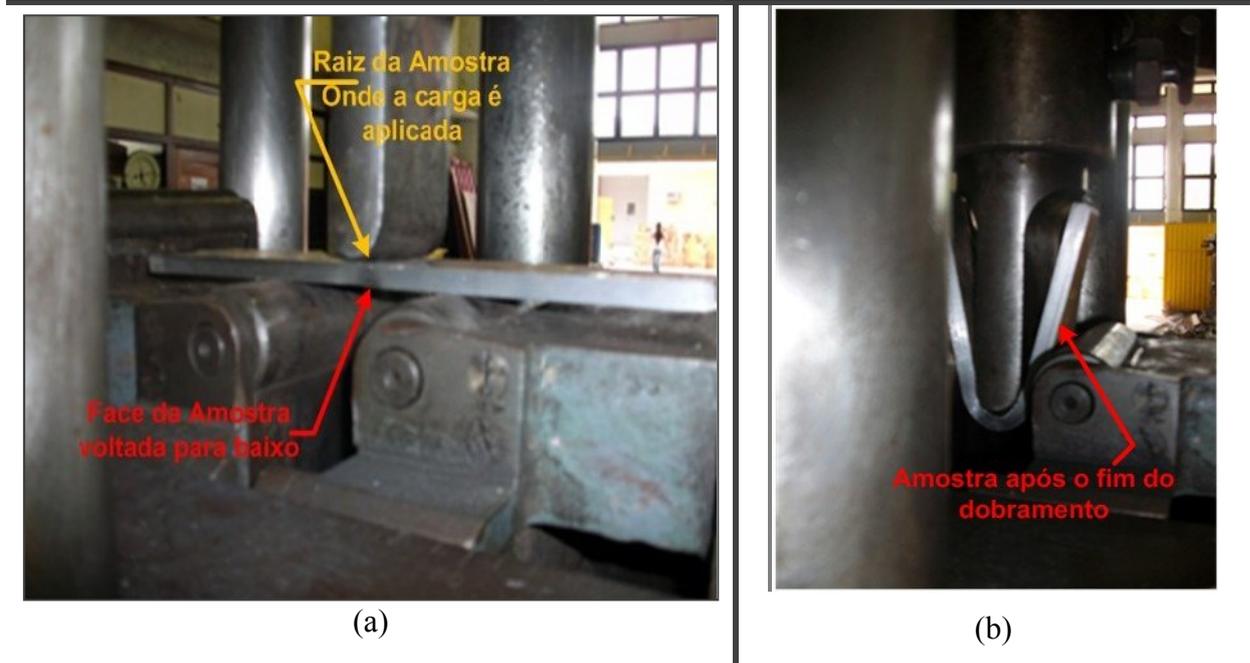
Nesta etapa deve se avaliar a microestrutura de todas as regiões da junta soldada, havendo um maior interesse na região da ZTA e metal de solda. Observando as possíveis formas microestruturais adquiridas sujeitando-as às comparações com as imagens micrográficas padrões do Metals Handbook ou do IIW.

- **Ensaio de Dobramento Transversal de Face**

De acordo com norma ASTM E190 (2003), para este ensaio a solda deve permanecer transversal ao eixo longitudinal da amostra, e para o dobramento transversal de face, a superfície onde ficava o reforço da solda é dobrada de modo que esta superfície fique na forma convexa da amostra dobrada. Quando o teste é conduzido como um critério de aceitação, o tamanho de trinca admissível deve ser especificado pelo código ou especificações que exigem o teste. Para o caso do teste ser realizado para fins informativos, um relatório do tamanho e da localização de todas as fissuras visíveis a nu olho são relatadas.

Este ensaio prevê a utilização de corpos de prova, onde a solda deve ser aplainada estando na mesma linha da espessura da chapa, com a retirada do reforço e da raiz da região soldada (Figura 3.8 a). O ensaio inicia com a aplicação e uma carga gradativa por um cutelo de raio 38 mm bem no centro da amostra até a mesma atingir o ângulo de 180° (ou próximo) (Figura 3.8b) . Em caso de amostras romperem antes de atingir tal ângulo e as fissuras apresentarem aberturas maiores que 1,5 mm o ensaio deve ser interrompido como prediz o método padrão do teste.

Figura 3.8 – (a) Disposição da amostra no início do ensaio de dobramento; (b) Condição da amostra após a aplicação da carga.



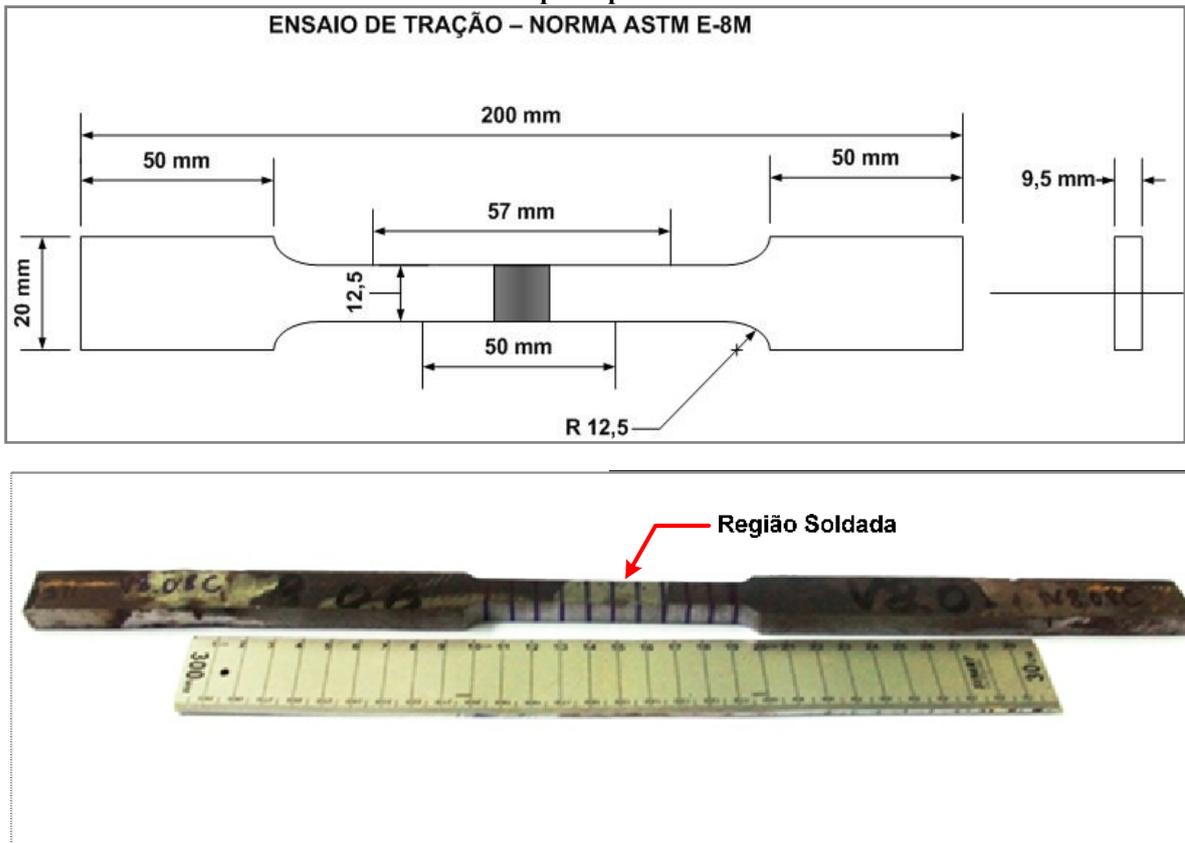
Fonte: Autor (2011)

- **Ensaio de Tração**

Este ensaio é o mais utilizado na indústria de componentes mecânicos, consequência das informações fornecidas que são dados inteiramente quantitativos segundo afirma Garcia, Spim e dos Santos (2000). De onde se destacam: limite de resistência à tração, limite de escoamento, módulo de elasticidade, módulo de resiliência, módulo de tenacidade, ductilidade, coeficiente de encruamento e coeficiente de resistência.

Todos estes dados são resultados da aplicação de uma carga de tração uniaxial crescente em um corpo de prova específico, neste caso, este possui seção transversal retangular, conforme a Figura 3.9. A norma para realização deste ensaio foi a ASTM E8 – 00b, que esclarece as condições padrões para o ensaio otimizado. As dimensões do corpo de prova foram:

**Figura 3.9 – Corpo de prova do ensaio de tração (a) Representação esquemática com as medidas. (b) Corpo de prova real**

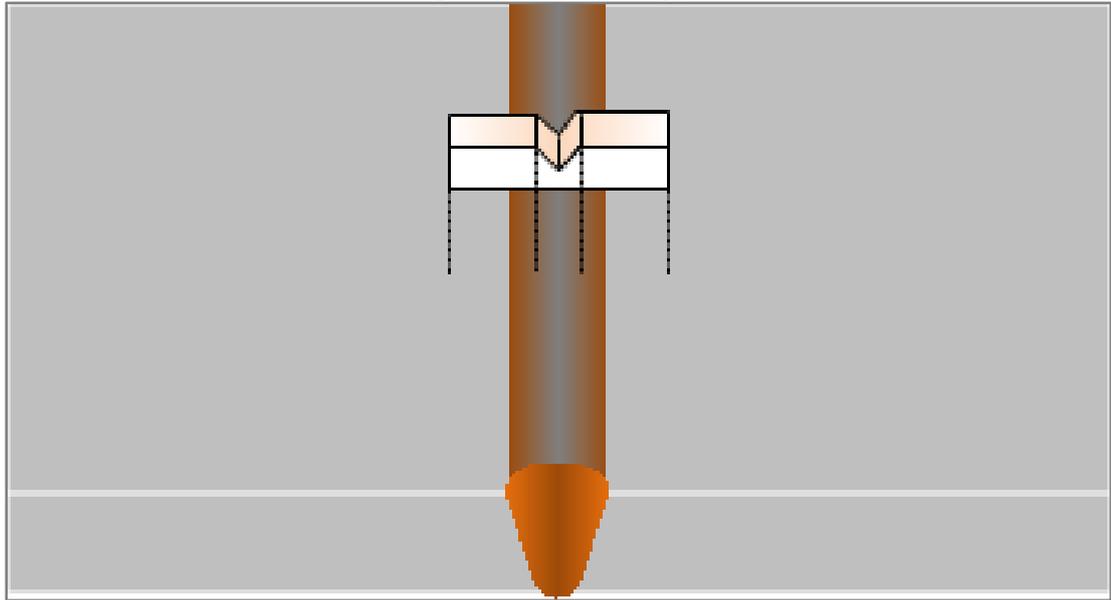


Fonte: ASTM E8 – 00b (2000)

- **Ensaio de Impacto Charpy (entalhe tipo V)**

Este ensaio prevê o estudo da tenacidade ao impacto do material. O método usado é o Charpy usando entalhe de geometria tipo V. A norma padrão deste ensaio é a ASTM E-23. A retirada dos corpos de prova, em caso de soldas, demanda certa habilidade até que se torne apto para ser ensaiado, visto que a orientação do corpo de prova é fundamental para se obter bons resultados. Este CP possui seção transversal quadrada de 10 mm de lado e comprimento de 55 mm. Todo o ensaio será realizado em temperatura ambiente como requer a norma, já que não será possível realizá-lo em outras temperaturas, afim de verificar as condições de transição do comportamento dúctil–frágil do material.

**Figura 3.10 – Representação esquemática da orientação de retiradas dos corpos de prova das juntas soldadas para o Ensaio Charpy**

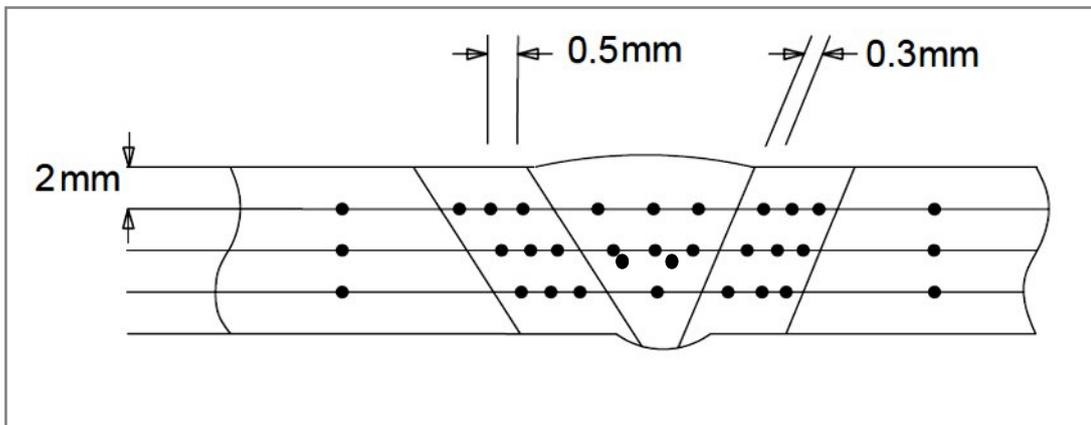


Fonte: Autor (2011)

- **Ensaio de Microdureza**

O método utilizado para medir as durezas das regiões que compõe a junta soldada (MB, ZTA, ZF) seguiram os procedimentos padrões normalmente utilizados. Iniciando-se com a limpeza e polimento da peça, logo a dureza do material foi medida a partir dos pontos planejados conforme a Figura 3.11, que é uma representação esquemática de onde seriam esses pontos. A carga inicial aplicada foi de 0,98 N durante 20 s. Os valores de dureza fornecidos são do tipo Vickers assim como o método Knoop, onde a norma da AWS (2007) afirma que este tipo de dureza é indicado para amostras de soldas passe simples ou multipasses, devido as dimensões das regiões analisadas e o tamanho do indentador.

Figura 3.11 – Representação esquemática da distribuição dos pontos onde foram medidos a dureza



Fonte: Autor (2011)

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Este capítulo trata da apresentação e discussão dos resultados de acordo com a metodologia proposta para o desenvolvimento do trabalho em estudo. A idéia principal que o concebeu está na proposição de se analisar os efeitos dos parâmetros de soldagem na junta soldada através dos comparativos entre as características mecânicas e as microestruturas presentes nas amostras para os processos FCAW convencional e FCAW- AF. Os resultados que tratam sobre a viabilidade do processo de soldagem utilizado foram abordados na dissertação de Silva (2010). Visando a continuidade da pesquisa, este trabalho segue o estudo da aplicação do processo de soldagem FCAW-AF cuidando da abordagem relacionada às análises de microestrutura, avaliando as fases presentes e as descontinuidades. Assim como, as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração, dobramento de face, impacto pelo método Charpy e microdureza da junta soldada.

### 4.1 PREPARAÇÃO E SOLDAGEM DAS PEÇAS

A etapa de soldagem das chapas para retirada dos corpos de prova para a análise química, para os ensaios mecânicos e metalográficos consistiu em uma fase que demandou tempo e empenho, mas que ao final possibilitou a aquisição de 24 amostras soldadas pelos processos FCAW convencional e com adição de arame frio.

De maneira geral, os parâmetros de soldagem podem ser observados resumidamente de acordo com a Tabela 4.1, aonde se dispõe as condições de operação em campo dos processos FCAW e FCAW-AF para os valores médios de corrente e tensão. A energia de soldagem é reflexo de como o processo se sucedeu. Os valores desta energia foram estimados considerando uma eficiência de deposição de 85% e velocidade de soldagem ( $v$  em mm/s) provém da relação tamanho da chapa soldada de 300 mm e o tempo gasto para completar a soldagem da mesma.

Segundo Silva (2010), a fácil visualização do aumento dos valores de corrente e tensão serem alterados pelo acréscimo sequencial da velocidade de alimentação de 6, 8 e 10 m/min pode ser vista como uma tendência natural, já que a fonte precisa equilibrar a potência do arco, para fundir uma quantidade maior de arame por unidade de tempo.

O valor da velocidade de alimentação de arame frio ( $\varnothing = 0.8$  mm) para a velocidade de 6 m/min do arame eletrodo (em destaque na Tabela 4.1), precisou ser ajustada ao longo da

soldagem, pois o valor desejado de 2 m/min, gerou muita instabilidade e um novo valor de 2,5 m/min forneceu melhores condições de operação.

Tabela 4.1 – Parâmetros de soldagem (Média de valores: corrente e tensão).

Processo de Soldagem	Vel. Arame Eletrodo (m/min)	Vel. Arame Frio (m/min)	Parâmetros Obtidos		
			Im (A)	Um (V)	Energia de Soldagem (KJ/mm)
FCAW	6	-	131	28,6	7,655
	8	-	148	29,1	10,370
	10	-	163	31,0	14,175
FCAW-A	6	<b>2.5</b>	181	29,7	10,154
	8	3	242	28,5	14,656
	10	4	212	29,2	12,237
FCAW-B	6	2	165	28,1	9,383
	8	3	191	36,1	13,320
	10	4	226	34,6	14,770

Fonte: Autor (2011)

As investigações de Barroso (2006), Mendonça (2007) e Silva (2010) confirmam a utilização de valores de tensões altas para o arame eletrodo tubular, satisfazendo as exigências mínimas durante a aplicação da técnica FCAW com a adição do arame frio na proporção máxima de velocidade de alimentação de arames de 2:1 (eletrodo: frio), promovendo energia suficiente para coalescer o arame adicional na poça de fusão sem comprometer a qualidade superficial do cordão para os parâmetros pré-determinados.

O aumento gradativo da velocidade de alimentação de arame promoveu o acréscimo na corrente média do processo FCAW, assim como maior interação entre as forças atuantes no arco voltaico e da transferência de metal. Isto, certamente, se traduz nas causas mais prováveis da maior dispersão dos valores da tensão e da corrente de soldagem, observadas em relação às ocorridas para a menor velocidade do arame eletrodo, V6. No entanto, este fato não significa que ocorreu instabilidade de arco neste nível de velocidade do arame eletrodo. Apenas a corrente média da V8A, não se comportou como esperado, com o valor em torno de 245 A. Sendo esta, a maior média entre todas efetuadas. Como consequência, o mesmo nível de velocidade (V8A), obteve a menor média de tensão aproximadamente 28 V. Em consequência desses fatos, a energia de soldagem para V6 e V10 apresentaram aumento

gradativo em ambos os processos, sendo que para o V8 a instabilidade de I e V não permitiram que ocorresse o mesmo fato. Com isso, algumas alterações foram visivelmente apresentadas nos aspectos geométricos do cordão de solda, onde a qualidade do produto soldado relaciona-se à superfície da junta, sendo que neste caso o surgimento de salpicos (quentes) nas adjacências da união resultaram em uma menor taxa de deposição de metal fundido, porém estas variações não foram significativas para afetar a boa regularidade do cordão de solda quanto ao reforço e a homogeneidade do mesmo.

## 4.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Os dados fornecidos a partir da análise da composição química do metal de base podem ser vistos na Tabela 4.2. Estes valores desempenham comparativamente às respectivas concentrações do aço utilizado com a norma ASTM A 131 grau A do aço padronizado. Os resultados de composição química do metal de base apresentados, mostram que não há nenhuma anormalidade que comprometa o material, apesar de uma elevação percentual mínima de carbono (0,01% em peso) que é tolerável, mas que não influenciam os valores anulando sua autenticidade.

**Tabela 4.2 – Composição Química Determinada para o Aço ASTM A 131.**

Elemento Químico (%)									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V
0,2444	0,2272	0,7800	0,0129	0,0065	0,0244	0,0046	0,0105	0,0051	0,0010

Fonte: COPALA SA (2010)

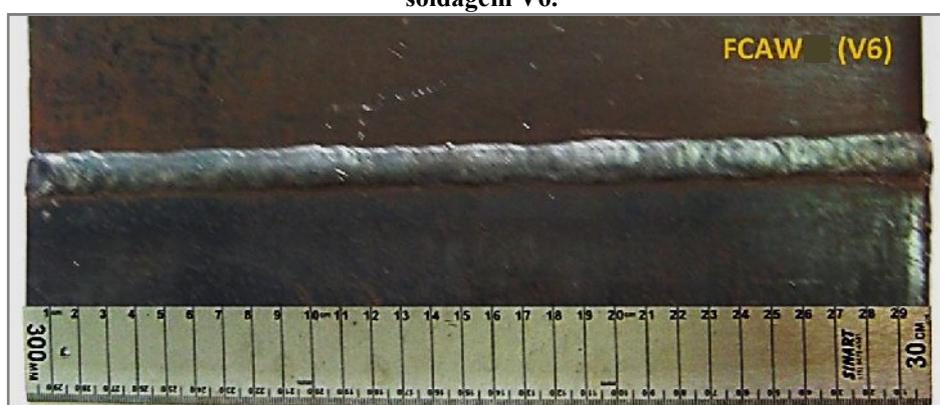
## 4.3 ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS

Os ensaios abordados neste item apresentaram resultados de simples aquisição e não requereram equipamentos complexos para efetuar o ensaio e nem para adquirir dados, apenas o uso de substâncias químicas (no caso do Ensaio de Líquido Penetrante). Segundo a FBTS (2007), a base destas práticas fundamentam-se na observação a olho nu ou com auxílio de lupa, bem como o uso de aparelhos ou instrumentos para inspeção remota, mas que podem fornecer resultados satisfatórios apesar das suas limitações apenas à superfície da junta soldada.

### 4.3.1 Ensaio Visual

Para o ensaio visual ou exame de sanidade superficial, os resultados de maneira geral apresentaram-se todos em conformidade com os padrões exigidos pela AWS B1.11 - Guia para Ensaio Visual de Soldas (2000). As Figuras 4.1, 4.2 e 4.3 representaram as amostras mais significativas para ilustrar as condições de soldagem usadas no modo FCAW convencional e FCAW-AF, na velocidade de 6 m/min.

**Figura 4.1 – Amostra do ensaio visual utilizando o processo FCAW convencional com parâmetros de soldagem V6.**



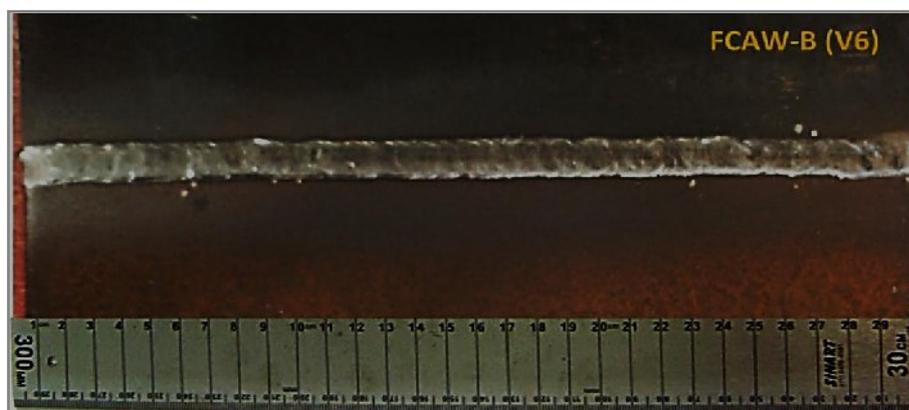
Fonte: Autor (2011)

**Figura 4.2 – Amostra do ensaio visual utilizando o processo FCAW-A com parâmetros de soldagem V6.**



Fonte: Autor (2011)

**Figura 4.3 – Amostra do ensaio visual utilizando o processo FCAW-B com parâmetros de soldagem V6.**



Fonte: Autor (2011)

De acordo com as Figuras 4.1; 4.2 e 4.3, pode-se afirmar que os cordões de solda estão de acordo com os padrões desejados quanto ao seu aspecto superficial e homogeneidade de largura e reforço para as três condições de velocidade V6 em todos os processos, FCAW e FCAW-AF. Alguns fatores favorecem para a formação de um cordão de solda com uma geometria mais regular ao longo do comprimento das chapas, além de não fornecer discontinuidades como trincas, falta de fusão, mordeduras, entre outros.

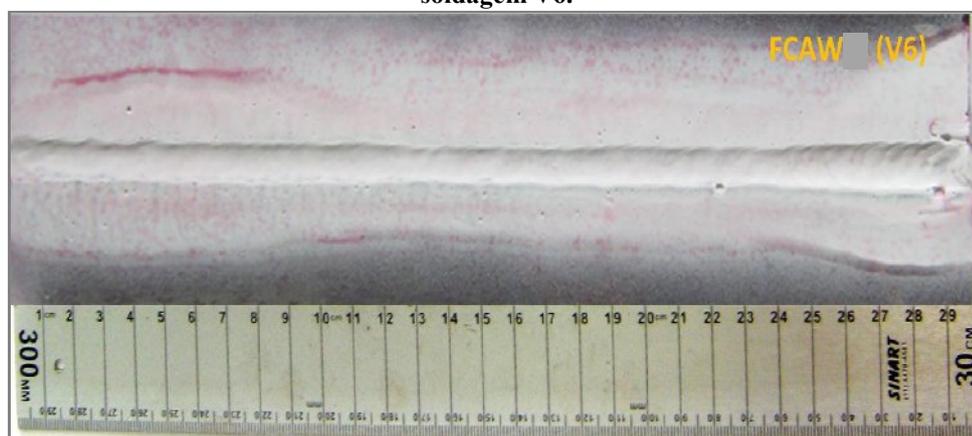
De maneira geral, os resultados da inspeção visual obtidos representaram, o bom funcionamento dos processos de soldagem, apesar de alguns momentos remotos de instabilidade, aonde houve apenas a necessidade de alguns ajustes simples. Entretanto, em discussões com o orientador, o mesmo descreve que a inclusão de um arame frio na atmosfera do arco voltaico e o aumento da velocidade de alimentação geram um aumento na largura, com redução no reforço e maior incidência de respingos, além de ser observado o desalinhamento do cordão e ondulações superficiais irregulares, provocadas possivelmente por procedimentos não otimizados de soldagem.

#### **4.3.2 Ensaio por Líquido Penetrante**

Apesar da simplicidade e limitações, o ensaio por líquido penetrante, é bastante usual para a detecção de discontinuidades superficiais. O padrão assumido para este ensaio é a ASTM E-165 norma padrão para examinação por líquido penetrante. Os resultados obtidos são parecidos com os do ensaio visual que compõe o item anterior. A sequência do ensaio teve seu início com a análise das amostras do processo FCAW e FCAW-AF para a velocidade as velocidades estudadas de 6, 8 e 10 m/min. Considerando a repetibilidade dos resultados as

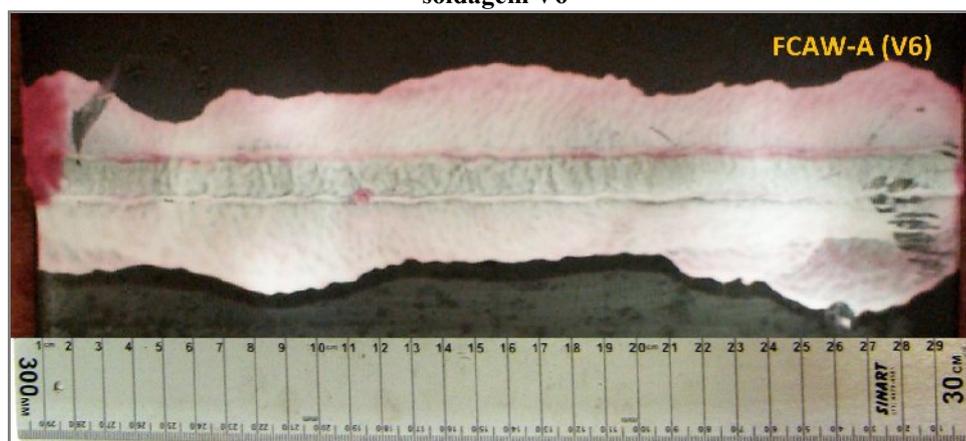
imagens são quase idênticas, por isso são apresentadas apenas as imagens do parâmetro V6 em ambos os processos de acordo com as Figuras 4.4, 4.5 e 4.6.

**Figura 4.4 – Amostra do ensaio por líquido penetrante utilizando o processo FCAW com parâmetros de soldagem V6.**



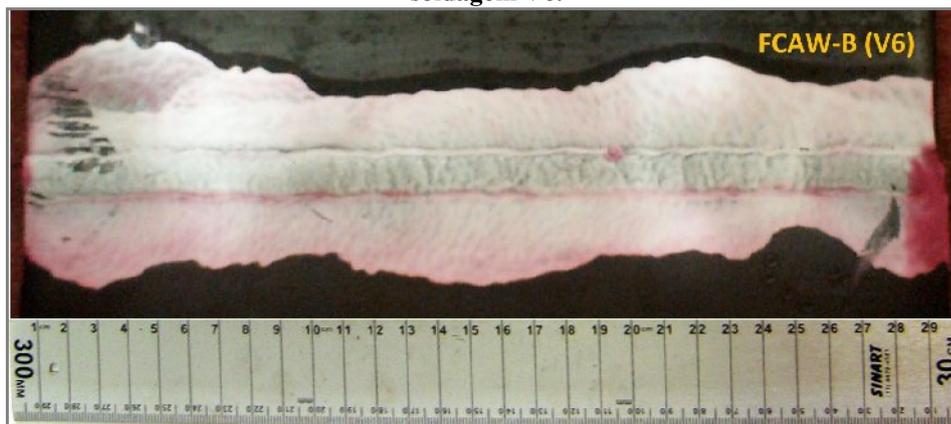
Fonte: Autor (2011)

**Figura 4.5 – Amostra do ensaio por líquido penetrante utilizando o processo FCAW-A com parâmetros de soldagem V6**



Fonte: Autor (2011)

**Figura 4.6 – Amostra do ensaio por líquido penetrante utilizando o processo FCAW-B com parâmetros de soldagem V6.**



Fonte: Autor (2011)

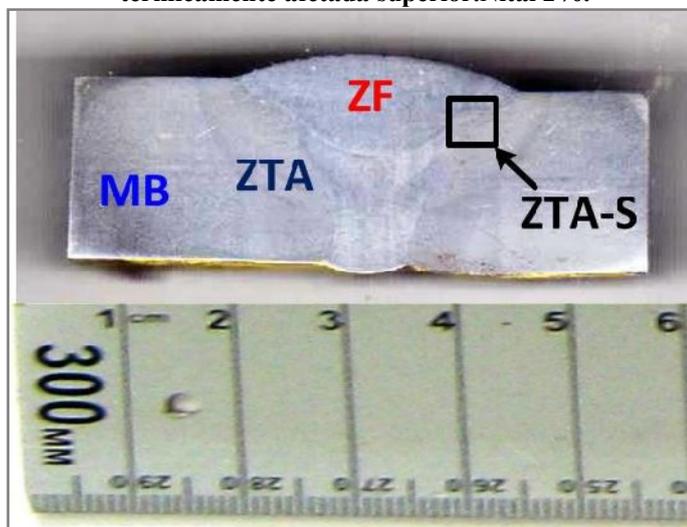
As imagens mostram claramente que os resultados dos ensaios foram muito bons, já que não são observadas descontinuidades por toda extensão do cordão de solda. Pode-se considerar como fatores que prevaleceram para que não houvesse descontinuidades, a otimização dos parâmetros de soldagem e o bom manuseio da tocha de soldagem pelo soldador.

#### 4.4 METALOGRAFIA - ANÁLISE MICROGRÁFICA QUALITATIVA

O estudo micrográfico proposto visa à identificação das microestruturas presentes e suas características, além de identificar a presença de descontinuidades. Os principais fatores que afetam a microestrutura de uma junta soldada segundo Bhadeshia e Svensson (1993) são: a composição química do metal de solda; a taxa de resfriamento entre 800 e 500° C ( $\Delta T_{800-500}$ ); o percentual de oxigênio e o tamanho de grão austenítico.

Basicamente as micrografias das regiões da junta soldada foram as mesmas convencionalmente estudadas: MB (Metal de Base), ZTA (Zona Termicamente Afetada) e a ZF (Zona Fundida), sendo que os pontos do MB e da ZTA são quase idênticos quanto às morfologias microestruturais encontradas para este tipo de material. Mesmo desconsiderando a simetria da peça, os resultados serão similares, efetuando análises no lado direito ou esquerdo da amostra. Na Figura 4.7 é apresentada uma amostra com as três regiões de onde foram retiradas as imagens juntamente com mais uma região (ZTA-S – Zona Termicamente Afetada Superior) em que foram encontradas subestruturas que merecem destaque, por isso vale ressaltar neste estudo, já que durante o ataque com reagente químico, esta zona oxidava mais rapidamente que as outras, afetando no tempo de ataque entre o metal e o reagente.

**Figura 4.7 – Macroestrutura que identifica as regiões de onde foram realizadas as micrografias: MB – metal de base; ZTA – Zona termicamente afetada; ZF – Zona fundida e em especial a ZTA-S – Zona termicamente afetada superior. Nital 2%.**



Fonte: Autor (2011)

As imagens mostram que as microestruturas mais elementares estão presentes no metal de base, o aço ASTM A131 grau A (com 0,23% de C em peso), devido à sua composição química contendo baixos teores de elementos de liga. A Figura 4.8 mostra, em dois aumentos 100X e 500X o ataque com Nital (2%), as microestruturas que compõem predominantemente o metal de base que são compostas basicamente de uma matriz ferrítica (cor clara) com ilhas de perlita (cor escura).

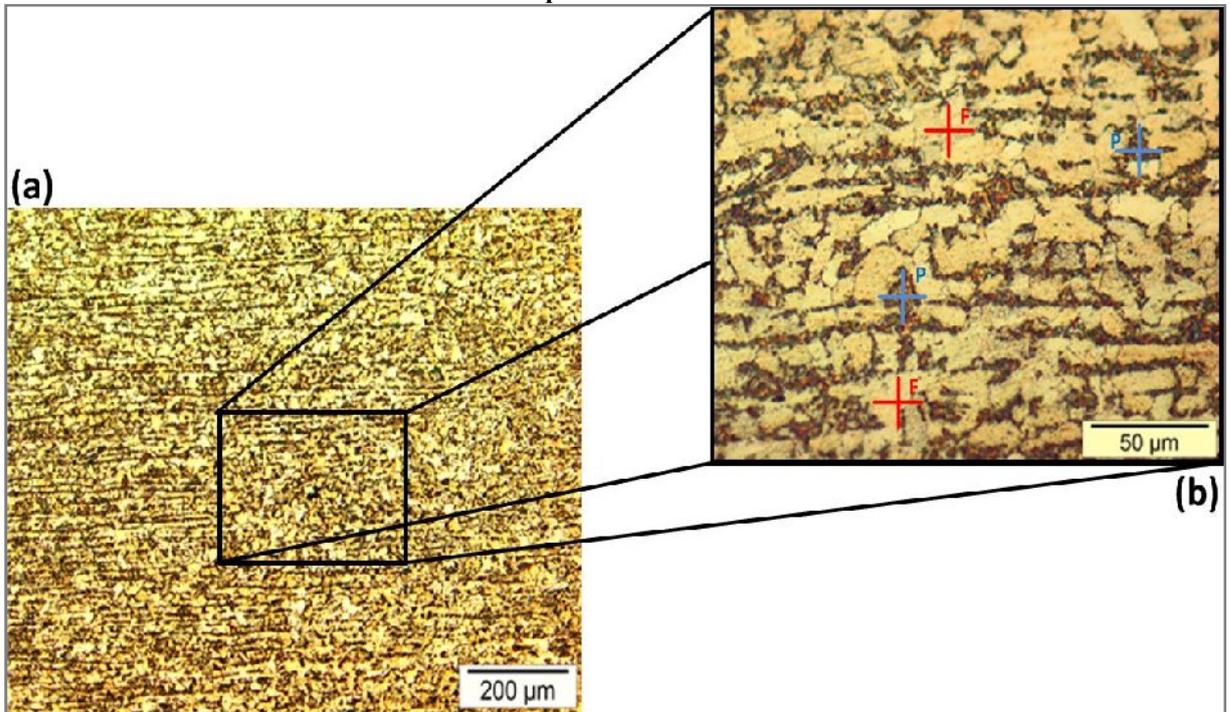
A outra região estudada é a zona termicamente afetada (ZTA) que obteve comportamento similar ao mostrado no metal de base, quanto a variabilidade das fases presentes indicando quase uma constante nos microconstituintes visualizados. Sem um maior aprofundamento em sua análise, pode-se dizer que sua estrutura é basicamente formada por estruturas similares entre várias ZTAs diferentes, independente do processo de soldagem aplicado. Na Figura 4.9, três imagens da região da ZTA representam dois processos diferentes FCAW e FCAW-AF para a mesma velocidade do arame eletrodo V6, de onde se pode constatar a similaridade entre as imagens (a), (b) e (c). A análise desta região da junta soldada quanto a identificação de sua microestrutura é utilizada quando se pretende avaliar a soldabilidade de um aço, o que não é a intenção deste trabalho, já que é um estudo complexo e polêmico pela exigência de maiores cuidados como afirmam Reis Sobrinho e Alcântara (2007). As taxas de resfriamento, quando muito elevadas, proporcionam microconstituintes que se formam em baixas temperaturas pela rapidez da reação, produzindo fases

microestruturais de alta dureza. Por outro lado, taxas muito lentas conduzem à formação de estruturas ferríticas grosseiras e frágeis, principalmente na região de grãos grosseiros da ZTA. Em certos aços de baixa liga e baixo carbono, altas velocidades de resfriamento podem gerar uma ZTA mais tenaz, propiciando à formação de bainita superior e processos de alta energia de soldagem tendem a gerar esta região excessivamente grosseira de baixa tenacidade como afirma Lancaster (1980).

O metal de solda ou a zona fundida (ZF) é basicamente a região das reações microestruturais mais importantes, haja vista que este metal constitui-se em um material novo produzido pela mistura dos metais do arame (ou dos arames, no caso do FCAW-AF) diluindo o metal de base. Devido à presença de elementos químicos diversos e os seus respectivos percentuais, dependendo das taxas de resfriamento do metal fundido, as estruturas tendem a formar mecanismos de formação da ferrita em modos complexos e diversificados morfologicamente, proporcionando microestruturas favoráveis às propriedades mecânicas do material (Colpaert, 2008). Reis Sobrinho e Alcântara (2007) reiteram afirmando que o efeito das curvas de resfriamento a partir dos ciclos térmicos mostra que a microestrutura produzida independente do tipo de aço depende da sua composição química e da taxa de resfriamento.

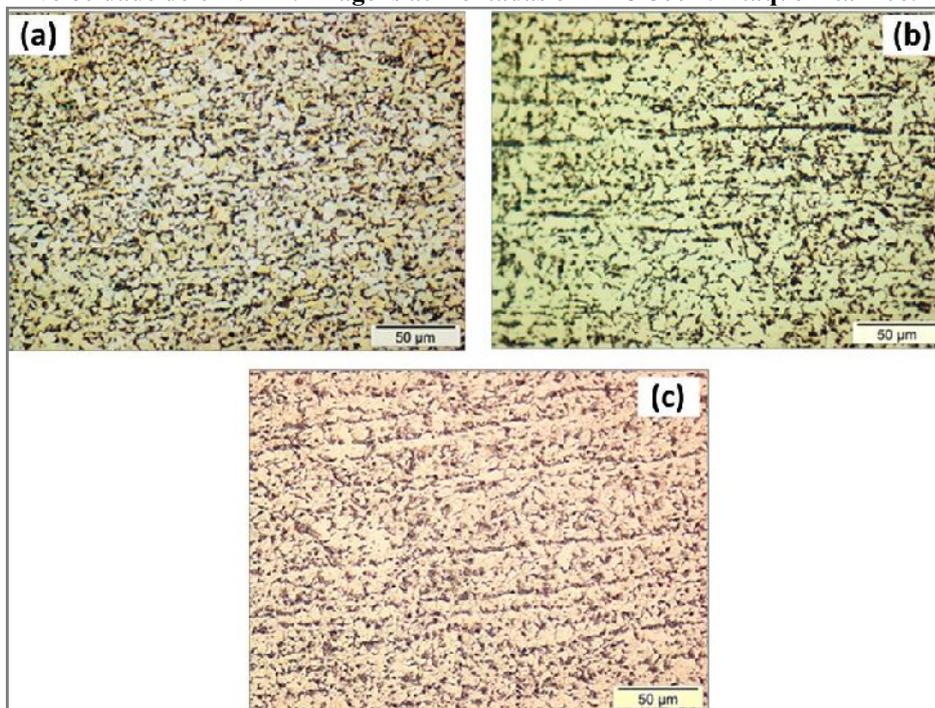
As Figuras 4.10 e 4.11 apresentam as microestruturas de uma região da zona fundida, onde foi aplicado o processo FCAW convencional na velocidade de 6 m/min e 10 m/min. Na Figura 4.10 podem ser observadas algumas variações de ferrita presente no metal, como Ferrita Primária - (PF), Ferrita de Contorno de Grão – PF(G) e alguns Agregados de Ferrita com Carbetos - (FC), justificando uma diversidade de tipos de ferrita. A presença de ferrita acicular (AF), também pode ser observada. A Figura 4.11, dispõe de PF e FC de características similares a Figura 4.10, devido o material apresentar os mesmos percentuais químicos, já que se alterou apenas a velocidade de soldagem de 6 para 10 m/min, permanecendo o percentual químico do arame constante. Pode-se afirmar que a microestrutura mais desejada no metal de solda é a ferrita acicular, pois esta aumenta consideravelmente a tenacidade do metal (Kuo, 2003). A fim de se obter a presença de ferrita acicular no metal de solda Osoien (1996) estima uma quantidade ótima de oxigênio no metal, sem que este gere possíveis porosidades na solda.

Figura 4.8 - Micrografia do metal de base ASTM A131 Grau A, predominando grãos equiaxiais de ferrita (F) com regiões isoladas de perlita (P). a) Aumento de 100X e b) detalhe da imagem com aumento de 500X. Ataque nital 2%. Em MO.



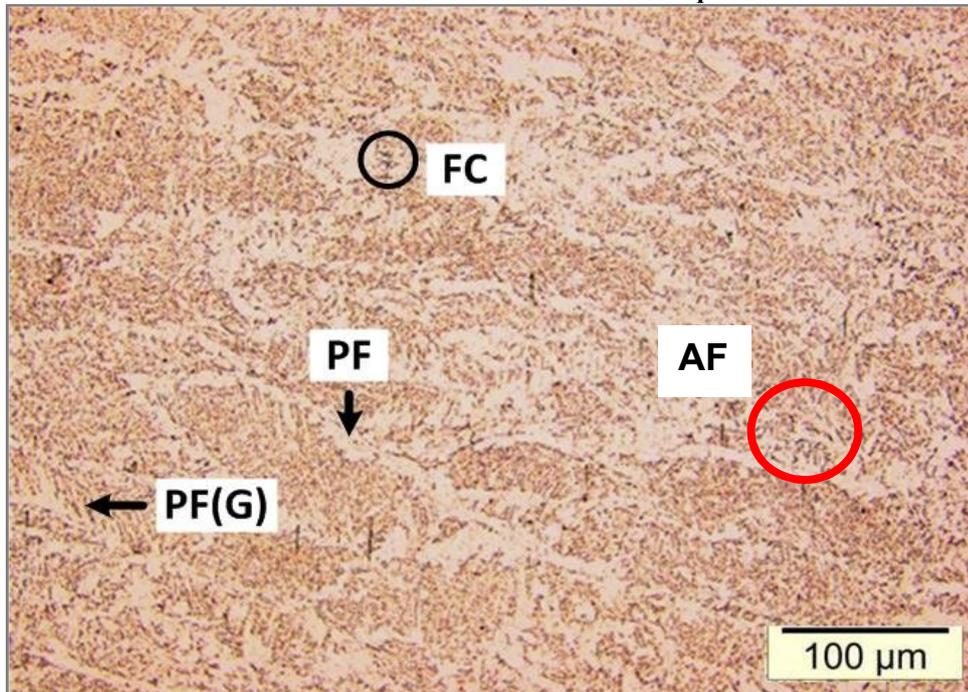
Fonte: Autor (2011)

Figura 4.9 – Micrografias das ZTAs utilizando os processos: (a) FCAW, (b) FCAW-A e FCAW-B para a velocidade de 6 m/min. Imagens aumentadas em MO 500X. Ataque nital 2%.



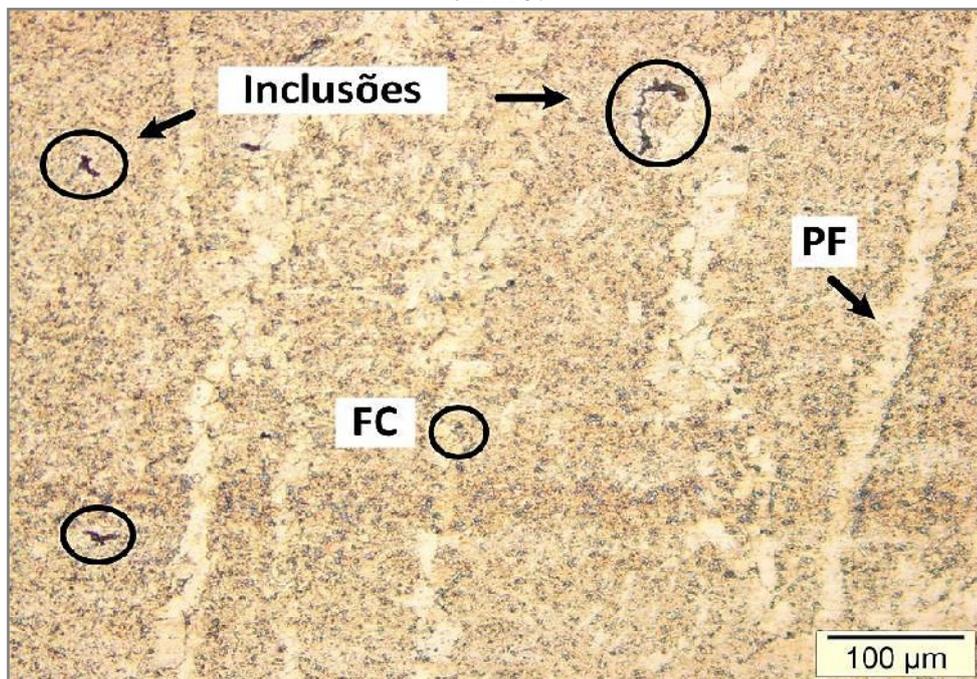
Fonte: Autor (2011)

Figura 4.10 – Microestrutura da ZF usando o processo FCAW com velocidade V6, indicando a presença de Ferrita Primária – PF; Ferrita de Contorno de Grão – PF(G), Ferrita Acicular (AF) e Agregados de Ferrita e Carbeto – FC. Aumento de 200X em MO. Ataque nital 2%.



Fonte: Autor (2011)

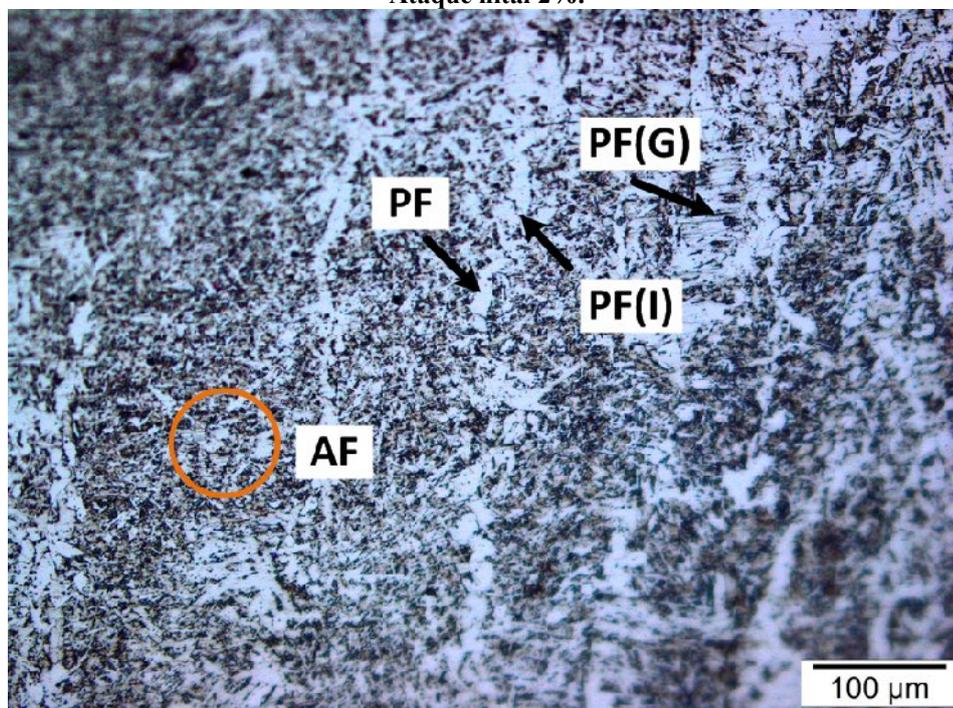
Figura 4.11 – Microestrutura da ZF usando o processo FCAW com velocidade V10, indicando a presença de Ferrita Primária – PF e Agregados de Ferrita e Carbeto – FC. E algumas inclusões. Aumento de 200X em MO.



Fonte: Autor (2011)

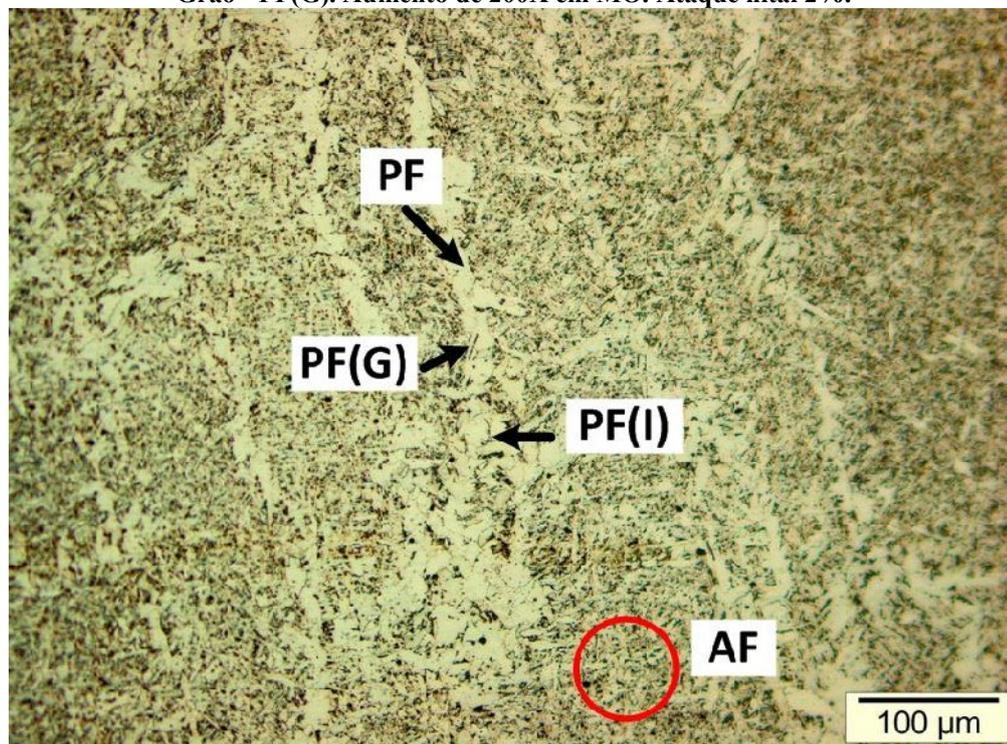
Para verificar as subestruturas encontradas nos metais de solda onde foram empregados o processo com adição de arame frio (FCAW-AF), foram analisadas todas as peças, mesmo as amostras do FCAW-A que poderiam ser descartadas pelas condições propostas pela AWS pela ocasião da presença de macroinclusões em todas as amostras utilizando este procedimento de soldagem, mas que devido aos resultados obtidos durante os ensaios mecânicos continuaram sendo estudadas. As Figuras 4.12 e 4.13 objetivam mostrar quais as possíveis semelhanças ou diferenças entre os microconstituintes da ZF que estes metais de solda proporcionaram entre as velocidades de 6 e 8m/min adicionando arame frio de 1.0 mm de diâmetro. A escolha destas amostras ocorre, devido as melhores condições de processo de soldagem, segundo Silva (2010). Ambas as Figuras 4.12 e 4.13 apresentaram similaridade quanto à morfologia geral. Algumas microestruturas não apresentadas nas amostras do FCAW estão presentes na forma de Ferrita Acicular (AF), Ferrita Primária Intergranular – PF(I), além da presença de Carbonetos de Ferro (FC).

**Figura 4.12 - Microestrutura da ZF usando o processo FCAW-B com velocidade V6, indicando a presença de Ferrita Primária – PF, Agregados de Ferrita e Carbetos – FC, Ferrita Intergranular - PF(I), Ferrita de Contorno de Grão - PF(G) e Ferrita Acicular (AF). E algumas inclusões. Aumento de 200X em MO. Ataque nital 2%.**



Fonte: Autor (2011)

**Figura 4.13 - Microestrutura da ZF usando o processo FCAW-B com velocidade V8, indicando a presença de Ferrita Primária - PF, Ferrita Intergranular - PF(I), Ferrita Acicular (AF) e Ferrita de Contorno de Grão - PF(G). Aumento de 200X em MO. Ataque nital 2%.**

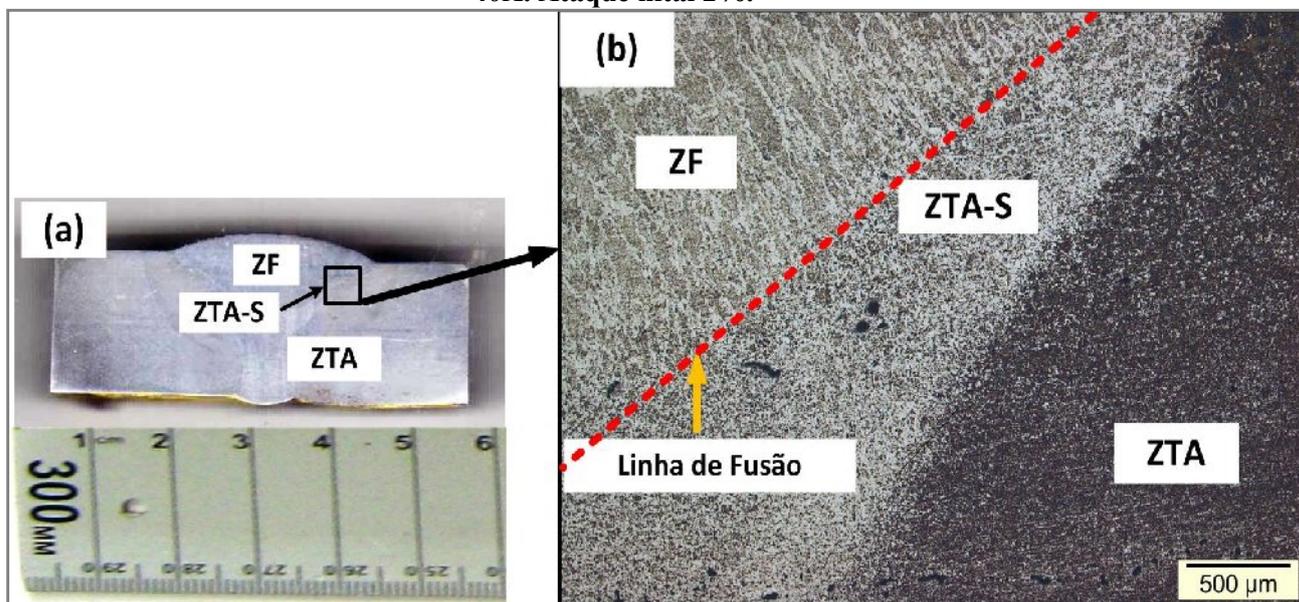


Fonte: Autor (2011)

Portanto, além das microestruturas costumeiramente encontradas independentemente do processo de soldagem que podem ser confirmadas nos trabalhos de Medonça (2007), Sanches (2007), Lobato (2010) e Silva (2010) que podem confirmar a repetitividade dos resultados já que são quase os mesmos metais de solda produzidos, diferentes apenas nos percentuais de elementos e no ciclo térmico. Dessa forma, visando de certa forma um trabalho investigativo, foi realizado uma análise panorâmica com o microscópio e constatou-se a presença de uma região junto à linha de fusão com formas microestruturais diferenciadas.

A Figura 4.14 (a) mostra a seção transversal da junta soldada de uma amostra aleatória, identificando as macrorregiões. No detalhe, Figura 4.14 (b), busca a visualização das macrorregiões, destacando a ZTA-S e as regiões adjacentes separadas pela linha de fusão. Resumidamente, a ZTA-S é formada por grãos grosseiros de perlita (P) (cor escura) contornando uma rede de ferritas primárias e secundárias, sendo estas nas formas de ferrita alotriomórfica e de Widmanstätten (ripas e placas).

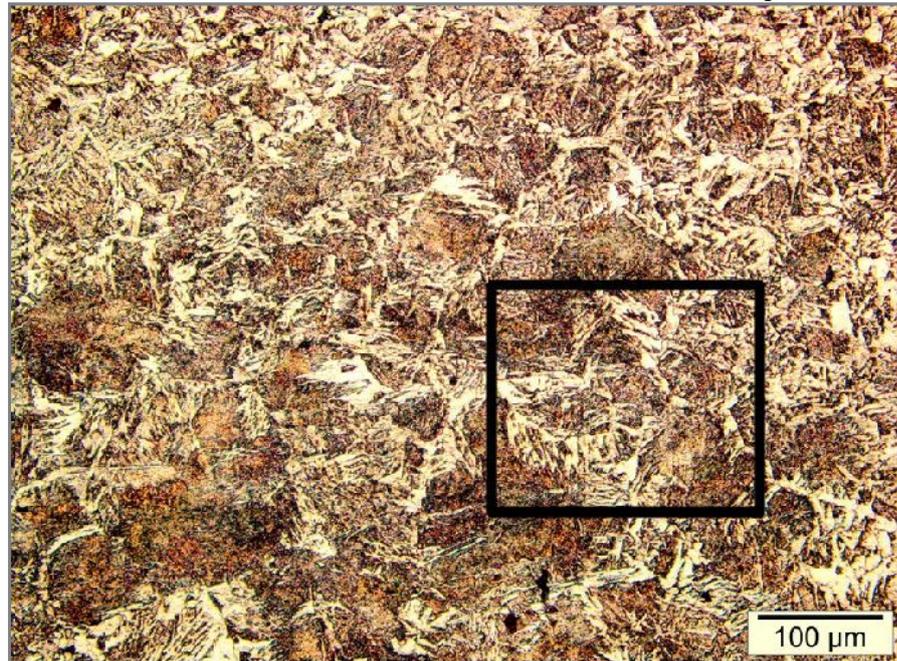
**Figura 4.14 – Esquema para Identificação da ZTA-S: (a) Seção Transversal do Cordão de Solda para Localização da ZTA-S; (b) Separação das Três Regiões: ZF – Zona Fundida, ZTA-S – Zona Termicamente Afetada - Superior e ZTA – Zona Termicamente Afetada em aumento de 40X. Ataque nital 2%.**



Fonte: Autor (2011)

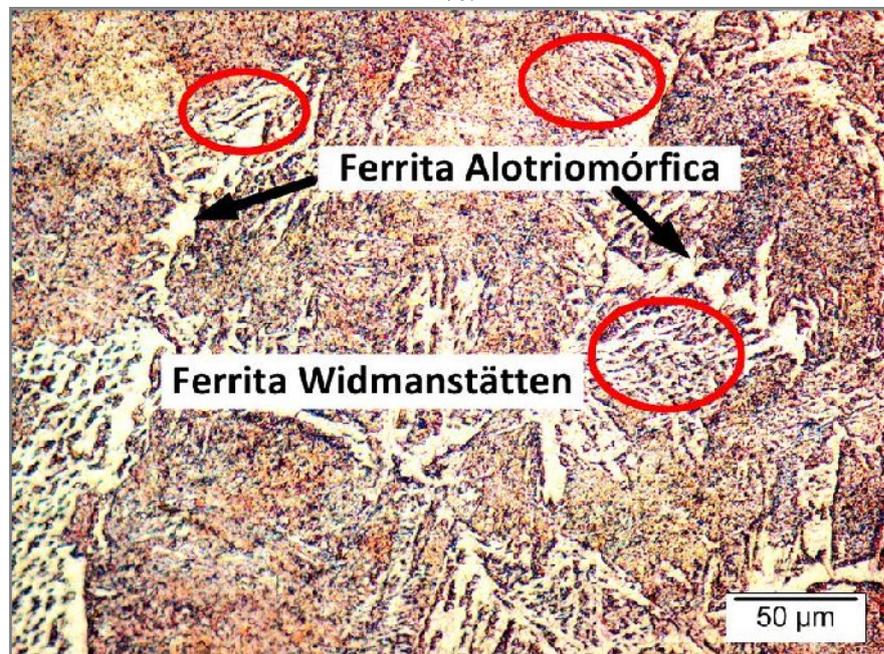
As Figuras 4.15 e 4.16 mostram uma área da ZTA-S em 200X e 500X em uma amostra do FCAW, ressaltando a diversidade de microestruturas encontradas, diferentes das fases verificadas nas três regiões convencionalmente estudadas, MB, ZTA e ZF. A área destacada da Figura 4.15 corresponde a região da Figura 4.16. Onde, entre as fases que merecem destaque, estão as presenças de ferrita alotriomórfica e ferrita de Widmanstätten, sendo que esta se encontra em estágio de desenvolvimento, estando em forma não muito bem definida. No entanto, as Figuras 4.17 a 4.18 representam as imagens do FCAW-AF, estando ambas nos mesmos aumentos de 200X e 500X. As fases presentes são similares às encontradas nas amostras do FCAW, sendo que as ferritas de Widmanstätten estão melhores definidas quanto a sua forma característica de ripas e placas.

Figura 4.15 – Micrografia da região ZTA-S de uma amostra do FCAW. Visualização prévia das microestruturas diferenciadas com aumento de 200X em MO. Ataque nital 2%.



Fonte: Autor (2011)

Figura 4.16 - Micrografia da ZTA-S de uma amostra do FCAW. Em destaque a Identificação das Fases Presentes: Ferrita Alotriomórfica e Ferrita de Widmanstätten. Aumento de 500X em MO. Ataque nital 2%.



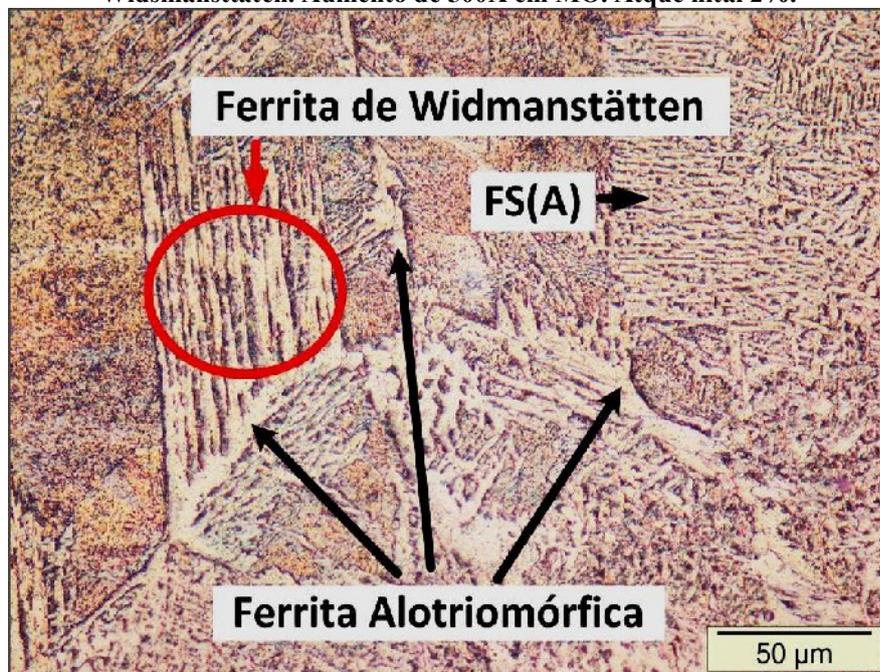
Fonte: Autor (2011)

**Figura 4.17 – Micrografia da região ZTA-S do FCAW-AF. Visualização prévia das microestruturas diferenciadas com aumento de 200X em MO. Ataque nital 2%.**



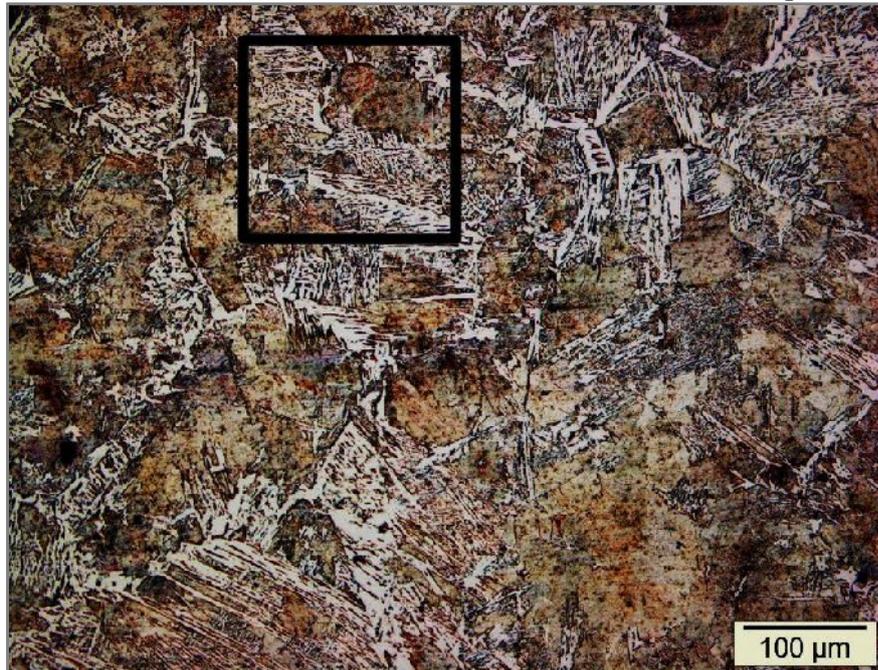
Fonte: Autor (2011)

**Figura 4.18 – Micrografia da ZTA-S de uma amostra FCAW-AF. Em destaque a Identificação das Fases Presentes: Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS(A); Ferrita Alotriomórfica e Ferrita de Widmanstätten. Aumento de 500X em MO. Atque nital 2%.**



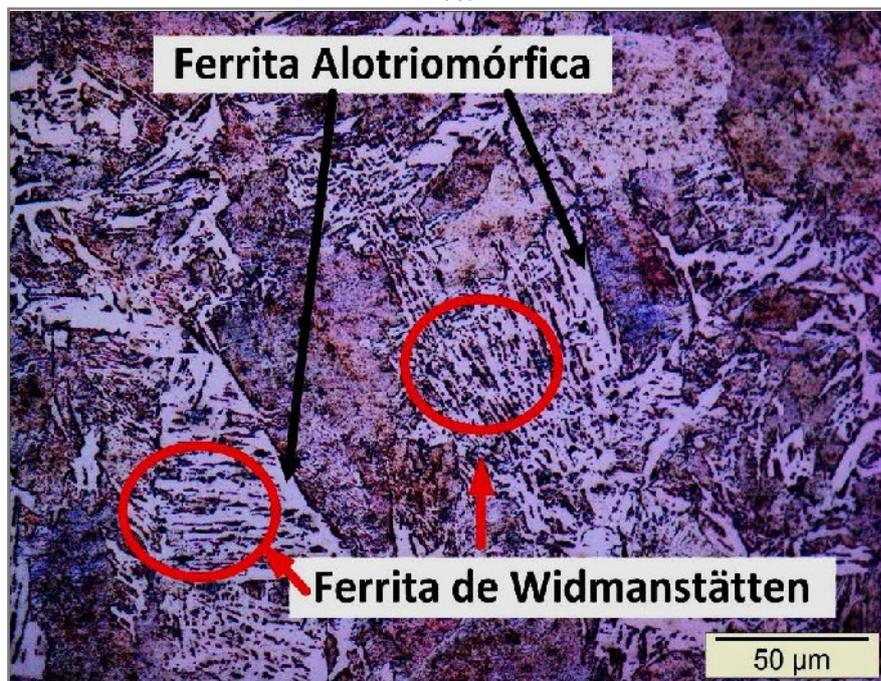
Fonte: Autor (2011)

**Figura 4.19 - Micrografia da região ZTA-S do FCAW-AF. Visualização prévia das microestruturas diferenciadas com aumento de 200X em MO. Ataque nital 2%.**



Fonte: Autor (2011)

**Figura 4.20 – Micrografia da ZTA-S de uma amostra FCAW-AF. Em destaque a Identificação das Fases Presentes: Ferrita Alotriomórfica e Ferrita de Widmanstätten. Aumento de 500X em MO. Ataque nital 2%.**



Fonte: Autor (2011)

A presença de ferritas secundárias nas formas alotriomórficas e de Widmanstätten são de certa forma inesperadas no estudo realizado, porém não é objetivo deste trabalho o aprofundamento neste assunto.

#### 4.5 ENSAIOS MECÂNICOS

Os ensaios mecânicos realizados neste trabalho visam indubitavelmente dispor as informações sobre as propriedades das juntas soldadas em condições de campo, conferindo uma das principais finalidades destes ensaios que é consolidar o desenvolvimento de uma nova técnica de fabricação conhecida como o processo de soldagem FCAW com adição de um arame frio. A Tabela 4.3, representa melhor essas finalidades, segundo as especificações da FBTS (2007).

**Tabela 4.3 – A utilização usual dos ensaios mecânicos em atividades de soldagem**

ENSAIO	ATIVIDADES DE SOLDAGEM			
	Qualificação de Metal de Adição	Qualificação de Procedimento de Soldagem	Qualificação do Soldador	Chapas de Teste de Produção
Tração	Sim	Sim	Não	Sim
Dobramento	Não	Sim	Sim	Sim
Fratura	Não	Sim	Sim	Não
Dureza	Não	Sim	Não	Sim
Impacto Charpy	Sim	Sim	Não	Sim
Macrográfico	Não	Sim	Sim	Sim

Fonte: FBTS (2007)

##### 4.5.1 Ensaio de Dobramento Semi-guiado – Tipo: Transversal de Face

O ensaio de dobramento possui um padrão de execução simples, entre todos os outros de natureza destrutiva, pois não requer muitos ajustes quanto ao equipamento e nem quanto ao corpo de prova, apenas a remoção do reforço e da raiz da solda, deixando-o retilíneo no mesmo nível do metal de base de acordo com a norma ASTM E190 (2003). Esta norma em concordância com o método padrão da AWS B4.0 M (2000) – Standard Methods for Mechanical Testing of Welds - assume que este ensaio não fornece valores quantitativos e nem qualitativos, apenas avalia a ductilidade do material, no nosso caso, da junta soldada. Além

disso, esse procedimento indica os parâmetros da qualificação do material, do soldador e do procedimento de soldagem (Tabela 4.4). Além de fornecer informações, especificações de aceitação e controle de qualidade da fabricação de materiais, bem como a pesquisa e o desenvolvimento científico. Os critérios de avaliação, de acordo com a norma, se baseiam em fatores como o raio mínimo em que o corpo de prova é submetido através da aplicação de uma carga pré-determinada, onde seu valor não influencia no resultado, e sim o aparecimento de trincas com larguras acima de 1,5 mm. Nestas condições, um total de 36 corpos de prova (04 CP's para cada nível de velocidade nos processos de soldagem utilizados) foram avaliados, constatando-se que após a aplicação da carga exercida pelo cutelo adequado à espessura do material (9,5 mm) até um raio de 180°, os corpos de prova de uma maneira geral comportaram-se com regularidade, assim as Figuras 4.21 (a), (b) e (c), expressam a boa execução do ensaio de maneira geral, tomando como base a velocidade de 10 m/min em ambos os processos FCAW e FCAW-AF, já que as outras amostras reagiram de maneira semelhante. Porém, para o V6A, das 04 amostras ensaiadas uma rompeu, apresentando trinca acima do valor limite aceitável de 1,5 mm, designado pela norma utilizada.

A única amostra descartada que apresentou defeito (Figura 4.22) possui como uma provável causa (um ponto de concentração de tensão) uma descontinuidade na forma de inclusão que gerou o defeito na amostra ensaiada. Isso pode ser reforçado partindo do princípio de que outros corpos de prova ensaiados mesmo com essa descontinuidade, não formaram trincas, como por exemplo, a Figura 4.23. Logo, em contexto geral, pôde-se observar a ótima resistência da junta soldada às forças aplicadas, mesmo com descontinuidades, conquistando o êxito no ensaio.

Figura 4.21 – Corpos de prova ensaiados soldados com velocidade de 10 m/min nos processos: (a) FCAW, (b) FCAW-A e (c) FCAW-B



Fonte: Autor (2011)

Figura 4.22 – Corpo de Prova (V6A) fora do padrão exigido. No detalhe a trinca, onde rompeu a amostra.



Fonte: Autor (2011)

Figura 4.23 – Inclusão no metal de solda, como provável ponto de concentração de tensão.



Fonte: Autor (2011)

#### 4.5.2 Ensaio de Tração

O ensaio de tração é o ensaio clássico para a caracterização de materiais de qualquer tipo, devido a sua fácil execução e resultados que oferecem dados concisos da propriedade do material ensaiado, além da possibilidade de conversão destes dados em valores de outra propriedade como dureza. Por isso sua disseminação atualmente dá-se de forma abrangente na determinação da qualidade dos materiais. Dessa forma, os resultados encontrados à temperatura ambiente, aplicando-se uma força uniforme ao longo de uma área inicial de 118,75 mm<sup>2</sup> por amostra, estão organizados nas Tabelas 4.4, 4.5 e 4.6. As três tabelas estão disponíveis de modo comparativo considerando os processos de soldagem e os níveis de velocidade entre si. Os valores padrões para o metal de base de acordo com a norma ASTM A131 grau A são: Limite de Resistência à Tração (LRT) mínimo de 400 MPa até o máximo de 520 MPa, com alongamento ( $\epsilon$ ) variando de acordo com a espessura do material e com o comprimento útil do CP escolhido, com 21% para 200 mm e 24% para 50 mm. Logo, este é o limite mínimo de alongamento para o trabalho em estudo.

**Tabela 4.4 – Dados do ensaio de tração considerando a velocidade do arame eletrodo de 6 m/min e as variantes dos processos de soldagem**

Velocidade do Arame Eletrodo	Amostras	LRT (MPa)	LRT Média (MPa)	Alongamento $\epsilon$ (%)	Alongamento $\epsilon$ (%) (média)
V6C	1	454	458	30,2	29,6
	2	462		34,0	
	3	454		27,5	
	4	462		26,9	
V6A	1	452	437	26,9	24,4
	2	429		26,0	
	3	429		28,3	
	4	437		24,0	
V6B	1	434	436	26,9	25,6
	2	438		21,7	
	3	438		28,3	
	4	450		25,5	

Fonte: Autor (2011)

Tabela 4.5 – Dados do Ensaio de Tração considerando a Velocidade do Arame Eletrodo de 8 m/min e as Variantes dos Processos de Soldagem

Velocidade do Arame Eletrodo e Processo de Soldagem	Amostras	LRT (MPa)	LRT Média (MPa)	Alongamento $\varepsilon$ (%)	Alongamento $\varepsilon$ (%) (média)
V8C	1	454	445	18,9	24,4
	2	446		26,4	
	3	445		27,5	
	4	434		25,0	
V8A	1	392	412	21,4	25,3
	2	438		17,5	
	3	405		25,5	
	4	<b>413</b>		25	
V8B	1	429	398	19,2	24,4
	2	384		25,5	
	3	380		28,0	
	4	372		25,0	

Fonte: Autor (2011)

Tabela 4.6 – Dados do Ensaio de Tração considerando a Velocidade do Arame Eletrodo de 10 m/min e as Variantes dos Processos de Soldagem

Velocidade do Arame Eletrodo e Processo de Soldagem	Amostras	LRT (MPa)	LRT Média (MPa)	Alongamento $\varepsilon$ (%)	Alongamento $\varepsilon$ (%) (média)
V10C	1	425	392	21,8	28
	2	396		21,4	
	3	401		33,3	
	4	347		35,3	
V10A	1	446	403	21,8	23,5
	2	372		21,4	
	3	388		29,6	
	4	405		21,1	
V10B	1	454	455	26,4	29,5
	2	454		36,0	
	3	467		30,0	
	4	446		25,5	

Fonte: Autor (2011)

Os resultados expostos acima nas Tabelas 4.4, 4.5 e 4.6, descrevem os dados mais representativos para o caso do material em estudo, onde a maioria das peças romperam no metal de base (Figura 4.24), exceto para o valor da tensão de ruptura de 413 MPa da amostra V8A(4) em destaque na Tabela 4.5, onde ocorreu o rompimento da amostra exatamente sobre a zona fundida. Fato este que consuma o defeito na solda, evidenciando a presença de uma descontinuidade que pode ser vista na Figura 4.25. Outros corpos de prova ensaiados apresentaram descontinuidades similares à inclusão de escória, mas que não puderam ser tidos como defeitos porque as amostras romperam no metal de base e não na região soldada, suportando assim a carga aplicada. Os resultados de forma geral foram bastante representativos, devido a grande incidência de o rompimento ter ocorrido no metal de base, favorecendo para afirmativa de que a solda possui excelente resistência à tração. Algumas limitações quanto ao equipamento utilizado podem ser evidenciadas pelos dados obtidos que não forneceram todas as propriedades usualmente analisadas.

**Figura 4.24 – Amostras ensaiadas durante o ensaio de resistência à tração. Detalhe a região da junta soldada.**



Fonte: Autor (2011)

**Figura 4.25 – Corpo de Prova V8A que rompeu no cordão de solda. No detalhe a possível inclusão que gerou o defeito na peça soldada.**



Fonte: Autor (2011)

Avaliando comparativamente os resultados das Tabelas 4.5; 4.6 e 4.7 com a Tabela 4.8, pode-se afirmar que as médias dos valores dos Limites de Tensão de Ruptura e alongamento estão tendencialmente próximos, apesar de inúmeros fatores, os processos FCAW-B de modo geral são os mais bem enquadrados nesta perspectiva.

#### **4.5.3 Ensaio de Impacto Charpy (Entalhe em V)**

A classificação do ensaio de Impacto tipo Charpy como dinâmico, por si só tal designação já abriga a mão de obra e os cuidados necessários para validarem este ensaio que é um dos mais utilizados por aqueles que trabalham com materiais metálicos. Apesar de existirem outros experimentos que fornecem os mesmos ou melhores resultados quanto este. A prática padrão em estudo pode obter valores que representam a tenacidade ao impacto do material (como a energia absorvida), o percentual de cisalhamento da fratura, a expansão lateral em frente ao entalhe ou a combinação dos mesmos de acordo com as normas ASTM E23 e E370.

Todo o cuidado com a preparação dos corpos de prova para a realização do ensaio podem comprometer os resultados, neste caso, o entalhe tipo V deve ser exatamente sobre a região do cordão de solda, doutra sorte a região ensaiada será outra. A desconsideração dos valores mais extremos (o menor e o maior) visa justamente minimizar os efeitos de parâmetros não corrigidos antes da execução deste tipo de ensaio. A temperatura é um dos

parâmetros mais importantes para ser aferida durante a realização do ensaio como sugerem as normas utilizadas.

Os resultados obtidos durante a realização deste ensaio estão disponíveis nas Tabelas 4.9, 4.10 e 4.11; onde se separam de acordo com os níveis de velocidade, diferenciando-se um dos outros pelos processos de soldagem, um é FCAW convencional e o outro FCAW com adição de arame frio e este se distinguindo pelos diâmetros de 0.8 e 1.0 mm. Os valores destacados nas Tabelas 4.7, 4.8 e 4.9 são os valores descartados, segundo as exigências da norma da AWS (Test Methods for Evaluating Welded Joints – 2003), determina que os valores mais extremos (o menor e o maior) não correspondem aos valores tendenciais das amostras.

**Tabela 4.7 – Valores do ensaio de impacto Charpy para a velocidade 6m/min**

AMOSTRAS		ENERGIA ABSORVIDA $\Delta U$ (J)	MÉDIA $\Delta U$ (J)
V6C	1	73	75
	2	124	
	3	43	
	4	66	
	5	74	
	6	87	
V6A	1	119	80
	2	83	
	3	81	
	4	76	
	5	112	
	6	80	
V6B	1	122	111,8
	2	142	
	3	98	
	4	118	
	5	90	
	6	109	

Fonte: Autor (2011)

Tabela 4.8 – Valores do ensaio de impacto Charpy para a velocidade 8m/min

AMOSTRAS		ENERGIA ABSORVIDA $\Delta U$ (J)	MÉDIA $\Delta U$ (J)
V8C	1	53	60
	2	56	
	3	46	
	4	81	
	5	50	
	6	124	
V8A	1	90	79,5
	2	69	
	3	82	
	4	79	
	5	81	
	6	76	
V8B	1	101	102,8
	2	71	
	3	156	
	4	93	
	5	90	
	6	127	

Fonte: Autor (2011)

Tabela 4.9 – Valores do ensaio de impacto Charpy para a velocidade 10 m/min

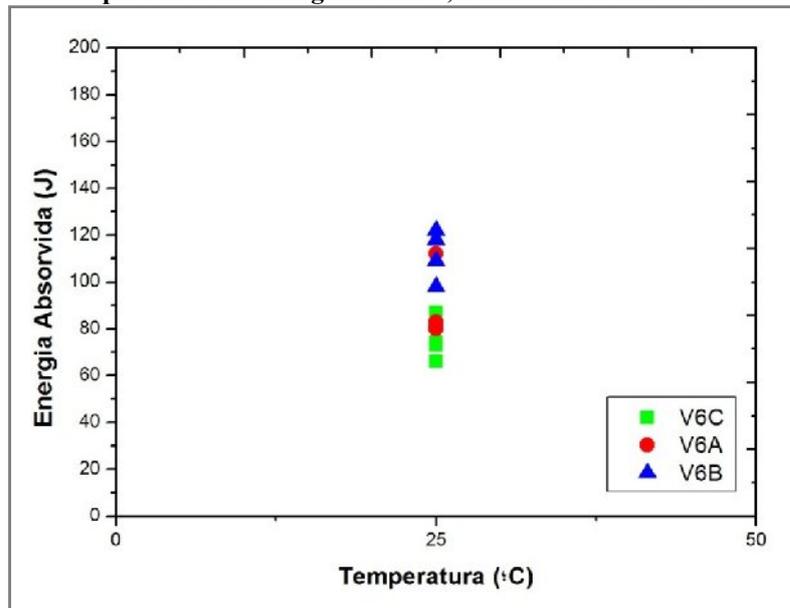
AMOSTRAS		ENERGIA ABSORVIDA(J)	MÉDIA AU (J)
V10C	1	161	100,3
	2	130	
	3	93	
	4	73	
	5	54	
	6	105	
V10A	1	212	141,5
	2	167	
	3	65	
	4	202	
	5	114	
	6	83	
V10B	1	87	94,3
	2	82	
	3	139	
	4	134	
	5	74	
	6	73	

Fonte: Autor (2011)

Geralmente, o ensaio Charpy é medido em várias temperaturas, objetivando plotar o gráfico da transição dúctil-frágil, mas que neste estudo não será possível, devido a uma série de fatores. A energia absorvida durante o impacto foi medida na temperatura de 25° C. Assim, os gráficos foram plotados para esta temperatura.

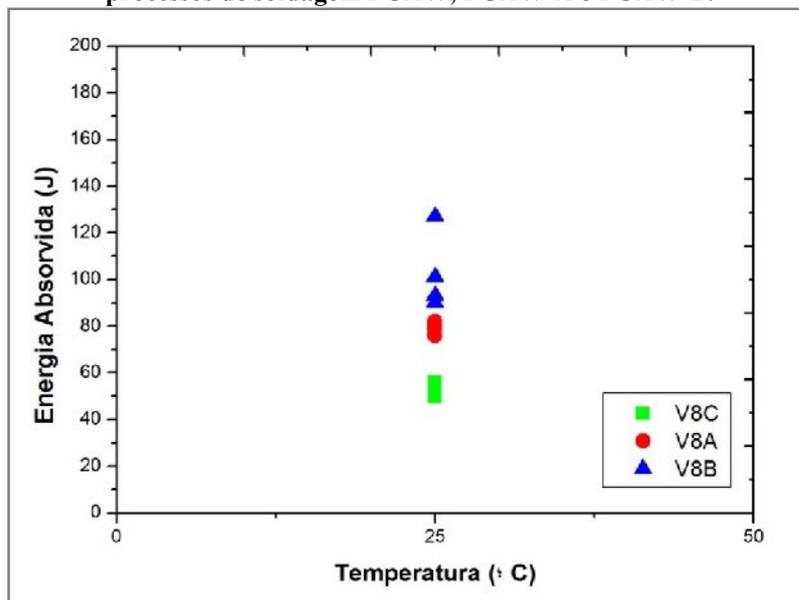
Fazendo um comparativo entre as variantes de processo de soldagem para o mesmo nível de velocidade V6, pode ser observado que o cordão de solda com maior deposição de arame frio (V6B), neste caso é o que apresenta maiores resultados de energia absorvida (Figura 4.26). Isso se deve a uma maior quantidade de elementos de liga presente no arame frio (sólido MAG) adicionado à solda, responsável pela alteração na microestrutura, proporcionando maior ductilidade ao material. Tomando o mesmo referencial para as amostras do V8, este mesmo resultado descrito anteriormente pode ser observado, onde as peças do V8B assumem os maiores resultados de energias de absorção ao impacto (Figura 4.27). No caso, dos valores encontrados para V10, não são encontradas as mesmas condições de V6 e V8, já que são as amostras de V10A que demonstram os valores mais representativos de tenacidade ao impacto com uma média de 141,5 J (Tabela 4.11 ou Figura 4.28). Porém a dispersão entre os valores, não confere resultados satisfatórios. Em contrapartida, as menores energias de tenacidade ao impacto entre as que foram soldadas com o processo convencional foram a V6C e V8C com médias de 75 J e 60 J, respectivamente. Já para aquelas em que foram adicionados arame frio à solda estão V6A e V8A com valores muito próximos de 80 J. Para as amostras de V8B e V10B com 102,8 J e 94,3 J (respectivamente) as menores energias absorvidas.

**Figura 4.26 – Gráfico das médias de energia absorvida para o nível de velocidade V6 para ambos os processos de soldagem FCAW, FCAW-A e FCAW-B.**



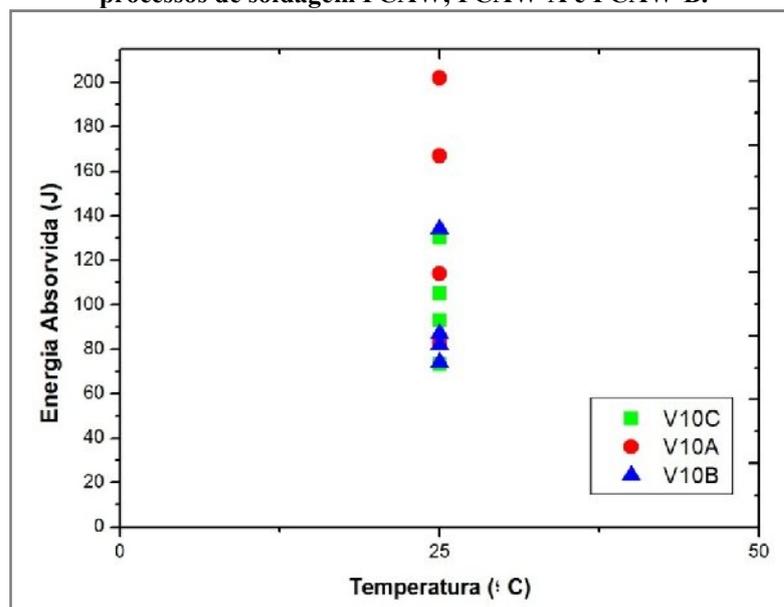
Fonte: Autor (2011)

**Figura 4.27 – Gráfico das médias de energia absorvida para o nível de velocidade V8 para ambos os processos de soldagem FCAW, FCAW-A e FCAW-B.**



Fonte: Autor (2011)

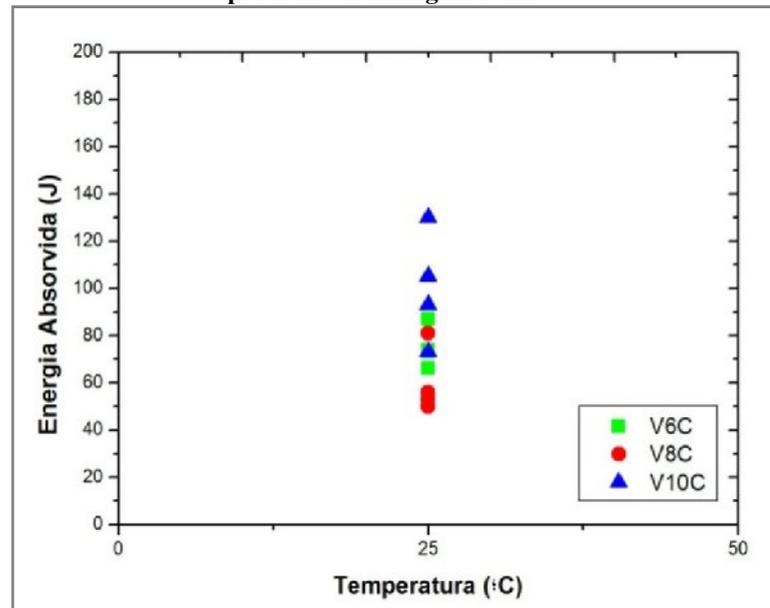
**Figura 4.28 – Gráfico das médias de energia absorvida para o nível de velocidade V10 para ambos os processos de soldagem FCAW, FCAW-A e FCAW-B.**



Fonte: Autor (2011)

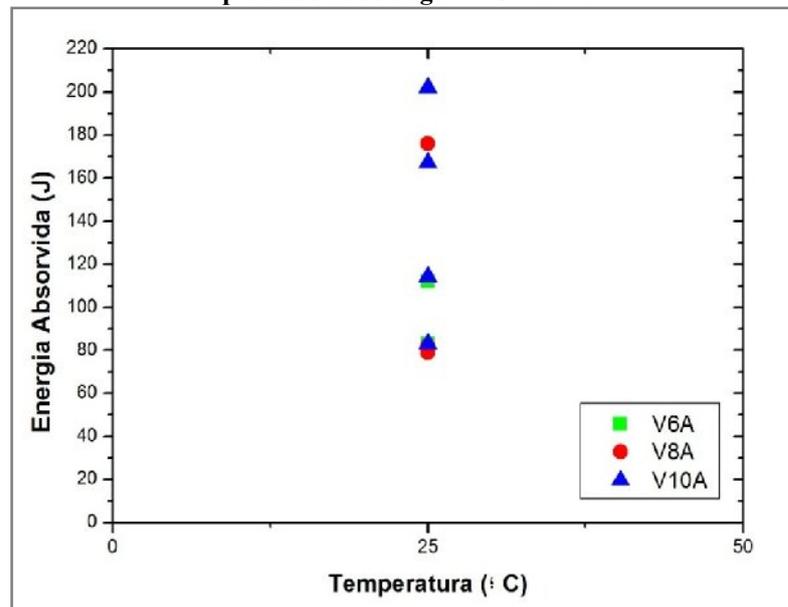
Nas mesmas proporções de comparabilidade, vale ressaltar quais são os resultados entre os mesmos processos de soldagem, porém diferenciando a intensidade da velocidade do arame eletrodo. Algumas das hipóteses anteriores podem ser mais bem representadas nas Figuras 4.29, 4.30 e 4.31 que mostram os gráficos do estudo proposto. Entre as observações mais importantes, está a confirmação dos valores mais representativos quanto a média de energia absorvida entre os níveis de velocidade: V6B, V8B e V10A. Este resultado não confere confiabilidade, devido à dispersão dos valores de energia absorvida. Souza (1982), afirma que esse tipo de acontecimento é normal, principalmente próximo a temperatura de transição (energia x fratura). Além disso, essa elevada variação dos valores, também se deve à dificuldade da preparação de entalhes precisamente iguais, onde a profundidade e a forma do entalhe são fatores importantes nos resultados. Finalmente, dentre os processos de soldagem, FCAW, FCAW-A e FCAW-B, nos níveis de velocidade V6 e V8 tem resultados muito parecidos, indicando boa execução do ensaio. As atenções devem ser voltadas para o ligeiro acréscimo da energia absorvida usando o processo FCAW-AF em relação a FCAW, indicando uma melhor tenacidade ao impacto por uma mesma seção transversal das soldas. Este fato, pode se dizer que tem relação direta com o aumento percentual da composição de alguns elementos químicos acrescentados durante a adição do arame frio. O manganês é um dos principais causas do aumento da tenacidade. Além da possível redução do percentual de carbono na junta.

Figura 4.29 – Gráfico das médias de energia absorvida para os níveis de velocidade V6, V8 e V10 para o processo de soldagem FCAW.



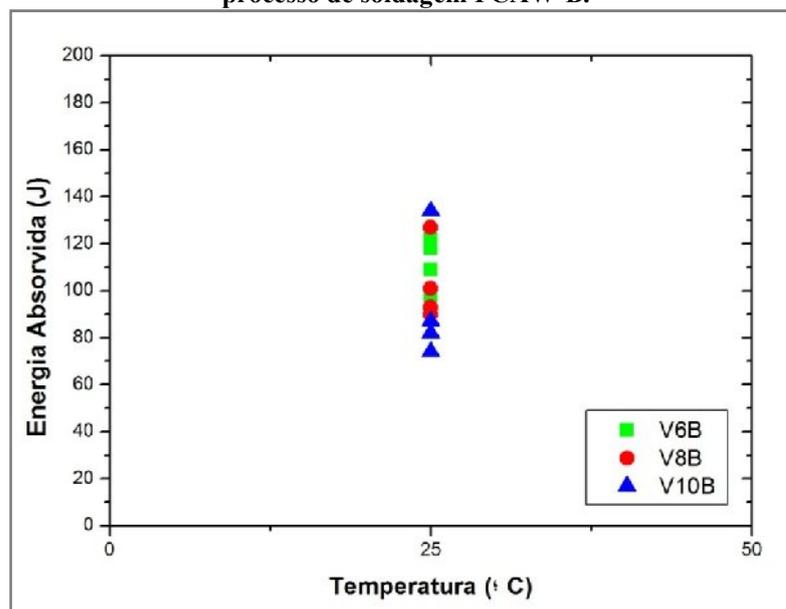
Fonte: Autor (2011)

Figura 4.30 – Gráfico das médias de energia absorvida para os níveis de velocidade V6, V8 e V10 para o processo de soldagem FCAW-A.



Fonte: Autor (2011)

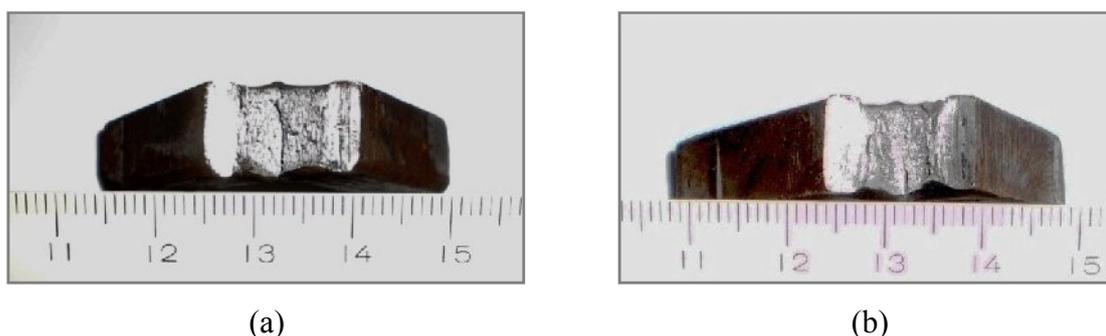
**Figura 4.31 – Gráfico das médias de energia absorvida para os níveis de velocidade V6, V8 e V10 para o processo de soldagem FCAW-B.**



Fonte: Autor (2011)

No estudo das propriedades mecânicas utilizando o método de ensaio de impacto Charpy, a análise das fraturas são importantes, onde em certas aplicações, o estudo das fraturas são até mais importantes que a própria energia absorvida durante o ensaio (Souza, 1982). Embora este trabalho não tenha interesse no aprofundamento do assunto, algumas imagens das fraturas dos CP's estão dispostas na Figura 4.32.

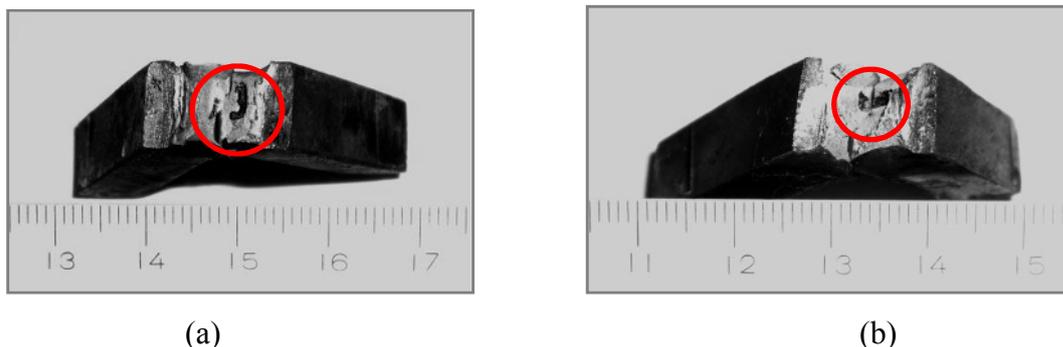
**Figura 4.32 – (a) e (b) Seções fraturadas típicas das amostras de ensaio Charpy**



Fonte: Autor (2011)

Uma observação importante foi a presença de inclusões no meio da fratura das amostras (Figura 4.33), o que já elimina esses corpos de prova, que coincidentemente fazem parte dos valores de energia descartados segundo as condições da norma da AWS.

Figura 4.33 – (a) e (b) Seções fraturadas com a presença de algumas inclusões



Fonte: Autor (2011)

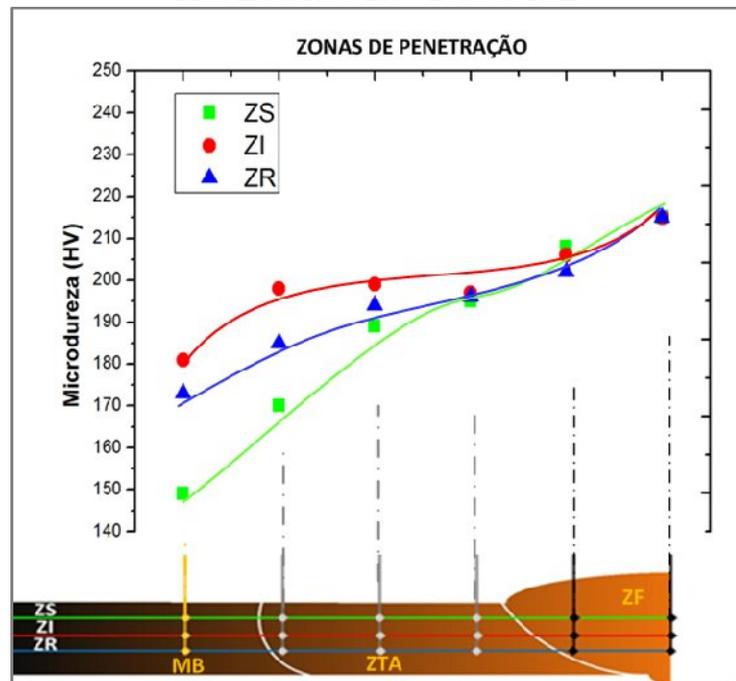
#### 4.5.4 Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza é um ensaio muito utilizado para realizar a avaliação de materiais, controle de qualidade de processos de fabricação e para o desenvolvimento e pesquisa do esforço que o material suporta. Esta prática, segundo a norma AWS B4.0 (Standard Methods for Mechanical Testing of Welds – 2007) é indicada para medir a dureza de soldas de um único passe e multipasse. Esta mesma norma fornece informações de que a microdureza Vickers é favorecida neste tipo de análise, devido a captação das mudanças microestruturais locais que ocorrem no metal de solda (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA).

Os valores de microdureza adquiridos, em HV, estão dispostos em linhas paralelas e simétricas de acordo com os pontos estipulados para as indentações conforme a metodologia apresentada no capítulo anterior. As Figuras 4.58 a 4.66 apresentadas a seguir dispõem em síntese os valores de dureza de cada velocidade de soldagem (V6, V8 e V10) e tipo de processo (FCAW e FCAW-AF). Estas imagens plotam os pontos juntamente com a linha de tendência dos valores de dureza ao longo das regiões do MB, da ZTA e da ZF das amostras em três linhas denominadas de ZS (Zona Superior), ZI (Zona Intermediária) e ZR (Zona de Raiz), haja vista que os valores encontrados e plotados são de caráter simétrico, as Figuras 4.34 a 4.42, dessa forma dispõem apenas as linhas crescentes do gráfico, considerando que o perfil complementar da curva assume por simetria o caráter decrescente de proporção similares. Logo, a natureza da disposição das Figuras anteriormente citadas possui caráter comparativo entre os níveis de velocidade, estando arranjadas de acordo com a sequência dos

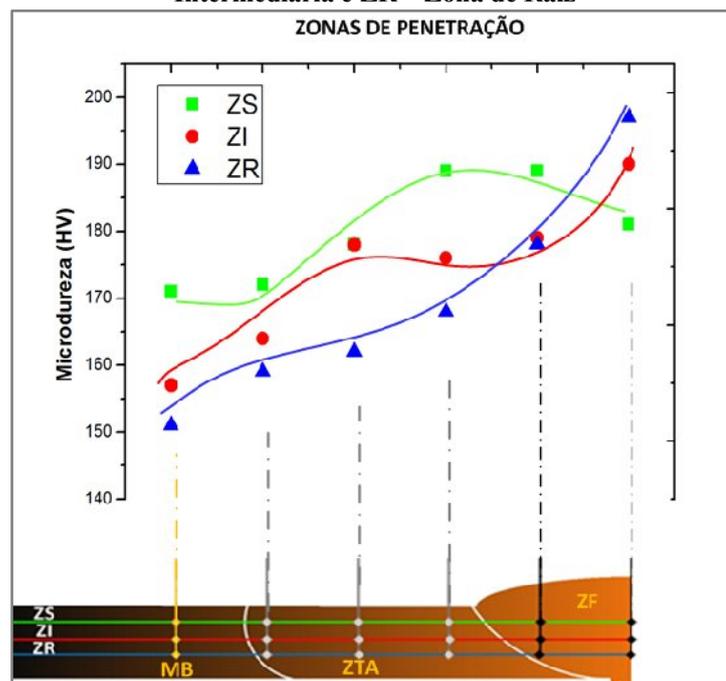
processos de soldagem utilizados que são FCAW convencional e o FCAW com adição de arame frio para dois diâmetros diferentes 0,8 mm e 1,0 mm.

Figura 4.34 – Perfil de Microdureza para V6C nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz



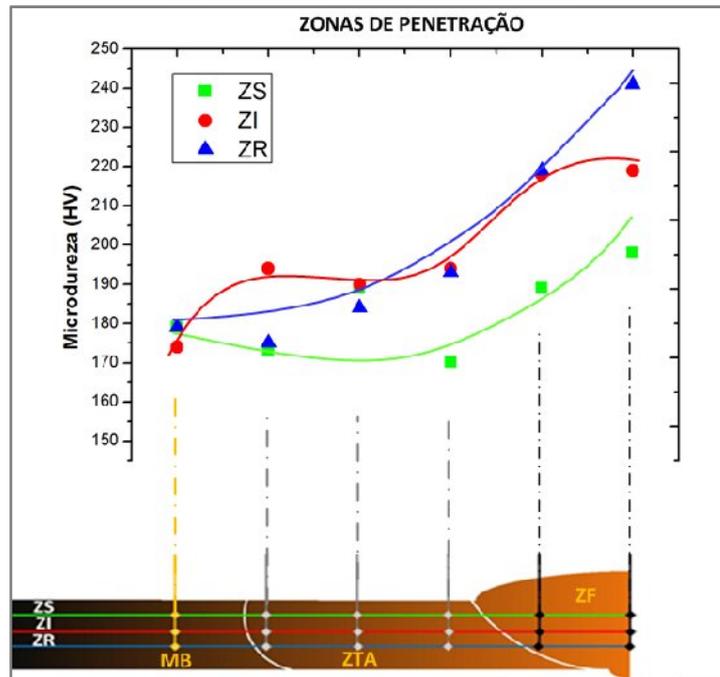
Fonte: Autor (2011)

Figura 4.35 – Perfil de Microdureza para V6A nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz



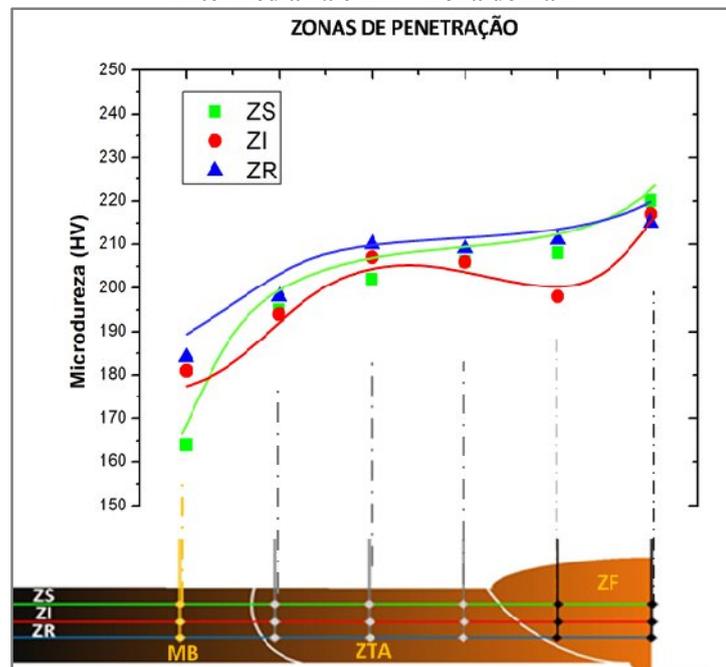
Fonte: Autor (2011)

Figura 4.36 - Perfil de Microdureza para V6B nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz



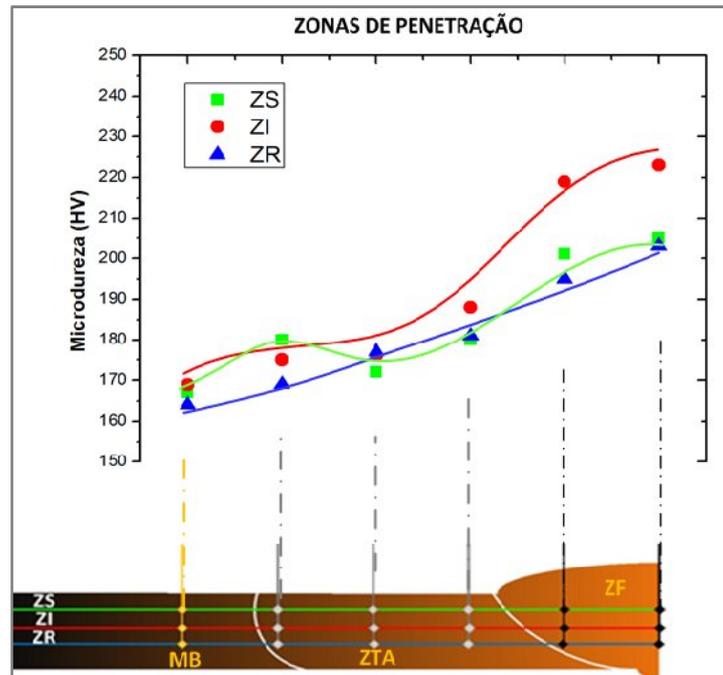
Fonte: Autor (2011)

Figura 4.37 - Perfil de Microdureza para V8C nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz



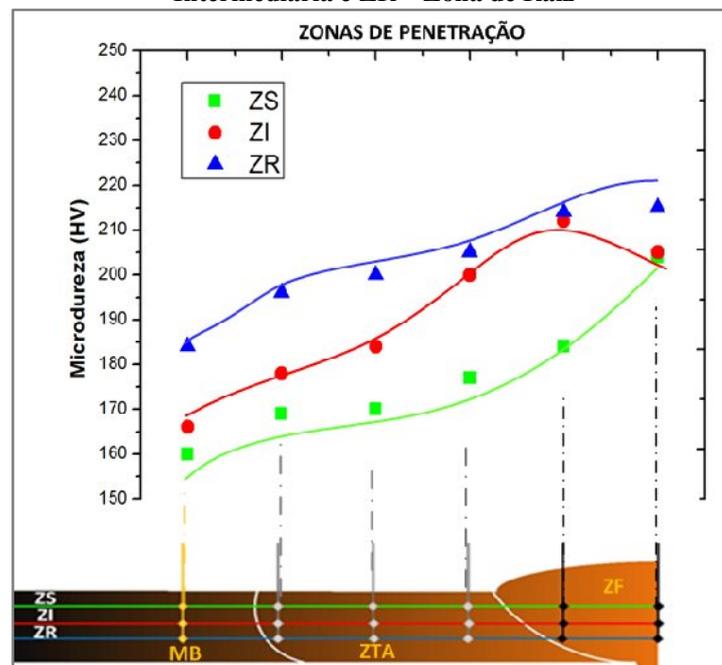
Fonte: Autor (2011)

Figura 4.38 - Perfil de Microdureza para V8A nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz



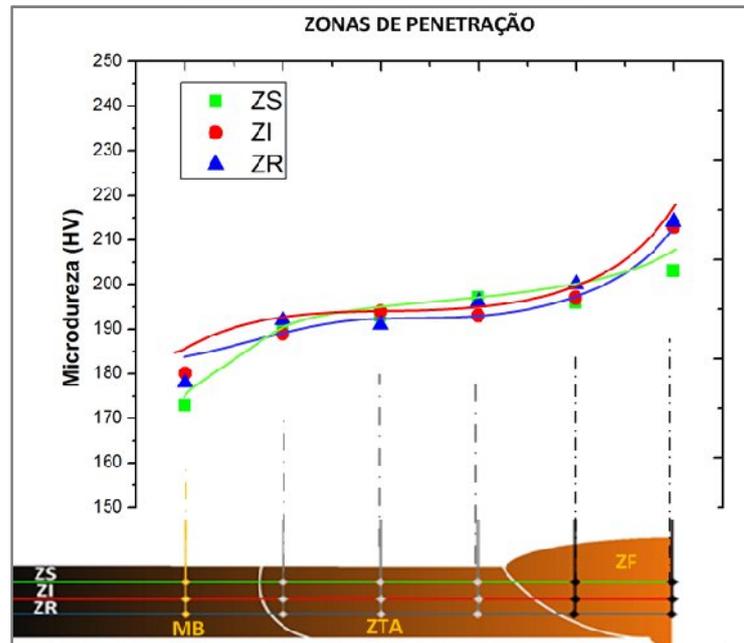
Fonte: Autor (2011)

Figura 4.39 - Perfil de Microdureza para V8B nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz



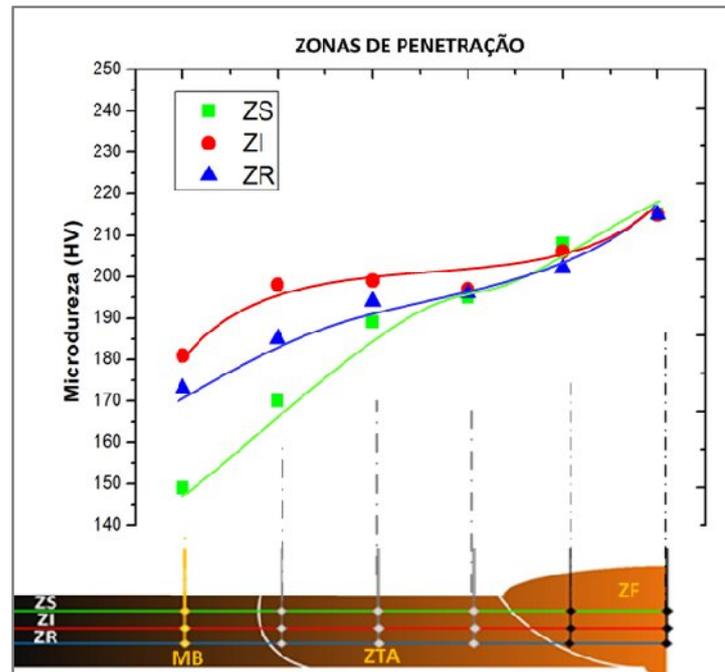
Fonte: Autor (2011)

Figura 4.40 - Perfil de Microdureza para V10C nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz



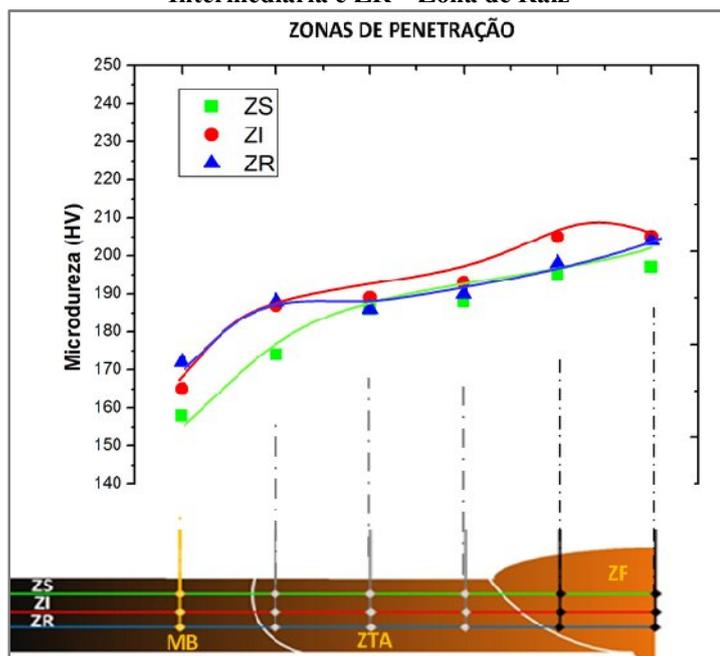
Fonte: Autor (2011)

Figura 4.41 - Perfil de Microdureza para V10A nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz



Fonte: Autor (2011)

Figura 4.42 - Perfil de Microdureza para V10B nas diferentes zonas: ZS – Zona Superior ; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz



Fonte: Autor (2011)

Os resultados de microdureza (HV) apresentaram-se com valores diversificados, onde o processo FCAW com adição de arame frio de 1.0 mm na velocidade V6 (Figura 4.52) forneceu valor de dureza próximo a 240 HV na região da ZF seguindo a linha ZR, sendo o mais elevado entre todos. Este fato pode estar relacionado ao nível de refinamento dos grãos ocasionado pela refusão sofrida durante a deposição da solda de acabamento ou por ter sido afetada pela mudança de temperatura para o mesmo passe relacionado. Comparando as velocidades entre os processos de soldagem utilizados pode-se dizer que a velocidade V10 é a que possui os perfis de dureza mais simétricos com valores médios de dureza acima dos 200 HV. Para os processos FCAW e FCAW-B nas velocidades V6 e V8 tem-se valores de microdureza muito próximos.

## 5 CONCLUSÕES

Todas as informações aqui fornecidas tratam do processo de soldagem FCAW convencional e FCAW com adição de arame frio não energizado variando os dois diâmetros 0.8 e 1.0 mm, tomando como o principal objetivo a caracterização da microestrutura e propriedades mecânicas. Dessa forma, o estudo comparativo da caracterização da microestrutura quanto às descontinuidades e fases presentes juntamente com as propriedades mecânicas para os processos de soldagem estudados são:

- FCAW e FCAW-AF para todos os níveis de velocidade (V6, V8 e V10):
  - As soldas de ambos os processos, em um contexto geral, apresentaram boa regularidade quanto à largura e reforço do cordão de solda, tanto no ensaio visual quanto pelo ensaio de LP;
  - As amostras do FCAW estudadas apresentaram microestruturas basicamente nas formas de grãos equiaxiais de ferrita primária e ilhas de perlita no MB e na ZTA, ambos com estruturas similares. A ZF apresentando microestruturas nas formas de ferrita primária (PF), ferrita de contorno de grão – PF(G), ferrita acicular (AF) e agregados de carbeto (FC), além da presença de algumas inclusões e porosidades; As amostras do FCAW-AF reuniram fases semelhantes, contando também com a presença ferrita intergranular - PF(I).
  - Ambas as amostras dos processos FCAW e FCAW-AF apresentaram uma região que foi designada ZTA-S, por estar localizada na parte superior da ZTA próximo a linha de fusão;
  - As microestruturas presentes na ZTA-S da junta do FCAW sofreram poucas variações, quanto as do FCAW-AF, pois a presença de ferrita alotriomórfica e ferrita de Widmanstätten foi comum para ambas as amostras. Sendo que as fases presentes no FCAW-AF possuíam formas bem mais definidas, em relação às do FCAW.
  - Os resultados do ensaio de dobramento transversal de face foram muito bons, já que nenhuma amostra do processo FCAW apresentou trincas após a realização do ensaio. Já as do FCAW-AF, também foram muito boas, exceto para uma amostra do V6A que apresentou uma trinca acima do valor de 1,5 mm permitido pela norma. O rompimento desta amostra deve ter ocorrido muito provavelmente pela presença de uma descontinuidade.

- Ainda no ensaio de dobramento, para juntas de ambos os processos (FCAW e FCAW-AF), verificou-se a presença de descontinuidade como inclusão nas amostras, mas que não se consolidaram como defeito, já que resistiram à força aplicada durante o ensaio.
  - O limite de resistência à tração (LRT) das juntas soldadas corresponderam bem à força aplicada, sem ocorrer a ruptura de nenhum corpo de prova na região da solda, garantindo a integridade da junta, principalmente no FCAW. Pois, no caso do processo FCAW-AF, uma amostra do V8A rompeu no metal de solda, devido a presença de uma descontinuidade. Porém, o rompimento não interfere significativamente nos resultados.
  - Os resultados do ensaio de impacto Charpy entalhe V mostraram que as amostras soldadas pelo processo FCAW convencional foram os que apresentaram menores valores de energia absorvida, comparando-se com o processo FCAW-AF, com destaque para V10 com uma média de energia de 100,3 J. Entretanto, os valores de V8 foram os mais representativos, ocasionados pela menor dispersão dos valores de energia absorvida;
  - As microdurezas encontradas, tanto para o FCAW, quanto para o FCAW-AF, possuem valores médios em torno de 200 HV, porém o maior resultado de microdureza foi para o V6C com valores de 225 HV. Indicando a presença de microestruturas de alta dureza. Os valores de microdureza entre os processos FCAW e FCAW-AF foram bastante compatíveis quanto aos valores encontrados.
  - As melhores condições de soldagem juntamente com as fases presentes mais desejadas resultando em propriedades mecânicas aguçadas estão nas condições V6B e V8B, devido a excelente resistência encontrada durante a execução dos ensaios, mostrando que nenhuma das amostras dessas condições de soldagem sofreram rompimento ou apresentaram defeitos.
- Finalmente, o trabalho apresentado pode afirmar que o processo FCAW-AF comparado ao FCAW, em todos os níveis (V6, V8 e V10), mesmo na presença de descontinuidades, demonstrou uma junta soldada uniforme, com boa regularidade superficial, quanto à largura e reforço do cordão. Além da similaridade entre as microestruturas presentes e a excelente resistência, quanto aos ensaios mecânicos de dobramento de face, tração, impacto Charpy Ve microdureza, ratificando o processo de soldagem, FCAW com adição de arame frio, como uma excelente alternativa para a indústria naval que requer uma alta produtividade e qualidade dos seus produtos.

## 6 TRABALHOS FUTUROS

O uso da técnica de soldagem com duplo arame tem-se consolidado como um dos processos de união de metais vantajosos quanto a produtividade, independente do processo principal. Sendo que adaptando esta técnica para o FCAW, o metal de solda ganha qualidade quanto as condições metalúrgicas. Partindo desta vertente inovadora, quando se fala de qualidade, qualquer produto ganha destaque, e esse é o diferencial para o investimento em pesquisa no processo FCAW-AF. Os trabalhos já desenvolvidos respaldam consolidando este processo, tornando uma realidade bem próxima da inserção na indústria, de fato. Dessa forma, a pesquisa não para, por isso vale ressaltar os seguintes tópicos como trabalhos futuros:

- Realizar a soldagem FCAW com diferentes arames eletrodos e arames de adição extra;
- Trabalhar a adição de arame frio adicionando arames frio iguais ou com mesmas propriedades que o arame eletrodo;
- Ajustar os níveis de velocidade arame eletrodo/arame frio não energizado;
- Realizar novos ensaios mecânicos como tração e impacto Charpy para temperaturas diferentes, condições extremas, baixas e altas temperaturas;
- Realizar ensaios de natureza química como perda de massa, corrosão por imersão, já que o aço de trabalho é naval;
- Aprofundar os resultados em um tratamento estatístico dos dados.

## REFERÊNCIA

- ANDREUCCI, R. **Líquidos Penetrantes**. 2006. Disponível em:  
[http://www.infosolda.com.br/ andreucci](http://www.infosolda.com.br/andreucci) ou <http://www.abende.org.br>. Acesso em: jun. 2009.
- ASM Handbook, ASM International. **Welding, Brazing and Soldering**. vol.6, USA: [s.n.]: 2004.
- ASM Handbook, ASM International. **Metallography and Microstructures**. vol. 9, Colorado: ASM, 2004. 2733 p.
- ASM Handbook. **Metallographer's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels**. [S. l. : s. n.]. 2002. p. 01-85.
- ASTM A131, **Standard Specification for Structural Steel for Ships**: Annual Book of ASTM Standards. vol 03.01. [s.n.]: West Conshohocken: USA, 2004.
- \_\_\_\_\_  
 ASTM A370, **Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**: Annual Book of ASTM Standards. vol 03.01. USA: [s.n.]. 2004. 52p.
- \_\_\_\_\_  
 ASTM A 384. **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**: Annual Book of ASTM Standards. vol 03.01. USA: [s.n.]. 2004. 24p.
- \_\_\_\_\_  
 ASTM E 8M – b. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]**: Annual Book of ASTM Standards. vol 03.01. USA: [s.n.]. , 2004.
- \_\_\_\_\_  
 ASTM E23. **Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**: Annual Book of ASTM Standards. vol 03.01. 2004. USA: [s.n.]. 2004. 27p.
- \_\_\_\_\_  
 ASTM E165. **Standard Test Method for Liquid Penetrant Examination**: Annual Book of ASTM Standards. vol 03.01. USA: [s.n.]. 2004. 20p.
- \_\_\_\_\_  
 ASTM E190. **Test Methods for Bend Testing of Material for Ductility of Welds**: Annual Book of ASTM Standards, Vol 03.01. USA: [s.n.]. 2004.
- \_\_\_\_\_  
 ANSI / AWS. **A3.0 Standard Welding Terms and Definitions**. USA: [s.n.]. 2001. 153p.
- \_\_\_\_\_  
 ANSI / AWS. **A5.20 Specification for Carbon Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding**. USA: [s.n.]. 1995. 41p.
- \_\_\_\_\_  
 ANSI / AWS. **B1.10 Guide for the Nondestructive Examination of Welds**. USA: [s.n.]. 1999. 45p.
- \_\_\_\_\_  
 ANSI / AWS. **B1.11 Guide for the Visual Examination Of Welds**. USA: [s.n.]. 2000. 40p.
- \_\_\_\_\_  
 ANSI / AWS. **B4.0 Standard Methods for Mechanical Testing of Welds**. 7ª ed. Miami, FL, USA: [s.n.]. 2007. 154p.

\_\_\_\_\_. ANSI / AWS. **Jefferson's Welding Encyclopedia**. USA: O'Brien, R.L. . 1997. 768p.

\_\_\_\_\_. ANSI / AWS. **Welding Handbook. Test Methods for Evaluation Welded Joints**. USA: [s.n.]. 2003. 53p.

BACELAR, A. R. C.; FERRAZ, A. C. **Estudo da Viabilidade Operacional do Processo de Soldagem MAG com Alimentação Adicional de um Arame Frio**. 2005. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Pará Instituto de tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belém, 2005.

BARROZO, T. S. **Estudo da Soldagem FCAW com Arame Frio**. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará. Instituto de tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belém, 2006.

BHADESHIA, H. K. D. H.; SVENSSON, L. E. **Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal**. Gothenburg, Sweden: ESAB AB. 1993. p.109-182

BHADESHIA, H. K. D. H. HONEYCOMBE, R. W. K. **Steel: Microstructure and Properties**. 3. ed. USA: Elsevier, 2006.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Application of Phase Transformation Theory to Welding: Posco Lecture**. Korea: Pohang University of Science and Technology. 2008. 86p.

BRACARENSE, A. Q., **Processo de Soldagem por Arame Tubular – FCAW**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia. 2000.

BRAGA, E. M. **Aspectos sobre Descontinuidades em Juntas Soldadas**. Apostila do Curso Metalurgia da Soldagem em Tópicos em Processos de Fabricação - Universidade Federal do Pará, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Belém, 2008.

CALLISTER JR, William D. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 7 ed. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora, 2007.

CHALMERS, B. **Principles of solidification**. New York: John Wiley & Sons, 1964.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos Produtos Siderurgicos Comuns**. 4ª ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

CORRÊA, F. R. T. **Efeito dos Parâmetros de Pulso Sobre as Características Geométricas e Desempenho da Soldagem Com Arame Tubular Autoprottegido e Corrente Pulsada**. 2006. 129p. Dissertação ( Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia da UNESP, São Paulo. 2006.

CRUZ, JÚNIOR; CABRAL, T. S. **Especificação de Procedimentos de Soldagem MIG para o Preenchimento de Cavidades pela Técnica de Camadas Sucessivas**. 2008. 78p. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Pará. Instituto de tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belém.

DEBROY, T. and DAVID, S.A. Physical processes in fusion welding. **Reviews of Modern Physics**, n. 67, v.1. [1985]. p. 85 – 112.

De HERRERA, N. **Computer Calculations of Fusion Zone Geometry Considering Fluid Flow and Heat Transfer During Fusion Welding**. [S.l.]: The University of Texas at El Paso. 2002. p. 1 – 9.

DIAS, A. C. D. **Aspectos metalúrgicos da soldagem do aço USI-SAC 350 com arame tubular**. 2003. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Pará. Instituto de tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2003.

DILTHEY, U. **Welding Technology 1**: Notas de leitura. InstitutfürSchweißtechnik und Fügetechnik: RWTH – Aachen Universität, 2005.

DUBE, C. A., AARONSON H I., MEHL R F. La formation de la ferrite proeutectoide dans les aciers au carbone. **Re.. Metall.** v. 55, 1958

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

ESAB. **OK Autrod 12.51 – Arame Sólido, Catálogo de Soldagem**. Disponível em: <http://www.esab.com.br>. Acesso em: jan. 2009.

ESAB. **OK TUBROD WS Arame Tubular**. Disponível em: <http://www.esab.com.br>. Acesso em: jan. 2009.

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

FBTS. **Curso de Inspetor de Soldagem, Nível1**. 2 v. 14 ed. 2007.

FILHO, C. A. **Metalurgia da Soldagem**. [Apostila]. CEFET: Belém. 2008. 42 p.

FORTES, C. **Arame Tubulares OK, Catálogo de Soldagem**. 2004. Disponível em: <http://www.esab.com.br>. Acesso em: jan. de 2009.

FOSCA PASTOR, C. **Introducción a la Metalurgia de la Soldadura**. 4º. Ed. Lima: Perú, 2003.

GARCIA, A., SPIM, J. A., SANTOS, C. A. **Ensaio dos Materiais**. Livros Técnicos e Científicos Editora. Unicamp: Campinas, 2002.

GOODARZI, M., CHOO, R., TAKASU, T. and TOGURI, J.M. The effect of the cathode tip angle on the gas tungsten arc welding arc and weld pool: II. The mathematical model for the weld pool. **Journal Physic D: Applied Physic**, v.31. 1998. p. 569 – 583.

GROETELAARS, P. J. **Influência da Variação de Parâmetros de Soldagem sobre a Transferência Metálica e Perfil do Cordão no Processo MIG/MAG Duplo-Arame.** Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia, Minas Gerais, 2005.

GUIDE to the light microstructure examination of ferritic steel weld metals. IIW DOC. No. IX-1533-88, IXJ-123-87 Revision 2, June 1988.

KIM, I.S. and BASU, A. A mathematical model of heat transfer and fluid flow in the gas metal arc welding process. **Journal of Materials Processing Technology**. 77. 1998. p. 17 – 24.

KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**. 2ª ed. Wiley-Interscience Publication: United States of America, 2003.

LINCOLN ELECTRIC. **Tandem MIG Process**. Product Literature: [s. l.]. 1999.

LANCASTER, J.F. The Physics of Welding. **Physical Technology**. v.15. 1984, p. 73 – 79.

LANCASTER, J.F. **Metallurgy of Welding**. 6. ed. Woodhead Publishing Limited: Cambridge, England, 1999.

LANCASTER, J.F. **Handbook of Structural Welding**. Abington Publishing: Cambridge, England, 2003.

LOBATO, J. C. da S. **Caracterização Estrutural e de Propriedades Mecânicas da Solda Depositada pelo Processo GMAW- Arame Frio em Chanfro V**. Universidade federal do Pará, 2010.

MACHADO, I. G. **Soldagem e Técnicas Conexas – Processos**. [S. n.]: Porto Alegre, 2007. 491p.

MARQUES, L. F. N. **Comportamento à Fadiga de Juntas do Aço Naval ASTM A 131 soldadas pelo Processo GMAW-CW**. 2011. 115 p. Dissertação (Mestrado em Materiais e Processos de Fabricação) – Universidade Federal do Pará. Instituto de tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belém, 2011.

MARQUES, P. V. MODENESI, P.J. BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 3.ed. Editora UFMG: Belo Horizonte, 2011. 86p.

MENDONÇA, N. B. **Uma Contribuição ao Estudo do Desenvolvimento da Soldagem FCAW com Arame Frio**. 2007. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – UFPA. Instituto de tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belém. 2007.

MOOSBRUGGER, C. **Representation of Stress-Strain Behavior**. 2. ed. ASM: [s. l.]. 2002.

MODENESI, P. J, MARQUES, P.V e SANTOS, D.B. **Introdução a Metalurgia da Soldagem**. 2006. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, maio. 2006.

MONDENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis**, UFMG: Belo Horizonte. 2004. Disponível em: [www.infosolda.com.br](http://www.infosolda.com.br). Acesso em: mar/ 2009.

NASCIMENTO, A. S. **Aspectos Operacionais e Metalúrgicos da Soldagem a Arame Tubular**. 2004. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal do Pará, UFPA. Instituto de tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Pará, 2004.

NEMCHINSKY, V. A. Heat transfer in an electrode during arc welding with a consumable electrode. **Journal of Physics D: Applied Physics**. v.31. 1996. p. 730 – 736.

PARK, H. RHEE, S. Analysis of Weld Geometry Considering the Transferring Droplets in Gas Metal Arc Welding. **JSME International Journal**. Series C, v.44, ed. 3 .2001. p. 856 – 862.

POORHAYDARI, K., PATCHETT, B. M. and IVEY, G. Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness. **Welding of Journal**. Oct. 2005. p. 149 – 155.

PORTER, D.A., EASTERLING, K.E. **Phase transformations in Metals and alloys**, 2. ed. Chapman and Hall: New York. 1992.

QUITES, A. M.; Dutra, J. C. **Tecnologia da Soldagem a Arco Voltaico**. EDEME: Florianópolis, 1979.

REIS SOBRINHO, J. F. ALCÂNTARA, N. G. **Influência dos parâmetros de soldagem na microestrutura da zona afetada termicamente - ZAT da junta soldada de um aço de alta resistência**. II CONEP - Congresso de Pesquisa e Inovação da Rede Norte Nordeste de Educação Tecnológica. 2007. p 1-9. João Pessoa, Paraíba. 2007.

SÁBIO, A. D. **Estudo da Viabilidade Operacional do Processo de Soldagem MAG com Alimentação Adicional de Arame Frio**, Dissertação (Mestrado em Materiais e Processos de Fabricação) - Universidade Federal do Pará. Instituto de tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belém, 2007.

SANCHES, Louise da Costa. **Estudo Metalúrgico e de Propriedades Mecânicas de Soldas GMAW-CW**. 2007. Monografia (Mestrado) - Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará. Belém.

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

SAVAGE, W.F. et al. Solidification mechanisms in fusion welds. **Welding Journal**, v.55, n.8, p. 213-221, 1976.

SCOTTI, A., PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: Melhor Entendimento, Melhor Desempenho**. ArtLiber: [s. l.], 2008.

SILVA, F.G. **Estudo da Viabilidade do Processo de Soldagem FCAW com Adição de Arame Frio, Aplicado a Indústria Naval**. 2010. Dissertação (Mestrado) - Universidade

Federal do Pará. Instituto de tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2010.

SOUZA, S. A. de. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos**. 5.ed. Edgard Blucher: São Paulo, 1982. 287p.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia**. Edgard Blücher: São Paulo, 1992.

WHITE MARTINS. **Duplo Arame**: Aliando a Velocidade a Qualidade. Catálogo. [2007]. Disponível em <[www.whitemartins.com.br](http://www.whitemartins.com.br)>. Acesso em abril de 2008.

ZEEMANN, Annelise. **Energia de Soldagem**. Rio de Janeiro. 2003. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/artigos/metsol05.pdf>>. Acessado em agosto de 2009.