



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de Bauru



**ESTUDO DA SOLDAGEM GMAW CONVENCIONAL E PULSADA DE AÇO
ESTRUTURAL TEMPERADO E REVENIDO UTILIZANDO ELETRODO DE ALMA
METÁLICA**

MÍRIAN ISABEL JUNQUEIRA SARNI

**Dissertação apresentada à Faculdade
de Engenharia da UNESP – Campus
de Bauru, para Obtenção do título de
Mestre em Engenharia Mecânica.**

**BAURU – SP
JANEIRO – 2011**



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de Bauru



**ESTUDO DA SOLDAGEM GMAW CONVENCIONAL E PULSADA DE AÇO
ESTRUTURAL TEMPERADO E REVENIDO UTILIZANDO ELETRODO DE ALMA
METÁLICA**

MÍRIAN ISABEL JUNQUEIRA SARNI

**Dissertação apresentada à Faculdade
de Engenharia da UNESP – Campus
de Bauru, para Obtenção do título de
Mestre em Engenharia Mecânica.**

**Orientador: Prof. Dr. Gilberto de
Magalhães Bento Gonçalves .
Área de concentração: Soldagem.**

**BAURU – SP
JANEIRO – 2011**

Sarni, Mírian Isabel Junqueira.

Estudo da soldagem GMAW convencional e pulsada de aço estrutural temperado e revenido utilizando eletrodo de alma metálica / Mírian Isabel Junqueira Sarni, 2011.

98 f.

Orientador: Prof. Dr. Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves

Dissertação (Mestrado)-Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia, Engenharia Mecânica, Bauru, 2011.

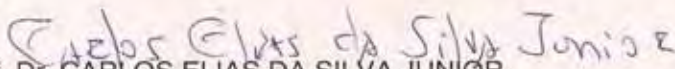
1. Aço temperado e revenido. 2. GMAW. 3. Eletrodo de alma metálica. 4 . Arco pulsado. I. Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia, Engenharia Mecânica. II. Título: Estudo da soldagem GMAW convencional e pulsada de aço estrutural temperado e revenido utilizando eletrodo de alma metálica.



ATA DA DEFESA PÚBLICA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE MÍRIAN ISABEL JUNQUEIRA SARNI, DISCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA, DO(A) FACULDADE DE ENGENHARIA DE BAURU.

Aos 17 dias do mês de janeiro do ano de 2011, às 14:00 horas, no(a) ANFITEATRO DA SEÇÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO DA FACULDADE DE ENGENHARIA, reuniu-se a Comissão Examinadora da Defesa Pública, composta pelos seguintes membros: Prof. Dr. GILBERTO DE MAGALH B GONCALVES do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru, Prof. Dr. CARLOS ELIAS DA SILVA JUNIOR do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade Tecnológica Federal do Parana - UFTPR, Prof. Dr. GERALDO LUIZ PALMA do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru, sob a presidência do primeiro, a fim de proceder a arguição pública da DISSERTAÇÃO DE MESTRADO de MÍRIAN ISABEL JUNQUEIRA SARNI, intitulada "ESTUDO DA SOLDAGEM GMAW CONVENCIONAL E PULSADA DE AÇO ESTRUTURAL TEMPERADO E REVENIDO UTILIZANDO ELETRODO DE ALMA METÁLICA". Após a exposição, a discente foi argüida oralmente pelos membros da Comissão Examinadora, tendo recebido o conceito final: APROVADO. Nada mais havendo, foi lavrada a presente ata, que, após lida e aprovada, foi assinada pelos membros da Comissão Examinadora.


Prof. Dr. GILBERTO DE MAGALH B GONCALVES


Prof. Dr. CARLOS ELIAS DA SILVA JUNIOR


Prof. Dr. GERALDO LUIZ PALMA

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho ao meu pai.

AGRADECIMENTOS

- Agradeço a Deus, que por sua misericórdia torna tudo possível.
- À Nossa Senhora- “Ó Maria concebida sem pecado, rogai por nós que recorreremos a vós”.
- Ao meu querido esposo Edmilson Antônio Sarni, incondicional no seu amor.
- Aos meus amados filhos: Pedro Henrique Junqueira Sarni, João Rafael Junqueira Sarni e Ângelo Augusto Junqueira Sarni pela paciência, compreensão e carinho.
- À minha mãe Mirandolina Thereza Mazottini Junqueira, exemplo de generosidade, fé, dignidade e zelo pela família.
- Aos meus sogros, Marcílio Sarni e Neide Mazer Sarni pelo carinho.
- Aos Professores Dr. Yukio Kobayashi e Dr. Gilberto de Magalhães Bento Gonçalves, pela amizade, motivação, orientação séria e segura, colaboração, compreensão e apoio para a conclusão deste trabalho. Serei sempre grata por terem me ajudado a vencer esse desafio.
- Ao amigo Prof. Dr. Paulo César Rioli Duarte de Souza, pelo incentivo, pelo encorajamento, pela presença nos momentos em que mais precisei de ajuda e pela serenidade.
- Aos professores e funcionários da Faculdade de Engenharia de Bauru, especialmente Hamilton José de Mello, Prof. Dr. Eduardo Carlos Bianchi, Prof. Dr. Luiz Eduardo de Ângelo Sanches, agradeço pelo auxílio e respeito com que sempre fui tratada.
- Aos colegas Arthur Alves Fiocchi, Gill Bukvic e Rafael Coraini pelo incentivo, carinho e amizade.
- Aos professores da FATEC-SERTÃOZINHO, Prof. Dr. Omar Maluf, Prof. Msc. Marcos Dorigão, Prof. Msc. Maurício Angeloni pelo apoio, amizade e respeito.
- Ao técnico do laboratório de materiais da USP-SÃO CARLOS- Pedro Lorenzo pela paciência e acolhida.
- Agradeço a todos que, de forma direta ou indireta, contribuíram para a realização deste trabalho.

A CONCRETIZAÇÃO DESTE TRABALHO FOI POSSÍVEL COM O APOIO DA:

- Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”- Faculdade de Engenharia- Departamento de Engenharia Mecânica- Campus de Bauru- SP;
- Universidade de São Paulo- Escola de Engenharia de São Carlos- Departamento de Materiais;
- Faculdade de Tecnologia- FATEC- Sertãozinho- SP;
- Volvo do Brasil Veículos LTDA- Pederneiras- SP;
- Sua Solda- Ribeirão Preto- SP- pela colaboração na doação de consumíveis através do colega Eduardo Pires de Moraes Júnior.

“Porque todo o que é nascido de Deus
vence o mundo; e esta é a vitória que
vence o mundo, a nossa fé.”

(1 João 5,4)

RESUMO

Este trabalho avaliou as ocorrências mecânicas, macro e microestrutural em metal de solda de juntas de aço estrutural temperado e revenido, soldadas pelo processo a arco elétrico com proteção gasosa (GMAW) de 80%Ar-20%CO₂, em modo convencional e pulsado, utilizando eletrodo de alma metálica (“metal cored”), designação AWS E70C-6M. As soldas foram realizadas em dois passes, um por lado de juntas preparadas com chanfro duplo “V” 60°. Para uma mesma energia teórica de soldagem, comparativamente verificou-se aumentos nas eficiências de deposição e térmica do processo para a soldagem com arco pulsado, além de uma maior influência na diluição do metal de base e nas características geométricas dos cordões. Entretanto, foi constatada maior resistência mecânica para os metais de solda obtidos em modo convencional, atribuído à ocorrência de um refinamento microestrutural mais intenso nesta condição de soldagem. A expectativa desta contribuição é de que disponibilize maiores informações em metalurgia da soldagem para atender principalmente o segmento de fabricação de equipamentos e sistemas mecânicos aplicados a serviços abrasivos.

Palavras-chave: Aço temperado e revenido; GMAW; Eletrodo de alma metálica; Arco pulsado.

ABSTRACT

This study evaluated the mechanical, macro and microestructural events on metal weld joints of quenched and tempered structural steel, welded by electric arc process with protective gas (GMAW) of 80% Ar-20% CO₂ in conventional and pulsed mode using metal cored electrode, designation AWS E70C-6M. The welds were made in two passes, one on each side of joints prepared with 60° double "V" bevel. For a given theoretical energy welding, comparatively there was increases in the efficiencies of deposition and thermal for pulsed arc welding process, and a greater influence on the dilution of the base metal and the geometrical characteristics of the cords. However, was observed a higher mechanical strength for the weld metals obtained in conventional manner, attributed to the occurrence of an intense microstructural refinement in this welding condition. The expectation of this contribution is to make available more information on welding metallurgy to meet especially the segment of manufacturing equipment and mechanical systems applied to abrasive services.

Key-words: *Quenched and tempered steel; GMAW; Metal cored; Pulsed arc.*

SUMÁRIO

Índice de figuras.....	iv
Índice de tabelas.....	vi
Lista de Abreviaturas e siglas.....	vii
1- INTRODUÇÃO.....	1
1.1- Objetivo.....	3
2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1- Aços estruturais de alta resistência e baixa liga (ARBL).....	4
2.2- Processo de soldagem.....	5
2.2.1- Equipamentos utilizados na soldagem GMAW.....	7
2.2.2- Variáveis do processo GMAW.....	11
2.2.2.1- Variáveis pré-selecionadas.....	11
2.2.2.2- Variáveis primárias.....	14
2.2.2.3- Variáveis secundárias de ajuste.....	15
2.2.3- Transferência metálica no processo GMAW.....	16
2.2.3.1- Modos de transferência metálica.....	17
2.2.4- Processo de soldagem GMAW pulsado.....	22
2.2.5- Parâmetros do modo pulsado.....	24
2.3- Metalurgia da soldagem.....	26
2.3.1- Energia de soldagem (heat input).....	26

2.3.2- História térmica da soldagem.....	27
2.4- Desenvolvimento microestrutural no metal de solda.....	29
2.4.1- Classificação dos principais microconstituintes do metal de solda.....	30
2.4.2- Efeito da microestrutura na tenacidade.....	34
2.4.3- Influência da composição química.....	35
2.4.3.1- Influência do carbono.....	37
2.4.3.2- Influência do manganês.....	38
2.4.3.3- Influência do níquel.....	39
2.4.3.4- Influência do silício.....	40
2.4.3.5- Influência do molibdênio.....	41
2.4.3.6- Influência do cromo.....	41
2.4.3.7- Influência do enxôfre e do fósforo.....	42
2.4.3.8- Influência do cobre.....	42
2.4.3.9- Influência do alumínio.....	43
2.4.3.10- Influência do oxigênio.....	44
2.4.3.11- Influência do nitrogênio.....	45

3- MATERIAIS E MÉTODOS.....	47
3.1- Procedimentos de soldagem.....	49
3.1.1- Análises químicas.....	53
3.1.2- Metalografia.....	55
3.1.3- Ensaio de dureza.....	57
3.1.4- Ensaio mecânicos.....	57
3.1.5- Determinação das eficiências.....	58
4- RESULTADOS E DISCUSSÃO	61
4.1- Análises químicas.....	61
4.2- Metalografia.....	61
4.3- Ensaio de dureza.....	66
4.4- Ensaio mecânicos.....	67
4.5- Determinação das eficiências.....	69
5- CONCLUSÕES.....	71
6- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	72
7-REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	73

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1- Processo de soldagem GMAW.....	7
Figura 2.2- Equipamentos para a soldagem GMAW.....	8
Figura 2.3- Principais componentes de uma tocha de soldagem.....	10
Figura 2.4- Modos de Transferência, (a) curto-circuito, (b) globular e (c) “spray” ou aerosol	18
Figura 2.5- Representação esquemática da pulsação de corrente. I_p -Corrente de pico, I_b - Corrente de base, t_p - Tempo de pico e t_b - Tempo de base.....	21
Figura 2.6- Repartição térmica de uma solda (MARQUES <i>et al.</i> , 2005).....	28
Figura 2.7- Ciclo térmico de soldagem (FORTES e ARAÚJO, 2004).....	29
Figura 2.8- Representação esquemática de constituintes microestruturais (WELDING IN THE WORLD, 1991).....	33
Figura 3.1- Geometria e principais dimensões da junta utilizada.....	49
Figura 3.2- Bancada utilizada nas operações de soldagem.....	50
Figura 3.3- (a) Fonte utilizada para os ensaios. (b) Cabeçote de alimentação do arame.....	51
Figura 3.4- (a)- Posicionamento das variáveis macroestruturais e localização das áreas diluídas de metal de base no primeiro passe. (b)- Esquema da diluição do metal de base (área hachurada).....	56
Figura 3.5- Regiões dos metais de solda submetidas à indentações de dureza e avaliação microestrutural.....	57
Figura 3.6- Localização da retirada dos corpos-de-prova para os ensaios de: (a)- tração e (b)- impacto.....	58

Figura 3.7- Montagem do termopar para medida do ciclo térmico de soldagem.....	60
Figura 4.1- Fotomicrografias dos cordões de soldas: (a)- modo pulsado e (b)- modo convencional.....	62
Figura 4.2. Aspecto visual dos cordões de solda confeccionados.....	63
Figuras 4.3- Fotomicrografias ilustrando as microestruturas desenvolvidas na zona de fusão dos metais de solda.....	65

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1- Teores dos elementos químicos analisados no metal de base.....	48
Tabela 3.2- Teores dos elementos químicos analisados no <i>metal cored</i>.....	48
Tabela 3.3- Condições de soldagem adotadas.....	52
Tabela 3.4- Teores dos elementos químicos analisados nos metais de solda..	54
Tabela 4.1- Valores das medidas lineares da largura e penetração dos cordões.....	62
Tabela 4.2- Quantificação dos microconstituintes da solda.....	64
Tabela 4.3- Resultados das verificações mecânicas dos metais de solda.....	68
Tabela 4.4- Valores das eficiências de deposição e térmica.....	69

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS**Letras latinas**

A	Ampère
ARBL	Alta resistência e baixa liga
C25	Mistura gasosa composta de 25%CO₂ + 75% Ar
C_{eq}	Carbono equivalente
CO₂	Dióxido de carbono
dp	Distância do bico de contato à peça [mm]
E	Energia de soldagem ou aporte térmico
ET	Soldagem com eletrodo tubular
F	Frequência de pulso [Hz]
GMAW	Gas Metal Arc Welding
H_t	Aporte de calor teórico [kJ/mm]
H_e	Aporte de calor efetivo [kJ/mm]
I	Corrente elétrica [A]
I_b	Corrente de base [A]
I_m	Corrente média [A]
I_p	Corrente de pico [A]
L	Medida linear da largura do cordão de solda [mm]
MAG	Metal Active Gas
MB	Metal de base

MIG	Metal Inert Gas
MS	Metal de solda
P_{ed}	Peso do eletrodo depositado [g]
P_{ec}	Peso do eletrodo consumido [g]
P	Profundidade do cordão de solda [mm]
pps	Pulsos por segundo
Q	Vazão do gás de proteção [cm³/s]
T	Temperatura [°C]
t_b	Tempo de base [ms]
t_p	Tempo de pico [ms]
V	Volts
V_e	Velocidade de alimentação do eletrodo [mm/s]
V_m	Tensão média [V]
V_s	Velocidade de soldagem [mm/s]
ZTA	Zona termicamente afetada

Letras gregas

η	Rendimento térmico
η_d	eficiência de deposição
η_t	eficiência térmica

Siglas

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
BS	British Standard
IIW	International Institute of Welding

1- INTRODUÇÃO

O desafio de reduzir custos pelo aumento na produtividade na soldagem tem sido enfrentado por meio da aplicação de técnicas e consumíveis que permitam aumentar principalmente a taxa de deposição do metal de solda e o ciclo de trabalho. Na soldagem arco elétrico com proteção gasosa (GMAW) uma potencial alternativa consiste na utilização de arco pulsado com eletrodo consumível do tipo tubular composto com pó metálico no núcleo, também conhecido como de alma metálica ou *metal cored*. De acordo com LUCAS (1997), o aumento na taxa de deposição é uma característica deste eletrodo e decorre da maior taxa de fusão do mesmo produzida pelo efeito da elevada densidade de corrente dos consumíveis tubulares.

O *metal cored* apresenta outros benefícios que incidem diretamente no ciclo de trabalho e BARHORST (2000) listou, por exemplo, a ocorrência de mínima escória, pouco respingo e a soldagem com elevada velocidade. Conforme observou MYERS (2002), o uso do arco pulsado amplia em muito a utilidade desse consumível ao facilitar a soldagem em todas as posições, sem perda na eficiência de deposição. Em sistemas robotizados, CORTINA (2005) constatou a excelente contribuição do *metal cored* na redução do custo total de soldagem, diante do alto investimento que normalmente é feito nestes casos.

Quanto ao arco pulsado, desde sua origem, meados dos anos sessenta, o desenvolvimento da técnica é marcado por inovações tecnológicas oriundas fundamentalmente da evolução na eletrônica de potência. JOHNSEN e CULLISON (2002), e mais recentemente UYAMA et al. (2005), reportaram a contínua modernização dessas máquinas de solda, providas de microprocessadores e sensores, objetivando cada vez mais conjugar miniaturização, aumento de desempenho, flexibilidade e simplicidade operacional.

As considerações precedentes evidenciam que tanto a soldagem com *metal cored*, quanto a utilização do arco pulsado, juntos ou em separados, despertam grande interesse industrial e motivam muitos dos trabalhos relacionados ao controle e produtividade do processo. No entanto, mesmo que a correta escolha

do consumível seja importante para atender esses interesses, evidentemente há limitações impostas pela qualidade final da solda.

Na utilização do arco pulsado, PRAVEEN et al. (2005) mostraram a importância da seleção dos parâmetros de pulso (tempo e intensidade da corrente de pico e da corrente de base, frequência e duração da pulsação), uma vez que os mesmos controlam, além dos efeitos sobre a geometria do cordão e sobre o aporte de calor, as características da transferência metálica do consumível (temperatura e tamanho das gotas e a quantidade destacada por pulso) e certamente as propriedades mecânicas da solda.

De fato, uma vez que a geometria da região soldada e a intensidade do aporte de calor interferem no desenvolvimento macro e microestrutural no metal de solda e zona termicamente afetada surgem restrições no projeto da junta e nas condições de soldagem adotadas. Igualmente, para uma dada combinação de consumíveis e procedimentos de soldagem, torna-se fundamental entender também a inserção do metal de base na formação dessas duas regiões, em prol do melhor comportamento das propriedades mecânicas.

No metal de solda, por exemplo, DOLBY (1979) recomenda ajustar a contribuição da diluição do metal de base para a geração de uma microestrutura mais refinada e com predomínio do constituinte ferrita acicular e, assim, melhorar simultaneamente a tenacidade e a resistência mecânica. Na zona termicamente afetada a recorrente atenção incide na influência da própria composição química do metal de base na formação de constituintes microestruturais de baixa tenacidade, especialmente na faixa de grãos grosseiros.

1.1- OBJETIVO

O objetivo deste trabalho foi avaliar e comparar os efeitos sobre a macroestrutura, a microestrutura e nas propriedades mecânicas no metal de solda utilizando a soldagem GMAW em condições de arco pulsado e convencional, com consumível de alma metálica depositado em aço estrutural temperado e revenido de elevada resistência ao desgaste. Apresentam-se também os resultados comparativos das eficiências de deposição e térmica, além da taxa de diluição. A expectativa desta contribuição é que se disponibilizem maiores informações no âmbito da soldagem para o segmento industrial voltado à fabricação de equipamentos e sistemas mecânicos que operam em serviços de desgaste por abrasão (exemplos: caçambas, tremonhas, pás carregadeiras, transportadores de minério, altos fornos e ventiladores industriais).

2- REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A revisão bibliográfica traz a descrição do processo de soldagem assim como o material e os principais consumíveis utilizados na elaboração do estudo proposto e informações sobre o desenvolvimento microestrutural e também a influência da composição química no metal de solda.

2.1- AÇOS ESTRUTURAIS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

Desenvolvidos a partir dos aços C-Mn laminados a quente, a maioria dos aços que se enquadram nessa classe não adquirem boas características de resistência mecânica unicamente pelos tratamentos térmicos convencionais, como por exemplo, os aços temperados e revenidos. Níveis satisfatórios de resistência mecânica, tenacidade, conformabilidade, soldabilidade e resistência a corrosão atmosférica, são obtidos através de uma ação conjunta de adequadas adições de elementos de liga e tratamentos térmicos convencionais, como por exemplo, normalização, ou ainda, tratamentos termo-mecânicos, como por exemplo a laminação controlada (PORTER e REPAS, 1982).

Aços estruturais temperados e revenidos têm como principal propriedade a resistência ao desgaste por abrasão. Nestes aços procedimentos de soldagem relativamente simples podem ser usados, sem pré-aquecimento ou com pré-aquecimento a temperaturas baixas.

O teor de carbono nesses aços é normalmente mantido na faixa de 0,03 a 0,25%. Elementos de liga convencionais com Si, Cu, Mn, Ni e Cr, fundamentais no caso dos aços normalizados, são utilizados para fornecerem efeitos de endurecimento por solução sólida da ferrita, melhora na resistência a corrosão atmosférica e refinamento da microestrutura. Esse último, como um resultado do aumento da temperabilidade. Por outro lado, a adição de elementos microligantes como Nb, V, Ti, Al, entre outros, em teores não muito superiores a 0,15%, combinados com o processo de laminação controlada, tem possibilitado aos

modernos aços ARBL obterem uma estrutura ferrítica de tamanho de grão muito fino (entre 5 e 10 μm). O refinamento de grão é reconhecidamente o meio mais apropriado de se aumentar a resistência mecânica para esses aços, devido as considerações de tenacidade (PICKERING, 1978).

Para a soldagem de aços temperados e revenidos da classe ASTM A514/A517, um baixo aporte térmico é utilizado para se conseguir uma resistência mecânica adequada da junta (MODENESI, 2008).

Atualmente, dentre as numerosas aplicações, os aços ARBL têm encontrado grande aceitação no campo das grandes construções metálicas (MODENESI, 2008).

2.2- PROCESSO DE SOLDAGEM

O desafio de atender aos requisitos de produtividade, aliando qualidade com menores custos de produção justifica a escolha de um processo de soldagem adequado. Ao se analisar os processos de soldagem, WAINER (1995) expõe dois pontos principais a serem tomados com muita atenção:

- Os processos de soldagem baseiam-se em dados empíricos e são dependentes de um grande número de parâmetros, o que dificulta sua formulação matemática;
- São dependentes quase que totalmente da habilidade e conhecimento do homem sobre o processo e suas análises são extremamente difíceis, tornando complicado o controle do processo.

Existe um enorme interesse em avaliar tais fatores, cujo conhecimento seria de grande importância e utilidade para o aprimoramento dos processos de soldagem, tanto em aspectos produtivos quanto pela redução de custos de tais processos.

Atualmente, existe uma forte tendência na utilização de processos de soldagem e consumíveis que ofereçam vantagens tais como: taxas de deposição

mais altas, menor perda de material de aporte e ciclos de trabalho maiores (não há troca de eletrodos), significando economia tanto no custo da mão-de-obra, quanto no uso de consumíveis. Este é o caso de se optar pelo processo por fusão a arco elétrico com proteção gasosa (GMAW) usando arco pulsado com eletrodo consumível do tipo tubular composto com pó metálico no núcleo, também conhecido como *metal cored* (FRENCH e BOSWORTH, 1995).

O arco e a região de solda são protegidos contra contaminações da atmosfera por um gás ou mistura de gases, que podem ser inertes ou ativos (MARQUES, 2005). O gás de proteção desempenha outras funções importantes, tais como estabilidade e direcionamento do arco.

No processo GMAW há a necessidade de selecionar as variáveis adequadamente para cada tipo de aplicação. Estas variáveis são definidas pela norma AWS D1.1 Structural Welding Code-Steel como variáveis essenciais, tais como voltagem, amperagem, tipo de eletrodo e gás de proteção, entre outros (ZAWODNY, 2001).

Neste processo, a fonte de energia fornece tensão (voltagem) constante e corrente (amperagem) retificada. O ajuste de amperagem é feito variando-se a velocidade de alimentação do arame. Quanto maior esta velocidade, maior a corrente que a fonte fornece para fundir o arame de solda.

O ajuste de tensão é feito na fonte, e esta variável é que vai fornecer a energia necessária para gerar uma quantidade de corrente compatível com a velocidade de arame selecionada.

Para uma tensão de trabalho definida, existe uma velocidade de arame que torna o arco e a transferência metálica mais estável, com pouca geração de respingos.

No processo GMAW trabalha-se com polaridade reversa, isto é, o arame de soldagem está ligado na polaridade positiva e a peça-obra ligada na polaridade negativa (BRANDI, 1995). A Figura 2.1 mostra esquematicamente o processo de soldagem GMAW.

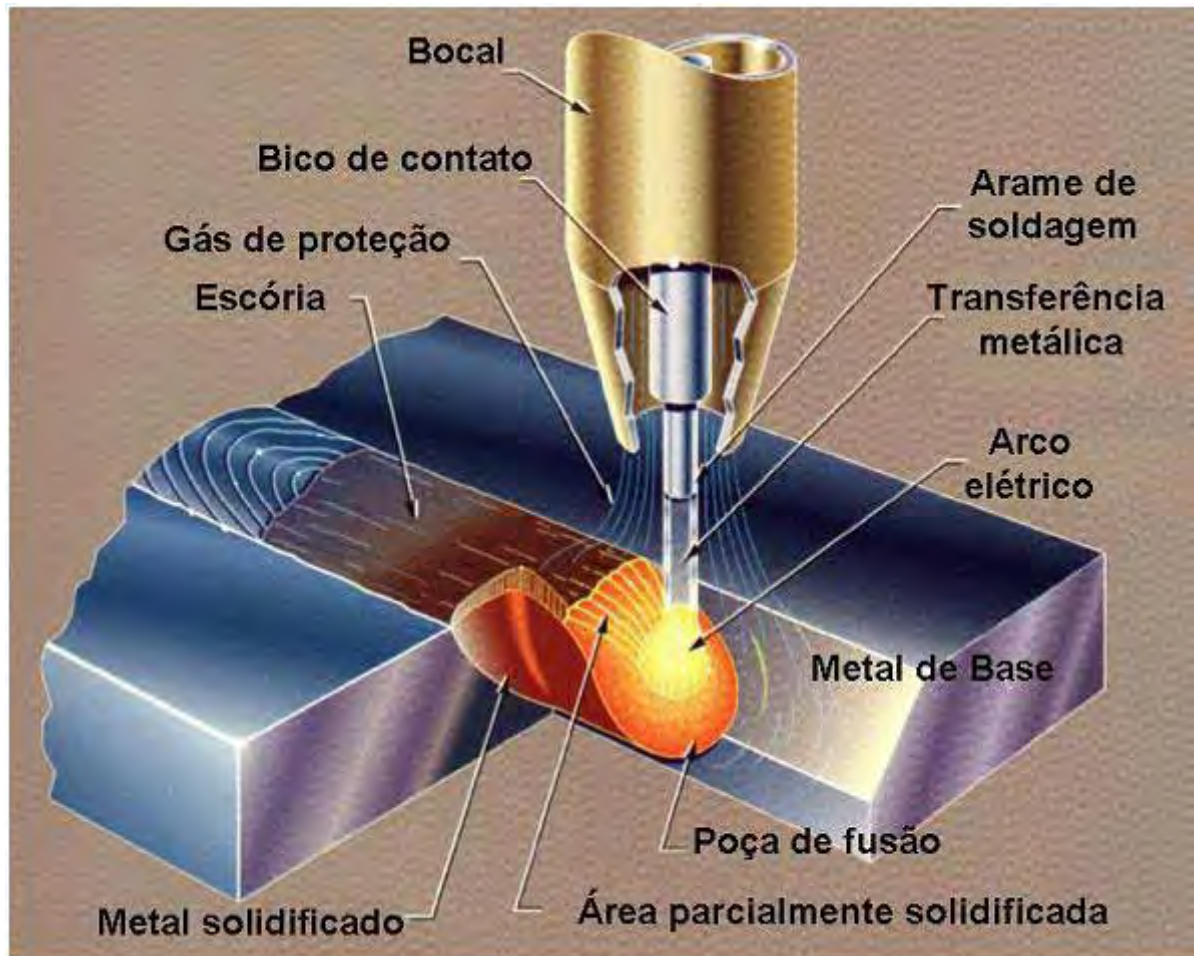


Figura 2.1- Processo de soldagem GMAW (COSTA, 2003).

2.2.1- EQUIPAMENTOS UTILIZADOS NA SOLDAGEM GMAW

Os principais equipamentos do sistema de soldagem GMAW são a fonte de energia, a unidade de alimentação do arame de soldagem com seus controles, a tocha de soldagem com sua unidade de refrigeração e o sistema de alimentação de gás de proteção, como mostrados na Figura 2.2.

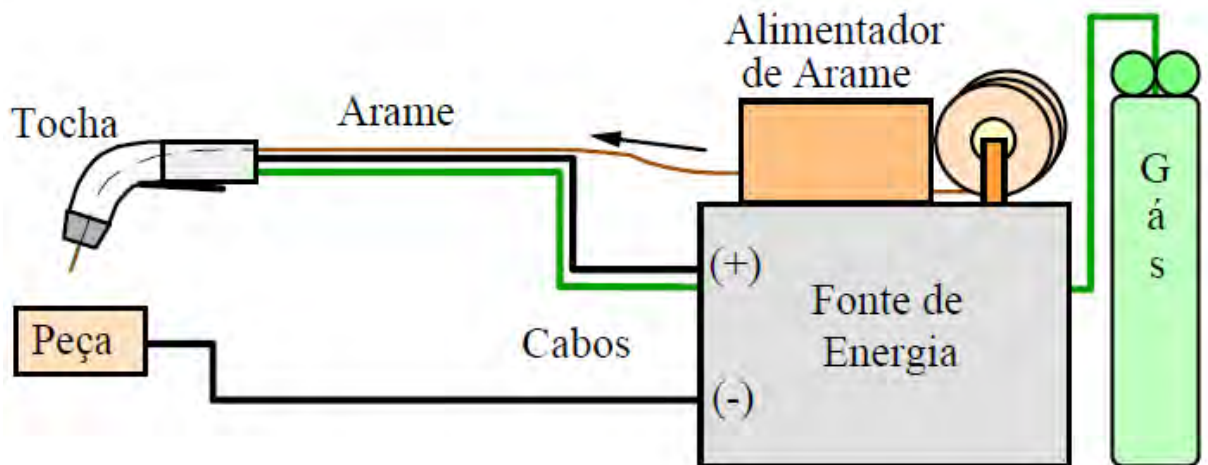


Figura 2.2- Equipamento para a soldagem GMAW.

Existem dois tipos básicos de fontes de energia para o processo GMAW: as fontes convencionais e as fontes pulsadas.

As fontes convencionais fornecem corrente contínua cujo valor é praticamente constante no decorrer do tempo. Sua principal característica é a auto regulagem do arco elétrico com a variação de distancia entre o bico de contato e a peça, existindo estudos que usam algoritmos para detectar a variação do arco e corrigir possíveis defeitos (QUINN et al., 1999).

As fontes pulsadas fornecem corrente contínua ou retificada, mas sua intensidade varia no decorrer do tempo entre uma corrente de pico e uma corrente de base, e a transferência metálica, que pode ser descrita como o transporte de gotas fundidas da ponta do metal de adição (ou eletrodo) para poça de fusão de acordo com o WANG et al. (1995), é feita quando a corrente atinge o valor de pico. Essas fontes propiciam soldas de alta qualidade e acabamento, sendo indicadas para soldagem de alumínio, aço inox e aços carbono, principalmente em aplicações de responsabilidade como, por exemplo, na soldagem de vasos de pressão.

Ao escolher uma fonte de soldagem, um dos fatores mais importantes a considerar é o ciclo de trabalho. Por exemplo, uma fonte que tem ciclo de trabalho de 300A a 60%, em período de 10 minutos pode operar com arco aberto por 6 minutos (GRIST, FARREL e LAWRENCE, 1993).

Uma das formas adotadas de classificação das fontes é pela sua curva característica de saída: fontes de corrente constante e fontes de tensão constante (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2005).

A principal vantagem da fonte de tensão constante é a prevenção de queimas no bico de contato, a manutenção de um comprimento de arco aproximadamente constante e uma fácil abertura do arco (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2005).

A principal vantagem da fonte de corrente é que, mantendo-se a corrente em torno de um valor, mesmo havendo flutuações na velocidade de alimentação do arame, produz-se uma penetração uniforme (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2005).

O início do processo se caracteriza pela abertura do arco, que é diferente para os dois tipos de fonte. Nas fontes de tensão constante, a abertura do arco é simples e segura, já que a sua corrente de curto circuito é muito elevada. Mesmo quando o arame toca a peça com velocidade de soldagem plena, o arco se inicia sem grandes dificuldades, enquanto que nas fontes de corrente constante, como não há um aumento da corrente durante o curto, o arame não pode avançar à velocidade plena e, conseqüentemente, o alimentador deve possuir um controle eletrônico capaz de fornecer uma velocidade de arame lenta no início para facilitar a abertura do arco e, depois, passar rapidamente para a velocidade de arame plena, tão logo o arco tenha sido estabelecido (ALCAN,1993).

A unidade de alimentação de arame (ou cabeçote) leva o arame de soldagem (ou metal de adição) desde o carretel (ou barrica) até o arco de soldagem através da tocha de soldagem e seus cabos. Ela inclui todos os sistemas de controle da velocidade de arame e da passagem do gás de proteção. Diferentes tipos de roldanas de tração podem ser montadas de acordo com o diâmetro e o tipo de arame usado, sendo as mais comuns as com canais recartilhados usados para arame tubular, as com canais em U para arame de alumínio e as com canal em V para a soldagem de arame sólido.

A tocha de soldagem tem como função manter o arco-elétrico e levar o arame de soldagem continuamente até a poça de fusão. É composta de vários itens

como observado na Figura 2.3. Algumas tochas podem conter em seu corpo sua própria unidade de assistência ao tracionamento de arame (HOLLIDAY, 1993).

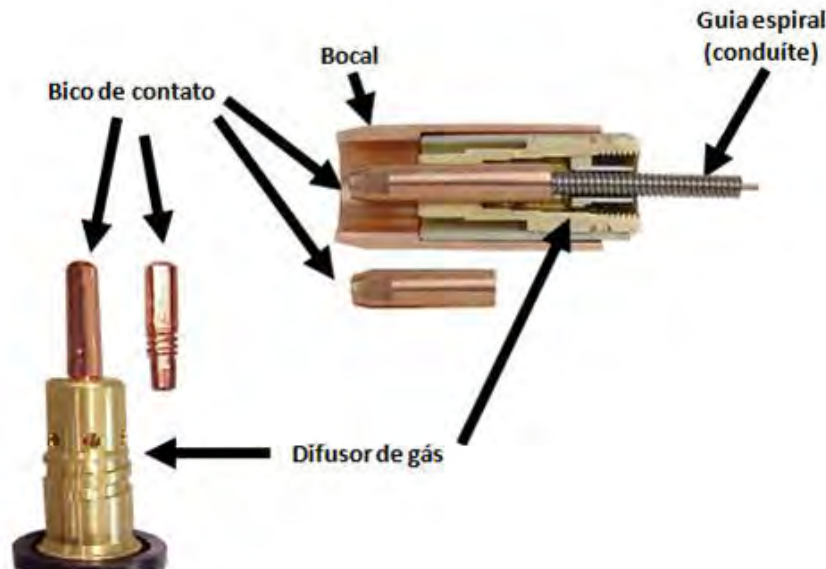


Figura 2.3- Principais componentes de uma tocha de soldagem (MIYAHARA, 2008).

Segundo MARQUES et al. (2005), a tocha de soldagem consiste basicamente de punho ou suporte, que sustenta um bico de contato, onde se energiza o arame, de um bocal que orienta o fluxo de gás e de um gatilho de acionamento do sistema, o qual ao ser acionado movimenta um contactor ligado ao primário do transformador da máquina de solda, energizando o circuito de soldagem, além de acionar o alimentador de arame e uma válvula solenóide, que comanda o fluxo de gás protetor.

Uma vez que o arco tenha sido iniciado, a tocha deve ser conduzida mantendo-se uma distância entre o bico de contato e a peça de 12 a 15 mm, devendo ser inclinada no sentido do deslocamento (soldagem empurrando) num ângulo de 5 a 15° com a direção vertical, de forma a promover a ação de limpeza da camada de óxido à frente da poça, melhorando a molhabilidade e reduzindo a oxidação do metal de base. O valor do ângulo deve ser ajustado de acordo com a velocidade de soldagem, posição da junta, tamanho do cordão e corrente de soldagem empregada (AWS, 1996).

2.2.2- VARIÁVEIS DO PROCESSO GMAW

Inúmeras são as variáveis envolvidas no processo GMAW que devem ser consideradas. Segundo PEREZ (2007) e MIYAHARA (2008), as variáveis de soldagem são divididas em três grupos:

- Variáveis pré-selecionadas;
- Variáveis primárias;
- Variáveis secundárias de ajuste.

2.2.2.1- VARIÁVEIS PRÉ-SELECIONADAS

As variáveis pré-selecionadas (fixas), para o processo GMAW são: o diâmetro e o tipo de arame; o tipo de gás de proteção e sua vazão. Elas são determinadas pelo tipo de material soldado, a sua espessura, a posição de soldagem, o regime de deposição desejado e as propriedades mecânicas.

Os arames para a soldagem GMAW são sólidos com diâmetros de 0,6mm a 1,6mm. Utilizando-se o mesmo equipamento da soldagem GMAW poderia-se utilizar arames tubulares com diâmetros de até 2,4mm. Estes arames possuem em seu interior um fluxo semelhante ao utilizado em eletrodos revestidos. Esta característica tem como objetivo aumentar a produtividade e produzir metais de solda com propriedades físico-químicas bem específicas, ampliando o campo de aplicação dos equipamentos do processo. Estudos mostraram que ao utilizar-se de parâmetros de soldagem adequados para cada consumível, arames com fluxo metálico (metal cored) de 1,2mm de diâmetro, apresentaram uma maior taxa de deposição que o arame sólido de 1,2mm de diâmetro (ARAÚJO, 2004).

Hoje em dia, existe uma gama muito grande de tipos de arame para o processo que seguem especificações como as ditadas pela AWS (Sociedade Americana de Soldagem), uma das mais usadas.

Os arames para a soldagem são constituídos de metais ou ligas metálicas que possuem composição química, dureza, condições superficiais e dimensões bem controladas. Arames de má qualidade, considerando-se as propriedades citadas, podem produzir falhas de alimentação, instabilidade do arco e descontinuidades no cordão de solda (MARQUES et al., 2005).

A seleção do arame a ser utilizado, é feita em termos da composição química do metal base, do gás de proteção a ser usado e da composição química e propriedades mecânicas desejadas para a solda. Os arames podem ser fornecidos em carretéis ou em barricas (utilizadas em grandes obras).

O arame de soldagem escolhido deve proporcionar um depósito ou junta soldada com características mecânicas iguais ou superiores às características do metal de base (LINCORN, 1998).

Os elementos contidos no fluxo de um arame tubular melhoram a estabilidade do arco, as propriedades mecânicas do metal base, bem como influenciam no acabamento do perfil da solda.

O *metal-cored* é um tipo especial de arame tubular com proteção gasosa e que tem, em destaque, o pó metálico na composição do fluxo. Apresenta algumas características similares ao arame sólido e outras similares ao arame tubular não-metálico (LYTTLE, 1996). Nestas similaridades, busca-se combinar as melhores propriedades que se destacam em cada um destes eletrodos. Assim, de forma geral, ALTEMÜHL (1998), BARHORST (2000) e BLOME (2000) creditam inúmeras qualidades ao arame tubular metálico, dentre as quais: elevada taxa de deposição, resultando em maior velocidade de soldagem para uma mesma aplicação; pequena formação de escória sobre o cordão de solda; baixa geração de fumos de soldagem; baixa probabilidade da ocorrência de porosidade, devido ao baixo teor de hidrogênio difusível e uma alta resistência à reabsorção da umidade; ótima estabilidade do arco; entre outros. Em relação à taxa de deposição, o arame tubular metálico pode apresentá-la cerca de 10-30% maior do que os arames sólidos ou os arames tubulares não metálicos (LYTTLE, 1996)

O fluxo metálico representa uma evolução tecnológica em relação ao fluxo não-metálico e tem como principal vantagem a baixa quantidade de escória

gerada por estes arames, quase inexistente; reduzindo desta forma a possibilidade de ocorrência de descontinuidades geradas pela retenção de escória na poça fundida (DIAS, 2003).

O *metal-cored*, a exemplo do que também ocorre com o arame sólido, apresenta inclusões de óxidos que contribuem para a nucleação da fase ferrítica acicular na solidificação do metal líquido. No entanto, essa porcentagem de óxidos é maior no arame *metal-cored* que no arame sólido; devido às camadas de óxidos nas superfícies dos pós-metálicos que estão presentes no seu fluxo interior (ARAÚJO, 2004).

Comparativamente com o arame sólido, o *metal-cored* proporciona, devido ao seu arco estável e a sua forma de transferência, uma solda isenta de falta de fusão, mantendo uma boa penetração, sendo possível um menor volume de solda para garantir as mesmas propriedades da junta (ARAÚJO, 2004).

ALTEMÜHL (1998), BARHORST (2000) e BLOME (2000) em seus trabalhos ilustram aplicações do *metal-cored* em sistemas robotizados substituindo arames sólidos. Estas aplicações incluem ganhos de produtividade (velocidade de soldagem 30-40% maiores que as obtidas com arames sólidos) e de qualidade. Devido a menor densidade de corrente observada nos arames tubulares *metal-cored* em relação aos arames sólidos e pelo seu arco ser mais difuso, permite-se o uso de arames com diâmetros maiores; ficando registrado nestes trabalhos a possibilidade de utilização de uma única bitola para diversas espessuras a serem soldadas, conseguindo-se uma redução de paradas para mudanças (aumento produtividade) e nos custos de inventário. Aliado a esta possibilidade de utilização de diâmetros maiores, os arames tubulares *metal-cored* mostram-se mais tolerantes às irregularidades nas preparações de juntas e menos sensíveis a ocorrência de furos durante a soldagem de chapas finas.

A função primária dos gases de proteção é proteger o arame, a poça de fusão e o arco contra efeitos nocivos do ar atmosférico (MARQUES, 2005).

Vários metais têm uma forte tendência de combinar com o oxigênio, formando óxidos; o oxigênio reagindo com o carbono forma monóxido de carbono. Os produtos dessa reação são fontes de deficiência na solda, podendo-se citar os

defeitos de fusão, devido aos óxidos e perda de resistência, devido à porosidade. Por esse motivo, a indústria de gases de proteção vem fazendo grandes progressos no desenvolvimento de seus gases no decorrer destes últimos 50 anos, conseguindo obter grandes contribuições para a soldagem tanto na produção quanto na purificação de diferentes gases e misturas, sendo que este estudo continua sendo feito para se estudar novos gases e seus efeitos sobre o cordão de solda (MOYER, 2002).

Uma vez que, na soldagem a transferência de material é feita por gotas fundidas do material do eletrodo, a função principal do gás de proteção é fazer uma barreira de isolamento do material fundido contra o contato com a atmosfera carregada de oxigênio, visto que o critério principal na seleção do gás de proteção para determinada aplicação é a qualidade da junta a ser soldada. O gás de proteção também terá efeito sobre os aspectos da soldagem e conseqüentemente no resultado do cordão de solda que são as características do arco, o modo de transferência do metal, penetração e perfil de solda, velocidade de soldagem e ação de limpeza da solda (NILO Jr., 2003).

2.2.2.2- VARIÁVEIS PRIMÁRIAS

As variáveis primárias ajustáveis (conhecidas também como parâmetros de soldagem) controlam o processo depois que as variáveis pré-selecionadas foram determinadas. Elas influenciam na formação do cordão, na estabilidade do arco, no regime de deposição e na qualidade da solda. Estas variáveis são: a tensão do arco, a corrente e a velocidade de avanço da soldagem.

A velocidade de avanço da soldagem influencia a energia de soldagem, ou seja, a quantidade de calor cedida à peça: quanto maior a velocidade, menor a quantidade de calor cedida por unidade de área. A partir do controle da velocidade, pode-se controlar a penetração e o tamanho do cordão, sendo que velocidades excessivas provocam menor penetração e menor largura do cordão. A velocidade de

soldagem deve ser selecionada em conjunto com a corrente para proporcionar a penetração desejada (NILO Jr, 2003).

Necessita-se fazer a seleção da voltagem empregada durante o processo de soldagem, que juntamente com as variáveis anteriormente escolhidas, eletrodo, corrente e velocidade do arame, façam com que o arco mantenha sua estabilidade, trazendo como consequência, a minimização do índice de respingos.

A voltagem é vista como sendo um dos fatores mais influentes no resultado final do processo, por afetar tanto o modo de transferência metálica quanto a geometria do cordão de solda. A tensão de soldagem e o comprimento do arco estão diretamente relacionados sob o mesmo aspecto, ou seja, baixas tensões tenderão a produzir baixos comprimentos de arco e vice-versa (NILO Jr, 2003).

WAINER et al. (1995) sustentam que a potência do arco, dada pelo produto entre sua tensão e corrente, é responsável pela largura do cordão de solda.

Segundo NILO Jr (2003), a corrente de soldagem tem influência na taxa de deposição, no modo de transferência metálica e nas características geométricas do cordão de solda. Desta forma sua correta escolha é dependente da espessura da peça a ser soldada, do diâmetro do arame, sendo que uma corrente de baixa intensidade pode proporcionar um arco elétrico instável.

2.2.2.3- VARIÁVEIS SECUNDÁRIAS DE AJUSTE

As variáveis secundárias, que também podem ser ajustadas são, às vezes, difíceis de medir com precisão. Elas não afetam diretamente a formação do cordão, mas agem sobre uma variável primária que, por sua vez, causa modificações em sua formação. Estas variáveis são: a extensão do eletrodo (*stick-out*), o ângulo do bocal e a velocidade de alimentação do arame.

A extensão do eletrodo (*stick-out*) é definida como a distância entre a extremidade do bico de contato da tocha e a extremidade do arame em contato com o arco. Entretanto, como esta distância é difícil de ser medida com o arco em

operação, em geral toma-se o *stick-out* como sendo a distância da extremidade do bico de contato até a peça (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2005).

Um excessivo *stick-out* provocará uma queda de tensão entre o tubo de contato e o metal de base, tendo como conseqüência uma menor penetração e um aumento na taxa de deposição (GUERRA, 2007).

O ângulo do bocal é a posição da tocha de soldagem com relação à junta na qual é definida por dois ângulos (transversal e longitudinal). O ângulo transversal é dado pela posição da tocha e da junta num plano perpendicular à direção de avanço. Nas soldas de ângulo, o ângulo transversal é normalmente igual à metade do ângulo formado pelas peças a soldar; nas soldas de topo, ele é de 90° em relação à superfície das peças.

O ângulo longitudinal é o ângulo entre a linha de centro da pistola e uma linha perpendicular ao eixo da solda; é este ângulo que é dado como ângulo do bocal.

2.2.3- TRANSFERÊNCIA METÁLICA NO PROCESSO GMAW

A transferência metálica num processo de soldagem pode ser descrita como o transporte de gotas fundidas da ponta do metal de adição (ou eletrodo) para a poça de fusão (WANG et al., 1995).

A forma em que ocorre essa transferência acarreta importantes efeitos nos aspectos operacionais da soldagem, dentre os quais, o índice de respingos e fumos, a possibilidade do processo ser utilizado fora da posição plana, o formato do cordão, a estabilidade do arco, o grau de penetração da solda e o desempenho operacional do processo. Destaca-se que um arco estável é a chave principal para a realização de soldas com boa qualidade (MODENESI, 2002).

Os modos de transferências metálicas dependem de ajustes das variáveis operacionais, tais como: corrente, tensão, polaridade, diâmetro e composição do metal de adição utilizado, gás de proteção, comprimento energizado do eletrodo, do

modo como interagem as forças atuantes no processo, entre outros (MODENESI, 2002).

KIM e EAGAR (1993) apresentam que entre os modos de transferência metálica há diferenças na estabilidade do arco, poça de fusão, penetração, produção de salpicos, porosidade e nível de gás aprisionado.

O modo de transferência metálica acarreta efeitos importantes nas características da solda e afetam a habilidade de soldagem em várias posições, o grau de penetração da solda e a estabilidade do arco, bem como o índice de respingos, (SUBRAMANIAN et al., 1998). As características da transferência metálica são dependentes da composição química do material, do tipo de gás de proteção utilizado, bem como dos parâmetros elétricos.

A transferência metálica tem sido extensivamente estudada para o processo GMAW, sendo ainda hoje um tema de interesse e, portanto, bastante investigada. Deve-se considerar que o processo GMAW oferece ótimas características para a observação da transferência de metal, dentre as quais estão: possibilidade de operar um arco aberto, sem escória, e com um menor nível de fumos ou fumaças.

2.2.3.1- MODOS DE TRANSFERÊNCIA METÁLICA

Autores como KIM e EAGAR (1993) e WEBER (1982) citam os modelos de transferência por curto-circuito, transferência globular, transferência por arco spray e transferência por arco pulsado.

A Figura 2.4 apresenta os diferentes modos de transferência.

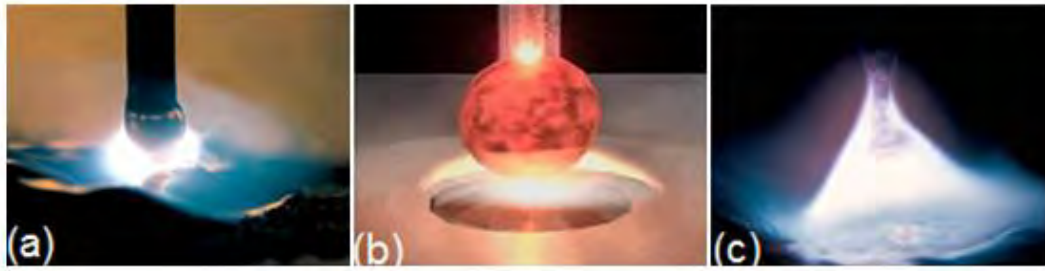


Figura 2.4- Modos de transferência, (a) curto-circuito, (b) globular e (c) spray ou aerosol (MILLER, 1994).

Transferência por Curto-Circuito: No modo de transferência por curto-circuito, a passagem de todo metal é feita quando o eletrodo está em contato com a poça do metal fundido. Neste modo de transferência a fonte controla a relação entre o estabelecimento do arco e do curto-circuito do eletrodo. Desde que o calor introduzido no processo seja baixo, a penetração da solda não tem a característica de ser profunda, contudo esta torna possível que a soldagem seja feita em todas as posições. Este tipo de transferência se torna instável devido à extinção e ignição do arco repetidamente. Da mesma maneira que nos outros modos de transferência do processo GMAW, o modo curto-circuito sofre a influência de vários parâmetros da soldagem, como voltagem, velocidade de alimentação do eletrodo, a composição do gás de proteção e corrente.

Transferência Globular: No modo de transferência globular, a passagem do metal é feita em um baixo nível de energia o que gera uma transferência em forma de glóbulos irregulares, resultando em uma considerável quantidade de respingos. Esta quantidade de respingos pode ser minimizada utilizando-se CO_2 como gás de proteção, sendo que o arco gerado por este gás é geralmente instável. O resultado deste modo é que a aparência da superfície soldada se torna áspera em comparação ao modo de transferência por spray. Neste modo de transferência em que a energia do arco é direcionada diretamente para baixo, o perfil da solda apresenta uma boa penetração. Uma certa estabilidade do arco pode ser conseguida utilizando CO_2 como proteção do arco a partir de um alto nível de corrente.

Transferência por Arco Spray: A transferência por spray ou aerosol por ter altos valores de tensão utilizados a partir dos valores pré-ajustados para uma transferência por curto-circuito, o arco voltaico ganha um formato de leque e o material é transferido por meio de gotículas de diâmetro muito menor que o diâmetro do arame. O arco é bastante suave e estável, resultando em um nível bastante baixo de respingos durante a soldagem, o que confere alto grau de qualidade visual ao cordão de solda. Devido à energia do arco ser dispersa em forma de cone, o modo de transferência por spray confere uma penetração relativamente baixa, menor que a conseguida como o modo de transferência globular. O modo por spray é estabelecido a um nível mínimo de corrente para qualquer diâmetro de eletrodo usado no processo, sendo que este nível de corrente geralmente é denominado de “corrente de transição”. Esta transferência não é aplicada em soldagem fora de posição (verticais ascendentes e descendentes e sobre-cabeça).

Os modos de transferência curto-circuito, globular e spray são considerados como modos de transferência naturais, enquanto que a transferência a arco pulsado é considerada uma forma artificial de transferência; uma vez que necessita de equipamento especial para a sua ocorrência.

Transferência por Arco Pulsado: O modo de transferência por arco pulsado é uma variação da transferência por arco spray, onde a corrente é alternada entre um valor de pico e outro valor de base em um período de tempo determinado, formando ciclos e proporcionando um nível menor de calor transferido para a peça. O modo pulsado de transferência obtém uma melhor estabilidade do arco quando são utilizadas maiores velocidades de alimentação do arame (COLLARD, 1988).

As gotas metálicas são transferidas por meio de pulsos de corrente, com frequência e amplitude pré-estabelecidas nas fontes eletrônicas modernas de soldagem que apresentam, em sua saída, formas de onda diferentes da corrente constante.

A forma de onda pulsada possibilita soldar chapas de pequenas espessuras, mais facilmente do que com a corrente convencional, devido ao menor aporte térmico, que possibilita minimizar problemas de deformação e distorção em chapas, principalmente tratando-se daquelas com espessuras menores.

Sendo a transferência da gota por spray e mantendo-se o calor de aporte em níveis apropriados, é possível soldar em todas as posições. Os eletrodos usualmente utilizados são de 1,2 a 1,6mm de diâmetro. No processo convencional a intensidade da corrente de transição é constante durante todo o tempo de aplicação da mesma (CORRÊA, 2000).

Entre as características deste processo alternativo de soldagem está o aumento no número das variáveis em relação ao processo convencional. Conseqüentemente há uma elevação nos parâmetros a serem ajustados antes da operação e monitorados durante a soldagem. Dentre tais parâmetros estão a corrente de pico (I_p), tempo de pico (t_p), corrente de base (I_b) e tempo de base (t_b), além da velocidade de alimentação do arame e da tensão de soldagem.

Na Figura 2.5 observa-se graficamente o comportamento de uma onda pulsada e seus respectivos parâmetros. Notam-se dois níveis extremos de corrente. Um nível inferior, chamado de corrente de base (I_b), no qual haverá a formação da gota e suficiente apenas para manter o arco aberto, mas insuficiente para promover a transferência metálica. O destacamento da gota se dará num outro nível de corrente, superior ou anterior, chamado de corrente de pico (I_p), a qual é estabelecida para exceder o valor crítico, e assim proporcionar a transferência do metal em gotas pequenas. Além disso, o seu valor e tempo de duração são ajustados para que em cada pulso ocorra o destacamento de uma discreta gota de diâmetro igual ou menor que o eletrodo. Então a técnica produz uma série de gotículas que resulta numa transferência do tipo névoa, que se dá por meio de uma corrente média que normalmente produziria uma transferência do tipo globular, promovendo a formação de cordões de solda uniformes e com mínimos defeitos. Os respectivos tempos de duração destas correntes são o tempo de base (t_b) e o tempo de pico (t_p); sendo que ambos definem a frequência de pulso (F) e o período de ciclo (T) (SAITO, 2001).

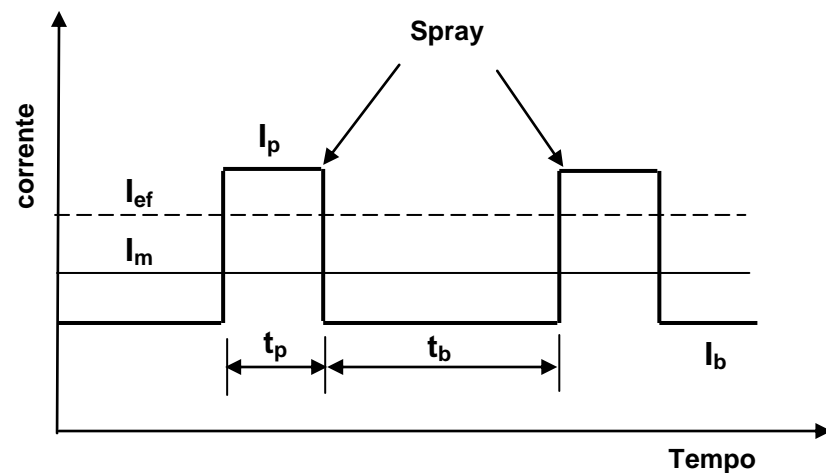


Figura 2.5- Representação esquemática da pulsação de corrente. I_p - Corrente de pico, I_b - Corrente de base, t_p - Tempo de pico e t_b - Tempo de base. (MODENESI, 2002).

Na corrente pulsada, a transferência metálica é obtida por uma corrente média de soldagem sempre inferior ao valor da corrente de transição obtida na soldagem convencional. Para que se tenha uma adequada estabilidade no processo de transferência metálica em corrente pulsada, é necessário satisfazer três condições (SUBRAMANIAM et al., 1999):

- a) Necessidade de se ter um equilíbrio entre a velocidade de alimentação do arame e sua taxa de fusão, de forma a manter o comprimento do arco constante. Se a taxa de alimentação do arame for maior do que a taxa de fusão do mesmo, haverá o aumento do comprimento do eletrodo acarretando a ocorrência de curto-circuito. No entanto, se a taxa de alimentação for menor do que a de fusão do arame, o comprimento do eletrodo diminuirá, aumentando a altura do arco e causando a fusão do bico de contato.
- b) Destacamento de apenas uma gota metálica por pulso de corrente. Durante todo o regime de soldagem deverá ser garantido que a transferência desta gota ocorra na fase final de cada pulso. Esta

condição garante uma transferência metálica estável produzindo um cordão com acabamento e penetração uniformes.

- c) Manutenção do arco na fase de base. A combinação corrente de base e tempo de base tem simplesmente o objetivo de garantir a manutenção do arco elétrico entre os pulsos, aquecimento resistivo do eletrodo e a limpeza catódica.

2.2.4- PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW PULSADO

As aplicações do processo GMAW convencional têm sofrido fortes restrições devido às limitações sobre o controle da transferência metálica, o que torna o processo muito instável e de difícil controle. A transferência metálica por spray, por ser estável, oferece grandes vantagens como já mencionado anteriormente, entretanto esta só é possível com altos níveis de corrente, sendo que com o processo GMAW convencional, esse tipo de transferência não pode ser regulada independente da quantidade de calor transferida para a solda. Então, desenvolveu-se uma fonte de soldagem que gera ondas intermitentes, ou pulsos, de corrente elevada, possibilitando da mesma forma o tipo de transferência por spray, ao passo que menor quantidade de calor é transferida para a peça, diminuindo assim deformações e possibilitando a soldagem de chapas mais finas (COLLARD, 1988).

No modo pulsado, são muitos os fatores variáveis responsáveis pela manutenção da operação de soldagem. Neste sentido, torna-se bastante complexa a tarefa para a seleção de parâmetros que possam ser adequados às necessidades de estabilidade do arco, vantagens econômicas, qualidade e propriedades mecânicas da solda (NORRISH, 1992). No entanto, com o uso da corrente pulsada, obtêm-se um maior controle da poça de fusão, o refino da estrutura bruta de solidificação e uma corrente média mais baixa em relação ao modo convencional e, com isso, a quantidade de calor colocada na peça é menor, podendo-se soldar espessuras de chapas menores e em todas as posições (NORRISH, 1992).

Essa tecnologia do processo GMAW pulsado foi lançada comercialmente por volta de 1970 com um controle limitado. Avanços tecnológicos conseguidos nas fontes de soldagem têm alcançado boas melhorias no desempenho dos equipamentos utilizados na soldagem GMAW e assim possibilitando seu uso em áreas que antes eram impraticáveis, por permitir melhor controle dos parâmetros envolvidos no processo.

Segundo WEBER (1982), o controle mais aprimorado dos parâmetros do processo juntamente com o baixo índice de respingos conseguido e boa estabilidade do arco são fatores que contribuem para o bom desempenho do modo pulsado quando utilizado na soldagem de chapas mais finas ou componentes que requerem maior precisão. Outra vantagem que se pode citar é a possibilidade de uso de eletrodos com diâmetros maiores que 1,6mm, o que proporciona taxas maiores de deposição de material, gerando maior eficiência do processo. Como não poderia deixar de ser, o modo pulsado traz consigo algumas desvantagens, como por exemplo, o maior número de parâmetros a serem controlados durante a soldagem em relação ao processo GMAW convencional. Estes parâmetros adicionais, chamados de parâmetros de pulso, devem ser analisados em conjunto com os já existentes do modo convencional, sendo que estes parâmetros de pulso são a corrente de pico e corrente de base, tempo de pico e tempo de base, frequência de pulso e ciclo ativo.

CORRÊA (2000) apresenta, em seu trabalho de pesquisa, algumas vantagens de se aplicar o processo pulsado em relação ao convencional:

- Possibilidade de se soldar em qualquer posição e com taxa de fusão maior do que aquela obtida em curto-circuito;
- A corrente média é bem menor do que a utilizada com uma fonte convencional, para um mesmo resultado;
- A produção de respingos é quase nula; há ótima estabilidade do arco e a velocidade de soldagem pode ser bastante elevada;
- A geometria do cordão se mantém praticamente constante;

- O sistema pode ser controlado por um único comando, quando sinérgico, facilitando o estabelecimento das condições operacionais ótimas;
- Melhor controle da transferência do metal;
- A solda executada possui melhor qualidade.
- Um mesmo diâmetro de arame pode ser utilizado num amplo intervalo de corrente. Por exemplo, o diâmetro de 1,2mm (aço) permite valores de corrente média desde 80 a 350A, com a taxa de deposição equivalente àquela de eletrodos revestidos de diâmetro de 3,2 a 5,0mm;

BARRA (2003) apresenta como desvantagens do modo pulsado:

- Necessidade de mão-de-obra mais qualificada, devido à complexidade na escolha dos parâmetros;
- Exige fontes de soldagem mais caras do que no modo convencional;
- Maior emissão de raios ultravioleta pelo arco.

2.2.5- PARÂMETROS DO MODO PULSADO

A forma de onda da corrente do processo GMAW pulsado pode ser descrita através de alguns parâmetros, com característica periódica, em que há um valor máximo de corrente, chamado corrente de pico (I_p), um valor mínimo de corrente, denominado corrente de base (I_b), pelo tempo de permanência da corrente em cada um dos pontos, de pico e base, denominados respectivamente de tempo de pico (t_p) e tempo de base (t_b). Destes parâmetros básicos pode-se gerar alguns parâmetros, como a frequência de pulso (f), corrente média (I_m) e ciclo ativo (C_A). Estas variáveis precisam ser consideradas juntamente com os outros parâmetros do processo GMAW convencional, como o comprimento do arco voltaico, velocidade de

alimentação do arame, gás de proteção e sua composição e diâmetro do eletrodo (AWS, 1991).

As características de transferência, deposição, fusão e desempenho são determinadas pela combinação dos parâmetros de pulso, influenciando diretamente nas características geométricas do cordão de solda. A grande dificuldade está na determinação correta destes parâmetros para uma boa qualidade de solda, devido ao número de variáveis envolvidas.

Segundo a fabricante MILLER (1994) são apresentadas algumas influências dos parâmetros de pulso. Em sua análise considera o aumento de um dos parâmetros, enquanto os demais são mantidos constantes. Assim:

- O acréscimo no tempo de pico (t_p) promove um aumento no comprimento do arco, no calor induzido, na penetração, na largura do cone do arco, na corrente média e no comprimento do arco;
- Aumentando a frequência de pulso (F), o comprimento do arco torna-se maior, assim como a corrente média e a energia introduzida, ressaltando ainda que a frequência de pulso é um bom elemento para o ajuste do comprimento do arco, tipicamente utilizado para controlar a taxa de fusão;
- Elevando a corrente de pico (I_p), provoca-se um acréscimo na taxa de fusão, o que afeta diretamente o comprimento do arco, como também, um ligeiro aumento na corrente média e no calor introduzido;
- O aumento da corrente de base (I_b), acarreta um incremento no comprimento do arco, na corrente média, no aporte de energia introduzido, na penetração e na fluidez da poça de fusão. Sendo esta última resultado da tensão superficial e viscosidade.

Sobre a penetração, SANTOS et al. (1989) concluíram que, utilizando-se arames tubulares com corrente pulsada, tem-se a penetração elevando-se linearmente com o crescimento da intensidade média de corrente, quando se mantém constante a velocidade de soldagem. Outro aspecto observado é a pequena influência do diâmetro do arame em relação à profundidade de penetração, notando-

se contudo uma tendência para a penetração aumentar à medida que o diâmetro do consumível diminuía. Verificaram experimentalmente que para vários diâmetros e tipos de consumíveis, as áreas de fusão e de depósito aumentam quando a intensidade de corrente aumenta. Também, a diluição assume valores crescentes com o aumento da corrente.

2.3- METALURGIA DA SOLDAGEM

A soldagem envolve aquecimento, fusão, solidificação e resfriamento de um material ou de diversos materiais, dependendo da aplicação do componente soldado. Assim, as transformações que ocorrem no aquecimento, as fases formadas durante a fusão, a solidificação e as transformações que ocorrem no resfriamento determinam o desempenho da junta soldada. Assim sendo, a metalurgia da soldagem está intimamente ligada à qualidade da junta soldada, bem como ao conceito de soldabilidade, que é a facilidade com que uma junta soldada é fabricada de tal modo que preencha os requisitos de um projeto bem executado (BRANDI, 1995).

2.3.1- ENERGIA DE SOLDAGEM (HEAT INPUT)

Energia de soldagem (E) é a energia introduzida no metal de base por unidade de comprimento do cordão de solda. A energia de soldagem é calculada por meio de uma equação na qual o produto $V \cdot I$ tem unidade de potência e está relacionado com a energia elétrica produzida no arco elétrico pelo equipamento de soldagem.

Segundo a própria definição de energia de soldagem, a energia elétrica produzida pelo arco deve ser corrigida para a energia térmica que efetivamente foi introduzida na peça. A fração de energia térmica perdida é função das particularidades de cada processo de soldagem. Por isso, para corrigir a energia de

soldagem é definido o adimensional η que é chamado eficiência térmica do processo de soldagem (BRANDI, 1995).

De acordo com ZEEMANN (2003), a quantidade de calor adicionada a um material, por unidade de comprimento linear, é o que se chama energia de soldagem, ou aporte de calor, ou aporte térmico, ou heat input, representada pelas letras E ou H, e cuja unidade usual é kJ/mm, sendo também apresentada em kJ/cm ou J/mm.

A relação matemática que expressa essa grandeza é:

$$H_e = \eta \cdot \frac{V \cdot I}{v_s} \quad (1)$$

em que:

H_e : Aporte térmico (kJ/mm);

η : Eficiência térmica do processo de soldagem;

V: Tensão em Volts (V);

I: Corrente em Ampére (A);

v_s : Velocidade linear de soldagem (mm/s).

2.3.2- HISTÓRIA TÉRMICA DA SOLDAGEM

Entende-se por história térmica a evolução de temperatura para um dado material e procedimento de soldagem, tanto em função do tempo quanto da distância ao centro do cordão de solda. Portanto, a história térmica abrange tanto a repartição térmica quanto o ciclo térmico de soldagem.

A repartição térmica é representada pela máxima temperatura atingida em cada ponto, em função da distância deste ponto ao centro do cordão de solda. Ela está associada basicamente à extensão da zona afetada pelo calor, que por sua vez, é determinada pela mínima temperatura (T_c), que afeta a microestrutura e/ou as propriedades do metal de base.

A curva de repartição térmica (Figura 2.6) permite definir, para uma solda por fusão, três regiões básicas:

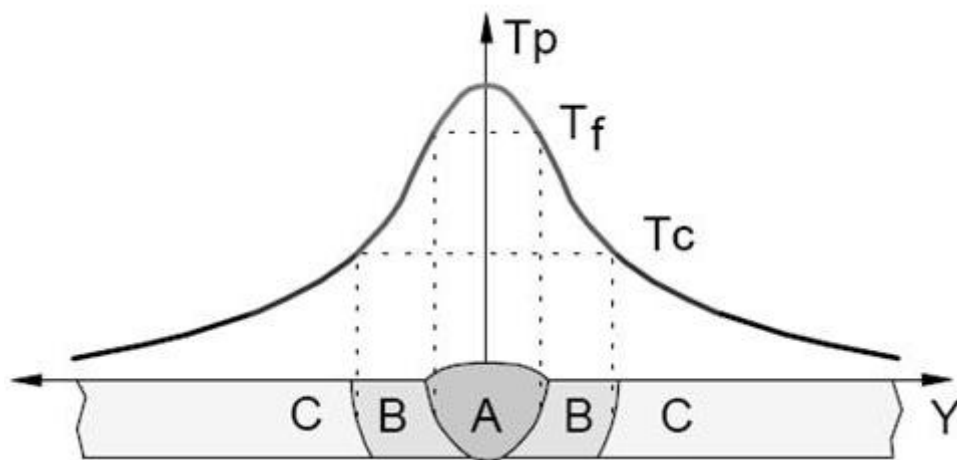


Figura 2.6- Repartição térmica de uma solda (MARQUES et al., 2005).

Região A: Zona fundida – ZF;

Regiões B: Zona termicamente afetada – ZTA;

Regiões C: Metal de base – MB.

O ciclo térmico de soldagem é o lugar geométrico dos pontos de variação da temperatura em função do tempo, em uma distância fixa a partir do centro do cordão.

O ciclo térmico está relacionado às transformações de fase que ocorrem durante o resfriamento da junta soldada como mostra a Figura 2.7.

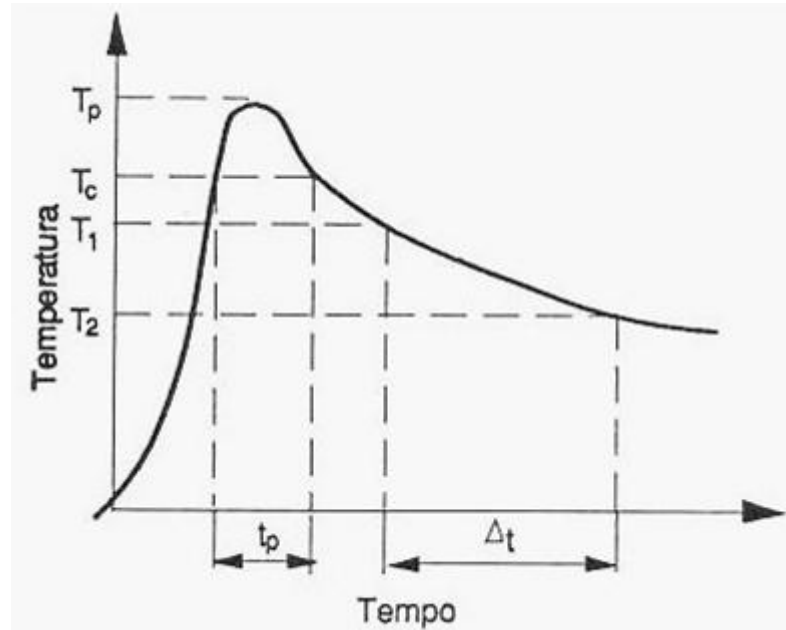


Figura 2.7- Ciclo térmico de soldagem (FORTES e ARAÚJO, 2004).

A velocidade de resfriamento é definida por $(T_1 - T_2)/\Delta t$, sendo o tempo necessário para a solda se resfriar de uma dada temperatura (T_1) até outra (T_2).

A repartição térmica e o ciclo térmico de soldagem são funções das propriedades físicas do material, geometria da junta e procedimento de soldagem. Contudo há diferenças entre eles. Na repartição térmica trabalha-se com a máxima temperatura atingida durante a soldagem em função da distância. Já no ciclo térmico utiliza-se a temperatura e não a temperatura máxima. Assim, para um dado material e condição de soldagem, existe apenas uma repartição térmica, mas infinitos ciclos térmicos de soldagem (BRANDI, 1995).

2.4- DESENVOLVIMENTO MICROESTRUTURAL NO METAL DE SOLDA

A microestrutura de um aço é definida pela sua composição química, estrutura cristalina e morfologia de cada fase a qual é afetada basicamente pela velocidade de resfriamento durante a solidificação (LIMA e GOLDENSTEIN, 2000).

A microestrutura da zona fundida do metal de solda de um aço é resultado do crescimento colunar do metal de solda solidificado, sendo influenciada pelo estado inicial da austenita e da interação complexa de muitas variáveis com: composição química do metal de solda, tamanho de grão austenítico anterior, micro-segregações, estado de deformações, das condições de aquecimento e resfriamento além da composição química e distribuição do tamanho de inclusões não metálicas e precipitados.

Quando se executa uma solda em um único passe, a microestrutura da zona fundida será composta pelos produtos da decomposição da austenita em ferrita durante o ciclo de resfriamento contínuo, sendo que a ferrita pode assumir diferentes morfologias e algumas de grande semelhança.

Em operações de soldagem multipasses, a microestrutura será ainda mais complexa.

Basicamente a austenita é decomposta em ferrita, perlita e cementita, também podem ocorrer de pequenas quantidades de austenita permanecerem inalteradas, essa austenita é chamada de austenita retida. Também pode ocorrer na estrutura a presença de precipitados como carbonetos, nitretos e inclusões.

Os diferentes constituintes presentes na zona fundida nem sempre são de fácil identificação, e para facilitar essa identificação e eliminar a proliferação de diferentes nomenclaturas, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) desenvolveu um sistema de classificação para os constituintes do metal de solda, baseada na análise morfológica realizada por microscopia ótica, que permite classificar os principais constituintes microestruturais de metais de solda ferríticos, na condição como soldada.

2.4.1- CLASSIFICAÇÃO DOS PRINCIPAIS MICROCONSTITUINTES DO METAL DE SOLDA

Segundo o IIW, os principais microconstituintes são: ferrita primária, ferrita acicular, ferrita com segunda fase, agregado ferrita-carboneto e martensita.

Com exceção da martensita, a distinção entre os outros constituintes microestruturais pode ser esquematicamente visualizada através das ilustrações contidas na Figura 2.8, com as correspondentes características morfológicas:

– Ferrita primária (PF)

Engloba as morfologias de contorno de grão e a intragranular. A primeira, PF (G), é caracterizada como veios, ou também grãos equiaxiais, associados aos contornos dos grãos colunares da austenita anterior, enquanto que segunda, PF (I), compreende aos grãos poligonais de ferrita contidos no interior dos referidos grãos colunares.

– Ferrita acicular (AF)

A morfologia desse constituinte é tipicamente caracterizada como pequenos grãos de ferrita, não alinhados, isolados ou não, e encerrados dentro dos grãos colunares da austenita anterior. A ferrita acicular é um constituinte intragranular de grãos finos, com uma morfologia de emaranhado e com grãos se entrecruzando, separados por contornos de alto ângulo e razão de aspecto variando de 3:1 até 10:1 (ALÉ et al., 1993).

– Ferrita com segunda fase (FS)

Em função do posicionamento da fase secundária em relação à ferrita, as morfologias alinhada e não alinhada são possíveis de identificação. A morfologia alinhada, FS (A), é caracterizada pela incidência da fase secundária entre ripas paralelas de ferrita. Particularizações em termos de ferrita de placas laterais (FS(SP)), bainita (FS(B)), ou mais específico ainda, as bainitas superior (FS(UB)) e inferior (FS(LB)), também são previstas. A morfologia não alinhada, FS(NA), caracteriza-se pela presença de grãos de ferrita circundados tanto por microfases, quanto por ripas isoladas de ferrita acicular de elevada relação de aspecto.

– Agregado ferrita-carboneto (FC)

Esse constituinte pode ser interpretado como uma mistura de ferrita e carbonetos, incluindo a perlita e a ferrita com carboneto interfásico, de tamanho bastante refinado, cuja resolução freqüentemente fica abaixo da obtida por microscopia ótica. A especificação única com respeito a perlita (FC(P)) também é

prevista. Em relação ao tamanho do agregado, observa-se que no caso de uma incidência bem menor do que as ripas adjacentes de ferrita, esse constituinte pode ser tratado como uma microfase.

– Martensita (M)

Devido também a dificuldade de resolução com a microscopia ótica, a morfologia desse constituinte é interpretada sob a forma de colônias, que devem ser maiores que as ripas adjacentes de ferrita. Em ocorrendo o contrário, as mesmas podem ser consideradas como microfases. A diferenciação da martensita em ripas (M(L)) e a martensita maclada (M(T)), também são previstas.

Em relação à terminologia clássica, as equivalências das ferritas alotriomórfica e poligonal com as duas morfologias da ferrita primária na terminologia proposta pelo IIW, são bem aceitas, além, é claro, da ferrita acicular que é comum em ambas as terminologias. Dificuldades maiores de equivalências são apontadas entre os outros constituintes.

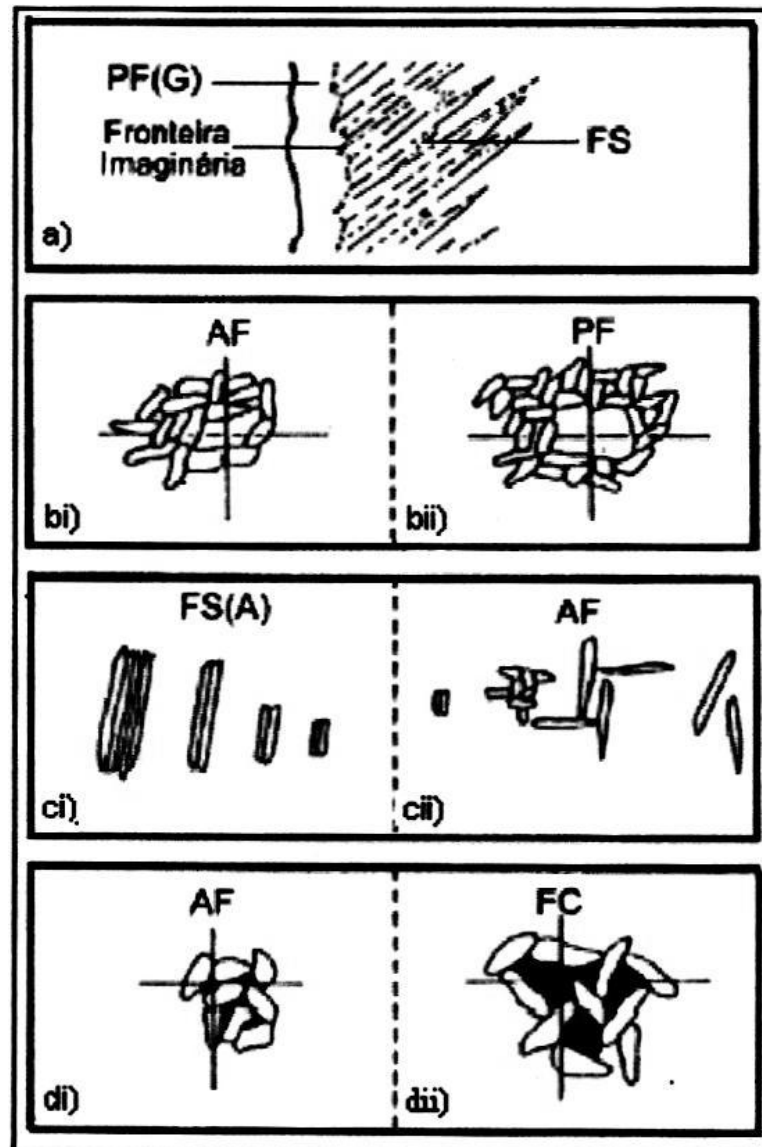


Figura 2.8- Representação esquemática de constituintes microestruturais

(WELDING IN THE WORLD, 1991).

As partes componentes desta figura têm o seguinte significado:

a)- Fronteira imaginária entre FP(G) e FS.

bi)- Ferrita sob o retículo $< 3x$ a largura média das ripas de ferrita que a circundam.

bii)- Ferrita sob o retículo $> 3x$ a largura média das ripas de ferrita que a circundam.

ci)- Duas ou mais ripas paralelas e relação comprimento/largura $> 4/1$.

cii)- Duas ripas com relação comprimento/largura $<4/1$ ou ripas não alinhadas ou ripas isoladas de alta relação comprimento/largura.

di)- Área da colônia FC sob o retículo $<$ área individual das ripas de ferrita.

dii)- Área da colônia FC sob o retículo $>$ área individual das ripas de ferrita.

Com esta classificação consegue-se analisar a metalografia quantitativa dos diversos microconstituintes presentes no metal de solda e, conseqüentemente prever as suas propriedades mecânicas.

2.4.2- EFEITO DA MICROESTRUTURA NA TENACIDADE

O motivo da realização de várias pesquisas é compreender a relação entre as microestruturas do metal de solda e seu comportamento mecânico, especialmente em relação à tenacidade. Busca-se desta forma, estabelecer o entendimento da resistência ao impacto na região da solda pelo conhecimento da microestrutura existente.

A proposta pioneira de DOLBY (1979) é de que a resistência a clivagem do metal de solda, avaliada através de medidas de CTOD (Crack Tip Opening Displacement), (Tenacidade à fratura), está relacionada com sua resistência mecânica, quantidade de ferrita acicular e a composição química participante.

Segundo ABSON e PARGETER (1986), é necessário distinguir o efeito da microestrutura na tenacidade avaliada por CTOD (Tenacidade à fratura) e na tenacidade avaliada por ensaio Charpy (Tenacidade ao impacto), pois a primeira avaliação de tenacidade é concernente somente com a iniciação da fratura, enquanto que a tenacidade avaliada por ensaio Charpy é também uma função da energia de propagação. Desta forma, esses pesquisadores sugeriram um possível efeito benéfico na tenacidade avaliada por CTOD, através do alcance da homogeneidade microestrutural formada com constituintes de morfologia mais grosseira.

A explicação para essa sugestão considera que, no caso da ferrita de contorno de grão, constituinte notadamente considerado bastante dúctil, quando conjugado com a ferrita acicular, constituinte mais resistente, a concentração de deformação resultante na ferrita de contorno de grão pode conduzir a iniciação de trincas por clivagem.

Uma baixa tenacidade indica a possibilidade de fratura frágil (com pouca deformação plástica visível) e instável, a qual, pela possibilidade de ocorrer de forma inesperada e plasticamente instantânea com baixos níveis de tensão (inferiores ao limite de escoamento do material) é uma importante consideração na fabricação de estruturas soldadas. A tenacidade depende de fatores como temperatura, velocidade de deformação, estado de tensões, meio ambiente e, obviamente, da microestrutura do material (MODENESI, 2004).

A ferrita acicular é caracterizada por elevada densidade de discordâncias e ausência de formação de maclas, o que favorece a deformação plástica ao invés de fraturar por clivagem (GOMES, 1996).

Analisando metais de solda de aços C-Mn, TRINDADE et al. (2005) concluíram que a microestrutura que contém maior proporção de ferrita acicular resulta no metal de solda com excelentes valores de resistência e tenacidade. Atribui-se essa característica ao pequeno tamanho de grão (1 a 3 μm).

Considera-se também que outro fator importante que controla a tenacidade do metal de solda é a ocorrência, a distribuição e a morfologia de microfases fragilizantes, especialmente do constituinte austenita-martensita A-M. Como regra geral, a tenacidade à fratura é reduzida com a presença do constituinte A-M (SANT'ANNA, 2006).

2.4.3- INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A composição química do metal de solda afeta a sua microestrutura e conseqüentemente a sua tenacidade.

A composição final do metal de solda é determinada pelas composições químicas do consumível e do metal de base, de acordo com o resultado da diluição; como também, pela absorção de elementos presentes no ambiente circundante à poça de fusão, tais como o oxigênio, o nitrogênio e o hidrogênio.

A presença de um elemento de liga diminui, em geral, a velocidade de decomposição da austenita, favorecendo a ocorrência desta transformação a uma temperatura mais baixa, ou mesmo suprimindo-a, para uma velocidade de resfriamento suficientemente elevada. Diferentes elementos podem, entretanto, afetar de forma diferente detalhes da reação de decomposição da austenita (MODENESI, 2004).

Os elementos de liga que proporcionam a formação de ferrita acicular, em detrimento da formação de ferrita primária e ferrita com segunda fase, são desejáveis no metal de solda, uma vez que beneficiam a tenacidade (HOEKSTRA et al., 1986).

Quanto ao teor ótimo de um determinado elemento para chegar-se à tenacidade desejada do metal de solda, observa-se na literatura que é freqüente encontrar grandes diferenças em relação a qual seria esse teor ótimo. Essas diferenças podem ser atribuídas não apenas às diferentes condições experimentais, mas também pelo fato de o teor ótimo de um elemento depender dos teores de outros elementos presentes (CORRÊA DE SÁ, 1999).

KOBAYASHI (1994) estabelece que os elementos químicos presentes no metal de solda podem ser divididos em três categorias:

a) elementos de liga principais: C, Mn, Si, Mo, Ni, Cr, Cu. Trata-se de elementos predominantes nas composições químicas participantes dos metais de solda.

b) elementos de liga secundários: Ti, Al, Mg, Ca, Ce, B. Tais elementos são adicionados com o objetivo de desoxidação e desnitretação, que podem estar abaixo do limite de detecção na solda.

c) impurezas: O, S, P, N. Classificados como impurezas estão os elementos provenientes do ambiente circundante, bem como o enxofre e o fósforo.

Destacando-se, nesta categoria, a presença do oxigênio e sua importância na formação das inclusões não-metálicas.

2.4.3.1- INFLUÊNCIA DO CARBONO

O carbono é um dos elementos químicos de grande influência na microestrutura da solda de um aço. O teor deste elemento no metal de solda é, usualmente, mantido baixo para evitar a formação da martensita. Em geral, o seu teor fica entre 0,05 e 0,15%; pois, nesta faixa, o carbono exerce as funções de evitar a precipitação intensa de carbeto e de refinar a microestrutura (FARRAR e HARRISON, 1987). Também, favorece a formação de ferrita acicular em lugar da ferrita primária de contorno de grão (MODENESI, 2004).

De acordo com EVANS (1981), utilizando eletrodo revestido do tipo básico e baixo hidrogênio, AWS E7018, cujo teor de carbono variou de 0,045 a 0,145% e o de manganês variou de 0,60 a 1,80%; observou que, na microestrutura, as proporções de ferrita de contorno de grão e ferrita poligonal diminuem com o aumento do carbono. Essa alteração foi compensada pelo maior aumento da ferrita acicular do que com o aumento da ferrita com M-A-C (martensita-austenita-carbeto). A ferrita com carbeto agrupados também aumentou, mas somente para baixos teores de manganês. Por outro lado, o aumento da proporção de carbono elevou a precipitação de carbeto na ferrita acicular.

SURIAN et al. (1991) analisaram metais de solda com variação nos teores dos elementos carbono, manganês e níquel nas seguintes proporções: carbono de 0,05 a 0,12%, manganês de 1,21 a 1,42% e níquel de 1,84 a 1,92%. O aumento do teor de carbono resultava num aumento de ferrita acicular e uma redução da ferrita de contorno de grão. Para 0,12% de carbono, a microestrutura obtida compunha-se, praticamente, de 100% de ferrita acicular. Também, observaram-se, pequenas proporções de ferrita poligonal e ferritas alinhadas, porém a quantidade desses constituintes não parece ser significativamente afetada pela variação do teor de carbono.

2.4.3.2- INFLUÊNCIA DO MANGANÊS

O manganês promove um refinamento da microestrutura. A elevação do seu teor até cerca de 1,5% leva à formação de ferrita acicular em detrimento de ferrita primária de contorno de grão e de placas laterais (MODENESI, 2004).

Depois do carbono, o manganês é o elemento de liga mais importante para aumentar a resistência mecânica e a temperabilidade dos aços pelo abaixamento da temperatura de decomposição da austenita em ferrita, fazendo com que a temperatura de formação da ferrita primária de contorno de grão acabe ficando abaixo da temperatura de formação da ferrita acicular. Pelo balanceamento dos teores de manganês e de carbono pode-se obter um aumento da tenacidade nas soldas, de modo a favorecer a formação de ferrita acicular e um conseqüente refino da sua microestrutura (MOTA, 1998).

Entretanto EVANS (1980) destaca que os efeitos benéficos pela adição de manganês para o refinamento microestrutural e para a formação de ferrita acicular, podem ser neutralizados e até mesmo superados, pela adição não controlada de níquel. Em sua pesquisa, Evans reforça que com o aumento do teor de níquel a máxima tenacidade foi deslocada de 1,4% Mn para 0,6% Mn.

A presença do oxigênio, desde que com valores inferiores a 500 ppm, não influencia no aumento da quantidade de ferrita acicular promovido pelo manganês, quando este se apresenta em teores ao redor de 1,0%. Também, promove redução no tamanho da ripa da ferrita acicular elevando as propriedades mecânicas. Possui, ainda, o efeito de reduzir a temperatura de decomposição da austenita em ferrita, fazendo com que a temperatura de formação da ferrita primária de contorno de grão acabe ficando abaixo da temperatura de formação da ferrita acicular (MOSELLI, 2001).

KOBAYASHI (1994) observou que as variações no teor de manganês juntamente com a velocidade de resfriamento da solda são responsáveis pela variação da porcentagem de ferrita acicular.

EVANS (1980) analisando a variação de manganês entre 0,6 e 1,8%, reportou que em metal de solda produzido por eletrodo revestido do tipo básico com pó de ferro, o tamanho do grão da ferrita acicular diminuiu e a sua proporção aumentou com o manganês. Por outro lado, ocorreu uma redução substancial na quantidade de ferrita de contorno e somente uma pequena diminuição dos componentes lamelares (ferrita com fase secundária).

BHADESHIA (2001) analisou o efeito do manganês em metais de solda e concluiu que aumentando a quantidade deste elemento, na faixa de 0,6 a 1,8% em peso, aumenta-se a quantidade de ferrita acicular e diminui a quantidade de ferrita primária. Verificou, também, que o pico de tenacidade foi alcançado com aproximadamente 1,5% em peso de manganês.

TAYLOR (1982) e NOVAES GOMES (1985) observaram que o aumento da quantidade de ferrita acicular com o acréscimo do teor de Mn foi acompanhado pela redução da ferrita primária e da ferrita com segunda fase alinhada.

Para um dado conteúdo de carbono, SVENSSON e GRETOFT (1984) obtiveram um aumento da quantidade de ferrita acicular à custa da ferrita primária e da ferrita com segunda fase com o aumento do teor de manganês.

2.4.3.3- INFLUÊNCIA DO NÍQUEL

A presença de níquel nos consumíveis de soldagem se torna muito comum, uma vez que este elemento atua na microestrutura refinando os grãos e favorecendo a presença de ferrita acicular. Desta forma otimiza os valores de resistência e tenacidade a baixas temperaturas (VIEIRA, 2006).

EVANS (1991) descreve que a quantidade de ferrita primária diminui com o aumento do teor de níquel, havendo uma redução dos veios de ferrita. Isto é acompanhado, principalmente, com aumento do volume de ferrita acicular preponderantemente ao aumento de ferrita com segunda fase.

No entanto, estudos têm condicionado os efeitos do níquel sobre a tenacidade, em função do teor de manganês presente no metal de solda. EVANS (1991) relata que para baixo teor de manganês, usualmente menor que 1% em peso, o aumento do níquel pode progressivamente aumentar o volume de ferrita acicular no metal de solda de aço C-Mn. Entretanto, quando o conteúdo de manganês é alto, a ferrita acicular pode ser progressivamente substituída por martensita e ferrita com segunda fase. Neste trabalho é revelado que quando o teor de manganês está em torno de 1,4% em peso, conhecido como nível ótimo para metal de solda C-Mn, a tenacidade cai quando o nível de níquel excede 2,25%.

O mesmo efeito foi apresentado por KANG et al. (2000), que relatam a influência da inter-relação entre o teor de níquel e o teor de manganês sobre a tenacidade. Para baixo teor de manganês a adição de níquel aumenta a dureza (resistência) sem sacrificar a tenacidade, enquanto que para alto valor de manganês o níquel deteriora seriamente a tenacidade.

2.4.3.4- INFLUÊNCIA DO SILÍCIO

O silício é o principal elemento desoxidante do metal de solda; sendo, o mesmo, cerca de quatro vezes mais efetivo que o manganês na redução do teor de oxigênio. Não é muito efetivo para promover a formação de ferrita acicular, favorecendo mais estruturas de placas laterais (MODENESI, 2004).

Analisando a influência do silício no metal de solda, EVANS (1986) concluiu que o aumento desse elemento, empregado na faixa entre 0,2 e 0,94%, favorece a formação da ferrita acicular à custa da ferrita de contorno e da ferrita com fase secundária, especialmente para teores de manganês abaixo de 1%. Sendo que, para teores maiores de manganês, a influência do Si é menos significativa. Outra conclusão deste trabalho foi que o acréscimo de silício aumentou a relação comprimento/largura da ferrita acicular e ocorreu um aumento na quantidade de austenita retida e martensita-austenita entre as ripas da ferrita acicular.

2.4.3.5- INFLUÊNCIA DO MOLIBDÊNIO

EVANS (1988) analisou a influência do molibdênio, considerando desde a ausência deste elemento no metal de solda até o teor máximo de 1,10%, passando pelos teores intermediários de 0,26% e 0,52%. Observou, na análise das microestruturas resultantes que a quantidade de ferrita acicular aumentou para teores baixos de Mo, atingindo um máximo para teores intermediários e diminuindo para teores maiores. Esse processo foi acompanhado pelo aumento progressivo na quantidade de ferrita com segunda fase e pela diminuição contínua na quantidade de ferrita primária, incluindo as morfologias de contorno de grão e poligonal intragranular. Também aumentou a incidência de microfases do tipo M-A.

NOVAES GOMES (1985) observou que para 1,2% Mn, a adição de 0,15% Mo, aumentou a quantidade de ferrita acicular de 45 para 85%, com concomitante refino da mesma. Por outro lado, não se observou alterações no teor de ferrita acicular para 0,8% de Mn.

2.4.3.6- INFLUÊNCIA DO CROMO

EVANS (1989) analisou metais de solda obtidos com eletrodos revestidos com variação de 0 a 2,35% Cr e de 0,6 a 1,8% Mn. Observou que o aumento do cromo reduziu continuamente a ferrita primária, sendo que os veios de ferrita foram totalmente eliminados; no entanto, essa redução foi inicialmente acompanhada pelo aumento da quantidade de ferrita acicular e posteriormente com o acréscimo do conteúdo de ferrita com fase secundária. Até 1,0% Cr, a ferrita acicular tornou-se progressivamente refinada, após esse nível, a temperatura de transformação foi reduzida de tal forma que, para 2,3% Cr, a ferrita acicular foi substituída quase totalmente por colônias de ferritas com fase secundária, estrutura essa que muitas vezes é chamada de bainítica. Também foi observado um refino da ferrita com fase secundária com o aumento do teor de Cr. Os contornos de grãos da austenita anterior, para teores mais elevados de Cr, ficaram parcialmente delineados devido à

precipitação de carbeto. Para 0,25% Cr, as microfases retidas entre as ripas de ferrita acicular eram predominantemente martensita-austenita (M-A). Para os teores mais elevados de Cr, as microfases ficaram finamente dispersas e com formato irregular.

Em relação ao comportamento das propriedades mecânicas, observou-se que a dureza e a resistência mecânica aumentaram linearmente com o aumento do teor de cromo. No entanto, a tenacidade ao impacto foi afetada adversamente, principalmente para teores de Cr superiores a 1,0%, refletindo a alteração microestrutural da ferrita acicular pela ferrita com segunda fase (GONÇALVES,1998).

2.4.3.7- INFLUÊNCIA DO ENXÔFRE E DO FÓSFORO

Metais de solda obtidos com eletrodos revestidos do tipo básico com pó de ferro, cujo teor de enxofre variou de 0,007 a 0,046%, foram analisados por EVANS (1986). Observou que com o acréscimo do enxôfre havia um aumento da proporção de ferrita com fase secundária alinhada, atribuindo à presença de uma película de MnS sobre a superfície das inclusões não-metálicas o impedimento da nucleação da ferrita acicular. Também, concluiu que o fósforo não afeta a microestrutura do metal de solda.

2.4.3.8- INFLUÊNCIA DO COBRE

ES-SOUNI et al. (1991) analisaram o efeito do cobre em metais de solda, considerando-o com teores variando entre 0,02 a 1,4%, e com os teores de C, Mn e Si mantidos quase que inalterados, em 0,07%, 1,5% e 0,34%, respectivamente. Em relação aos efeitos nas microestruturas, observou-se um refinamento geral com o aumento do teor de cobre no metal de solda, atribuído à tendência desse elemento químico, como também o carbono, manganês, níquel, entre outros, em suprimir a

transformação austenita-ferrita. Com exceção do limite inferior de presença de cobre no metal de solda (0,02%), que apresentou a maior quantidade de ferrita acicular (89%), teores maiores foram associados a uma diminuição na quantidade de ferrita acicular, embora mantendo, ainda, o predomínio de microestruturas contendo grandes quantidades desse constituinte. A ferrita primária de contorno de grão e a ferrita com segunda fase alinhada apresentaram um comportamento misto, representado por um pequeno aumento em suas quantidades até teores de cobre intermediários da faixa considerada voltando a diminuir para os teores próximos do limite superior da adição.

Adicionalmente, observou-se que o aumento no teor de cobre não afetou a composição química das inclusões e, conseqüentemente, sua eficiência na nucleação da ferrita acicular.

Sobre as propriedades mecânicas, constatou-se que, em relação às medidas de dureza e resistência mecânica, ambas aumentaram linearmente com o aumento do teor de cobre.

Para 1,4% Cu, o aumento na temperatura de transição e o abaixamento do patamar de energia dúctil, observados nas curvas energia absorvida-temperatura obtidas por ensaio Charpy, foram atribuídos aos efeitos da grande incidência de segundas fases contendo altas proporções de martensita maclada, aumento na quantidade de ferrita com segunda fase alinhada e, numa menor extensão, os efeitos de endurecimento por precipitação de partículas ricas em cobre. Para teores de cobre entre 0,02 e 0,66%, o comportamento quase inalterado nas referidas características das curvas energia absorvida-temperatura foi considerado como uma possível conseqüência da alta quantidade de ferrita acicular, moderado aumento na incidência das segundas fases e refinamento global da microestrutura.

2.4.3.9- INFLUÊNCIA DO ALUMÍNIO

A ação do alumínio sobre a microestrutura do metal de solda é complexa e muito pouco comentada. Pesquisa realizada por EVANS (1991), com eletrodo

revestido, analisou a influência do alumínio sobre a composição química, microestrutura e propriedades mecânicas do metal de solda. Verificou-se que com a variação do teor de Al, a fração volumétrica de ferrita acicular diminui até aproximadamente 80 ppm, depois aumentou por volta de 200 ppm e finalmente diminuiu até 60 ppm. Tais variações foram acompanhadas por maiores mudanças no teor de ferrita com fase secundária, do que no teor de ferrita primária. Observou-se, também, a ocorrência de mudanças no tipo de inclusão, sendo que produtos como MnO e SiO₂ foram progressivamente substituídos por Al₂O₃ à medida que se aumentou o teor de alumínio.

A ação desoxidante e desnitrante do alumínio, na soldagem a arame tubular autoprotégido, combate a elevada oxidação inicial da solda pelo ar atmosférico, resultando num metal de solda mais limpo, comparativamente a outros processos de soldagem a arco voltaico. No entanto, isto leva a uma pobre quantidade de inclusões óxidas, insuficientes para a nucleação da ferrita acicular em teores adequados à obtenção de bons requisitos de tenacidade. Desta forma, o metal de solda a arame tubular autoprotégido, na condição como soldado, apresenta uma microestrutura típica de grãos colunares, formada por alguns grãos de ferrita poligonal, colônias de ferrita em placas paralelas e alinhadas além de feixes de bainita superior (BONISZEWSKY, 1992).

2.4.3.10- INFLUÊNCIA DO OXIGÊNIO

Os efeitos dos óxidos, formados durante as reações metal-escória ou metal-gás, sobre as transformações em estado sólido manifestam a influência do oxigênio sobre a microestrutura. O tipo, distribuição e morfologia dos óxidos são determinados pelas reações de desoxidação e pelo ciclo de solidificação, já que as inclusões tem alto ponto de fusão e baixa solubilidade em ligas de ferro, o qual não sofrerá modificações durante o resfriamento (KOBAYASHI, 1994).

O oxigênio, em teores específicos, é de particular interesse na composição microestrutural, visto que um alto número de inclusões de óxidos influencia a transformação da austenita em ferrita, tanto pela restrição do

crescimento de grãos de austenita, como pelo fornecimento de locais favoráveis à nucleação de vários tipos de constituintes microestruturais, tais como ferrita acicular e de placas laterais (GRONG e MATLOCK, 1986).

A nucleação da ferrita acicular depende da formação e da distribuição de partículas de óxidos, cuja formação depende muito do teor ótimo de oxigênio no metal de solda (250 a 350 ppm) (MOTA, 1998).

Segundo ABSON et al. (1978), as inclusões atuam como sítios de nucleações das ferritas não somente no contorno da austenita, mas também na nucleação da ferrita acicular no interior do grão da austenita anterior. Para baixo teor de oxigênio (aprox. 100 ppm) a nucleação da ferrita acicular se torna praticamente impossível e formam-se estruturas bainíticas. Com altos teores de oxigênio (aprox. 600 ppm), obtidos pela utilização do fluxo de silicato de cálcio, produziu-se uma estrutura composta basicamente de ferritas com fases secundárias alinhadas e pouca ou nenhuma ferrita acicular. Em contraste, para 600 ppm de oxigênio no metal de solda produzido com um fluxo rico em alumina, a estrutura era predominantemente de ferrita acicular. Segundo esses pesquisadores, existe uma faixa ótima de oxigênio que favorece a formação de ferrita onde os limites dependem do tipo de fluxo utilizado.

Metais de solda obtidos pelo processo MIG (metal inert gas) foram analisados por ITO et al. (1982) e concluíram que para altos teores de oxigênio a estrutura é formada de ferritas grosseiras composta de ferrita de contorno de grão e ferrita com fase secundária alinhada, produtos estes formados a alta temperatura. Para baixos níveis de oxigênio (< 200 ppm) ocorreu uma tendência de formação de bainita superior.

2.4.3.11- INFLUÊNCIA DO NITROGÊNIO

O meio ambiente, através da atmosfera circundante à solda, é a principal fonte de introdução do nitrogênio no metal de solda. Outros meios de

processamento deste elemento na solda seriam através das reações envolvendo os consumíveis e/ou pela diluição da chapa base.

Segundo BLAKE (1979), o maior ou menor arraste de nitrogênio para a atmosfera do arco elétrico depende do processo e das condições de soldagem. No arco, ele se dissocia formando o N atômico e o íon N^+ , e devido à afinidade com o oxigênio ocorre também a formação de NO. Portanto, o nitrogênio pode se dissolver no metal de solda de quatro formas: como moléculas, como átomos, como íons e como gases de NO.

O nitrogênio livre, presente na rede cristalina como intersticial, tem um efeito prejudicial sobre a resistência ao impacto. De acordo com este mesmo pesquisador, quando não for possível evitar a absorção de nitrogênio, adiciona-se no metal de solda elementos de liga que fixam o nitrogênio na forma de nitretos. Estes nitretos irão aumentar a fração volumétrica de inclusões, que poderá afetar as características de ductilidade e de fratura do metal de solda. Os principais elementos fixadores de nitrogênio, em ordem crescente de afinidade, são: Mn, Nb, Cr, V, Al, Ti, Zr. Os nitretos, durante o resfriamento, impedem o crescimento do grão austenítico e aceleram a formação da ferrita, pois atuam como sítios de nucleação produzindo uma estrutura refinada de ferrita acicular.

O nitrogênio pode ser combinado com Ti para formar nitretos, ao invés de óxidos de titânio, que são nucleantes efetivos da ferrita acicular (HORRI et al., 1986).

Em suas pesquisas, LAU et al. (1988), concluíram que a porcentagem de ferrita acicular diminui com o aumento de nitrogênio, ocasionando um acréscimo da porcentagem de ferrita poligonal. As soldas com maiores teores de titânio apresentam um maior conteúdo de ferrita acicular. Estes pesquisadores observaram que acima de 70 ppm, aumentou o nível de nitrogênio solúvel.

3- MATERIAIS E MÉTODOS

Tendo-se definido as variáveis de soldagem e após confecção dos corpos-de-prova nos modos convencional e pulsado realizou-se:

- Análise química do metal de base e dos metais de solda;
- Metalografia (exames macro e micrográficos);
- Determinação da diluição do metal de base;
- Ensaio de dureza;
- Ensaio mecânicos (ensaio de tração e impacto Charpy);
- Determinação das eficiências de deposição e térmica.

Para realizar experimentalmente a proposta do trabalho, utilizou-se como metal de base um aço estrutural de alta resistência e baixa liga (ARBL) temperado e revenido, sob a designação USI AR 360 VOQ, fornecido na forma de chapas com 12,7 mm de espessura, cuja composição química encontra-se descrita na Tabela 3.1.

Tabela 3.1- Teores dos elementos químicos analisados no metal de base.

Elementos	Metal de base
C	0,16
Mn	1,12
Si	0,18
P	0,018
S	0,008
Cu	0,017
Al	0,069
Nb	0,034
Cr	0,034
V	0,007
Ni	0,032
Mo	0,005
Ti	0,030
B	0,002

Nota: teores referidos em % em peso.

Como metal de adição usou-se um arame com alma metálica, *metal cored*, com a especificação AWS E70C-6M marca ESAB OK TURBROD 70MC, com diâmetro de 1,6mm. A Tabela 3.2 apresenta a composição química deste arame.

Tabela 3.2- Teores dos elementos químicos analisados no *metal cored*.

Elementos	<i>Metal cored</i>
C	0,06
Mn	1,41
Si	0,56
P	0,010
S	0,019

Nota: teores referidos em % em peso.

Fonte: ESAB

O arame consumível utilizado requer um gás auxiliar para melhor proteção ao arco voltaico e ao metal fundido. Aplicou-se uma mistura do gás de proteção contendo 80% Ar – 20% CO₂ com vazão de 320 cm³/s (19,2 l/min).

3.1- PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM

A partir do recebimento das chapas, na forma de tiras com dimensões de 127mm de largura e 400mm de comprimento, usinou-se um chanfro duplo “V” com abertura de 60°, como ilustra a Figura 3.1.

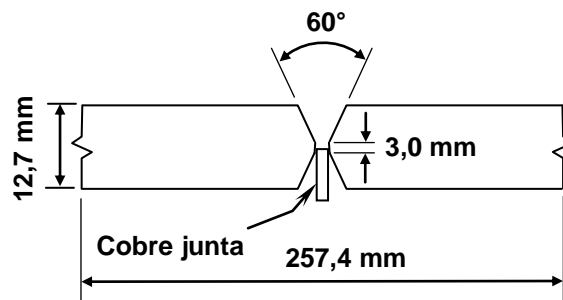


Figura 3.1- Geometria e principais dimensões da junta utilizada.

Realizaram-se testes preliminares para caracterização das condições de soldagem e definição dos parâmetros de pulso, com o objetivo de garantir a estabilidade do arco elétrico durante a soldagem, bem como evitar a incidência de defeitos nos cordões, dentre os quais se destacam: falta de fusão, falta de penetração, poros, entre outros.

Realizou-se a soldagem na posição plana, com as chapas alinhadas e presas por grampos na bancada, conforme a Figura 3.2.

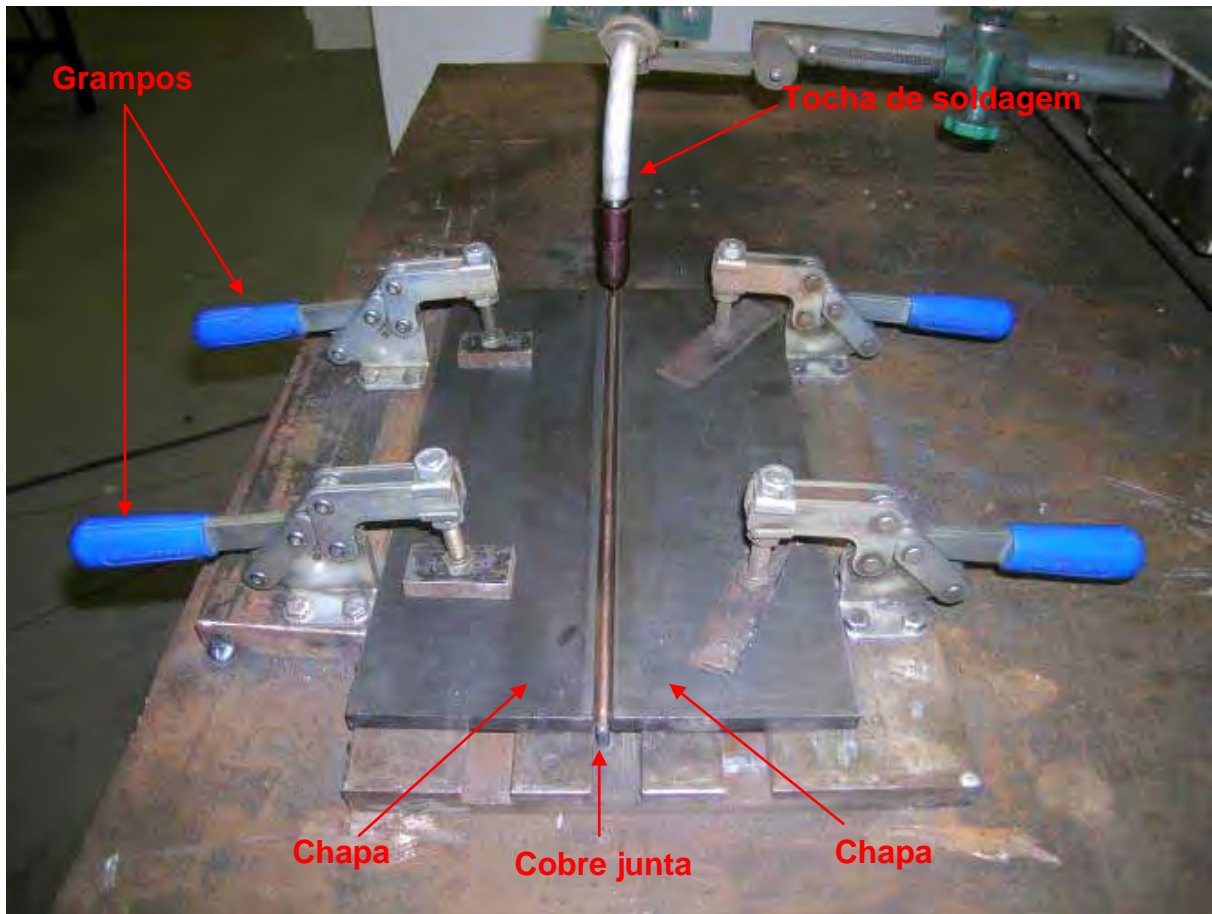


Figura 3.2- Bancada utilizada nas operações de soldagem.

As soldas foram confeccionadas em dois passes, um em cada lado da junta, nos modos de pulsação do arco elétrico e convencional, sem tratamento térmico de pré-aquecimento ou pós-aquecimento.

Após o primeiro passe, virou-se as chapas e executou-se o segundo passe com a junta à temperatura ambiente e após limpeza mecânica da mesma (escovação seguida de esmerilhamento).

Cobre junta foi empregado no primeiro passe, delimitando a folga na raiz em torno de 3,4mm e a penetração do cordão em meia espessura.

Utilizou-se uma fonte inversora MILLER MAXITRON 450 (a) e um cabeçote de alimentação do arame, fabricado pela MILLER, modelo S-64M (b), como ilustrado na Figura 3.3.



(a) Fonte utilizada para os ensaios

(b) Cabeçote de alimentação do arame

Figura 3.3- Detalhes da fonte de soldagem utilizada.

Tanto no modo pulsado quanto no convencional, realizou-se repetição da operação de soldagem em três juntas. Para o propósito comparativo, buscou-se manter o aporte de calor teórico no valor médio de 2,0kJ/mm.

As intensidades da tensão e corrente de soldagem foram obtidas com o auxílio de uma placa de aquisição de dados, denominada INTER DATA 2, com interface para microcomputador e analisados com o software denominado MIG/MAG, desenvolvidos pela Universidade Federal de Santa Catarina, com os valores médios informados concernentes à frequência de aquisição de 1kHz.

A velocidade de soldagem foi aplicada por um aparelho usado na translação de maçarico no corte oxi-gás, da WHITE MARTINS, modelo MC-46, devidamente adaptado para fazer o avanço controlado da tocha.

Os valores das condições de soldagem adotadas encontram-se na Tabela 3.3.

Tabela 3.3- Condições de soldagem adotadas.

Parâmetros de Soldagem	1° Passe (lado 1)						2° Passe (lado 2)					
	Pulsado			Convencional			Pulsado			Convencional		
	P ₁	P ₂	P ₃	C ₁	C ₂	C ₃	P ₁	P ₂	P ₃	C ₁	C ₂	C ₃
v _e (mm/s)	63,3	63,3	63,3	63,3	63,3	63,3	63,3	63,3	63,3	63,3	63,3	63,3
v _s (mm/s)	2,9	2,9	2,9	2,9	2,9	2,9	2,9	2,9	2,9	2,9	2,9	2,9
Q (cm ³ /s)	320	320	320	320	320	320	320	320	320	320	320	320
d _p (mm)	23	23	23	23	23	23	23	23	23	23	23	23
I _m (A)	209	209	210	243	243	234	210	210	211	241	247	234
V _m (V)	30,4	30,4	29,2	23,1	23,1	23,1	28,6	29,3	28,1	23,3	23,1	22,8
F (Hz)	120	120	120	----	----	----	120	120	120	----	----	----
t _p (ms)	2,4	2,4	2,4	----	----	----	2,4	2,4	2,4	----	----	----
I _p (A)	500	500	500	----	----	----	500	500	500	----	----	----
I _b (A)	120	120	120	----	----	----	120	120	120	----	----	----
H _t (kJ/mm)	2,2	2,2	2,1	1,9	1,9	1,8	2,1	2,1	2,0	1,9	1,9	1,8

A simbologia listada na Tabela 3.3 representa as seguintes variáveis:

v_e: velocidade de alimentação do eletrodo;

v_s: velocidade de soldagem;

Q: vazão do gás de proteção;

d_p: distância bico de contato-peça;

I_m: valor médio da intensidade da corrente de soldagem;

V_m: valor médio da tensão de soldagem;

F: frequência do pulso;

t_p : tempo de pulso;

I_p : intensidade da corrente de pico;

I_b : intensidade da corrente de base;

H_t : aporte de calor teórico.

em que P_1 , P_2 , P_3 e C_1 , C_2 , C_3 são respectivamente, as três repetições em modo pulsado (P) e convencional (C).

3.1.1- ANÁLISES QUÍMICAS

As análises químicas do metal de base e dos metais de solda foram realizadas em um espectrômetro de emissão ótica ARL 3400. Como documentação de referência utilizou-se a norma ASTM E2055-99- "Standard practice for referencing test methods for chemical analysis of metals and related metals". Lixou-se as amostras com uma lixa nova de 80 mesh para se obter uma superfície plana e regular. A seguir a amostra foi limpa com algodão embebido em álcool 97% e seca com um jato de ar quente. Antes de iniciarem-se as análises, a câmara do espectrômetro foi limpa e o mesmo foi aferido através de padrões para aço baixo carbono (SUS-A7) e aço baixa liga (SUS-H5). Teve-se início a análise das amostras efetuando-se um total de três queimas na superfície inferior e três queimas na superfície superior.

Calculou-se a média dos valores obtidos para cada elemento químico, como ilustra a Tabela 3.4.

Tabela 3.4- Teores dos elementos químicos analisados nos metais de solda.

Elementos	Metal de solda			
	1° Passe (lado 1)		2° Passe (lado 2)	
	Pulsado	Convencional	Pulsado	Convencional
C	0,09	0,07	0,08	0,06
Mn	1,11	1,37	1,12	1,38
Si	0,35	0,61	0,38	0,56
P	0,013	0,013	0,012	0,013
S	0,009	0,014	0,010	0,013
Cu	0,012	0,017	0,012	0,016
Al	0,023	0,031	0,024	0,028
Nb	0,008	0,015	0,007	0,010
Cr	0,027	0,028	0,027	0,027
V	0,006	0,011	0,006	0,009
Ni	0,024	0,026	0,023	0,025
Mo	----	0,005	----	----
Ti	0,010	0,011	0,010	0,011
B	0,001	0,002	0,001	0,002

Nota: teores referidos em % em peso.

3.1.2- METALOGRAFIA

As análises metalográficas envolveram a realização de exames macro e micrográfico. Retirou-se amostras de cada junta soldada mediante um corte transversal em relação ao cordão de solda realizado através de uma cortadeira metalográfica.

A preparação das amostras utilizadas nos exames macro e micrográfico foi aquela convencional em prática metalográfica, diferenciando-se apenas na parte concernente ao polimento final e na revelação microestrutural por ataque químico. Nas macrografias o polimento final foi realizado com alumina de granulação $1\mu\text{m}$ e o ataque químico feito com a solução aquosa composta de 15ml de ácido clorídrico, 10ml de ácido acético, 10ml de ácido nítrico e 3 gotas de glicerina. Para as micrografias, o polimento final foi alcançado com o uso de pasta de diamante de $1\mu\text{m}$. O ataque químico foi realizado com nital 2%.

Para a análise de quantificação dos constituintes microestruturais aplicou-se um aumento de 500 vezes em microscópio ótico LEICA, modelo METALLOVERT. A contagem dos pontos foi feita nos encontros de cada quadrado de uma malha quadriculada, com quadros de $10\times 10\text{mm}$, colocadas em cima das micrografias imprimidas. Analisou-se cinco regiões da zona fundida dos metais de solda, procurando-se identificar aspectos de refinamento e a incidência dos principais microconstituintes de acordo com a terminologia de padronização proposta pelo IIW- Instituto Internacional de soldagem, DOC.999 – 88.

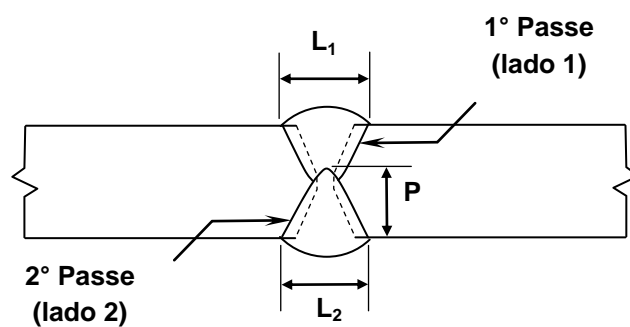
Sobre a caracterização macroestrutural das soldas, utilizando-se o software AutoCad e fotomicrografias digitalizadas de cinco seções transversais de cada um dos modos de soldagem, foram determinadas a largura dos cordões nos dois passes e a penetração apenas para aquele correspondente ao segundo passe.

A diluição do metal de base, expressa em (%), é dada pela relação entre a área de penetração, contida sob a linha imaginária da superfície original da junta, e a área total do cordão de solda; ambas medidas na seção transversal. A Figura 3.4 (a) define as variáveis macroestruturais consideradas, enquanto a Figura 3.4 (b) ilustra esquematicamente esta relação.

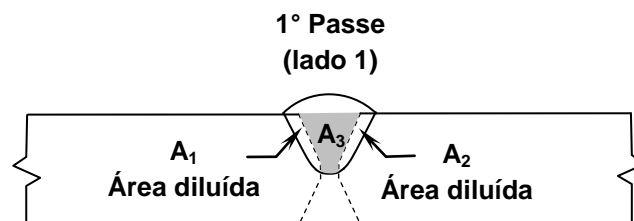
Sendo assim, realizou-se a medição das áreas através do aplicativo AUTOCAD e a seguir obteve-se a diluição (D) através da Equação (2):

$$D(\%) = \frac{A_1 + A_2}{A_3} \times 100 \quad (2)$$

onde A_1 e A_2 são as áreas de metal de base diluídas e A_3 é a área do cordão de solda sem o reforço.



(a)- Posicionamento e significado das variáveis macroestruturais.



(b)- Diluição do metal de base

Figura 3.4- Posicionamento das variáveis macroestruturais e localização das áreas diluídas do metal de base no primeiro passe.

3.1.3- ENSAIO DE DUREZA

Realizou-se medida de dureza Vickers na região central dos metais de solda utilizando-se um durômetro da marca LEICA, modelos VM HTMOT, com carga de 2 kgf.

Dentro das regiões dos metais de solda mostradas na Figura 3.5, tirou-se doze medidas, sendo que o valor final obtido foi a média aritmética das mesmas.

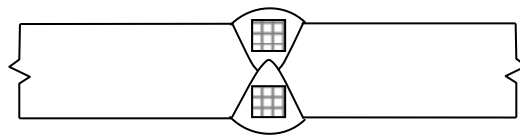


Figura 3.5- Regiões dos metais de solda submetidas a indentações de dureza e avaliação microestrutural.

3.1.4- ENSAIOS MECÂNICOS DE TRAÇÃO E DE IMPACTO CHARPY

As verificações mecânicas incluíram a realização dos ensaios de tração e impacto Charpy V nos metais de solda, de acordo com a norma BS 709. Como mostra a Figura 3.6, na tração retirou-se quatro corpos-de-prova da região central da zona fundida de cada passe e na direção paralela ao eixo longitudinal da solda, com os ensaios feitos a temperatura ambiente. Nos corpos-de-prova de impacto Charpy a orientação do entalhe foi perpendicular ao referido eixo e os ensaios praticados a temperatura de -30°C.

Para os ensaios de tração utilizou-se uma máquina universal EMIC DL-20000 e para a realização dos ensaios de impacto foi utilizado um equipamento HOYTOM- Pêndulo de impacto de 300J.

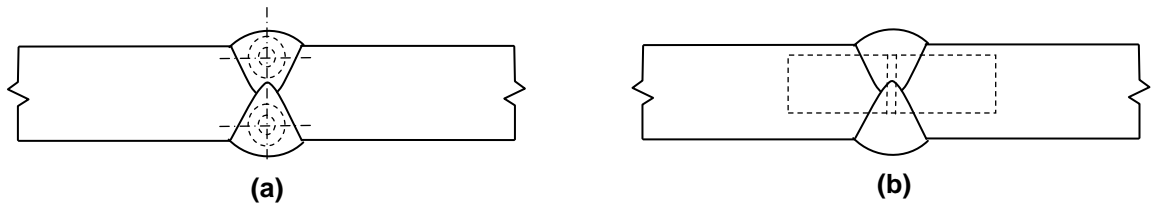


Figura 3.6- Localização da retirada dos corpos-de-prova para os ensaios (a)- tração e (b)- impacto.

3.1.5- DETERMINAÇÃO DAS EFICIÊNCIAS

O conhecimento dos rendimentos, ou eficiências, de deposição e térmica, na comparação dos modos pulsado e convencional foi de extrema importância. Segundo WIDGERY (1986), a eficiência de deposição (η_d) é comumente definida como a razão entre os pesos do eletrodo depositado (P_{ed}) e do eletrodo consumido (P_{ec}), durante o período de soldagem:

$$\eta_d(\%) = \frac{P_{ed}}{P_{ec}} \times 100 \quad (3)$$

A quantidade (P_{ed}) foi determinada pela diferença de peso da junta antes e após cada solda, ao passo que (P_{ec}) pôde ser obtido pelo produto entre o peso linear do eletrodo utilizado, correspondente ao valor de 14,1 g/m, e o consumo linear de eletrodo, esta última grandeza adquirida por um sistema eletrônico, MVA-2/IMC, com sensor acoplado ao mecanismo de alimentação do eletrodo da máquina de solda.

Citando DUPONT (1995), a eficiência térmica (η_t) expressa a relação entre o aporte de calor efetivo na formação da solda (H_e) e o aporte de calor teórico (H_t), ou a energia total disponível para a soldagem de acordo com as equações:

$$\eta_t(\%) = \frac{H_e}{H_t} \times 100 \quad (4)$$

com H_t calculado por:

$$H_t = \frac{(I_m)(V_m)}{v_s} \quad (5)$$

Entretanto, verifica-se prontamente que a maior dificuldade reside na determinação de (H_e), de maneira que uma alternativa experimental foi usar o método desenvolvido por NILES e JACKSON (1975) e que consiste em determinar a potência máxima disponível P_d , em W, em um ponto superficial da junta, remoto à zona de fusão, a partir da resolução da equação de Rosenthal para fluxo de calor em regime permanente (Equação 6), considerando o ciclo térmico de soldagem a que está submetido o referido ponto, ou seja:

$$T_{\text{máx}} - T_0 = \frac{P_d}{2\pi r k} e^{-\frac{V_s}{2\alpha}(x-r)} \quad (6)$$

, onde $T_{\text{máx}}$ ($^{\circ}\text{C}$) é a temperatura máxima do ponto superficial de coordenadas x e y (mm) em relação a fonte pontual de energia, T_0 ($^{\circ}\text{C}$) a temperatura inicial desse ponto, V_s (mm/s) a velocidade da fonte, ou a própria velocidade de soldagem, e (r) igual a $(x^2+y^2)^{1/2}$. As propriedades térmicas do aço em questão, condutividade (k) e a difusividade (α), são admitidas constantes e assumem os valores de 0,0043 W/mm $^{\circ}\text{C}$ e 9,0 mm 2 /s, respectivamente.

A conversão da potência disponível no ponto em energia por unidade de comprimento (J/mm), ou equivalentemente o aporte de calor efetivo (H_e), é feita em seguida pelo imediato acerto dimensional:

$$H_e = \frac{P_d}{V_s} \quad (7)$$

Os valores de temperatura em função do tempo foram registrados utilizando-se um multímetro (termômetro) digital, equipado com interface computacional, e os dados coletados por um termopar Cromel-Alumel (tipo K) fixado na superfície da junta no início do comprimento de soldagem. O procedimento para realização dessas medidas está esquematizado na Figura 3.7.

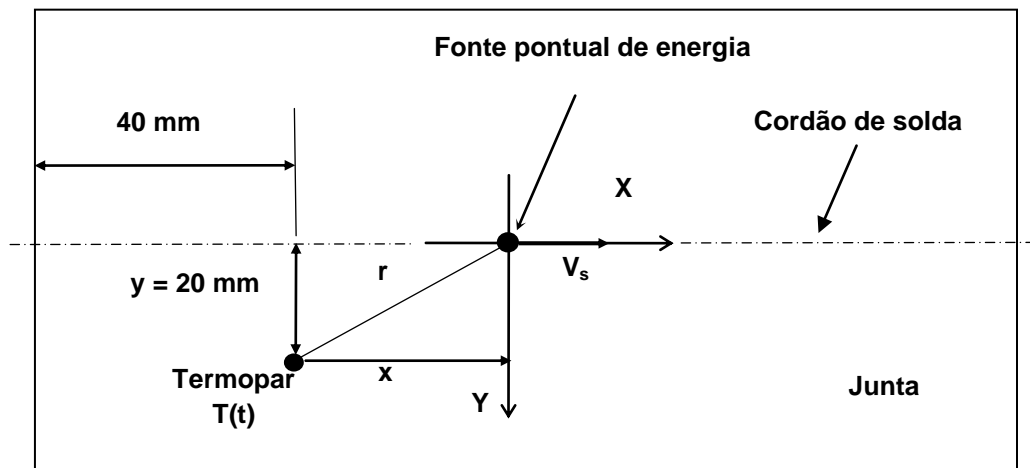


Figura 3.7- Montagem do termopar para medição do ciclo térmico de soldagem.

4- RESULTADOS E DISCUSSÃO

Diante dos valores encontrados nos ensaios executados, seguem-se os resultados apresentados e discutidos.

4.1- ANÁLISES QUÍMICAS

Os resultados da análise química dos metais de solda foram mostrados na Tabela 3.4 e são referentes à média dos valores de três amostras para cada metal de solda. A composição química do eletrodo reporta à informação do fabricante para a condição de análise em metal de solda não diluído e executado sob proteção gasosa de 75%Ar-25%CO₂.

Nota-se naquela tabela a proximidade dos teores dos elementos presentes nos metais de solda para passes executados em um mesmo modo, evidenciando, de certa maneira, a reprodutibilidade nos procedimentos de soldagem adotados. Todavia, na comparação entre os modos pulsado e convencional as pequenas diferenças nos teores de Mn, Si e C, podem indicar efeitos diferenciados na diluição do metal de base, maior para o modo pulsado, e desta maneira impondo maior similaridade de composição química entre os metais de solda assim obtidos e aquela do metal de base.

4.2- METALOGRAFIA

A Figura 4.1 mostra as fotomicrografias das juntas soldadas e a Tabela 4.1 fornece os valores médios das medidas lineares consideradas na caracterização da forma dos cordões, além dos valores da diluição. O aspecto geral dos cordões pode ser visto na Figura 4.2. A pronta visualização da configuração macroestrutural apresentada permite observar a maior largura e penetração dos cordões no modo

pulsado, como é verificado numericamente. Em princípio, isto pode estar associado aos maiores valores da tensão média conferida ao modo pulsado, como se observa na Tabela 3.3, referente às condições de soldagem empregadas e, certamente, em concordância aos conceitos estabelecidos em metalurgia da soldagem sobre os efeitos do aumento do valor da tensão de soldagem sobre a conformação geométrica do cordão de solda.

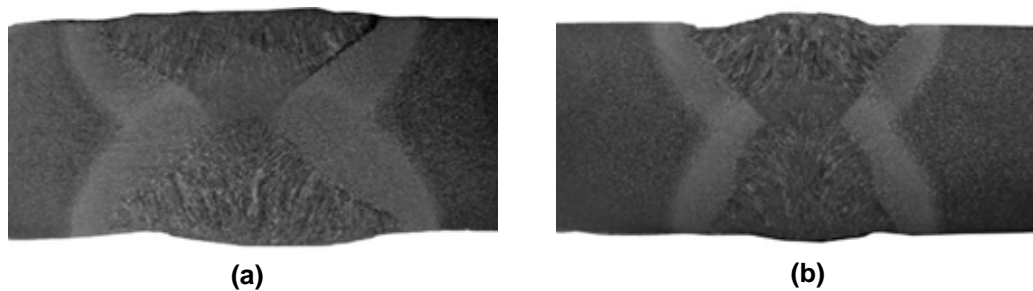


Figura 4.1- Fotomicrografias dos cordões de solda: (a)- modo pulsado e (b)- modo convencional (Ampliação de 2,2x).

Tabela 4.1- Valores das medidas lineares da largura e profundidade dos cordões.

Variáveis Macroestruturais	1° Passe (lado 1)		2° Passe (lado 2)	
	Pulsado	Convencional	Pulsado	Convencional
L ₁ (mm)	14,8	10,8	----	----
L ₂ (mm)	----	----	16,1	10,6
P (mm)	----	----	6,1	5,7
Diluição (%)	30,5%	25,8%	----	----

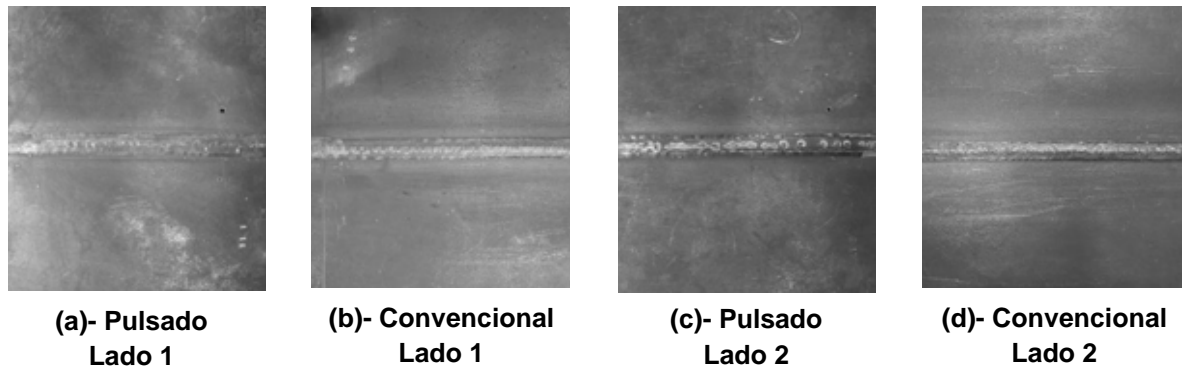


Figura 4.2. Aspecto visual dos cordões de solda confeccionados.

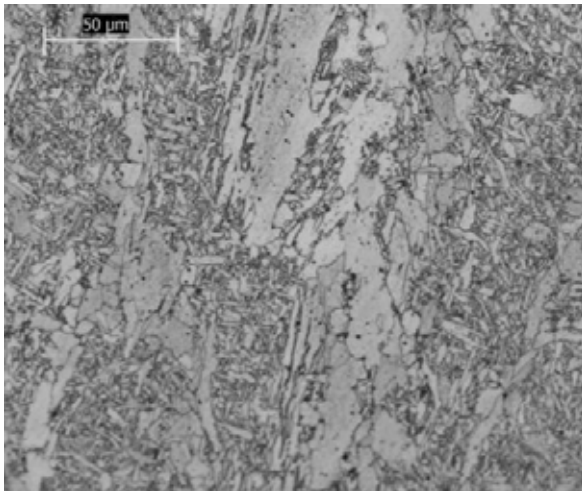
Como observou-se anteriormente, a quantificação das microestruturas foi realizada utilizando-se a técnica de contagem de pontos, onde determinou-se a porcentagem das diversas morfologias da ferrita observadas na microestrutura do metal de solda, segundo a classificação proposta pelo IIW, ou seja: ferrita acicular (FA), ferrita primária (FP), ferrita com segunda fase (FS), além do agregado ferrita-carboneto (FC). Na quantificação obteve-se também a porcentagem de morfologias incapazes de serem determinadas.

A Tabela 4.2 representa a quantificação dos microconstituintes da solda nos dois passes da junta, nos modos pulsado e convencional e a média referente a esses passes.

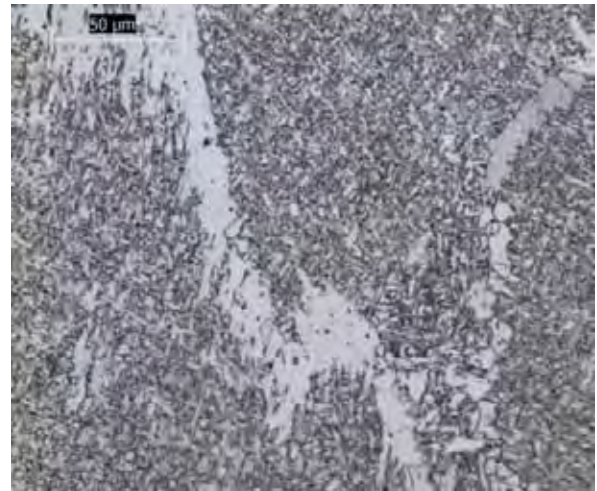
Tabela 4.2- Quantificação dos microconstituintes dos metais de solda.

Metal de solda									
1º Passe (lado 1)									
Pulsado					Convencional				
FP	FA	FS	FC	ND	FP	FA	FS	FC	ND
22,4	49,9	23,1	0,7	3,9	18,4	59,1	19,6	0,4	2,5
2º Passe (lado 2)									
Pulsado					Convencional				
FP	FA	FS	FC	ND	FP	FA	FS	FC	ND
23,8	46,8	25,2	0,5	3,7	19	55,6	22,4	0,3	2,7
Média (1º e 2º Passes)									
Pulsado					Convencional				
FP	FA	FS	FC	ND	FP	FA	FS	FC	ND
23,1	48,4	24,2	0,6	3,8	18,7	57,4	21	0,4	2,6
(ND) = Não determinado									

A Figura 4.3, por sua vez, mostra fotomicrografias representativas da microestrutura desenvolvidas nos metais de solda.



**(a)- Pulsado
Passe 1 (lado 1)**



**(b)- Convencional
Passe 1 (lado 1)**



**(c)- Pulsado
Passe 2 (lado 2)**



**(d)- Convencional
Passe 2 (lado 2)**

Figuras 4.3- Fotomicrografias ilustrando as microestruturas desenvolvidas nos metais de solda (500 x).

Observa-se, pelos resultados, a predominância de ferrita acicular (FA), onde se considera o efeito da composição química que participa do metal de solda. Esta predominância é explicada por Evans (1980, 1983, 1986) como uma consequência dos aumentos dos teores de Mn, Si e C na temperabilidade intrínseca de metais de solda ferríticos e, precisamente, na faixa de valores em que foram detectados para os metais de solda obtidos no modo convencional de soldagem, conforme informados na Tabela 3.3.

Vários outros pesquisadores como MODENESI (2004), BHADSHIA (2001), e NOVAES GOMES (1994), partilham da mesma observação de que a elevação dos teores desses elementos conduz à formação da ferrita acicular em detrimento da ferrita primária.

4.3- ENSAIO DE DUREZA

Os resultados das medias de dureza Vickers são apresentados na Tabela 4.3, juntamente com os demais resultados das propriedades mecânicas avaliadas. No que concerne à dureza, os valores apresentados indicam diferenças mínimas entre os mesmos. Considerando que a dureza por penetração, como a que foi praticada, é uma função primária da quantidade de elementos químicos em solução sólida na matriz ferrítica, uma possível explicação reside, então, em associar tal comportamento às igualmente pequenas diferenças nas composições químicas que formam os metais de solda, especialmente em relação aos teores de carbono, elemento fortemente endurecedor da ferrita.

4.4- ENSAIOS MECÂNICOS

Conforme referido no item 4.3, a Tabela 4.3 disponibiliza os valores das verificações mecânicas dos metais de solda. Comparativamente, destaca-se a maior resistência mecânica alcançada nos metais de solda confeccionados no modo convencional. Se por um aspecto a dureza relaciona-se com o efeito da solução sólida de elementos de ligas, a resistência mecânica está estreitamente ligada à morfologia e quantidade das fases presentes na microestrutura do metal de solda. A este respeito, foi informado no item 4.2 a predominância do microconstituente ferrita acicular nos metais de solda confeccionados em modo convencional e, desta forma, respaldando este aumento nos valores dos parâmetros de resistência mecânica destes metais de solda.

Evidência adicional é obtida pela análise das fotomicrografias contidas nas Figuras 4.3. As imagens apresentadas sugerem a ocorrência de um refinamento microestrutural maior nesta condição que, de acordo com FARRAR e HARRISON (1987), típico da incidência mais massiva da ferrita acicular e, por conseguinte, com efeito direto no aumento simultâneo da resistência mecânica e tenacidade do metal de solda. É interessante salientar que esta característica de refinamento é explicada por Evans [14,15,16] como uma consequência dos aumentos dos teores de Mn, Si e C na temperabilidade intrínseca de metais de solda ferríticos e, precisamente, na faixa de valores em que foram detectados para os metais de solda resultantes no modo convencional de soldagem utilizado e informados na tabela 2.

Entre passes executados de um mesmo modo, pulsado ou convencional, o comportamento mecânico pode ser assumido como idênticos. Entretanto, as diferenças nos parâmetros de ductilidade e tenacidade ao impacto são insignificantes. No caso da tenacidade, o não acompanhamento da tendência de aumento com o aumento da resistência mecânica pode estar relacionado a prováveis e imponderáveis diferenciações nas interpenetrações dos cordões, quando da execução dos segundos passes. O efeito resultante é de porções distintas de zonas recristalizadas tenham sido formadas por ocasião do reaquecimento do primeiro passe, quando da execução do segundo. Além disso, KOBAYASHI (1994) alerta para o efeito deletério de baixa tenacidade das

microfases do tipo M-A (martensita-austenita retida) que, por efeito da elevada velocidade de resfriamento imposta a zona de fusão, sempre se desenvolvem no metal de solda.

Para a ductilidade a explicação perpassa por aspectos que vão desde a impossibilidade em manter as mesmas posições na retiradas dos corpos-de-prova, dos metais de solda, até aqueles de boa fixação dos mesmos na máquina de ensaio. A capacidade de deformação que representa esta propriedade mecânica depende grandemente destes aspectos e da presença de inclusões não metálicas. Em complemento admite-se que melhor avaliação desta propriedade consista na realização de algum ensaio de dobramento, ensaios estes capazes de detectar o efeitos das indesejáveis e inevitáveis inclusões não metálicas como parte integrante do metal de solda, além de não exigir maiores cuidados na realização. No caso do *metal cored* a formação de maior presença de inclusões não metálica é uma possibilidade, tendo em conta que este eletrodo contém razoável quantidade de pó metálico no núcleo.

Tabela 4.3- Resultados das verificações mecânicas dos metais de solda.

Parâmetros Mecânicos	1° Passe (lado 1)		2° Passe (lado 2)	
	Pulsado	Convencional	Pulsado	Convencional
σ_t (MPa)	574 ± 2	639 ± 1	531 ± 1,5	642 ± 2
σ_e (MPa)	472 ± 1	544 ± 10	460 ± 6	568 ± 5
A_f (%)	21,2	17,9	20,4	19,81
HV (kgf/mm ²)	220 ± 10	223 ± 4	198 ± 9	214 ± 2
E_A (J)	32,7 ± 2,5 Pulsado		33 ± 2 Convencional	

σ_t : limite de resistência à tração;

σ_e : limite de escoamento;

A_f : alongamento de fratura em 25 mm;

HV: dureza Vickers utilizando carga de 2kgf;

E_A : energia absorvida.

4.5- DETERMINAÇÃO DAS EFICIÊNCIAS DE DEPOSIÇÃO E TÉRMICA

As estimativas das eficiências de deposição e térmica estão expostas na tabela 4.4 e apontam para o modo pulsado a conjunção de um desempenho melhor tanto no aproveitamento da energia efetiva de soldagem, como na quantidade de eletrodo depositado, consoante ao que têm sido reportado na literatura como um marco da combinação arco pulsado e eletrodo do tipo *metal cored*.

Tabela 4.4- Valores das eficiências de deposição e térmica.

Eficiências (%)	1° Passe (lado 1)		2° Passe (lado 2)	
	Pulsado	Convencional	Pulsado	Convencional
η_d	96,8	91,9	92,8	95,9
η_t	69,5	69,5	83,8	74,9

Dentro do objetivo proposto, em síntese, os exames metalográficos a que foram submetidas as amostras das juntas soldadas constituíram-se no ponto de partida para a avaliação dos possíveis fatores que influenciaram a configuração geométrica das soldas.

A presença de uma maior porcentagem de níquel e manganês no metal de solda obtido através do modo convencional explica uma microestrutura mais refinada e um favorecimento da presença em maior quantidade de ferrita acicular.

A partir das observações a respeito do exame comparativo das macrografias percebe-se que no modo pulsado houve um acréscimo dos valores das medidas lineares da largura e profundidade dos cordões, além de uma maior taxa de diluição, que pode ser explicado devido à maior tensão utilizada no modo pulsado.

Comparando-se os dois modos, verificou-se que houve uma diferença bem reduzida das medidas de dureza Vickers, enquanto que no modo convencional

os valores obtidos nos ensaios de tração são mais elevados, sugerindo realmente a ocorrência de um refinamento microestrutural, enquanto que as diferenças no resultado do ensaio Charpy não são significativas.

5- CONCLUSÕES

Para o procedimento experimental utilizado neste trabalho, conclui-se que:

- Observou-se que no modo pulsado as características geométricas de largura e penetração dos cordões de solda foram maiores, resultado atribuído à uma maior porcentagem de diluição no modo pulsado e à utilização de uma tensão mais elevada neste modo;
- Os metais de soldas obtidos em modo convencional mostraram uma maior propensão ao refinamento microestrutural, com equivalente aumento de resistência mecânica, devido à presença de uma maior porcentagem de níquel e manganês;
- O baixo aporte de calor favoreceu a soldagem no modo pulsado, pois necessitou-se de uma corrente menor em comparação ao modo convencional;
- Constatou-se que a microestrutura desenvolvida no metal de solda no modo convencional conteve maior proporção de ferrita acicular resultando em um metal de solda com excelentes valores de resistência e tenacidade, características atribuídas ao pequeno tamanho de grão, ou seja, ao refinamento microestrutural;
- Verificou-se uma diferença bem reduzida das medidas de dureza Vickers, enquanto que os valores obtidos nos ensaios de tração são mais elevados, sugerindo realmente a ocorrência de um refinamento microestrutural, enquanto que as diferenças no resultado do ensaio Charpy não são significativas;
- As eficiências de deposição e térmica estimadas apresentaram, de maneira geral, valores mais elevados para soldagem em modo pulsado.

6- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realização das soldas, utilizando-se outras condições de soldagem, nos modos convencional e pulsado, assim como outros consumíveis.
- Caracterização e quantificação das microfases M-A (martensita-austenita) nos metais de solda e a determinação dos efeitos nas propriedades mecânicas.

7- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABSON, D.J.; DOLBY, R.E.; HART, P.H.M. - The role of nonmetallic inclusions in ferrite nucleation in carbon steel weld metals. In: Conference on Trends in Steels and Consumables for Welding. London, 1978. Proceedings. Welding Institute, p.75-101, 1978.

ABSON, D.J.; PARGETER, R.J. – Factors influencing as-deposited strength, microstructure and toughness of manual metal arc weld suitable for C-Mn steel fabrications. International Metals Reviews, vol. 31, nº 4, p.141-94, April, 1986.

ALCAN. - Manual de Soldagem. Alcan Alumínio do Brasil S/A, 1. ed., 1993.

ALÉ, R.M.; JORGE, J.C.F.; REBELLO, J.M.A. – Constituintes microestruturais de solda de aço C-Mn baixa liga. Soldagem & Materiais, ABS, vol. 5, nº 3, 1993.

ALTEMÜHL, B. - Svedala Compaction Equipment improves robotic welding performance with new FILARC cored wire. Svetsaren, vol.53, nº3, pp. 32-35, 1998.

ARAÚJO, W.R. - Comparação entre soldagem robotizada com arame sólido e metal cored – a ocorrência de “finger”. Dissertação (Mestrado), UFMG, Belo Horizonte, MG, 2004.

ASM HANDBOOK COMMITTEE. Mechanical Testing and Evaluation. ASM METAL HANDBOOK. Volume 8 – Mechanical Testing and Evaluation, 2000.

AWS. - Welding Handbook, Welding Processes. American Welding Society, v. 2,8. Ed., USA, 1991.

AWS. - Welding Handbook, Materials and Applications – Part 1. American Welding Society, v. 3, 8. ed., USA, 1996.

BARHORST, S. – Metal Cored Electrode Basics. Welding Journal, vol 79, nº11, p. 13-15, November, 2000.

BARRA, R. S. - Influência do processo MIG/MAG Térmico sobre a microestrutura e a geometria da zona fundida. Tese (Doutorado), UFSC, Florianópolis, SC, 2003.

BHADESHIA, H.K.D. - Bainite of Steels. The Press University, Cambridge, 2nd edition, 2001.

BLAKE, P.D. - Oxygen and nitrogen in weld metal. Welding Research International, v.9, n.1, p.23-46, 1979.

BLOME, K. - FILARC PZ6105R – The robot-friendly cored wire. Svetsaren, v.54, n.1, pp.22- 24, 2000.

BONISZEWSKY, T. - Self-shielded arc welding. Woodhead Publishing Ltd. In: Association with the Welding Institute. Cambridge, England, 1992.

BRACARENSE, A. Q.; PEREIRA, U. A. Soldagem GMAW. - Revista da Soldagem ABS, n. 05, p. 01-12, 2005.

BRANDI, S.D. – Processo MIG/MAG. In: WAINER, E.; BRANDI, S.D.; MELLO. F.D. Soldagem: processos e metalurgia. São Paulo: Edgard Blücher, Cap.2d, p. 99-132, 1995.

CHIAVERINI, V. – Aços e ferros fundidos, 7ª Edição, 2002.

COLLARD, J.F – Adaptive pulsed GMAW control: The Digipulse system, Welding Journal, p. 35-38, November, 1988.

CORRÊA DE SÁ, A.L. - Análise microestrutural e de propriedades mecânicas resultantes da soldagem de um aço do tipo HY-80 com os processos eletrodo revestido e arame tubular. Dissertação (Mestrado), UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, 1999.

CORRÊA, C.A. - Aço inoxidável martensítico aplicado em revestimento pelo processo MIG pulsado e convencional. Dissertação (Mestrado), UNICAMP, Campinas, SP, 2000.

CORTINA, P. – Solid Wire Vs. Metal Cored: Which Should be Used to Optimize Process? . Welding Journal, vol 84, nº5, p.30-32, May, 2005.

COSTA, U. P. - Soldagem com Processo Arame Tubular e com Alma Metálica nos Segmentos Naval, On e Offshore e de Construção. XXIX Consolda, Brasil, p. 01-16, 2003.

DIAS, A.C. - Aspectos metalúrgicos da soldagem do aço USI-SAC 350 com arame tubular. Dissertação (Mestrado), Univ. Federal do Pará, Belém, PA, 2003.

Doc. IIW -999-88 - International Institute of Welding. Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals. Welding in the World, v.29, n.7/8, p.160-76, 1991.

DOLBY, R.E – Factors Controlling HAZ and Weld Metal Toughness in C-Mn Steels. Engineering Applications of Fracture Analysis, p. 117-34, South Africa, November, 1979.

DUPONT, N. J. ; MARDER, A. R. - Thermal efficiency of arc welding processes. Welding Journal, v.74, n.12, p. 406s-416s, December, 1995.

ES-SOUNI, M.; BEAVEN, P.A.; EVANS, G.M. - Microstructure and mechanical properties of Cu-bearing shielded metal arc C-Mn weld metal. Welding Journal, v.70, n.3, p.80s-90s, March, 1991.

EVANS, G.M. - Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld-metal deposits. Welding Journal, v.59, n.3, p.67s-75s, March, 1980.

EVANS, G.M. - The effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metals deposits. IIW. Doc. II-A-546-81. p.1-24, 1981.

EVANS, G.M. - Effect of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. Metal Construction, v.18, n.7, p.438R-44R, July, 1986.

EVANS, G.M. - Effects of sulphur and phosphorus on microstructure and properties of C-Mn all-weld- metal deposits. Metal Costruction, v.18, n.10, p.631R-6R, October, 1986.

EVANS, G.M. - Effect of molybdenum on microstructure and properties of C-Mn all-weld metal deposits. Joining et Materials, v.1, n.5, p.239-46, November, 1988.

EVANS, G.M. - The effect of chromium on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metals deposits. *Welding and Metal Fabrication*, v.57, n.7, p.346-58, August/September, 1989.

EVANS, G.M. - The effect of aluminium in shielded metal arc C-Mn steel multipass deposits. *Welding Journal*, v.70, n.1, p.32s-9s, January, 1991.

EVANS, G.M. - The effect of nickel on the microstructure and properties of C-Mn all-weld metals deposits. *Welding Research Abroad*, V. 27, Nº 2,3. February-March, 1991.

FARRAR, R.A.; HARRISON, P.L. - Acicular ferrite in carbon manganese weld metals: an overview. *Journal of Materials Science*, v.22, n.11, p.3812-20, 1987.

FORTES, C; ARAÚJO, W. - *Metalurgia da Soldagem*. Apostila ESAB, São Paulo, 2004.

FRENCH, I.E.; BOSWORTH, M.R. – A Comparison of Pulsed and Conventional Welding With Basic Flux Cored and Metal Cored Welding Wire. *Welding Journal*, vol 74, nº6, p. 197s-205s, June, 1995.

GOMES, C.E.R.S. - Influência do Ni na relação tenacidade-microestrutura de metais de solda de aços C-Mn-Ni obtidos por soldagem com arco submerso e tratados termicamente. Dissertação (Mestrado), COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, 1996.

GONÇALVES, G.M.B. - Efeitos microestruturais do reaquecimento e resfriamento de metais de solda obtidos pela soldagem a arco submerso com adição de pó metálico. Tese (Doutorado), USP, São Carlos, 1998.

GRIST, F. J.; FARRELL, W.; LAWRENCE, G. S. - Power Sources for Welding. *ASM Handbook*, v. 6, p. 92-102, 1993.

GRONG, O.; MATLOCK, D.K. - Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals. *International Metals Reviews*, v.31, n.1, p.27-48, January, 1986.

GUERRA, I.M. – “Soldagem e técnicas conexas: Processo”. Editado pelo autor, Porto Alegre, 2007.

HOEKSTRA, S.; MUNNIG SCHMIDT-VAN DER BURG, M.A.; DEN OUDEN, G. - Microstructure and notch toughness of ferrite weld metal. *Metal Construction*, v.18, n.12, p.771-775, December, 1986.

HOLLIDAY, D. B. - Gas-Metal Arc Welding. *ASM Handbook*, v. 6, p. 577-579, 1993.

HORRI, Y.; OHKITA, S.; WAKABAYASHI, M.; NUMURA, M. - Welding materials for low temperature service. *Nippon Steel Reports*, 1986.

ITO, Y.; NAKANISHI, M.; KOMIZO, Y. - Effects of oxygen on low carbon steel weld metal. *Metal Construction*, v.14, n.9, p.472-8, September, 1982.

JOHNSEN, M.R.; CULLISON, A. – What's New in Production Welding Machines?. *Welding Journal*, vol 81, n°8, p.26-29, August, 2002.

KANG, B.Y.; KIM, H.J.; HWANG, S.K. - Effect of Mn and Ni on the Variation of the Microstructure and Mechanical Properties of Low-carbon Weld Metals. *ISIJ International*, v. 40, n.12, p. 1237-1245, 2000.

KIM, Y. S.; EAGAR, T. W. - Metal Transfer in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding. *Welding Research Supplement - Welding Journal*, p. 279-287, July 1993.

KOBAYASHI, Y. - Efeito da adição controlada de pó metálico nas propriedades microestruturais e mecânicas no metal depositado por arco submerso em aço ARBL. *Dissertação (Doutorado), USP-São Carlos. Depto de Materiais*, 1994.

LAU, T.W.; SADOWSKI, M.M.; NORTH, T.H.; WETHERLY, G.C. - Effect of nitrogen on properties of submerged arc weld metal. *Materials Science and Technology*, v.4, n.1, p.52-61, January, 1988.

LIMA, M.S.F., GOLDENSTEIN, H. – Morphological instability of the austenite growth front in a laser remelted iron-carbon-silicon alloy. *Journal of Crystal Growth*, vol. 208, p. 709-716, 2000.

LINCOLN, J. F. - MIG/MAG Welding Guide. Cleveland, OH., USA, p. 01-48, 1998.

LUCAS, B. – FCAW, Multi Wire and Gas Selection-Techniques to Enhance MIG Productivity. Welding and Metal Fabrication, p.10-12, May, 1997.

LYTTLE, K.A. - Metal Cored Wires: Where do they fit in your future?, Welding Journal, v.75, n.10, 1996.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. - Soldagem Fundamentos e Tecnologia. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2005.

MILLER ELECTRIC Mfg. Co. – GMAW-P (Pulsed MIG) Process Guide. USA: May 1994.

MIYAHARA, V. T. P. - Avaliação das Propriedades Mecânicas e da Microestrutura de Aços Dissimilares ABNT 8620 e ABNT 6655 LN 28 Soldados com Arco Pulsado com Diferentes Temperaturas de Pré-Aquecimento e Tipos de Tecimento. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Unesp, Bauru, 2008.

MODENESI, P.J. - Introdução à física do arco elétrico e sua aplicação na soldagem dos metais. UFMG, Belo Horizonte, MG, junho, 2002.

MODENESI, P. J. - Técnica Operatória da Soldagem, UFMG, 2004.

MODENESI, P.J. - Soldabilidade dos aços transformáveis. UFMG, Belo Horizonte, MG, 2004.

MODENESI, PAULO J. – Soldabilidade de algumas ligas metálicas, UFMG, Maio, 2008.

MOSELLI, P.C. - Efeito dos parâmetros de pulso nas propriedades mecânicas e microestruturais na soldagem com proteção gasosa com adição de pó metálico. Dissertação (Mestrado), UNESP, Bauru. 2001.

MOTA, C.A.M. - Níquel e manganês como controladores da tenacidade na soldagem com arames tubulares autoprotetidos. Tese (Doutorado), UFSC, Florianópolis, SC, 1998.

MOYER, N. – The evolution of shielding gas. Welding Journal, p. 51-52, September, 2002.

MYERS, D. – Metal Cored Wires: Advantages and Disadvantages. *Welding Journal*, vol 81, n°9, p. 39-42, September, 2002.

NILES, R. W. ; JACKSON, C. E. - Weld thermal efficiency of the GTAW process. *Welding Journal*, v. 54, n.1, p.25s-31s, January, 1975.

NILO Jr, L.P. – Otimização de um processo de solda MIG/MAG para aplicação na indústria automobilística através da utilização da técnica de projeto e análise de experimentos. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2003.

NORRISH, J. – Advanced welding process. IOP Publishing LTD, *Gas Metal arc Welding*, p. 113-173, 1992.

NOVAES GOMES, S.I. – Influência do Mn e Nb na microestrutura e nas propriedades de tração e impacto de metais de solda obtidas por arco submerso em aços ARBL. Tese (Doutorado), USP, São Carlos, 1985.

PEREZ, F. R. C. - A Influência da Temperatura de Pré-Aquecimento e Tecimento na Microestrutura e Propriedades Mecânicas na Soldagem MIG/MAG Robotizada de Aços SAE 8620 com ABNT LN28. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Unesp, Bauru, 2007.

PRAVEEN, P.; YARLAGADDA, P.K.D.V.; KANG, M.J. – Advancements in Pulse Gas Metal Arc Welding. *Journal Materials Processing Technology*, vol 164-165, p.1113-1119, 2005.

QUINN, T.P.; SMITH, C.; MCCOWAN, C. N.; BLACHOWIAK, E.; MADIGAN, R. B. - Arc Sensing for Defects in Constant- Voltage Gas Metal Arc Welding. *Welding Journal Research Supplement*, p. 322-328, 1999.

SAITO, M.S. - Análise da influência dos parâmetros de pulso sobre a geometria do cordão de solda e rendimento de deposição, obtidos pelo processo de soldagem com arame tubular utilizando arco pulsado. Dissertação (Mestrado), UNESP, Bauru, SP, 2001.

SANT'ANNA, P.C. - Influência de Tratamentos Térmicos Intercríticos na Microestrutura e Propriedades Mecânicas do Aço API 5L X65. Tese (Doutorado), UNICAMP, Campinas, SP, 2006.

SANTOS, J.F.O.; QUINTINO, L.; MEDEIROS, R.C. - Arames Tubulares à Soldagem MIG com Transferência Controlada. Soldagem & Materiais, v.1, n.4, p.44-49, 1989.

SUBRAMANIAM, S.; WHITE, D.R.; JONES, J.E.; LYONS, D.W. - Experimental Approach to Selection of Pulsing Parameters in Pulsed GMAW. Welding Journal: p. 166s-172s, May. 1999.

SUBRAMANIAM, S.; WHITE, D.R.; JONES, J.E.; LYONS, D.W. - Droplet Transfer in pulsed gas metal arc welding of aluminium. Welding Journal, pp. 459 - 465, November, 1998

SURIAN, E.; TROTTI, J.; HERRERA, R.; VEDIA, L.A. - Influence of carbon on mechanical properties and microstructure of weld metal from a high-strength SMA electrode. Welding Journal, v.70, n.6, p.133s-40s, June, 1991.

SVENSSON, L.E.; GRETOFT, B. - Microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals. Welding Journal, v.69, n.12, p.315-25, March, 1984.

TAYLOR, D.S. - The effect of manganese on the toughness of E-7016 type weld metal. Welding and Metal Fabrication, v.50, n.9, p.452-60, November 1982.

TRINDADE, V.B.; PARANHOS, R.P.R.; PAYÃO, J.C.; SOUZA, L.F.G. - Influência da adição de níquel na tenacidade de metais de solda de aços C-Mn antes e após tratamento térmico de alívio de tensões. Soldagem & Inspeção, v.10, n.4, p.164-171, outubro-novembro, 2005.

UEYAMA, T.; TONG, H.; HARADA, S.; PASSMORE, R.; USHIO, M. - AC Pulsed GMAW Improves Sheet Metal Joining. Welding Journal, vol 84, nº2, p.40-46, February, 2005.

VIEIRA, L.A. - Avaliação da tenacidade após tratamento térmico de alívio de tensões em soldas produzidas com arames tubulares rúfílicos que contenham níquel. Dissertação (Mestrado), UFMG, Belo Horizonte, 2006.

WANG, W.; LIU, S.; JONES, J.E. - Flux Cored Arc Welding: Arc Signals, Processing and Metal Transfer Characterization. *Welding Journal*, v.74, n.11, November, 1995.

WEBER, J. – Pulsed GMAW a plus for Midwestern metalworker. *Welding Journal*, pp. 51 – 52, November, 1982.

WELDING IN THE WORLD, vol. 29, nº 7/8, 1991, IIW - International Institute of Welding.

WIDGERY, D. - Welding-the key to better productivity. *Welding and Metal Fabrication*, v. 34, p.58-59, March, 1986.

ZAWODNY, J. – Welding with the right shielding gás. *Welding Journal*, pp. 49-50, December, 2001.

ZEEMANN, A. - Energia de Soldagem. *Infosolda*, 2003. Disponível em: <www.infosolda.com.br/artigos/metso105.pdf>.