



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

JUNILCE CARLA DA SILVA LOBATO

**Caracterização Estrutural
e de Propriedades Mecânicas da Solda Depositada pelo
Processo GMAW- Arame Frio em Chanfro V**

Belém

Livros Grátis

<http://www.livrosgratis.com.br>

Milhares de livros grátis para download.

2010



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

JUNILCE CARLA DA SILVA LOBATO

**Caracterização Estrutural
e de Propriedades Mecânicas da Solda Depositada pelo
Processo GMAW- Arame Frio em Chapas de Aço**

Dissertação apresentada para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará. Área de concentração em Materiais e Processos de Fabricação.

**Belém
2010**

AGRADECIMENTOS

Meu muito obrigada ao orientador deste trabalho, Drº Eduardo Braga, pelo aprendizado, sua amizade e paciência.

Ao coordenador e meu coorientador do GETSOLDA, Drº Carlos Mota.

Aos meus colegas de laboratório, em especial: Luciana Feio, pela usinagem de chanfros; Paulo D'angelo, pela operação de soldagem; Tércio Cabral, Luiz Paulo e Ângelo Augusto pela captação de dados; Andrew pela confecção dos corpos de prova do ensaio de dobramento e pela execução do ensaio de impacto; pelo desempenho metalográfico e pela colaboração da arte gráfica de Ariana Lobato e Judson Lobato; cooperação de Cássia Cristina e auxílio essencial do ensaio de microdureza efetuado pelo Diogo. Ao apoio das amigas Dras Rutilene Lima e Celina Leal.

À equipe técnica do LABEM, em especial o Sr. Jesus e por usinar e fresar as amostras para o ensaio de tenacidade.

SUMÁRIO

Lista de Figuras

Lista de Tabelas

Lista de Equações

Lista de Abreviaturas e Símbolos

Resumo

Introdução	1
Objetivos	3
1- Objetivo Geral	3
2 - Objetivos Específicos	3
Capítulo 2 - Revisão Bibliográfica	4
2.1 Soldagem	4
2.1.1 GMAW	4
2.1.2 GMAW Duplo Arame	8
2.1.3 GMAW Arame Frio	9
2.2 Aço	12
2.2.1 Metalurgia Física dos Aços	14
2.3 Metalurgia da Soldagem	22
2.3.1 Poça de Fusão	22
2.3.2 Reações Químicas na Poça de Fusão	23
2.3.3 Solidificação na Poça de Fusão	26
2.4 Metalografia	29
2.4.1 Macroestrutura de uma Junta Soldada	30
2.4.2 Microestruturas Resultantes	37
2.4.3 Microscópio Ótico - MO	42
2.4.4 Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV	42
2.4.5 Diâmetro Médio do Grão	44
2.5 Ensaio Mecânicos	45
2.5.1 Ensaio Visual	46
2.5.2 Ensaio por Líquido Penetrante	47

2.5.3 Remoção dos Corpos de Prova	48
2.5.4 Ensaio de Tração	49
2.5.4.1 Tensão e Deformação Convencional	50
2.5.4.2 Módulo de Elasticidade	53
2.5.4.3 Ensaio de Tração Real	54
2.5.4.4 Afinidade entre Tensões e Deformações	55
2.5.4.5 Fraturas Resultantes do Ensaio de Tração	59
2.5.5 Dobramento	60
2.5.6 Impacto pelo Método Charpy (V)	62
2.5.7 Microdureza	67
Capítulo 3 - Procedimento Experimental	68
3.1 Materiais Utilizados	68
3.1.1 Metal de Base	68
3.1.2 Materiais Consumíveis de Soldagem	68
3.1.3 Materiais Consumíveis para Metalografia	69
3.2 Equipamentos Utilizados	70
3.2.1 Equipamentos Utilizados na Bancada de Soldagem	70
3.2.2 Equipamentos Utilizados para o Ensaio de Metalografia	73
3.2.3 Equipamentos Utilizados para os Ensaios Mecânicos	74
3.2.4 Outros Equipamentos Utilizados	74
3.3 Procedimento Metodológico	76
3.3.1 Separação das Chapas Testes e Corte	76
3.3.2 Metalografia	80
3.3.3 Composição Química	81
3.3.4 Ensaio de Tração	81
3.3.4 Ensaio de Dobramento	82
3.3.4 Ensaio de Tenacidade	83
3.3.4 Ensaio de Dureza Vickers	84
Capítulo 4 - Resultados e Discussões	85
4.1 Ensaio de Caracterização Visual e por Líquido Penetrante	87
4.2 Composição Química	88
4.3 Ensaio Macrográfico e Micrográfico	93
4.4 Ensaio de Tração	113

4.5 Ensaio de Dobramento Semi-Guiado	117
4.6 Ensaio de Impacto pelo Metodo Charpy (V)	120
4.7 Ensaio de Dureza Vickers	122
Capitulo 05- Conclusões	126
Conclusões	126
Referências	127

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1- Esquema representativo do processo de soldagem GMAW Convencional	6
Figura 2.2 - Esquema representativo do processo de soldagem GMAW arame frio	10
Figura 2.3 - Ilustração esquemática de uma junta soldada em múltiplos passes	16
Figura 2.4 - Diagrama de fases do ferro-carbeto de ferro	17
Figura 2.5 - a) Disposição regular de átomos de ferro α CCC. b) Célula elementar do ferro α	18
Figura 2.6 – a) Disposição regular de átomos de ferro no ferro γ cúbico de face centrada; b) Célula elementar do ferro γ	19
Figura 2.7 – A microestrutura resultante do resfriamento de uma liga eutetóide diagrama representativo e micrografias	20
Figura 2.8 - Imagem ilustrativa da estrutura lamelar refinada da bainita. (a) Bainita superior: lamelas alternadas de ferrita e carbeto; observado em MET do aço eutetóide (12.000 x). (b) Esquema representativo da micrografia. (c) Bainita inferior: lamelas de ferrita exibindo uma subestrutura interna de carbetos	21
Figura 2.9 - Imagem ilustrativa de uma microestrutura da metaestável, a martensita	22
Figura 2.10 - Representação esquemática de uma poça de fusão simples	23
Figura 2.11 - Início da solidificação nos pontos de largura máxima da poça de fusão	28
Figura 2.12 - Continuidade entre os grãos da ZTA e da ZF devido ao crescimento competitivo	28
Figura 2.13 - Esquema de crescimento competitivo	29

Figura 2.14 - Diagrama esquemático mostrando diferentes alterações que podem ocorrer na zona fundida de uma solda em um aço de baixo teor de carbono	31
Figura 2.15 - Representação esquemática do ciclo térmico na soldagem em um só passe	32
Figura 2.16 - Repartição térmica de um ponto qualquer próximo ao centro do cordão solda de passe único. Neste esquema T_f é a temperatura de fusão do metal de solda, quanto as zonas definidas A,B e C são a de fusão, a termicamente afetada e o metal de base, respectivamente	33
Figura 2.17 - Esquema das regiões existentes de uma secção transversal de uma junta soldada (a) com um passe e (b) com vários passes	35
Figura 2.18 – Regiões da zona fundida (esquemático): (A) região misturada, (B) região não misturada e (C) região de fusão parcial. As larguras de (B) e (C) estão exageradas	36
Figura 2.19 - Representação esquemática de constituintes microestruturais: (a) fronteira imaginária entre PF(G) e FS; (bi) ferrita sob o retículo menor 3x a largura média da ripas de ferrita que a circundam; (bii) ferrita sob o retículo maior 3x a largura média da ripas de ferrita que a circundam. (ci) duas ou mais ripas paralelas e relação comprimento/largura maior 4/1; (cii) duas ripas com relação comprimento/largura menor 4/1 ou ripas não alinhadas ou ripas isoladas de alta relação comprimento/largura; (di) área da colônia FC sob o retículo menor área individual das ripas de ferrita; (dii) área da colônia FC sob o retículo maior área individual das ripas de ferrita	40
Figura 2.20 – Microestruturas do metal depositado com indicação dos diferentes constituintes	41
Figura 2.21 - Ângulo e distância de observação em relação à superfície a ser examinada	46
Figura 2.22 - (a) Aplicação do spray penetrador e (b) penetrador	48
Figura 2.23- ilustra um espécime típico de ensaio de tração	50
Figura 2.24 - Representa um corpo submetido a um esforço axial de tração em célula de carga	51
Figura 2.25 - Diagramas convencionais para materiais dúcteis e frágeis	52
Figura 2.26 – Curvas de tração convencional e real	56
Figura 2.27 –Tipos de Fraturas	57

Figura 2.28 - Dispositivos para o ensaio de dobramento: a) ensaio por flexão, aplicação de dois pinos nas extremidades e no centro um cutelo	58
Figura 2.29 – Movimento do pendular do martelo esquematizado	60
Figura 2.30 – Localização do entalhe em V e aplicação de carga de um corpo de prova de ensaio Charpy	62
Figura 2.31 - Representação da temperatura de transição	63
Figura 2.32 - Curvas típicas de energia absorvida versus temperatura para metais cfc, ccc e hc	63
Figura 2.33 - Esquema representativo de um sistema no sentido de maior resistência; para U = energia absorvida pelo impacto	64
Figura 2.34 - (a) esquema do ângulo de 136° do penetrador, (b) representação das diagonais do penetrador	66
Figura 3.1 - Ilustração esquemática da bancada experimental	71
Figura 3.2 - Suporte desenvolvido pelo GETSOLDA para a alimentação do arame não energizado sob a tocha de soldagem MIG/MAG, apresentando o sistema para o processo GMAW-CW	72
Figura 3.3 - Máquina serra de fita para corte vertical e horizontal de materiais	75
Figura 3.4 – Esquema (a) da chapa teste soldada e (b) do chanfro, ambos com suas respectivas dimensões em mm	78
Figura 3.5 – Esquema da ordem de passes utilizados para o preenchimento do chanfro v. Onde: 1° PE (primeiro passe de enchimento); 2° PE (segundo passe de enchimento); 3° PE (terceiro passe de enchimento); PRa (passe de raiz) e PRe (passe reverso)	79
Figura 3.6 – Lay-out: posição de retirada de corpos de prova em chapas teste (a) amostras e (b) réplica segundo a norma ASME Seção IX. (c) amostra real da chapa teste.	80
Figura 3.7 – Espectômetro de massa: (a) amostra captando os feixes de elétrons e (b) ver-se a superfície da amostra	81
Figura 3.8 – Esquema para a retirada do corpo de prova da chapa teste para o ensaio de tração	82
Figura 3.9 – Dimensões corpo de prova para o ensaio de tração	82
Figura 3.10 - Esboço dos corpos de prova para o ensaio de dobramento	83

Figura 3.11 - Representação esquemática da orientação de retiradas dos corpos-de prova das juntas soldadas	84
Figura 3.12 - Corpos de prova para o ensaio de impacto pelo método Charpy	84
Figura 3.13 - Corpos de prova para o ensaio de microdureza	85
Figura 4.1 – Tipos de distorções observadas nas chapas testes: (a) contração transversal e (b) distorção angular	87
Figura 4.2 - Cordão de solda do VAA 6:3. DI (deposição insuficiente) e AS (salpicagem).	88
Figura 4.3 - Cordão de solda do VAA 8:4. DI (deposição insuficiente) e AS (salpicagem).	88
Figura 4.4 - Cordão de solda do VAA 10:5. DI (deposição insuficiente) e SA (salpicagem).	88
Figura 4.5 - Comparação dos valores de carbono equivalente do metal de base e o metal fundido	91
Figura 4.6 – Macrografia da junta soldada para VAA 6:3	93
Figura 4.7 – Macrografia da junta soldada para VAA 8:4	94
Figura 4.8 – Macrografia da junta soldada pra VAA 10:5	94
Figura 4.9 – Morfologia macroscópica do MB em MO, 50x para um aço 1020	95
Figura 4.10 – Imagem do MB em MO, 200x para um aço 1020	96
Figura 4.11 - Imagem retirada do MEV em campo escuro, ela apresenta grãos de ferrita (cor escura) e nos contornos de grão de perlita (linhas claras). Ampliação 300x do MB para um aço 1020.	96
Figura 4.12 – Imagem da face na proporção VAA 6:3 e seus respectivos pontos caracterizados em MO	97
Figura 4.13 – Ponto (A); ZF com aumento de 400x na junta soldada; apresentando porosidades, PF, PF(I) para VAA 6:3	98
Figura 4.14 – ZF no ponto (A) apresentando grãos de PF(G), PF(I), AF (ferrita acicular), PF e ferrita alotriomórfica 400x para VAA 6:3	98
Figura 4.15 – ZTA no ponto (B), zona parcialmente transformada (grãos menores) e zona recristalizada (grãos maiores) em uma junta soldada hipoteutóide. Magnitude de 50x para VAA 6:3.	99

Figura 4.16 – ZTA no ponto (B); magnitude de 100x para a junta soldada no VAA 6:3	99
Figura 4.17 – Micrografia da ZTA no ponto ©, com magnitude de 100x para VAA 6:3. Detalhes das regiões resultantes das modificações estruturais devido ao aquecimento dos passes já depositados pelos novos passes e presença de inclusões entre regiões.	100
Figura 4.18 - Macrografia no ponto (D); magnitude de 50x para VAA 6:3	100
Figura 4.19 – Imagem capturada por MEV para VAA 6. (a) Magnitude de 400x; pertencente a ZF, o local apresenta porosidade numa matriz ferrítica. (b) ZF com aumento de 1000x. (c) ZTA com grandeza de 800x	102
Figura 4.20 – Imagem capturada por MEV para VAA 6:3. (a) Magnitude de 500x da ZF na matriz ferrítica. (b) Aumento de 1500x identificando as fases: FC, PF(G) e os contornos de perlita. (c) Magnitude de 4000x identificando as fases: ferrita com segunda fase alinhada e de contorno de grão.	102
Figura 4.21 – Macroestrutura na proporção para VAA 8:4 e seus respectivos pontos caracterizados em MO	104
Figura 4.22 – ZF-ZTA do ponto (A), na proporção para VAA 8:4. Aumento de 50x	105
Figura 4.23 – Microestrutura representativa na proporção VAA 8:4, no ponto (A) apresentam grãos martensíticos e zonas descarbonetadas; aumento 200x.	105
Figura 4.24 – Microestrutura para VAA 8:4, ponto (B). Ilustra a textura ferrítica e porosa da ZF. Magnitude de 50x	106
Figura 4.25 – Microestrutura representativa para VAA 8:4, ponto (B). Mostra a estrutura predominantemente ferrítica e grãos alongados de ferrita de contorno de grão da zf. Magnitude de 200x.	106
Figura 4.26 – Microestrutura para VAA 8:4. Identificando o ponto (B) que mostra: PF(G) e AF. Magnitude de 400x.	107
Figura 4.27 – (a) macroestrutura (50x) e (b) microestrutura (200x) na proporção para VAA 8:4. ZF do ponto (C).	108
Figura 4.28 – Na proporção para VAA 8:4, localizado no passe de raiz; ponto (D)	109
Figura 4.29 – Na proporção para VAA 8:4, imagens capturada por MEV. (a) Magnitude da ZF em 2500x. (b) Zoom da região circundada em (a) com 5000x de grandeza	110

Figura 4.30 – Proporção para VAA 8:4 de imagens capturadas por MEV. (a) sítio do passe de raiz; aumento de 1000x indicando as soesusões. (b) detalhamento da inclusão e proximidades; magnitude de 3500x	110
Figura 4.31 – Imagem real na proporção para VAA 10:5 e seus respectivos pontos caracterizados em MO	111
Figura 4.32 – Proporção para VAA 10:5. (a) 50x, (b)100x e (c)200x.	111
Figura 4.33 - Imagens na proporção para VAA 10:5, capturadas por MO.	113
Figura 4.34 - Imagens na proporção para VAA 10:5 capturadas por MEV com aumentos de (a) 300x e (b) 4500x	113
Figura 4.35 – O rompimento do material ao longo da área útil para o ensaio de tração: (a) próximo a solda e (b) aspecto dúctil de fratura	114
Figura 4.36 – O rompimento do material ao longo da área útil para o ensaio de tração: (a) longe da junta soldada e (b) aspecto muito dúctil de fratura.	115
Figura 4.37 – O gráfico mostra a trajetória de deformação até a ruptura da amostra C dúctil para VAA na proporção de 6:3, (b) da amostra A para VAA na proporção de 8:4 e (c) da amostra B para VAA na proporção de 10:5.	117
Figura 4.38 – Representação gráfica dos valores médio das séries de experimento para VAA: tensão convencional, tensão real e deformação convencional	118
Figura 4.39 – Ações de forças trativas - região da face superior da solda - e compressivas - região da face de raiz da junta soldada. (a) apresenta um início de trinca e (b)) amostra C para VAA 6:3	119
Figura 4.40 – Resultados comparativos da carga aplicada em kg.f	121
Figura 4.41 – Resultados comparativos de ΔU e RI médios.	122
Figura 4.42 - Perfil de microdureza para VAA 6:3 das diferentes Zonas (ZS – Zona Superior;ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz)	124
Figura 4.43 – Perfil de microdureza para VAA 8:4 das diferentes Zonas Zonas (ZS – Zona Superior;ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz)	124
Figura 4.44 - Perfil de microdureza para VAA 10:5 das diferentes Zonas Zonas (ZS – Zona Superior;ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz)	125

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Indica em níveis estruturais, exemplos de técnicas usuais de estudo e de detalhes que podem ser observados	15
Tabela 2.2 - Classificação e estrutura do aço no ponto eutético	20
Tabela 3.1 – Composição química padrão para o aço ao carbono AISI-SAE 1020	68
Tabela 3.2 - Requisitos de composição química, percentagens em peso para o arame sólido	69
Tabela 3.3 - Propriedades mecânicas para o arame sólido	69
Tabela 3.4 - Os parâmetros e condições de soldagem para a aplicação do processo de soldagem GMAW Arame Frio	77
Tabela 3.5 – Identificação dos diferentes níveis de velocidade de alimentação dos arames sólidos usados no processo de soldagem GMAW Arame Frio aplicados em chanfros das chapas teste	77
Tabela 4.1 - Distribuição média das quantidades dos elementos contidos nos materiais metálicos analisados: MB, juntas soldadas de Amostras e Réplicas.	89
Tabela 4.2 – Parâmetros do ensaio de tração	116
Tabela 4.3 – Carga aplicada e ângulo para o ensaio de dobramento	120
Tabela 4.4 - Resultados do ensaio de impacto pelo método de Charpy	122
Tabela 4.5 – Dados de dureza Vickers para diferentes VAAs	123

LISTA DE EQUAÇÕES

Eq. 2.1 – Coeficiente de diluição	24
Eq. 2.2 – Reação de oxidação	26
Eq. 2.3 – Reação reversa do ferro na sua condição de metal puro	26
Eq. 2.4 – Reação com adição de Si	26
Eq. 2.5 – Reação com adição de Mn	26
Eq. 2.6 – Índice de basicidade	27
Eq. 2.7 – Energia de soldagem	31
Eq. 2.8 – Ciclo térmico de soldagem	32
Eq. 2.9 – Velocidade de resfriamento	33
Eq. 2.10 – Temperatura de pico	34
Eq. 2.11 – Diâmetro médio do grão	46
Eq. 2.12 – Tração convencional ou nominal ou de engenharia	52
Eq. 2.13 – Deformação convencional	53
Eq. 2.14 – Lei de Hook	55
Eq. 2.15 – Equação 2.14 foi substituída a tensão e a deformação pelas Equações 2.12 e 2.13, resultando a Eq. 2.15	55
Eq. 2.16 – Substituição para valores L_0 e A_0 foram conhecidos através do gráfico	56
Eq. 2.17 – Tensão real	56

Eq. 2.18 – Deformação real	57
Eq. 2.19 – Correlação entre deformação real e convencional	57
Eq. 2.20 – Redução Eq. 2.19	57
Eq. 2.21 – Correlação entre as tensões real e convencional	58
Eq. 2.22 – Rearranjo da Eq. 21	58
Eq. 2.23 – Substituindo na Eq. 2.18	58
Eq. 2.24 – Observando a Eq. 2.20	58
Eq. 2.25 – Substituindo a Eq. 2.20 na Eq. 2.17	58
Eq. 2.26 – Igualdade da tensão convencional	58
Eq. 2.27 – Distância para o ensaio de dobramento	60
Eq. 2.28 – Energia potencial para o ensaio de tenacidade	62
Eq. 2.29 – Energia cinética para o ensaio de tenacidade	62
Eq. 2.30 – Energia potencial inicial	63
Eq. 2.30' – Energia potencial final	63
Eq. 2.31 – Dissipação de energia por atrito	63
Eq. 2.32 – Balanço energético do sistema	63
Eq. 2.33 – Resistência ao impacto	64
Eq. 2.34 – Valor de dureza Vickers	68
Eq. 2.35 – Relação resistência à tração e nº de dureza Vickers	70

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

δ - coeficiente de diluição

η - eficiência térmica

H – aporte térmico

η - eficiência térmica

V – tensão

ϑ - velocidade

σ_c - tensão de tração convencional ou nominal ou de engenharia

σ_{conv} - tensão convencional

σ_{real} - tensão real

° C - graus Celsius

A – ampare

A_0 - seção transversal uniforme

A_3 -

ABENDE – Associação Brasileira de Ensaio Não Destrutivos

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

ABNT - Associação de Normas Técnicas Brasileiras

A_{cm} -

AF - Ferrita Acicular

A_{ins} - área mínima instantânea da seção transversal

AISI - American Iron and Steel Institute

Al – Alumínio

Ar – Argônio
ASME -
ASTM - American Society for Testing and Materials
AWS - American Welding Society
C - carbono
C - constante
CCC - cúbica de corpo centrado
Ceq – carbono equivalente
CFC - cúbica de face centrada
CO – Óxido de carbono
CO₂ – Dióxido de Carbono
Cr – Cromo
CT – Ciclo Térmico
D - diâmetro do cutelo
d – diâmetro médio do grão
DBCP – Distância do Bico de Contato à Peça
DI - Deposição Insuficiente
e – espessura
E - módulo de Young ou módulo de elasticidade
ER – Eletrodo Revestido
FBTS – Fundação Brasileira de Tecnologia e Soldagem
FC - Agregado de Ferrita/Carboneto
FCAW - Flux-Cored Arc Welding
FCAW-CW - Flux Cored Arc Welding – Cool Wire
Fe – ferro
Fe₃C – carbeto de ferro ou cementita
FeO – Óxido de ferro
FF - Falta de Fusão
FS - Ferrita com Segunda Fase
FS(A) - Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FS(NA) - Ferrita com Segunda Fase não Alinhada
g - gravidade
GETSOLDA – Grupo de Estudo e Tecnologia de Soldagem

gf – grama força
GMAW - Gas Metal Arc Welding
GMAW-VP - Gas Metal Arc Welding- Variable-Polarity
GTAW – Gas-Tungsten Arc Welding
 h - altura
HC – hexagonal compacta
HEF – hexagonal de empacotamento fechado
HV – dureza Vickers
 I – corrente de soldagem
IB - Índice de Basicidade
IB – Índice de Basicidade
IIW- International Institute of Welding
INMETRO - Instituto Nacional de Metrologia
ISO –
kg – quilograma
kgf – quilograma força
 L – comprimento, distância
 L_0 - o comprimento inicial
LABMEV- Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura
LEMAC - Laboratório Experimental de Materiais de Construção
 L_f - o comprimento final
 \ln – logaritmo neperiano
 M - ampliação, magnitude
 M - Martensita
 m - massa
MAG - Metal Active Gas
MAG-AF - Metal Active Gas – Arame Frio
MB – Material de Base
MET – Microscópio Eletrônico de Transmissão
MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG - Metal Inert Gas
 Mn – Manganês
 MnO – Óxido de manganês

MO – Microscópio Ótico
Mo - Molibidênio
N - coeficiente de encruamento e
n - *encruamento*
n_l– numero de linha
NOH₃ - Ácido Nítrico
O - oxigênio
P – carga empregada
PAW – Plasma Arc Welding
PF - Ferrita Primária
PF(G) - Ferrita de Contorno de Grão
PF(I) - Ferrita Poligonal Intragranular
PS - procedimento de soldagem
R – raio
RI - resistência ao impacto
R_s – velocidade de solidificação
RT – Repartição Térmica
S - Salpicagem
SAE - Society of Automotive Engineers
SAW - Submerged Arc Welding
Si – Silício
SiO₂ – Dióxido de silício
t - tempo
T_c - tempo de permanência
T_f - temperatura de fusão
Ti - Titânio
T_p – Temperatura de pico
U - energia potencial
U_{at} energia por atrito
UNS - Unified Numbering System
U_r - módulo de resiliência
U_t - tenacidade
V - velocidade de impacto

v – velocidade de soldagem
VAA – velocidade de alimentação dos arames
 V_{θ} - velocidade resfriamento
y – distancia
ZF – Zona Fundida
ZI - Zona Intermediária
Zr – Zircônio
ZR - Zona de Raiz
ZS - Zona Superior
ZTA – Zona Termicamente Afetada
 α – alfa
 γ - gama
 δ – delta
 ΔL - variação do comprimento
 Δt - tempo de resfriamento
 ΔT – variação de temperatura
 ΔU - Balanço Energético do Sistema
 Θ - ângulo entre a normal e a frente de solidificação
 θ_D - ângulo de dobramento
 κ - *coeficiente de resistência*
 κ - coeficiente de resistência
 σ_E - Limite de elasticidade
 σ_e - Limite de escoamento
 σ_p - Limite de proporcionalidade
 σ_R - Limite de resistência
 σ_{RUP} - Tensão de ruptura
 σ_u - resistência à *tração*
 ϵ - deformação convencional

Resumo

Título: Caracterização Estrutural e de Propriedades Mecânicas da Solda Depositada pelo Processo GMAW- Arame Frio em Chanfro V

Esta dissertação fornece um estudo da estrutura macro e micro e o comportamento mecânico resultante dos esforços aplicados em corpos de prova retirados de chapas teste de aço SAE-AISI 1020. Nas quais soldas foram depositadas em chanfro V, na posição de soldagem plana, pelo processo GMAW com adição de arame frio - isto é, processo de soldagem com apenas um arco elétrico que continha um arame eletrodo energizado e outro não energizado (o adicionado) - no sentido empurrando. Ambos, os arames, foram alimentados por um sistema que controlava as suas velocidades de entrada na tocha. Estes foram arranjos referentes à tocha um ao lado do outro. Empregaram os arames consumíveis de 1,2 mm de diâmetro, da classe AWS E70S-6, e o dióxido de carbono (CO_2), como gás de proteção com vazão de 18 l/min. O modo de soldagem foi semiautomática realizada com fonte eletrônica ajustada em: corrente constante (CC) e polaridade positiva; e no modo tensão constante. As variáveis de influência foram a velocidade de alimentação do arame (VAA) eletrodo (que variou em três níveis: 6, 8 e 10 m/min) e a VAA não energizado (também, em três níveis: 3, 4 e 5 m/min), assim, combinados respectivamente. Os resultados mostraram que não houve mudanças significativas nas fases presentes das soldas depositadas apresentadas nas diferentes VAAs quando analisadas com base em resultados anteriormente publicados na literatura pelo processo GMAW convencional. Contudo, as combinações nas VAA 6:3 a quantidade de descontinuidades presente foi menor em comparação as outras VAAs (8:4 e 10:5); comprometendo, assim, os resultados de propriedades mecânicas negativamente.

Palavras Chaves: Arame Frio, GMAW, soldagem

Introdução

Com a necessidade de acompanhar o desenvolvimento tecnológico na área de soldagem visando colaborar com os materiais já existentes, é que esta pesquisa vem contribuir informativamente ao pessoal técnico ou profissional interessado na área de soldagem. O leitor encontrará uma gama de referencias como: livros, manuais, artigos, trabalhos, publicações, internet entre outras como fontes de conhecimento. Por esta causa é que o trabalho de dissertação propõe reunir tais documentos e aplicá-lo junto ao experimento realizado que tem por estudo a caracterização estrutural e de propriedades mecânicas da solda depositada em chanfro em V pelo processo GMAW Arame Frio em chapas de aço ao carbono.

O GMAW significa no termo inglês “Gas Metal Arc Welding”, ou seja, processo de soldagem a arco em metal com proteção gasosa. O trabalho contribui para conhecimento do comportamento de junta soldada em chanfro V quando submetido a esforços e na observação da estrutura interna formada. Para isto, foi dirigido o estudo para três relações de variação da *velocidade de alimentação dos arames* (VAA) não revestidos utilizando-se de um mesmo arco voltáico. Observando a influência e a afinidade de ambos, nas seguintes proporções de velocidade: de 6:3, de 8:4 e de 10:5, respectivamente (a velocidade de alimentação de arame eletrodo: para velocidade de alimentação de arame adicionado) em m/min.

Os parâmetros seguidos para a aplicação do processo de soldagem foi baseado em estudos precursores do GETSOLDA (Grupo de Estudo e Tecnologia de Soldagem). Em que foram bem sucedidos quando utilizados para soldagem de revestimento, isto é, a operação de soldagem realizada por simples deposição do metal de adição sobre material de base metálica (aço 1020). Por este feito, o processo foi qualificado como viável tanto na operação quanto economicamente; assim, os testes de qualificação e viabilização foram satisfeitos (BARROZO, 2006; SANCHES, 2006; SÁBIO, 2006; BARCELAR E FERRAZ, 2005; DIAS, 2003). Por esta razão, experimenta-se o processo de soldagem para juntas soldadas em corte de chapas de aço em chanfro V. Os testes de qualificação do experimento seguem normas específicas da FBTS (Fundação Brasileira de Tecnologia de Soldagem) e outras complementares que são comentadas durante a exposição do texto.

A motivação da realização deste trabalho é pelo processo GMAW ser bastante difundido industrialmente, comercialmente e acessível em custos quando comparado a outros processos de soldagem mais tradicionais como: FCAW (Flux-Cored Arc Welding), SAW (Submerged Arc Welding). Outro fator que diferencia o GMAW é por ser um processo utilizado em grande escala produtiva. Assim, acompanha a modernização industrial, impulsionada pelas novas exigências de mercado que impõem aos produtos e serviços severos requisitos de qualidade e produtividade a baixo custo (BY e ZHANG, 2008).

A utilização da adição do arame frio em um mesmo arco voltáico, no qual já se usa um eletrodo energizado, eleva a produção de deposição do material a ser unido. Por isso a averiguação do processo de soldagem GMAW com adição de arame frio em chanfro em V é possível a partir dos parâmetros recolhidos para soldagem de revestimento. No entanto, a pesquisa limita-se apenas a caracterização da estrutura e de propriedades mecânicas do aço baixo carbono unido pelo GMAW Arame Frio. Porque características do processo e viabilidade econômica necessitarão de experimentos mais refinados. Para tanto, estes assuntos não farão parte do escopo de atual trabalho, mas poderão ser motivo de futuros estudos.

Objetivos

Objetivo Geral

Analisar o comportamento de juntas soldadas em chanfro V quanto ao aspecto estrutural e de propriedades mecânicas utilizando o processo GMAW com adição de arame frio em diferentes níveis de velocidade de alimentação dos arames sólidos energizado e não energizado em condição de soldagem manual.

Objetivos Específicos

1. Inspeção e análise dos cordões de solda utilizando exame visual e líquido penetrante;
2. Avaliação da macro e microestrutura da junta, englobando:
 - a) Tamanho de grão;
 - b) Descontinuidades;
 - c) Fases presentes.
3. Caracterização das propriedades mecânicas dos corpos-de-prova, quanto a:
 - a) Microdureza;
 - b) Resistência a Tração;
 - c) Dobramento de face;
 - d) Tenacidade.

Capítulo 02 - Revisão Bibliográfica

O capítulo atual busca-se rever assuntos envolvidos que são fundamentais para a compreensão e interpretação dos capítulos posteriores. Dos assuntos revisados destacam-se: os processos de soldagem GMAW e as suas variantes (duplo arame e arame frio); o aço; metalurgia da soldagem; poça de fusão e os efeitos ocorridos como reações químicas e a solidificação; microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura; e por fim, estuda-se o comportamento do material metálico mecanicamente segundo ensaios requeridos: tração, dobramento de face, tenacidade e microdureza para averiguar a qualidade física do material soldado e correlacionar às suas características estruturais.

2.1 Soldagem

A soldagem classicamente definida como processo de união de peças. Atualmente, o termo é também usado para determinar diversas atividades como na recuperação de peças desgastadas e em revestimentos especiais. A definição técnica dada pela AWS (apud Marques et al, 2005) é:

“Processo de união de materiais baseado no estabelecimento de forças de ligação química de natureza similar às atuantes no interior dos próprios materiais, na região de ligação entre os materiais que estão sendo unidos.”

Autores definem a soldagem por ser a operação técnica para a obtenção da união de materiais de duas ou mais partes devem certificar a seguridade e continuidade das propriedades químicas e físicas, acabamento e qualidade do processo; os quais devem ser validados segundo especificações.

As definições resumem a necessidade de unir peças de diversos materiais, respeitando suas necessidades, propriedades, e especificações a fim de obter a seguridade e qualidade do processo.

2.1.1 GMAW

A *Gas Metal Arc Welding* - GMAW, tradicional no Brasil como processo MIG/MAG, é a soldagem a arco com proteção gasosa em que a união de peças metálicas por coalescimento é produzida pelo aquecimento destas com um arco elétrico estabelecido entre um arame (consumível) continuamente alimentado e a peça de trabalho (metal de base). O esquema do processo de soldagem é apresentado na Figura 2.1. A proteção do arco e da região da solda contra contaminação pela atmosfera é feita por gás ou mistura de gases, que podem ser inertes ou ativos. A designação MIG - em inglês significa "Metal Inert Gas"- quando a proteção usada é inerte ou rica em gases inertes, e o MAG – em inglês "Metal Active Gas" - para a proteção ativa ou contém misturas ricas desses gases (BRACARENSE, 2003).

A aplicabilidade do processo de soldagem MAG é direcionada aos metais ferrosos; já o processo MIG é mais aplicado tanto aos metais ferrosos quanto aos não ferrosos, como por exemplo, o alumínio, o cobre, o magnésio, o níquel e as ligas de cada um destes.

Vários autores como Marques et al (2005), Groetelaars (2005), Kou (2003), Bracarense (2003) e Machado (1996) listam as principais características do processo de soldagem GMAW:

- a) Um processo semi-automático;
- b) A alimentação do arame é motorizada;
- c) O soldador inicia e interrompe o processo movendo a tocha ao longo da junta;

- d) A manutenção do arco é constante garantida pela alimentação do arame;
- e) O processo limitado aos movimentos do soldador;
- f) O calor gerado pelo arco voltaico serve para aquecer, fundir e unir as peças juntamente com o arame eletrodo, que é transferido constituindo o metal de adição.

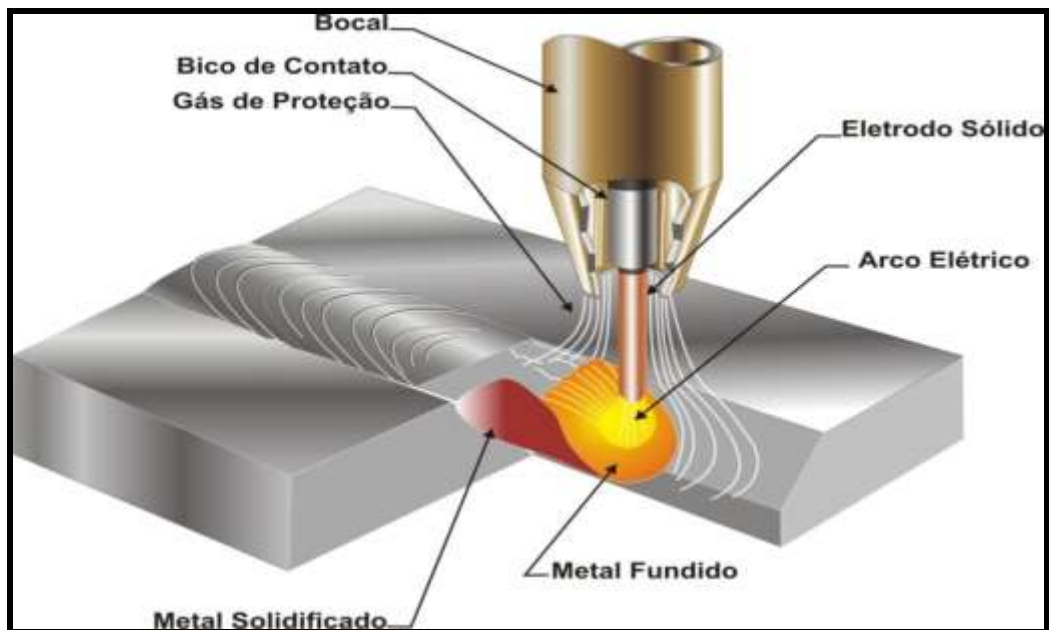


Figura 2.1 - Esquema representativo do processo de soldagem GMAW Convencional.
Fonte: Cruz Jr e Cabral, 2008.¹

As principais vantagens do processo GMAW quando comparadas ao uso do processo de soldagem por eletrodo revestido:

- a) Taxa de deposição elevada;
- b) Maior fator de ocupação do soldador;
- c) Grande versatilidade quanto ao tipo de material e espessuras aplicáveis;
- d) Não existem fluxos de soldagem, ou seja, ausência de escória e limpeza.

Quanto às limitações:

- a) Sensibilidade à variação dos parâmetros elétricos de soldagem podendo afetar o cordão de solda depositado;

¹ Cruz Jr e Cabral (2008, p 05) realizaram o trabalho de final de curso de Engenharia Mecânica pela UFPa sob o título: “Especificação de Procedimentos de Soldagem MIG para o Preenchimento de Cavidades pela Técnica de Camadas Sucessivas”.

- b) Necessidade de ajuste de parâmetros para obtenção de um bom cordão de solda;
- c) Menor variedade de consumíveis;
- d) Menor custo e manutenção de equipamento em comparação ao processo de soldagem com eletrodo revestido.

Outro aspecto a ser observado no processo de soldagem GMAW é o modo de transferência máctica da gota que afeta algumas características do processo como:

- a) Estabilidade do arco;
- b) Quantidade de gases (hidrogênio, oxigênio e nitrogênio) como gás de proteção;
- c) Aplicabilidade do processo em todas posições de soldagem e
- d) Os respingos.

Existem três tipos básicos de transferência de metal no processo GMAW ou MIG/MAG, são: por curto circuito, globular e "spray". Na transferência por curto circuito, o metal de adição é projetado do eletrodo para a poça de fusão e quando eles estão em contato entre si, ocorre o curto circuito. Em ambos os tipos de transferência globular e spray, as gotas transferidas através do arco sob a influência da gravidade e de forças eletromagnéticas, respectivamente. A magnitude da corrente de soldagem, o tamanho do eletrodo e a composição do gás de proteção são fatores fundamentais que afetam o modo de transferência (KOU, 2003).

O eletrodo apropriado para o processo é constituído de um arame fino, com diâmetro cerca de 0,8 a 1,6 mm, bobinado em carretéis ajustados e conduzido até o arco através de pequenos rolos impulsadores acionados por um motor. O contato elétrico é feito por um deslizamento entre o fio e um pequeno tubo de cobre colocado no interior do bocal de gás, imediatamente antes do arco elétrico, e continuamente renovado podendo-se usar altas taxas de corrente. A corrente pode chegar a cerca de 300 A/mm^2 , resultando em elevadas velocidades de fusão, até cinco vezes maior a que se consegue com eletrodos revestidos (cimm.com.br, 2008).

No processo GMAW os cuidados durante o procedimento são o excesso de respingo e o surgimento de porosidades que reduzem a produtividade, pois o gasto em retrabalho eleva o custo final do processo (WHITE MARTINS, 2007). Com relação à produtividade um mercado cada vez mais competitivo, o processo GMAW convencional começa a não mais atender plenamente a demanda das indústrias que exige maiores taxas de deposição dos metais de solda mais elevadas (similares às do processo Arco Submerso) possibilitando a redução do tempo de soldagem e conseqüentes custos globais (MICHIE et al, 1998).

2.1.2 GMAW Duplo Arame

Esta variante do processo GMAW é explorada desde o ano de 1955 (VOLDIN e SLUCHANKO, citado por GROETELAARS, 2005; MICHIE et al, 1998). Este método de processo de soldagem tem sido aceito devido à crescente produtividade e a interface tecnológica, que com o passar do tempo é aperfeiçoado, por estes motivos o processo é comercialmente aceito.

O GMAW duplo arame baseia-se na formação de dois arcos elétricos entre a peça e dois arames-eletrodos continuamente alimentados. A poça de fusão é protegida da mesma forma que na soldagem MIG/MAG, por um fluxo de gás inerte, ativo ou uma mistura de ambos.

Motta (2002) acrescenta que o processo de soldagem GMAW Duplo Arame comparado ao GMAW convencional, proporciona um crescimento da produtividade através do aumento na taxa de deposição e na velocidade de soldagem. Outra vantagem operacional creditada ao duplo arame é o baixo aporte térmico, que permite a soldagem com altas velocidades de deslocamento sendo assim possível a redução do aporte de calor sobre a peça soldada. Isto reduz as distorções, o que pode favorecer a soldagem de chapas finas. Neste aspecto, Groetelaars (2005, p.3) informa ainda algumas possíveis vantagens operacionais como:

“Cordões de solda mais volumosos; redução do número de passes e controle da geometria do cordão de solda, através do posicionamento da tocha (ângulos), do comprimento de arco e da corrente de cada arame, apresentando-se como uma solução na soldagem de juntas mal ajustadas; A utilização de eletrodos com diferentes diâmetros e diferentes composições químicas;

Alimentação de arames com diferentes velocidades e diferentes intensidades de corrente;
Redução do nível de porosidade em altas velocidades devido ao aumento da área da poça de fusão (maior o tempo para liberação dos gases dissolvidos na poça de fusão para a atmosfera, antes de ocorrer a solidificação do cordão de solda);
Extrema versatilidade e ampla faixa de aplicações, excelentes características para robotização e pouca produção de escória (intrínsecas ao processo MIG/MAG).”

O mesmo ainda refere-se a respeito das limitações da técnica MIG/MAG duplo arame:

“Maior complexidade operacional (ajuste de parâmetros, que além de multiplicados, ainda não se conhece bem como é a interação entre os dois arcos);
Excessiva geração de fumos e radiações luminosas;
As taxas de fusão são ainda limitadas (devido principalmente às condições físicas do arco e capacidade mecânica da tocha em correntes elevadas);
Instabilidades devido à deflexão magnética (proximidade dos arcos);
Dificuldades na montagem e preparação da área de trabalho (aumento da complexidade do sistema);
Custo elevado da tocha”.

Características extras relacionadas ao processo são: a versatilidade de alterar-se a disposição dos eletrodos em relação ao cordão de solda em paralelo e em seqüencial, respectivamente, muito usada para revestimentos metálicos e para união de peças ou preenchimento de juntas. A arrumação seqüencial dos eletrodos também é dita serial. Outro aspecto é em relação ao construtivo da tocha em que a energização dos eletrodos poderá ser de potencial único ou potencial isolado. Por definição, (MOTTA, 2005; GROETELAARS, 2005):

- GMAW duplo arame com potencial único: os eletrodos são fornecidos por alimentadores de arames independentes havendo, portanto, a energização dos arames através do bico de contato, assim submetidos ao mesmo potencial elétrico.
- GMAW duplo arame com potencial isolado: as características que identificam o processo são o isolamento elétrico entre os eletrodos e a manutenção dos arcos por fontes de soldagem separadas. De forma semelhante ao potencial único, os arames são fornecidos por dois alimentadores de arames independentes.

2.1.3 GMAW Arame Frio

O processo de soldagem GMAW com adição de arame frio, tecnicamente também chamado de MIG/MAG Arame Frio, é caracterizado por ser uma soldagem duplo arame sólido: sendo um arame consumível energizado e outro arame consumível frio adicionado utilizando-se do mesmo arco (SÁBIO, 2006), a Figura 2.2 esquematiza o processo. Este utiliza no equipamento de soldagem uma fonte retificadora multiprocesso que permite a aquisição dos dados instantâneos da corrente e tensão de soldagem. A entrada e saída do arame/eletrodo são auxiliados por um cabeçote que controla os valores da velocidade de alimentação do arame e tempo de soldagem. Os arames são bobinados em carretéis apropriados e conduzidos até o bocal de gás da tocha. As posições “*twin wire*” (MICHIE,1998), em “*tandem*”, “*variable-polarity GMAW*” - GMAW-VP (que traduzindo significa polaridade variada do GMAW) entre outros recentes descobertos tem por objetivo maior deposição do metal de solda (BY e ZHANG, 2008), em que o modo de transferência é analisado a partir do recolhimento de dados durante a soldagem.

As vantagens de se aplicar este sistema do processo de soldagem são igualmente características às mencionadas para o GMAW duplo arame. Além delas, podem ser também acrescentadas à facilidade de manipular a tocha e ao agito da poça de fusão que refina a microestrutura. A desvantagem do processo é que parâmetros adicionais devem ser minuciosamente observados e estudados (o que não é foco atual do trabalho, mas serve para extensão deste) como: espaços entre os eletrodos, o ângulo entre os eletrodos e a distância de contato bocal-peça (MICHIE, 1998).

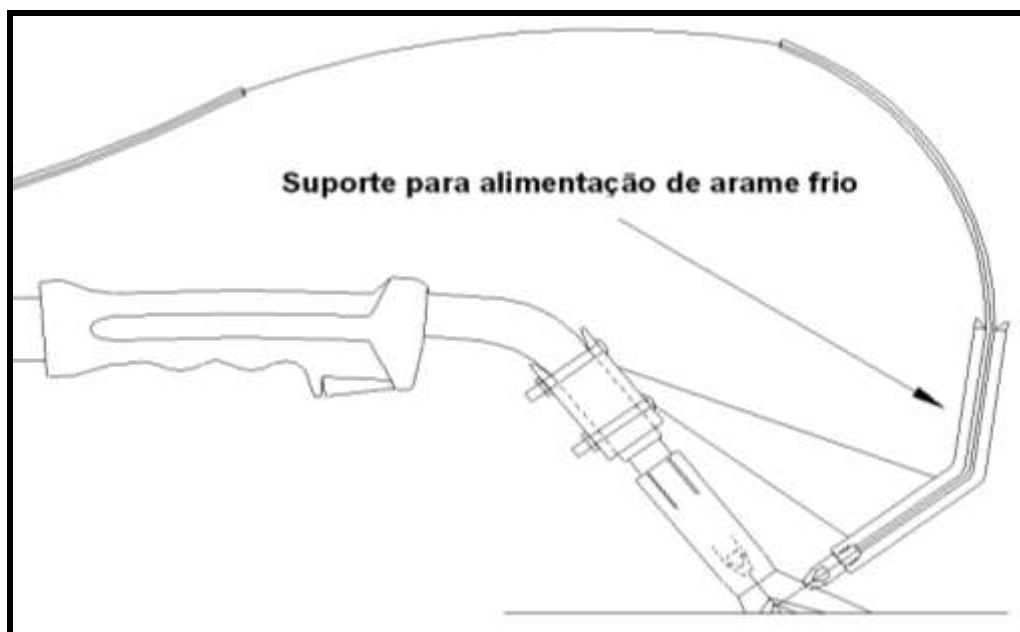


Figura 2.2 - Esquema representativo do processo de soldagem GMAW arame frio.
Fonte: Getsolda. Labem. UFFPA/PA.

O sistema “twin wire” pode ser utilizado com apenas um arco para ambos os eletrodos ou cada qual com seu arco. Os arcos devem ser combinados e posicionados antes da formação poça de fusão. As interferências entre os arcos dependem do modo de soldagem e do tipo de tecnologia usada para este sistema. A soldagem GMAW com adição de arame frio tem por características inovadoras e ser uma alternativa para o aumento da produtividade de empresas que utilizam a soldagem para união de peças e revestimentos dos materiais metálicos (MICHIE, 1998).

A vantagem comparativa do processo GMAW com adição de arame frio sobre o GMAW convencional (ou simples arame) é em relação à menor quantidade de defeitos e porosidade. E sobre o arco submerso pode ser justificada pela facilidade de manipulação da tocha e pela não necessidade de trabalhar com fluxos sólidos (manuseio, conservação e recuperação), além da limitação imposta à velocidade de soldagem pelos fluxos (GROETELAAR, 2005). Mas sobre o GMAW com arame único ou duplo arame teria de ser acrescido de ajuste de melhorias como: menor quantidade de respingos, melhor aspecto de cordão, melhorias metalúrgicas, melhor custo-benefício etc.

Barcelar e Ferraz (2005) estudaram a viabilidade operacional do processo de soldagem Metal Active Gás (MAG) com alimentação adicional de um arame frio, ao

qual sua abreviação o denominou de processo MAG-AF (Metal Active Gas – Arame Frio). Para a operação de soldagem foi projetado e adaptado junto à pistola um sistema para constante alimentação do arame frio. O experimento baseou-se nas variáveis operacionais de entrada, em três níveis, 6, 8 e 10 m/min. em simples deposição de chapas; para técnica de soldagem puxando e empurrando e posicionamento do arame frio foram o “Tandem” e “Twin”.

Barrozo (2006) estudou e comparou as soldagens realizadas pelos processos FCAW e FCAW-CW (*Flux Cored Arc Welding – Cool Wire*), e enfatizou em seu trabalho a estabilidade do arco, produção e aspecto superficial das soldas. Os consumíveis utilizados foram o arame tubular E71T-1, como arame eletrodo, e o arame não energizado, o ER70S-6, e como gás de proteção o dióxido de carbono.

Sanches (2006) investigou em seu trabalho os melhores reagentes para revelação de microestruturas em cordões de solda usando o processo de arame frio e constatou que o crescimento de grão atua de forma estável tanto no processo GMAW convencional quanto no GMAW Arame Frio e a diminuição do valor de diluição neste último processo faz com este tenha vantagens sobre o processo convencional.

Sábio investigou a viabilidade operacional, econômica, metalúrgica e de propriedades mecânicas da soldagem MAG com a adição de um arame não energizado, indicando ser esta nova técnica viável dentro dos parâmetros investigados em seu trabalho.

Nessa mesma linha é que o trabalho atual faz uso de parâmetros de soldagem já estudados em chanfro tipo V. Em que visa analisar o comportamento metalúrgico e mecânico da técnica aplicada em juntas de chapas soldadas em topo utilizando-se de métodos de ensaios normalizados para caracterização estrutural e de propriedades mecânicas.

2.2 Aço

Ele é economicamente viável² na região paraense por ter fontes minerais do ferro gusa (matéria prima não transformada) e siderúrgicas (indústrias de manufatura e transformação). Graças a estas facilidades, o aço encontra grande aplicação no setor naval³ devido a uma perspectiva de desenvolvimento da indústria e transporte fluvial favorecido pela geografia hidrográfica. Segundo alguns autores literários como Marques et al (2005), Figueiredo et al (2004), Callister (2002) e Ivan Guerra (1996) abordam o aço como um dos materiais mais utilizados em estruturas soldadas. Depreende-se que seja o grupo de liga mais utilizada pelo homem devido a sua abundância de reserva mineral, de matéria prima básica, por possuir relativa facilidade de refino e baixo custo. Desta forma, o aço foi selecionado para integrar o produto final obtido na presente pesquisa.

Porém quando se aborda assunto como reserva mineral, raciocina-se: em fonte esgotável de matéria prima na crosta terrestre, à existência de determinado tempo de vida da mina de extração e o impacto ambiental causado pela sua exploração muitas vezes sem controle ou planejamento, ocasionando assoreamento de encostas, originando crateras no solo sem recuperação ou reflorestamento local.

O aço como material metálico “é a liga ferro-carbono contendo entre 0,008% a 2,08% de carbono, além de certos elementos residuais, resultantes dos processos de fabricação” (CHIAVERINI, 2002 p. 22). Isto é, o metal de liga Fe-C é composto de uma quantidade limitada de carbono que pode ser dissolvido no ferro.

O aço pode ser classificado quanto à composição química, dependendo da quantidade de carbono (ESAB, 2005, p.6):

[...] baixo carbono - até 0,14% carbono;
aço doce - de 0,15% até 0,29% carbono;
aço de médio carbono - de 0,30% até 0,59% carbono;
aço de alto carbono - de 0,60% até 2,00% carbono.

Na prática, segundo Callister (2002) a liga ferro-carbono nunca atinge seu máximo de 2,0% em peso de C, pois essa quantidade esta condicionada à presença

² Fonte: “Os Emergentes da Balança”. **Pará Industrial**. FIEPA. Ano 2, nº6. Jan/Fev 2009, p.12-15.

³ http://www.zemoleza.com.br/noticia/1079170/aco_barato_beneficia_construcao_naval.html.

Acesso:15/05/2009

de elementos de liga, que são consideráveis para melhorias das propriedades, ou dos elementos residuais, em teores superiores aos normais.

Existem vários sistemas de codificação, ou padrões, para designação de uma aço, como: SAE (Society of Automotive Engineers), AISI (American Iron and Steel Institute), ASTM (American Society for Testing and Materials) e ABNT (Associação Brasileira de Normas Técnicas). Todas essas normalizações foram unidas sendo utilizada com grande frequência e intitulada pela sigla UNS (Unified Numbering System).

Das organizações de codificação, a mais adotada no Brasil é a SAE-AISI (ESAB, 2005). Por exemplo, no aço carbono, SAE-AISI 1020, os dois primeiros algarismos diferenciam o tipo de aço. Assim, o carbono como principal elemento de liga ou não, portanto indicado: SAE-AISI 10XX. As letras seguintes, XX, correspondem ao teor de carbono, em centésimos de 1%. Logo, para o aço AISI 1020, os dois primeiros algarismos, indicam o carbono como elemento principal e os dois últimos indicam 0,2% em quantidade de carbono presente na liga.

Callister (2002) menciona que a adição dos elementos de liga nos aços altera as propriedades do material. Ferrante (1990) pesquisou a influência da composição química sobre as microestruturas e a tenacidade de metal de solda ferrítico visando obter melhores propriedades no metal depositado. Figueiredo (2004) aplicou o processo de soldagem arco submerso em chapa de aço ASTM – A516 – 90 – 70. Ele acrescentou diferentes materiais consumíveis, mantendo a mesma quantidade de energia de soldagem e encontrou grande variação química o que acarretou em alterações microestruturais em seu material.

Para conhecer as alterações estruturais ocorridas na soldagem dos aços faz-se necessário um estudo prévio da sua microestrutura e como esta pode ser alterada pelas variações térmicas e composicionais. Uma ferramenta fundamental para tal é o diagrama ferro-carbono.

O conhecimento do diagrama de equilíbrio da liga Fe-C e suas ligas ajudam a compreender as transformações que ocorrem na estrutura do material, porque fornecem para cada par de elementos as temperaturas em que é possível,

termodinamicamente, a solução sólida, além de obter os teores das duas substâncias na solução. Existem também diagramas de equilíbrio com três ou quatro elementos, onde podem ser encontradas todas as possíveis soluções sólidas entre elementos químicos. O diagrama de equilíbrio (Figura 2.4, tópico 2.2.1) é baseado na variação da *energia livre* entre os elementos de composição química com a temperatura, podendo ser comparado a um “mapa” que indica o que acontece quando se misturam substâncias em quaisquer teores (REED-HILL, 1982; SHACKELFORD, 2008).

2.2.1 Metalurgia Física dos Aços

A metalurgia física estuda a organização dos átomos que compõem as diversas redes cristalinas e a disposição das fases originárias na estrutura, analisa as características básicas de solidificação que influencia a estrutura final na determinação das várias propriedades existente no material. E por sua vez, a estrutura é determinada pelos processamentos sofridos pelo material durante a fabricação (ASM-Metals HandBook, v.6).

O termo estrutura pode compreender desde detalhes grosseiros visto a olho nu (em tamanho macro) até detalhes de organização interna dos átomos (em níveis atômicos) como estrutura eletrônica; em níveis intermediários destes, os metais podem ser estudados as propriedades mecânicas, físicas e químicas. A Tabela 2.1 classifica os diferentes níveis estruturais com escalas aproximadas e técnicas alcançadas com exemplos de detalhes observados (MARQUES et al, 2005).

Tabela 2.1 - Indica em níveis estruturais, exemplos de técnicas usuais de estudo e de detalhes que podem ser observados (MARQUES et al, 2005).

Nível Estrutural	Dimensões	Exemplos de Técnicas de Estudo	Detalhes Comuns
Macroestrutura	>100 μm	Macrografia, Radiografia	Segregação, trincas, camadas cementadas.
Microestrutura	100 μm a 0,1 μm	Microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV)	Tamanho de grão, microconstituintes, microtrincas
	0,1 μm a 0,1nm	Microscopia eletrônica de transmissão (MET)	Precipitados submicroscópicos, células de deslocações
Estrutura Cristalina	1nm a 0,1nm	Difração de raios X	Células unitárias, parâmetros de rede, defeitos cristalinos
Estrutura Eletrônica	< 0,1nm	Espectroscopia de emissão	Níveis atômicos,

Fonte: Marques et al, 2005.

Na metalurgia da soldagem, as microestruturas dos aços podem ser avaliadas previamente com o diagrama de equilíbrio ferro-carbono para relacionar condições de projeto ao controle dos procedimentos de soldagem utilizados. Por este motivo, Silva et al (2003) nos seus experimentos, a fim de evitarem possíveis defeitos durante a operação de soldagem que poderiam modificar o metal de base devido a variação de temperatura em soldas multipasses, efetuaram passes de amanteigamento nas paredes do chanfro e aplicando depois suas seqüências de passes planejado, assim como mostra a Figura 2.3.

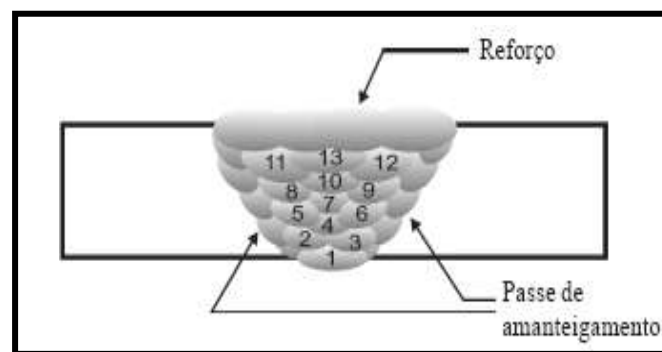


Figura 2.3 - Ilustração esquemática de uma junta soldada em múltiplos passes. Fonte: Silva et al, 2003.

A Figura 2.4 apresenta o diagrama de fases do sistema ferro-carbeto de ferro (Fe-Fe₃C) para teores de carbono inferiores a 6,67% rica em ferro, característico de materiais classificados como aços e ferros fundidos. Abrangendo o grupo de aços, a região de 0,008% (que corresponde a máxima solubilidade de carbono no ferro à temperatura ambiente) a 2,08% de carbono (a máxima quantidade de carbono que se dissolve no ferro e que ocorre a 1148°C); e o grupo dos ferros fundidos que vai

de 2,08% a 6,67% de carbono. Esta última porcentagem corresponde ao carboneto de ferro, Fe_3C , denominado *cementita*. A outra parte não mostrada no diagrama de equilíbrio, entre 6,67 até 100% de carbono, é grafite puro, o qual a quantidade de carbono já não é mais tão eficiente em propriedades mecânicas para o sistema composicional Fe- Fe_3C (SHACKELFORD, 2008; CHIAVERINI, 2002).

Na região compreendida entre as linhas A_3 , A_{cm} e solidus estão presentes o ferro gama, que mantém em solução sólida corresponde ao constituinte chamado *austenita*. A presença de carbono amplia a faixa de temperaturas em que o ferro gama está presente. As zonas mais importantes do diagrama de equilíbrio FeC são a austenita e as chamadas zonas críticas, localizadas entre as linhas de transformação A_1 , A_3 e A_{cm} ; onde ocorrem as transformações da austenita no resfriamento e a reposição da austenita no aquecimento. Em temperaturas muito elevadas, os átomos do ferro puro (100% Fe) encontram-se aleatoriamente no estado líquido e quando iniciam o processo de resfriamento eles se ordenam em três dimensões espaciais, repetidamente, com distâncias entre si sempre constante formando uma *rede espacial regular* caracterizando um *crystal*. Seguindo este raciocínio, o sistema ferro carbono surge em diversas formas cristalinas ao qual é definido como *transformação polimórfica ou alotropia*. Isto é, a possibilidade de um material obter diferentes estruturas sem que haja mudança no sistema de composição (SHACKELFORD, 2008; CHIAVERINI, 2003).

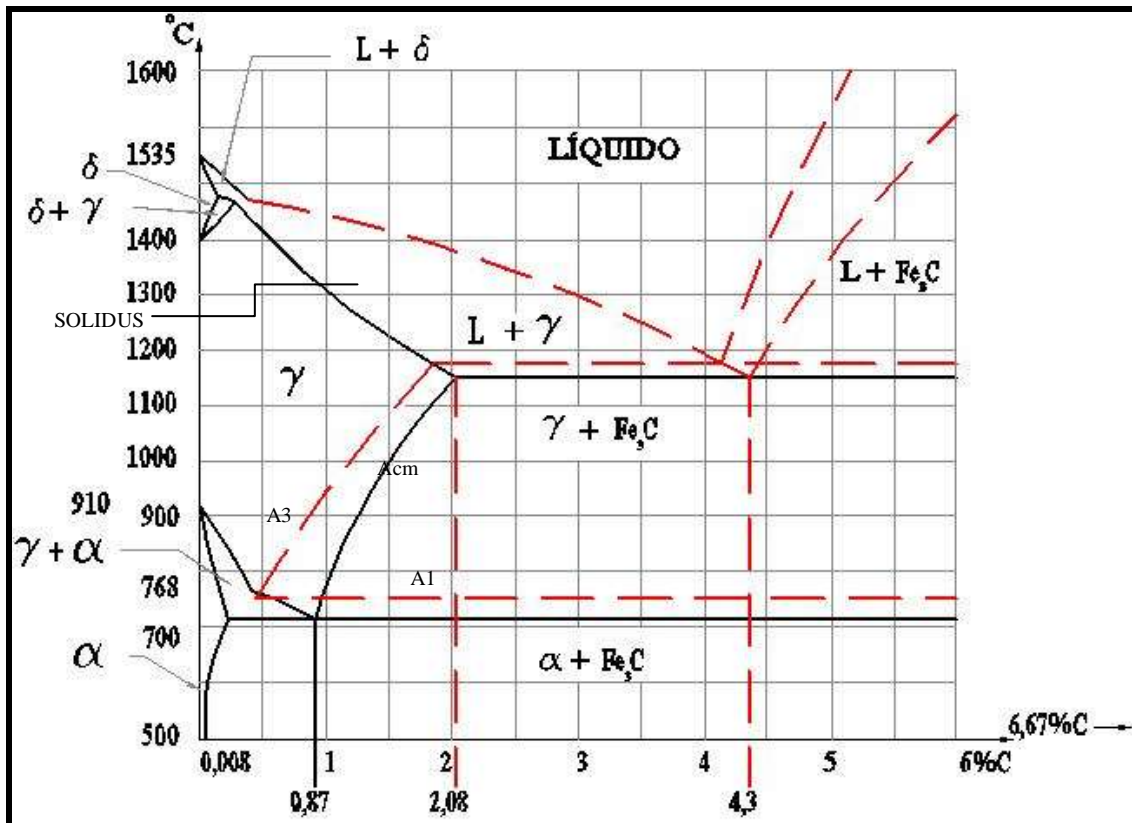


Figura 2.4 - Diagrama de fases do ferro-carbeto de ferro. Onde α (alfa) representa a estrutura austenita e γ e δ (gama e delta, respectivamente) representam a estrutura ferrítica.

Identificado em diversas literaturas (SHACKELFORD, 2008; CHIAVERINI 2003 e 2002; CALLISTER, 2002; REED-HILL, 1982) precisamente nos diagrama de fases Fe-Fe₃C, em que as formas cristalinas são designadas pelas letras do alfabeto grego: α, γ e δ (alfa, gama e delta, respectivamente) e assumidas sob condições de temperatura e composição. Analisando-se o diagrama ferro-carbeto de ferro, na região dos aços, em um processo de aquecimento, ainda a temperatura ambiente existe o ferro α cuja disposição dos átomos na rede espacial é *cúbica de corpo centrado* (CCC), conforme a Figura 2.5 (a) e uma célula unitária CCC na Figura 2.5 (b).

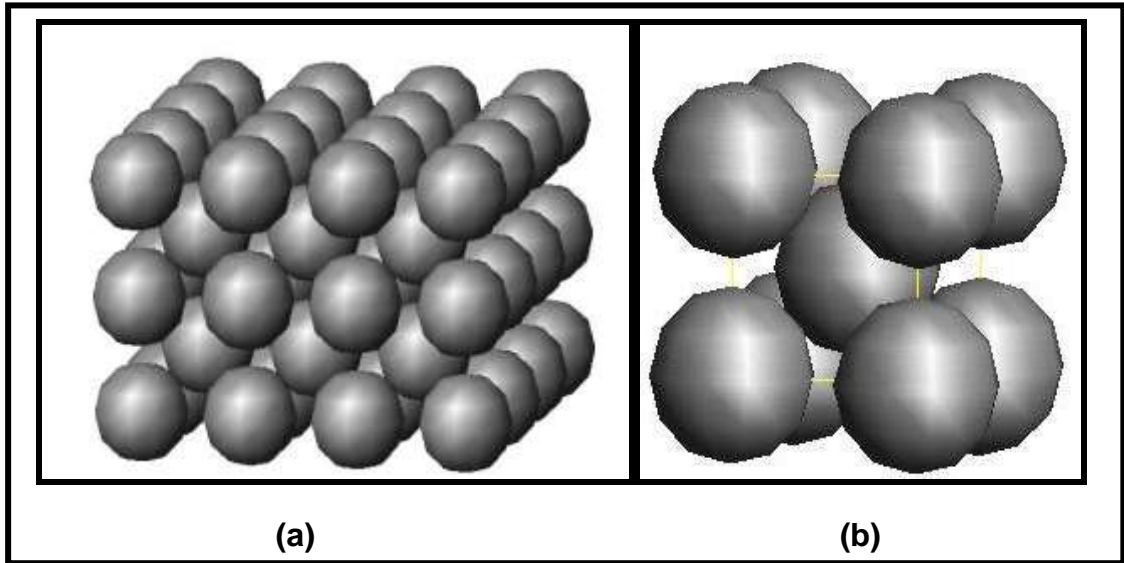


Figura 2.5 - a) Disposição regular de átomos de ferro α CCC. b) Célula elementar do ferro α .

À 911 °C ocorre novo rearranjo dos átomos que se movimentam por curtas distâncias ou frações de parâmetro de rede. A Figura 2.6 mostra a formação do ferro gama cuja disposição da rede espacial é *cúbica de face centrada* (CFC). Este se transforma novamente em ferro CCC a 1392°C, que é chamado de ferro δ , para efeito de diferenciação. Observa-se que no sistema ferro – carbono surge diversas formas cristalinas, característica conhecida por *alotropia* ou *transformação polimórfica*. Isto é, a possibilidade de um material obter diferentes estruturas sem que haja mudança em sua composição.

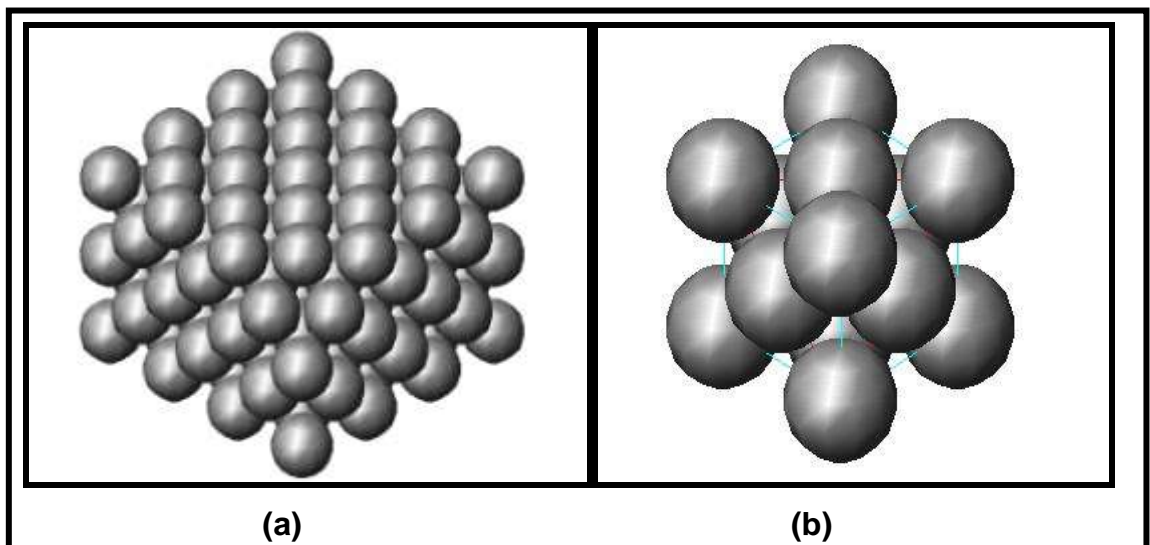


Figura 2.6 - a) Disposição regular de átomos de ferro no ferro γ cúbica de face centrada; b) Célula elementar do ferro γ .

Na região do diagrama Fe-Fe₃C, compreendida entre as linhas A₃, A_{cm} e solidus está presente a forma alotrópica, designada por ferro gama, que constitui solução sólida mais extensa com o carbono. Esta solução sólida é chamada de *austenita*. Ao contrário a forma alfa só dissolve quantidades insignificantes de carbono (SHACKELFORD, 2008; CHIAVERINI 2003 e 2002).

Continuando o procedimento de aquecimento, o ferro delta se funde a 1536°C. Se o metal em fusão for esfriado, as transformações para ferro ocorrem praticamente nas mesmas temperaturas como na ação anterior. Ambas as redes espaciais do ferro tem faixas de temperatura determinadas em que são estáveis. As esferas atômicas estão dispostas de maneira mais densa no ferro γ que no α ou δ .

Literaturas mais recentes sobre o estudo dos aços e suas ligas (SHACKELFORD, 2008; CHIAVERINI, 2003; CALLISTER JR, 2002) indicam que a temperatura de 700°C é encontrada o *ponto Curie*. Temperatura antes considerada a corresponder a outra transformação alotrópica do reticulado cúbico, resultando na camada forma "beta". Após estudos averiguou-se que essa temperatura referia-se ao comportamento magnético do ferro (propriedade ferromagnética).

No diagrama Fe-C, no ponto eutetóide acerca de 727°C, a austenita remanescente transforma-se em uma mistura arranjada em forma de camadas ou lamelas alternadas de α (ferrita) e Fe₃C (cementita) constituindo a perlita, assim, resumidamente: PERLITA = FERRITA + CEMENTITA. A Figura 2.7 mostra a transformação dessa estrutura mais detalhadamente, identificando no ponto *a* a estrutura austenita, no ponto *b*, logo abaixo do ponto eutetóide, as lamelas formadas.

A Tabela 2.2 classifica o aço quanto ao seu teor de carbono no ponto eutético e indica a estrutura na condição de resfriado lentamente. As características mecânicas identificada na estrutura ferrítica são: maciez, ductilidade e tenacidade; já a estrutura carbeta de ferro é extremamente dura e frágil; e a estrutura perlítica possui dureza elevada e baixa tenacidade, ou seja, absorve pouca energia quando submetida ao impacto. A perlita e a cementita atribuem maiores teores de constituintes duros, valores de dureza, resistência mecânica e menor ductilidade e tenacidade (MARQUES et al, 2005; CHIAVERINI, 2003).

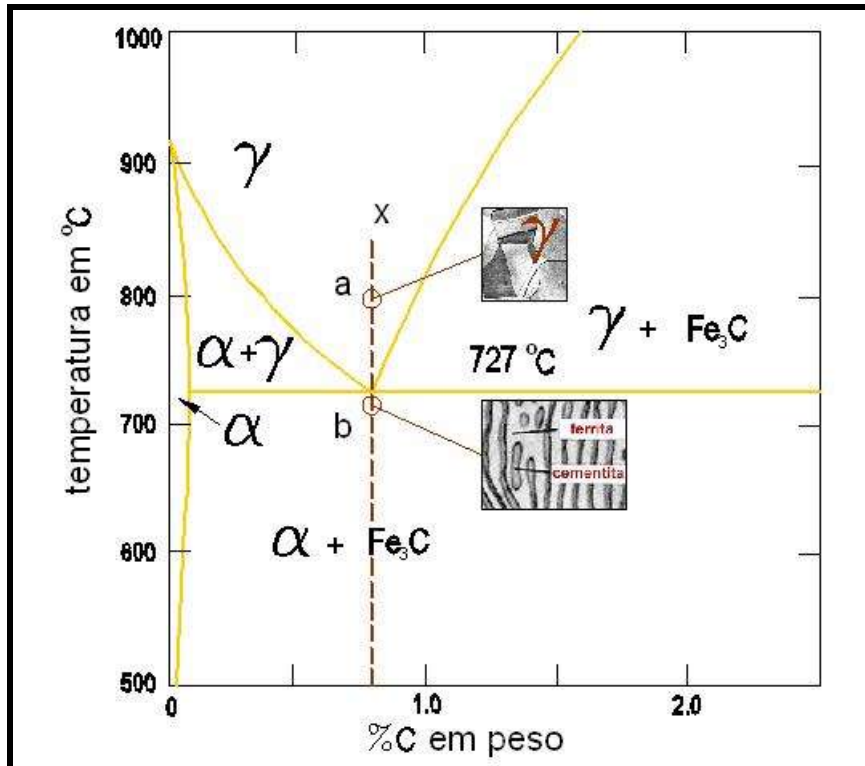


Figura 2.7 - A microestrutura resultante do resfriamento de uma liga eutética diagrama representativo (CALLISTER JR, 2002) e micrografias originadas do Colpaert (1974).

Tabela 2.2. Classificação e estrutura do aço no ponto eutético.

Ponto eutóide (0,8% de C)	Classificação quanto ao teor de C no eutóide	Estrutura na condição de resfriado lentamente.
Baixo C, inferior a 0,8%	Hipoteutóide	Ferrita e perlita
Alto C, superior a 0,8%	Hipereutóide	Cementita e perlita
C igual a 0,8%	Eutóide	Perlita

Fonte: MARQUES et al, 2005.

As fases metaestáveis, isto é, fases que não estão em equilíbrio, devido à rápida velocidade de resfriamento, a temperatura de transformação da γ (austenita) é diminuída causando menor mobilidade dos átomos, conseqüentemente os átomos de Fe e de C para a formação da α (ferrita) e do carboneto de ferro (Fe_3C). Por este motivo, uma perlita mais fina é caracterizada em temperaturas menores próximos de 500°C. A dificuldade também se estende aos elementos de liga no aço, pois se torna necessária a redistribuição de um maior número de elementos químicos. Abaixo da temperatura de 500°C a estrutura lamelar deixa de existir dando oportunidade à outra nova denominada de *bainita*, como ilustra as estruturas na Figura 2.8. A bainita é um conjunto de grãos alongados de ferrita com uma fina dispersão de carbonetos,

suas características mecânicas são de elevada resistência e boa tenacidade (SHACKELFORD, 2008).

Silva et al (2003) trabalharam na caracterização de microestruturas e caracterização de propriedades mecânica do metal de solda do sistema Cr-Mo com diferentes teores de Mn, que resultou em microestruturas predominantemente bainítica em todas as amostra. Configurando uma morfologia de ripas de ferrita com carbonetos no seu interior. Eles observaram que com o aumento do teor de Mn favoreceu o refinamento da microestrutura, considerando que tal característica nas ripas de ferrita bainística está associada aos teores de carbono e manganês.

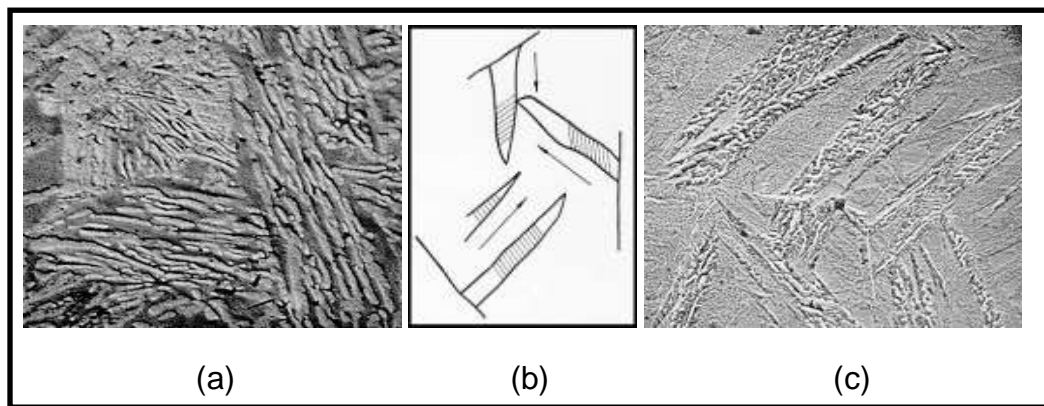


Figura 2.8 – Imagem ilustrativa da estrutura lamelar refinada da bainita. (a) Bainita superior: lamelas alternadas de ferrita e carbetos; observado em MET do aço eutetóide (12.000 x). (b) Esquema representativo da micrografia. (c) Bainita inferior: lamelas de ferrita exibindo uma subestrutura interna de carbetos; MET do aço eutectóide, aumento de 15.000X. Amostra parcialmente transformada (25%) a 260°C. Fonte: ilustrações Prof. Ari Sauer- COPPE citado por Nascimento⁴ (2004).

Quando a velocidade de resfriamento é brusca a reação eutetóide é inibida, surgindo uma nova fase chamada de *martensita* na qual não é prevista no diagrama de equilíbrio Fe-C e é caracterizada mecanicamente por elevada dureza e fragilidade. Tornando-a uma fase metaestável, sua estrutura é observada na Figura 2.9.

⁴ Material didático da disciplina Ligas Metálicas e Tratamentos Térmicos ministrada pelo Dr. Rubens Maribondo do Nascimento; 2003/2004 no curso de Eng. Materiais pela UFRN.



Figura 2.9 – Imagem ilustrativa de uma microestrutura da metaestável, a martensita. Fonte: material didático Nascimento, 2003/2004.

2.3 Metalurgia da Soldagem

A *metalurgia de soldagem* estuda o efeito da operação de soldagem sobre a estrutura e propriedades dos materiais decorridos dos fenômenos metalúrgicos envolvidos como: fusão, solidificação, transformações no estado sólido, deformações ocorridos pelo calor e tensões de contração, que podem causar muitos problemas práticos quando a solda em serviço. Os empecilhos podem ser evitados ou resolvidos aplicando-se princípios metalúrgicos apropriados ao processo de soldagem. Por isso, a importância de conhecer os fatores que afetam o *ciclo térmico* e *repartição térmica* em soldagem; identificar e interpretar as transformações metalúrgicas que ocorrem durante a soldagem de materiais metálicos; correlacionar microestrutura e propriedades mecânicas e saber como são influenciados os diferentes modos de solidificação (ASM-Metals HandBook, v.6).

2.3.1 Poça de Fusão

Um dos processos mais comuns é a soldagem a arco com eletrodo consumível, em que o metal de adição é fundido pela fonte de calor, transferido em forma de gotículas e misturado a uma quantidade de metal de base, também liquefeito até a temperatura de fusão, para a formação da poça de fusão aproximadamente a 2000°C nos aços, Marques e colaboradores (2005). Estes

estudiosos referem-se a essa temperatura como *temperatura efetiva de equilíbrio da poça de fusão* por causa do curto tempo e da temperatura não ser uniforme. Kuo (2003) acrescenta que as reações químicas não ocorrem no equilíbrio durante uma soldagem por fusão. Assim, permitindo sua formação sob os aspectos mais diversos de condições, quando o metal de adição é misturado ao metal de base. Imediatamente, após a poça de fusão, a temperatura diminui e ocorre a solidificação. A Figura 2.10 representa esquematicamente a poça de fusão que descreve: a linha ADB, local onde ocorre a fusão do metal base e na linha ACB, ocorre à solidificação da solda. R_s representa a velocidade de solidificação, v é a velocidade de soldagem e Θ é o ângulo entre a normal e a frente de solidificação no ponto considerado e o vetor velocidade de soldagem.

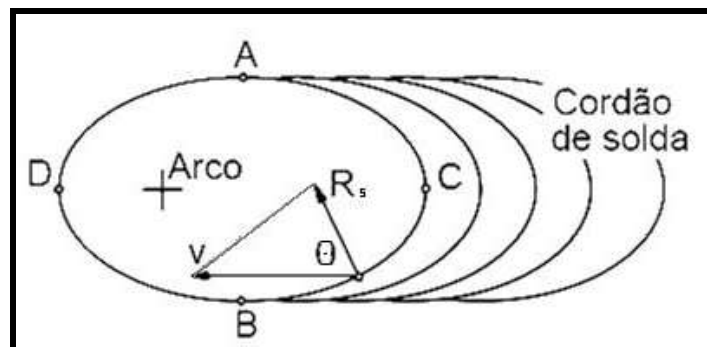


Figura 2.10 - Representação esquemática de uma poça de fusão simples.

2.3.2 Reações Químicas na Poça de Fusão

A composição do metal de solda pode ser controlada pelas reações químicas que ocorrem na poça de fusão em elevadas temperaturas. Isto é influenciado pela escolha dos consumíveis de soldagem pela combinação do arame metálico e o gás de proteção, pela composição química do metal de base e pelas condições operacionais aplicadas (FIGUEREIDO, 2004).

Durante a solidificação há uma interação das regiões superaquecidas do metal fundido, também dos gases e escórias presentes na região do arco, que dependem das intensidades de reações proporcionais com que o metal de base

participa da zona fundida. Assim, pode-se representar o *coeficiente de diluição* (δ) pela seguinte equação (MACHADO, 1996):

$$(\delta) = \frac{(\text{massa fundida do metal de base})}{(\text{massa total do cordão de solda})} * 100 (\%) \quad \text{Eq. - 2.1}$$

O controle da diluição é importante nos seguintes aspectos:

- a) na soldagem de diferentes materiais metálicos;
- b) na deposição de revestimentos especiais na superfície metálica;
- c) na soldagem de metais com composição química desconhecida, por exemplo, é o caso comum na soldagem de manutenção;
- d) na soldagem de materiais que tenham altos teores de elementos prejudiciais à zona fundida.

O controle das reações químicas na poça de fusão é necessário para precaver alguns eventos indesejáveis que possam ocorrer na solidificação como: a evolução de gases que acarretam porosidades; uma partícula insolúvel no metal líquido que seja captado pela frente de solidificação da poça de fusão resultando em inclusões; o oxigênio que reage com alguns elementos como o carbono.

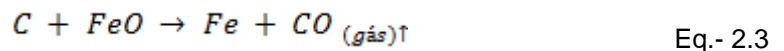
Acompanhando os cuidados sobre os fenômenos indesejáveis que possam ocorrer utiliza-se para a proteção gasosa sobre a poça de fusão através do arco voltáico. O uso mais popular em processos de soldagem GMAW e suas variantes é o dióxido de carbônico - CO₂. Ele é aplicável comumente em grandes empreitadas, como nas estruturas e construções metálicas, também não requer grandes custos, por ser um gás ativo na presença de calor intenso e não é ativo à temperatura ambiente (FBTS, 2007; MARQUES et al, 2005; BRACARENSE, 2003). Outras vantagens citadas pelo Welding Journal (2006) são a capacidade de penetração profunda do metal de solda, alta velocidade, maior potencial de fusão e altas correntes de soldagem mecanizada. A desvantagem de seu uso é a tendência em produzir um arco instável eletricamente originando uma grande quantidade de respingos.

Quando este gás passa pelo arco elétrico, chegando a atingir uma temperatura acima de 3.000°C se dissocia sob a forma de CO (monóxido de

carbono) e oxigênio atômico. Este em estado livre produz uma ação ativa, a oxidação, no interior do arco elétrico. A atmosfera altamente oxidante a poça de fusão (metal líquido) tende a se oxidar gerando FeO (óxido de ferro), que tenderá se direcionar para a escória (Welding Journal, 2006; MACHADO,1996). Esquemmatizando a reação originada pela oxidação (FBTS, 2v., 2007):



Após esta reação de oxidação (Eq.- 2.2), o carbono (C) encontrado na poça de fusão irá reagir com o oxigênio (O) localizado no FeO, pois o C é mais ávido pelo O do que o ferro. Obtendo-se a reação (FBTS,2v., 2007):



A equação química 2.3 representa o retrocesso do ferro na sua condição de metal puro produzindo uma quantidade de monóxido de carbono sob a forma gasosa que é direcionada à atmosfera. No caso da solidificação do metal líquido ocorrer em uma velocidade muito elevada faz com que uma parte do CO produzido fique retida no interior do cordão de solda, sob a forma de poros. Além dessa situação, a reação entre o C e o FeO diminui a quantidade do teor de carbono no metal de solda, o que contribui para uma diminuição da resistência mecânica das junta soldada. A fim de amenizar estes problemas faz-se necessário a adição de elementos desoxidantes na composição química do consumível de soldagem, tais como: Mn e Si, que reagem com o FeO através das seguintes reações (FBTS, 2v., 2007):



Desta forma, a quantidade de CO produzido na reação de oxidação será muito menor quando presente os elementos desoxidantes: Mn e Si. Elementos como alumínio (Al), titânio (Ti) e zircônio (Zr) também podem ser introduzidos na composição do consumível na função de desoxidantes (FBTS, 2v., 2007; MARQUES et al, 2005; FERRANTE, 1990).

A presença de óxidos depende do processo de soldagem, do procedimento de soldagem, da composição do meio de proteção da poça de fusão e do arco (em que surgem os gases e escória), da composição do metal de base, da composição do metal de adição e da composição do teor de elementos desoxidantes. Para prevení-los é necessário o cálculo do *Índice de Basicidade* (IB) que é uma relação entre os teores (em % peso) dos óxidos básicos e os óxidos ácidos. Identificada pela equação 2.6 (MACHADO, 1996):

$$(IB) = \frac{[CaO + MgO + NaO + K_2O + CaF_2 + \frac{1}{2}(FeO + MnO)]}{[SiO_2 + \frac{1}{2}(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)]}$$

Eq.- 2.6

As reações químicas ocorrem na poça de fusão sob ação dos gases de nitrogênio, oxigênio e hidrogênio que podem dissolver-se no metal da solda durante a soldagem. Esses elementos são provenientes do ar, dos materiais de consumo (tais como o gás e o fluxo de proteção) e de umidade ou sujeira presente na superfície da peça trabalhada que podem fragilizar a solda resultante.

Na ação indesejada dos elementos: o nitrogênio nos aços aumenta a resistência, mas diminui a tenacidade; o oxigênio reduz a tenacidade com a produção de ferrita acicular e o hidrogênio induz á trincas. No caso do hidrogênio, o processo mais indicado para a soldagem é o GMAW utilizando como gás de proteção o Ar ou CO₂ que produzem soldas com os mais baixos níveis de hidrogênio (KUO, 2003 e FERRANTE, 1990).

2.3.3 Solidificação na Poça de Fusão

Savage et al (1965) principiaram o estudo da solidificação da solda, em meados da década de 60, mencionando que a estrutura resultante se origina nos pontos de largura máxima da poça de fusão (ver os pontos Figura 2.11). Eles sugeriram um exemplo prático de comparação de um passe de solda por simples deposição a uma pequena peça fundida que resultou em características próprias em termos da estrutura de solidificação e de propriedades.

Kuo (2003), utilizando o mesmo exemplo por simples deposição, afirma que o crescimento de grãos inicia deste substrato na *linha de fusão* (ou *região de*

transição) e progride na direção da linha central da solda, denominando este fenômeno de *crescimento epitaxial*. A Figura 2.12 mostra visualmente a fronteira existente entre a zona fundida (ZF) e a zona térmica afetada (ZTA) em uma micrografia da solda de aço inoxidável ferrítico. Segundo Bond (2008) e Kuo (2003), essa ocorrência da estrutura do grão é devido à concentração de soluto nessa região, favorecido pelas condições existenciais na poça de fusão de elevada extração de calor e o contato direto entre um líquido e um sólido de composições e estruturas semelhantes.

A extensão dos grãos é governada por diferentes mecanismos de *crescimento competitivo*. Em que a direção de eficácia máxima de solidificação ocorre perpendicular a linha de fusão (à interface líquido/sólido). Entretanto, os grãos tendem a crescer a sua própria direção preferencial, chamada de direção de crescimento fácil. Para estes os exemplos são as direções $\langle 100 \rangle$, em metais CFC e CCC, e $\langle 1010 \rangle$, em metais hexagonais de empacotamento fechado (HEF). Os grãos que crescem mais facilmente e impedem aqueles, menos favoravelmente orientados, de prolongar, a este mecanismo damos o nome de *crescimento competitivo*.

A Figura 2.13 é esquematizada indicando a direção $\langle 100 \rangle$ de crescimento de grãos para de metais CFC (são as ligas de alumínio e aços inoxidáveis austeníticos) e de metais CCC (são os aços ao carbono). Em que, durante a solidificação, grãos com sua direção de crescimento fácil na direção do gradiente máximo de temperatura crescem sem dificuldade (KUO,2003).

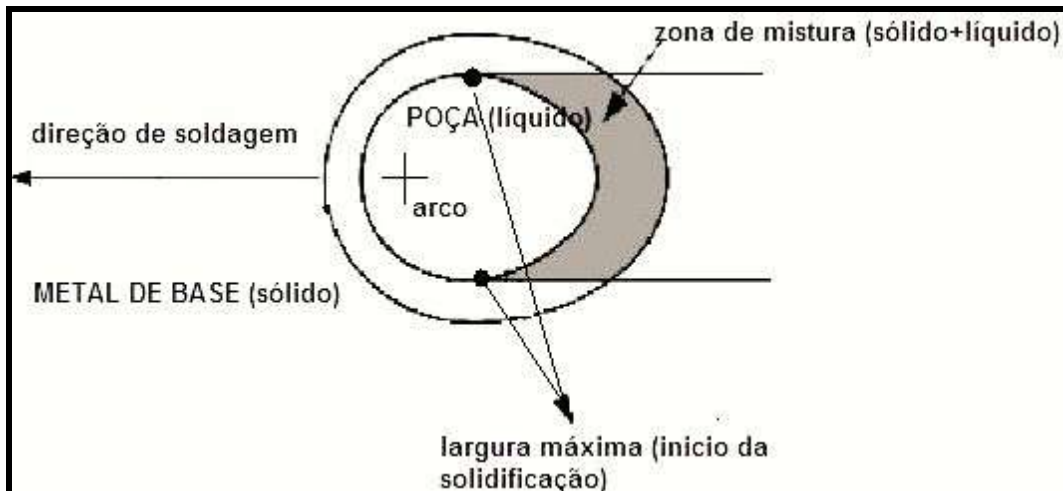


Figura 2.11 – Início da solidificação nos pontos de largura máxima da poça de fusão.

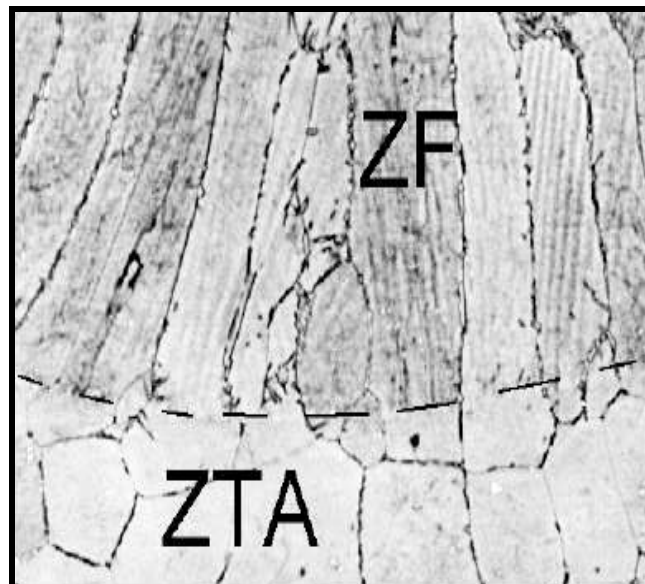


Figura 2.12 – Continuidade entre os grãos da ZTA e da ZF devido ao crescimento competitivo. Material: aço inoxidável ferrítico. Aumento 100 x (Marques *et al*, 2005).

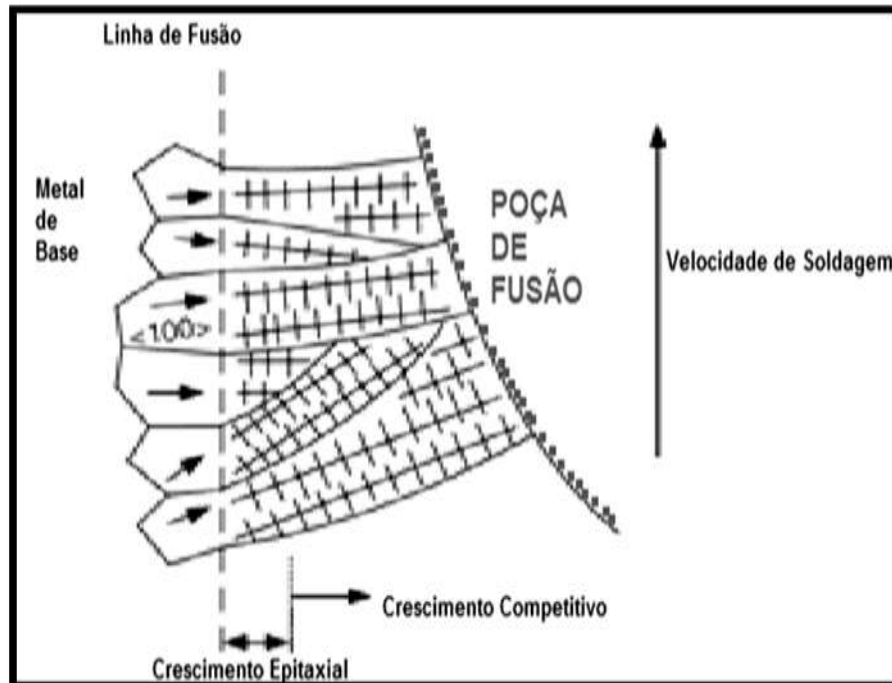


Figura 2.13 - Esquema do crescimento competitivo (KUO, 2003)

Segundo Marques et al (2005), a solidificação da poça de fusão origina o cordão de solda. Vários fenômenos ocorrem em uma velocidade muito rápida e de difícil controle, podendo o material ficar saturado de gases em solução devido à redução de sua solubilidade com queda de temperatura e a solidificação. O processo determina diversas características macro e microestruturais afetando diretamente nas suas propriedades e o seu comportamento. Características gerais são identificadas quanto a solidificação da poça de fusão como: a alta velocidade de solidificação; os grãos grosseiros causam menor tenacidade, portanto, má absorção ao impacto; segregação que pode ocasionar variações localizadas, exemplos são as fissuras no centro do cordão de solda; e alterações estruturais e as propriedades mecânicas.

2.4 Metalografia

Denomina-se metalografia o exame da estrutura superficial do material, para o caso deste trabalho, o metal de solda da junta soldada, ou outra amostra metálica, por meio de uma face devidamente plana, lixada, polida e atacada com um reagente adequado. O ensaio metalográfico é utilizado para o controle da estrutura da matéria-prima a ser examinada, de produto intermediário, normalmente após um tratamento térmico e da peça final. Sua importância para este estudo é devido à

compreensão visualmente do que ocorre na junta soldada, os efeitos estruturais ocasionados pelas soldas multipasses, a região circunvizinha de cada solda depositada devido o calor localizado durante a deposição entre outros. Este ensaio abrange dois tipos de exames: macrográfico e micrográfico com auxílio de equipamentos sofisticados como Microscópio Ótico e Microscópio Eletrônico de Varredura.

2.4.1 Macroestrutura de uma Junta Soldada

A fusão da qual participam o metal de base e o metal de adição para a união de peças é característico as transformações metalúrgicas da juntas soldadas devido às variações de temperatura em um ponto qualquer do cordão de solda (ESAB, 2004). Para essas transformações ocorrerem o *fluxo de calor* afeta a estrutura e as propriedades da solda resultando em alterações das fases e operações de soldagem. Estas mudanças são responsáveis pelas tensões e distorções residuais que possam vir acontecer na solda (KUO, 2003).

Segundo o Engenheiro Silveira⁵, na soldagem, o fluxo de calor pode ser dividido em duas etapas: a *energia de soldagem* que fornece calor à junta e a *dissipação* deste pela peça.

A primeira etapa é um parâmetro importante para caracterizar o processo, também identificado com a letra *H*, a energia de soldagem é definida como a quantidade de energia fornecida à junta por unidade de comprimento da mesma (isto é, o número de Joules por cm de solda) é dado pela equação 2.7. Onde η é a eficiência térmica do processo *V* é a tensão (volts), *I* é a corrente de soldagem (A) e v é a velocidade (mm/s).

$$H = \frac{\eta VI}{v}$$

Eq.- 2.7

Na segunda etapa, a dissipação de calor, ocorre principalmente por condução na peça das regiões de mais aquecidas termicamente para o restante do metal.

⁵ Documento apresentado para PETROBRAS S.A. para capacitação de pessoal no estado do Rio de Janeiro, 1982.

Considerando uma peça soldada, durante a sua operação de soldagem, pode-se observar a *variação de temperatura* (ΔT) em função do tempo (t) em um ponto qualquer próximo a junta. Então a partir deste descreve-se o *ciclo térmico de soldagem*:

$$\Delta T = f(t)$$

Eq.- 2.8

A Figura 2.14 apresenta um esquema gráfico do ciclo térmico de soldagem a arco de um aço baixo carbono, para um ponto situado na zona fundida, característico das reações e modificações: no crescimento de grão, na formação de carbonetos e nitretos, nas fases intermetálicas e na transformação de uma fase em outra. Outra observação importante é sobre a microestrutura resultante quanto à formação da estrutura secundária que pode ocorrer no final da solidificação quase a temperatura ambiente (MARQUES et AL, 2005).

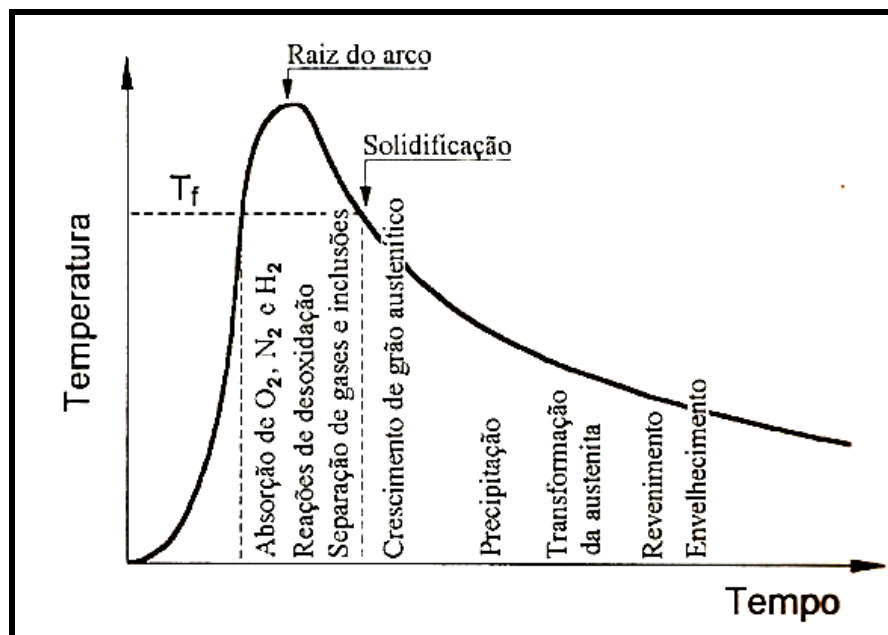


Figura 2.14 – Diagrama esquemático mostrando diferentes alterações que podem ocorrer na zona fundida de uma solda em um aço de baixo teor de carbono (onde T_f é a temperatura de fusão). Fonte: Marques et al, 2005.

Os principais parâmetros que descrevem o ciclo térmico podem ser esquematizados graficamente na Figura 2.15. Estes são (MARQUES et al, 2005; SILVEIRA⁶):

- a) *Temperatura de pico (T_p)*: é a temperatura máxima. Indica a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais. E dependendo das condições de soldagem, ocorrerão variações geométricas e de propriedades térmicas da peça. Sua temperatura inicial é a distância do ponto considerado à fonte de calor.
- b) *Tempo de permanência (t_c)*: é o tempo acima de uma temperatura crítica (T_c). O t_c é de interesse para materiais em que há dissolução de precipitados e/ou crescimento de grão. Este aumenta com a alta energia de soldagem; porém, diminuem o gradiente de temperatura e a velocidade de resfriamento.
- c) *Tempo de resfriamento (Δt)*: considera-se o tempo de resfriamento o pós tempo de permanência até que atinja a temperatura T'_c ou a ambiente.
- d) *Velocidade de resfriamento (V_θ)*: descrita pela tangente ou inclinação da curva a certa temperatura e pela Equação 2.9.

$$V_\theta = \frac{(T_c - T'_c)}{\Delta T}$$

Eq.- 2.9

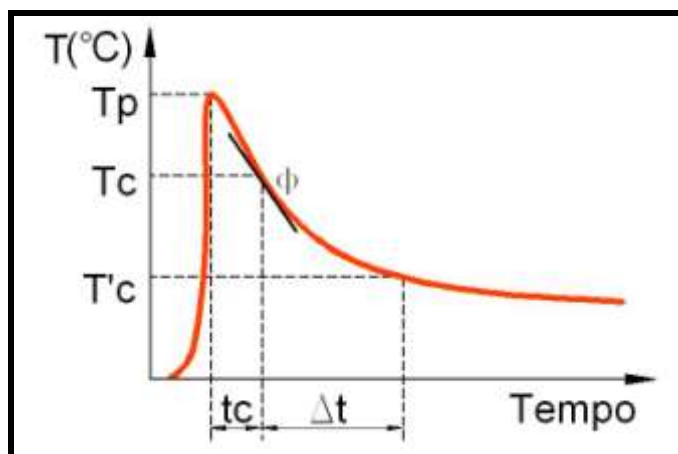


Figura 2.15- Representação esquemática do ciclo térmico na soldagem em um só passe. Fonte: Marques et al, 2005.

⁶ Documento apresentado para PETROBRAS S.A. para capacitação de pessoal no estado do Rio de Janeiro, 1982.

Para a temperatura de pico (T_p) pode-se dizer que de cada ponto próximo à junta varia com sua distância (y) ao centro do cordão de solda. Assim:

$$T_p = f(y)$$

Eq.- 2.10

Colocando na forma de um gráfico a temperatura de pico de um ponto qualquer em relação à distância do centro do cordão de solda obtém uma curva esquemática, semelhante à exibida na Figura 2.16, chamada *repartição térmica*.

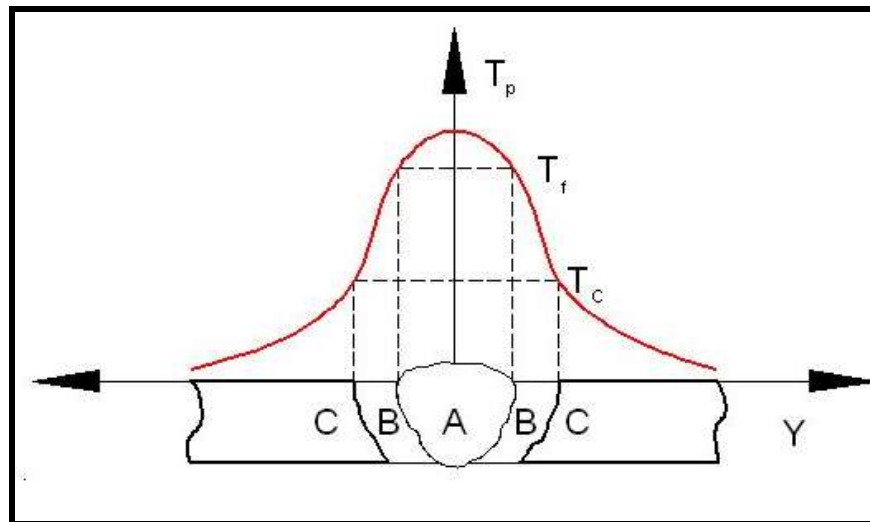


Figura 2.16 - Repartição térmica de um ponto qualquer próximo ao centro do cordão solda de passe único. Neste esquema T_f é a temperatura de fusão do metal de solda, quanto as zonas definidas A, B e C são a de fusão, a termicamente afetada e o metal de base, respectivamente.

A influência nos ciclos térmicos (CT) de soldagem e na repartição térmica (RT), segundo Silveira⁷:

- O tipo de metal de base*: relativamente a sua condutividade térmica e espessura. Pois quanto menor a espessura da chapa metálica, maior sua velocidade de resfriamento, vice versa;
- A geometria da junta*: descreve quanto à dissipação de calor no material, se maior ou menor. Exemplo comparativo, sob mesmas condições de

⁷ Documento apresentado para PETROBRAS S.A. para capacitação de pessoal no estado do Rio de Janeiro, 1982.

soldagem: de uma junta em T (que possui três direções para o escoamento de calor) e outra de topo (que possui apenas duas). Assim, quanto à dissipação de calor em menor intervalo de tempo, ocorrendo resfriamento rápido, para o primeiro caso;

- c) *A espessura da junta*: se grossa resfriará mais rápido, o calor dissipará mais depressa;
- d) *A energia de soldagem e temperatura inicial da peça*: a velocidade de resfriamento diminui com o aumento de ambos os parâmetros e a repartição térmica torna-se mais larga.

Em termos comparativos:

- a) Ambas são função das propriedades dos materiais envolvidos na soldagem, do procedimento de soldagem e da geometria da junta;
- b) A RT trabalha com temperaturas máximas em função da distância ao centro do cordão de solda, enquanto o CT trabalha com a temperatura em função do tempo em uma posição fixa;
- c) Para um dado material as condições de soldagem existem em apenas uma RT, mas infinitos CT;
- d) Uma vez definida a repartição térmica também são definidos os ciclos térmicos;
- e) Para um dado material e condições de soldagem estabelecidas, o CT e a RT definem a extensão e a microestrutura da ZTA (zona térmica afetada).

No gráfico esquemático para repartição térmica, Figura 2.16, observou-se a secção transversal de uma junta soldada em que A representa a zona fundida (ZF) de um material soldado. Assim, B é a zona termicamente afetada (ZTA) e C é a peça, o metal de base (MB). As partes identificadas são decorrentes da ordenação estrutural do material soldado após ser afetado pela energia de soldagem e o calor dissipado.

Definindo as seções referidas:

- a) ZF: Zona Fundida. Descreve a região de fusão e solidificação durante a operação de soldagem. Para os gráficos já estudados: $T_p > T_f$ (temperatura de fusão) do metal de base;
- b) ZTA: Zona Térmica Afetada (ou ZAC: Zona Afetada pelo Calor). É a região que ocorre a alteração microestrutural e/ou de propriedades pelo *ciclo térmico* de soldagem. Caracteriza-se pelo sítio não fundido no metal de base. $T_f > T_c$;
- c) MB: Metal de Base. É a zona mais afastada ao centro do cordão de solda e sua microestrutura não é afetada pela operação de soldagem. (SILVEIRA⁸ e FBTS, 1987).

As Figuras 2.17 (a) e 2.17 (b) esquematizam juntas soldadas e as diferentes regiões para um material soldado em passe único e dois ou mais passes, respectivamente. Exemplos de soldagens multipasses, o controle é mais rígido, porque na soldagem de vários passes poderá ocorrer a “reaustenitização”, ou seja, a microestrutura torna-se complexa e refinada devido a subseqüentes transformações desta no resfriamento (MARQUES, 2005; FIGUEIREDO, 2004).

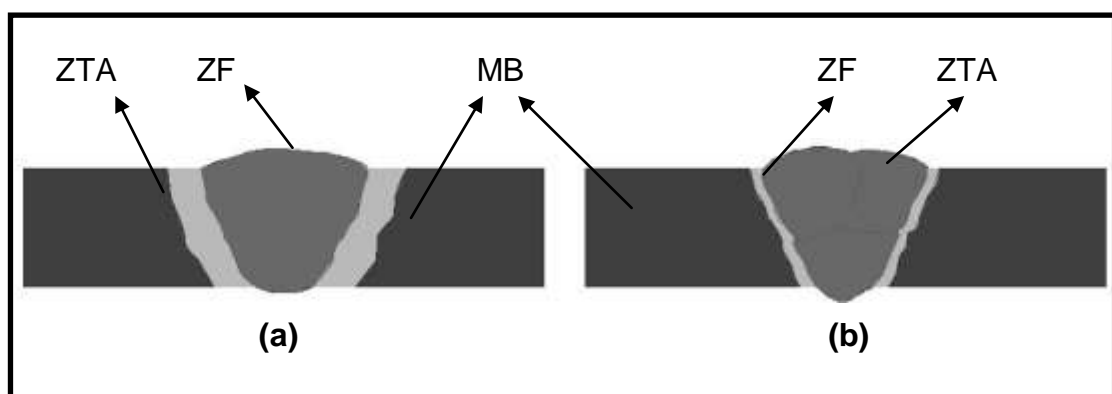


Figura 2.17 - Esquema das regiões existentes de uma secção transversal de uma junta soldada (a) com um passe e (b) com vários passes.

⁸ Documento apresentado para PETROBRAS S.A. para capacitação de pessoal no estado do Rio de Janeiro, 1982.

No tópico 2.3.3 revisou-se a solidificação na poça de fusão, região característica a zona de fundida e assumiu que sua solidificação iniciava na superfície do MB, desde que não houvesse diferença composicional entre ambos, sendo possível a observação macroscópica de uma linha de transição entre o metal de base e ZF. Ressaltou também que essa ocorrência nem sempre é regra geral, uma vez que a maioria dos materiais utilizados comercialmente possui características diferentes, como de composição e intervalo de solidificação durante a manufatura.

Bond (2008) e Marques et al (2005) indicam que o modelo informado por Savage et al (1976), a Figura 2.18 em que apresenta as seguintes regiões detalhadas na zona fundida: a região misturada (referido pela letra A), a região não misturada (letra B) e a região parcialmente fundida (letra C). Segundo Marques et al (2005):

Região misturada: compreende a maioria do cordão e tem uma composição resultante da mistura completa do metal base e do metal de adição na poça de fusão.

Região não misturada: corresponde a uma fina camada (de 50 a 150 μ m) adjacente à linha de fusão, na qual o material de base fundido não se misturou com o metal de adição e que pode ser revelada metalograficamente por reagentes especiais. Esta camada pode estar ligada com problemas observados na soldagem de alguns materiais, como aços temperados e revenidos de elevada resistência, nos quais microtrincas podem se originar nesta região.

Região Parcialmente Fundida: corresponde à região com temperaturas de pico entre as temperaturas líquido e sólido do metal base. Esta região corresponde à transição entre a ZTA e a ZF, sendo caracterizada por uma fusão apenas parcial durante a soldagem, podendo ser uma fonte potencial de microtrincas.

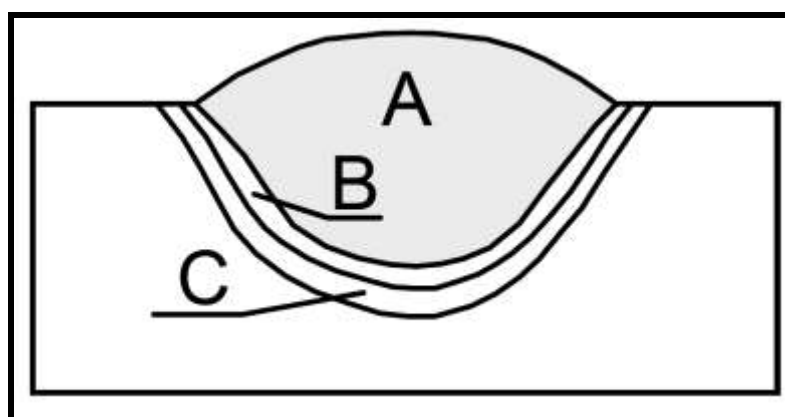


Figura 2.18 - Regiões da zona fundida (esquemático): (A) região misturada, (B) região não misturada e (C) região de fusão parcial. As larguras de (B) e (C) estão exageradas no desenho Fonte: Marques et al, 2005.

A ZTA compreende as regiões do metal base cuja estrutura ou propriedades foram alteradas pelas variações de temperatura durante a soldagem. Devido às peculiaridades dessas variações e ao desenvolvimento de um complexo estado de tensões e deformações, as alterações que ocorrem na ZTA podem levar a resultados indesejáveis. A sua formação é influenciada basicamente pelas características do metal base e pelos fatores que determinam o ciclo térmico de soldagem. A influência da formação da ZTA em função do metal base das diferentes ligas metálicas agrupa-se em quatro tipos básicos: ligas endurecidas por solução sólida, ligas endurecidas por encruamento, ligas endurecíveis por precipitação e ligas transformáveis. Os metais transformáveis, no caso dos aços carbono e aços baixa liga, a morfologia da ZTA é mais complexa apresentando regiões características, como: a de crescimento de grão, de refino de grão e intercrítica.

Características observadas na ZTA: dependem das propriedades do metal de base sendo soldado, passíveis de ser afetados pela soldagem, ou melhor, pelo ciclo térmico (KOU, 2003); metais e ligas com propriedades distintas respondem diferentemente ao efeito do ciclo térmico imposto pela soldagem; e a influência da espessura do material a ser soldado e o aporte de calor sobre a largura da ZTA.

O metal de base atua com certa quantidade pequena fundido-se junto ao metal de adição quando atingido pela fonte de calor, caracterizando a ZF. A quantidade não fundida, mas que atingiu apenas a temperatura crítica, também sofre mudanças metalúrgicas, esta é denominada de ZTA.

2.4.2 Microestruturas Resultantes

A microestrutura resultante do metal de solda depende de interações complexas entre muitas variáveis importantes como: microestrutura de solidificação; ciclo de resfriamento da solda; composição química do metal de solda e tamanho de grão da austenita anterior. O processo de solidificação influencia tanto o tamanho e forma do grão do sólido desenvolvido a partir do material fundido; influencia no grau de segregação, tanto em micro quanto em macro escala e as inclusões que se formam no material fundido serão incorporadas no material sólido durante o processo de solidificação (SVENSSON, 1994 apud FIGUEIREDO, 2004).

A qualificação e quantificação das microestruturas dos materiais só são possíveis através do equipamento de microscopia. Nos últimos anos com o desenvolvido desta ferramenta tecnológica os aumentos focais e resoluções melhores capacitam e simplificam a investigação das imagens características dos metais e outras áreas auxiliando diversos ramos de trabalhos e pesquisa. Assim, publicações sobre temas da metalurgia de soldagem têm crescido e os pesquisadores refletem pontos de vistas pessoais e critérios diferentes dificultando a interpretação e a discussão dos efeitos metalúrgicos. Assim, procurando estabelecer uma nomenclatura padronizada sobre o assunto que contemple e satisfaça a maioria dos estudiosos, a sub-comissão do International Institute of Welding (IIW) desenvolveu um método para identificação dos constituintes microestruturais de solda metálica. Este método visa à obtenção de uma convenção internacional sobre a terminologia para a descrição dos constituintes e uma abordagem consistente para pesquisadores na aplicação do método. Concordando com IIW, os microconstituintes do metal de solda, quando visualizados por microscopia ótica, podem ser classificados da seguinte forma (DIAS, 2005; FIGUEIREDO, 2004):

Sobre cada microestrutura resultante tem-se (DIAS, 2005):

- *Ferrita Primária (PF)*: constituinte de aspecto claro e liso podendo ocorrer sob duas formas e referidos como constituintes distintos:
 - a) *Ferrita de Contorno de Grão [PF(G)]*: é o primeiro produto a se formar na decomposição da austenita a taxas de resfriamento muito lenta. É um microconstituente de mais fácil identificação no metal de solda pelo seu aspecto claro e liso. Possui veios delineando o contorno de grão colunar da austenita prévia motivados pela sua nucleação e crescimento que ocorrem nestes locais, conferindo-lhes assim uma forma alongada que são observadas na Figura 2.19(a).
 - b) *Ferrita Poligonal Intragranular [PF(I)]*: aparece na forma de grãos, normalmente poligonais, e nucleia quase que exclusivamente no interior dos grãos austeníticos apresentando dimensões superiores ao triplo da largura média das ripas da Ferrita Acicular ou da Ferrita com Segunda Fase, que as circundam, Figuras 2.19(bii).

- *Ferrita com Segunda Fase (FS)*: pode ocorrer em duas formas computadas como constituintes distintos, se o observador estiver seguro que a distinção é clara:
 - a) *Ferrita com Segunda Fase Alinhada [FS(A)]*: constituinte formado por grãos grosseiros e paralelos que crescem ao longo de um plano, formando duas ou mais ripas de ferrita paralelas. Caso existam somente duas ripas, deve-se classificar o constituinte como Ferrita com Segunda Fase Alinhada somente se sua razão de aspecto for maior que 4:1. Entretanto se isso não se verifica, o constituinte deverá ser classificado como Ferrita Acicular ou Ferrita Poligonal, Figura 2.19(ci).
 - b) *Ferrita com Segunda Fase não Alinhada [FS(NA)]*: formada por ferrita circundando microconstituintes ou ripas de ferrita acicular. Não se apresenta em forma paralela como a [FS(A)].
- *Ferrita Acicular (AF)*: constituinte intragranular de morfologia emaranhadas de grãos cruzados extremamente finos de ferrita não paralelas nucleando-se no interior do grão da austenita prévia. São separados por contornos de alto ângulo e razão de aspecto variando de 3:1 até 10:1. Pode incluir ainda ripas isoladas de elevada razão de aspecto. Uma região de AF freqüentemente apresenta a morfologia de uma estrutura de Widmanstätten, mas também inclui ripas isoladas de comprimento superior a largura, conforme ilustrados nas Figuras 2.19(bi), 2.19(cii) e 2.19(di).
- *Martensita (M)*: constituinte formado como produto final de transformação da austenita sob condições de alta taxa de resfriamento e elevado teor de C. É o microconstituinte que se forma como produto final de transformação, ocorrendo freqüentemente em soldagens com baixo aporte térmico. Observam-se algumas colônias de martensitas maiores que as ripas de ferrita dentro dos grãos austeníticos prévios adjacentes e outras menores que devem ser tratadas como microfases.
- *Agregados Ferrita e Carbetos (FC)*: possuem uma estrutura fina de ferrita e carbonetos, incluindo perlita e ferrita com interfaces de carboneto. Constituinte formado fora do contorno de grão da austenita. Apresenta

uma estrutura interna cuja resolução fica abaixo da obtida por microscopia ótica formando áreas escuras.

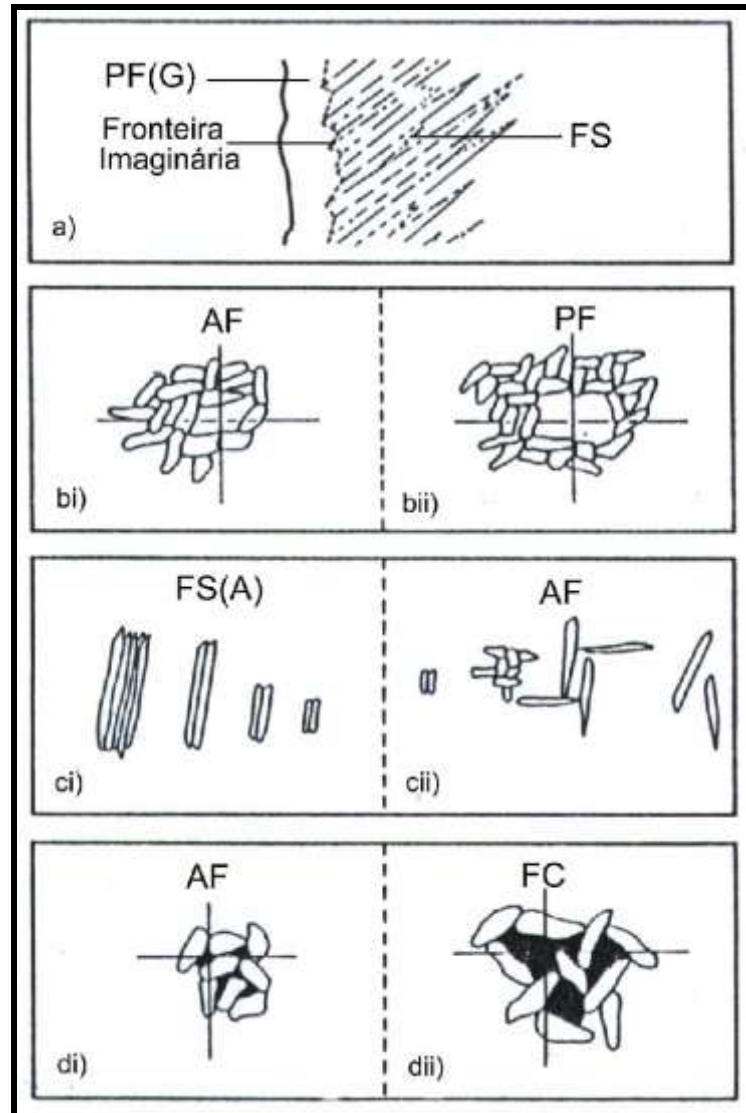


Figura 2.19 – Representação esquemática de constituintes microestruturais: (a) fronteira imaginária entre PF(G) e FS; (bi) ferrita sob o retículo menor $3\times$ a largura média da ripas de ferrita que a circundam; (bii) ferrita sob o retículo maior $3\times$ a largura média da ripas de ferrita que a circundam. (ci) duas ou mais ripas paralelas e relação comprimento/largura maior $4/1$; (cii) duas ripas com relação comprimento/largura menor $4/1$ ou ripas não alinhadas ou ripas isoladas de alta relação comprimento/largura; (di) área da colônia FC sob o retículo menor área individual das ripas de ferrita; (dii) área da colônia FC sob o retículo maior área individual das ripas de ferrita. Fonte: DIAS, 2005.

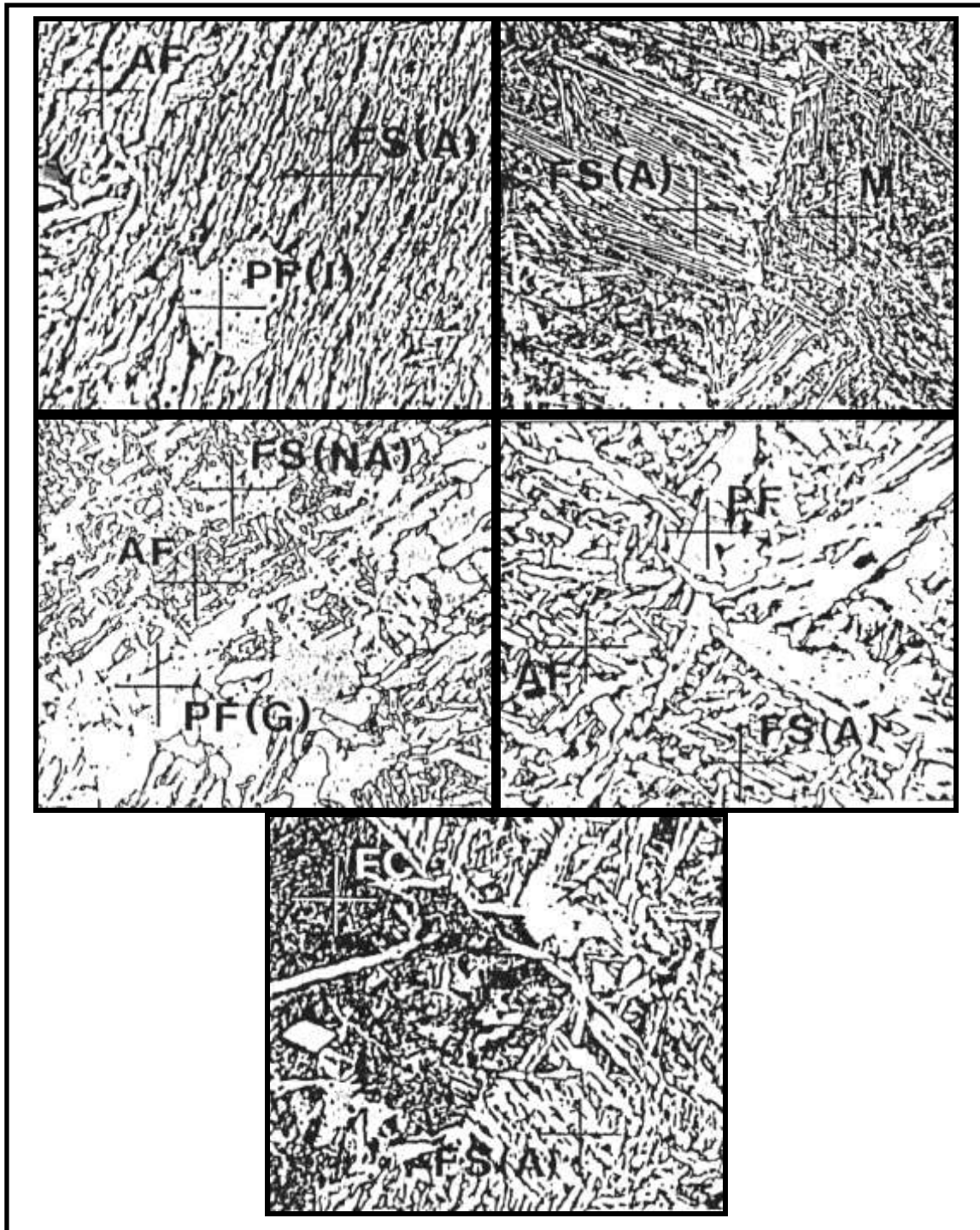


Figura 2.20 – Microestruturas do metal depositado com indicação dos diferentes constituintes. Fonte: Dias, 2005. Onde: AF – ferrita acicular; FS(A) – ferrita com segunda fase alinhada; PF(I) – ferrita poligonal intragranular; M – martensita; FS(NA) – ferrita com segunda fase não alinhada; PF(G) – ferrita de contorno de grão; PF – ferrita primária; FC – agregados de ferrita e carbetos.

2.4.3 Microscópio Ótico – MO

A análise de microscopia ótica possibilita a captação de imagens da superfície macro e micro dos metais de solda para a observação da sua morfologia, mas para o sucesso da utilização da ferramenta, o preparo da amostra é fundamental, para isto é necessário o procedimento tradicional da técnica metalográfica.

O princípio do uso da microscopia ótica é bastante simples, porém características fundamentais do procedimento de ensaio devem ser consideradas para um bom resultado como: a resolução, a ampliação e contraste de luz. Os feixes de luz, dentro da faixa visível, são refletidos e transmitidos para amostras produzindo aumentos com uso de lentes convencionais poliméricas. A resolução máxima da microscopia ótica é próxima de $0,1\mu\text{m}$ e limitada pela natureza da luz. A concepção da imagem e contraste que ela apresenta depende da forma como se dá a interação entre a luz e o objeto de estudo.

A microscopia ótica é uma ferramenta muito praticada para pesquisa devido a praticidade e as excelentes vantagens operacionais, como: menor preço e custo de manutenção; preparação de amostras simples; operação simples que requer pouco treinamento; análise das amostras requer conhecimentos básicos em ciência e engenharia de materiais, ao invés do microscópio eletrônico onde conhecimentos sobre índices de Miller, projeção estereográfica, cristalografia, difração de elétrons são necessários.

2.4.4 Microscópio Eletrônico de Varredura - MEV

A análise pelo MEV utiliza-se de feixe de elétrons ao invés de luz, diferente da microscopia ótica. Os elétrons são focalizados com o uso de lentes eletromagnéticas e refletem normalmente varrendo toda a superfície do material analisado. A abertura numérica da lente é definida pela relação entre a distância focal e o diâmetro da abertura da lente, ou seja, a resolução é bem mais definida existindo uma menor distância entre dois pontos da amostra que podem ser visualizados como dois pontos distintos na imagem.

A preparação da amostra para análise também é importante o uso e cuidado da técnica metalográfica refinada (lixamento e polimento da superfície). O espécime, em geral quando se trata de um metal, posto no equipamento para ser analisado não é necessário metalizar a sua superfície que tem por objetivo facilitar o espalhamento dos elétrons para formar uma imagem em um ambiente à vácuo com gás de tungstênio.

Para o andamento e boa análise dos resultados é imprescindível conhecer as interações que são possíveis entre os elétrons de alta energia e a amostra. Assim, havendo boa interpretação da imagem, do padrão de difração e do espectro de energia que o microscópio produz. As interações entre elétrons⁹ e a matéria podem ser divididas em duas classes: espalhamento elástico e espalhamento inelástico. O primeiro ocorre devido à interação do feixe do primário e o núcleo de um átomo da amostra, sendo responsável pelo fenômeno de retroespalhamento, que gera um tipo de sinal utilizado na microscopia eletrônica de varredura para formação de imagens. O espalhamento inelástico é referido ao processo que cause a perda de energia dos elétrons incidentes, além da mudança de sua trajetória. O processo de perda origina vários efeitos secundários, entre eles: emissão de elétrons secundários, de raios X, de elétrons Auger, de radiação de comprimentos de onda superior ao do elétron, excitação de vibrações de rede (fônons) e oscilações de elétrons livres em metais (plasmons). Os elétrons secundários são emitidos pela amostra com energias inferiores a 50 eV e são mais abundantes permitindo a construção do tipo de imagem mais comum de MEV. Deste modo, cada um dos sinais produzidos pelas interações elétron-matéria é uma fonte de informações características sobre a amostra. Portanto, é necessário considerar todos estes efeitos complexos para análise dos resultados da microscopia de varredura.

Na técnica da microscopia eletrônica de varredura a resolução é extremamente superior aos microscópios óticos, podendo até ter profundidade de foco, ou seja, permitindo observar superfícies não planas como poros, cavidades, superfícies de fratura.

⁹ Fundamentos indicados para pesquisa aprofundada.

Para determinar qual das técnicas de microscopia a ser utilizada, a princípio observa-se o tamanho da amostra, microscópios óticos garantem a visualização de detalhes em escalas micrométrica. Enquanto que os microscópios eletrônicos de varredura de alta resolução, cujo feixe é produzido por emissão de campo, podem resolver detalhes menores que um nanômetro

2.4.5 Diâmetro Médio do Grão

Vários métodos têm sido usados para a determinação do tamanho e diâmetro de grãos. A definição de diâmetro de grão é complexa na medida em que eles, nos metais e ligas, geralmente têm forma irregular. Neste caso, requer-se um parâmetro de maior generalidade para qualquer estrutura granular, desde que preencha espaço e que independa da forma, do tamanho e da posição dos grãos (TBCHIPTSCHIN,1988). Assim, o seu diâmetro é compreendido pelo uso do método de interseção, a partir de uma seção micrográfica. Estima-se o número de grãos cortados por unidade de comprimento, n_l , de uma linha aleatória desenhada na micrografia. Para o tamanho médio do grão o indicativo aproximado é o inverso de n_l , corrigido pela ampliação M da micrografia. Portanto, apresentando a equação do verdadeiro diâmetro médio de grão, d , dada por (SHACKELFORD, 2008; CALLISTER JR, 2002; TBCHIPTSCHIN,1988):

$$d = \frac{1 \cdot C}{n_l M} \quad \text{Eq.- 2.11}$$

em que C é uma constante maior que 1. Para simplificar, Shackelford (2008) de suas pesquisas afirma:

“Uma análise extensa das estatísticas das estruturas granulares levou a diversos valores teóricos para a constante C . Para as microestruturas típicas, um valor de $C = 1,5$ é adequado”.

É preciso considerar a linha aleatória, que a corta a micrografia, como um plano qualquer perpendicular que secciona a microestrutura. Este plano não influenciará nos resultados médios de tamanho de grãos quantificados. Foi observado também que na literatura (SHACKELFORD, 2008; CALLISTER JR, 2002; TBCHIPTSCHIN,1988), que para a determinação do tamanho de grão os autores

não amarram o valor do tamanho das magnitudes em 100x, como as especificadas pela ASTM E112. Eles utilizam da contagem para determinação do valor do tamanho de grão pelo método mais genérico e que também pode ser seguido para quantificação em uma microestrutura.

2.5 Ensaio Mecânicos

A seleção de um material para determinado componente funcional, como elemento ou membro estrutural de máquina, envolve a compreensão das relações entre as microestruturas, isto é, características internas, do material e as suas propriedades mecânicas. Estes, ainda, sob proporções geométricas aceitáveis de modo que perda de função possa ser evitada. Por isso, a necessidade de ensaiar-se corpos de prova que são exemplos físicos experimentais, muitas vezes repetitivos, seguindo condições adequadas de normalização, eles são capazes de representar determinados comportamentos mecânicos. O desempenho mecânico de um material para que seja respondido adequadamente a uma carga, que foi ou esteja sendo submetida, algumas das propriedades mecânicas são estudadas como: a resistência, a dureza, a ductilidade e a rigidez (CALLISTER Jr.; 2002 e SHIGLEY et al, 2005).

Estas propriedades são programadas e executadas experimentalmente em laboratórios apropriados reproduzindo as condições de serviço. Fatores observados e considerados são a natureza de carga aplicada e a duração da sua aplicação, bem como as condições ambientais. Os ensaios são prescritos em normas padrões que são freqüentemente coordenados por sociedades profissionais. Por exemplo, nos Estados Unidos, a organização mais ativa é a Sociedade Americana para Ensaio de Materiais (ASTM – American Society for Testing and Materials). O seu Annual Book of ASTM Standards (Anuário de Padrões da ASTM) compreende numerosos volumes, que são publicados e atualizados anualmente (CALLISTER Jr.; 2002 e SHIGLEY et al, 2005).

Esta parte prevista para a revisão de ensaios mecânicos é subdividida primeiramente em Ensaio Visual e Ensaio por Líquido Penetrante, nesta ordem, são procedimentos recomendados após a aplicação do processo de soldagem para que seja observado a existência de defeitos superficiais à olho nu na peça soldada. Na

sequência, orienta-se a Remoção dos Corpos de Prova para respectivos os ensaios revisados: Tração, Dobramento, Impacto pelo Metodo Charpy e a Microdureza.

2.5.1 Ensaio Visual

O procedimento é seguido conforme as referências sugestionadas pela ABENDE – Associação Brasileira de Ensaios Não Destrutivos, órgão de certificação acreditado pela INMETRO (Instituto Nacional de Metrologia): ISO 8501-1, Prepatation of Steel Substrats Before Aplication of Paints and Related Products e o código ASME Seção V – 2001. De acordo com a norma referida, as superfícies que apresentarem aspecto de intemperismo de graus “c e d” são possíveis a remoção da oxidação com escova manual, desde que a mesma seja de aço inoxidável ou revestido deste material. Removendo a oxidação e limpando as superfícies a serem soldadas com solvente próprio. Assim, utilizando-se do exame visual direto (a olho nu), para um ângulo de observação maior que 30° e a distância não superando acima de 600 mm em relação à superfície examinada conforme a Figura 2.19. Assim, podendo descrever de maneira sucinta a ocorrência de defeitos ou não.

Recomenda-se que anterior e após a operação de soldagem, que a peça soldada seja inspecionada visualmente para sejam observados o aspecto superficial; o recebimento do material na junta e a junta soldada.

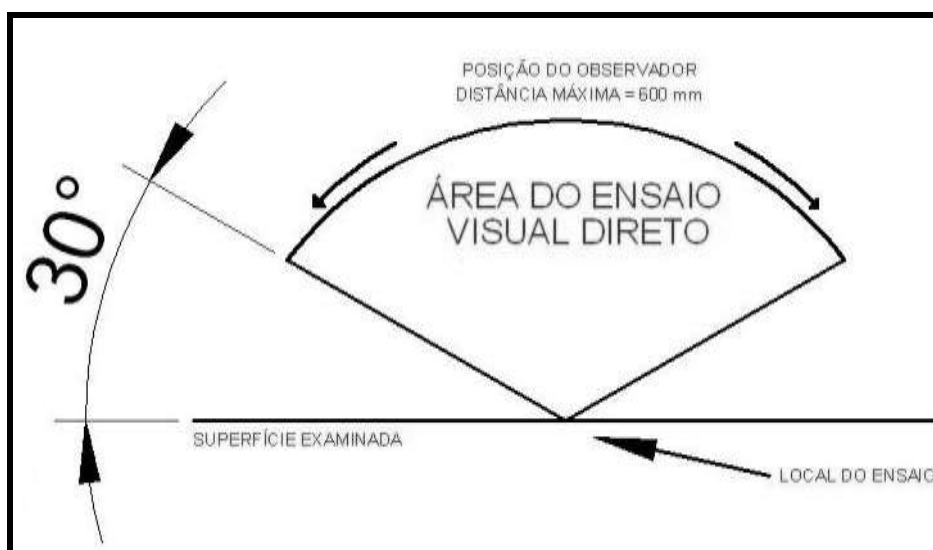


Figura 2.21 - Ângulo e distância de observação em relação à superfície a ser examinada.

O código ASME sugere que o ambiente para a operação do processo de soldagem deve estar bem iluminado (em um mínimo de 1000 lux). Os instrumentos (medidor de múltiplas finalidades, gabarito para soldas de ângulo, transferidor, trena metálica, escala metálica, paquímetro, medidor de desalinhamento, lupa, entre outros) identificados e calibrados, no prazo de validade, são necessários para o ensaio visual de juntas preparadas para soldagem e de juntas soldadas. Para juntas de topo soldadas recomenda-se indicar a localização de qualquer descontinuidade causada por soldagem dentro de 25 mm medidos a partir das margens da solda. Os resultados devem ser avaliados com base no critério de aceitação. A visualização e a análise descritiva quanto ao aspecto superficial do cordão de solda das chapas teste foi facilitado pelo uso do ensaio por líquido penetrante.

2.5.2 Ensaio por Líquido Penetrante

A norma padrão para o desempenho deste ensaio é a E165 da ASTM, sob o título “Standard Test Method for Liquid Penetrant Examination”. É caracterizado por ser um ensaio não destrutivo pela utilização de líquidos penetrantes, considerado simples e de interpretação fácil e não oneroso. Quando aplicado corretamente o método é bastante satisfatório. O ensaio é dado pela aplicação de um líquido de baixa tensão superficial e de baixa viscosidade sobre a chapa teste, previamente limpa e na qual penetra por capilaridade nas possíveis falhas superficiais. O tempo necessário à penetração depende do material testado e do tipo de penetrante que devem estar de acordo com a norma aplicável de fabricação do material ensaiado. A ASTM E-165 recomenda para materiais metálicos temperaturas de 10 a 52 °C para penetrantes (Figura 2.22(a)) visíveis à luz normal, com cinco minutos mínimos de espera. Ao término do tempo mínimo requerido, o líquido é retirado permanecendo somente no interior dos defeitos que afloram à superfície. Em seguida aplica-se uma substância reveladora de cor branca, por aproximados sete minutos de espera, que age como um mata borrão. Este absorve o líquido penetrante mostrando, as eventuais falhas existentes no material e que antes não eram visíveis (Figura 2.22(b)). A observação adicional ao experimento é que a aplicação dos líquidos foi por “spray”.

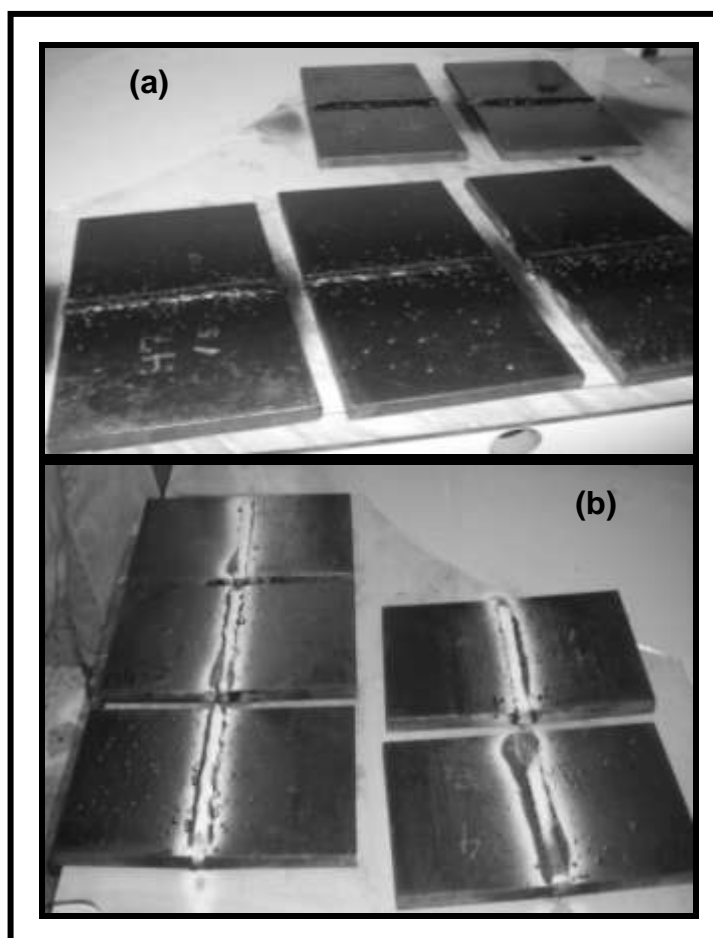


Figura 2.22 – (a) Aplicação do spray penetrador e (b) penetrador.

2.5.3 Remoção dos Corpos de Prova

A retirada dos corpos de prova é um procedimento que se aplica extraindo-se partes de materiais e equipamentos a investigar como: caldeirarias, tubulações, vasos de pressão, componentes nucleares que serão ensaiadas segundo a normalização (FBTS, 2v., 2007). Assim, todos os requisitos dependerão da peça de teste e da norma de qualificação. Porque, da peça de teste dependem: o tipo, a espessura e o diâmetro (se houver) e da norma de qualificação: por possuir requisitos exclusivos tanto para a qualificação de procedimento como para a qualificação de soldadores e operadores de soldagem. Por exemplo, a determinação do comprimento de uma peça de teste é necessário saber a quantidade e as larguras dos corpos de prova; já para a largura dela, o comprimento.

A norma AWS D1.1 estabelece diretamente as dimensões, incumbindo apenas ao investigador conhecer o desenho específico a ser utilizado. Já a norma ASME seção IX mostra a distribuição e as dimensões dos corpos de prova separadamente, permanecendo a cargo do responsável o estabelecimento das dimensões (FBTS, 2v., 2007). Esta norma aconselha que os extremos da peça a ser soldada devam ser descartados.

2.5.4 Ensaio de Tração

A tração é um método empregado para obter diversas características e de resistência de materiais utilizados em projetos. É bastante considerado nos ensaios mecânicos por ser de fácil execução e ter a reprodutividade dos resultados. O ensaio padrão de tração consiste na aplicação de carga de tração uniaxial crescente em um corpo de prova específico, é deformado podendo atingir sua ruptura. A deformação do material é obtida a partir da variação do comprimento (ΔL) em função da carga (P) empregada. A partir do ensaio podem ser também conhecidos dados quantitativos das características mecânicas como: *resistência à tração ou última* (σ_u), *limite de escoamento* (σ_e), *módulo de elasticidade* (E), *módulo de resiliência* (U_r), *tenacidade* (U_t), *ductilidade*, *coeficiente de encruamento* (n) e *coeficiente de resistência* (κ). A Figura 2.23 ilustra um espécime típico de ensaio normalizado pela ASTM E8 e E-8 m. Considera-se que existam dois tipos de ensaios de tração que dependerão do procedimento do ensaio, são eles: o ensaio *convencional* e o *real*. O ensaio convencional é o ensaio normalmente utilizado em engenharia, em que os cálculos são feitos utilizando a *área inicial* do corpo de prova, antes da carga ser aplicada. E o ensaio real mostra o que verdadeiramente acontece com o corpo de prova durante a solicitação do carregamento, ou seja, utiliza-se a área no momento da aplicação da carga. Quando ambas são comparadas, observa-se que o valor da tensão verdadeira é mais elevado que o da tensão de engenharia na seção deformada (GARCIA, 2000; SHIGLEY et al, 2005).

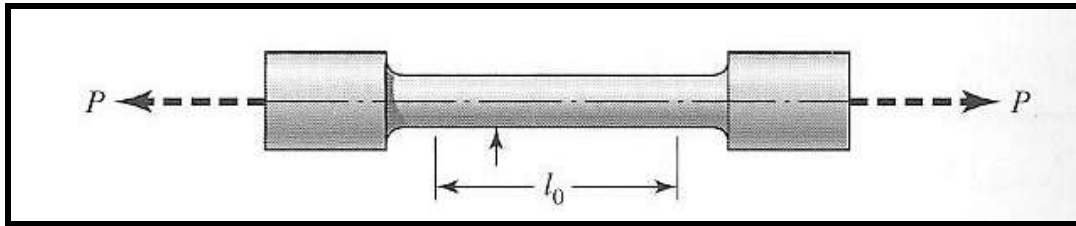


Figura 2.23 - Ilustra um espécime típico de ensaio de tração.

2.5.4.1 Tensão e Deformação Convencional

Define-se a *tensão de tração convencional ou nominal ou de engenharia* (σ_c), a resistência interna de um corpo de prova a uma força externa aplicada sobre ele por unidade de área (A_0). Exemplo é a Figura 2.24 no qual uma barra de seção transversal uniforme A_0 , com uma distância de comprimento inicial (L_0) marcada ao longo de seu tamanho original e submetida a uma força de tração P é submetido a um esforço axial de tração em uma célula de carga. Tal carga é convertida à tensão pelo cálculo (SHINGLEY et al, 2005):

$$\sigma = \frac{P}{A_0}$$

Eq.- 2.12

Durante a aplicação da carga ocorre um escorregamento das camadas internas na região do corpo que é tracionado causado pela anisotropia dos materiais policristalinos, ou seja, diferentes valores de uma propriedade em diversas direções cristalográficas. A unidade de medida da tensão é dada em Kgf/mm², libras/pol², (psi), N/ m² (Pascal).

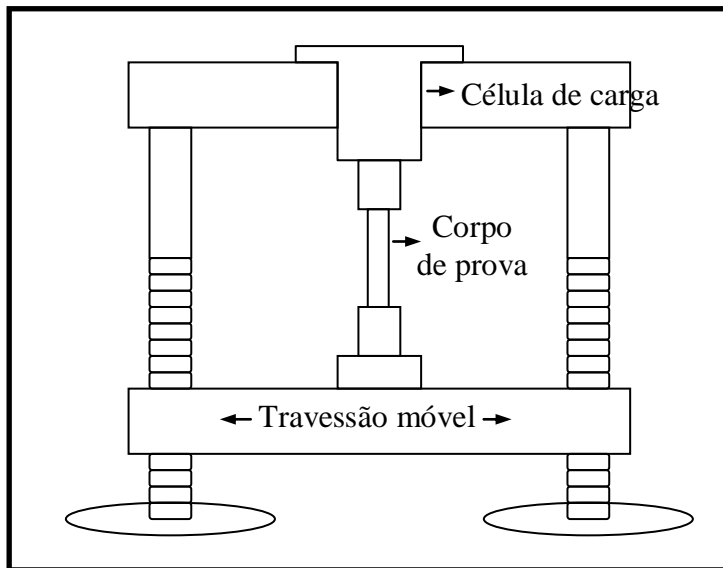


Figura 2.24 Representa um corpo submetido a um esforço axial de tração em célula de carga.

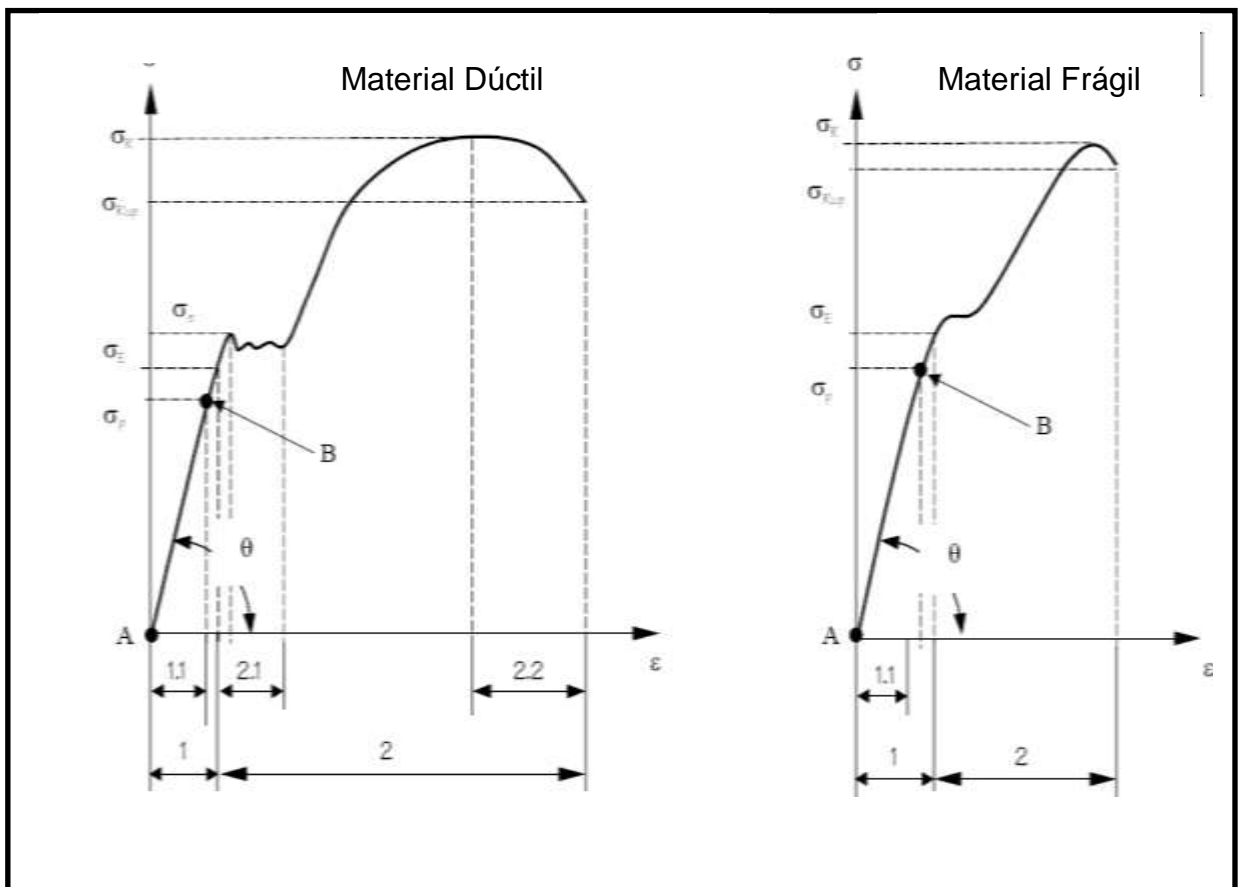
A deformação convencional (ϵ) é a variação da dimensão central do corpo de prova por unidade da mesma dimensão quando submetido a um esforço (Equação 2.13), onde: L_0 é o comprimento inicial e L_f , o comprimento final da amostra. A deformação é adimensional ou dada em porcentagem e calculada por (SHINGLEY et al, 2005):

$$\epsilon = (L_f - L_o)/L_o = \frac{\Delta L}{L_o} * 100$$

Eq.- 2.13

Os resultados são representados graficamente por um diagrama tensão versus deformação. Os professores Arnaldo e Caruso (2000) analisaram, para materiais dúctil e frágil, as Figuras 2.25 (a) e 2.25 (b), respectivamente. Observando-se os diagramas no início do teste, ocorre uma deformação reversível do corpo de prova, isto é, se a carga for removida, o material volta às suas dimensões originais. A esta deformação denominamos de *deformação elástica*. Ainda nas mesmas figuras as regiões referidas são delimitadas por 1. Agora, supondo-se que a carga seja aplicada novamente, mas menor que a anterior, e ainda na *fase elástica*, é chamada de *fase de proporcionalidade*, correspondente ao segmento AB. Por outro lado, se a carga aplicada for grande, o material não retorna mais às suas dimensões originais, após a sua retirada, ficando permanentemente deformado. Esta situação descreve a *deformação plástica*.

Para continuar a deformação é necessário o aumento da carga aplicada. Na fase plástica, o material apresenta o fenômeno de *encruamento*, representado pelo sítio 2.1 da Figura 2.25(a). O material dúctil é endurecido pela ação da deformação. Em seguida, a tensão atinge um valor máximo que pode ser suportado pelo material. Logo depois ocorre um decréscimo na curva do gráfico, representada pela área da seção transversal do corpo de prova, que descreve o fenômeno da *estricção* em metais com boa ductilidade. Depois de iniciada a estricção, a tensão convencional decresce com a deformação posterior até que o corpo de prova se rompa. Para materiais caracterizados como frágeis não ocorre o fenômeno da estricção, pois devido seu grau de dureza são fáceis de romper (ARNALDO E CARUSO, 2000).



Notações:

- 1 – Fase elástica;
- 1.1 – Fase de proporcionalidade;
- 2 – Fase plástica;
- 2.1 – Fase de escoamento e
- 2.2 – Fase de estricção.
- σ_p – Limite de proporcionalidade;
- σ_E – Limite de elasticidade;
- σ_e - Limite de escoamento;
- σ_{RUP} - Tensão de ruptura e
- σ_R - Limite de resistência.

Figura 2.25 - Diagramas convencionais para materiais dúcteis e frágeis. (Fonte: ARNALDO e CARUSO, 2000).

2.5.4.2 Módulo de Elasticidade

A relação entre a σ e a ϵ na região elástica é linear para materiais dúcteis e frágeis e é descrita pela Lei de Hook. Onde E é uma constante denominada *módulo de Young* ou *módulo de elasticidade* e ϵ a deformação convencional que é representada pela seguinte equação (ARNALDO E CARUSO, 2000).

$$\sigma = E * \epsilon \quad \text{Eq.- 2.14}$$

Os materiais apresentam *anisotropia* em relação ao módulo de elasticidade. E este é determinado pelas forças de ligação entre os átomos de um metal medindo, assim, a rigidez do material. Visto que a deformação é adimensional, a unidade usada para o E são as mesmas da tensão. Outra característica é o módulo de elasticidade ser uma propriedade constante do material, conseqüentemente, as tensões são constantes para cada estrutura. Assim, quanto maior for o módulo de elasticidade menor a deformação elástica. A temperatura é um fator que altera o módulo de maneira intensa, quanto maior for essa temperatura menor será o valor de E (SHACKELFORD, 2008; SHIGLEY et al, 2005; MEYERS e CHAWLA,1982).

Literaturas que tratam do assunto de tração, como de Moosbrugger (2002), Garcia (2000) e a própria norma E 8M – 00b, mostram que sua medida é feita através da tangente da reta característica do regime elástico no gráfico de tensão x deformação (segmento AB das Figuras 2.25). Quando essa reta for muito pequena ou quase inexistente pode-se medir E pela tangente da curva no ponto de origem ou num ponto especificado da curva ou ainda pela tangente da reta que é a secante da curva, que vai do ponto de origem até um ponto especificado da curva.

Como já visto, E é uma propriedade intrínseca do material, então, pode ser utilizado para saber a veracidade do gráfico carga-deformação traçado. Usando a Equação 2.14 e substituindo a tensão e a deformação pelas Equações 2.12 e 2.13, respectivamente, tem-se na Equação 2.15:

$$E = \frac{P * L_0}{A_0 * \Delta L}$$

Eq. – 2.15

Os valores L_0 e A_0 são conhecidos através do gráfico, tomando-se, por exemplo, ΔL como 0,1% de L_0 e levantando-se uma perpendicular até atingir a curva, a carga é obtida, portanto Equação 2.16 (ARNALDO E CARUSO, 2000):

$$E = \frac{P * L_0}{A_0 * 0,001} = \frac{1000 P}{A_0}$$

Eq. – 2.16

A máxima tensão para a qual a Lei de Hook ainda é válida e é chamada de *limite de proporcionalidade* (σ_p), segmentos AB na Figuras 2.25 (a) e (b). Observa-se na prática que os resultados dos limites elásticos e de proporcionalidade não há coincidências, dependendo essencialmente da precisão de medidas.

2.5.4.3 Ensaio de Tração Real

Para Moosbrugger (2002), os valores obtidos pelo ensaio de tração convencional estão sujeitos a erros por serem calculados baseando-se na secção inicial do corpo de prova. Durante o regime elástico, a deformação é pequena, pois as áreas iniciais (A_0) e comprimento inicial (L_0) quase não se alteram, portanto, os valores de tensão e deformação convencional também não têm muita diferença de tensão e deformação real. No regime plástico a mudança de A_0 e L_0 são consideravelmente grandes, induzindo aos erros. Devido a este fator, é necessário definir a tensão e deformações reais. Para obter o diagrama da tensão verdadeira, a carga e a área da secção transversal devem ser medidas simultaneamente durante o ensaio.

Tensão e Deformação Reais: A tensão real (σ_{real}) é definida como sendo o quociente da carga (P) aplicada no corpo de prova pela área mínima instantânea (A_{ins}) da seção transversal que suporta a carga, Equação 2.17 (SHIGLEY et al, 2005):

$$\sigma_{real} = \frac{P}{A_{ins}}$$

Eq. – 2.17

A deformação real é definida como sendo a integral do quociente entre o aumento do comprimento instantâneo do corpo de prova, nos limites do comprimento inicial é instantâneo. Equação 2.18:

$$\delta = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0}$$

$$\therefore \delta = \ln \frac{L}{L_0} \quad \text{Eq. - 2.18}$$

2.5.4.4 Afinidade entre Tensões e Deformações Real e Convencional

As anotações dos professores Arnaldo e Caruso (2000) ajudam a compreensão das relações de tensões e deformações real e convencional. Pela Equação 2.13 pode-se obter a correlação entre deformação real e convencional (SHIGLEY et al, 2005).

$$\epsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} = \frac{L}{L_0} - 1$$

$$\therefore \frac{L}{L_0} = \epsilon + 1 \quad \text{Eq.- 2.19}$$

Observando a Equação 2.18 tem-se a 2.20:

$$\delta = \ln(\epsilon + 1) \quad \text{Eq.- 2.20}$$

Os valores da deformação real e convencional são aproximadamente iguais até acerca de 0,1. A correlação entre as tensões real e convencional pode ser dada pela Equação 2.21:

$$\sigma_{real} = \frac{P}{A_{ins}} = \frac{P}{A_0} * \frac{A_0}{A_{ins}}$$

Eq.- 2.21

Como o volume do material permanece aproximadamente constante na região plástica, tem-se a Equação 2.22:

$$A_o L_o = A_{ins} L_{ins}$$

$$\therefore \frac{A_o}{A_{ins}} = \frac{L_{ins}}{L_o}$$

Eq. - 2.22

Substituindo na Equação 2.18, tem-se a 2.23:

$$\delta = \ln \frac{A_o}{A_{ins}}$$

Eq.- 2.23

Observando a Equação 2.20, vem a Equação 2.24:

$$\delta = \ln(\epsilon + 1) = \ln \frac{A_o}{A_{ins}} \therefore \frac{A_o}{A_{ins}} = (\epsilon + 1)$$

Eq.- 2.24

Substituindo a Equação 2.20 na Equação 2.17, tem-se que a 2.25;

$$\sigma_{real} = \frac{P}{A_o} (\epsilon + 1)$$

Eq.- 2.25

Como P/A_o é igual a tensão convencional, conclui-se que a 2.26:

$$\sigma_{real} = \sigma_{conv} (\epsilon + 1)$$

Eq. - 2.26

Como mostra a curva de tensão real (Figura 2.26) à tensão máxima, não é aquela no início de formação da estricção, como acontece com a tensão convencional, a tensão real cresce com o crescimento da deformação atingindo o máximo na fratura (MARC e CHAWLA, 1982; REED-HILL,1982).

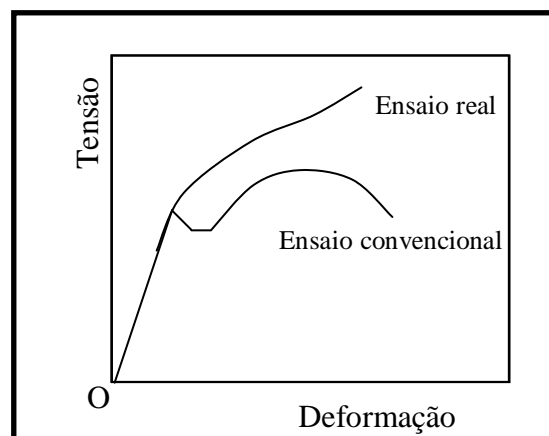


Figura 2.26- Curvas de tração convencional e real.

2.5.4.5 Fraturas Resultantes do Ensaio de Tração

É importante compreender o modelo de fratura, pois os tipos ou formas resultantes do ensaio de tração dependerão da estrutura do material ensaiado. As fraturas são classificadas quanto à forma e textura (MARC e CHAWLA, 1982; REED-HILL, 1982).

A) Quanto à forma:

- *Frágil*: a separação das partes do corpo de prova ao longo de certos planos cristalinos normais a tensão de tração, característicos de materiais duros Figura 2.27 (a).
- *Muito Dúctil*: característicos de materiais muito moles capazes de apresentarem grande deformação plástica, rompem-se deixando as duas partes separadas apenas por um ponto, Figura 2.27 (b).
- *Dúctil*: a maioria dos metais apresenta uma fratura tipo dúctil, quando ocorre nitidamente o fenômeno de estrição a fratura é conhecida por *taça - cone* (Figura 2.27 (c)).

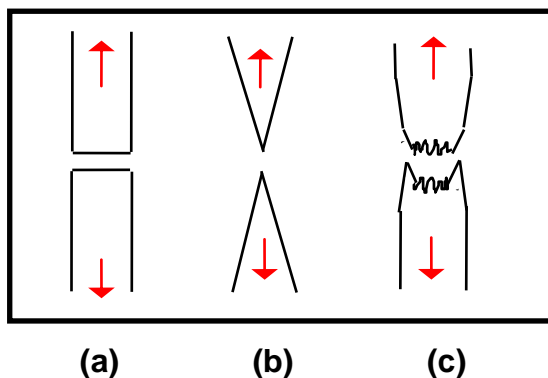


Figura 2.27 - Tipos de Fraturas.

B) Quanto à textura:

- *Frágil*: aparência granular e brilhante
- *Dúctil*: aparência transgranular e opaca.

Uma observação importante, para materiais soldados onde a solda encontra-se no meio do corpo de prova, é que o valor registrado deve ser a carga de ruptura,

pois o alongamento é afetado pela solda. Para medir a eficiência da solda deve dividir a carga de ruptura do material soldado pela carga de ruptura do material base. (GARCIA, 2000; SOUZA, 1987 e CALLISTER, Jr , 2002).

2.5.5 Dobramento

Baseando-se pelo “Ensaio de Dobramento de Materiais Metálicos”, o método MB-5 da ABNT, Soares (1982) afirma que a técnica operacional é muito simples e utilizado em laboratório de ensaios industriais. Esta consiste em dobrar um corpo de prova retangular especificado entre dois apoios à distância (L) padronizados, por intermédio de um cutelo (de raio R) que aplica uma carga flexiva (P) no seu centro até que atinja o ângulo de dobramento (θ_D) determinado. O ensaio descrito é denominado de dobramento *semi-guiado*. Ele é considerado como uma variante de dobramento, a Figura 2.28 o esquematiza e a distância L tem seu valor de:

$$L = 2R + 3e \quad \text{Eq. - 2.27}$$

Onde (e) é a espessura do corpo de prova.

O ensaio de dobramento, num aspecto geral, fornece indicação qualitativa da ductilidade do material. O dobramento comum, muitas vezes, não determina valores numéricos havendo variações de ensaios que permitem obter importância de certas propriedades mecânicas do material (CALLISTER JR, 2002).

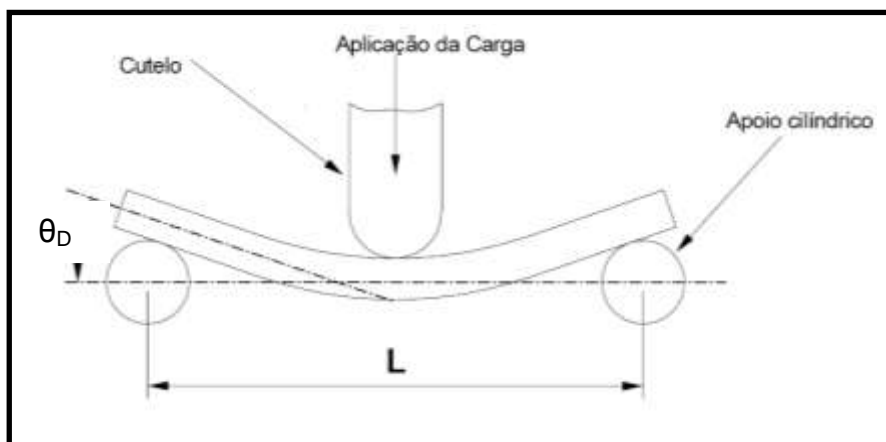


Figura 2.28 - Dispositivos para o ensaio de dobramento: a) ensaio por flexão, aplicação de dois pinos nas extremidades e no centro um cutelo (ARNALDO e CARUSO, 2000).

O tamanho dos corpos de prova é especificado por normas. O diâmetro do cutelo (D) varia conforme a severidade do ensaio (quanto menor o D , maior o rigor do ensaio) ou e do corpo de prova. É indicado ainda que o diâmetro do cutelo e dos cilindros sejam proporcionais a espessura do material ensaiado ($D \geq 3e$), mas que não seja inferior a 20 mm. Dependendo do tipo de material, o dobramento poderá ser feito sobre si mesmo, isto é, sendo desnecessário o uso do pino (ou cutelo). A velocidade do ensaio não é um fator característico, pois este não é classificado como ensaio dinâmico. Mede-se, apenas antecipadamente, ao alongamento a região em questão, considerando a distância inicial (L_0) e após, a distância final (L_f) da região tracionada para cálculo como no ensaio de tração até que atinja o ângulo de dobramento.

O θ_D é medido como demonstra a Figura 2.28; caso atinja um $\theta_D = 180^\circ$ observa-se a olho nu a superfície tracionada do corpo de prova se há fendas, fissuras, falhas e outros defeitos; caso contrário, o ensaio de dobramento foi bem sucedido e conclui-se que o material ensaiado atende as especificações do ensaio de dobramento.

2.5.6 Impacto pelo Método Charpy (V)

A necessidade desse ensaio, classificado como ensaio dinâmico, surgiu devido a certos materiais responderem satisfatoriamente aos ensaios de tração, mas que quebravam quando sujeitos a esforços de impactos relativamente altos. Em geral, esse tipo de ensaio é para estudar os efeitos do tratamento térmico ou mecânico, a qualidade ou caráter do processo de manufatura, a presença ou ausência de elementos indesejáveis e homogeneidade física e química do material (MEYERS e CHAWLA, 1982).

O ensaio de tenacidade pelo método Charpy (V) consiste na determinação da resistência ao impacto do material a ensaiar. A carga do ensaio é aplicada dinamicamente através de pêndulo com um martelo adaptado a sua extremidade, a Figura 2.29 descreve o movimento do pêndulo. O corpo de prova apoiado na parte inferior da máquina de ensaios e o martelo pendular, de massa m , é liberado de uma altura h fixa e determinada. Em seu percurso a energia potencial (Equação 2.28) (ARNALDO e CARUSO, 2000):

$$U = m * g * h \quad \text{Eq. - 2.28}$$

Onde: g é a gravidade, vai se transformar em cinética, até atingir o corpo de prova, de tal modo que a velocidade de impacto é limitada entre 5 e 7 m.s^{-1} (pela NBR 6157), valendo a Equação 2.29:

$$V^2 = 2 * g * h \quad \text{Eq.- 2.29}$$

Uma escala com um ponteiro móvel fornece as leituras do valor do impacto em pés-libras ou em medida angular, que é convertida em pés-libras. Apesar de o ensaio fornecer a energia absorvida até a ruptura, não dá uma indicação segura do comportamento do material a choques, que tem diversas naturezas, sentidos e direções, sendo que em geral os choques são imprevisíveis. Tais indicações somente seriam possíveis se pudessem efetuar ensaios nas condições efetivas de trabalho do equipamento ou peça, construídas a partir do material ensaiado (MEYERS e CHAWLA, 1982; ARNALDO e CARUSO, 2000).

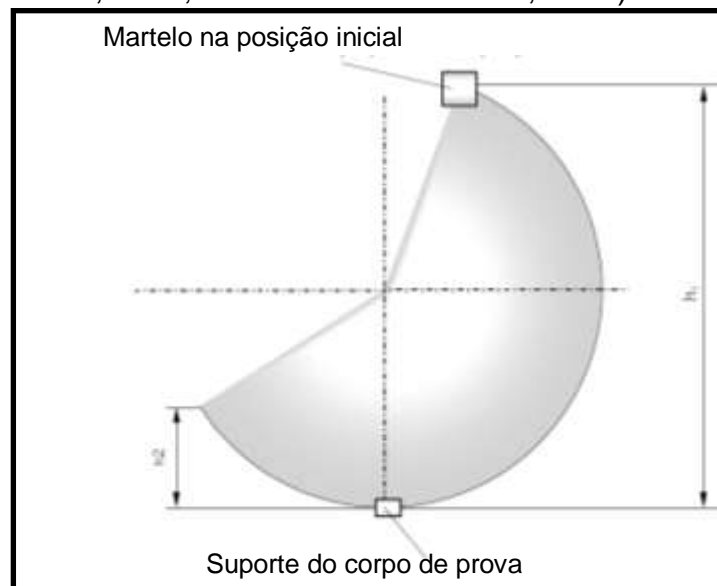


Figura 2.29 – Movimento do pendular do martelo esquematizado.

Pela Figura 2.26, temos a Equação 2.30 (idêntica à 2.27), onde U_1 é a energia potencial inicial em Joule (J):

$$U_1 = m * g * h_1 \quad \text{Eq.- 2.30}$$

E U_2 é a energia potencial final em J (joule):

$$U_2 = m * g * h_2$$

Eq.- 2.30'

A dissipação de energia por atrito, calor, e outras, vale a Equação 2.31:

$$U_{at} = 0$$

Eq.- 2.31

O balanço energético dos sistema, portanto, é (Equação 2.32):

$$\Delta U = |U_2 - U_1| + U_{at}$$

Eq.- 2.32

Que é a energia utilizada para ruptura do corpo de prova, denominada de energia de fratura, uma vez determinada, calcula-se a resistência ao impacto do corpo de prova (RI), Equação 2.33:

$$RI = \frac{\Delta U}{S_0}$$

Eq.- 2.33

Onde S_0 é a área da seção transversal do corpo de prova na região do entalhe, medida em cm^2 .

A energia absorvida pelo corpo de prova depende das suas dimensões que devem ser padronizadas, bem como da temperatura e da velocidade de aplicação da carga; parâmetros que devem ser controlados com intuito de se ter meios comparativos entre o comportamento de diversos materiais em condições semelhantes.

O ensaio de impacto Charpy está padronizado por normas, podendo ser usado um entalhe em V. O entalhe é localizado no centro do corpo de prova que biapoado horizontalmente recebe um impacto em seu meio ao lado oposto ao entalhe, como demonstra a Figura 2.27 (ASTM E 23-01).

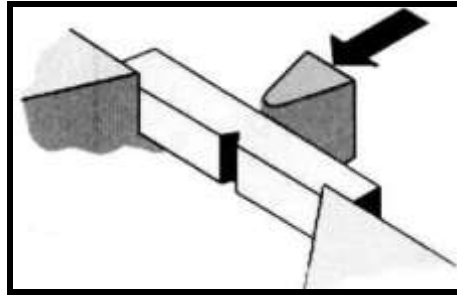


Figura 2.30– Localização do entalhe em V e aplicação de carga de um corpo de prova de ensaio Charpy.

A energia absorvida pelo material durante o impacto varia sensivelmente com a temperatura, por exemplo, quando a uma dada temperatura T_1 for muito maior que a temperatura T_2 , o corpo de prova com T_1 absorve maior energia que o corpo de prova com T_2 , ou podendo absorver praticamente a mesma energia quando T_1 for um pouco maior que T_2 . Existe uma faixa de temperatura relativamente pequena na qual a energia absorvida cai apreciavelmente, definida como temperatura de transição, onde ocorre uma mudança no comportamento da ruptura de dúctil para frágil ou vice-versa. Esta passagem não é repentina e é definida por um intervalo de temperatura (Figura 2.31). A temperatura baixa, uma trinca pode se propagar a uma velocidade maior que os mecanismos de deformação plástica, absorvendo assim pouca energia. Em temperaturas mais altas ocorre deformação plástica antes da fratura com absorção de energia.

Os aços, como a maior parte dos metais CCC, absorvem mais energia ao romper-se de modo dúctil que frágil, por isso, o ensaio de impacto é necessário para avaliar a temperatura de transição do comportamento dúctil para o frágil que se observa a medida que diminui a temperatura. A *temperatura de transição* varia com a taxa de carregamento. Sendo assim, um aço deformado lentamente pode falhar ductilmente, enquanto que sob impacto, fragilmente, já que não há chance de ocorrência de deformação plástica nesse último. A temperatura de transição depende também da geometria da trinca. Para materiais idênticos, quanto mais aguda for a trinca, maior será a temperatura aparente de transição.

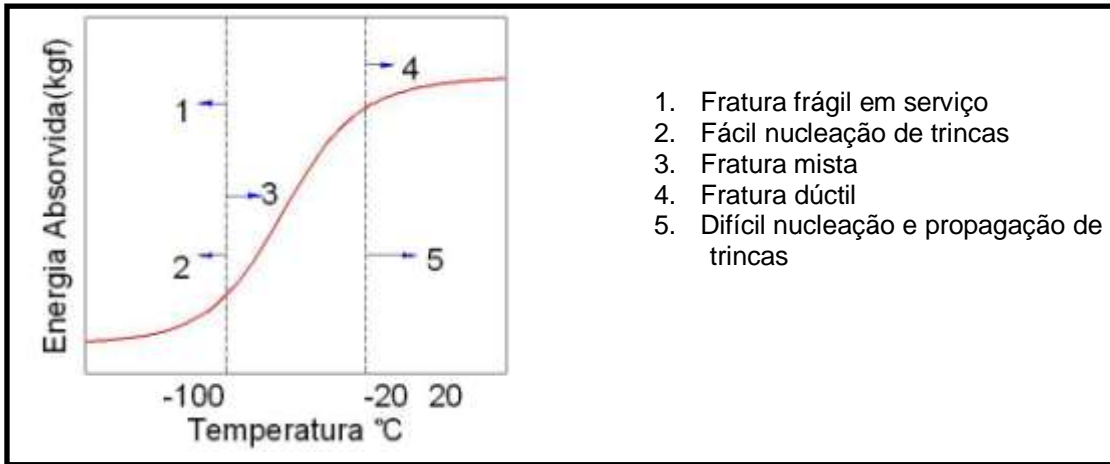


Figura 2.31 - Representação da temperatura de transição.

A Figura 2.32 mostra curvas típicas obtidas com vários materiais. Pode-se notar que os metais e as ligas CCC e HC (hexagonal compacta) mostram uma transição dúctil frágil enquanto os de estrutura cfc não.

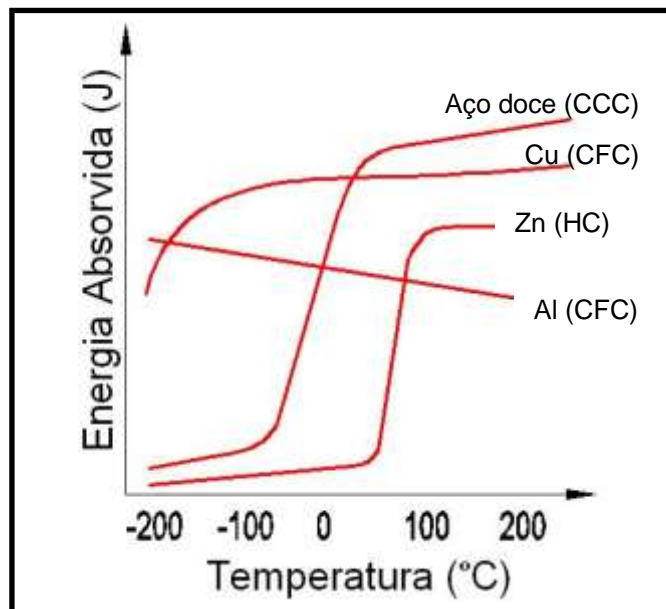


Figura 2.32 – Curvas típicas de energia absorvida versus temperatura para metais CFC, CCC e HC (MEYERS e CHAWLA, 1982)

O intervalo da temperatura de transição dúctil-frágil depende da composição química, do tratamento térmico, do processamento e da microestrutura do material (tamanho de grão).

A composição química, a maioria dos elementos de liga são fragilizantes, aumentam a temperatura de transição. Exceções como o Al por diminuir o contorno de grão e o Mn por retirar o nitrogênio que é fragilizante e diminuir a temperatura de transição são benéficos. Um exemplo é o experimento realizado por Silva et al (2003) que caracterizou mecanicamente metais de solda do sistema Cr-Mo com diferentes teores de Mn apresentando ganho de tenacidade com o aumento dos teores desse elemento.

No caso do tamanho de grão tem grande influência na propagação da trinca, pois dependendo do tamanho da trinca sua propagação pode ocorrer em planos cristalográficos bem definidos. O refinamento dele além de aumentar a resistência do material também resulta na redução da temperatura de transição, exemplo anterior do elemento alumínio.

O processamento em produtos laminados ou forjados a resistência ao impacto varia com a orientação das amostras retiradas, sendo que no sentido longitudinal a resistência é maior que no sentido transversal, observe a Figura 2.33. O gráfico esquematiza o quanto as amostras A, B e C foram tenazes; para configuração A, a mais resistente é mais empregada nos laboratórios industriais, conforme o sentido da laminação.

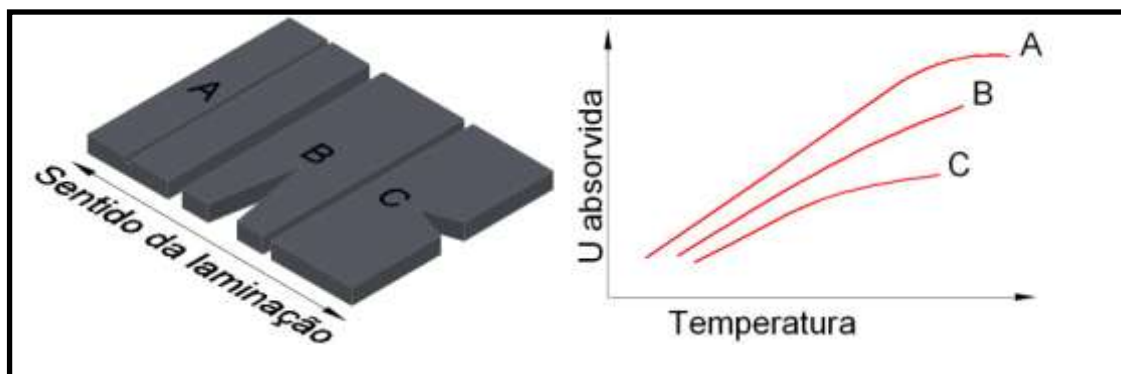


Figura 2.33 – Esquema representativo de um sistema no sentido de maior resistência; para U = energia absorvida pelo impacto (REED-HILL,1982).

O ensaio de impacto mais comum é aquele em que se usa o chamado “pêndulo de Charpy”, que pesa 30 kg, e os corpos de prova padronizados, pela norma da AWS.

Algumas observações na especificação da AWS 5.18-79 também são adquiridas como os ensaios para a qualificação de soldagem. No teste de tração e de impacto Charpy (V) – entalhe v – os corpos de prova do metal de solda (na condição de como depositado) devem alcançar resultados que atendam aos requisitos para no mínimo de cinco amostras ensaiadas. Para propriedades de impacto mínimas requeridas são desconsiderados o maior e o menor valores obtidos. Dois dos três valores restantes devem ser maiores que o nível de energia especificado; um desses três valores pode ser inferior (porem não menor do que 74%) ao valor especificado. O valor médio calculado dos três valores deve ser igual ou superior ao valor especificado, conforme for combinado entre o comprador e o fornecedor.

2.5.7 Microdureza

Entende-se por dureza a medida de resistência de um material a uma deformação plástica localizada. As técnicas para determinação qualitativas de durezas foram desenvolvidas ao longo das ultimas décadas. O ensaio de dureza é utilizado com freqüência no ramo da indústria, até mais que outros ensaios mecânicos pelas suas vantagens, em termos gerais, segundo Callister Jr (2002):

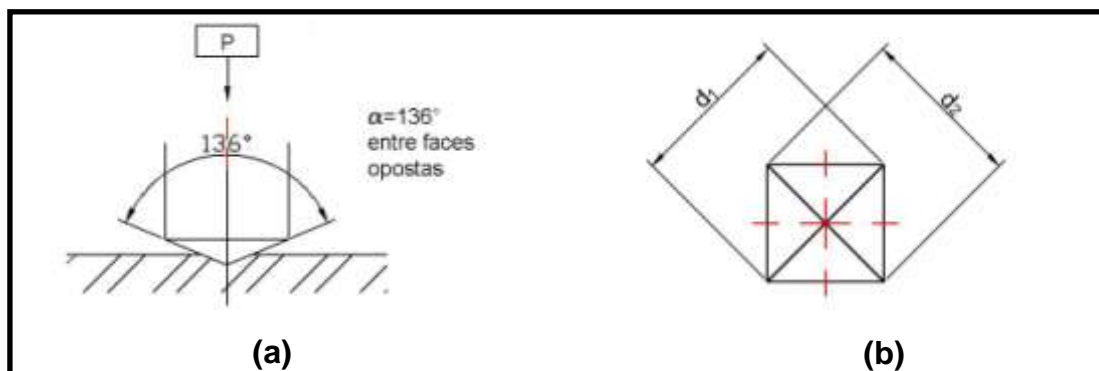
1. Eles são simples e baratos – normalmente, nenhum corpo de prova especial precisa ser preparado, e os equipamentos de ensaio são relativamente acessíveis;
2. O ensaio é não-destrutivo – o corpo de prova não é fraturado, tampouco é excessivamente deformado; uma pequena impressão é a única deformação;
3. Outras propriedades mecânicas podem, com freqüência, ser estimadas a partir de dados obtidos para ensaios de dureza, tais como o limite de resistência a tração.

A norma ASTM E 92, “Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials” (Método Padrão de Ensaio para Dureza Vickers de Materiais Metálicos), e norma ASTM E 384 “Standard Test for Microhardness of Materials” (Ensaio Padrão para Microdureza de Materiais) tratam da natureza do ensaio padrão de microdureza

Vickers. Segundo ASTM E 92, este método de ensaio abrange a determinação da dureza Vickers de materiais metálicos, através de forças aplicadas de 1kgf (1000 gf) a 120 kgf. Entende-se que o número de dureza Vickers, HV, está relacionado com a força permanente, impressão aplicada na superfície dos materiais metálicos, que são feitos por um dentador (penetrador) piramidal de diamante de base quadrada. Este possui um ângulo de 136° entre as faces (Figuras 2.31 (a) e (b)) e se utiliza de forças aplicadas superiores de 5kgf, transformando para a Equação 2.34. Souza (1997) afirma que esse ângulo produz valores de impressões muito semelhantes à dureza Brinell, porque a relação ideal d/D da Brinell é 0,375. Para encontrar-se o valor de dureza Vickers acha-se o quociente da carga aplicada P pela área da impressão S . Onde:

$$HV = \frac{P}{S} \quad \text{Eq.- 2.34}$$

Dados em kg/mm^2 ; e para o valor de impressão S a área e sendo d a diagonal.



α = ângulo de 136° para o penetrador piramidal;
 P = carga teste em kilogramas força e
 d = diagonais.

Figura 2.34 - (a) esquema do ângulo de 136° do penetrador, (b) representação das diagonais do penetrador.

A denotação para valores do ensaio de dureza Vickers consta o número seguido do símbolo HV com um sufixo número denotando a força e o segundo número sufixo indicando a duração de força exercida, quando este difere de 10 a 15 s, que é o tempo normal vigor. Assim, o exemplo (ASTM E 92):

- 440 HV 30 = dureza Vickers de 440 medidas ao abrigo de uma força de 30 kgf aplicada por 10 – 15 segundos.

- 440 HV 30/20 = dureza Vickers de 440 medidas ao abrigo de uma força de 30 kgf aplicada por 20 segundos.

Além das vantagens já mencionadas por Callister Jr (2002), generalizadas para os ensaios de dureza, as principais pela técnica da microdureza são:

- escala contínua;
- impressões extremamente pequenas que não inutilizam a peça;
- grande precisão de medida;
- deformação nula do penetrador;
- existência de apenas uma escala de dureza;
- e aplicação em qualquer espessura de material, podendo portanto medir também durezas superficiais.

O ensaio é, porem, mais demorado e exige uma penetração cuidadosa do material a ser ensaiado para tornar nítida a impressão, de modo que o uso da dureza Vickers ainda não encontrou uso rotineiro como a dureza Brinell ou Rockwell. Utiliza-se muito a dureza Vickers para pesquisas, estudos e mais especificamente para determinação de profundidade de têmpera nos aços, profundidade de camadas de proteção superficial, profundidade de descarbonetação nos aços, para laminas finíssimas, pra ensaios de metais muito duros ou muito moles, etc. Além de constituintes individuais de uma microestrutura, de materiais frágeis, de peças pequeníssimas (CALLISTER JR, 2002; SHIGLEY et al, 2005).

A resistência à tração dos aços pode ser determinada, aproximadamente, pelo número de dureza Vickers. Assim tem-se (SOAREZ, 1992):

$$\sigma_R = 0,36 HV$$

Eq.- 2.35

Onde: σ_R = limite de resistência à tração e HV = dureza Vickers. O valor calculado da maneira acima, embora muito útil para obtermos um valor de resistência à tração dos aços, não substitui o ensaio de tração quando pretendemos obter um ensaio.

Capítulo 03 – Procedimento Experimental

Na realização do projeto de pesquisa, aplicado à união de materiais metálico soldáveis, exigirá o conhecimento das características, propriedades e comportamento dos mesmos quando submetidos a esforços mecânicos. A prática experimental foi planejada de modo a evitar consumo desnecessário de materiais e serviços.

Neste tópico, a metodologia na prática de soldagem, a confecção de amostras e o modo de caracterização dos materiais soldados serão comentados, após a apresentação dos *materiais aplicados e equipamentos utilizados*, para sua realização. A metodologia segue determinações normalizadas adequadas ao processo GMAW Arame Frio.

3.1 Materiais Utilizados

3.1.1 Metal de Base. O material selecionado como metal de base foi o aço AISI-SAE 1020. Por ser o mais comum quanto ao seu uso em chapas soldadas, tais como: equipamentos de calderaria, tubulação, estruturas metálicas industriais, estruturas metálicas marítimas, oleodutos e gasodutos. Incluindo a sua facilidade de ser encontrado no comércio e ser viavelmente econômico. A Tabela 3.1 apresenta a composição química deste aço.

Tabela 3.1 – Composição química padrão para o aço ao carbono AISI- SAE 1020.

Número SAE	C	Mn	P, max	S, max	Correspondente Número AISI
1020	0,18 – 0,23	0,30 – 0,60	0,04	0,05	1020

Fonte: (Ladle Analysis, citado por MEYRICK, 2002, p.8).

3.1.2 Materiais Consumíveis de Soldagem

3.1.2.1 Proteção Gasosa. O gás utilizado foi o dióxido de carbono - CO₂, por ser de uso comum não solicitando grandes custos; sendo capaz de acompanhar alta velocidade e corrente de soldagem e possuir grande potencial de fusão. Porém tem tendência à salpicagem.

3.1.2.2 Eletrodo. O arame usado foi o ER70S – 6 da AWS 5.18. Os arames (energizado e frio) tiveram diâmetros iguais a 1,2 mm. Os metais de adição são classificados com base na composição química e nas propriedades mecânicas do seu metal de base em processos a arco elétrico. A Tabela 3.2 informa quais os elementos químicos e porcentagem em peso presente no ER70S-6. E a Tabela 3.3 apresenta as propriedades mecânicas do metal depositado normalizado pela AWS 5.18-2001.

Tabela 3.2 - Requisitos de composição química, percentagens em peso para o arame sólido, segundo AWS 5.18-2001.

Classificação AWS	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu ^a	Ti	Zr	Al
ER70S-6	0,07 a 0,15	1,40 a 1,85	0,80 a 1,15	0,025	0,035	c	c	c	c	0,50	0,05 a 0,15	0,02 a 0,12	0,05 a 0,15

Nota: os valores simples indicados correspondem a percentagens máximas.

^a A máxima percentagem de cobre nas varetas ou eletrodos, devida ao total resultante da soma de qualquer recobrimento de cobre com o teor residual de cobre no aço, deve ser 0,50%.

Tabela 3.3 - Propriedades mecânicas para o arame sólido, segundo AWS 5.18 -2001.

Classificação AWS	ER70S-6		
	Gás de Proteção		
	Ensaio de Tração	Limite de escoamento	CO ₂ 400 MPa 58 Ksi
		Resistência à Tração	480 MPa 70 Ksi
			Alongamento
		Ensaio de Impacto	Valor Médio
	-20 T(°F)		
	Valor Individual Mínimo		

3.1.3 Materiais Consumíveis para Metalografia

3.1.3.1 Disco de Corte Abrasivo. Ele é específico para corte de aço ao carbono, sendo utilizado no equipamento para corte de amostras metalográficas. Indicados para corte de metais ferrosos que variam quanto a dureza de 15-35 HRC, como: aços de construção, aços tratados, aços ferramenta, aços refratários de alta tenacidade, aço carbono doce ou extra-doce, aços inoxidáveis e ferro fundido.

3.1.3.2 Lixas D'água. As lixas são específicas para materiais metálicos. Com seguinte granulometria usada: 80, 100, 220, 320, 400, 600, 1500 e 2000 µm.

3.1.3.3 Pano de Polimento. Os utilizados:

- RAM - veludo sintético com costado auto-adesivo para polimento com pastas de diamante ou diamante em suspensão, com granulometria de 3 µm.
- SUPRA-veludo sintético com costado auto-adesivo para polimento com pastas de diamante ou diamante em suspensão, com granulometria de 1µm e 1/4 µm.

3.1.3.4 Pasta de Polimento com granulometria 1 e 3 µm.

3.1.3.5 Reagentes Químicos

- Ácido nítrico (HNO₃): com 25% de ácido nítrico e 75% de água destilada.

- Nital 2%. Composição: álcool etílico absoluto (95%) e ácido nítrico absoluto (65%) (Metals HandBooks, v.9).

3.2 Equipamentos Utilizados

3.2.1 Equipamentos Utilizados na Bancada de Soldagem. Uma bancada será montada especificamente para os ensaios deste trabalho. Nela conterà uma fonte semi automática acoplada a dois cabeçotes que alimenta, cada qual, o arame energizado e o arame frio. Ambos ajustados para a variação de VAA na prática experimental do GMAW Arame Frio. O arame energizado será motado na tocha principal e o arame frio em um sistema adicional acoplado à pistola. Como sistema de proteção gasosa os arames serem servidos apenas por um arco volático. A bancada experimental é ilustrada na Figura 3 identificando a localização dos equipamento. A seguir uma breve descrição dos elementos que constituem a mesa de soldagem.

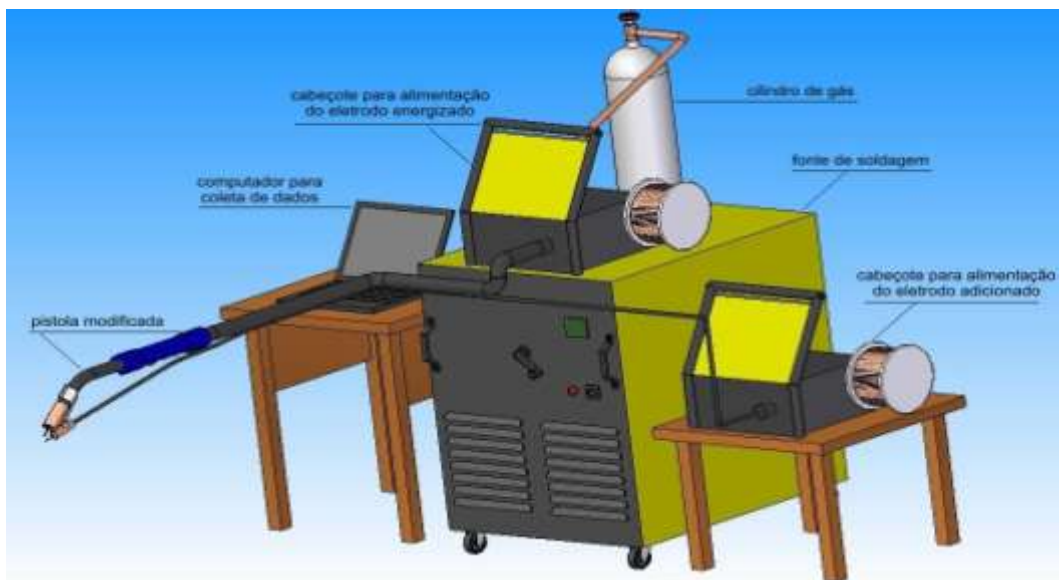


Figura 3.1 – Ilustração esquemática da bancada experimental (por Judson Lobato, 2010)

3.2.1.1 Fonte de soldagem com seguintes especificações.

- **Tipo: fonte retificadora de tensão constante;**
- Modelo: LAB 320;
- Fabricante: ESAB;
- Corrente Nominal: 320 A;
- Tensão de alimentação: 200, 380 ou 440 V, trifásico;
- Tensão em vazio: 17 - 44 V;
- Potência máxima consumida: 11,5 KW e
- Fator de Trabalho: 100%.

3.2.1.2 Sistema de alimentação do eletrodo energizado.

- Modelo: MEF 30;
- Fabricante: ESAB;
- Alimentação elétrica (VCA - 50/60 Hz);
- Velocidade de avanço do arame 1,50 - 22,00 m/min;
- Diâmetros de arame 0,60 - 1,60 mm

3.2.1.3 Sistema auxiliar de alimentação de arame frio

- Modelo: STA 20;
- Fabricante:IMC;
- Velocidade de avanço do arame 0,1 a 20,0 m/min.

Os cabeçotes alimentadores são possuidores de quatro roletes tracionadores que permitem a passagem contínua dos dois eletrodos necessários para a realização do processo soldagem com adição de arame frio. Os sistemas tracionadores aceitam a alimentação do arame bominado de diversos tipos, com velocidade regulável pelo operador.

3.2.1.4 Pistola Modificada

- Fabricante: Abicor Binzel;
- Modelo MB 501 D

A tocha é refrigerada a água com capacidade máxima de corrente de 500A. Esta possui um ciclo de trabalho 60% e ajustada para uso de arames com diâmetro de 1,0 – 1,6 mm.

A Figura 3.2 ilustra a pistola modificada e adaptada com um sistema auxiliar para alimentação do arame frio.

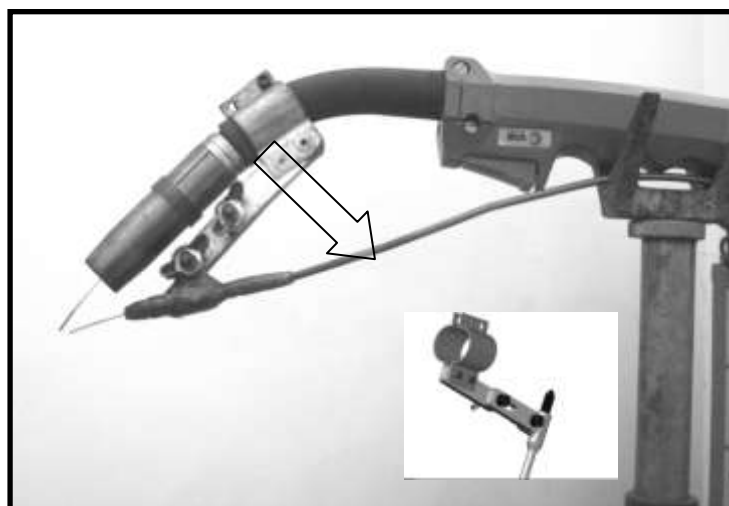


Figura 3.2 - Suporte desenvolvido pelo GETSOLDA para a alimentação do arame não energizado sob a tocha de soldagem MIG/MAG, apresentando o sistema para o processo GMAW-CW.

3.2.1.5 Placa para aquisição e processamento de dados

- Modelo: INTERDATA, portátil SAP e com frequência de aquisição de 100 kHz por canal;
- Fabricante: IMC/LABSOLDA – UFSC.

3.2.1.6 Sistema de medição de tempo, comprimento e velocidade do arame.

Este instrumento é responsável pelas medidas de tempo de soldagem, comprimento consumido e velocidade de alimentação do arame.

- Modelo: MVA – 2 ;
- Fabricante: IMC/LABSOLDA – UFSC

3.2.1.7 Programas computacionais. O programa usado será o Oscilos (Software comercial). Programa para a geração de gráficos de tensão x tempo, corrente x tempo e tensão x corrente.

3.2.1.8 Microcomputador

- Modelo: Pentium 133 MHz;
- Fabricante: Intel.

3.2.2 Equipamentos Utilizados para a Ensaio de Metalografia.

3.2.2.1 Cut off

- Modelo: Cor 40;
- Fabricante: Arotec.

3.2.2.2 Embutidora

- Modelo: Pre30Mi Pre40Mi;
- Fabricante: Arotec.

3.2.2.3 Lixadeira/Politriz

- Modelo: DPU-10;
- Fabricante: Panambra S/A.

3.2.2.4 Microscópio ótico – MO

- Fabricante: OPTON

Para captação de imagens é acoplado ao microscópio ótico uma câmera digital modelo MDCE – 5A; dispositivo de entrada/saída USB 2. Localizado no laboratório do GETSOLDA-UFPA.

3.2.2.5 Microscópio eletrônico de varredura – MEV. As análises serão realizadas no Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura – LABMEV do Centro de Geociências da UFPA. O equipamento utilizado será o MEV. Modelo: LEO – 1430. As condições de análise para as imagens de elétrons secundários serão: corrente de feixe de elétrons = 90 μ A, voltagem de aceleração constante = 10 kv, distância de trabalho = 15-12 mm.

Obs: Materiais de consumo para a operação serão gás nitrogênio e fita de dupla face de carbono.

3.2.3 Equipamentos Utilizados para os Ensaaios Mecânicos

3.2.3.1 Máquina universal de ensaios (tração e dobramento)

- Modelo: 230/170

3.2.3.2 Ensaio de tenacidade

- Modelo: WP 410 – 300Nm
- Fabricante: GUNT HAMBURG

3.2.3.3 Microdurômetro

- Modelo: HMV-2 Séries
- Fabricante: SHIMADZU

3.2.4 Outros Equipamentos Utilizados

Outros equipamentos utilizados terão sua relevância durante todo o andamento do trabalho experimental como:

3.2.4.1 Balança digital. As pesagens das chapas chanfradas:

- Modelo: MF, 100 kg com divisão de 20 g.
- Marca: FILIZOLA;

3.2.4.2 Serra de fita. Equipamento utilizado para seccionamento de chapas soldadas com serra específica de corte (vertical, horizontal e em ângulo) para aços ao carbono. Com características de construção robusta, o painel de controle com proteção de sobre carga, o cabeçote com controle hidráulico e com sistema de refrigeração de corte e desligamento automático ao final do corte (Figura 3.3 ilustrativa).

- Modelo: FM 18S
- Fabricante: FRANHO



Figura 3.3 - Máquina serra de fita para corte vertical e horizontal de materiais.

3.2.4.3 Plaina. Serviu para confecção dos corpos de prova de dobramento e tenacidade.

- Modelo: ROCCO-500/II
- Fabricante: Industrias Emanoel Rocco S/A

3.2.4.4 Fresadora

- Modelo: Romi-U30
- Fabricante: Industrias Romi S/A

3.2.4.5 Espectrometro de Massa

- Modelo: Spectro Max
- Fabricante: Customer Supportlenter

A análise de química do material será feita pela empresa COPALA-Belém (PA). A calibração de acordo com a DIN ISO 10012.1. O aparelho é possuidor de um programa computacional onde o seu funcionamento observa-se feixes de elétrons aplicados à peça na posição inversa, para este tipo de análise utiliza-se o gás inerte tipo argônio aplicando-se uma pressão de 70 psi.

3.3 Procedimento Metodológico

3.3.1 Separação das Chapas Testes e Corte

Foram selecionados seis chapas de aço, nas dimensões 12,7mm x 300mm x 150mm, AISI-SAE 1020 para confecção dos corpos de prova. Os mesmos serão seccionados

resultando em doze elementos, com dimensões 12,7mm x 150 mm x 150 mm. Com o objetivo de compor o chanfro em v, para depósito do metal de adição serão plainados os doze elementos formando um bisel de 30°. Em seguida, ponteados em pares para a concepção de seis corpos de prova com chanfro de 60° (Figura 3.4).

Nas Tabelas 3.4 e 3.5 são apresentados os parâmetros fixos de soldagem aplicados e os parâmetros dos experimentos, respectivamente. Na Tabela 3.5 verifica-se as repetições de cada chapa soldada, para se ter maior repetibilidade e confiabilidade dos resultados. Assim, os ensaios serão identificados em *Amostra e Réplica*. A energia de soldagem foi calculado para conhecer a quantidade de calor efetivamente transferida para junta durante a soldagem, na prática, esta energia pode ser calculada a partir da seguinte equação 2.7(FEDELE, 2000):

$$H = \frac{\eta VI}{\vartheta}$$

Eq. 2.7

Tabela 3.4 - Os parâmetros fixos de soldagem para a aplicação do processo de soldagem MAG Arame Frio.

Posição de Soldagem	Plana
Modo	Semiautomática
Diâmetro do Eletrodos Energizado e não Energizado	1.2 mm
Tipo de Corrente	Constante
Polaridade	Positiva
Voltagem*	33,5 V
Corrente*	200 A
Técnica	GMAW Arame Frio
Posição das Tochas	Twin
Vazão do CO₂	18 l/min
Préaquecimento	Não necessário

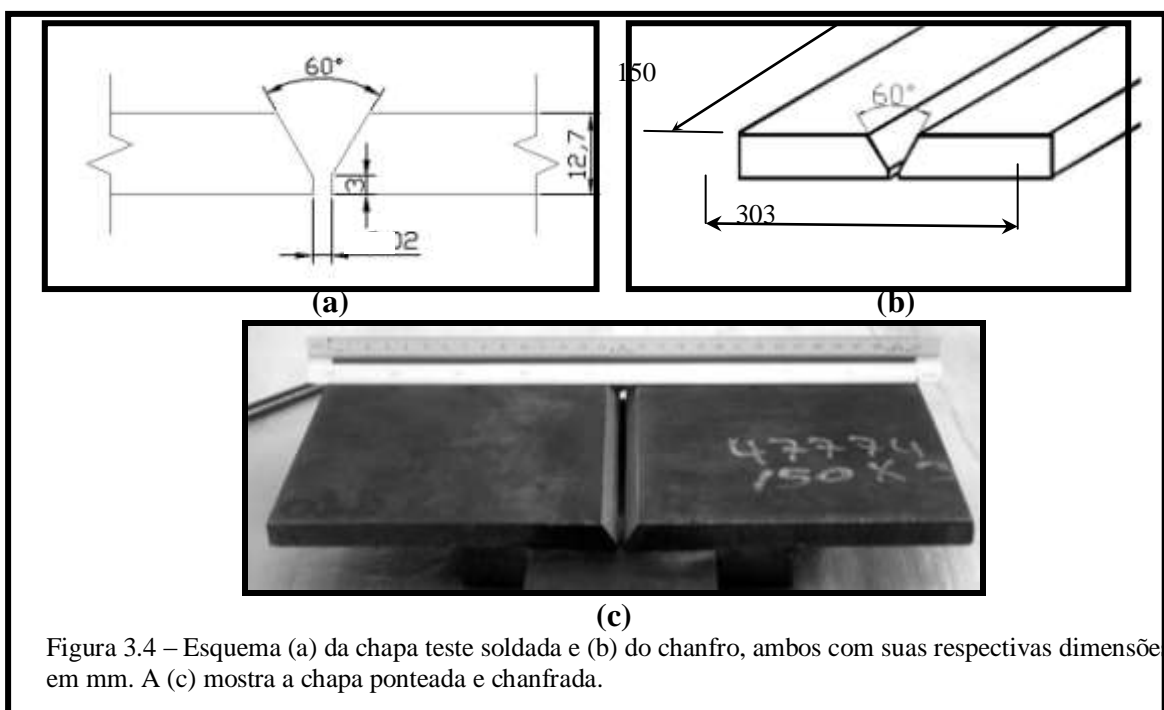
(*) Valor médio

Tabela 3.5 – Identificação dos diferentes níveis de velocidade de alimentação dos arames (VAA) sólidos usados no processo de soldagem GMAW Arame Frio aplicados em chanfros das chapas teste.

Processo de soldagem	Passe	Chapa Teste	VAA (m/min)		Energia de Soldagem (H – 10 ⁵ J/mm)
			Eletrodo energizado	Eletrodo não energizado	
MAG	Raiz	Todas	6	-	56,95

MAG Arame Frio	Enchimento	Amostra 1	6	3	56,95
		Réplica 2			
		Amostra 3	8	4	42,71
		Réplica 4			
		Amostra 5	10	5	34,17
		Réplica 6			

Inicialmente as peças foram limpas, em seguida, preparou-se as juntas com medida da face de raiz (ou nariz) e abertura de raiz (folga ou fresta) igual a 3 mm, conforme mostra a Figura 3.4 (a). Assim, originando as juntas soldadas em chapa de aço baixo carbono nas dimensões de 12,7 mm x 150 mm x 303 mm, ilustrado na Figura 3.4(b).



Primeiramente será montada a bancada experimental com a finalidade de unir as peças metálicas com o passe de raiz soldando com o processo MAG convencional. No segundo momento, utilizou-se o processo MAG Arame Frio para os enchimento/acabamento nos chanfros em v.

Quanto ao preenchimento do chanfro v foi planejado um passe de raiz utilizando-se do processo GMAW convencional e tres passes de enchimento com o processo GMAW Arame Frio. No entanto, no momento da execução de soldagem necessitou-se aplicar mais um passe de raiz, chamando-o de reverso, para o enchimento dessa região. Da mesma forma, mais outro passe de reforço localizado na face superior da junta soldada. Para facilitar o entendimento observe o esquema ilustrado na Figura 3.5.

Para a avaliação da sanidade superficial da junta soldada, conforme a norma E 165 da ASTM, pós o resfriamento, fez-se o exame visual e ensaio de líquido penetrante.

O ajuste de posição da retirada dos corpos de prova em chapas teste, Figura 3.6, foi seguida a norma ASME Seção IX (FBTS, 2v, p.12, 2007). Assim, as amostra não tiveram uma representação tendenciosa de seus elementos, por isso, foram escolhidos e retirados de forma aleatória.

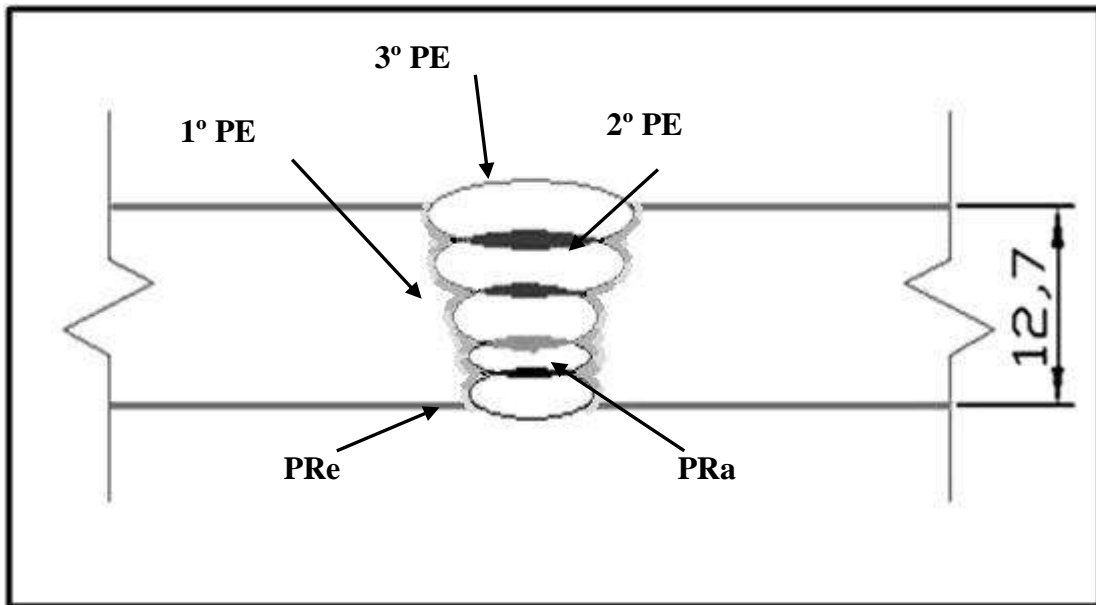


Figura 3.5 – Esquema da ordem de passes utilizados para o preenchimento do chanfro v. Onde: 1º PE (primeiro passe de enchimento); 2º PE (segundo passe de enchimento); 3º PE (terceiro passe de enchimento); Pra (passe de raiz) e PRe (passe reverso).

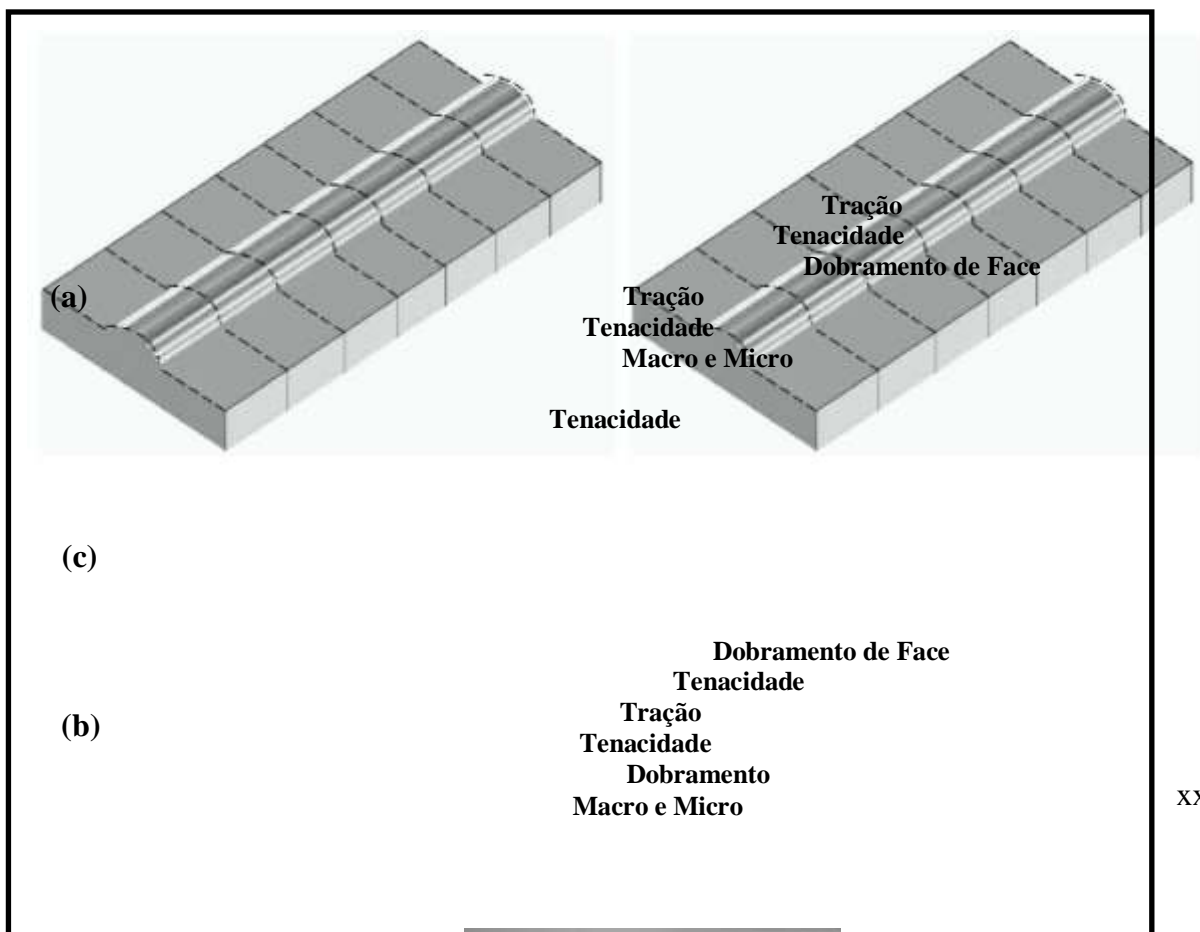


Figura 3.6 - Lay-out: posição de retirada de corpos de prova em chapas teste (a) amostras e (b) réplica segundo a norma ASME Seção IX. (c) Amostra real da chapa teste.

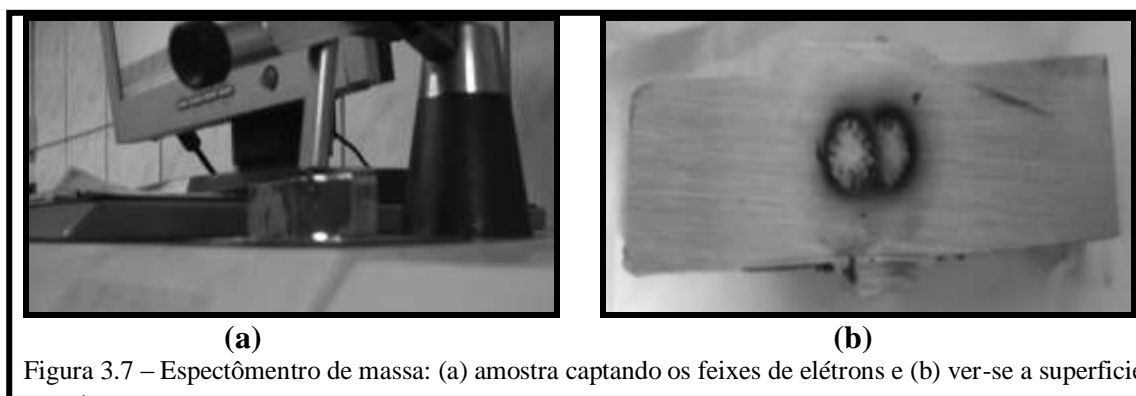
3.3.2 Metalografia

Após a separação da chapa teste será realizada a técnica metalográfica de caracterização estrutural macro e micro das juntas soldadas. Esta requererá do operador cuidados e habilidade com o manuseio da amostra a ser cortada, lixada e polida, de acordo com a ASM do volume 9 e a ASTM E 3-01. A qualidade do procedimento será observado examinando a superfície do metal, a partir de recursos como a microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), para caracterização dos componentes microestruturais.

3.3.3 Composição Química

O exame de composição química do material do MB e das juntas soldadas permitirão saber quais os elementos químicos envolvidos na formação estrutural em termos qualitativos e quantitativos. Podendo ser verificado quais as possíveis propriedades dos materiais de acordo com estes elementos contidos.

A análise composicional será capitada pelo espectrometro de massa por feixes de elétrons, conforme a Figura 3.7(a). No procedimento experimental, para este ensaio, a amostra necessitará que a face semipolida seja capaz de captar os raios de luz emitidos pelo equipamento. A Figura 3.7(b) ilustra, como exemplo, as duas marcas dos feixes de eletrons visíveis superficialmente. A sua quantidade é devido a região limitada do material fundido.



3.3.4 Ensaio de Tração

Para caracterizar as propriedades mecânicas quatro ensaios serão determinantes, são eles: o ensaio de tração, o ensaio de dobramento, o ensaio de tenacidade e o ensaio de microdureza.

Primeiramente, o ensaio de tração, em que está determinado ser realizado a partir de corpos de prova de tamanho específicos, conforme norma ASTM E8M-00b, ilustrados na Figura 3.9. Os corpos de prova serão retirados transversalmente a junta soldada, de modo que a seção tracionada fosse centralizada exclusivamente ao metal depositado, conforme mostra a Figura 3.8.

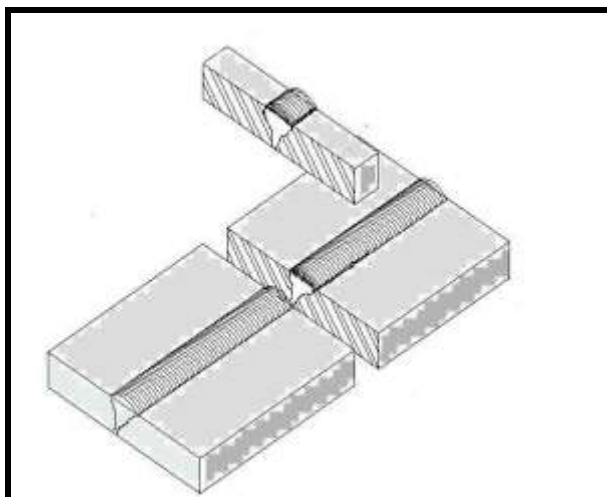


Figura 3.8 – Esquema para a retirada do corpo de prova da chapa teste para o ensaio de tração

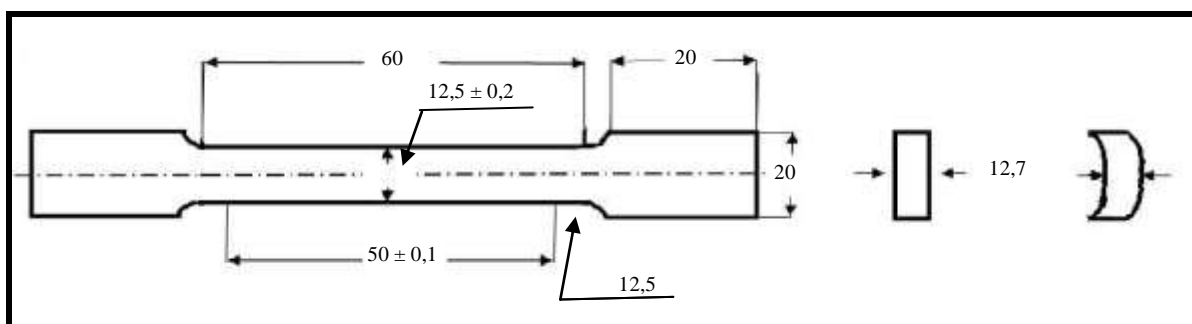


Figura 3.9 – Dimensões corpo de prova para o ensaio de tração, E8M-00b da ASTM.

3.3.5 Ensaio de Dobramento

Na Figura 3.10 ilustra o comprimento, ao longo do cordão de solda, da amostra para o dobramento semi-guiado. Nesta ilustração também pode ser vista a retirada do corpo de prova para dobramento longitudinal de face, que tem como característica a região tracionada a face longitudinal da solda e a região da raiz comprimida (GARCIA, 2000). As dimensões do corpo de prova foram definidas segundo norma ASME SEÇÃO IX.

Segundo o manual de soldagem da ESAB (2003), os corpos de prova para o ensaio de dobramento devem ser esmerilhados ambos as superfícies para remover os reforços da solda, até nivelar com o metal de base, sem deixar entalhes.

De acordo com a norma citada, a amostra será flexionada entre dois apoios, à distância 114,1 mm padronizados, por intermédio de um cutelo de raio 38mm sendo aplicando uma carga gradativa no seu centro até que atingisse o ângulo de dobramento igual ou próximo de 180°. Caso ocorra fissuras maior que 1,5 mm (valor tolerante e especificado pela ASME para materiais soldados) o ensaio deve ser imediatamente interrompido independente do ângulo de dobramento.

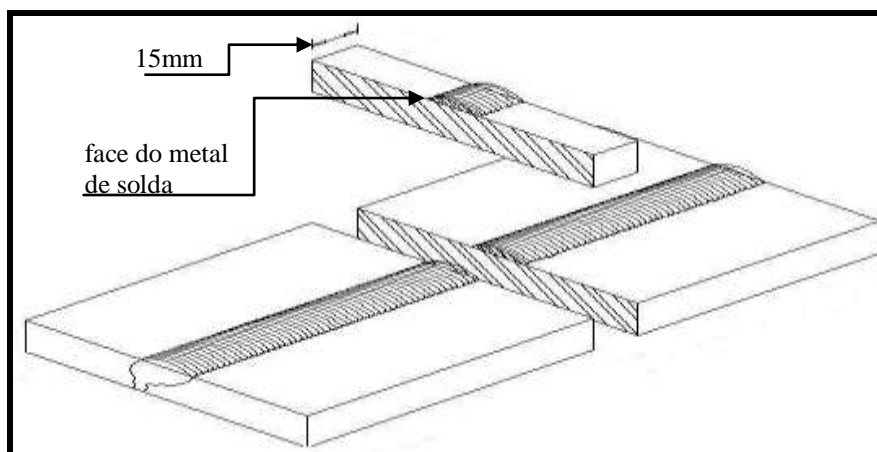


Figura 3.10 - Esboço dos corpos de prova para o ensaio de dobramento.

3.3.6 Ensaio de Tenacidade

Enquanto ao ensaio de tenacidade, ou ensaio de impacto, pelo método Charpy, os corpos de prova serão ensaiados em temperatura ambiente, conforme as normas ASTM E-23 e AWS 5.18. Na Figura 3.11 é ilustrada a orientação de retirada dos corpo de prova das juntas soldadas e a posição do entalhe centralizado na região da ZF. Na confecção, o entalhe deverá ser de 45° com profundidade de 2mm. Segundo a AWS 5.18 foi necessário cinco repetições para que haja confiabilidade no ensaio, sendo desprezados os resultados de maior e menor valor. As amostras foram dimensionadas conforme ilustra a Figura 3.12.

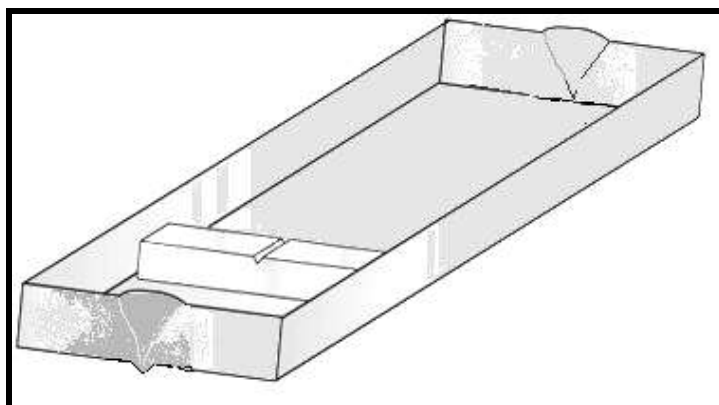


Figura 3.11 - Representação esquemática da orientação de retiradas dos corpos de prova das juntas soldadas.

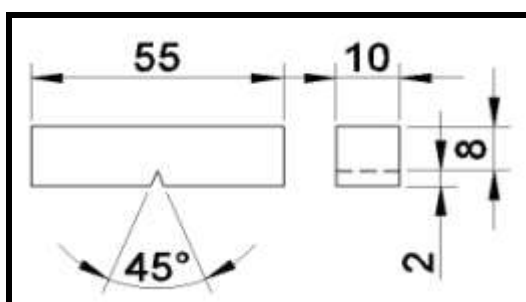


Figura 3.12 - Corpos de prova para o ensaio de impacto pelo método Charpy.

3.3.7 Ensaio de Dureza

Finalizando os ensaios de caracterização de propriedades mecânicas, no ensaio de microdureza o perfil de idetações será dividido em trez zonas denominadas de: zona super (ZS), zona intermediária (ZI) e zona de raiz (ZR). Este ensaio foi realizado com carga de 500g, a força aplicada foi de 4,9 N em 20s. Para o procedimento experimental, utiliza-se de um sistema ótico do microdurômetro que é focalizado superficie do metal de base para dar inicio da série de indentações subsequentes espaçadas entre si nas dimensões que são mostradas na Figura 3.13 (ASTM E92 e ASTM E384).

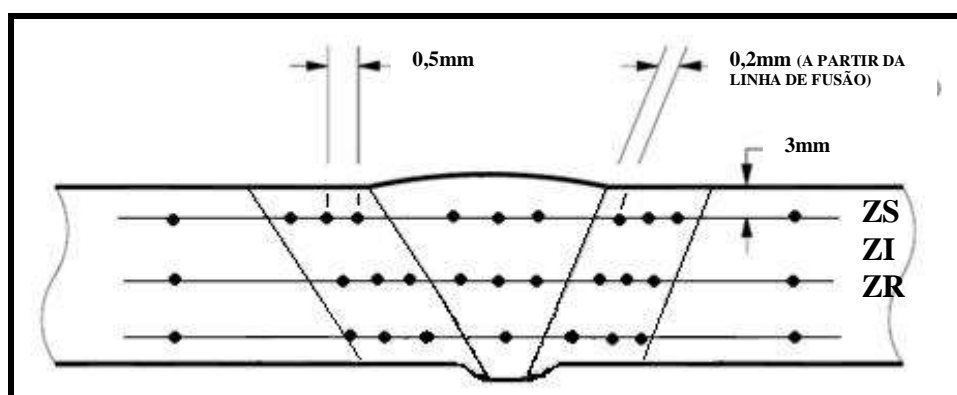


Figura 3.13 - Corpos de prova para o ensaio de microdureza.

Capítulo 04 – Resultados e Discussões

Este capítulo expõe os resultados encontrados para o trabalho de pesquisa acarretando a discussão sobre eles, tratando, assim, das avaliações de caracterização estrutural e de propriedades mecânicas.

4.1 Ensaio de Caracterização Visual e de Líquido Penetrante das Chapas de Aço

As chapas teste foram observadas, a olho nu, os defeitos presente na superfície do metal de base em que apresentaram bastante respingos próximo à região do cordão de solda.

Os respingos podem ter sido induzidos pela combinação de algum dos parâmetros para enchimento de chanfro como: tensão, corrente, velocidade de alimentação do arame e distância do bico de contato à peça (DBCP) que produzem uma estimativa da qualidade do cordão resultante (ALFARO, 2003). Dos parâmetros mencionados, o mais provável seja o DBCP devido à falta de habilidade manual do operador.

Analisando as chapas testes, antes da retirada ou separação dos corpos de prova, nas suas espessuras nos pontos de início e fim do cordão de solda (detalhe ilustrado na Figura 4.1(b)), percebeu-se na Réplica 2 um pequeno desvio permanente da peça soldada resultante das deformações plásticas que ocorreram, por certo, causadas pelas tensões transientes desenvolvidas durante a soldagem. Essas tensões são provenientes das rápidas mudanças de temperatura não uniforme no material metálico. Isto é, em um metal de base, quando a parte mais afastada do ponto de calor muda de temperatura mais rapidamente do que a sua parte mais próxima a ele. Assim, as variações de temperatura em um mesmo sólido provocam diferenças nas dimensões, como contração de volumes, gerando o que são chamados de tensões térmicas (CALLISTER, 2002; TIMOSHENKO et al., 1980).

Nesta peça, a contração transversal foi constatada pela medição do material, pois esperava que a peça tivesse 303 mm e a real medida foi de 299mm, havendo uma diferença milimétrica. A distorção angular foi levemente observada durante o exame visual.

Na chapa teste, Réplica 6 notou-se uma contração transversal com medidas diferentes, menor que 303 mm e maior que 300 mm, em partes ditas como frontais da peça soldada.

Estas deformações são relativamente pequenas e não influenciaram na remoção dos corpos de prova, na sua confecção e nas respostas dos ensaios.

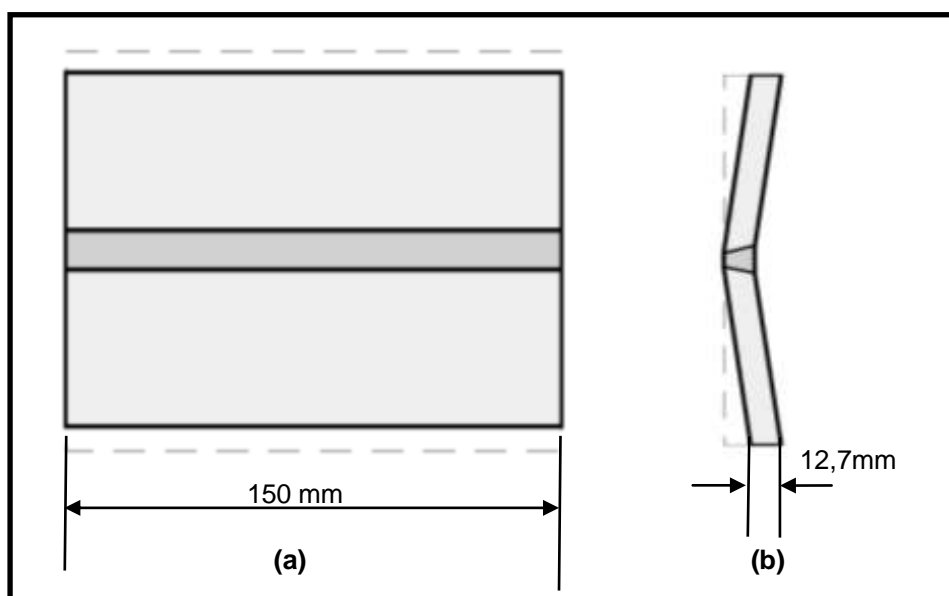


Figura 4.1 – Tipos de distorções observadas nas chapas testes: (a) contração transversal e (b) distorção angular (MARQUES et al, 2005).

As discontinuidades estruturais foram bem observadas após a pulverização química, por “spray” do líquido penetrador e revelador, sobre as superfícies dos cordões de solda como mostram as Figuras 4.2, 4.3 e 4.4, para os VAAs: 6:3,8:4 e 10:5, respectivamente. Essas interrupções indesejadas num cordão de solda foram identificadas por: DI (deposição insuficiente), SA (salpicagem), SO (sobreposição) entre outros.

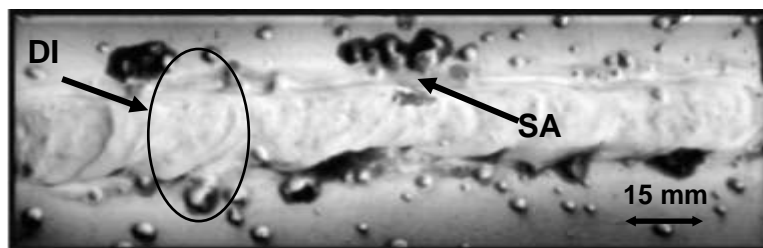


Figura 4.2 – Cordão de solda do VAA 6:3. DI (deposição insuficiente) e SA (salpicagem).

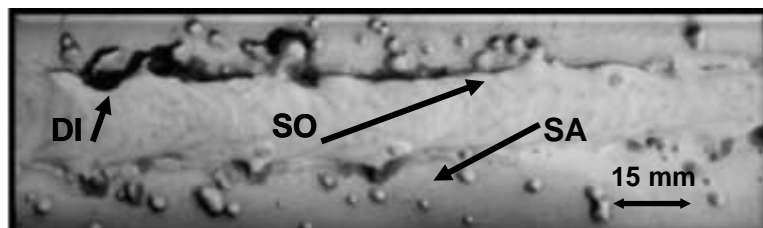


Figura 4.3 - Cordão de solda do VAA 8:4. DI (deposição insuficiente), SA (salpicagem) e SO (sobreposição).

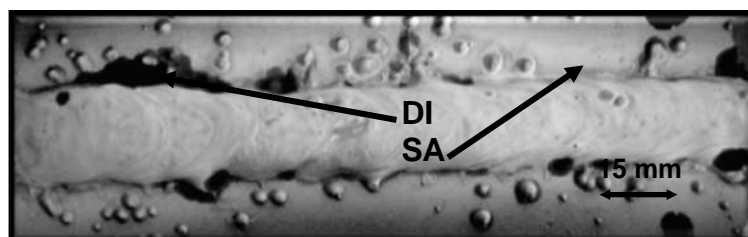


Figura 4.4 – Cordão de solda do VAA 10:5. DI (deposição insuficiente) e SA (salpicagem).

A DI, como o nome descreve, deposição insuficiente do material metálico adicionado. Provavelmente originado pela falta de habilidade do soldador em conduzir o arco, em não realizar o movimento de tecimento durante a soldagem.

A salpicagem (SA) surge devido às explosões ocorridas durante a transferência metálica oriundas muito provavelmente por curto circuito. A causa do excesso de salpicagem pode estar relacionada dois motivos: o primeiro pela falta de habilidade do soldador e segundo pela posição em que o arame frio entra no arco elétrico, o que pode ter aumentado a instabilidade do arco.

A sobreposição (SO) do material da zona fundida ressalta à superfície do MB na margem da solda, sem estar fundido ao metal de base. Essa descontinuidade tem origem pela manipulação do soldador da tocha durante a aplicação do processo de soldagem.

4.2 Composição Química

O exame de composição química, do metal de base e do metal de solda, permitiu saber quais os elementos químicos envolvidos para formação estrutural em termos qualitativos e quantitativos e prever quais os atributos de propriedades mecânicas dos materiais de acordo com estes elementos contidos. Assim, a Tabela 4.1 apresenta, para as chapas teste, os principais elementos químicos dos materiais.

Tabela 4.1 - Distribuição das quantidades dos elementos contidos nos materiais metálicos analisados: MB, juntas soldadas de Amostras e Réplicas.

VAA		6:3		8:4		10:5	
Material Metálico	Metal de Base	Amostra 1	Réplica 2	Amostra 3	Réplica 4	Amostra 5	Réplica 6
Elemento	Quantidades dos Elementos Químicos (%)						
C	0,1782	0,1046	0,1092	0,0971	0,0962	0,1080	0,1008
Si	0,0066	0,6900	0,7600	0,6900	0,7100	0,7900	0,7400
Mn	0,4582	1,1300	1,2700	1,1600	1,1700	1,3000	1,2400
Cu	0,0109	0,1719	0,3160	0,1637	0,1426	0,1549	0,1735
Fe	<99,4	<97,807	<97,439	<97,787	<97,787	<97,542	<97,630
C eq*	0,1846	0,2924	0,3215	0,2909	0,2918	0,3243	0,3082

Nota: *Carbono equivalente.

A Tabela 4.1 apresenta a composição química média do MB e ZF. Por esta tabela observa-se o percentual de carbono que ficou muito abaixo do valor esperado (0,20 % C), anexo da Tabela B (MEYRICK, 2002). Muito provavelmente, as chapas durante seu processo fabricação sofreram descarbonetação

A quantidade de Ceq – carbono equivalente – para o metal de base, indica um material de boa soldabilidade, pois percentuais maiores que 0,40 não são recomendáveis para tal (CHIAVERINI, 2003). O carbono equivalente é utilizado para a avaliação da soldabilidade relativa dos aços temperáveis quanto a fissuração pelo hidrogênio (FBTS, 2007). Os ditos não temperáveis¹⁰, ou seja, são os aços que não apresentam a transformação martensítica; estes em geral apresentam ferrita próeutetóide e perlita na sua estrutura. Os aços não temperáveis se classificam

¹⁰ Documento apresentado para PETROBRAS S.A. para capacitação de pessoal no estado do Rio de Janeiro, 1982.

quanto sua composição química (hipoteutóides) e pela velocidade lenta de resfriamento do ciclo térmico (MARINHO, 2007).

Quanto as Amostras e Réplicas verificam-se que as quantidades de manganês e silício presente são bastante significativos na composição da solda em comparação aos outros elementos presente na mesma. Para um aço baixo carbono estas quantidades são além do recomendável (HANDBOOK, 2004, v. 6), neste caso compara-se à Tabela C do Anexo e toma-se devidos cuidados referentes aos ensaios de propriedades mecânicas devido as características destes elementos.

O Mn e o Si são provenientes dos arames consumíveis e atuam como inibidores do óxido de ferro na reação que ocorre durante a formação da poça de fusão. O uso desses agentes desoxidantes serve para o desprendimento de gases, durante o processo de solidificação, do metal líquido que são prejudiciais a qualidade do metal de solda. Isso só ocorre se o metal líquido tiver contato com a atmosfera, pois casos comuns podem ocorrer com a soldagem GMAW. Por isso, não havendo os inibidores de óxidos (os agentes desoxidantes) na solidificação rápida da solda, o monóxido de carbono formado pela reação entre o óxido de ferro e o carbono poderá ficar retido originando a porosidade.

Das juntas soldadas a Amostra 5 (VAA 10:5) resultou na maior quantidade de Ceq com valor igual a 32% em comparação aos demais VAAs tabelados. Isto se deve ao fato da maior quantidade do metal de solda depositado, porém o mesmo não pode ser confirmado à Réplica 2 que apresenta um desvio de resultados, observe o gráfico comparativo na Figura 4.5 para o carbono equivalente.

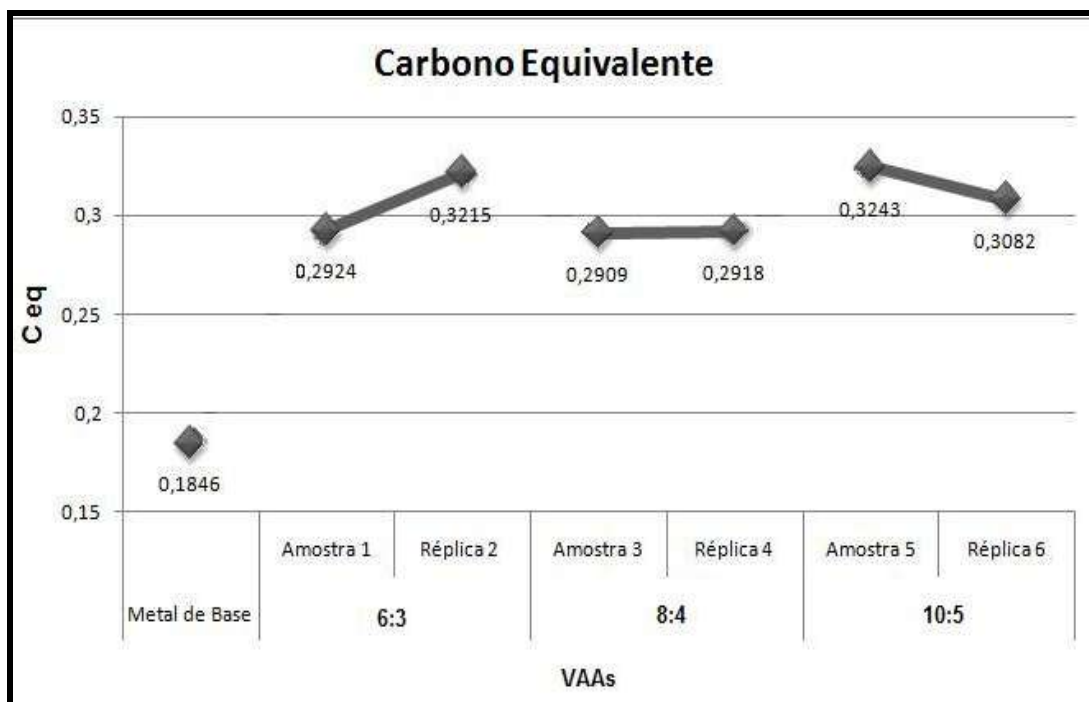


Figura 4.5 – Comparação dos valores de carbono equivalente do metal de base e o metal fundido.

Observando, ainda, a Tabela 4.1 pode analisar-se quanto aos elementos químicos contidos no MB e ZF das demais amostras e réplicas:

- A quantidade de carbono diminuiu em 0,1 para a alimentação na proporção de VAA 8:4, identificando que este material terá menor grau de dureza em relação a séries 6:3 e 10:5 que mantiveram patamares aproximados na quantidade de carbono, independentemente do quanto/volume de metal depositado no chanfro;
- A Réplica 2 e a Amostra 5 os elementos de silício e manganês sobressaíram em números percentuais na ZF. Para a Amostra 5 já havia uma expectativa devido a quantidade maior de seus elementos contidos por pertencer a série de maior velocidade de alimentação dos arames; porém o alto valor não era esperado para a Réplica 2. Para este, o que se entende ter ocorrido, foi um desvio dos resultados, que influenciará nas respostas dos ensaios de propriedades mecânicas, causados pela presença do teor de manganês - que pode ser considerado como elemento de liga - tende a refinar a estrutura perlítica em função da estabilização da austenita. Por esta razão, o Mn

atribui ao material um aumento na resistência mecânica sem considerável perda de ductilidade, porém tende a fragilizá-lo, como formação de trincas;

- Para o valor do cobre muito concentrado, a Réplica 2, nos ensaios mecânicos será caracterizada como metal da junta soldada com boa ductilidade.

4.3 Ensaio Macrográfico e Micrográfico

Os ensaios macrográficos e micrográficos foram possíveis após o procedimento metalográfico, com uso de lixas e panos de polimento adequados, em que as amostras atacadas com reagentes específicos revelaram imagens da superfície em questão. O ensaio macrográfico mostra a aparência das estruturas superficiais em tamanho de 50 μm e menores que 100 μm . E o ensaio micrográfico apresenta a morfologia em tamanho micro (com magnitudes maiores que 100 μm). Os espécimes macro e micro foram atacados com ácido nítrico e nital 2%, respectivamente (Metals Hand Books, 2004, v.9). A função dos reagentes foi a ação corrosiva que favoreceram a queima da superfície da amostra revelando as zonas a serem estudadas, que são o metal de base (MB), zona térmica afetada (ZTA) e zona de fusão (ZF).

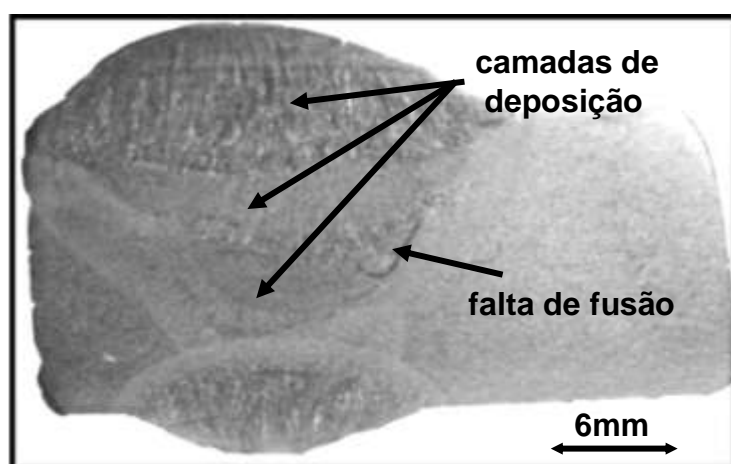
A) Faces das Juntas Soldadas

As Figuras 4.6, 4.7 e 4.8 representam as imagens sem aumentos, mas que pudessem ser vista a olho nu, as superfícies transversais ao cordão de solda para diferentes velocidades de alimentação dos arames (VAAs), respectivamente: 6:3, 8:4 e 10:5 do processo GMAW Arame Frio.

Os corpos de prova foram atacados com o ácido nítrico (NOH_3) que facilitaram a visualização quanto à aparência da junta soldada, definindo as diferentes regiões do MB, da ZTA e da ZF. Estes sítios mostram como resultado as distintas estruturas, que o material sofreu termicamente, ocasionadas pela quantidade de calor localizado e a deposição do metal de solda em multipasses. Nas figuras notam-se as juntas soldadas a complexa geometria formada pela ZF e as possíveis falhas detectadas.

As falhas visíveis caracterizam-se pela falta de fusão dos metais de solda, provavelmente devido à baixa energia de soldagem e a rápida velocidade de resfriamento do metal que não permitiu a fusão completa do chanfro na junta soldada, entre metal de base e o metal de adição, ou mesmo entre os multipasses, assim como indicam as setas nas Figuras 4.6, 4.7 e 4.8.

Os macros defeitos podem ser resultantes das seguintes ocorrências hipotéticas: a primeira pode existir a partir da introdução do arame frio na poça de fusão e esse retirar calor do metal líquido ocasionando um ponto favorável no aumento do resfriamento, ou seja, facilitando a nucleação de solidificação naquele local da poça de fusão. Esse rápido processo de solidificação prejudica no fenômeno de mistura da solda (fluxo do metal líquido adicionado junto a poça de fusão) e conseqüentemente aprisionado bolhas e inclusões frente a uma solidificação que provocarão possíveis defeitos ao cordão de solda. A segunda situação, o arame frio forma uma barreira pontual se mergulhado na poça de fusão e, assim, ocorre um desvio das forças eletromagnéticas e da tensão superficial. A interrupção às forças eletromagnéticas é de não permitir a perfeita mistura do metal de adição ao metal de base, em que o fluxo do metal adicionado quando fundido é desviado justamente nesta barreira formada. E às tensões superficiais não é permitida que o metal de adição atingida à raiz do cordão de solda provocando uma menor penetração e maior largura da mesma devido ao obstáculo pontual.



Figuras 4.6 – Macrografia da junta soldada para VAA 6:3.

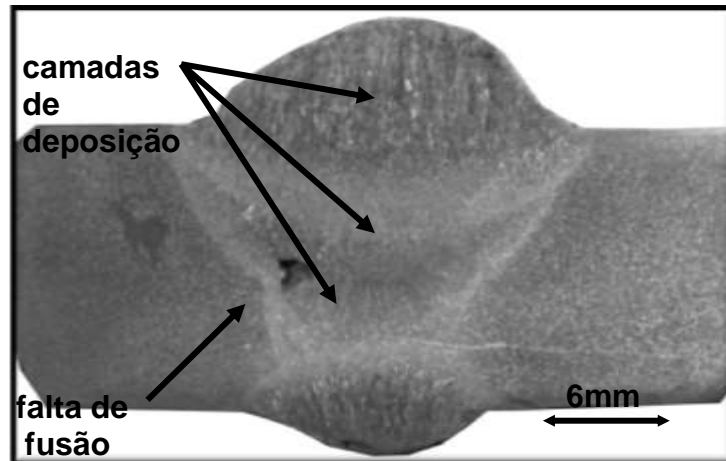


Figura 4.7 – Macrografia da junta soldada para VAA 8:4.

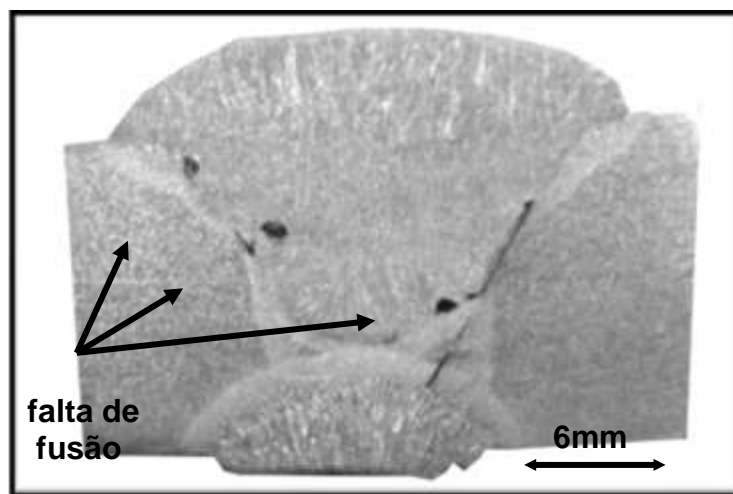


Figura 4.8 – Macrografia da junta soldada para VAA 10:5.

B) Imagens Macro e Micro por MO e MEV

A macrografia e a micrografia revelam heterogeneidades dos metais e ligas. As suas características superficiais só são possíveis de serem estudadas se capturadas as imagens pelo microscópio ótico e, com refino de detalhes, quando observadas através de microscópio eletrônico de varredura. Exemplos macrográficos do perfil de uma junta soldada são MB, ZTA, ZF, inclusões, zonas carbonetadas e descarbonetadas. As características micrográficas são mais detalhadas como, por exemplo, tamanho de grão, tipos de estruturas, variação de composição química, como regiões de segregação e inclusões.

As Figuras 4.9 e 4.10 ilustram quanto ao aspecto morfológico do metal de base. Em ambas são visíveis grãos claros de ferrita e nos contornos a presença da

perlita fina com cor escura. A perlita em pouca quantidade e predominância da ferrita caracteriza um material com baixo teor de carbono, este no diagrama de ferro carbono o aço é classificado como hipotetóide.

A Figura 4.11 visualiza a superfície do metal de base captada por MEV em campo escuro. Esta apresenta grãos de ferrita (cor escura) e os contornos de grãos de perlita (linhas claras). Nesta mesma figura tem-se uma linha tracejada com comprimento de 59,38µm, que foi plotada por cinco vezes em pontos aleatórios da fotomicrografia. Sua função foi estimar o número de grãos cortados por unidade de comprimento, n_l . Este valor é corrigido pela ampliação M da micrografia que foi de 300x. Resultando diâmetro médio do grão igual a 46,4 µm, chamado por “d”, da equação 2.11:

$$d = \frac{1}{n_l} \frac{C}{M} \quad \text{Eq.- 2.11}$$

Substituindo os valores mencionados da equação acima referida (SHACKELFORD, 2008):

$$d = \frac{32}{296,9 \mu\text{m}} \frac{1,5}{300} = 46,4 \times 10^{-9} \text{m} \quad \text{Eq.- 4.1}$$

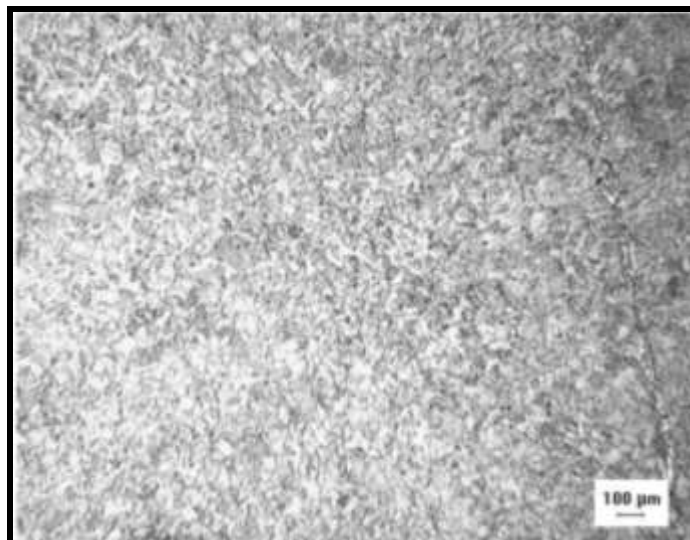


Figura 4.9 - Morfologia macroscópica do MB em MO, 50x para um aço 1020.

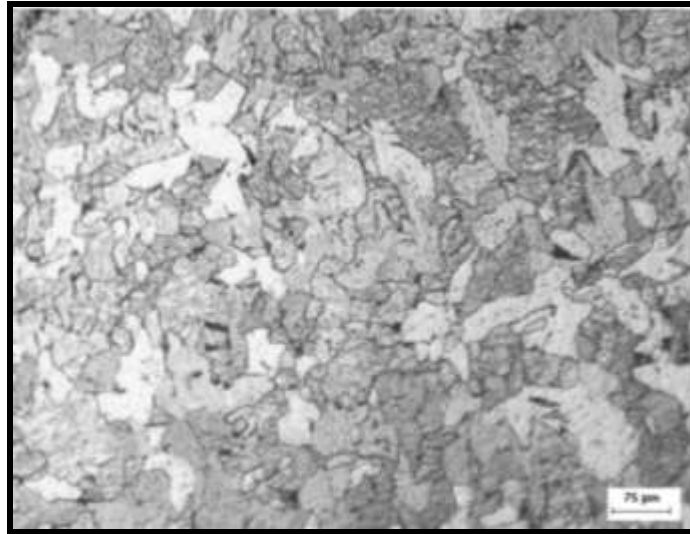


Figura 4.10 - Imagem do MB em MO, 200x para um aço 1020.

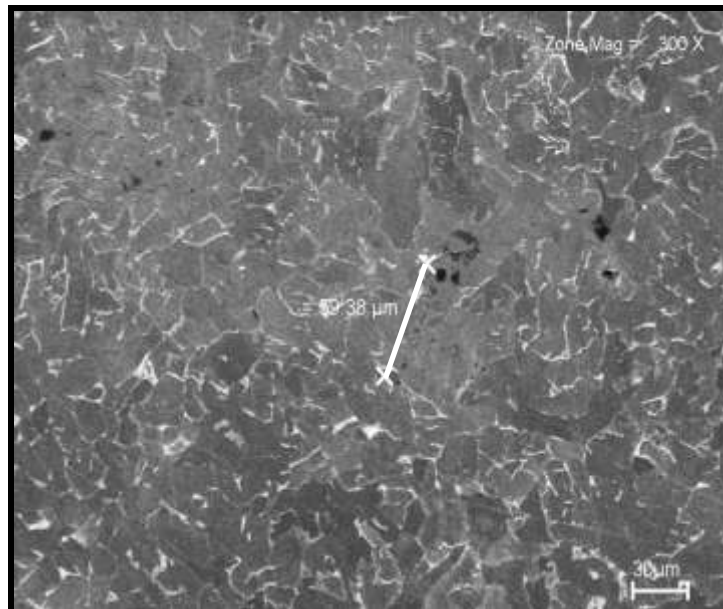


Figura 4.11 – Imagem retirada do MEV em campo escuro, ela apresenta grãos de ferrita (cor escura) e nos contornos de grão de perlita (linhas claras). Ampliação 300x do MB para um aço 1020.

A Figura 4.12 mostra a macrografia da sessão transversal da junta soldada, atacada com nital a 2% e os respectivos pontos estudados, para VAA na proporção 6:3. Os pontos foram focados e as imagens capturadas para a caracterização microestrutural em MO. Assim, o ponto (A) indicado foi ampliado em 50x e 400x na zona de fusão, representados respectivamente nas Figuras 4.13 e 4.14. A Figura 4.13 mostra a estrutura com grande quantidade de poros presente, formação de PF

(ferrita primária) e PF(G) (ferrita de contorno de grão) como indicado. A Figura 4.14 apresenta: PF, PF(G), PF(I) (ferrita poligonal intragranular) e AF (ferrita acicular). Nesta região, a ZF foi resfriada, como visto no capítulo 2 o processo de resfriamento para um aço hipotetóide, a partir da linha de austenitização dá-se o início à transformação da ferrita a uma temperatura próxima de 830°C e na continuidade do resfriamento, a austenita remanescente transforma-se em perlita no momento em que a temperatura de 727°C for alcançada. De acordo com o diagrama ferro carbono, a ferrita é definida como “proeutetóide” pelo fato de se estabelecer antes da reação eutetóide.

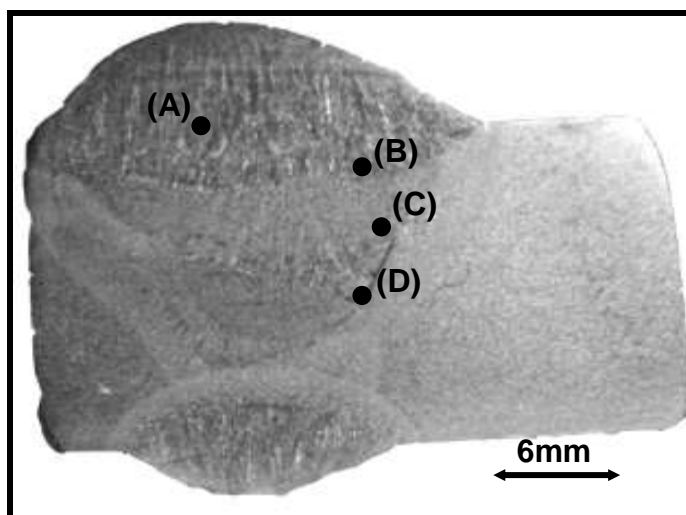


Figura 4.12 – Macroestrutura da junta soldada na proporção para VAA 6:3 e seus respectivos pontos caracterizados em MO.

Pela Figura 4.14 observa-se a presença de ferrita alotriomórfica. Estas estruturas se formam a partir da decomposição da austenita a uma gama de temperaturas na faixa da fase austenita + ferrita (BABU, 2006). De acordo com estudos de Babu (2006), a ferrita alotriomórfica usualmente nucleia ao lado da austenita para seu contorno de grão. Primeiro ela cresce perpendicularmente dentro do grão da austenita. A nucleação eo crescimento envolvem um modo reconstrutivo da mudança da estrutura cristalina que leva a uma ausência de qualquer forma macroscópica, e apenas uma mudança de volume é observada.

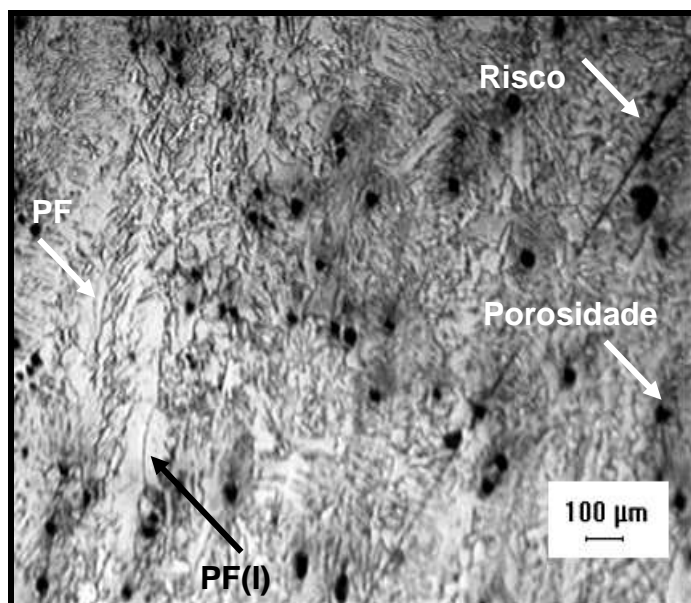


Figura 4.13 – Ponto (A); ZF com aumento de 400x na junta soldada; apresentando porosidades, PF, PF(I) para VAA 6:3.

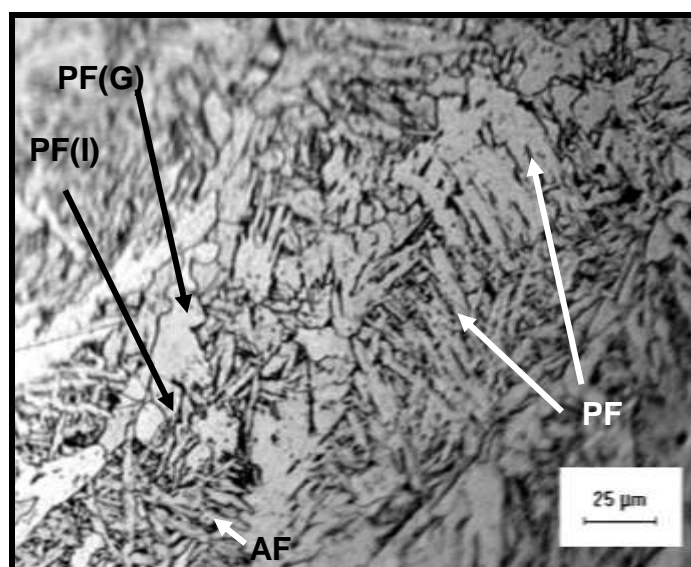


Figura 4.14 – ZF no ponto (A) apresentando grãos de PF(G), PF(I), AF (ferrita acicular), PF e ferrita alotriomórfica; magnitude de 400x para VAA 6:3.

O ponto (B), da Figura 4.12, é ampliado e ilustrado na Figura 4.15 com aumento de 50x onde se localiza a ZTA, nota-se: grãos menores, região próxima ao MB, e maiores mais próximos a ZF; respectivamente, são característicos da zona parcialmente transformada e zona recristalizada para uma solda para aço hipoteutóide (HANDBOOK, V6, 2004). Os grãos recristalizados originaram do

processo resfriamento lento dos passes já depositados devido o reaquecimento de novo passe.

Esta região de grãos maiores foi ampliada na Figura 4.16, em 100x, também é visível a diferença de tamanho dos grãos. Nesta mesma figura foram identificados pontos escuros, que muito provavelmente, podem ser inclusões não metálicas. Na micrografia nota-se a estrutura morfológicamente muito parecida a da ZF no ponto (A) com estrutura predominantemente de ferrítica.

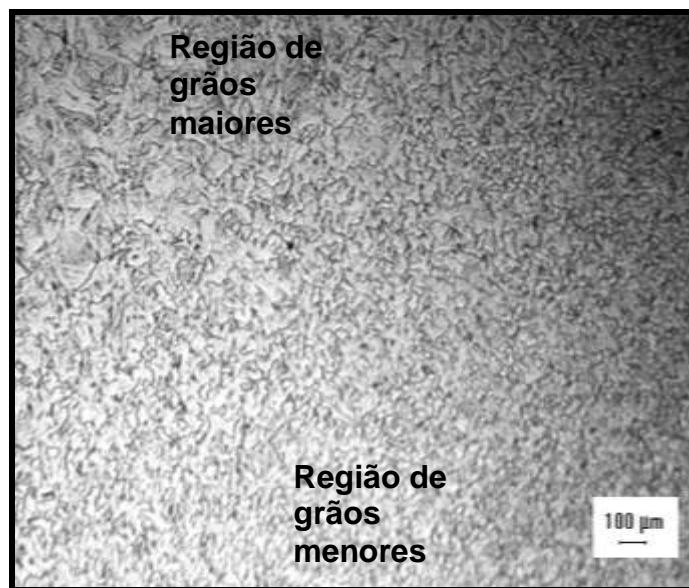


Figura 4.15 – ZTA no ponto (B), zona parcialmente transformada (grãos menores) e zona recristalizada (grãos maiores) em uma junta soldada hipoteutóide. Magnitude de 50x para VAA 6:3.

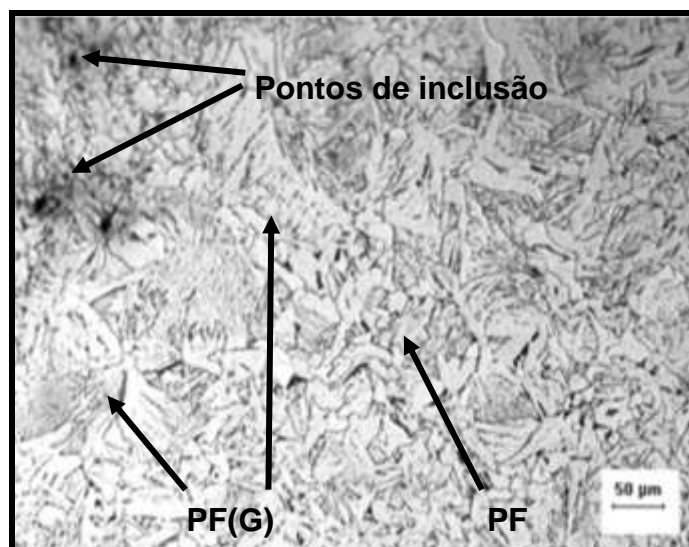


Figura 4.16 – ZTA no ponto (B); magnitude de 100x para a junta soldada no VAA 6:3

A Figura 4.17 é uma micrografia no ponto (C), com magnitude de 100x, e mostra quatro regiões resultantes das modificações estruturais devido ao aquecimento dos passes já depositados pelos novos passes e inclusões. Vê-se, a esquerda superior da figura, grãos menores; abaixo dessa (a esquerda inferior), estrutura típica ferrítica acicular. Uma região de grãos medianos e outra com grãos maiores (à direita superior e inferior) morfologicamente ferrítica.

No ponto (D), Figura 4.18, ampliado em apenas 50x, a imagem registra a falta de fusão e a porosidade causada pela manipulação durante a operação de soldagem do segundo passe do metal depositado pelo processo GMAW Arame Frio com visualização do MB e do metal de solda.

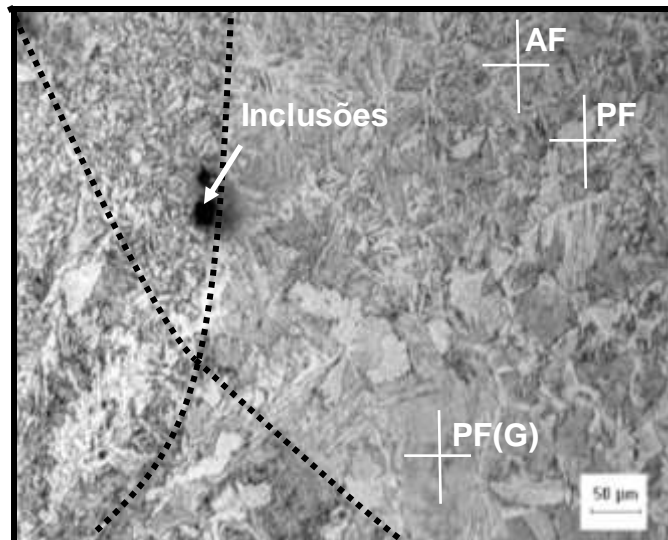


Figura 4.17 – Micrografia da ZTA no ponto (C), com magnitude de 100x para VAA 6:3. Detalhes das regiões resultantes das modificações estruturais devido ao aquecimento dos passes já depositados pelos novos passes e presença de inclusões entre regiões.

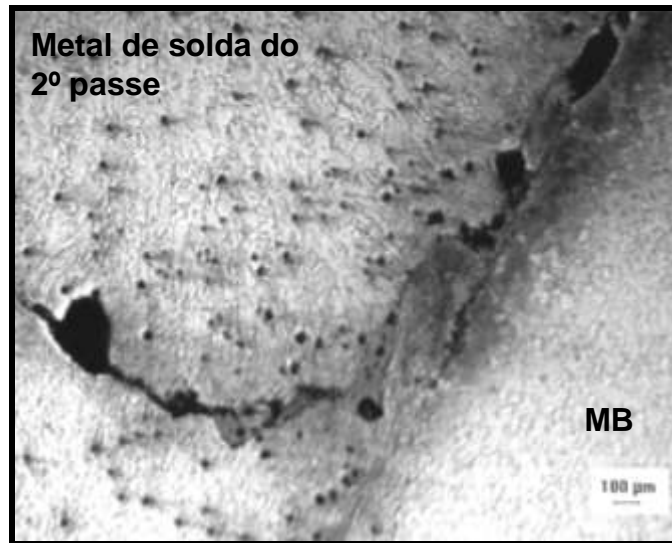


Figura 4.18 – Macrografia no ponto (D), com magnitude de 50x para VAA 6:3. Defeito visível: falta de fusão.

As Figuras 4.19 (a), (b) e (c) apresentam quanto à morfologia capturada por MEV em campo escuro para VAA 6:3. A Figura 4.19 (a), com magnitude de 400x, foi focada na ZF. O sítio ilustra porosidades, indicadas por setas, em uma matriz tipicamente ferrítica (cor escura) e veios (linhas) de perlita (levemente brancas). No mesmo foco, a Figura 4.19 (b), aumenta para 1000x, detalha os aspectos da matriz ferrítica, as pequenas inclusões provenientes do processo de mal lixamento durante a técnica de metalografia e constituintes finos de perlita. Outra região capturada é a da Figura 4.19 (c), a ZTA com aumento de 800x.

Representando a morfologia capturada por MEV para VAA 6:3, a Figura 4.20 (a), em 500x, ilustra a zona fundida, em que a estrutura é tipicamente ferrítica foi ampliada para 1500x na Figura 4.20 (b). Esta detalha a formação grãos ferríticos. E ainda na Figura 4.20 (c), somente pelo MEV, foi possível o registro de imagem nesta localidade a formação de ferritas paralelas com aspecto de ferritas com segunda fase alinhada (FS(A)).

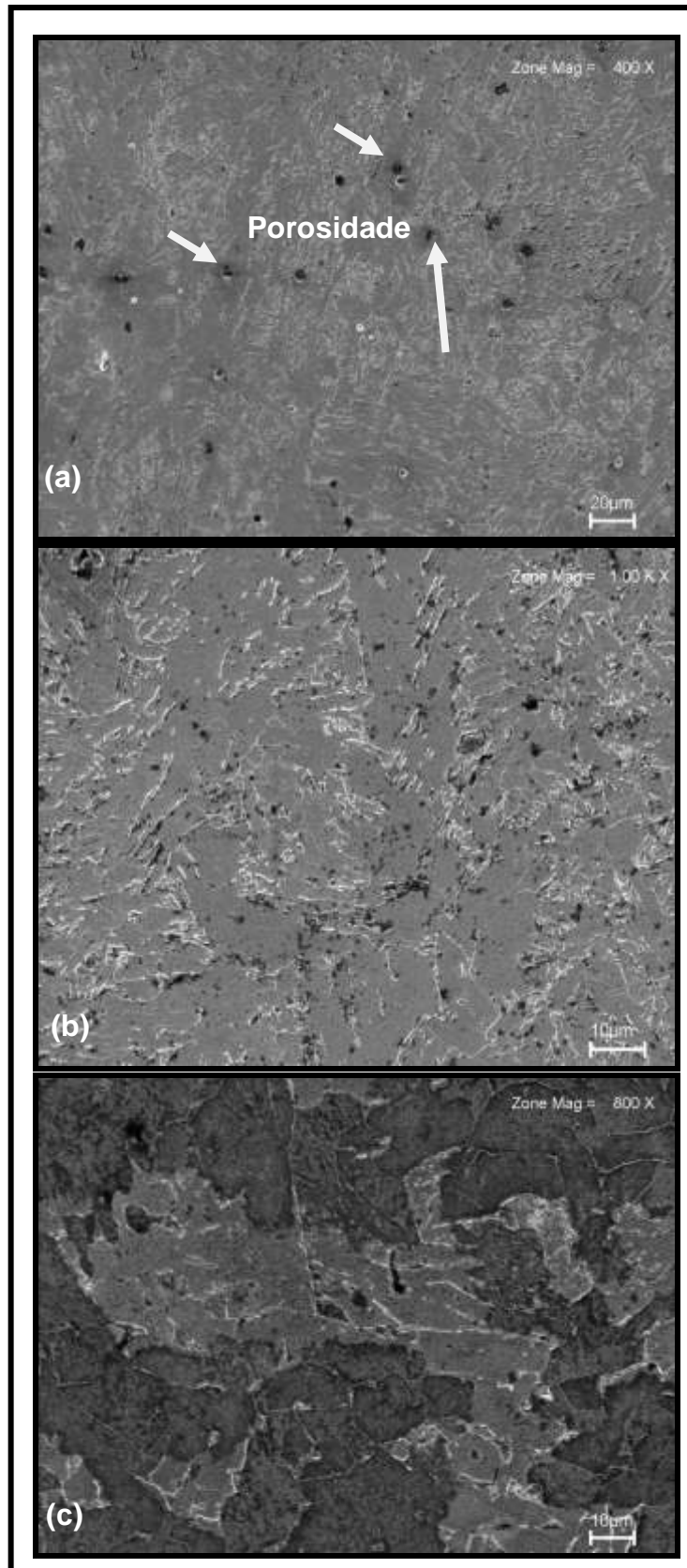


Figura 4.19 – Imagem captura por MEV (em campo escuro) para VAA 6:3. (a) Magnitude de 400x; pertencente a ZF, o local apresenta porosidade numa matriz ferrítica. (b) ZF com aumento de 1000x. (c) ZTA com grandeza de 800x.

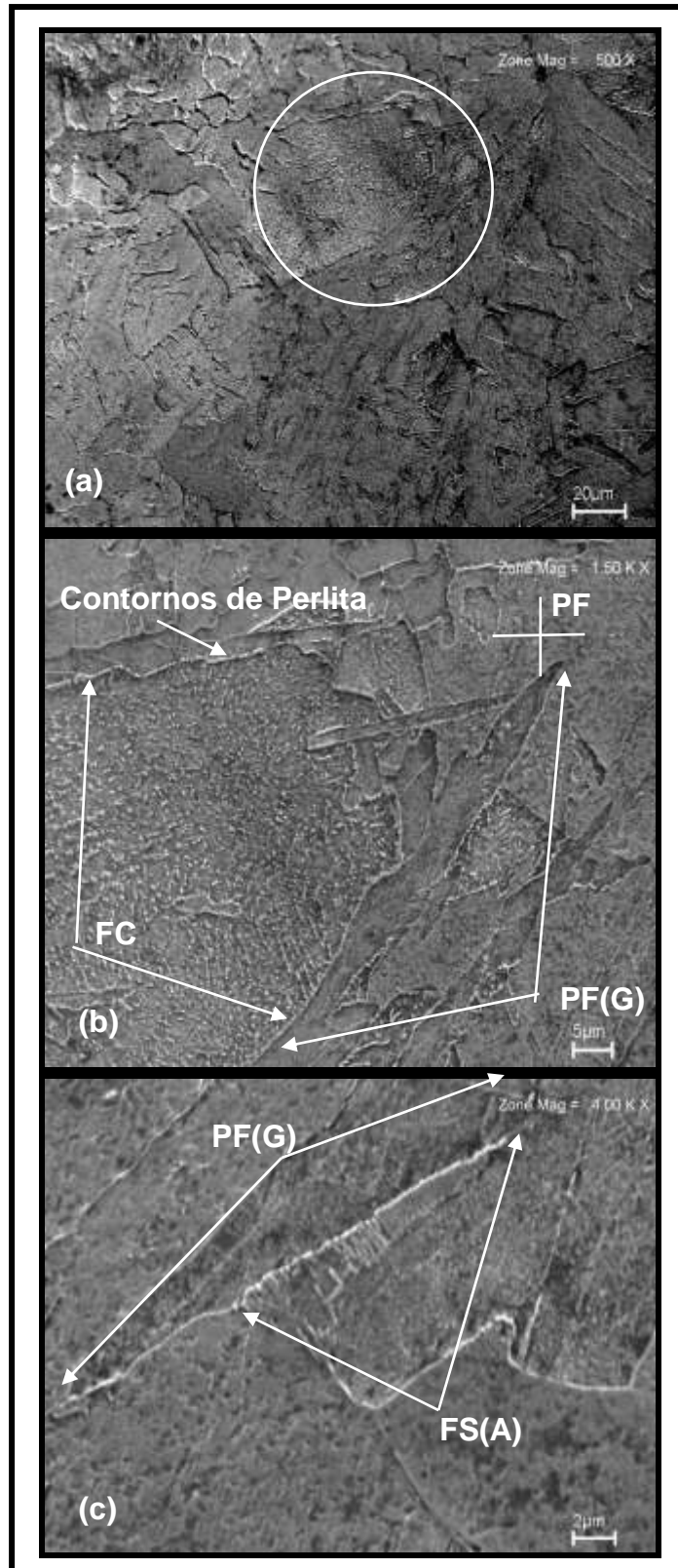


Figura 4.20 – Imagem capturada por MEV para VAA 6:3. a) Magnitude de 500x da ZF na matriz ferrítica. (b) Aumento de 1500x identificando as fases: FC, PF(G) e os contornos de perlita. (c) Magnitude de 4000x identificando as fases: ferrita com segunda fase alinhada e de contorno de grão.

Para a velocidade de alimentação dos arames na proporção de 8:4, a sessão transversal da junta soldada está ilustrada na Figura 4.21. Os pontos indicados foram estudados e sua imagem capturada por MO. Para isto, atacou-se a peça com reagente nital 2%.

O ponto (A), localizado na ZTA e ilustrado na Figura 4.21, foi ampliado em 50x e mostrado na macrografia da Figura 4.22 em que podem ser verificados as diferentes regiões e grãos formados pelo aquecimento-resfriamento dos passes sucessivos. Ainda na mesma ilustração, observa-se a ZF com alguns poros e uma região esbranquiçada bem delineada entre as ZTAs das camadas de solda depositadas. Esta se deve a formação da PF(G) – ferrita de contorno de grão – em que é o primeiro produto a se originar da decomposição da austenita a taxa de resfriamento muito lenta (DIAS, 2005). Próxima a esta formação é característico a ocorrência de grãos recristalizados e parcialmente transformados e grãos maiores em formatos alongados esta formação são os tipos de ferrita poligonal intragranular observados na Figura 4.23.

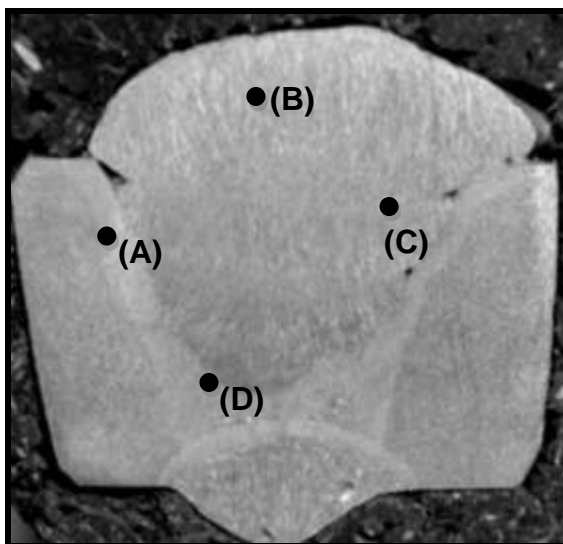


Figura 4.21 – Macroestrutura na proporção para VAA 8:4 e seus respectivos pontos caracterizados em MO.

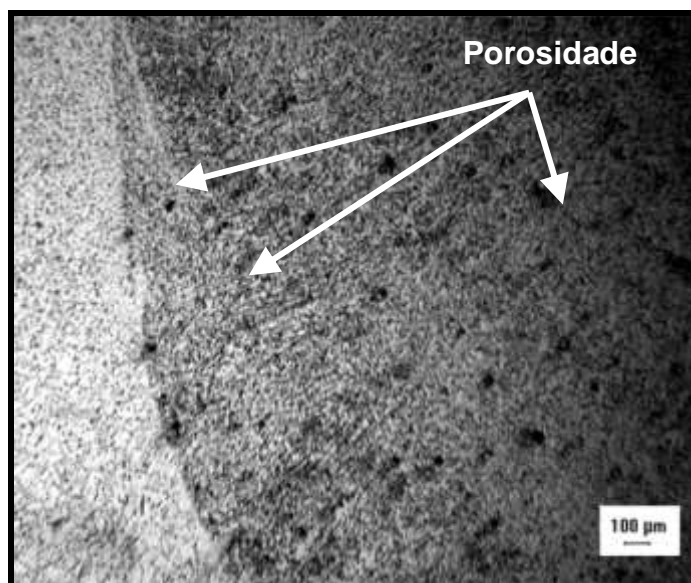


Figura 4.22 – ZF-ZTA do ponto (A), na proporção para VAA 8:4. Aumento de 50x.

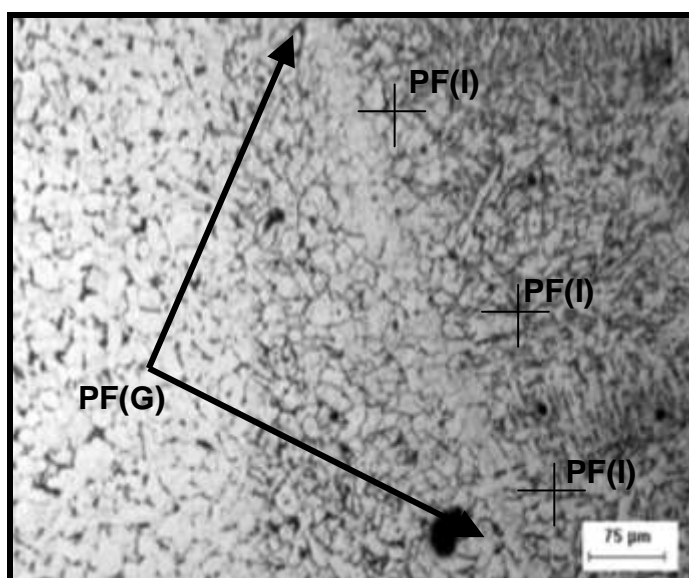


Figura 4.23 – Microestrutura representativa na proporção para VAA 8:4, no ponto (A) apresentam grãos ferríticos para magnitude 200x.

As micrografias do ponto (B) - segundo a Figura 4.21 - para o VAA 8:4, localizado no centro do reforço do metal de adição, foram ilustradas na Figura 4.24, 4.25 e 4.26 nos respectivos aumentos: 50x, 200x e 400x. Analisou-se que para: A Figura 4.24 mostra a textura ferrítica e porosa da zona fundida. A Figura 4.25 mostra na superfície varias formações de PF(G). A Figura 4.26 em maior amplitude ilustra melhor os grãos de ferrita primária e os constituintes intragranular de morfologia emaranhada de grãos cruzados extremamente finos de ferrita não paralelas de ferrita acicular (AF),

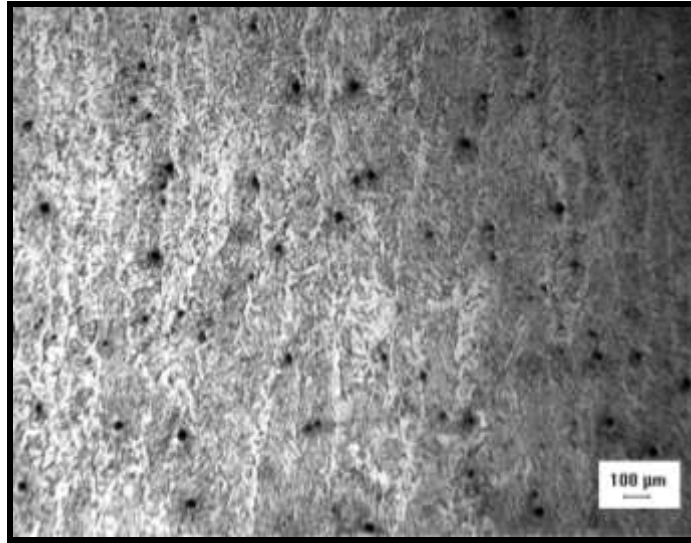


Figura 4.24 – Microestrutura para VAA 8:4, ponto (B). Ilustra a textura ferrítica e porosa da ZF. Magnitude de 50x.

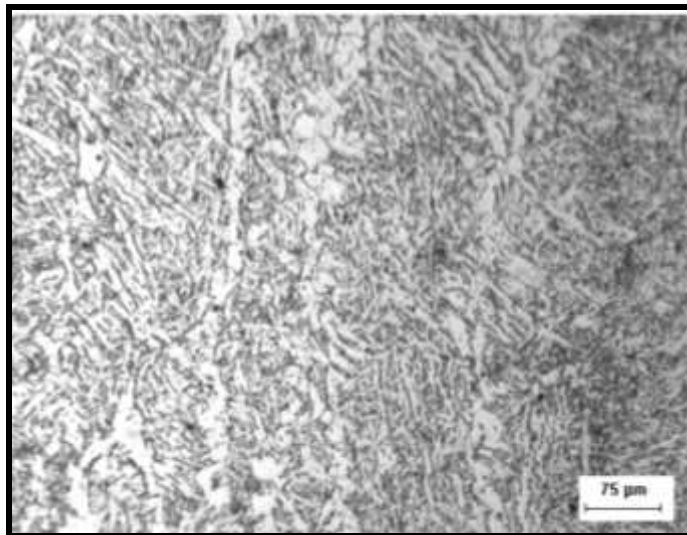


Figura 4.25 – Microestrutura representativa para VAA 8:4, ponto (B). Mostra a estrutura predominantemente ferrítica e grãos alongados de ferrita de contorno de grão da ZF. Magnitude de 200x.

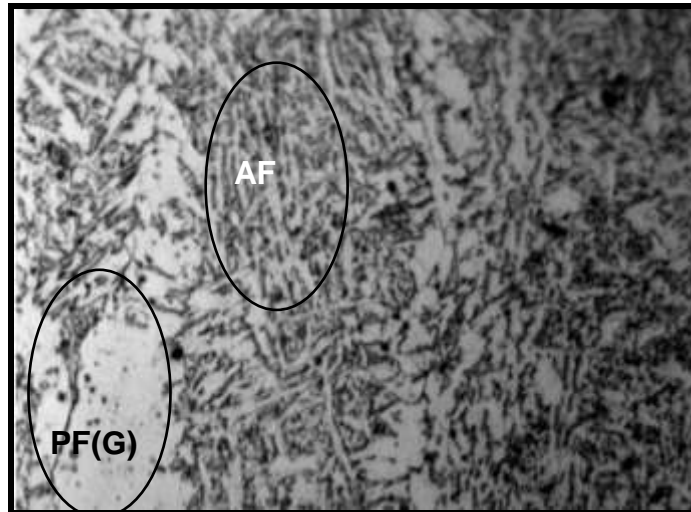


Figura 4.26 – Microestrutura para VAA 8:4. Identificando o ponto (B) que mostra: PF(G) e AF. Magnitude de 400x.

As Figuras 4.27 (a) e (b) para respectivas grandezas 50x e 200x, representam imagens capturadas por MO focadas no ponto (C) representado na Figura 4.21. As características são visivelmente parecidas como as do ponto (A) para VAA 8:4, apresentando região esbranquiçada (formação da textura ferrítica) entre passes e porosidade na ZF.

O ponto (D), indicado na Figura 4.21, ampliado na Figura 4.28, mostra a textura FS(A) – ferrita com segunda fase alinhada - do primeiro passe de preenchimento pelo processo GMAW Arame Frio. A estrutura característica é oriunda dos aços que sofreram um reaquecimento (devido à camada, segundo passe do metal de solda) acima da zona crítica e resfriado lentamente. E próximo a raiz da solda (aplicada pelo processo GMAW convencional) tem-se a textura AF.

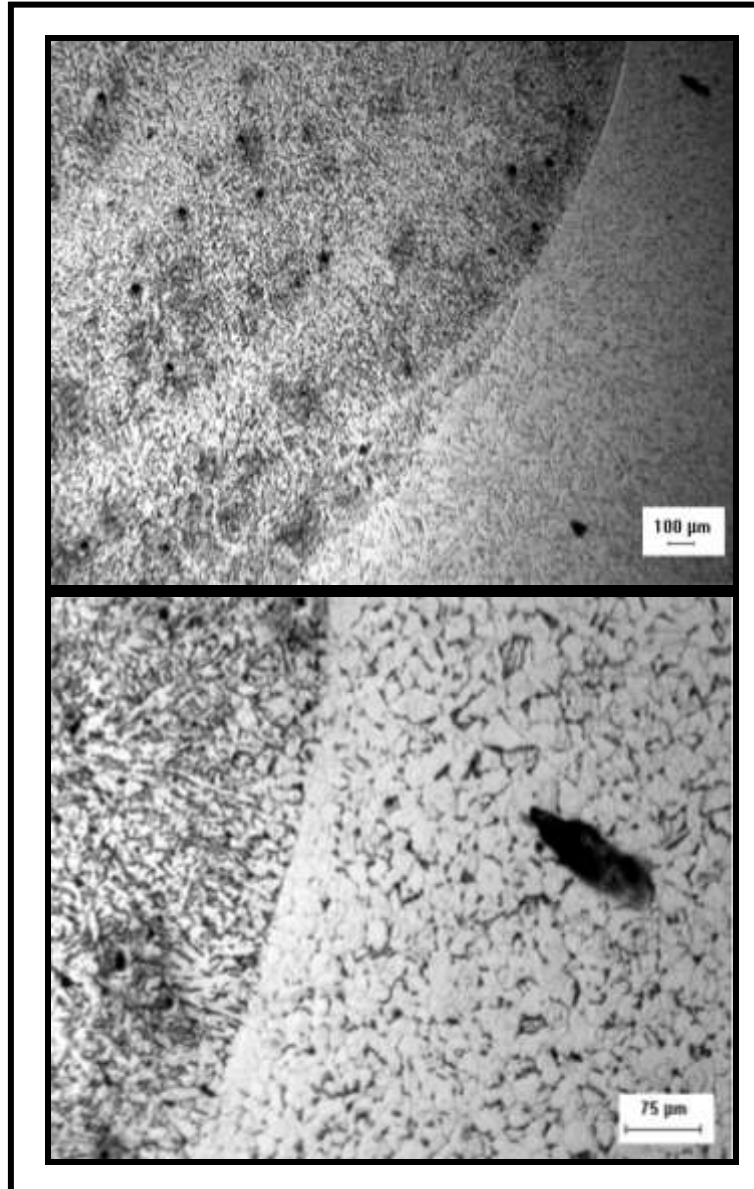


Figura 4.27 – (a) macroestrutura (50x) e (b) microestrutura (200x) na proporção para VAA 8:4. ZF do ponto (C).

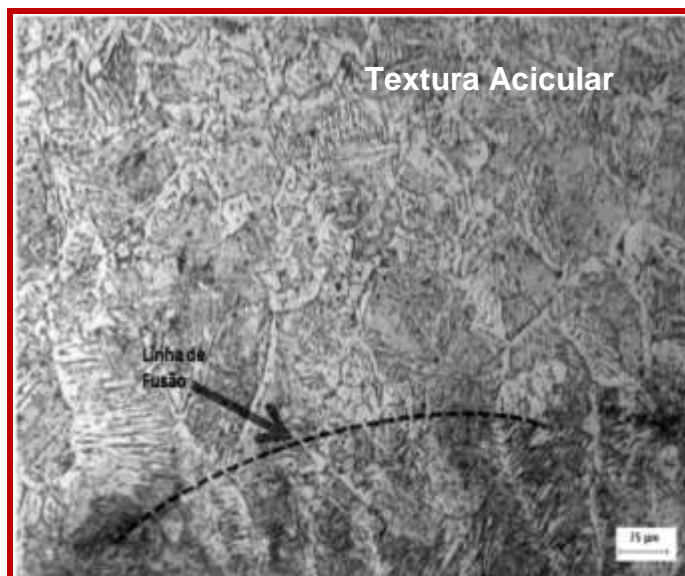


Figura 4.28 – Na proporção para VAA 8:4, micrografia do ponto (D) localizada na de raiz da junta soldada.

As Figuras 4.29 mostram quanto à imagem morfológica capturada em MEV para VAA 8:4. Onde a região de estudo foi da superfície da zona fundida com magnitude de 2500x. A Figura 4.29 (a) a seta indica a presença de ferrita (apresentando uma matriz escura, devido a captura de imagem em campo escuro) e uma região circundada que foi ampliada 5000x na Figura 4.29(b). Esta detalha a formação de perlita fina e inclusões na ZF.

Outro ponto estudado, para VAA 8:4, foi o passe de raiz, Figuras 4.30 (a) e (b) com aumento de 1000x e 3500x. Ambos registram o mesmo foco, porém amplitudes diferentes, em que é possível a observação de inclusões e o detalhe de um deles em uma estrutura bainítica.

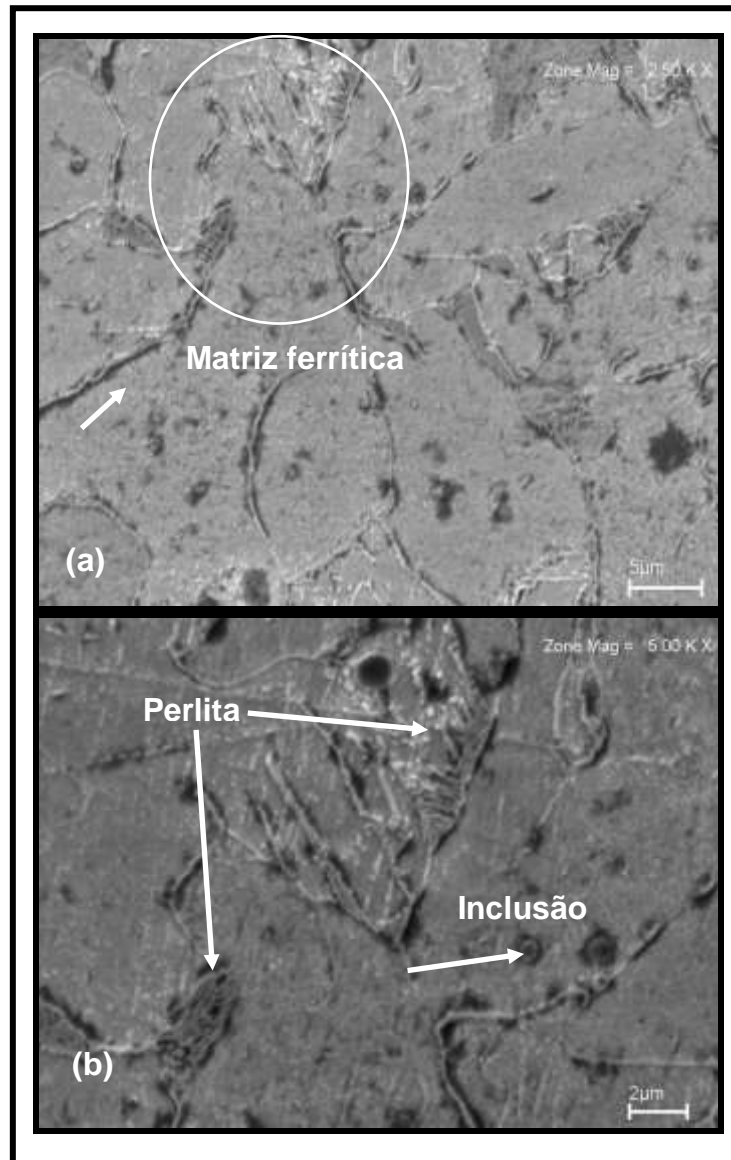


Figura 4.29 – Na proporção para VAA 8:4, imagens capturada por MEV. (a) Magnitude da ZF em 2500x. (b) Zoom da região circundada em (a) com 5000x de grandeza.

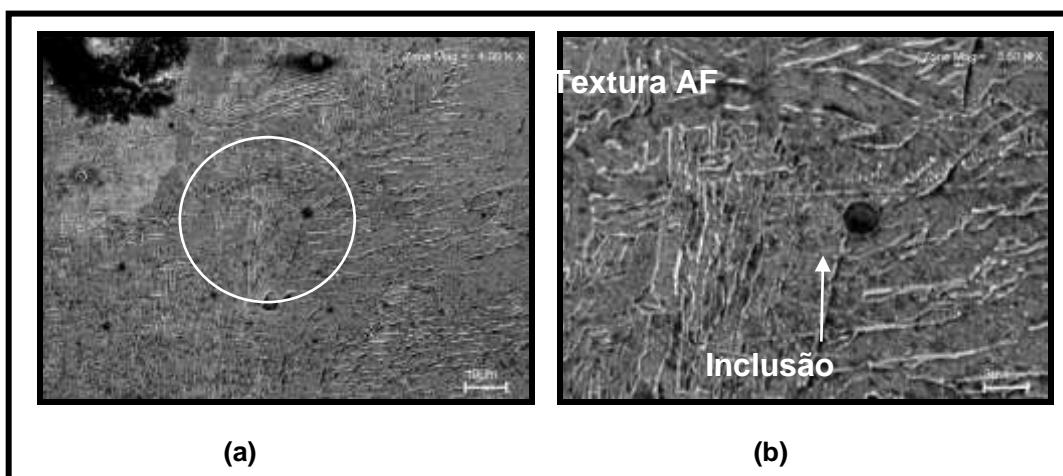


Figura 4.30 – Proporção para VAA 8:4 de imagens capturadas por MEV em campo escuro. (a) Sítio do passe de raiz; aumento de 1000x indicando as inclusões. (b) Detalhamento da inclusão e proximidades (emaranhados de AF); magnitude de 3500x.

A Figura 4.31 mostra a face da junta soldada e os pontos caracterizados para VAA 10:5. Nesta figura é visível a falta de fusão ocorrida durante a operação de soldagem evidenciando o bisel de 30°. As diferentes zonas térmicas foram identificadas nos pontos (A) e (B). A face superficial da solda foi atacada com nital 2% em MO.

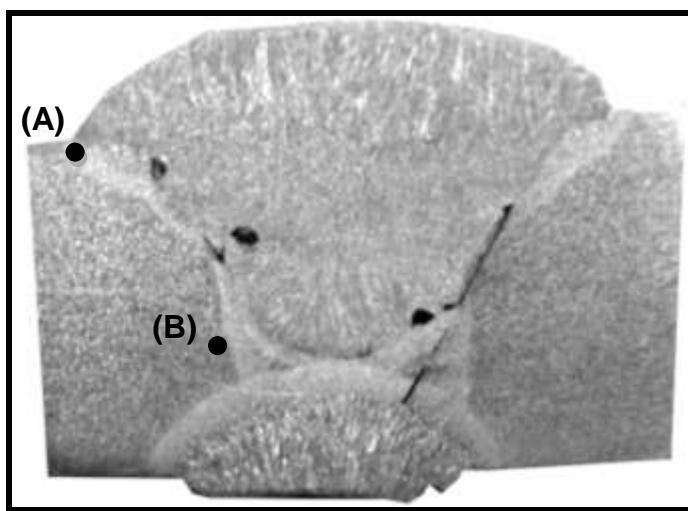


Figura 4.31 – Imagem real na proporção para VAA 10:5 e seus respectivos pontos caracterizados em MO.

O ponto (A) focado da Figura 4.31 foi ampliado nas Figuras 4.32 (a), (b) e (c), com respectivas grandezas de 50x, 100x e 200x. Nessa ordem, o primeiro foco (a) detalha as regiões da ZTA composto pelo MB, o segundo e o terceiro passe. O segundo foco (b) detalha os grãos finos do metal de base que sofreu modificações estruturais movido pelo aquecimento-resfriamento dos múltiplos passes aplicados na junta soldada. Para o terceiro foco (c), tem-se as sutis fronteiras formadas pelas diferentes estruturas ferríticas.

As Figuras 4.33 (a), (b) e (c), com respectivas grandezas de 50x, 100x e 100x. O ponto (B) - região entre o MB, primeiro passe depositado do metal de adição e o passe de raiz - ilustra as diferentes regiões com formação de grãos maiores recristalizados favorecidos pela variação de temperatura (lento resfriamento e o calor localizado) decorrido dos passes posteriores.

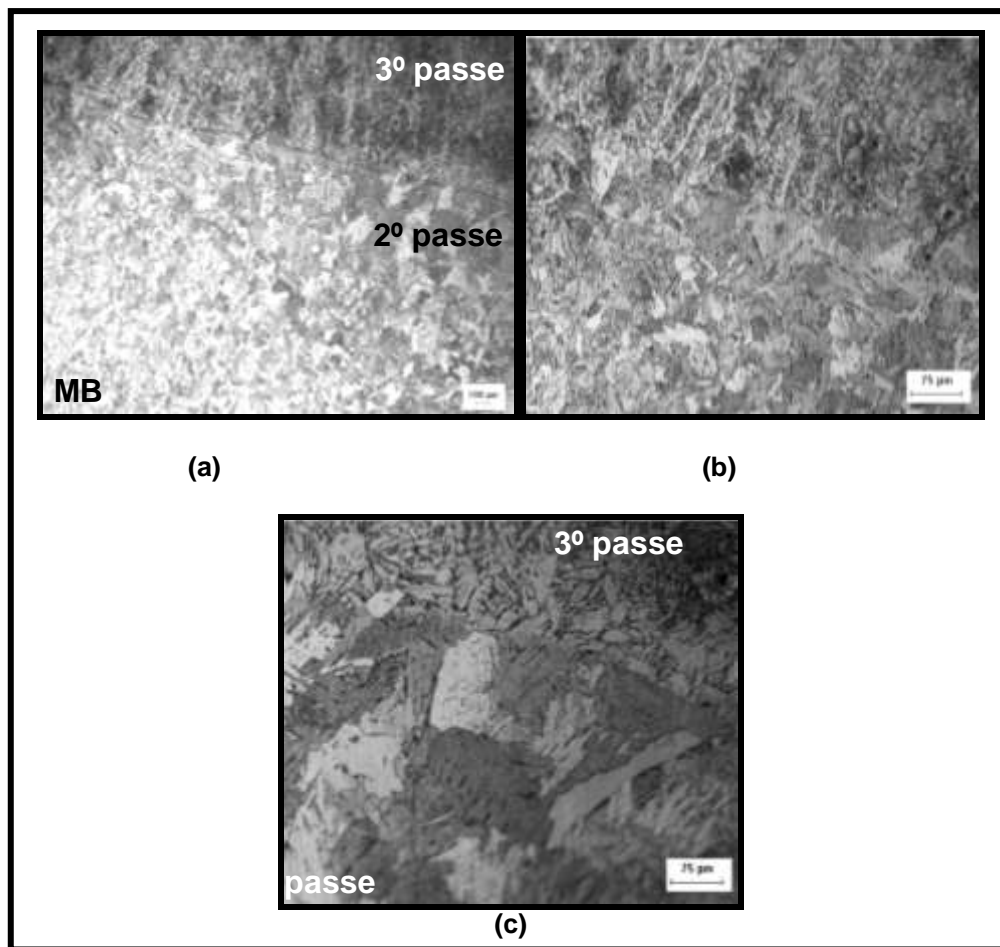


Figura 4.32 – Proporção para VAA 10:5. (a) 50x, (b)100x e (c)200x. As micrografias mostram as diferentes estruturas presente na ZTA indicada no ponto (A) da Figura 4.31 em que o MB apresenta grãos menores e as sutis fronteiras formadas pelas diferentes estruturas ferríticas.

A Figura 4.34 (a) apresenta quanto a morfologia captada epor MEV em SE para VAA 10:5. A linha de fronteira é indicada entre ZF e ZTA em um aumento de 300x. A região seccionada é detalhada na Figura 4.34 (b) em 4500x a formação de Widmanstatten na ZF.

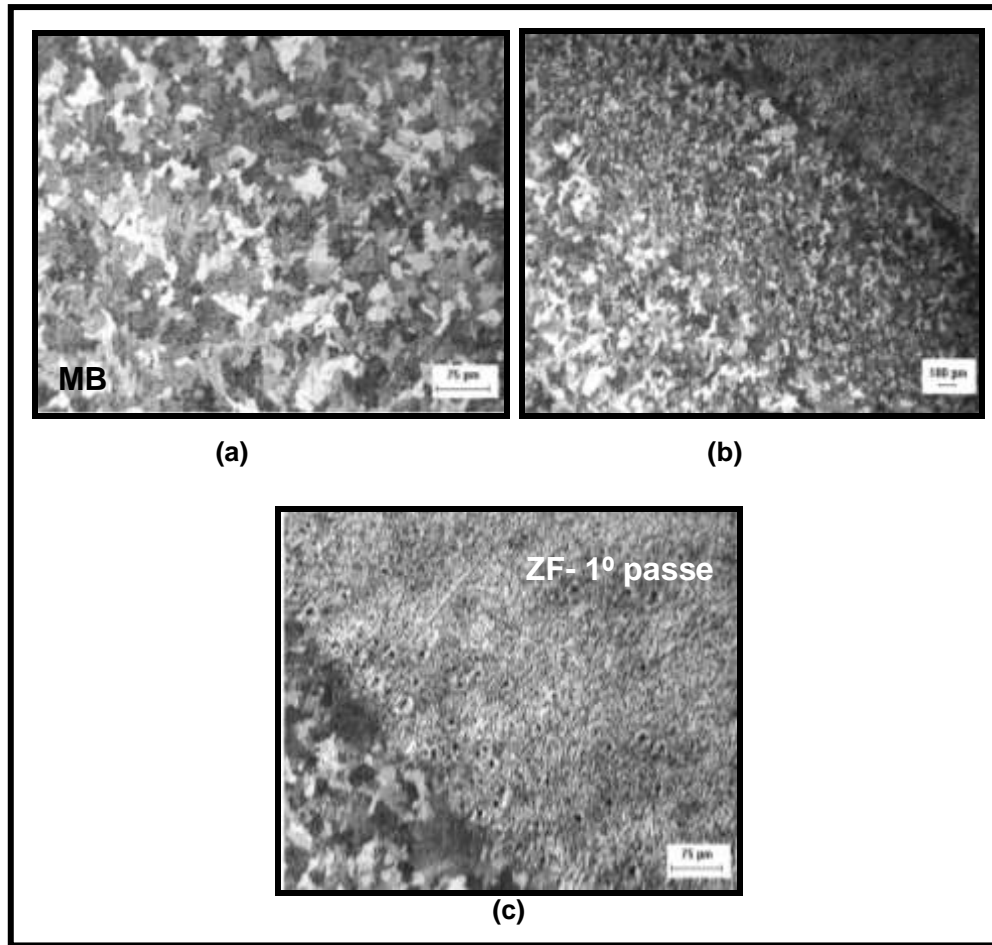


Figura 4.33 – Imagens na proporção para VAA 10:5, capturadas por MO. Com aumentos de (a) 50x e duas ultimas (b) e (c) de 100x. As figuras mostram as diferentes estruturas transformadas em função do calor.

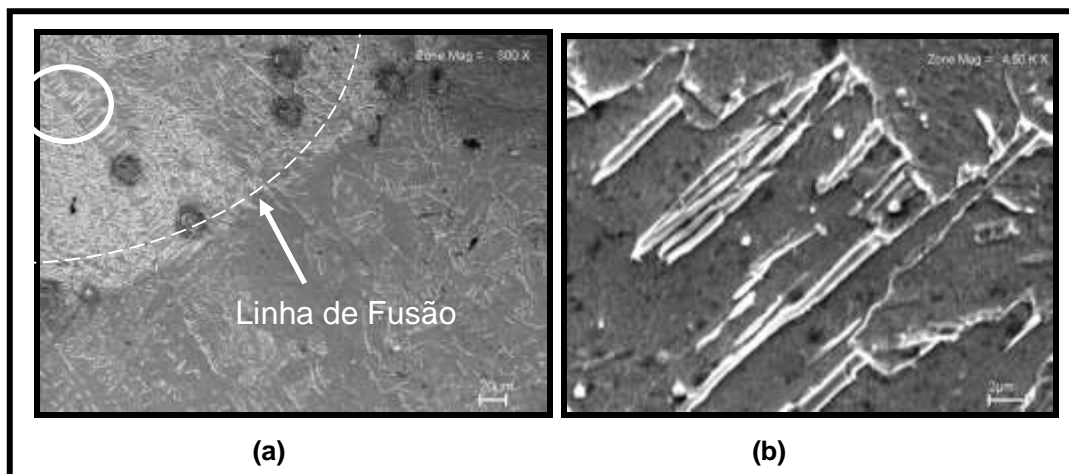


Figura 4.34 – Imagens na proporção para VAA 10:5 capturadas por MEV com aumentos de (a) 300x e (b) 4500x

4.4 Ensaio de Tração

Os corpos de prova foram tracionados à temperatura ambiente, Moosbrugger (2002), com área útil inicial (A_0) de $158,75 \text{ mm}^2$ (ou $158,75 \times 10^{-6} \text{ m}^2$), no qual todas as amostras foram submetidas, a carga em kg.f (ou N), até sua ruptura. As Figuras 4.35 (a) e (b) ilustram algumas das amostras do ensaio de tração fraturadas. O rompimento do material ao longo da área útil, casos ocorreram adjacente à junta soldada e outros não. Cada exemplo visto nas figuras também mostra sua respectiva topografia de fratura. A Figura 4.35 é um exemplo de rompimento junto a solda. E a Figura 4.36, ocorrência de ruptura longe da junta soldada.

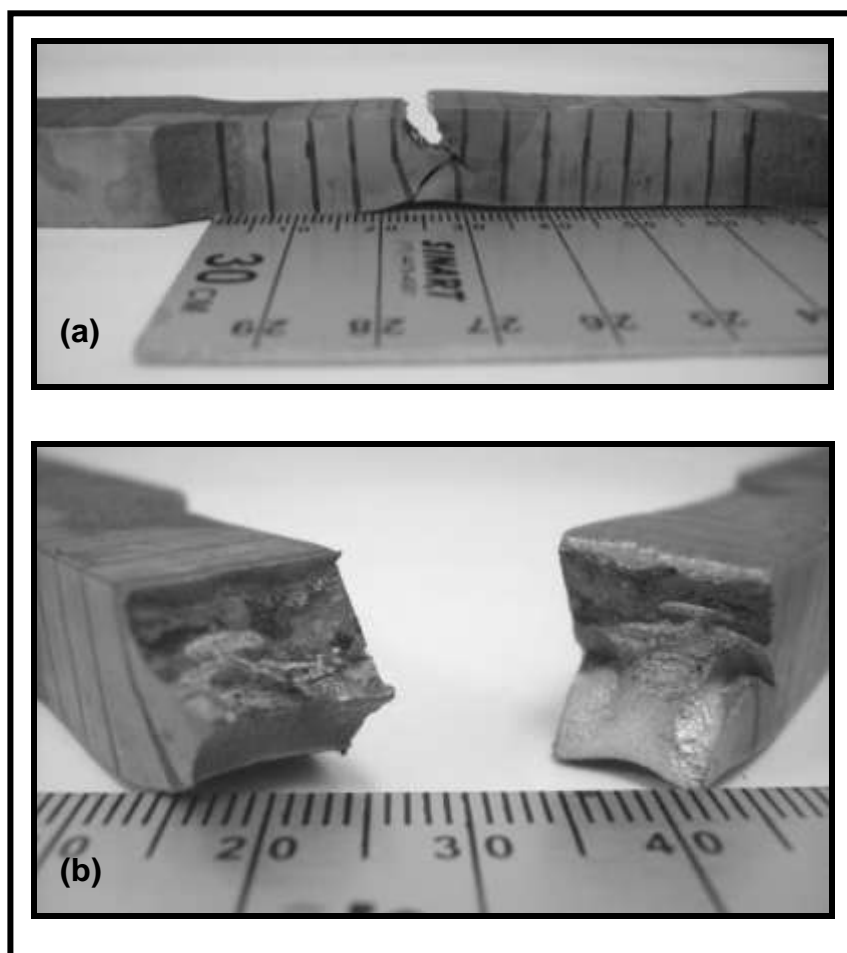


Figura 4.35 - O rompimento do material ao longo da área útil para o ensaio de tração: (a) próximo a solda e (b) aspecto dúctil de fratura.

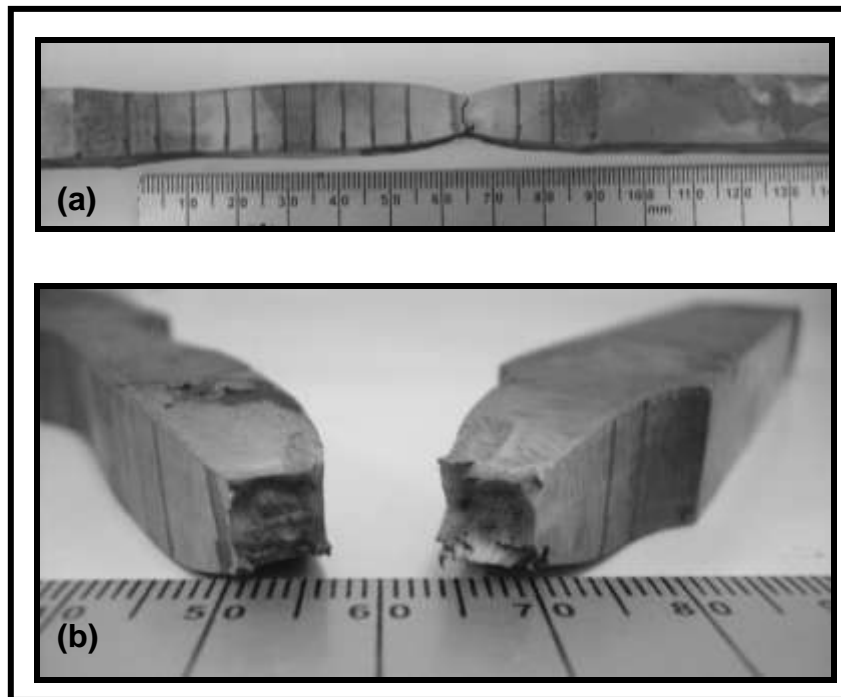


Figura 4.36 - O rompimento do material ao longo da área útil para o ensaio de tração: (a) longe da junta soldada e (b) aspecto muito dúctil de fratura.

Os valores de comprimento inicial (L_i), comprimento final (L_f), carga máxima aplicada ou carga de ruptura (P), tensão convencional ou de engenharia (σ_{conv}), resistência última ou à tração (máxima tensão alcançada) (σ_u), deformação convencional (ϵ) e módulo de elasticidade (E), foram computados e observados na Tabela 4.2 para resultados quantitativos do ensaio de tração. Para este ensaio valores de tensão real ou verdadeira (σ_{real}) não foram captados, pois a carga e a área da seção transversal devem ser medidas simultaneamente durante o ensaio, fato que não ocorreu devido às limitações da máquina para este ensaio, porém foram estimados.

Desta ocorrência, o que vale relembrar é o assunto já discutido no capítulo 2, que a $\sigma_{real} > \sigma_{conv}$. A literatura de Shingley (2005), para projetos de engenharia mecânica, reafirma o que outros autores (MARC e CHAWLA, 1982; REED-HILL, 1982) já haviam discutido: “[...] a característica mais importante de um diagrama verdadeiro de tensão-deformação é que a tensão verdadeira aumenta continuamente até ocorrer a fratura. [...] a tensão verdadeira de fratura (ruptura) é maior que a tensão verdadeira última”. A Figura 2.26 visualiza-se o contraste desta discussão, na qual resistência à fratura de engenharia é menor que a resistência

ultima de engenharia (Figuras 2.25 (a) e (b)). Porém a tensão real pode ser estimada a partir da equação 2.26. Assim, valores para tensão convencional foram computados segundo a equação 2.12: dividindo a carga máxima aplicada pela área útil inicial do corpo de prova. Deste modo, podendo igualar a tensão ultima (σ_u) aplicada a σ_{conv} . A deformação convencional foi obtida a partir da equação 2.13; o módulo de elasticidade para o aço é o mesmo para todas as classes cerca de 207GPa (30 Mpsi), pois independe do tratamento térmico, do conteúdo de carbono ou dos elementos de liga (SHINGLEY, 2005). Todas as equações mencionadas neste parágrafo já foram estudadas no capítulo 2.

Dos dados observados, na Tabela 4.2, tem-se as três séries de experimentos, para a variação de VAAs, os quais foram quantificados os dados do ensaio de tração.

Tabela 4.2 – Parâmetros do ensaio de tração.

Velocidade de Alimentação dos Arames (VAAs)		L_o (10^{-3} m)	L_f (10^{-3} m)	P (kg.f)	P (N)	$\sigma_{conv}^{\#}$ (MPa)	Média σ_{conv} . (MPa)	ϵ (%)	Média ϵ (%)	σ_{real} (MPa)
6:3	A	6,15	7	6.500	63.743,22	401,53	366,53	13,82	16,14	383,67
	B	6,14	6,61	4.800	47.071,92	296,52		7,65		
	C	6,12	7,77	6.500	63.743,22	401,53		26,96		
8:4	A	6,08	6,80	5.900	57.859,23	364,47	329,46	11,84	8,46	338,92
	B	6,09	6,35	4.500	44.129,92	277,98		4,26		
	C	6,14	6,71	5.600	54.917,24	345,94		9,28		
10:5	A	6,12	6,54	5.400	52.955,91	333,58	341,82	6,86	13,29	356,11
	B	6,05	7,83	6.400	62.762,56	395,35		29,42		
	C	6,11	6,33	4.800	47.071,92	296,52		3,60		

Nota: # $\sigma_{conv} = \sigma_u$. Valores mínimos para o aço SAE 1020 laminado a quente: limite de escoamento = 210 MPa; limite de resistência a tração = 380 MPa; Alongamento = 25% (Fonte: ASM Handbook)

Comparando os valores obtidos, para resistência à tração, das séries de experimentos e um aço SAE 1020¹¹ comum laminado a quente, o resultado médio mais próximo a este ultimo foi a série VAA 6:3 com $\sigma_u = 366,53$ MPa e a σ_{real} adjacente ao valor, 383,67 MPa. Desta série, nota-se que as amostras A e C possuem os mesmos quantitativos para de carga máxima aplicada, conseqüentemente mesma resistência máxima à tração ($\sigma_u = \sigma_{conv}$), porém o valor

¹¹ A FBTS (2007) para ensaios mecanicos define: “A solda constitui uma forma de união metálica com continuidade entre componentes de uma estrutura ou equipamento e por esta razão suas propriedades devem ser compatíveis com as propriedades mecânicas do metal de base.

de deformação convencional é maior para o espécime C, configurando uma junta soldada com boa ductilidade, melhor que da amostra A; por ordem, melhor que a B.

Para caracterizar visualmente a ductilidade de cada série VAA, para o ensaio de tração, escolheu-se os melhores resultados dos espécimes ensaiados. O gráfico plotado para a série VAA 6:3 foi amostra C, na Figura 4.37(a), que descreve a trajetória de deformação do material até o seu rompimento (local indicado pela seta). Da segunda série de experimento, na proporção VAA 8:4 (Tabela 4.2), o melhor resultado apresentado foi a amostra A e seu gráfico tensão-deformação foi plotado na Figura 4.37(b). Para série de experimento VAA 10:5, a que suportou maior deformação foi amostra B, com 6.400 kg.f de carga aplicada; seu gráfico é a Figura 4.37(c).

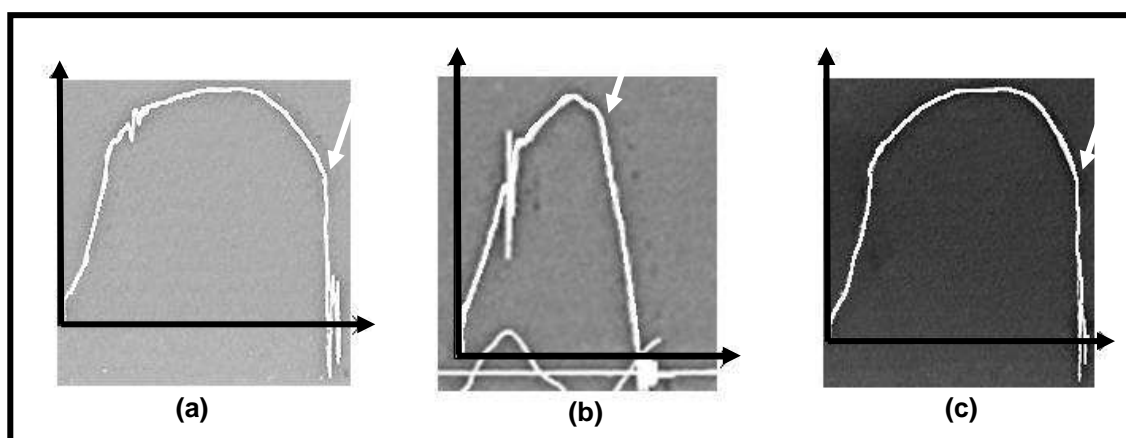


Figura 4.37 – O gráfico mostra a trajetória de deformação até a ruptura (a) da amostra C dúctil para VAA na proporção de 6:3, (b) da amostra A para VAA na proporção de 8:4 e (c) da amostra B para VAA na proporção de 10:5.

A Figura 4.38 ilustra graficamente, para efeitos comparativos, os resultados médios de tensão convencional, tensão real e deformação convencional do ensaio de tração expostos na Tabela 4.2.

Analisando os resultados médios do ensaio de tração, a melhor série de experimento apresentada foi VAA 6:3, tendo a tensão convencional igual a 366,53 MPa e deformação convencional de 16,14%; assim, caracterizando a junta soldada com propriedades mínimas requeridas de resistência à tração e ductilidade em comparação outras séries experimentadas.

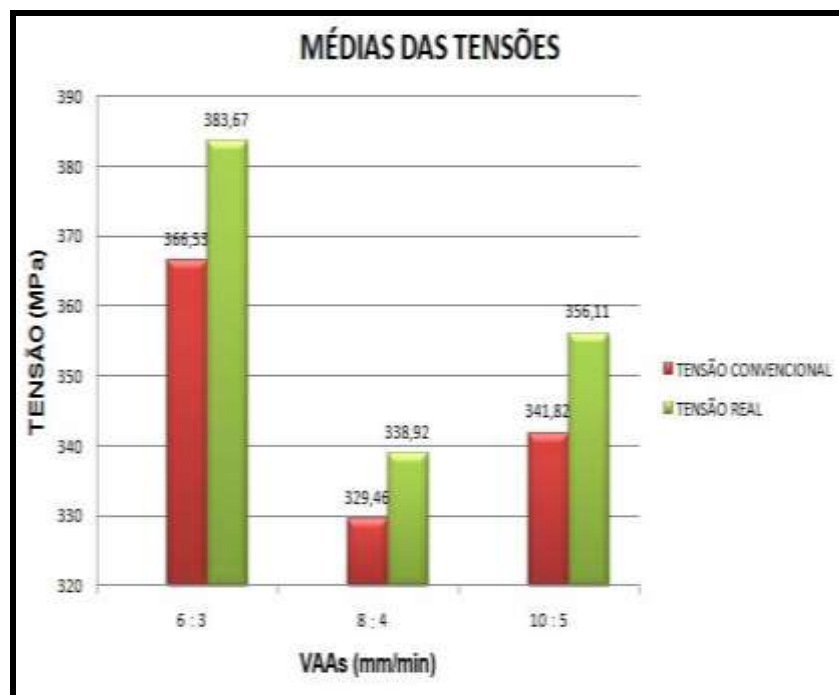


Figura 4.38 – Representação gráfica dos valores médios das séries de experimentos para VAAs: valor padrão, tensão convencional, tensão real e deformação convencional.

4.5 Ensaio de Dobramento Semi-Guiado

Nove corpos de prova foram separados, três para cada proporção de VAAs, para execução do ensaio de dobramento. Todos os corpos de prova flexionados sofreram redução da espessura devido às ações de forças trativas - região da face superior da solda - e compressivas - região da face de raiz da junta soldada (Figura 39 (a) e (b)).

Observando a Tabela 4.3, duas amostras obtiveram resistência à carga aplicada menor que 1.000 kg.f (9.806,65 N) a amostra A - para VAA 6:3 - e a amostra C - para VAA 10:5. Outra amostra com valor muito insignificante de resistência também foi computada, menor que 400 kg.f (3.922,66 N), a amostra B - para VAA 8:4. Estas comparações foram observadas em relação as demais ensaiadas. Na verdade, a literatura (FBTS,2007) afirma que o ensaio de dobramento não determina nenhum valor numérico e que tem por objetivo a verificação da ductilidade do material.

Os espécimes foram submetidos à deformação até que proporcionassem fissuras que podiam ser vistas a olho nu, maior que 1,5 mm (valor tolerante e

especificado pela ASME para materiais soldados). Estes resultaram em baixos valores para o ângulo de dobramento em comparação ao ângulo pré-determinado de 180°. A Tabela 4.3 mostra os valores quantitativos do ensaio: a carga final aplicada até o surgimento de fissuras agressivas e o grau do ângulo do diâmetro de dobramento.

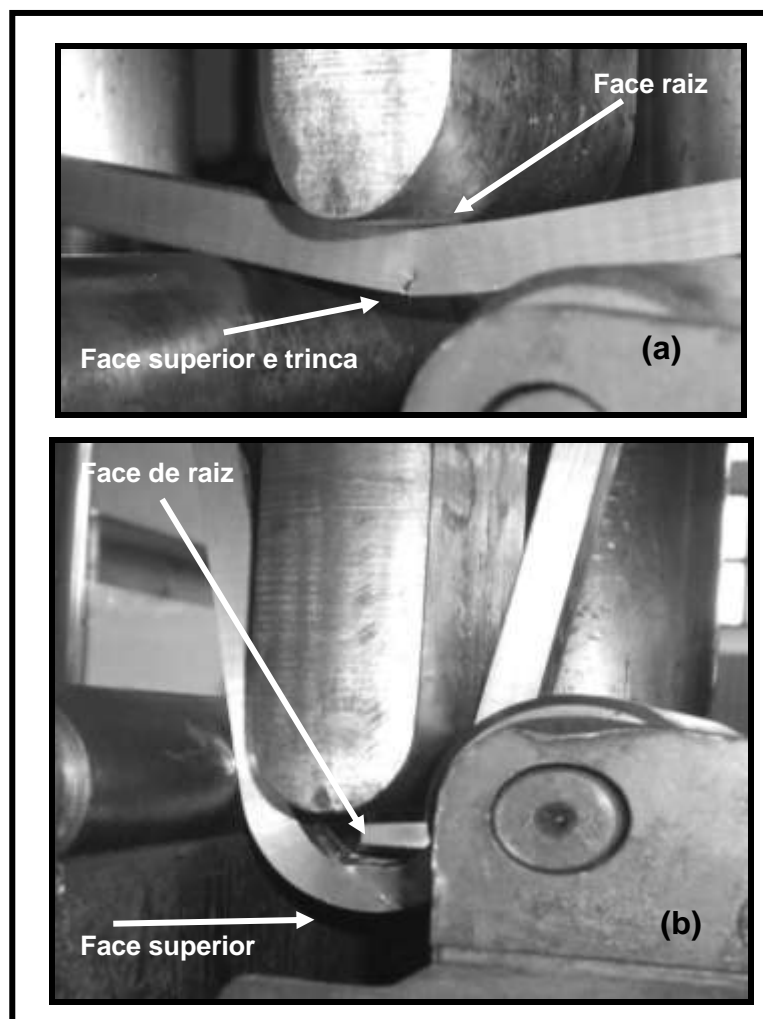


Figura 4.39 - Ações de forças trativas - região da face superior da solda - e compressivas - região da face de raiz da junta soldada. (a) apresenta um início de trinca e (b)) amostra C para VAA 6:3.

Tabela 4.3 – Carga aplicada e ângulo para o ensaio de dobramento.

VAA	Chapa Teste/	Carga de R -	θ_D (°)
-----	--------------	--------------	----------------

	Amostras		ruptura (kg.f)	
6:3	Amostra 1	A	750	9
	Réplica 2	B	1400	52
		C	2300	157
8:4	Amostra 3	A	1200	42
	Réplica 4	B	< 400	47
		C	1100	34
10:5	Amostra 5	A	1200	24
	Réplica 6	B	1100	24
		C	950	9

Das juntas soldadas ensaiadas a que se destacou foi a amostra C (Figura 4.39 (b)), para VAA na proporção 6:3; em que a carga de ruptura foi 2300 kg.f (22.555,29 N) e o ângulo de dobramento foi de 157°. Esta peça foi a que mais se aproximou de 180°, valor estipulado para o ângulo de dobramento, sem apresentar fissura durante o momento de ensaio. As demais amostras não ultrapassaram os 60° por iniciar trincas próximas a junta soldada; assim, estas amostras não foram qualitativamente representadas segundo normas padronizadas para aprovação de juntas soldadas.

Das séries de amostras apresentadas na Tabela 4.3, para o ensaio dobramento, a melhor que respondeu qualitativamente e quantitativamente para avaliação da variação de velocidade de alimentação dos arames na deposição em chanfro, foi a proporção 6:3. O gráfico da Figura 4.40 ilustra o comportamento das amostras quanto a carga aplicada suportada até o início de fratura. Favorecendo os resultados para as juntas soldadas para VAA 6:3.

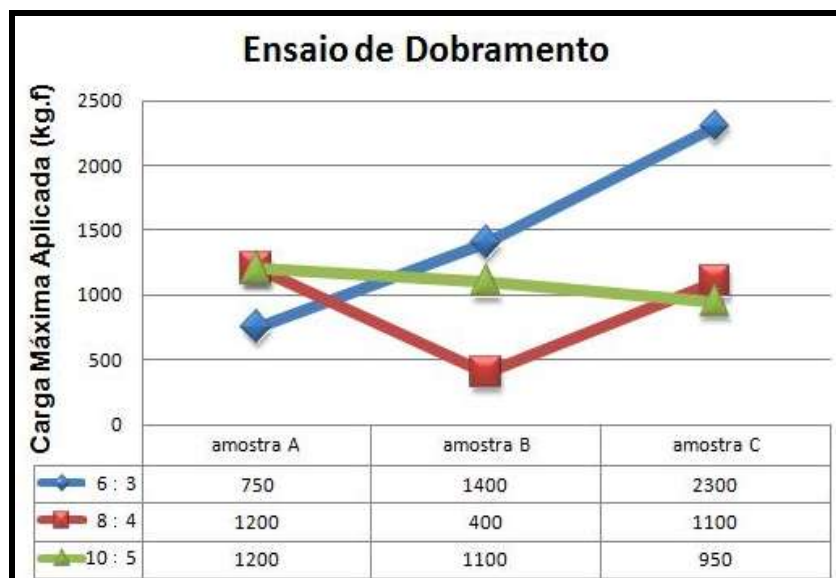


Figura 4.40 - Resultados comparativos da carga aplicada em kg.f.

4.6 Ensaio de Impacto pelo Método Charpy (V)

A Tabela 4.4 de resultados dos ensaios de impacto pelo método Charpy foram indicados: o balanço energético do sistema (ΔU) – utilizando-se da equação 2.32 - e resistência ao impacto (RI) - a equação 2.33.

A norma NBR 6157 faz referência ao procedimento inicial para verificação da resistência do ar soltando o pêndulo com carga de 300 N.m, do equipamento de ensaio, em queda livre em no mínimo três vezes. Assim, feita a constatação obteve-se 64 J (ou N.m) para a resistência do ar (U_{at}). A AWS 5.18-79 sugere para a reprodução de cinco amostras, com seção (S_0) igual a 1cm² na região do entalhe, a partir de cada variante analisada e que fosse retirado o menor e maior valor de impacto.

A Figura 4.41 representa graficamente os resultados da média da variação de energia absorvida, ou melhor, o balanço energético do sistema e a resistência ao impacto. Ressaltando que os valores foram os mesmos para ambos devido à seção da área do entalhe.

Das amostras analisadas a série que melhor resultou uma média quantitativa quanto a resistência ao impacto foi a VAA 6:3, a temperatura ambiente.

Tabela 4.4 - Resultados do ensaio de impacto pelo método de Charpy.

VAA	Chapa Teste /Amostra	Energia Absorvida ΔU (J)	Média de ΔU (J)	Resistência ao Impacto (J/cm ²)	
6:3	Amostra 1	A*	137	286,6	286,6
		B*	150		
		C	291		
	Réplica 2	D	279		
		E	290		
8:4	Amostra 3	A	244	242,16	242,16
		B	233		
	Réplica 4	C*	230		
		D*	264,5		
		E	249,5		
10:5	Amostra 5	A	234	236,83	236,83
		B*	279**		
		C*	309***		
	Réplica 6	D	217		
		E	259,5		

Nota: * amostra descartada;

**o entalhe estava localizado fora da ZF;

*** o entalhe estava localizado fora da ZF e o foi rompimento entre a ZF e o MB.

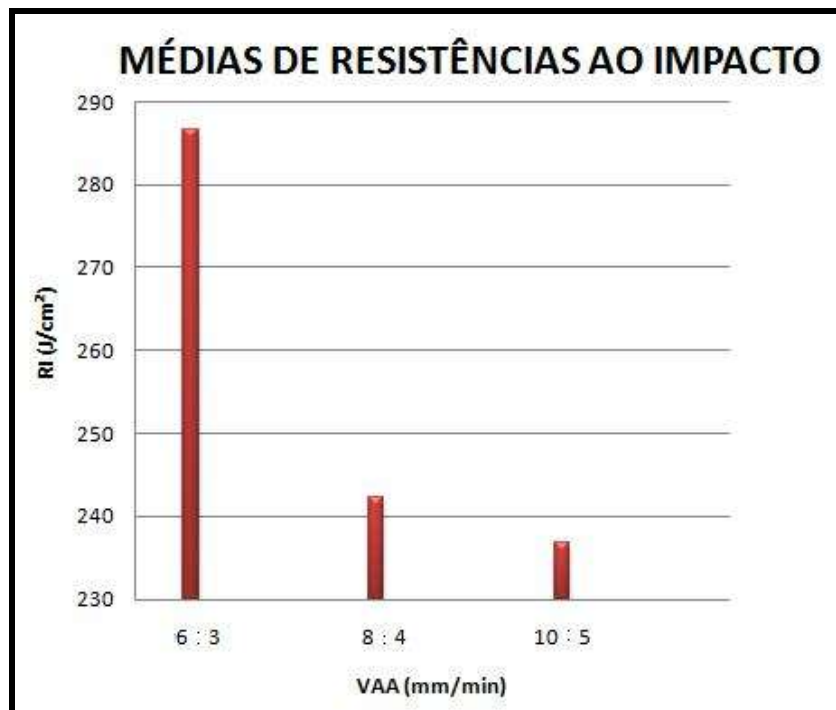


Figura 4.41 - Resultados comparativos de ΔU e RI médios.

4.7 Ensaio de Dureza Vickers

A Tabela 4.5 expõe os resultados das penetrações, em HV, para o ensaio de microdureza das diferentes VAA organizadas nas suas respectivas zonas. As Figuras 4.42, 4.43 e 4.44 plotam os perfis de dureza realizada na superfície das amostras nas diferentes proporções: VAA 6:3, VAA 8:4 e VAA 10:5, respectivamente. Dos perfis analisados, a que apresentou maior dureza foi e uniformidade nas curvas características de cada zona (perfil ou linha) analisada na face da junta soldada foi a série VAA 6:3, com valores de penetração maiores 200HV na região termicamente afetada.

Tabela 4.5 – Dados de dureza Vickers para diferentes VAAs.

VAA	Linha	MB	ZTA			MS			ZTA			MB
6:3	ZS	138	131	141	131	190	203	207	137	149	133	141
	ZI	134	147	151	151	201	202	207	180	168	172	132
	ZR	139	165	166	176	199	199	199	180	176	170	140
8:4	ZS	128	130	136	137	162	159	168	123	120	125	122
	ZI	119	122	123	128	166	171	168	133	126	130	110
	ZR	139	157	152	155	165	165	165	143	148	143	146
10:5	ZS	130	128	126	132	200	185	187	127	132	132	128
	ZI	118	123	132	148	173	185	184	134	129	138	121
	ZR	118	162	163	166	202	202	202	157	146	144	123

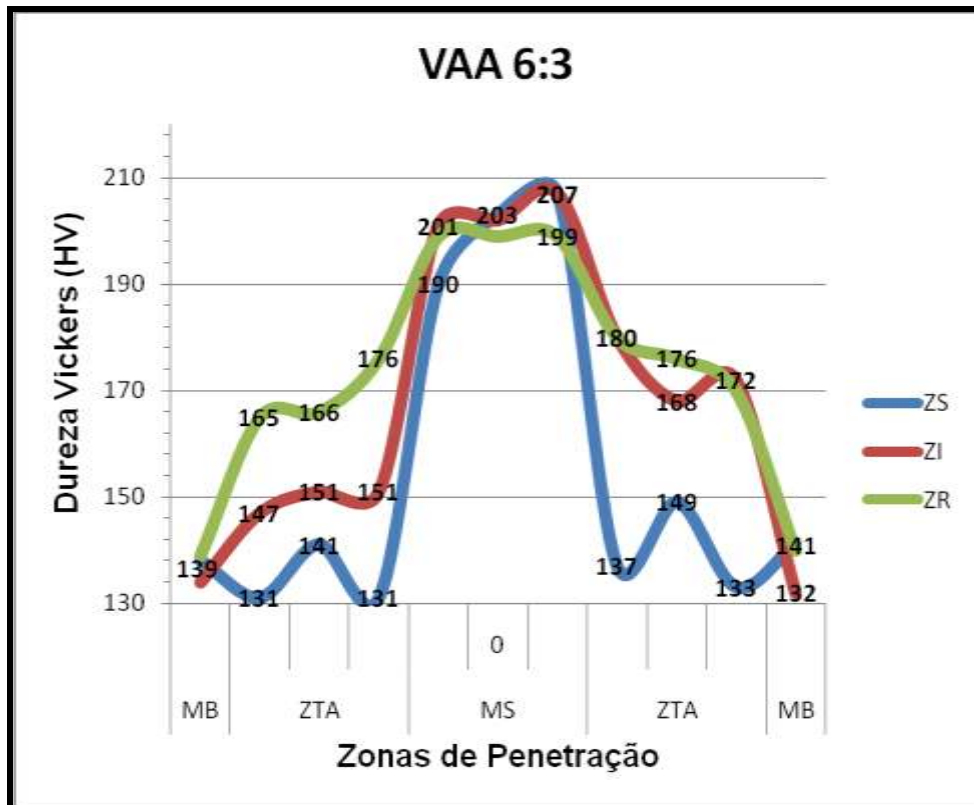


Figura 4.42 – Perfil de microdureza para VAA 6:3 das diferentes Zonas (ZS – Zona Superior; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz) .

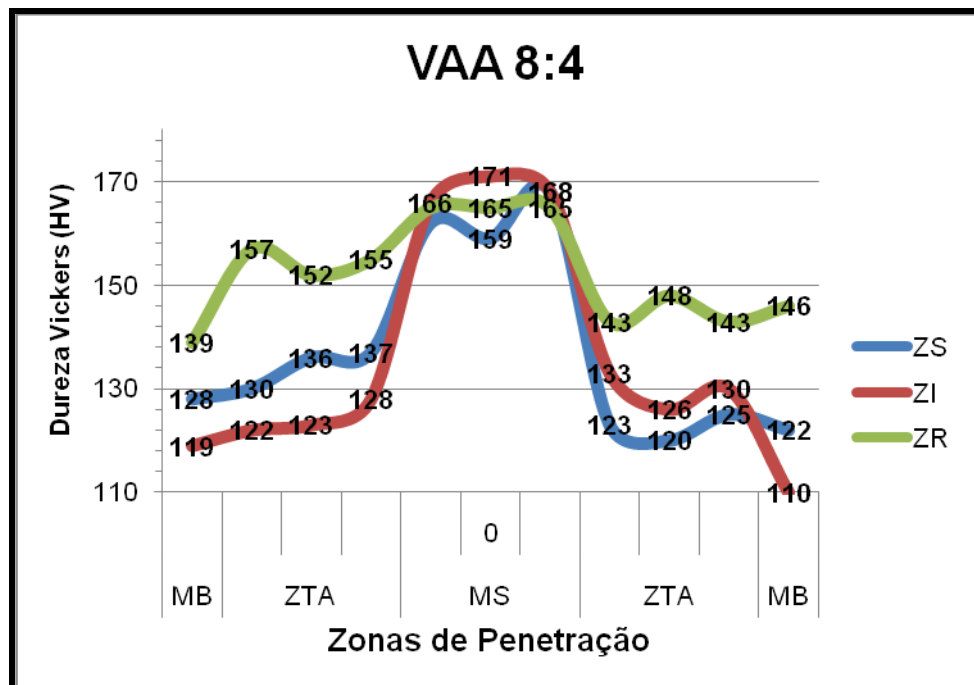


Figura 4.43 – Perfil de microdureza para VAA 8:4 das diferentes Zonas (ZS – Zona Superior; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz)

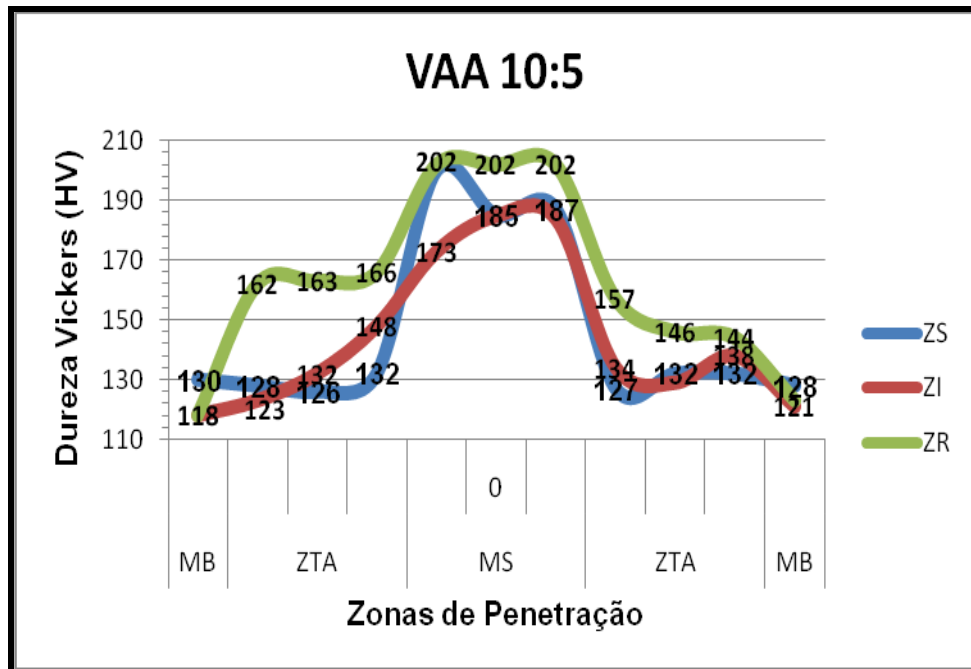


Figura 4.44 – Perfil de microdureza para VAA 10:5 das diferentes Zonas (ZS – Zona Superior; ZI – Zona Intermediária e ZR – Zona de Raiz).

Capítulo 05 – Conclusões

- Todas as soldas apresentaram excessiva salpicagem e descontinuidades superficiais;
- Em todas as soldas examinadas em sua seção transversal houve ocorrência de descontinuidades como: poros, falta de fusão e inclusões.
- Microestrutura
 - _ Todas as amostras apresentaram microestruturas compatíveis com estrutura soldadas conforme norma;
 - _ Nas soldas realizadas com VAA 6:3 houve a presença de ferrita alotriomórfica;
 - _ Observou-se a presença de ferrita de Widmasttäten primária nas soldas para VAA 10:5.
- Ensaio de tração
 - _ Resultados compatíveis da norma para o ensaio de tração foram encontrados nas soldas realizadas para o VAA 6:3.
- Ensaio de dobramento
 - _ Em comparação entre as soldas para o ensaio de dobramento na condição VAA 6:3, a amostra C, foi a que apresentou os melhores resultados;
- Ensaio de impacto Charpy (V)
 - _ Em comparação entre as soldas no ensaio de impacto Charpy (V) a condição VAA 6:3, em média, foi o que apresentou os melhores resultados.
- Ensaio de dureza
 - _ Para os ensaios na condição VAA 6:3 e 10:5 os valores de dureza na solda estão em torno de 200 HV e para condição VAA 8:4, próximo a 170 HV.

Referências Bibliográficas

ABM - Associação Brasileira de Metais. **Seleção e Emprego de Aços**: Curso. São Paulo: 1987.

ABNT. Associação de Normas Técnicas Brasileiras. **Produtos Metálicos – Ensaio de Dobramento Semi- Guiado**. Método de Ensaio. NBR 6153, maio/1988.

ALBUQUERQUE, M.C.S. et. al. Avaliação das propriedades mecânicas de uma junta soldada de uma tubulação de aço API 5L-X60. **Revista Soldagem & Inspeção**. v. 8, n.1, p. 30-38, mar., 2003.

ALFARO, S.C.A. e CARVALHO,G.C. Monitoração da Poça de Fusão. **Revista Soldagem & Inspeção**. v. 8, n.1, p. 23-28, mar., 2003

ALFARO, S.C.A. e outros. Monitoração da Poça de Fusão. **Revista Soldagem & Inspeção**. Ano 8, nº 1, março 2003. ISSN0104-9224. pag 23-29.

ARNALDO e CARUSO, **Ensaio Tecnológicos**. Eletromecânica. CEFET-SP; doc. 2000.

ASM_____ . v. 9, **Metallography and Microstructures**. Carbon and Alloy Steels: Metallographic Techniques and Microstructures. 2004.

ASME. **Especificações de Materiais**: varetas de solda, eletrodos e metais de adição. IBP: Instituto Brasileiro de Petróleo. Secção II. Parte C. p 280-282

ASM-Metals HandBook. v.6, **Welding,Brazing and Soldering**. Solid-State Welding. 2004.

ASTM - American Society for Testing and Materials. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]**. E 8M – 00b.

ASTM_____ . **Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens**. E 3-01.

ASTM_____. **Standard Methods for Estimating the Average Grain Size for Metals.** E 112.

ASTM_____. **Standard Test Method for Guide Bend Test for Ductility of Welds.** E 190 – 92 (Reapproved 1997).

ASTM_____. **Standard Test Method for Penetrant Examination.** E 165 – 95.

ASTM_____. **Standard Test Methods for Bend Testing of Material for Ductility.** E 290.

ASTM_____. **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials.** E 23 – 01.

BARROS NETO, B.; SCARMINIO, I.S.; BRUNS, E. R. **Planejamento e Otimização de Experimentos.** 2 ed. Campinas : UNICAMP, 1995.

BARROZO, Thiago da Silva. **Estudo da soldagem FCAW com arame frio,** 2006. Trabalho de Final de Curso– Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2006.

BOND, D. . **Avaliação de Revestimentos Soldados Processados com Materiais Atomizados.** Tese Doutorado. Área de concentração: Engenharia e Ciências dos Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia - PIPE. Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná. Curitiba 2008.

BRACARENSE, Alexandre Queiroz. Gas Metal Arc Welding. **Infosolda.** Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/artigos/prosol18.pdf>>. Ano de 2003. Acesso em 16 de agosto de 2006.

BY K.H. LI e Y.M. ZHANG. Consumable Double-Electrode GMAW- Part1: The Process. **Welding Journal.** Vol 87, jan., 2008.

CALLISTER JR, William D.. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução.** 5 ed. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2002.

CANTO, M. A. A. **Influência dos Gases de Proteção Empregados no Processo Mig/Mag sobre as Propriedades Mecânicas do Metal de Solda.** Rio Grande do Sul: UFRGS, 1991. Disponível em: <www.liberato.com.br>. Acesso em: 05 nov. 2007.

Centro de Informação Metal Mecânica. Site de informações e materiais didáticos: Soldagem. Disponível em: <<http://www.cimm.com.br>>. Acesso em 19 de maio de 2008

CHIAVERINI, Vicente. **Aços e Ferros Fundidos.** 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002.

CHIAVERINI, Vicente. **Tratamentos Térmicos das Ligas Metálicas.** São Paulo, SP: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2003.

COLPAERT, Hubertus. **Metalografia dos Produtos Siderurgicos Comuns.** 3 ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1974.

DIAS, Antônio Carlos Duarte. **Aspectos Metalúrgicos da Soldagem do Aço Usi-Sac 350 Com Arame Tubular,** 2003. TM: 008/2003. Dissertação. Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica (Área de Materiais e Processamento de Fabricação) – Centro Tecnológico, Universidade Federal do Pará, 2005.

ESAB. Manual da Soldagem. Revisado em 15 de abril de 2004. Disponível em <<http://www.esab.com.br/literatura/apostilas>>. Acesso em 21 de agosto de 2006.

ESAB. Soldagem de Tubulações. Revisado em 18 de março de 2003. Disponível em <<http://www.esab.com.br/literatura/apostilas>>. Acesso em 21 de agosto de 2006.

FBTS – **Fundação Brasileira de Tecnologia de Soldagem.** Curso de Inspetor de Soldagem, Nível 1. 2 v. 14 ed. 2007.

FBTS_____. 14 ed. 2007.

FBTS_____. Curso de Tecnologia de Soldagem. 1987

FERRANTE, M. Influência da composição química sobre a microestrutura e tenacidade de metal de solda ferrítico – Parte II. **Soldagem & Materiais**, julho/setembro, 1990.

FIDELE, Ricardo. Corrosão Intergranular Em Juntas Soldadas - Parte III **Soldagem & Inspeção** – Ano 6. Nº 5. 2000

FIGUEIREDO, K.M. et al. Aplicação de Eletrodo Tubular na Soldagem a Arco Submerso e sua Influência na Microestrutura. **Soldagem & Inspeção**, São Carlos-SP, ano 9, n. 4, dez., 2004.

GARCIA, A. et al. **Ensaio dos Materiais**. Rio de Janeiro, RJ: LTC-Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2000.

GMAW BEST PRACTICES, **Welding Journal**, v. 85, n. 2, p 46-50. February, 2006.

GROETELAARS, Peter Jan. **Influência da variação de parâmetros de soldagem sobre a transferência metálica e perfil do cordão no processo MIG/MAG duplo arame**, 2005. Dissertação de Mestrado (Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Minas Gerais, 2005.

HANDBOOK: Aços & Ligas. Disponível em: <infomet.com.br/h_aços_carbono.php>. Acesso em: 15 de agosto de 2006.

KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**. 2 ed. Department of Materials Science and Engineering. University of Wisconsin. Copyright, 2003.

MACHADO, Ivan Guerra. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**. Rio Grande do Sul: Copyright©, 1996.

MARINHO, F.L.C. **Caracterização Metalúrgica de Revestimentos Inoxidáveis Depositados pelo Processo FCAW Sobre o Clad do Aço Carbono Comum**. CT. Dept. Engenharia Mecânica, UFPA. Belém, 2007.

MARQUES, Paulo Villani; MODENESI, Paulo José; BRACARENCE, A. Queiroz. **Soldagem, Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte: Editora da UFMG,

2005.

MEYERS, Marc A. e CHAWLA, Krishan K.. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. Editora Edgard Blucher Ltda: São Paulo-SP, 1982.

MEYRICK, G. **Physical Metallurgy of Steel**: Class Notes and Lecture Material for MSE 661. Notas revisadas por: Robert H. Wagoner, Smith Chair. Instalação na Web por: Wei Gan, Graduate Research Associate. Última revisão: 2002.

MEYRICK, Glyn. **Physical Metallurgy of Steel**. Revisado por Robert H. Wagoner, e Smith Chair. Last revision date: 9/27/02

MODENESI, P.J. et al. Instabilidade na Soldagem GMAW com Gases de Baixo Pontencial de Oxidação – Efeito do Material. **Soldagem & Inspeção**, v.12,n.1, Jan/Mar 2007.

MOOSBRUGGER, C.,. **Representation of Stress-Strain Behavior**. 2 ed. ASM – International *Atlas of Stress-Strain Curves*,; Copyright; 2002

MOTTA, Marcelo F. **Aplicação do Processo MIG/MAG Pulsado com Duplo Arame e Potenciais Isolados em Soldagem de Revestimento**, 2005. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.

NINO, C.E. et. al. Ensaio de implante de cordão, aplicável ao estudo das mudanças microestruturais em soldas multipasses. **Revista Soldagem & Inspeção**. v 8, n.3, p. 125-132, set., 2003.

REED-HILL, Robert E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2 ed. Rio de Janeiro. Editora Guanabara Dois S.A., 1982.

SÁBIO, Alberto Dias. **Estudo da Viabilidade Operacional do Processo de Soldagem MAG com Alimentação Adicional de Arame Frio**, 2007. Dissertação de Mestrado (Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica) – Instituto de Tecnologia, Universidade Federal do Pará. Belém, 2005.

SAVAGE, W. F., LUNDIN, C.D., ARONSON, H. Weld Metal Solidification Mechanics. **Welding Journal**, v. 44, n.4, p. 175 -181, 1965.

SAVAGE, W. F., LUNDIN, C.D., ARONSON, H. Weld metal solidification mechanics. **Welding Journal**, v. 44, n.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.

SCHEER, Leopold. **O que é o aço**. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 1977.

SEVENSON LE. **Control of Microstructure and Properties in Steel Arc Welds**. CRC Press, 240 pp, 1994.

SHACKELFORD, James F.. **Ciências dos Materiais**. 6ª ed. São Paulo: Pearson-Prentice Hall, 2008.

SHIGLEY, Joseph E., et al. **Projeto de Engenharia Mecânica**. 7 ed. Bookman, 2005.

SILVA, C.G. et. al. Caracterização microestrutural e mecânica de metal de solda do sistema Cr-Mo com diferentes teores de Mn. **Revista Soldagem & Inspeção**. v 8, n.3, p. 118-124, set., 2003.

SILVA, H. R.; FERRARESI, V. A. Influência dos parâmetros de soldagem MIG de Alumínio na qualidade do cordão de solda. **Revista Soldagem & Inspeção**. v. 8., n. 1, p. 39-45, mar., 2003.

SOAREZ, João Carlos Miguez. Controle de Qualidade na Indústria Metalúrgica.Doc. **Manuais da Confederação Nacional de Industria - CNI**. Rio de Janeiro – RJ. 1982.

SOUZA, Sérgio Augusto de. **Ensaaios Mecânicos de Materiais Metálicos**. 3 ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1977.

SVOBODA, H.G. et. al. The effect of welding procedure on ANSI/AWS A5.29-28 E81T1-Ni1 flux cored arc weld metal deposits. **Welding Journal**. p 301-307, nov. 2004.

TBCHIPTSCHIN, A.P. et al.. **Metalografia dos Aços**. Associação Brasileira de

Metais. São Paulo; 1988.

VAN VLACK, Lawrence H. **Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais**. Departamento de Engenharia Mecânica - PUC/RJ. 12 ed. Editora Campos: Rio de Janeiro, 1984.

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

WU, C.S.; Chen, M.A.; Li, S.K. Analysis of excited droplet oscillation and detachment in active control of metal transfer. **Elsevier**: Computational Materials Science. v. 31, p.147–154, 2004.

Livros Grátis

(<http://www.livrosgratis.com.br>)

Milhares de Livros para Download:

[Baixar livros de Administração](#)

[Baixar livros de Agronomia](#)

[Baixar livros de Arquitetura](#)

[Baixar livros de Artes](#)

[Baixar livros de Astronomia](#)

[Baixar livros de Biologia Geral](#)

[Baixar livros de Ciência da Computação](#)

[Baixar livros de Ciência da Informação](#)

[Baixar livros de Ciência Política](#)

[Baixar livros de Ciências da Saúde](#)

[Baixar livros de Comunicação](#)

[Baixar livros do Conselho Nacional de Educação - CNE](#)

[Baixar livros de Defesa civil](#)

[Baixar livros de Direito](#)

[Baixar livros de Direitos humanos](#)

[Baixar livros de Economia](#)

[Baixar livros de Economia Doméstica](#)

[Baixar livros de Educação](#)

[Baixar livros de Educação - Trânsito](#)

[Baixar livros de Educação Física](#)

[Baixar livros de Engenharia Aeroespacial](#)

[Baixar livros de Farmácia](#)

[Baixar livros de Filosofia](#)

[Baixar livros de Física](#)

[Baixar livros de Geociências](#)

[Baixar livros de Geografia](#)

[Baixar livros de História](#)

[Baixar livros de Línguas](#)

[Baixar livros de Literatura](#)
[Baixar livros de Literatura de Cordel](#)
[Baixar livros de Literatura Infantil](#)
[Baixar livros de Matemática](#)
[Baixar livros de Medicina](#)
[Baixar livros de Medicina Veterinária](#)
[Baixar livros de Meio Ambiente](#)
[Baixar livros de Meteorologia](#)
[Baixar Monografias e TCC](#)
[Baixar livros Multidisciplinar](#)
[Baixar livros de Música](#)
[Baixar livros de Psicologia](#)
[Baixar livros de Química](#)
[Baixar livros de Saúde Coletiva](#)
[Baixar livros de Serviço Social](#)
[Baixar livros de Sociologia](#)
[Baixar livros de Teologia](#)
[Baixar livros de Trabalho](#)
[Baixar livros de Turismo](#)