UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Caracterização de soldas em aços API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento

Autor: **Norival Ferreira dos Santos Neto**
Orientadora: **Roseana da Exaltação Trevisan**

07/03

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

Caracterização de soldas em aços API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento

Autor: **Norival Ferreira dos Santos Neto**
Orientadora: **Roseana da Exaltação Trevisan**

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2003
S.P. – Brasil

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

Caracterização de soldas em aços API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento

Autor: **Norival Ferreira dos Santos Neto**
Orientadora: **Roseana da Exaltação Trevisan**

_____
Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan, Presidente
DEF / FEM - UNICAMP

_____
Prof. Dr. Auteliano Antunes dos Santos Junior
DPM / FEM - UNICAMP

_____
Profa. Dra. Ivani de Souza Bott
DCMM – PUC / RJ

Campinas, 28 de julho de 2003

Dedicatória:

Dedico este trabalho à minha querida tia Carmem (in memorium). Um exemplo de educadora, que com toda sua dedicação, simplicidade e carinho, me ajudou em toda a minha trajetória.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser terminado sem a ajuda de diversas pessoas às quais presto minha homenagem:

À minha orientadora, Profa. Dra. Roseana E. Trevisan, pela oportunidade, amizade e firmeza com que me mostrou os caminhos a serem seguidos.

Aos meus pais e toda minha família pelo incentivo em todos os momentos da minha vida.

Ao Prof. Dr. Hipólito C. Fals, pela orientação ao longo dos experimentos.

Ao Sr. Claudomiro Alves, pela amizade e apoio na parte experimental.

Aos colegas do departamento: Eduardo, Francisco, Guido, Ivan, José Hilton, Luciano e Robert, pela amizade, apoio técnico e colaboração.

Aos professores, funcionários e colegas da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp, pelo convívio e apoio.

Ao CTPETRO e FINEP pelo apoio financeiro.

À Techint Engenharia S.A. e à Lincoln Electric do Brasil Ltda, pelo fornecimento de materiais.

“A força para se alcançar um objetivo reside no fato de nunca, mas nunca mesmo, desistir dele. Porém, deve-se ter a sensibilidade de alterá-lo quando se tornar uma obsessão.”

Resumo

SANTOS NETO, Norival Ferreira dos, *Caracterização de soldas em aços API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento*, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2003. 87 p. Dissertação (Mestrado)

As malhas dutoviárias são responsáveis pelo transporte do petróleo e seus derivados, desde as regiões produtoras até os centros consumidores. O aumento da demanda energética tem incentivado a ampliação e a construção de novos oleodutos e gasodutos. A utilização de técnicas avançadas de soldagem permite a união destes tubos com confiabilidade e maior economia. Este trabalho tem como objetivo caracterizar a soldagem de aços API 5L, utilizando processos de soldagem a arco com diferentes arames tubulares e diferentes temperaturas de preaquecimento. Esta caracterização da soldagem é apresentada em função da morfologia, da microdureza e da microestrutura dos conjuntos soldados. Para tanto, foi utilizado o processo de soldagem a arco com arame tubular de alma metálica (FCAW-G) para as soldagens de chapas de aço grau X65, em dois passes, com solda de topo e chanfro em "V" e com a utilização de três níveis de temperatura de preaquecimento (25°C, 180°C e 250°C), mantidas como temperatura de interpasse. O processo de soldagem a arco com arame tubular autoprotegido (FCAW-S) foi utilizado para a soldagem dos tubos de aço grau X70, em passe único, com solda de topo e chanfro reto, tendo dois níveis de temperatura de preaquecimento (25°C e 95°C). Para a soldagem destes tubos foi desenvolvido um dispositivo para permitir que as soldas fossem realizadas na posição plana, fixando-se a tocha e girando-se os tubos. Também foi necessário um trabalho específico de otimização dos parâmetros de soldagem para o uso do arame autoprotegido. As amostras foram preparadas metalograficamente e a caracterização morfológica foi obtida em equipamento esterioscópico provido com programa analisador de imagens. As microdurezas foram medidas transversalmente aos cordões de solda. As micrografias dos conjuntos soldados foram adquiridas em microscópio óptico. Com as variações impostas de preaquecimento foram notadas diferenças nas morfologias, nas microdurezas e nas microestruturas das regiões dos conjuntos soldados. As melhores características morfológicas, microestruturais e de microdureza foram encontradas nos cordões de solda realizados com temperatura de interpasse de 180°C, para o aço API 5L X65, e com temperatura de preaquecimento de 95°C, para o aço API 5L X70, quando comparados aos cordões realizados com as demais temperaturas utilizadas.

Palavras Chave: Soldagem, arame tubular, temperatura de interpasse, preaquecimento, aço API 5L

Abstract

SANTOS NETO, Norival Ferreira dos, *Characterization of welds on API-5L steels with different tubular wires and preheating temperature*, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2003. 87 p. Dissertação (Mestrado)

Pipelines are the main transport vehicle for petroleum and petroleum products from productive areas to consumer centers. The increasing demand for energy has stimulated the construction of news oil and gas pipelines. The use of advanced welding techniques allows the joining of these pipes in a reliable and economic way. The aim of this work is to characterize API 5L steel welds obtained by arc welding using different tubular wires and preheating temperatures. The characterization is presented according to the morphology, microhardeness and microstructure of the welded joints. The Flux Core Arc Weld (FCAW) process with a metal core wire was used to join grade X65 steel plates. Two butt welding passes were employed to fill a single-V groove using three different levels of preheating temperatures (25, 180 and 250°C), which were maintained as interpass temperatures. The same Flux Core Arc Weld (FCAW) process, now with a self-shield tubular wire, was used to join grade X70 steel tubes. In the latter case, a single butt-welding pass was employed to fill a square groove, along with two levels of preheating temperatures (25 and 95 °C). For the welding of the tubes, a mechanism was conceived to allow making the welds in the flat position. The mechanism was used to fix the torch and to turn the tube. A parameter optimization work was carried out prior to the FCAW welding runs developed for this study. After cutting, joint samples were properly prepared for metalographic analysis and the morphology characterization was carried out using a stereoscope coupled to an image analyzer. Microhardness measurements were made transversally to the weld bead. Micrographs were acquired through an optical microscope. Morphology, microhardness and microstructure differences were observed along the welded region with the variation of the imposed preheating temperatures. The best characteristics were found with the 180°C interpass temperature, for the API 5L X65 steel and with the 95°C pre-heating temperature for the API 5L X70 steel.

Keywords: Welding, FCAW, interpass temperature, preheating, API 5L steel

Índice

Lista de Figuras iv

Lista de Tabelas vii

Nomenclatura viii

Capítulo 1 – **Introdução** 01

1.1 – A malha dutoviária brasileira e sua perspectiva 01

1.2 – Objetivo 02

Capítulo 2 - **Revisão da Literatura** 03

2.1 – O desenvolvimento do aço API 5L 03

2.2 – Processos de soldagem circunferencial em tubos de aço API 5L 05

2.3 – Processo de soldagem FCAW 06

2.3.1 - Soldagem pelo processo FCAW-G 08

2.3.2 – Soldagem pelo processo FCAW-S 09

2.4 – Parâmetros de soldagem 12

2.4.1 – A corrente de soldagem 13

2.4.2 – A tensão do arco 13

2.4.3 – A velocidade de soldagem 14

2.4.4 – Distância entre o bico de contato e a peça 14

2.4.5 – O ângulo de deslocamento 15

2.4.6 – Insumo de Calor 16

2.5 – O carbono equivalente 17
2.6 – Temperaturas de preaquecimento e de interpasse 19
2.7 – Soldagem com múltiplos passes 20
2.8 – O ciclo térmico 21
2.9 – Dureza da região soldada 23
2.10 – Microestrutura da região soldada 24

Capítulo 3 - **Materiais e Métodos** 26

3.1 – Introdução 26
3.2 – Descrição das análises realizadas nos experimentos 27
3.2.1 – Análises metalográficas 27
3.2.2 – Análises de microdureza 28
3.2.3 – Aquisição dos ciclos térmicos 29
3.2.4 – Controle das temperaturas de preaquecimento e de interpasse 30
3.3 – Primeira parte dos ensaios (aço API 5L X65) 30
3.3.1 – O planejamento estatístico para os ensaios com aço API 5L X65 30
3.3.2 – Caracterização do metal base API 5L X65 31
3.3.3 – A soldagem do aço API 5L X65 33
3.3.4 – Os cortes para a retirada das amostras 35
3.4 – Segunda parte dos ensaios (aço API 5L X70) 36
3.4.1 – O planejamento estatístico para os ensaios com aço API 5L X70 36
3.4.2 – Caracterização do metal base API 5L X70 36
3.4.3 – Caracterização do arame tubular autoprotegido 37
3.4.4 – O equipamento para a soldagem dos tubos API 5L X70 39
3.4.5 – Soldagem dos tubos API 5L X70 40
3.4.6 – A retirada das amostras para o aço API 5L X70 44

Capítulo 4 - **Resultados e Discussões** 46

4.1 – Temperaturas de preaquecimento, de interpasse e ciclos térmicos 47

4.1.1 - Temperaturas de preaquecimento, de interpasse e ciclos térmicos (aço API 5L X65) 47
4.1.2 - Temperaturas de preaquecimento e ciclos térmicos (aço API 5L X70) 50
4.2 – Otimização dos parâmetros de soldagem 51
4.2.1 – Otimização dos parâmetros de soldagem em função da morfologia (aço API 5L X70) 52
4.3 – Caracterização das soldas 60
4.3.1 – Caracterização da morfologia das regiões soldadas 60
4.3.1.1 – Caracterização da morfologia das regiões soldadas do aço API 5L X65 60
4.3.1.2 – Caracterização da morfologia das regiões soldadas do aço API 5L X70 63
4.3.2 – Caracterização da microdureza das regiões soldadas 67
4.3.2.1 – Caracterização da microdureza das regiões soldadas do aço API 5L X65 67
4.3.2.2 – Caracterização da microdureza das regiões soldadas do aço API 5L X70 69
4.3.3 – Caracterização da microestrutura das regiões soldadas 70
4.3.3.1 – Caracterização da microestrutura das regiões soldadas do aço API 5L X65 70
4.3.3.2 – Caracterização da microestrutura das regiões soldadas do aço API 5L X70 75
Capítulo 5 – **Conclusões** 79
5.1 – Soldagem do aço API 5L X65 79
5.2 – Soldagem do aço API 5L X70 81
Referências Bibliográficas 82

Lista de Figuras

Figura 2.1 - Esquematização da evolução dos aços API 5L 04

Figura 2.2 - Formas da seção transversal de arames tubulares 07

Figura 2.3 - Comparação entre taxas de deposição de diversos processos de soldagem 07

Figura 2.4 – Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-G 09

Figura 2.5 – Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-S 10

Figura 2.6 – Efeito da velocidade do vento sobre a tenacidade do metal depositado 11

Figura 2.7 – Representação esquemática do "efeito colchão" 12

Figura 2.8 – Representação esquemática do comprimento do eletrodo. (a) transferência do metal através de curto-circuito. (b) demais tipos de transferência do metal 15

Figura 2.9 – Esquematização do ângulo de deslocamento 16

Figura 3.1 – Esquematização das medições efetuadas nos conjuntos soldados 28

Figura 3.2 – Linhas de impressões dos corpos de prova 29

Figura 3.3 - Dimensão das amostras e direção de laminação 32

Figura 3.4 – Micrografias para análise da direção de laminação.(a) seção longitudinal. (b) seção transversal 33

Figura 3.5 – Dimensão do chanfro e disposição do termopar para a aquisição dos ciclos térmicos 34

Figura 3.6 – Montagem experimental para soldagem dos corpos de prova 35

Figura 3.7 – Esquema de corte das amostras..... 36

Figura 3.8 – Visão geral do dispositivo para girar os tubos 39

Figura 3.9 **–** Gráfico da freqüência do inversor com relação à velocidade de soldagem 40

Figura 3.10 - Dimensão do chanfro e disposição do termopar para a aquisição dos ciclos térmicos 43

Figura 3.11 – (a) momento imediatamente anterior à soldagem, com espaçadores, a tocha e o termopar instalado. (b) fixação dos "grampos" internamente ao conjunto soldado 44

Figura 3.12 – (a) Corte plasma realizado nos segmentos de tubo. (b) Réplica com indicação de corte na seção transversal do cordão de solda 45

Figura 4.1 – Ciclos térmicos para as Tpi de 25°C, 180°C e 250°C 48

Figura 4.2 – Ciclos térmicos para as Tpa de 25°C e 95°C 50

Figura 4.3 – Macrografias representativas do aumento da corrente de soldagem..... 53

Figura 4.4 – Gráfico das variações dimensionais dos CS com o aumento da corrente de soldagem..... 53

Figura 4.5 – Macrografias representativas do aumento da tensão do arco..... 55

Figura 4.6 – Gráfico das variações dimensionais dos CS com o aumento da tensão do arco 56

Figura 4.7 – Macrografias representativas do aumento da DBCP 56

Figura 4.8 – Gráfico das variações dimensionais dos CS com o aumento da DBCP..... 57

Figura 4.9 – Oscilogramas da tensão e da corrente para soldagem realizada com 18V de tensão média 58

Figura 4.10 – Oscilogramas da tensão e da corrente para soldagem realizada com 20V de tensão média 59

Figura 4.11 – Macrografias dos cordões de solda para diferentes Tpi em soldagens do aço de grau X65 61

Figura 4.12 – Gráfico representativo das mudanças dimensionais da região soldada em função da temperatura de interpasse (Tpi). Aço grau X65 62

Figura 4.13 – Macrografias dos cordões de solda para diferentes Tpa em soldagens do aço de grau X70 64

Figura 4.14 – Gráfico representativo das mudanças dimensionais da região soldada em função da temperatura de preaquecimento (Tpa). Aço grau X70 66

Figura 4.15 – Microdurezas obtidas para as diversas Tpi ao longo das regiões soldadas (aço X65) 67

Figura 4.16 – Microdurezas obtidas para Tpa de 25°C e 95°C (aço X70) 69

Figura 4.17 – Crescimento típico de grãos colunares do segundo passe e refinamento de grãos do primeiro passe. Tpi 250°C 71

Figura 4.18 – Micrografias representativas do primeiro passe para Tpi de 25°C. (a) região da raiz (b) região de grãos refinados pela ZTA do segundo passe 72

Figura 4.19 – Microestrutura do segundo passe do cordão de solda. Corpo de prova soldado com Tpi de 180°C 73

Figura 4.20 – Efeito da Tpi na formação microestrutural do segundo passe 73

Figura 4.21 – Zona de crescimento de grão da ZTA do segundo passe. Corpo de prova soldado com Tpi de 180°C 74

Figura 4.22 – CGZTA do primeiro passe para corpo de prova soldado com Tpi de180°C 75

Figura 4.23 – Regiões dos conjuntos soldados mostrando os grãos colunares do CS e a CGZTA. (a) Tpa de 25°C. (b) Tpa de 95°C 76

Figura 4.24 – Micrografia representativa das regiões centrais dos CS. Tpa de 25°C 77

Figura 4.25 – Micrografias representativas da CGZTA. (a) Tpa de 25°C. (b) Tpa de 95°C ... 78

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 - Especificação de arames tubulares para a soldagem de dutos 05

Tabela 3.1 - Composição química do aço API 5L X65 e seu Pcm 31

Tabela 3.2 - Parâmetros de soldagem 33

Tabela 3.3 - Composição química do arame 100% puro, fornecida pelo fabricante 34

Tabela 3.4 - Composição química do aço API 5L X70 e seu Pcm 37

Tabela 3.5 – Propriedades Mecânicas do arame tubular 38

Tabela 3.6 – Composição Química do arame tubular requerida pela norma AWS 5.29:1998 (a) e informado pelo certificado (b) 38

Tabela 3.7 – Variações iniciais dos parâmetros de soldagem 41

Tabela 3.8 – Variações de parâmetros de soldagem para transposição em chanfro reto 42

Tabela 3.9 – Parâmetros definitivos de soldagem 43

Tabela 4.1 – Temperaturas de pico (Tp) e tempos de resfriamento (Δ_{3-1}) para as diversas Tpi 49

Tabela 4.2 – Temperaturas de pico (Tp) e tempos de resfriamento (Δt_{8-5}) para as diversas Tpa 51

Tabela 4.3 – Valores médios e DP das dimensões da região soldada (aço grau X65) 61

Tabela 4.4 – Valores médios e desvios-padrão (DP) das dimensões da região soldada (aço grau X70) 65

Nomenclatura

Letras Latinas

A – Área do Cordão de Solda ..... [mm^2]
dT/dt – Taxa de Resfriamento ..... [°C/s]
e – Espessura ..... [mm]
I – Corrente de Soldagem ..... [A]
IC – Insumo de Calor ..... [kJ/mm]
H – Hidrogênio Difusível ..... [ml/100g]
HV – Dureza Vickers ..... [HV]
L – Largura do Cordão de Solda ..... [mm]
LZTA – Largura da Zona Termicamente Afetada ..... [mm]
R – Reforço do Cordão de Solda ..... [mm]
s – Espessura da Chapa ..... [mm]
t – Tempo ..... [s]
T – Temperatura ..... [°C]
Tp – Temperatura de Pico ..... [°C]
Tpa – Temperatura de Preaquecimento ..... [°C]
Tpi – Temperatura de Interpasse ..... [°C]
U – Tensão do Arco ..... [V]
Vs – Velocidade de Soldagem ..... [mm/min]

Letras Gregas

α - Nível de Significância
Δt_{3-1} – Tempo de Resfriamento de 300°C a 100°C ..... [s]
Δt_{8-5} – Tempo de Resfriamento de 800°C a 500°C ..... [s]
η - Rendimento Térmico do Processo de Soldagem

Abreviações

A/D – Analógico / Digital
Al – Alumínio

B – Boro
BA - Bainita
C – Carbono
Ca – Cálcio
CCEN – Corrente Contínua Eletrodo Negativo
CCEP – Corrente Contínua Eletrodo Positivo
Ceq – Carbono Equivalente
CGZTA – Zona de Crescimento de Grão da ZTA
Cr – Cromo
CS – Cordão de Solda
Cu - Cobre
DBCP – Distância Bico de Contato Peça
DP – Desvio-Padrão
EIW – Electric Induction Welding
ERW – Electric Resistance Welding
FA – Ferrita Acicular
FC – Agregado Ferrita-Carboneto
FCAW – Flux Cored Arc Welding
FCAW-G – Flux Cored Arc Welding – Gas Shielded
FCAW-S – Flux Cored Arc Welding – Self Shielded
FCG – Ferrita de Contorno de Grão
FPI - Ferrita Poligonal Intragranular
FSFA – Ferrita de Segunda Fase Alinhada
FSFNA – Ferrita de Segunda Fase Não Alinhada
FW – Ferrita de Widmanstätten
GMAW – Gas Metal Arc Welding
IIW – International Institute of Welding
K – Componente da Equação da Temperatura de Preaquecimento
LBW – Laser Beam Welding
M - Martensita
MB – Metal Base
Mn – Manganês
Mo – Molibdênio
N - Nitrogênio
Nb - Nióbio
Ni – Níquel
P - Fósforo
Pcm – (Modified Cracking Parameter) Fórmula do Ceq de Ito e Bessoy, 1968
Pw – Componente da Equação da Temperatura de Preaquecimento
S - Enxofre
Si – Silício
Sn - Estanho
SMA – Submerged Arc Welding
SMAW – Shielded Metal Arc Welding

Ti - Titânio
V - Vanádio
ZTA – Zona Termicamente Afetada

Siglas

API – American Petroleum Institute
AWS – American Welding Society
ANSI – American National Standards Institute

Capítulo 1

Introdução

1.1 – A malha dutoviária brasileira e sua perspectiva

O Brasil possui, segundo dados da Petrobrás, 2001, uma reserva de petróleo estimada em 9,3 bilhões de barris, e produz 1,6 milhão de barris/dia de petróleo e 40 milhões de m^3/dia de gás natural, o que corresponde a uma auto-suficiência de 75%. A estimativa do mercado brasileiro indica, para o gás natural, um aumento de demanda em até 65 milhões de m^3/dia até o final de 2003, chegando a 73 milhões de m^3/dia até 2005, com a entrada em funcionamento de novas termoelétricas e a ampliação de gás canalizado para o segmento industrial e automotivo.

A malha dutoviária brasileira chega, atualmente, a 15.200 km, correspondendo a 34% do transporte de derivados de petróleo no país, perdendo para o aquaviário, que responde por 45% deste transporte. Um intenso esforço está sendo realizado pela Petrobrás, com investimento de US$ 1,8 bilhão, para ampliação e interligamento das dutovias, com a construção de mais 5.000 km de dutos até o final de 2003.

O transporte por dutos é o modo mais barato de conduzir óleo e gás, porém, deve ser realizado com confiabilidade e segurança operacional para evitar prejuízos econômicos e ambientais. A soldagem entre tubos adjacentes para a construção de dutos é realizada, no Brasil, em quase a sua totalidade, pelo processo de soldagem a arco, manual, por eletrodo revestido (SMAW). Este processo de soldagem é dependente da habilidade do soldador, porém, pela

utilização de baixos níveis de corrente de soldagem e a possibilidade da fabricação de eletrodos específicos para cada fim, torna-se um processo de boa confiabilidade e, devido às baixas velocidades de soldagem alcançadas, de baixa taxa de deposição.

A América do Norte e também outros continentes já utilizam processos de soldagem automatizados, ou semi-atomatizados, para a construção de dutos. Dentre os processos de soldagem que permitem automatização, o processo de soldagem a arco com arame tubular (FCAW) vem ganhando destaque. Pela utilização de maiores correntes de soldagem, o processo de soldagem FCAW permite a obtenção de maiores taxas de deposição comparativamente ao processo SMAW, o que equivale também dizer que para chanfros onde pelo processo SMAW são utilizados de 5 a 6 passes de solda para o total preenchimento da junta, o processo FCAW preenche este mesmo chanfro com 2 ou 3 passes de solda e com maiores velocidades de soldagem, reduzindo o tempo total de soldagem em até 60%.

O conhecimento e o desenvolvimento do processo de soldagem FCAW, assim como a tecnologia de fabricação e utilização dos arames tubulares, são de fundamental importância para a construção de dutos com maior confiabilidade e economia.

1.2 – Objetivo

Este trabalho tem como objetivo caracterizar a soldagem de aços API 5L, utilizando processos de soldagem a arco com diferentes arames tubulares e diferentes temperaturas de preaquecimento. Esta caracterização da soldagem será apresentada em função da morfologia, da microdureza e da microestrutura dos conjuntos soldados.

Capítulo 2

Revisão da Literatura

2.1 – O desenvolvimento do aço API 5L

Até os anos 70, os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) eram produzidos pelo processo de laminação à quente seguido de normalização, processo este, também utilizado na fabricação dos aços de grau até X60. Nos anos 70, desenvolveu-se o processo de conformação termomecânica, permitindo a evolução dos aços até o grau X70, com reduzidos teores de carbono e adição de elementos de liga como o nióbio e o vanádio. Nos anos 80, esta tecnologia foi aperfeiçoada, com a introdução do processo de resfriamento controlado adicionado à laminação termomecânica, possibilitando a produção do aço X80, com teores de carbono ainda mais reduzidos. Nos últimos anos, tem sido testada com sucesso a inserção de elementos de liga como o molibdênio, o cobre e o níquel, além de processos modificados de resfriamento controlado, possibilitando o desenvolvimento do aço de grau X100 e X120.

O grau do aço, segundo a norma API 5L (2000), reflete a tensão mínima de escoamento do material em [ksi], ou seja, o grau X70 tem esta tensão com o valor de 70 ksi. O desenvolvimento dos aços API 5L é esquematizado no gráfico da Fig.2.1, onde pode ser verificado o aumento da resistência mecânica destes materiais, passando do grau X42 na década de 1950 até o X120 em utilização nos dias atuais.

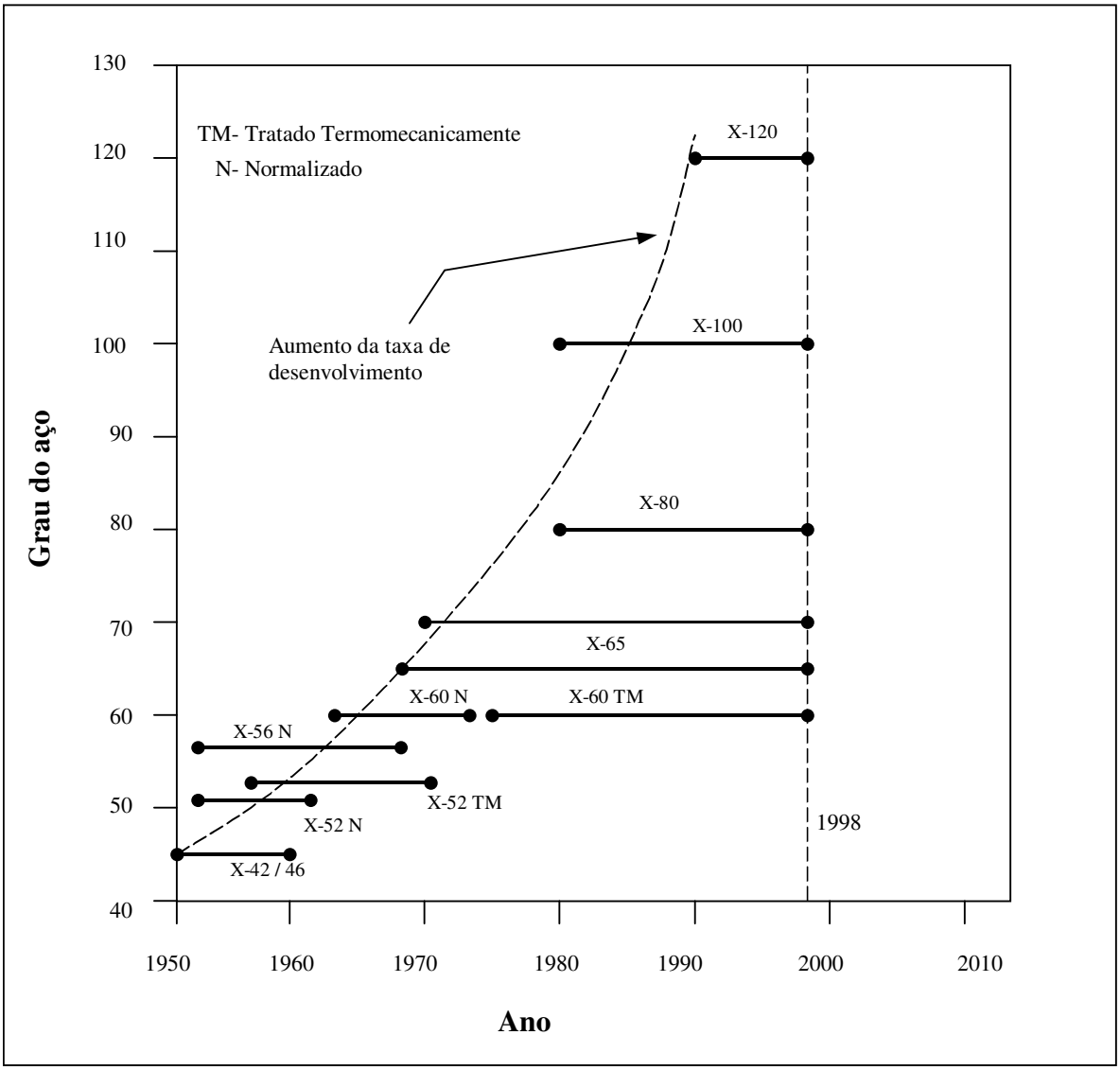


Figura 2.1 – Esquematização da evolução dos aços API 5L. Fonte: Gray, 1998 apud Lima, 2002.

A utilização de tubos fabricados a partir de aços com melhores propriedades mecânico-metalúrgicas tem contribuído para a redução de custos na produção das malhas dutoviárias. Torna-se possível selecionar menores espessuras de parede, mantendo-se a mesma pressão de trabalho, o que resulta na diminuição do peso dos tubos e da quantidade de solda depositada em cada junta, Fedele, 2002.

O desenvolvimento de tubos de alta resistência tem como base os aços microligados, conhecidos como ARBL. O Instituto Americano de Petróleo (API) tem regulamentado a

fabricação dos aços e tubos para a produção de dutos, através da norma API 5L – Especificação para dutos.

Na construção de tubos com costura de aço API 5L, podem ser utilizados os processos: ERW (Soldagem por Resistência Elétrica), EIW (Soldagem por Indução Elétrica), LBW (Soldagem por Feixe de Laser), GMAW (Soldagem a Arco com Arame Sólido) e SAW (Soldagem com Arco Submerso). Estes processos são utilizados nas soldagens de formação dos tubos, tanto na configuração longitudinal quanto em espiral. Já na união de tubos adjacentes para a formação dos dutos, as soldagens são circunferenciais, acompanhando todo o perímetro dos tubos.

2.2 – Processos de soldagem circunferencial em tubos de aço API 5L

Na formação da rede dutoviária, a soldagem dos dutos segue a norma API 1104 (1999), que prevê, em seu sub-item 5.3.2.1, referindo-se à especificação de procedimentos, a utilização dos processos de soldagem: manual, semi-automático ou automático, ou ainda uma possível combinação destes, como processos praticáveis na soldagem de dutos. O item 5.4 da referida norma apresenta a tabela 1, que contém 9 grupos de materiais de enchimento aprovados para soldagem de dutos. Os grupos 7, 8 e 9 desta tabela 1 são formados especificamente pelos arames tubulares e estão reproduzidos na Tab.2.1 com a especificação de cada eletrodo e sua respectiva norma AWS (Sociedade Americana de Soldagem).

Tabela 2.1 – Especificação de arames tubulares para a soldagem de dutos. Fonte:API 1104 (1999)

Grupo	**Norma do eletrodo (AWS)**	**Especificação do eletrodo**	**Observações**
7	A 5.20	E61T-GS E71T-GS	Utilizado somente para passe de raiz
8	A 5.29	E71T8-K6	
9	A 5.29	E91T8-G	

A soldagem de dutos, quando executada através de processo manual com eletrodo revestido (SMAW), é usualmente realizada através de uma composição de eletrodos para os passes de raiz, de enchimento e de cobertura da junta. Quintana & Johnson, 1999, exemplificam com a construção de dutos através de soldagens realizadas no passe de raiz pelo processo SMAW e o processo FCAW-S para os passes de enchimento. Fedele, 2002, lembra que a construção do Gasoduto Brasil-Bolívia foi realizada com soldagens efetuadas através da combinação dos eletrodos revestidos E6010 e E8010.

Alguns outros procedimentos de soldagem com arame tubular estão sendo estudados e podem ser encontrados na literatura, como o de Ferreira, Ventrella & Alcântara, 2001, que fizeram soldagens em chapas de aço API 5L X70 utilizando o arame tubular E81T1-Ni1, com variações no preaquecimento, obtendo diferenças nos microconstituintes do metal de solda que revelaram tenacidade adequada. Silva et al, 2001, realizaram experimentos com soldagem nos aços de graus X70 e X80 com o arame tubular de alma metálica E110C-G, obtendo expressivos resultados em testes de resistência à tração, impacto e dureza, quando comparados aos valores obtidos em soldagens com eletrodos revestidos.

2.3 – Processo de soldagem FCAW

No processo de soldagem FCAW (Soldagem a Arco com Arame Tubular), o arco elétrico é formado entre a peça e um arame tubular metálico cujo interior é preenchido por um fluxo fundente. O fluxo tem como funções: a estabilidade do arco, o controle da escória, a inclusão de elementos de liga e a proteção do metal de transferência e da região da solda. A técnica mais comum para a produção do arame tubular envolve o dobramento de finas fitas metálicas até a forma de um “U”, quando o fluxo constituinte é depositado, fechando-se esta fita até uma seção circular e reduzindo o diâmetro do tubo por trefilação. Algumas formas da seção transversal do arame tubular podem ser visualizadas na Fig.2.2.

A Fig.2.3 trás um gráfico comparativo das taxas de deposição de vários processos de soldagem. Como pode ser observado neste gráfico, o processo FCAW tem uma taxa de deposição superior aos processos de soldagem com eletrodo revestido (SMAW) e com arame sólido

(GMAW), sendo inferior ao processo de soldagem com arco submerso (SAW). Esta maior taxa de deposição do processo FCAW, frente aos processos SMAW e GMAW, deve-se aos maiores valores de corrente de soldagem utilizadas por este processo e também pela presença de uma delgada capa metálica externa, formadora do arame tubular, conduzir esta corrente, elevando a sua densidade, Norrish, 1992.

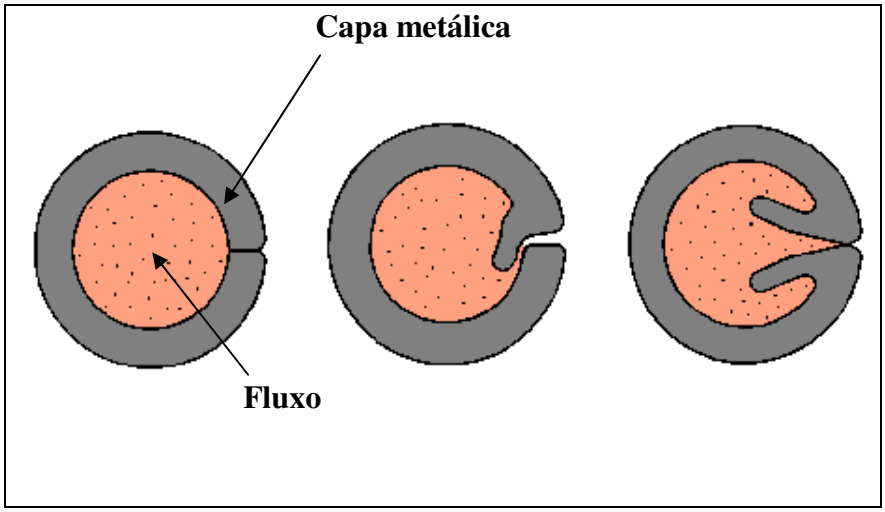


Figura 2.2 – Formas da seção transversal de arames tubulares. Fonte: Norrish, 1992.

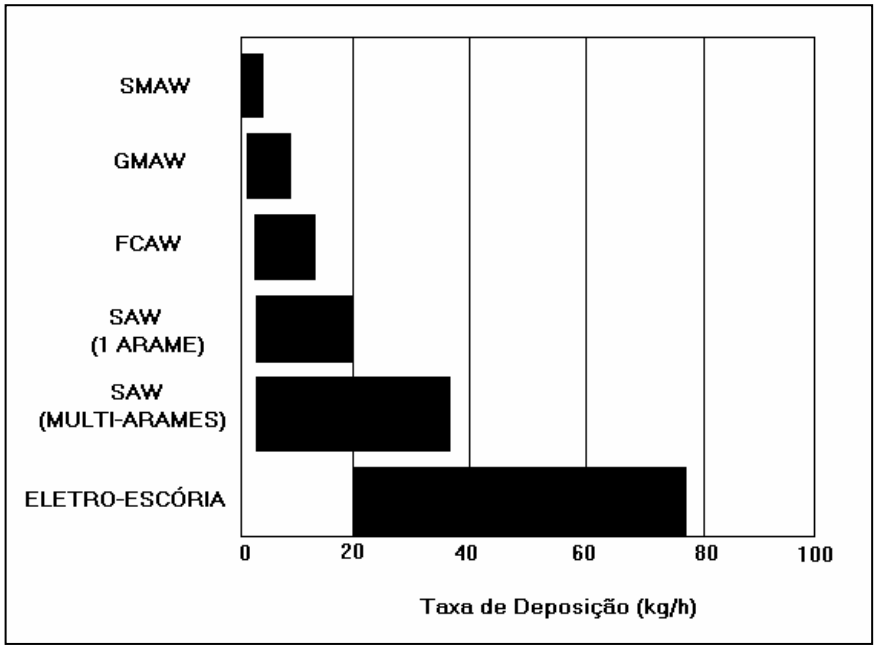


Figura 2.3 - Comparação entre taxas de deposição de diversos processos de soldagem. Fonte: Norrish, 1992.

Dois tipos de proteção contra a contaminação atmosférica são possíveis no processo FCAW: o processo com gás de proteção (FCAW-G Soldagem a Arco com Arame Tubular e Gás de Proteção) e o processo autoprotegido (FCAW-S Soldagem a Arco com Arame Tubular Autoprotegido). No processo FCAW-G, uma proteção adicional é providenciada com a utilização de gás que flui através do bocal da tocha; e no processo FCAW-S, a própria fusão do fluxo gera gás protetor do metal de transferência e da região da solda.

2.3.1 – Soldagem pelo processo FCAW-G

O processo de soldagem FCAW-G utiliza gás auxiliar para a proteção do metal depositado, fornecido externamente ao equipamento de soldagem, fluindo pelo bocal da tocha, que é a mesma utilizada para o processo GMAW (Soldagem a Arco com Arame Sólido). Uma variação deste processo reside no uso do arame tubular com alma metálica, que contém em seu fluxo somente ingredientes metálicos, sendo seu principal constituinte o pó-de-ferro, Widgery, 1994. Para este tipo de arame, quando utilizado com correntes de soldagem próximas a 300 A, pode-se esperar uma transferência metálica do tipo "spray", de forma suave e com projeção axial. Além disto, há também uma boa estabilidade do processo pela utilização de misturas do argônio com o CO_2 como gás de proteção, Norrish, 1992.

A Fig.2.4 mostra esquematicamente a soldagem realizada pelo processo FCAW-G, onde podem ser observadas a ação exercida pelo gás de proteção que flui através do bocal da tocha e a fusão do arame tubular e de seu fluxo pelo arco elétrico para a formação do metal fundido e da escória.

Conforme Myers, 2002, a soldagem com o arame tubular de alma metálica resulta em pouca escória, formada por pequenas ilhas superficiais de silício, sendo este fato favorável à soldagem em múltiplos passes, pois aumenta a eficiência do processo, inexistindo a necessidade de remoção da escória formada.

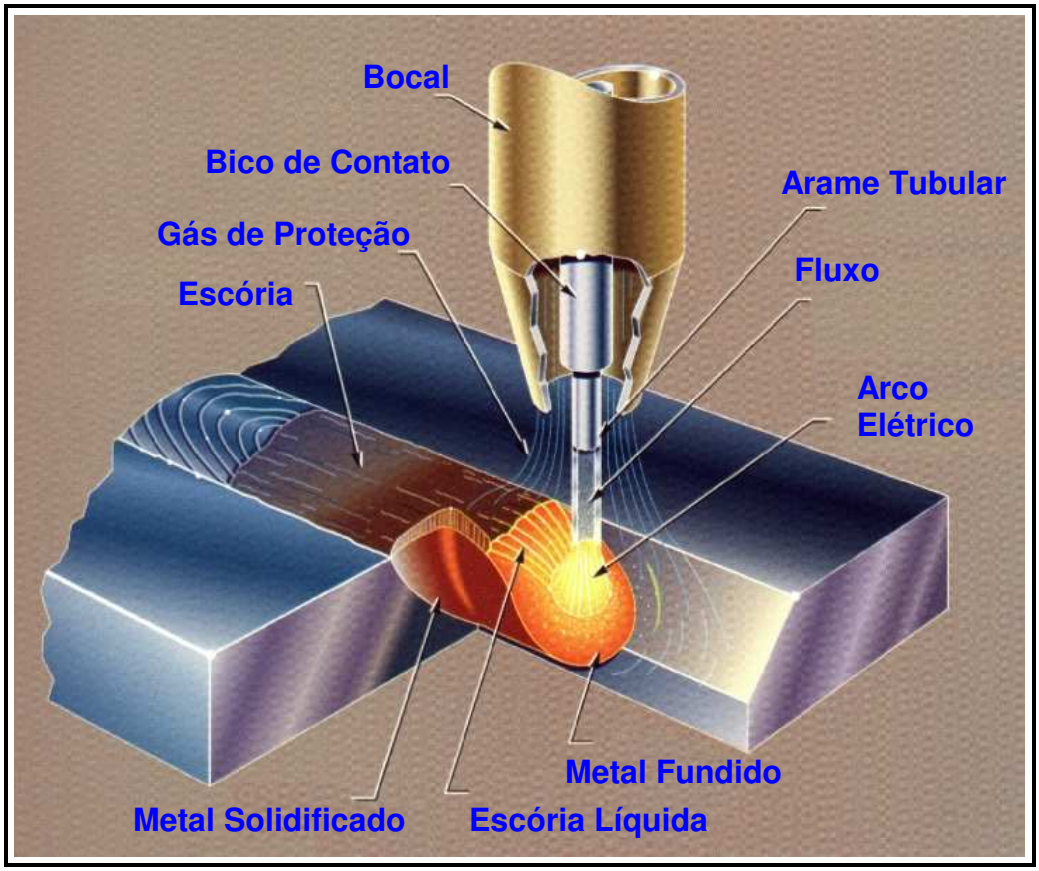


Figura 2.4 – Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-G

Fonte: Welding Handbook, 1991.

2.3.2 – Soldagem pelo processo FCAW-S

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

A Fig.2.5 mostra esquematicamente a soldagem realizada pelo processo FCAW-S. Como pode ser observado, comparativamente à Fig.2.4, não há a representação do bocal da tocha e do fluxo do gás de proteção, pois este não é utilizado. Ainda na Fig.2.5, verifica-se o bico de contato, responsável pelo contato elétrico do equipamento de soldagem com o arame tubular; nota-se

também, o gás de proteção gerado pela fusão do fluxo do arame; a formação do arco elétrico entre a ponta do arame e a poça de fusão, que, quando solidificada, formará o cordão de solda, protegido pela escória.

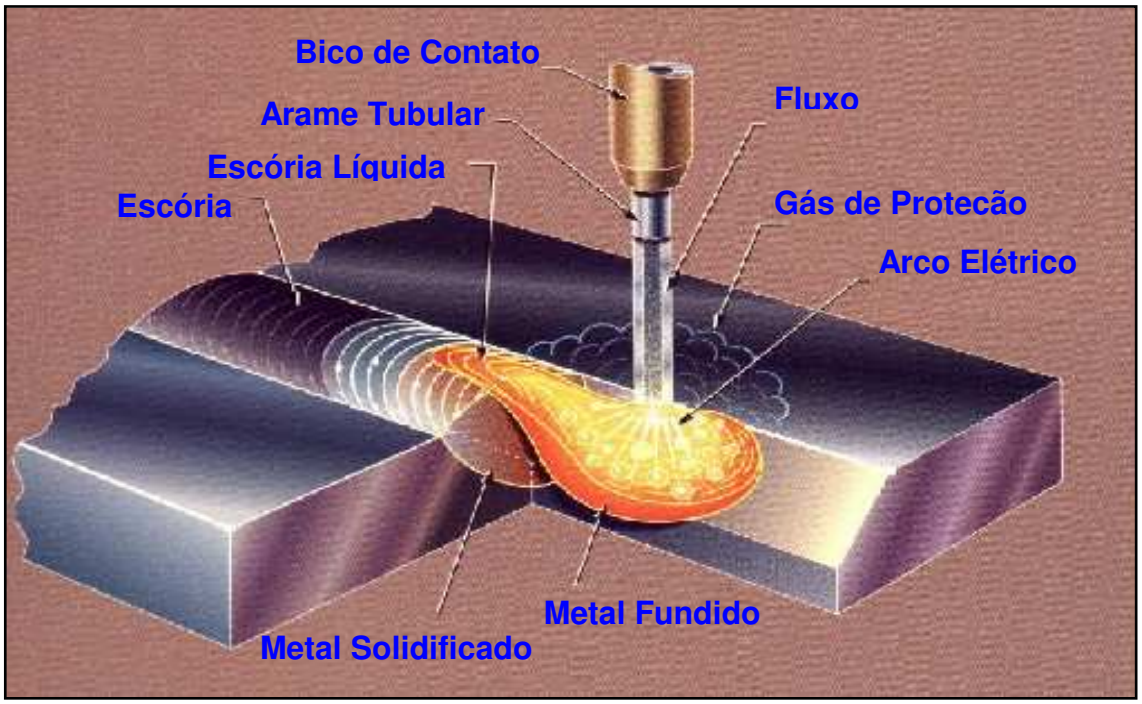


Figura 2.5 – Esquema de soldagem com arame tubular pelo processo FCAW-S.
Fonte: Welding Handbook, 1991.

Este processo de soldagem é adequado para situações de soldagem em campo, onde a influência de ventos brandos não afeta a qualidade do cordão de solda, como é demonstrado pelo gráfico da Fig.2.6. Nesta figura, pode ser verificado que o aumento da velocidade do vento não altera a tenacidade do metal depositado. No entanto, a tensão limite de escoamento para este tipo de arame é maximizada em 90 ksi (621 MPa), Blodgett, 1999.

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

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

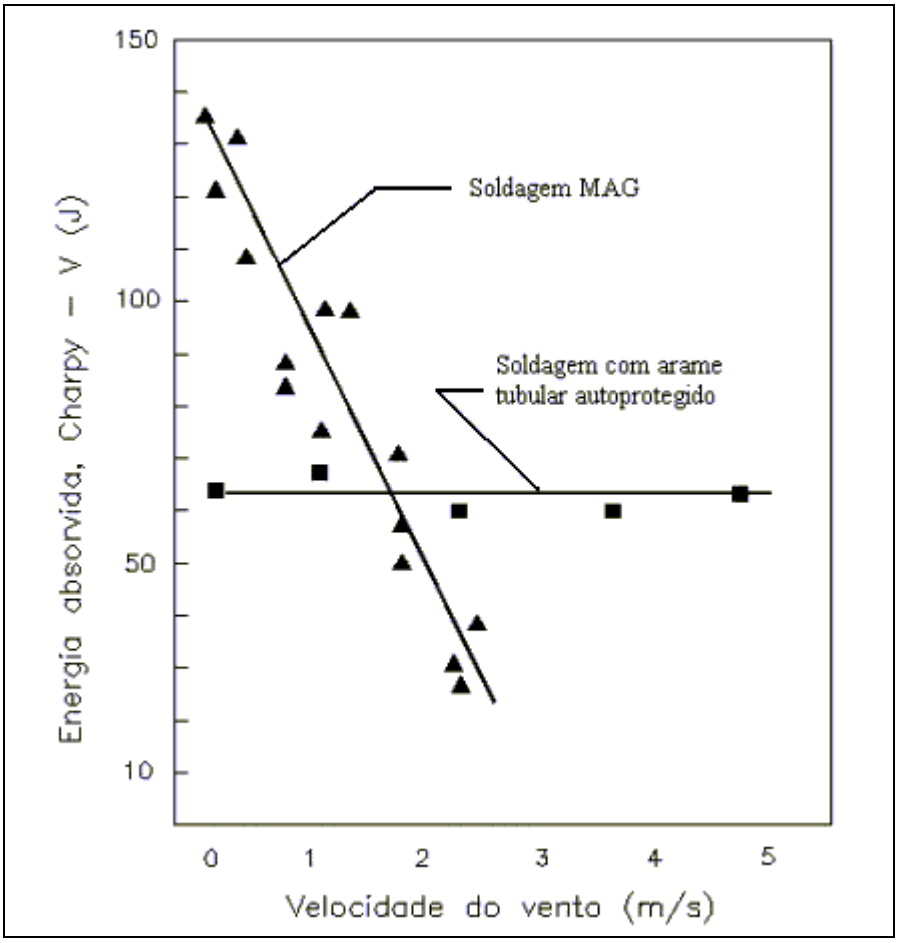


Figura 2.6 – Efeito da velocidade do vento sobre a tenacidade do metal depositado.
Fonte: Boniszewsky, 1992.

A transferência metálica em soldagens com arames tubulares autoprotegidos é caracterizada pela formação do "efeito colchão", que é causado pela reflexão de parte do gás de proteção gerado pela decomposição do fluxo após atingir a superfície da poça de fusão. A gota fundida formada flutua neste colchão gasoso, deslocando-se do eixo do arame e girando em sua parte metálica, como esquematizado na Fig.2.7, Boniszewski, 1992. O tempo de destacamento da gota é retardado pelo "efeito colchão", o que a faz aumentar de volume e expor parte de seu conteúdo

à contaminação do ar atmosférico por não permanecer sob o fluxo do gás de proteção, sendo esta, a principal fonte de contaminação do metal fundido.

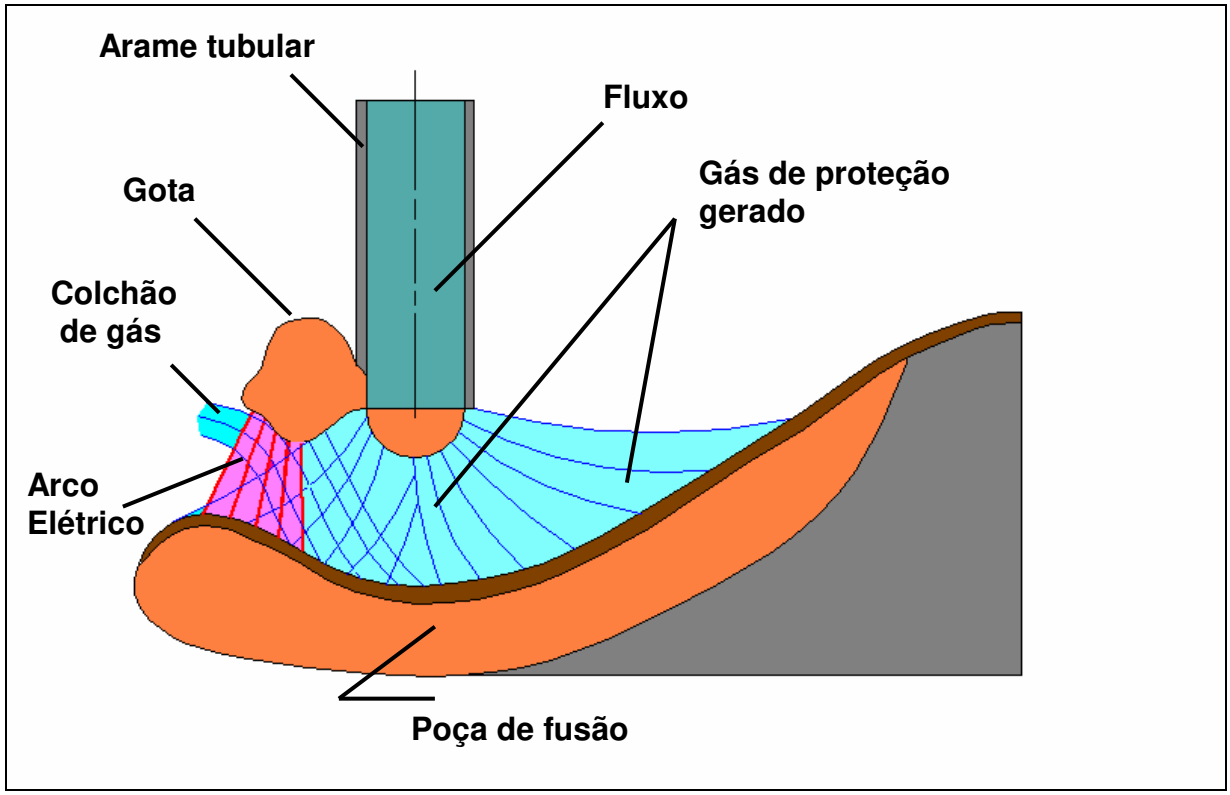


Figura 2.7 – Representação esquemática do "efeito colchão". Fonte: Boniszewski, 1992.

2.4 – Parâmetros de soldagem

Nas soldagens a arco com eletrodos consumíveis, a eficiência, a confiabilidade e a qualidade da soldagem estão diretamente relacionadas aos parâmetros de soldagem envolvidos. A corrente de soldagem e a tensão do arco elétrico, a velocidade de soldagem, a distância bico de contato peça e o ângulo de deslocamento da tocha estão entre os principais parâmetros de soldagem, que são responsáveis pela forma da transferência metálica, pelo nível de respingos gerados, pela estabilidade do arco, interferindo diretamente nas características da junta soldada.

2.4.1 – A corrente de soldagem

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

Para a soldagem pelo processo FCAW, o aumento da corrente acelera a transferência, reduz o tamanho das gotas, determinando, desta forma, o modo de transferência. De acordo com Mota, 1998, especificamente para os arames autoprotegidos, o aumento da corrente intensifica a vaporização dos ingredientes do fluxo, aumentando a formação do "efeito colchão" e a proteção gasosa do arco.

2.4.2 – A tensão do arco

A tensão do arco elétrico está relacionada diretamente com a estabilidade e com o comprimento do arco, sendo que arcos excessivamente longos podem provocar a contaminação da poça de fusão por nitrogênio e oxigênio, reduzindo a tenacidade da junta e aumentando a formação de porosidades. O aumento da tensão resulta em um cordão de solda mais largo e uma excessiva diminuição deste parâmetro pode causar a extinção do arco, conforme Machado, 1996, ou permitir a transferência predominantemente por curto-circuito, indesejável para o processo de soldagem FCAW-S.

Taylor, Weimann & Martin, 1995, afirmam que a tensão do arco tem maior efeito sobre a largura do cordão de solda que a velocidade do arame, a velocidade de soldagem, a extensão do eletrodo e o ângulo de deslocamento da tocha.

2.4.3 – A velocidade de soldagem

A velocidade de soldagem tem uma forte influência na geometria do cordão de solda, sendo inversamente proporcional à área da seção do cordão. Altos valores da velocidade de soldagem tornam o cordão estreito e convexo, com bordas irregulares, diminuindo a penetração. Para velocidades de soldagem muito pequenas, há uma maior inclusão de escórias e o cordão torna-se irregular. Além disto, a velocidade de soldagem é um importante fator no insumo de calor, pois pode atuar em um grande intervalo de valores.

Rodgers & Lochhead, 1987, em seus experimentos com aços ARBL e arame tubular autoprotegido, observaram que para baixas velocidades de soldagem (de 150 a 250 mm/min) foram verificados altos índices de oxigênio e nitrogênio nos cordões de cobertura, influenciados por um aumento na poça de fusão e uma maior facilidade para sua contaminação.

2.4.4 – Distância entre o bico de contato e a peça

A Distância entre o Bico de Contato e a Peça (DBCP) é a dimensão efetiva do eletrodo logo após o bico de contato. Para transferências metálicas efetuadas predominantemente por curto-circuito, a DBCP se estende do bico de contato até a superfície da junta, como pode ser observado na Fig.2.8 (a). Nos demais modos de transferência metálica, a DBCP se prolonga do bico de contato até o extremo superior do arco elétrico, conforme esquematizado na Fig.2.8 (b), Norrish, 1992.

Por se tratar de um parâmetro de soldagem importante, a DBCP apresenta efeitos significativos na soldagem com arame tubular. Um maior comprimento do eletrodo, dentro de um sistema de tensão constante, significa uma maior resistência elétrica deste eletrodo, implicando em um aumento na temperatura pelo efeito Joule. Com um maior aquecimento do eletrodo, uma menor energia do arco é requerida para a fusão deste eletrodo. Se a velocidade do arame não é modificada, o aumento da DBCP pode diminuir a corrente de soldagem, diminuindo a penetração do cordão de solda, Blodgett, 1999. Um excessivo comprimento do eletrodo contribui para a

redução da tensão no arco elétrico e para a sua instabilidade, podendo gerar uma maior quantidade de salpicos e também de porosidades no metal depositado.

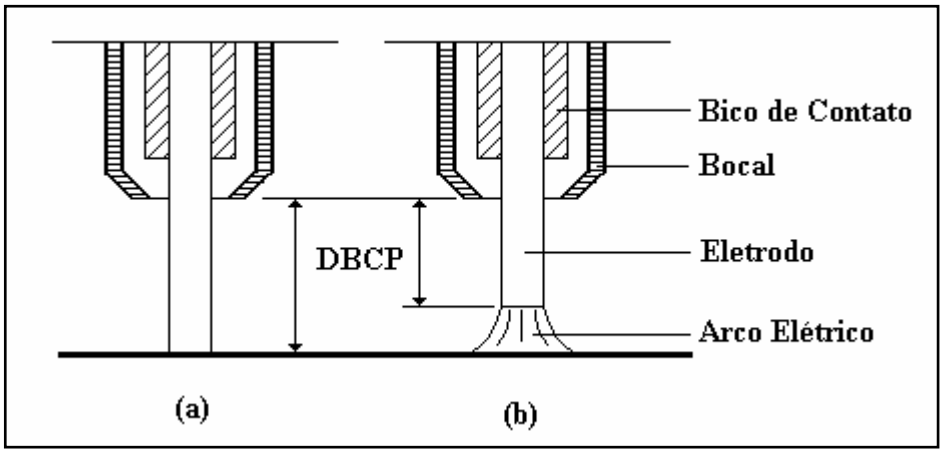


Figura 2.8 – Representação esquemática do comprimento do eletrodo. (a) transferência do metal através de curto-circuito. (b) demais tipos de transferência do metal. Fonte: Norrish, 1992.

Conforme a norma ANSI/AWS 5.20 (1995), a DBCP também pode afetar o hidrogênio difusível. Em geral, para um comprimento de eletrodo longo, o maior preaquecimento causado remove parte do hidrogênio contido no eletrodo antes que ele atinja o arco elétrico.

2.4.5 – O ângulo de deslocamento

Para o correto posicionamento da tocha de soldagem, é necessária a definição do plano e ângulo de deslocamento. O plano de deslocamento forma-se perpendicularmente ao plano do metal base, passando pelo eixo do cordão de solda. O ângulo de deslocamento da tocha (ou do eletrodo) é formado neste plano, e é considerado positivo (puxando) se sua inclinação é concordante com o sentido de deslocamento da soldagem, ou negativo (empurrando) se é discordante deste sentido. A Fig.2.9 esquematiza o ângulo de deslocamento positivo, sendo o plano da figura o mesmo do plano de deslocamento.

Segundo o Welding Handbook, 1991, o ângulo de deslocamento determina a direção na qual a força do arco é aplicada na poça de fusão. Este deslocamento da força do arco é utilizado para auxiliar na configuração desejada do cordão de solda, impedindo que a escória forme-se à

frente da poça. Com a utilização do gás de proteção em soldas planas, é usual o emprego de um ângulo de deslocamento entre 2° a 15° no sentido puxando, o que auxilia em uma maior penetração do cordão de solda e na formação de um reforço convexo.

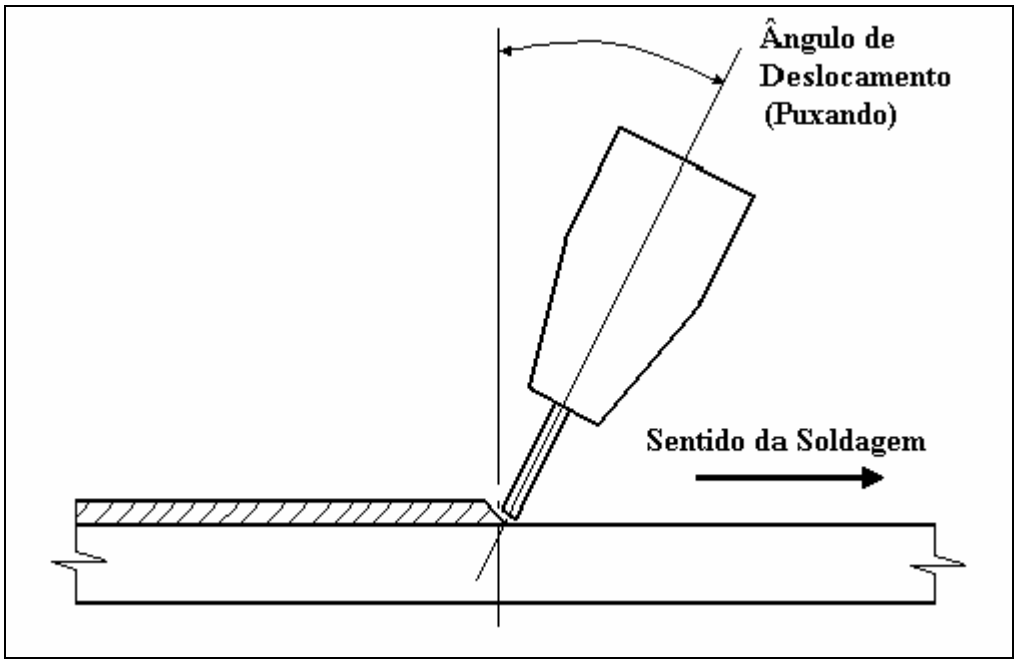


Figura 2.9 – Esquematização do ângulo de deslocamento. Fonte: Welding Handbook, 1991.

2.4.6 – Insumo de calor

Para soldagens realizadas por processos a arco elétrico, a energia fornecida à peça durante a soldagem é dada pelo Insumo de Calor (IC), expresso pela Eq.2.1, definido como o valor da energia de soldagem por unidade de comprimento da solda. Este valor é a razão entre a potência do arco e a velocidade de soldagem, sendo que a potência do arco é obtida pela multiplicação da tensão pela corrente de soldagem, Norrish, 1992.

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

$$IC = \eta \frac{U.I.60}{Vs.1000} \quad (2.1)$$

Onde,

IC é o Insumo de Calor [kJ/mm],

η é o Rendimento Térmico do Processo (adimensional)

U é a Tensão do Arco [V],

I é a Corrente de Soldagem [A] e

Vs é a Velocidade de Soldagem [mm/min].

O rendimento térmico do processo de soldagem η (adimensional, variando entre 0 e 1), indica a proporção da energia gerada que de fato é transferida para a poça de fusão, Machado, 2000. O restante da energia é perdido, por exemplo, através de radiação, convecção ou aquecimento do gás de proteção. O rendimento térmico foi estudado por Christensen et al, citado por Svensson, 1994.

A determinação do insumo de calor tem grande importância para o estudo da soldagem, pois tem influência nas propriedades mecânicas dos conjuntos soldados, devido às variações que podem ocorrer na morfologia do cordão de solda (penetração, largura e altura do reforço) e também na estrutura de solidificação devido às alterações do gradiente térmico na poça de fusão, Martins & Trevisan, 2002.

2.5 – O carbono equivalente

A microestrutura final de uma junta de aço soldada dependerá dos produtos da decomposição da austenita durante o resfriamento após a soldagem. Entretanto, aços microligados apresentam uma maior temperabilidade, isto é, uma maior capacidade de formação de estruturas fora do equilíbrio termodinâmico. A fissuração a frio ou por hidrogênio, uma das principais falhas em aços soldados, é particularmente favorecida pela formação de estruturas frágeis em decorrência da maior temperabilidade destes aços.

Um tipo de equação muito utilizada para quantificar a influência de elementos de liga na temperabilidade dos aços é a do Carbono Equivalente (Ceq), onde o efeito de um dado elemento é comparado ao do elemento carbono. Este efeito de cada elemento é expresso por um coeficiente que deve ser multiplicado pelo teor do elemento na liga. O efeito total é a soma dos efeitos dos diversos elementos presentes nesta liga, e quanto maior o valor do Ceq, maior a temperabilidade do aço.

Existem várias equações para determinar o Ceq, diferenciando-se nos elementos que são inclusos e na magnitude de seus coeficientes. Uma destas equações é a Eq.2.2, proposta pelo IIW (Instituto Internacional de Soldagem, 1974) e também pela API 5L (2000) para aços com teores de carbono acima de 0,12% em peso:

$$Ceq(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \tag{2.2}$$

De acordo com Jones & Luo, 1990, esta equação tem sido amplamente utilizada e com razoável sucesso em aços estruturais de baixo carbono e de baixa liga, como os usados na fabricação de dutos.

Uma outra equação do Ceq, chamada de parâmetro de trincamento modificado (Pcm), Eq.2.3, é proposta por Ito & Bessoy, 1968 apud Jones & Luo, 1990 e também pela API 5L (2000) para aços com teores de carbono abaixo de 0,12% em peso:

$$Pcm = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \tag{2.3}$$

Nesta equação pode-se verificar a diferença em relação à Eq.2.2, incluindo os elementos silício e boro e a modificação dos valores dos coeficientes.

2.6 – Temperaturas de preaquecimento e de interpasse

O aquecimento do conjunto soldado anteriormente à operação de soldagem, preaquecimento, promove uma alteração no ciclo térmico da ZTA e do metal fundido, reduzindo a taxa de resfriamento, e é utilizado para proporcionar uma variedade de efeitos. Estes efeitos incluem: o relaxamento das tensões residuais, a redução de distorções, a prevenção do trincamento em juntas restringidas, alterações metalúrgicas como diminuição da dureza e aumento da tenacidade à fratura, a redução ou eliminação da tendência do trincamento por hidrogênio (trinca a frio), e alterações na morfologia e microestrutura do cordão de solda e da ZTA, Jones & Luo, 1990.

De um ponto de vista prático, vários processos de soldagem ou tipos de aço requerem ou podem beneficiar-se da aplicação de calor. A utilização crescente de aços ARBL tem aumentado a necessidade de um melhor estudo e controle do aquecimento do conjunto soldado, controle este não só do ponto de vista físico da aplicação do calor e da temperatura utilizada, mas também da seleção do valor da temperatura de preaquecimento.

Para a correta aplicação do preaquecimento, vários fatores devem ser analisados: composição química e propriedades físicas do metal base, insumo de calor, tipo de eletrodo, grau de restrição da soldagem e espessura da chapa soldada. Para o cálculo da temperatura de preaquecimento é necessário que se obtenha o valor do Carbono Equivalente (Ceq).

Easterling, 1983, propõe a fórmula de Ito & Bessyo, Eq.2.6, para o cálculo da temperatura de preaquecimento mínima para a prevenção de trinca a frio (Tpa). Esta Eq.2.6 é função do valor de Pw, que por sua vez é função do Pcm (Eq.2.3), do hidrogênio difusível (H) e da espessura (s) da chapa, Eq.2.4. Estes autores encontraram uma relação direta da necessidade e do valor da temperatura de preaquecimento, baseada na espessura da chapa, no carbono equivalente (Pcm) e na quantidade de hidrogênio difusível do eletrodo.

$$K = 66 \times s \tag{2.4}$$

$$Pw = Pcm + \frac{H}{60} + \frac{K}{40000} \tag{2.5}$$

$$Tpa = 1440Pw - 392°C \tag{2.6}$$

Para conjuntos soldados com múltiplos passes, após o passe de raiz ter sido depositado, a temperatura da junta imediatamente anterior à deposição dos passes subseqüentes é definida como temperatura de interpasse (Tpi) e, tão importante quanto a Tpa, a Tpi tem usualmente o mesmo valor.

2.7 - Soldagem com múltiplos passes

A soldagem com múltiplos passes é utilizada para produzir a junção de chapas espessas. Neste tipo de soldagem, a união entre as chapas é feita pela deposição de cordões de solda superpostos. Quanto maior a espessura do material, maior o número de passes necessários para se obter um adequado preenchimento da junta. Como conseqüência, a região soldada é exposta a vários efeitos térmicos característicos do processo de soldagem, resultando em uma microestrutura e estado de tensão complexos.

Conforme Easterling, 1983, a soldagem multipasses pode resultar em um refinamento de grãos do metal fundido e da ZTA, além de melhorar a tenacidade e diminuir as tensões residuais, quando comparada com a soldagem realizada em passe único numa mesma seção transversal do conjunto soldado. As razões para estes fatos são:

- O ciclo térmico imposto pelo passe subseqüente pode normalizar ou refinar os grãos do passe anterior.

- A quantidade total de energia imposta para a soldagem por múltiplos passes é menor, comparativamente à soldagem com passe único, causando uma menor formação de grãos grosseiros.

- Os cordões de solda anteriores ao cordão subseqüente podem providenciar um preaquecimento, o que tende a estender o tempo de resfriamento (Δt_{8-5}), conduzindo à formação de microcomponentes mais favoráveis.

- Os cordões de solda subseqüentes tendem a tratar termicamente os passes de solda anteriores, reduzindo as tensões residuais.

Davis & King, 1993, em seu trabalho com soldagens por múltiplos passes em aços ARBL, afirmam que regiões de um passe anterior são austenitizadas pelo passe subseqüente, e a natureza dos microconstituintes formados, assim como a dureza desta região, depende de sua taxa de resfriamento.

Es-Souni, Beaven & Evans, 1992, em soldagens realizadas com arames tubulares autoprotegidos, obtiveram um refinamento de grãos nas zonas reaquecidas pelos passes de soldagem subseqüentes. Quintana & Johnson, 1997, estudando a microestrutura de soldas multipasses com processos de soldagem distintos, também encontraram um refinamento de grão nas zonas reaquecidas.

2.8 – O ciclo térmico

Os efeitos do aquecimento e resfriamento em soldagens são responsáveis por promover uma variedade de alterações nas propriedades físicas, metalúrgicas e microestruturais dos conjuntos soldados. Os aços, por exemplo, estão sujeitos ao crescimento de grão, caso o tempo de permanência em altas temperaturas seja longo, e também ao processo de têmpera, caso a taxa de resfriamento seja muito elevada, Suzuki, 1997.

O ciclo térmico descreve a variação da temperatura com o tempo, num dado ponto do conjunto soldado, auxiliando no entendimento do efeito térmico da soldagem sobre a região do ponto avaliado. O ciclo térmico é registrado através do uso de termopares e alguns de seus parâmetros mais importantes são:

- Temperatura de Pico (Tp): é a máxima temperatura atingida, indicando a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais. Esta temperatura depende das condições de soldagem, da geometria e propriedades físicas da peça, da temperatura inicial e da distância do ponto considerado à fonte de calor.

- Tempo de permanência acima de uma dada temperatura crítica: é importante para avaliar, por exemplo, o crescimento de grãos.

- Taxa de resfriamento (dT/dt): é importante na determinação da microestrutura em materiais que sofrem transformações de fase durante o resfriamento como, por exemplo, os aços estruturais comuns. A velocidade de resfriamento numa dada temperatura é igual à inclinação da curva do ciclo térmico nesta temperatura.

- Tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C (Δt_{8-5}): neste intervalo de temperaturas podem ocorrer as mais importantes transformações de fase nos aços, um maior período para este resfriamento pode ampliar estas transformações, Machado, 2000.

O aumento das temperaturas de preaquecimento e de interpasse impingem uma maior energia ao sistema, interferindo na curva de resfriamento do ciclo térmico, provocando uma curva mais suave, portanto, uma taxa de resfriamento menor.

Conforme Radaj, 1992, taxas muito baixas de resfriamento aumentam o tempo de austenitização do material e, conseqüentemente, promovem a formação de grãos grosseiros devendo, portanto, ser evitadas.

2.9 – Dureza da região soldada

Altas taxas de resfriamento e a composição de grãos grosseiros podem promover a formação de microconstituintes frágeis e duros no metal fundido e na ZTA de aços soldados. Aliado a estes fatores, a presença de hidrogênio difusível no processo de soldagem pode levar o conjunto soldado a apresentar falhas por trincamento a frio, Kou, 1987.

Na literatura (Radaj, 1992 e Kou, 1987), encontram-se procedimentos para diminuir a dureza de regiões soldadas. Um dos procedimentos adequados para a diminuição da dureza é a realização de tratamentos térmicos pós-soldagem. Outros procedimentos que podem alterar a dureza incluem o aumento da energia dada ao sistema, durante a realização da soldagem, para diminuir a taxa de resfriamento e conduzir à formação de microconstituintes finais com menor dureza. Estes procedimentos são: aplicação do preaquecimento, de temperaturas de interpasse e aumento do insumo de calor.

Com o aumento da energia e a diminuição da taxa de resfriamento, há a tendência da formação de uma ZTA maior, porém, formada por microconstituintes de menor dureza. Eroglu & Aksoy, 2000, em soldagens com aços de baixo carbono, obtendo medições de microdureza nas regiões da ZTA, reafirmaram que a dureza diminui com o aumento do insumo de calor, favorecendo a formação de microcomponentes de menor dureza.

Para soldagens com múltiplos passes, como visto no item 2.7, o passe subseqüente promove um tratamento térmico no passe anterior, diminuindo a dureza do cordão de solda e da ZTA do passe anterior. O passe de cobertura não sofre este tratamento térmico e, normalmente, apresenta os maiores valores de dureza. Abson, 1993, utilizando-se de aço microligado em soldagens com múltiplos passes, encontrou diferenças nas durezas da região da raiz e do enchimento (mais duros) dos cordões de solda das juntas. Segundo este autor, a utilização da temperatura de interpasse favorece a formação de microestruturas dúcteis.

2.10 – Microestrutura da região soldada

Os microconstituintes que formam as juntas soldadas de aço API 5L podem apresentar variações de acordo com os procedimentos aplicados na soldagem. Ferreira, Ventrella & Alcântara, 2001, comentam que até os dias atuais a terminologia destes diversos microconstituintes ainda não está totalmente padronizada e, conforme este e outros autores, são apresentados a seguir algumas destas terminologias:

- Ferrita Primária de Contorno de Grão – FCG: É o primeiro produto a se formar na decomposição da austenita, formando-se por difusão nos contornos de grão da austenita primária. Também pode ser denominada de Ferrita Alotriomórfica. Conforme Liu & Bracarense, 1994, o aumento da taxa de resfriamento e a inclusão de boro no aço tende a diminuir a formação deste tipo de ferrita, que por ser frágil e estar no contorno dos grãos pode facilitar a propagação de trincas.

- Ferrita Poligonal Intragranular – FPI: Nucleia-se internamente ao grão da austenita primária, tendo a forma poligonal ou equiaxial. Também é denominada de Ferrita Idiomórfica.

- Ferrita Acicular – FA: Nucleia-se internamente ao grão da austenita primária, principalmente em inclusões intragranulares e é formada por finas ripas de ferrita com cementita entre estas ripas (Mei & Silva, 1988), apresentando uma microestrutura de granulação fina e entrelaçada.

- Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FSFA: Microconstituinte formado de grãos grosseiros que crescem ao longo de um plano, formando duas ou mais ripas de ferrita paralelas.

- Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada – FSFNA: Formada por ferrita circundando microconstituintes ou ripas de ferrita acicular. Não se apresenta em forma paralela.

- Ferrita de Widmanstätten – FW: Lamelas ou ripas laterais que são nucleadas nos contornos de grão da austenita primária e que crescem ao longo de planos bem definidos da matriz. (Mei & Silva, 1988).

- Bainita – BA: Microconstituinte dividido em Superior e Inferior, que conforme Alé, Jorge & Rebello, 1993, dependendo do tamanho de grão apresentado pode ter uma boa resistência ao mecanismo de fratura por clivagem na ZTA.

- Martensita – M: Microconstituinte formado como produto final de transformação da austenita sob condições de alta taxa de resfriamento e elevado teor de carbono. Apesar do alto valor da dureza normalmente apresentado e conseqüente fragilidade, conforme Alé, Jorge & Rebello, 1993, o auto revenimento propiciado pelo aumento da temperatura na ZTA pode melhorar a resistência mecânica desta fase.

- Agregado Ferrita-Carboneto – FC: Microconstituinte com estrutura fina de ferrita e carbonetos, incluindo perlita e ferrita com interfaces de carboneto.

Capítulo 3

Materiais e Métodos

3.1 - Introdução

O trabalho experimental desta pesquisa foi dividido em duas partes distintas, ambas com a utilização de aço API 5L soldados pelo processo a arco, semi-automatizado, com o uso de arames tubulares.

A primeira parte dos ensaios, direcionada a soldagem do aço API 5L X65, utilizou o arame tubular com alma metálica e gás de proteção, processo FCAW-G (Soldagem a Arco com Arame Tubular e Gás de Proteção*)*. Para tanto, chapas de aço API 5L X65 foram soldadas, com múltiplos passes, sendo analisadas as variações morfológicas, microestruturais e de microdureza das regiões dos conjuntos soldados, em relação às variações impostas de temperaturas de preaquecimento e de interpasse.

A segunda parte dos ensaios foi direcionada a soldagem do aço API 5L X70. Foram utilizados tubos de aço API 5L X70, soldados com arame tubular autoprotegido, processo FCAW-S (Soldagem a Arco com Arame Tubular Autoprotegido). As soldagens foram realizadas em passe único, sendo analisadas as variações morfológicas, microestruturais e de microdureza das regiões dos conjuntos soldados em relação às variações impostas de temperaturas de preaquecimento.

3.2 – Descrição das análises realizadas nos experimentos

Alguns ensaios foram comuns nas duas etapas deste trabalho de pesquisa e são descritos a seguir visando à simplificação da estrutura deste capítulo.

3.2.1 – Análises metalográficas

A preparação metalográfica foi efetuada primeiramente com o embutimento dos corpos de prova em baquelite, seguido de lixamento com granulometrias apropriadas na seqüência de 100, 200, 400, 600 e 1200. Após o lixamento seguiu-se o polimento, que teve como objetivo a retirada dos riscos, permitindo a boa visualização ao microscópio. Foram utilizadas pastas abrasivas de diamante com granulometria e seqüência de 6 μm e 1 μm. Após esta preparação seguiu-se, para o caso de micrografias, o ataque químico realizado com Nital 2%, com 15 segundos de imersão.

As micrografias realizadas neste experimento foram efetuadas em um microscópio óptico, marca ZEISS, modelo NEOPHOT 32. Foram utilizados aumentos de 25, 100, 125, 250 e 500 vezes, caracterizando as regiões do Cordão de Solda (CS), da Zona Termicamente Afetada (ZTA) e do Metal Base (MB). Uma réplica de cada nível foi considerada como representativa para a aquisição de imagens.

Para a realização das macrografias, utilizou-se o mesmo procedimento descrito acima até o polimento. O ataque químico foi realizado por imersão com reagente Nital 10% durante 60 segundos. As amostras, assim preparadas, foram então levadas ao esterioscópio, marca LEIKA, onde as imagens dos conjuntos soldados foram analisadas e medidas através do programa *Global Image Analyser*, instalado em microcomputador *Pentium*. Foram medidas a Largura (L), o Reforço (R) e a Área (A) do cordão de solda; e também a Largura da Zona Termicamente Afetada (LZTA), tomada na linha média da espessura (e/2) da amostra, conforme esquematizado na Fig.3.1. Cada medida foi efetuada três vezes, sendo a sua média considerada como dimensão válida. Todas as réplicas foram utilizadas para as medições.

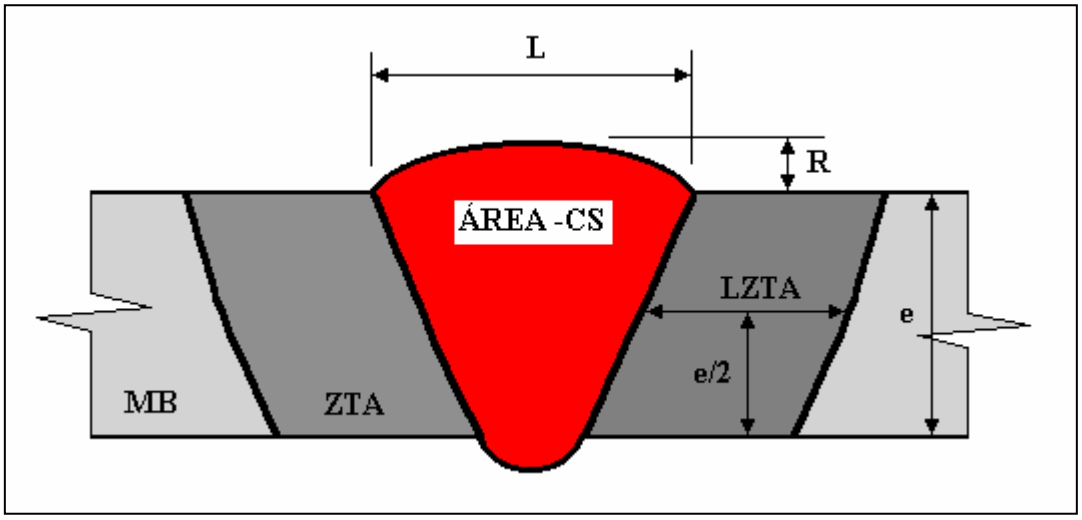


Figura 3.1 – Esquematização das medições efetuadas nos conjuntos soldados.

3.2.2 – Análises de microdureza

Para as medições de microdureza foi utilizado um microdurômetro, marca BUEHLER, com carga de 500 gf, preparado para medir microdureza Vickers e equipado com penetrador piramidal de diamante com base quadrada, conforme previsto pela norma ASTM–E 389 (1989). O tempo de permanência de carga foi de 15 segundos para cada ensaio. A preparação dos corpos de prova para a análise de microdureza seguiu os mesmos procedimentos dos exames micrográficos.

Em cada corpo de prova foi traçada uma linha de centro no cordão de solda, dividindo-o em duas partes iguais. Somente uma destas partes foi medida, e as impressões seguiram uma linha básica distanciada de 2,0 mm da superfície superior dos corpos de prova, conforme demonstrado através da Fig.3.2. Para esta linha básica, seguiram-se outras duas linhas paralelas, acima e abaixo, distantes de 250 μm da linha básica, tendo as mesmas distâncias entre as impressões, ou seja, para cada impressão na linha básica, corresponde a uma mesma impressão nas linhas imediatamente paralelas abaixo e acima. Cada impressão foi distanciada uma da outra por 250 μm ao longo de uma mesma linha.

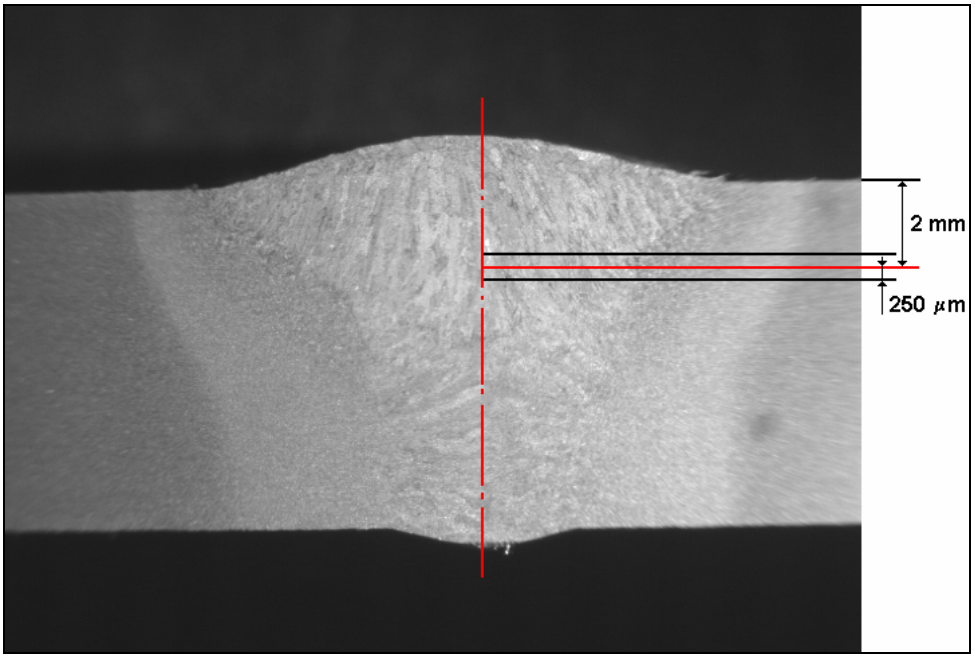


Figura 3.2 – Linhas de impressões dos corpos de prova.

Foi respeitado o distanciamento mínimo entre impressões consecutivas previsto pela norma ASTM – E 389 (1989), que é relativo a duas impressões justapostas. A média estimada do comprimento das diagonais impressas é próxima a 70 µm, o que representa 140 µm de distância mínima entre as impressões. Uma réplica de cada nível foi considerada como representativa para a aquisição de microdureza.

3.2.3 – Aquisição dos ciclos térmicos

Para uma posterior análise da influência das taxas de resfriamento (dT/dt), tempos de resfriamento (Δt_{8-5} e Δt_{3-1}) e temperaturas de pico (Tp), envolvidas durante o aquecimento e resfriamento ocorridos em uma determinada região representativa dos conjuntos soldados e próximas ao metal fundido, foram adquiridos os ciclos térmicos. Nestas aquisições foi utilizado um termopar do tipo R (Pt / Pt-Rh), com diâmetro de 0,5 mm, tendo como processador o programa *Aqdados*, da *Lynx Tecnologia*, com placa de conversão A/D instalada em microcomputador *Pentium*, com coletas de dados na freqüência de 15 Hz. O termopar foi inserido em furos previamente usinados com a mesma inclinação dos chanfros, e com distâncias de 3,5 mm ou 6,0 mm da borda superior do chanfro, dependendo da configuração do chanfro, conforme

mostrado de maneira esquemática nas Fig.3.5 e 3.10. Estas informações foram utilizadas nas análises dos resultados obtidos de morfologia, microestrutura e microdureza das regiões soldadas.

3.2.4 – Controle das temperaturas de preaquecimento e de interpasse

Após a definição dos níveis de temperaturas de preaquecimento e de interpasse a serem impostos durante os ensaios, utilizou-se um termômetro portátil de infravermelho, marca RP, para o controle destas temperaturas.

Para preaquecer os corpos de prova, foi utilizada uma chama oxiacetilênica movimentada próxima à superfície inferior da região a ser soldada. O termômetro de infravermelho foi amparado manualmente e próximo à superfície superior dos corpos de prova. Quando a temperatura de preaquecimento determinada fosse atingida; ou quando o resfriamento do corpo de prova soldado com o passe de raiz atingisse a temperatura de interpasse determinada, o corpo de prova era soldado.

3.3 – Primeira parte dos ensaios (aço API 5L X65)

Nesta parte do trabalho foram soldadas chapas de aço API 5L X65. As soldas foram realizadas com o uso de arame tubular com alma metálica e gás de proteção, processo FCAW-G.

3.3.1 – O planejamento estatístico para os ensaios com aço API 5L X65

Os efeitos da temperatura de preaquecimento, mantida também como temperatura de interpasse, na morfologia dos cordões de solda, mais precisamente, na Área (A) destes cordões, foram analisados. Desta forma, estas temperaturas representaram o único fator (variável) de influência, variando em três níveis (tratamentos): 25°C, 180°C e 250°C. Cada fator de influência teve uma amostra com três réplicas, totalizando nove ensaios.

A análise de variância de fator único, com procedimento experimental completamente aleatorizado e modelo de efeitos fixos, foi utilizada nos experimentos, tendo os testes de

hipóteses relacionados às médias dos tratamentos, com nível de significância (α) de 5%. Foi avaliado o número de réplicas e aplicado o procedimento de Chauvenet (manter ou rejeitar a réplica), conforme Button, 2001. Também foram analisadas as tendências das demais dimensões dos conjuntos soldados com a variação das temperaturas de preaquecimento e de interpasse: Largura (L) e Reforço (R) do cordão de solda; e Largura da Zona Termicamente Afetada (LZTA).

3.3.2 – Caracterização do metal base API 5L X65

Para esta parte da pesquisa foram empregadas como metal base chapas de aço API 5L X65, com dimensões de 150 x 120 mm e espessura de 8,1 mm. Uma representação esquemática das chapas, assim como do cordão de solda (CS) efetuado, é apresentada na Fig.3.3.

A composição química do aço é revelada na Tab.3.1, com o valor do carbono equivalente (Ceq) de 0,36%. A tabela mostra o baixo teor de Carbono (0,08%) e o elevado teor de Manganês (1,54%), característico de aços ARBL. Alguns elementos de liga previstos pela norma API 5L (2000) para aços de grau igual ou acima de X60 estão presentes, como: Molibdênio, Nióbio, Titânio e Vanádio. Estes valores, assim como as propriedades mecânicas apresentadas a seguir, estão dispostas no Certificado de Inspeção do fabricante, n° 759517, de julho de 2001.

Tabela 3.1 - Composição química do aço API 5L X65 e seu *Pcm*.

C	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Al**	**Cu**	**Nb**	**V**
0,08 %	0,18 %	1,54 %	0,025 %	0,005 %	0,029 %	0,01 %	0,041 %	0,024 %
Ti	**Cr**	**Ni**	**Mo**	**Sn**	**N**	**B**	**Ca**	***Pcm***
0,013 %	0,03 %	0,02 %	0,03 %	0,002 %	0,0034 %	0,0001 %	0,0025 %	0,17 %

Tensão Limite de Escoamento: 550 MPa

Tensão Limite de Resistência: 597 MPa

Alongamento: 36 %

Dureza: 188 HV5

Para que fossem obtidas características simétricas do conjunto soldado, tomou-se o cuidado em se soldar as chapas sempre com a mesma direção de laminação. A determinação da direção de laminação foi realizada através de exame metalográfico. Foi retirada uma amostra das chapas, e as micrografias realizadas em suas faces ortogonais revelaram: na seção longitudinal, grãos de ferrita equiaxiais com pequenas bandas de perlita; e na seção transversal, grãos de ferrita alongados com extensas bandas de perlita, determinando a direção da laminação, conforme exposto na Fig.3.4. A direção de laminação das chapas, a amostra retirada e suas faces são esquematizadas na Fig.3.3.

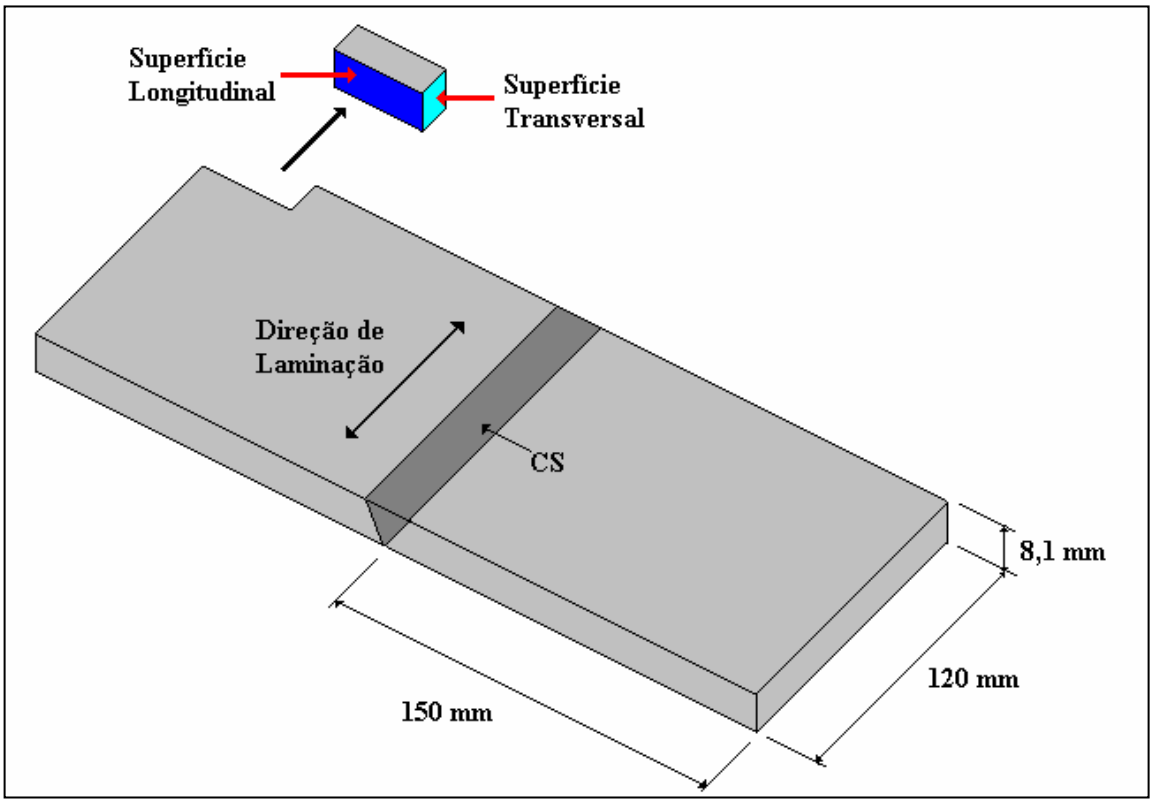


Figura 3.3 - Dimensão das amostras e direção de laminação.

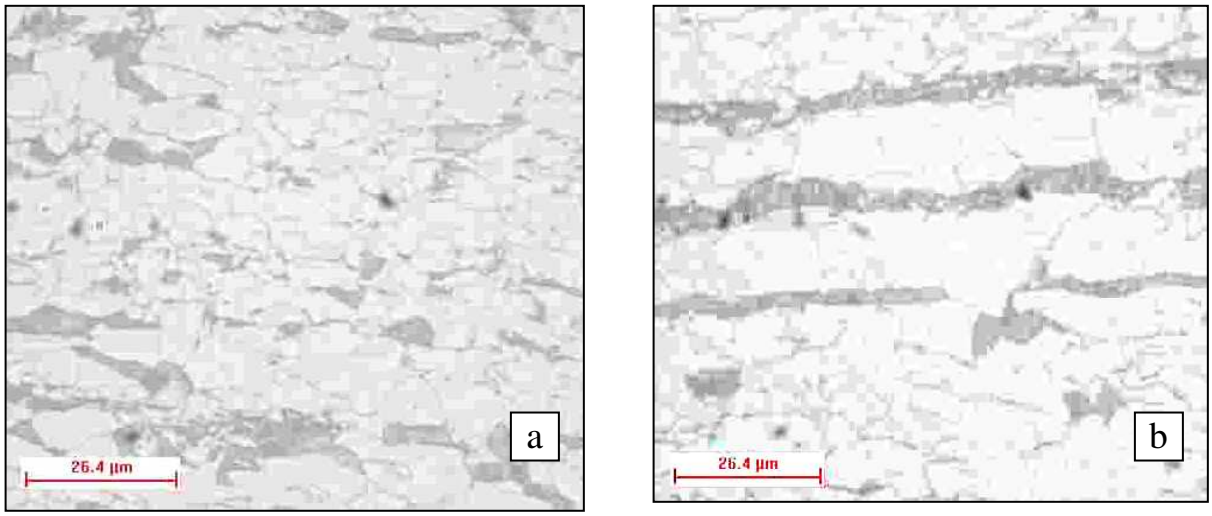


Figura 3.4 – Micrografias para análise da direção de laminação.(a) seção longitudinal. (b) seção transversal.

3.3.3 – A soldagem do aço API 5L X65

As soldagens das chapas de aço API 5L X65 foram efetuadas pelo processo FCAW-G, em Corrente Contínua com Eletrodo Positivo (CCEP), utilizando uma fonte marca ESAB, modelo LAG 400, tendo como gás de proteção o Argônio com mistura de 25% de CO_2. Foram efetuados dois passes de solda sobrepostos com as mesmas condições de soldagem, variando apenas a velocidade de soldagem, independentemente da temperatura de preaquecimento, como mostrado na Tab.3.2. O arame tubular utilizado tem a classificação AWS E70C-3M, conforme a norma AWS A5.18/A5.18M (2001), com 1,2 mm de diâmetro, tendo a composição química descrita na Tab.3.3.

Tabela 3.2 - Parâmetros de soldagem.

	Corrente (A)	**Tensão (V)**	**Velocidade de Soldagem (mm/min)**	**DBCP (mm)**	**Vazão do gás (l/min)**
1° passe	200	25	400	23	11
2° passe	200	25	300	23	11

Tabela 3.3 - Composição química do arame 100% puro, fornecida pelo fabricante.

C	Mn	Si	P	S
0,03 %	1,74 %	0,84 %	0,009 %	0,017 %

As juntas foram produzidas em soldas de topo, na posição plana, sendo a tocha perpendicular à chapa, com 10° de inclinação no sentido puxando (no plano de deslocamento). A configuração do chanfro seguiu a norma API 1104 (1999), tendo ângulo do bisel de 30°, abertura de raiz de 1,2 mm e altura do nariz de 1,5 mm, conforme esquematizado na Fig.3.5.

A soldagem foi semi-automatizada com a utilização de um equipamento eletromecânico controlador da velocidade de soldagem, marca BUG-O SYSTEM, modelo 5302, onde a tocha foi fixada, tendo também o controle e a possibilidade de ajuste da DBCP (Distância do Bico de Contato à Peça), Fig.3.6. Foi também utilizado um sistema computadorizado para aquisição de dados para geração de oscilogramas da tensão e corrente de soldagem, marca IML, modelo INTERDATA I.

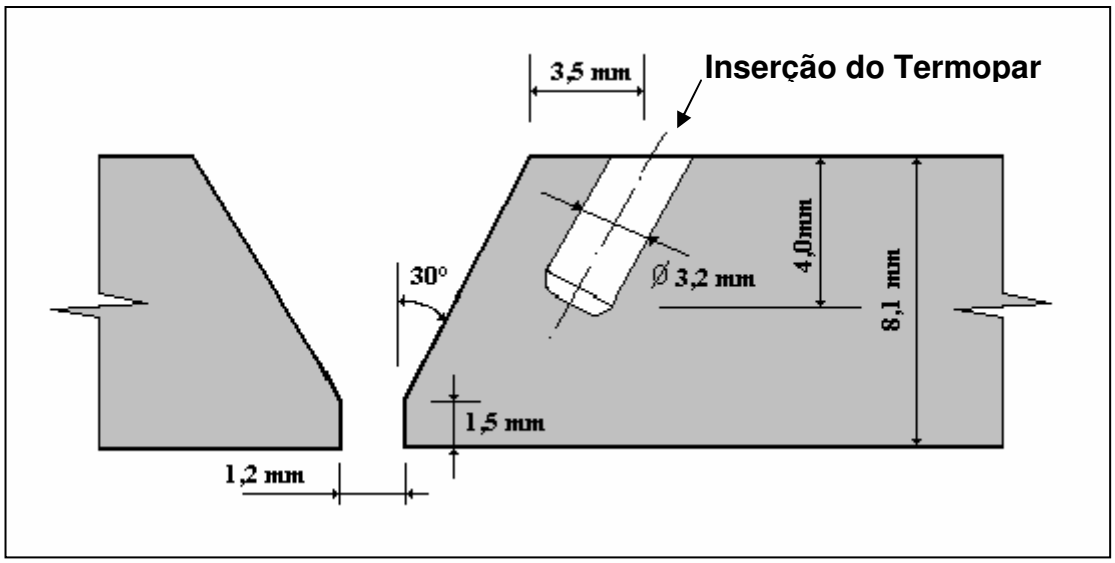


Figura 3.5 – Dimensão do chanfro e disposição do termopar para a aquisição dos ciclos térmicos.

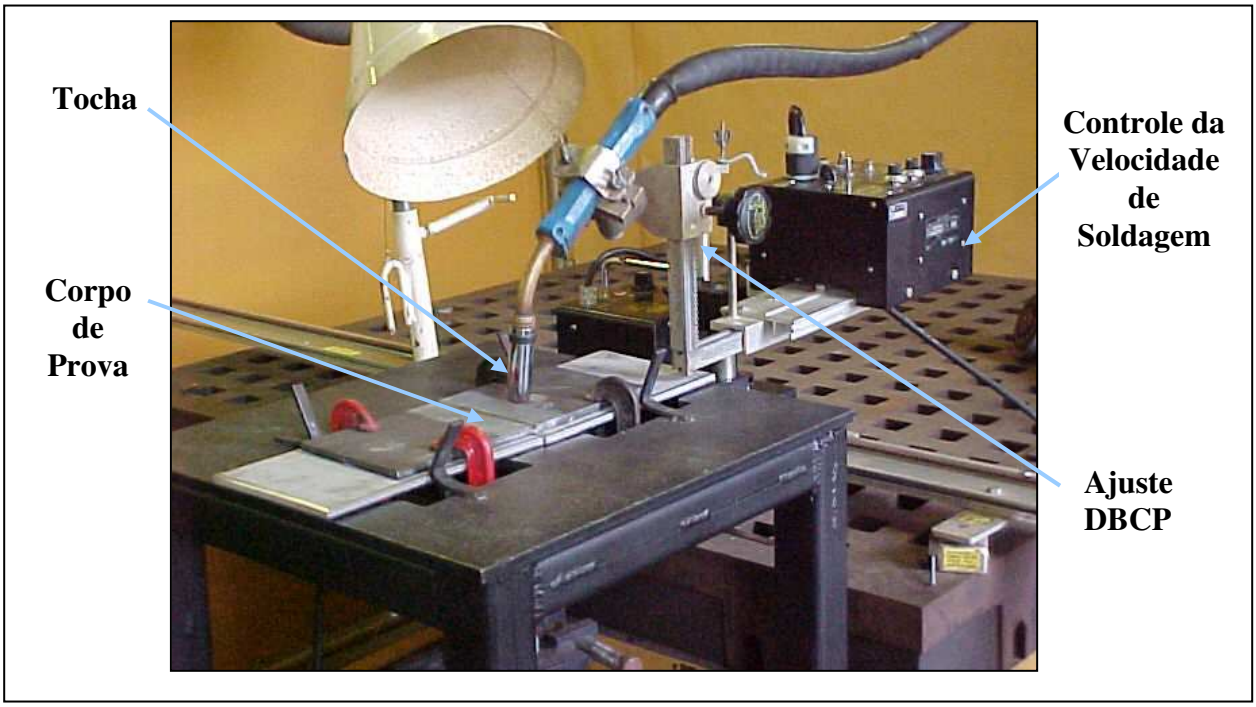


Figura 3.6 – Montagem experimental para soldagem dos corpos de prova.

Antes da execução da soldagem, todos os corpos de prova sofreram jateamento abrasivo com microesferas de vidro, em seguida as superfícies foram limpas com ar comprimido isento de água. Este procedimento foi adotado para garantir a limpeza das superfícies a serem soldadas, minimizando a incidência de impurezas nos cordões de solda.

3.3.4 – Os cortes para a retirada das amostras

Anteriormente à preparação para as análises de morfologia, micrografia e microdureza, as amostras foram secionadas, formando uma região representativa do conjunto soldado. Primeiramente foi feito o corte em serra do tipo "fita" em equipamento marca FRANHO, modelo FM 500 (corte AA), à distância de 3 cm da linha de centro do cordão de solda e em ambos os lados. Após estes cortes, o material contendo o cordão de solda foi secionado em sua região central (corte BB), desprezando, assim, as regiões de início e final de soldagem. Este último corte foi realizado com disco de corte refrigerado em equipamento do tipo "cut-off", da marca PRESI MECATROME, modelo OS-250. Os cortes são esquematizados na Fig.3.7.

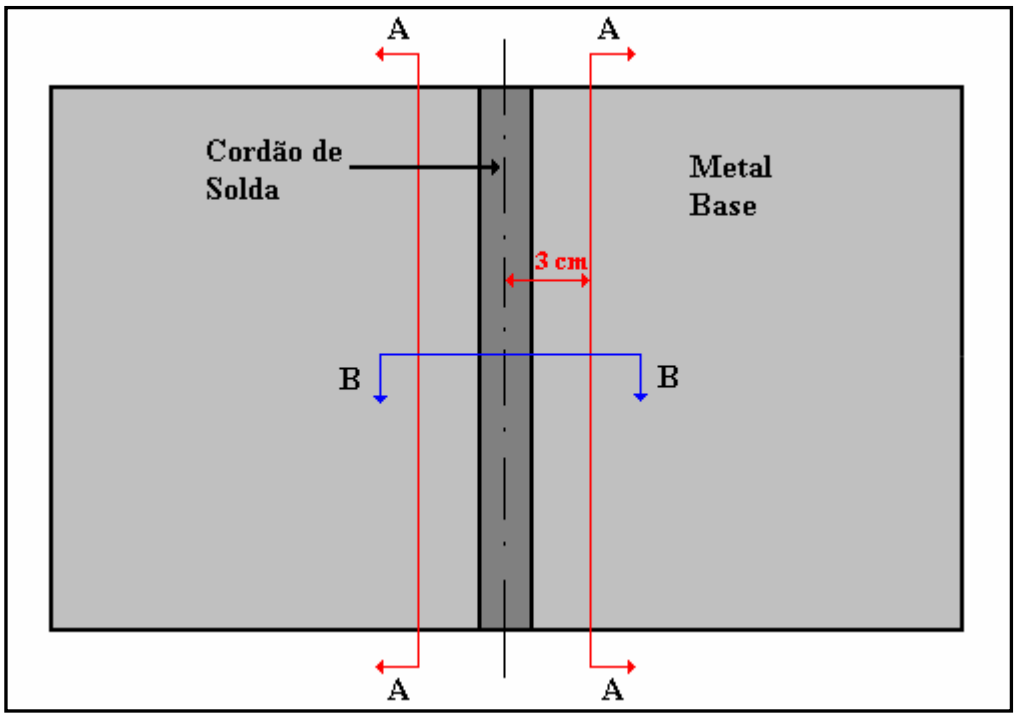


Figura 3.7 – Esquema de corte das amostras.

3.4 – Segunda parte dos ensaios (aço API 5L X70)

Nesta parte do trabalho foram soldados tubos de aço API 5L X70. As soldas foram realizadas com o uso de arame tubular autoprotegido, processo FCAW-S.

3.4.1 – O planejamento estatístico para os ensaios com aço API 5L X70

O mesmo procedimento estatístico do item 3.3.1 foi aplicado nesta parte do trabalho, diferenciando-se do número de níveis (tratamentos), que agora foram dois: 25°C e 95°C (temperaturas de preaquecimento); e na quantidade de réplicas: dez por amostra, totalizando vinte ensaios.

3.4.2 – Caracterização do metal base API 5L X70

Para esta parte dos experimentos foram utilizados tubos de aço API 5L X70 com diâmetro nominal de 20 polegadas, espessura de parede de 6,35 mm e comprimento de 200 mm. Os tubos

sofreram em seu processo de fabricação, soldagem longitudinal por ERW e o Certificado de Qualidade do fabricante, n° 2 de 25 de junho de 1998, traz a composição química do aço e seu carbono equivalente de 0,35% conforme a Tab.3.4, sendo as propriedades mecânicas apresentadas logo após.

Em uma rápida comparação entre as composições químicas dos aços API 5L desta pesquisa, podemos verificar que os teores dos elementos silício, vanádio e titânio praticamente dobraram do aço grau X65 (Tab.3.1) para o grau X70, enquanto os outros elementos ou diminuíram ou permaneceram na mesma faixa. No grau X70, não estão presentes os elementos estanho, cálcio e nitrogênio.

Tabela 3.4 - Composição química do aço API 5L X70 e seu *Pcm*.

C	**Mn**	**P**	**S**	**Si**	**Al**	**Cr**	**Ni**
0,07%	1,58%	0,013%	0,001%	0,33%	0,027%	0,03%	0,01%
Mo	**V**	**Cu**	**Sn**	**Nb**	**Ti**	**B**	***Pcm***
0,005%	0,05%	0,01%	-	0,044%	0,037%	0%	0,17%

Tensão Limite de Escoamento: 565 MPa

Tensão Limite de Resistência: 675 MPa

Alongamento: 26%

3.4.3 – Caracterização do arame tubular autoprotegido

Para a soldagem dos tubos de aço API 5L X70, optou-se pelo arame tubular autoprotegido. Conforme descrito no Capítulo 2, item 2.3.2, a soldagem com o arame tubular autoprotegido não sofre alteração com a ação do vento, sendo um processo recomendável para aplicação em campo, onde são construídos os dutos.

O Certificado de Conformidade expedido pelo fabricante em 03 de dezembro de 1996 classifica o eletrodo como AWS E71T8-K6, de acordo com a norma AWS A5.29 (1998). Este

certificado também estipula o valor do hidrogênio difusível de 9,6 ml/100g. O diâmetro externo do arame é de 2 mm, e suas propriedades mecânicas são mostradas na Tab.3.5.

Tabela 3.5 – Propriedades Mecânicas do arame tubular.

	Requisitado pela Norma AWS 5.29 (1998)	Informado pelo Certificado
Tensão Limite de Resistência à Tração	70.000 a 90.000 psi	77.100 psi
Tensão Limite de Escoamento	58.000 psi (mínimo)	62.100 psi
Alongamento	20 % (mínimo)	33 %
Dureza	Não requerido	84 HRB

A análise química, realizada pelo fabricante, revela para o metal de solda a composição química conforme a Tab.3.6 (b), sendo comparada ao previsto pela norma AWS 5.29 (1998), indicado na Tab.3.6 (a).

Tabela 3.6 – Composição Química do arame tubular requerida pela norma AWS 5.29:1998 (a) e informado pelo certificado (b).

	C	**Mn**	**Si**	**S**	**P**	**Ni**	**Cr**	**Mo**	**V**	**Al**
(a)	0,15% (máx.)	0,50% 1,50%	0,80% (máx.)	0,03% (máx.)	0,03% (máx.)	0,40% 1,00%	0,20% (máx.)	0,15% (máx.)	0,05% (máx.)	1,8% (máx.)
(b)	0,05%	0,96%	0,27%	<0,003%	0,009%	0,78%	0,03%	0,02%	<0,01%	1,06%

Para todos os valores das Tab.3.5 e Tab.3.6 há a possibilidade da comparação entre os valores exigidos pela norma citada e os valores encontrados pelo fabricante, e todos estes valores estão em conformidade com esta norma.

3.4.4 – O equipamento para a soldagem dos tubos API 5L X70

Para um melhor controle dos parâmetros de soldagem, decidiu-se pela execução das soldagens dos segmentos de tubo em posição plana, fixando a tocha e girando os tubos. Para

tanto, foi construído um dispositivo a partir de perfis metálicos do tipo cantoneira, tendo o quadro as dimensões básicas de: 1130 mm de comprimento, 800 mm de altura, 530 mm de largura. Este dispositivo possui ainda dois eixos giratórios com 170 mm de distância entre suas linhas de centro, dispostas de forma paralela, conforme ilustrado pela Fig.3.8.

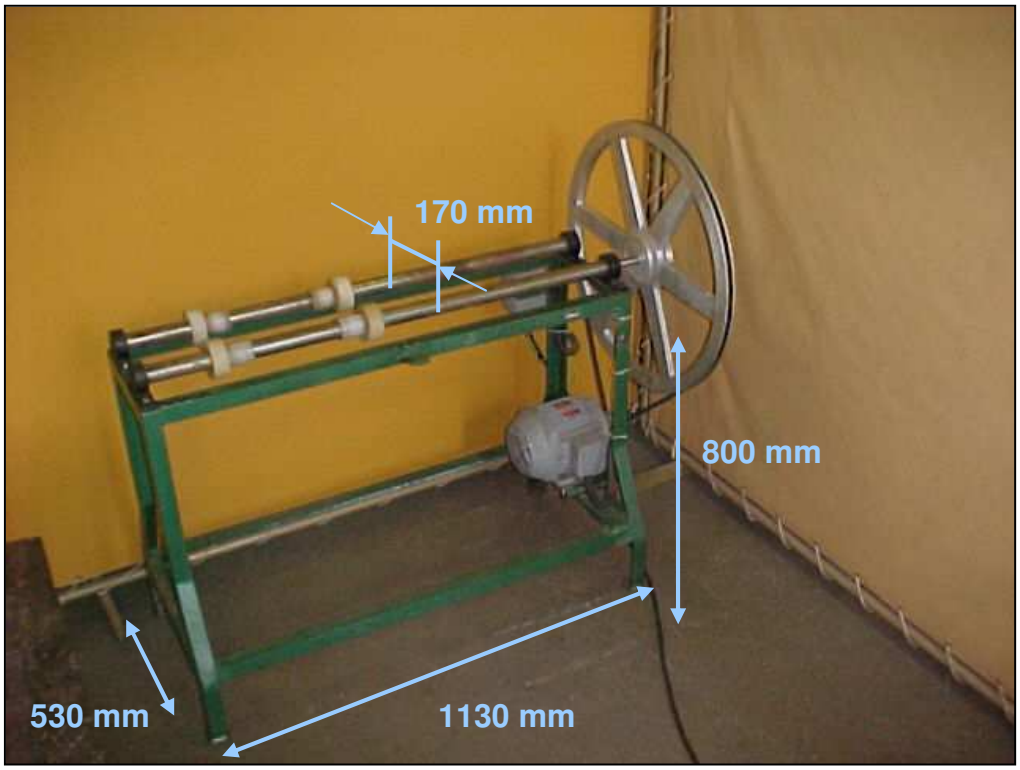


Figura 3.8 – Visão geral do dispositivo para girar os tubos.

Os eixos foram construídos a partir de barras de aço SAE 1020 com usinagem de torneamento do diâmetro externo na dimensão de 50 mm, sendo sustentados por mancais de rolamento em cada uma de suas extremidades. Os tubos são apoiados em anéis de Nylon dispostos ao longo dos eixos giratórios, com a finalidade da redução do atrito eixo/tubo e de trepidações, permitindo, também, a passagem do reforço do cordão de solda por sobre os eixos.

Um dos eixos giratórios está conectado ao motor elétrico através de polias com relação de 12:1 (diâmetro externo da polia maior de 650 mm e diâmetro externo da polia menor de 55 mm). Para o controle da velocidade de soldagem, foi instalado um inversor de freqüência que permite o

acionamento do motor elétrico com velocidades variáveis, fazendo com que o eixo giratório motriz modifique sua velocidade tangencial e por conseqüência a velocidade de rotação dos tubos.

Foram realizados ensaios para obter a relação entre a freqüência do inversor e a velocidade tangencial dos tubos dispostos sobre o equipamento. Estes ensaios foram de medição de tempo de ciclo para a rotação dos tubos e geraram o gráfico que relaciona a freqüência do inversor com a velocidade de soldagem, Fig. 3.9. Neste gráfico, também está indicada a freqüência do inversor utilizada nos experimentos (1,2 Hz), o que relaciona à velocidade de soldagem de 180 mm/min (velocidade de soldagem dos tubos, Tab.3.9).

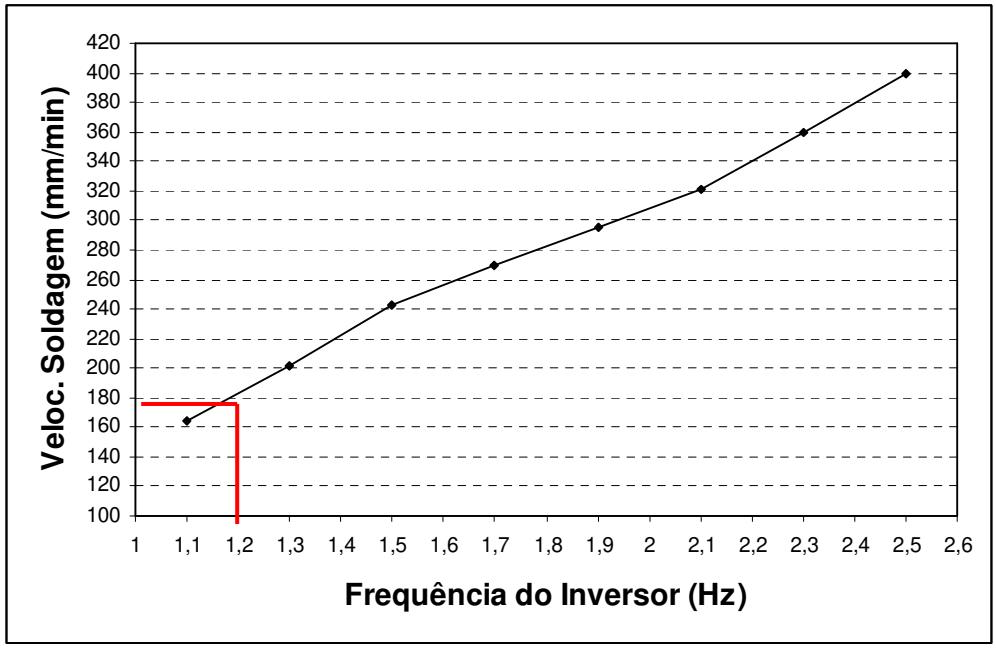


Figura 3.9 **–** Gráfico da freqüência do inversor com relação à velocidade de soldagem.

3.4.5 – Soldagem dos tubos API 5L X70

As soldas dos tubos de aço API 5L X70 foram efetuadas com arames tubulares autoprotegidos (conforme exposto no item 3.4.3), processo FCAW-S, em Corrente Contínua com Eletrodo Negativo (CCEN), utilizando uma fonte marca ESAB, modelo LAG 400. Foram realizados ensaios para a otimização de parâmetros para a soldagem em chanfro em "V", e não

obtendo resultados adequados, passou-se para a otimização de parâmetros para a soldagem em chanfro reto.

Primeiramente foram realizados ensaios para a otimização da soldagem em chanfro em "V", com as dimensões deste chanfro conforme a norma API 1104 (1999), sendo esta a configuração de chanfro utilizada em campo. A dimensão do chanfro utilizada teve como abertura de raiz de 2,0 mm, altura de nariz de 1,5 mm e ângulo do bisel de 30°. Foi também idealizada a soldagem com dois passes sobrepostos, sendo, então, a otimização direcionada ao passe de raiz.

Para a otimização dos parâmetros de soldagem do passe de raiz, primeiramente foram realizados ensaios de simples deposição, em chapas de aço de grau X70, com os parâmetros de soldagem sofrendo variações dentro do campo de valores previsto pelo catálogo do fornecedor, conforme a Tab.3.7. Estes ensaios serviram para selecionar os cordões de solda com melhores características dimensionais e de acabamento (homogeneidade do cordão, quantidade de respingos e forma da escória), que supostamente se adaptariam ao passe de raiz.

Tabela 3.7 – Variações iniciais dos parâmetros de soldagem.

Parâmetros de Soldagem	**Variações**
Velocidade de soldagem (mm/min)	400 / 500 / 600
Corrente (A)	200 /220 / 240 / 260 / 280
Tensão (V)	18 / 20
DBCP (mm)	20 / 25
Ângulo da Tocha	0° / 10° puxando

Pelos oscilogramas de tensão e corrente, percebeu-se instabilidade do arco para todos os ensaios com 18 V e correntes de 260 e 280 A. Percebeu-se, também, que para a velocidade de soldagem de 600 mm/min a escoria não se formou completamente.

Foram escolhidos para a soldagem dos tubos preparados com chanfros em "V" os parâmetros de: 400 e 500 mm/min para velocidade de soldagem; 200, 220 e 240 A de corrente;

20V de tensão; e 0° e 10° de ângulo da tocha no sentido puxando. Todas as tentativas de soldagem com estes parâmetros foram invalidadas, pois ora os cordões perfuravam o chanfro, ora não adquiriam penetração total.

Decidiu-se, então, por soldagem em passe único com a adoção de chanfro reto. O chanfro reto permite uma melhora operacional com uma maior facilidade na preparação das soldagens. Para tanto, novos ensaios de simples deposição foram realizados para que a seleção dos melhores parâmetros fosse transportada ao material chanfrado. A Tab.3.8 revela os parâmetros de soldagem e suas variações para estes novos ensaios.

Tabela 3.8 – Variações de parâmetros de soldagem para transposição em chanfro reto.

Parâmetros de Soldagem	**Variações**
Velocidade de soldagem (mm/min)	200
Corrente (A)	200 /250 / 300
Tensão (V)	18 / 20 / 22
DBCP (mm)	15 /20 / 25
Ângulo da Tocha	0°

De acordo com os oscilogramas de corrente e tensão e das características morfológicas dos cordões de solda, foram selecionados os parâmetros de: 20 V, 200 A e 15 mm de DBCP. A transposição dos parâmetros selecionados para a soldagem do tubo preparado com chanfro reto não foi difícil, porém, foram necessários mais ensaios para que o ajuste final destes parâmetros levasse à penetração total do cordão. O resultado final da otimização dos parâmetros de soldagem e os seus valores definitivos para a realização dos experimentos constam na Tab.3.9.

Tabela 3.9 – Parâmetros definitivos de soldagem.

Corrente (A)	**Tensão (V)**	**Velocidade de Soldagem (mm/min)**	**DBCP (mm)**
220	20	180	15

As juntas foram produzidas em solda de topo, na posição plana, com configuração de chanfro reto, tendo abertura de raiz de 2,0 mm, conforme mostrado na Fig.3.10, sendo a tocha fixa e perpendicular ao plano tangencial dos segmentos de tubos. Nesta figura pode-se ver também, a localização do termopar para a aquisição do ciclo térmico. O controle da velocidade de soldagem foi estabelecido pelo dispositivo de girar os tubos.

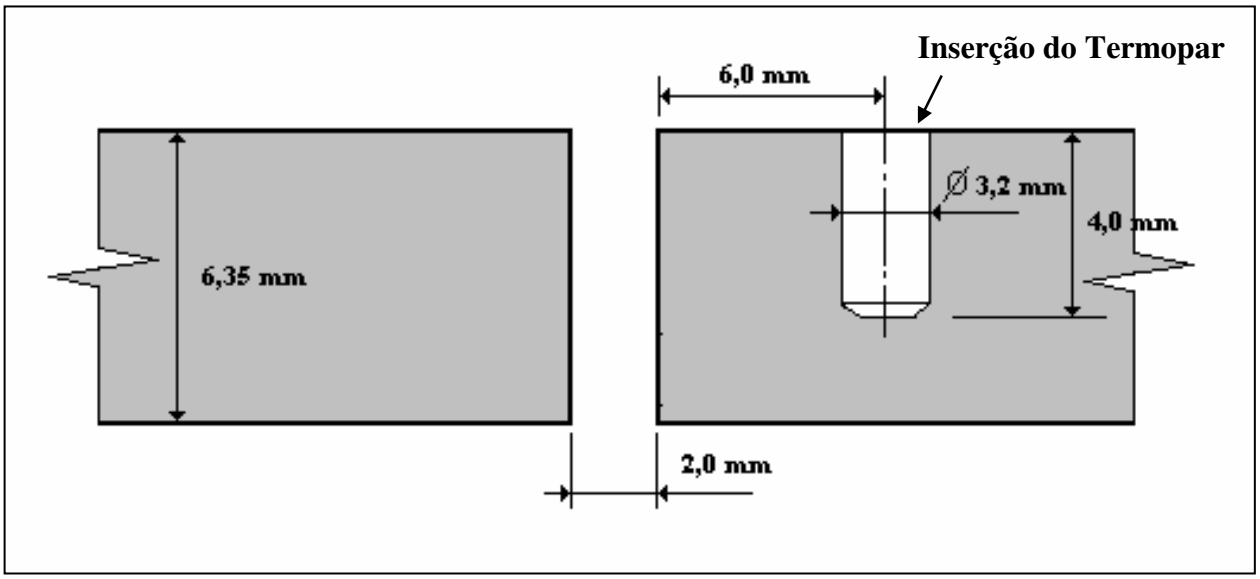


Figura 3.10 - Dimensão do chanfro e disposição do termopar para a aquisição dos ciclos térmicos.

A Fig.3.11 (a) mostra um momento imediatamente anterior à realização da soldagem, onde podem ser visualizados o termopar instalado, a tocha perpendicular à superfície da peça e os espaçadores garantindo a abertura de raiz. A Fig.3.11 (b) revela a preparação do interior dos segmentos dos tubos para a realização da soldagem, onde cada par de segmentos recebeu 12 "grampos" eqüidistantes ao logo da parte interna do conjunto soldado, o que garantiu o adequado distanciamento e alinhamento dos segmentos, permitindo a correta configuração do chanfro.

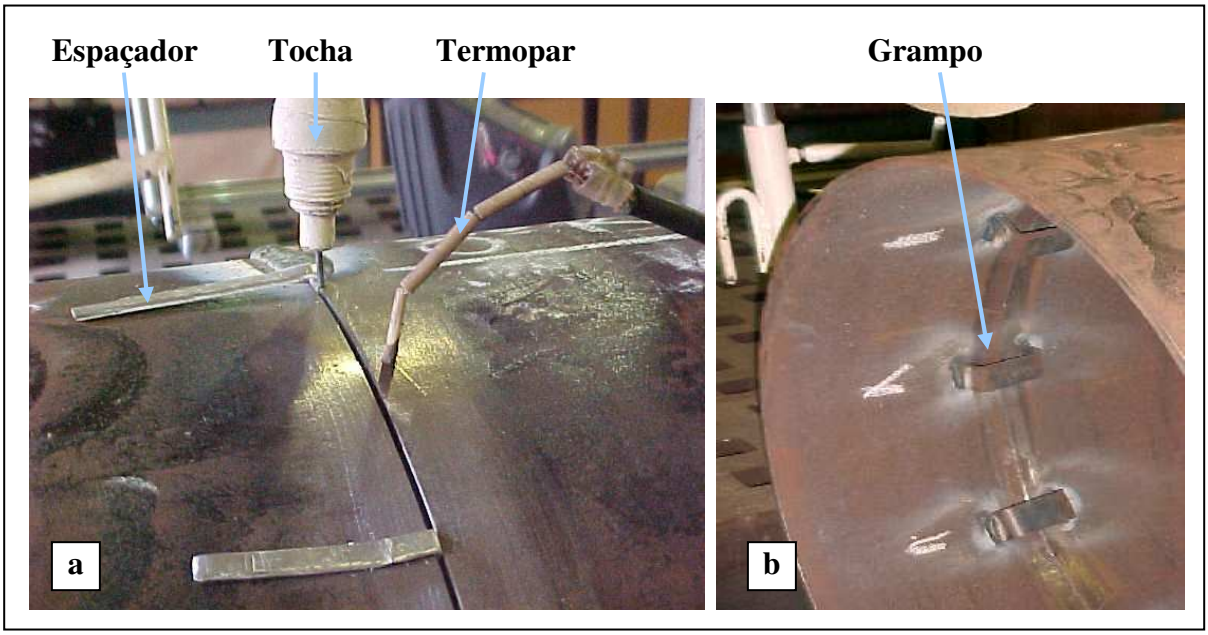
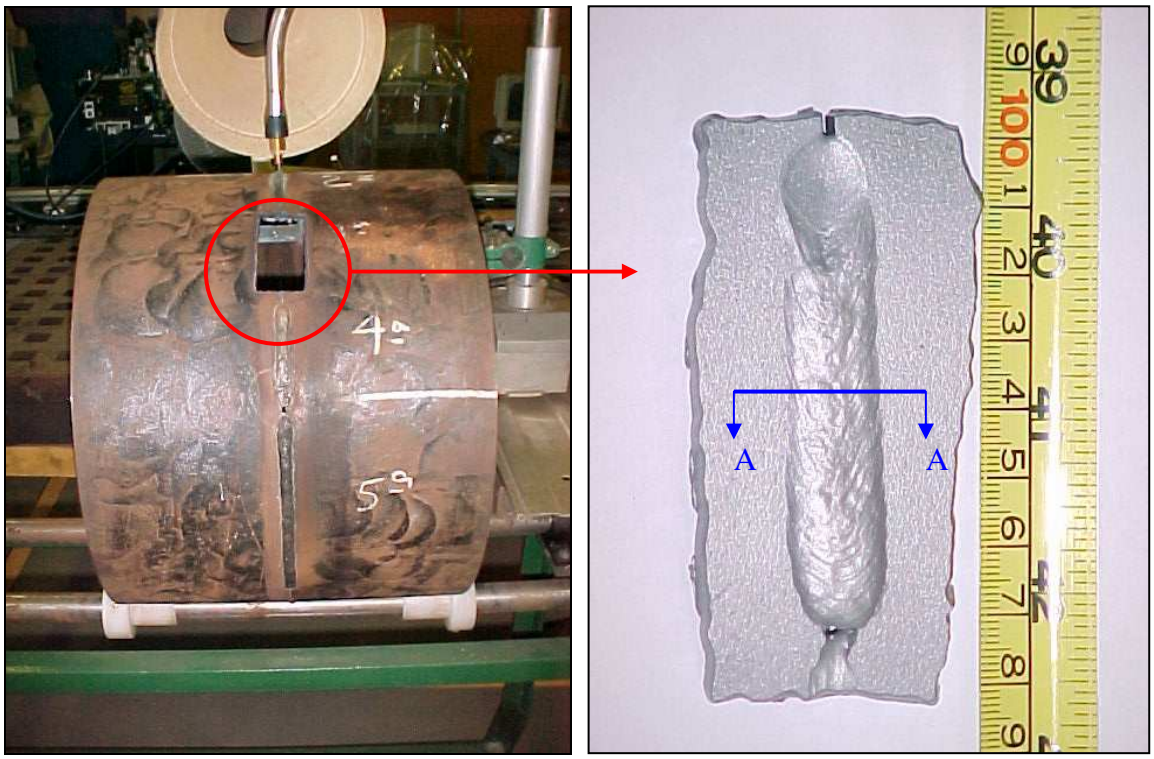


Figura 3.11 – (a) momento imediatamente anterior à soldagem, com espaçadores, a tocha e o termopar instalado. (b) fixação dos "grampos" internamente ao conjunto soldado.

3.4.6 – A retirada das amostras para o aço API 5L X70

Para a retirada dos corpos de prova dos segmentos de tubos, foi utilizado um equipamento de corte plasma, marca ESAB, modelo PCM-750i, tendo o cuidado deste corte circundar todo o cordão com dimensão suficiente para que qualquer parte característica do conjunto soldado não fosse afetada.

A Fig.3.12 (a) mostra os segmentos de tubo já unidos com vários cordões de solda, sendo que um destes foi retirado por corte plasma, formando, assim, uma réplica para posterior análise. A Fig.3.12 (b) mostra uma réplica retirada por corte efetuado através de plasma (corte externo) e o corte a ser realizado por disco de corte refrigerado tipo "cut-off" (corte AA) para análise metalográfica.



(a) (b)

Figura 3.12 – (a) Corte plasma realizado nos segmentos de tubo. (b) Réplica com indicação de corte na seção transversal do cordão de solda.

Capítulo 4

Resultados e Discussões

A utilização, neste trabalho, de aços de graus X65 e X70 deve-se ao fato de serem os mais empregados ultimamente na fabricação de dutos, haja vista a produção da malha dutoviária Brasil-Bolívia construída com estes aços. Há que se comentar também, que já se encontram em construção dutovias com a utilização do aço de grau X80, como na China. Quando maior o grau do aço utilizado, maior a sua resistência mecânica, permitindo uma maior economia no peso do material empregado.

Observa-se também, que a utilização de amostras formadas de chapas do aço X65 permitiu uma soldagem mais simples, propiciada tanto pela posição plana de soldagem como também pelo uso do arame tubular com gás de proteção. Obtidas todas as informações oriundas das soldagens realizadas com as amostras de grau X65, pode-se transpor estes conhecimentos adquiridos na soldagem do aço de grau X70, porém, com um nível maior de dificuldade, relacionado à utilização do arame tubular autoprotegido e de amostras na forma de tubos com 20 polegadas de diâmetro nominal.

O conhecimento da soldagem de aços API 5L com o arame tubular de alma metálica é considerável, pois sua característica de pouca formação de escória reduz o custo da mão-de-obra em soldagens com múltiplos passes. Por outro lado, o fato de não sofrer influência de ventos brandos e também de não utilizar gás de proteção, torna o estudo das soldagens com o arame tubular autoprotegido particularmente importante, visando sua utilização no campo.

Entende-se como soldagem semi-automatizada, a que se utiliza equipamento que, após a otimização dos parâmetros de soldagem e a regulagem deste equipamento com estes parâmetros, permite com que a soldagem seja realizada sem a interferência do soldador.

4.1 – Temperaturas de preaquecimento, de interpasse e ciclos térmicos

A divisão deste trabalho na soldagem dos aços API 5L X65 e X70 levou a uma diferenciação de tratamentos, relativa às temperaturas envolvidas nos processos de soldagem. Para o aço de grau X65, a soldagem foi realizada em dois passes e envolveu as temperaturas de preaquecimento (Tpa) e de interpasse (Tpi). A soldagem do aço de grau X70 foi realizada em um passe, portanto, houve somente variações na Tpa.

4.1.1 – Temperaturas de preaquecimento, de interpasse e ciclos térmicos (aço API 5L X65)

Para a soldagem do aço API 5L X65, três níveis de temperatura foram selecionados para a composição da Tpa e Tpi. A primeira temperatura selecionada foi a temperatura ambiente, considerada com o valor de 25°C.

Através das equações de Ito & Bessyo, apud Easterling, 1983, foi calculado o segundo nível de temperatura para compor a variação da Tpa e Tpi. As Eqs.2.4, 2.5 e 2.6 foram usadas para este cálculo. Estas equações são dependentes do valor do carbono equivalente (Ceq), e para tanto foi utilizada a Eq.2.2 ao invés da Eq.2.3, por oferecer um resultado final mais conservador. Baseado na utilização destas equações, o segundo nível de Tpa e Tpi obtido foi de 180ºC.

Na literatura foi selecionado o terceiro nível de Tpa e Tpi. O trabalho de Scotti & Rosa, 1996, verificou a influência dos parâmetros de soldagem na formação de trincas em aços de baixo carbono em soldagem com arame tubular, utilizando-se de uma Tpa de 250°C. Esta Tpa de 250°C foi selecionada para compor o terceiro nível de Tpa e Tpi.

Para verificar a influência da energia térmica imposta pelas temperaturas de preaquecimento e de interpasse na morfologia, na microdureza e na microestrutura da região

soldada, foi necessário fazer o levantamento dos ciclos térmicos de cada procedimento de soldagem efetuado.

A Fig.4.1 mostra três ciclos térmicos levantados, um para cada nível de Tpi, com condições de soldagem de acordo com a Tab.3.2. Em cada ciclo térmico é possível verificar a sua Tpa, na linha das ordenadas (temperatura); também é possível verificar a Tpi para o segundo passe, observando o início da segunda onda de cada ciclo térmico. A temperatura de pico (Tp), que é a temperatura mais alta alcançada em cada ciclo térmico, aumentou com o aumento da Tpi, sendo que para a Tpi de 250°C atingiu uma temperatura suficiente para a fusão do metal base no ponto de medição.

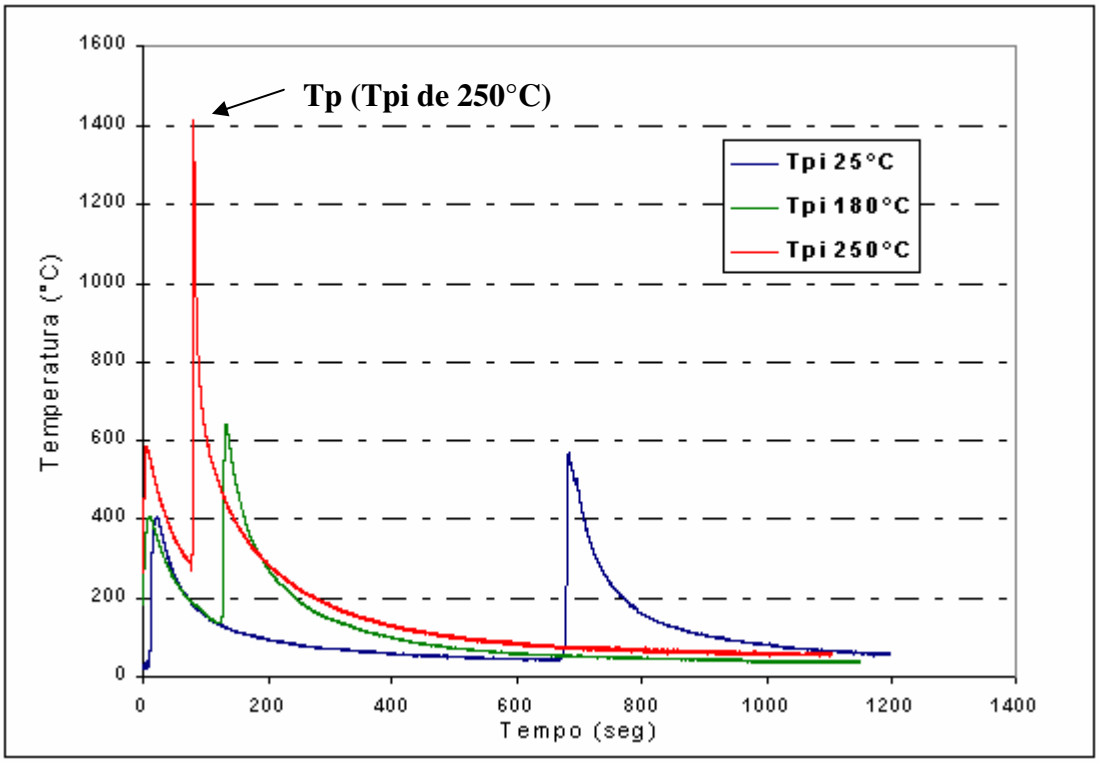


Figura 4.1 – Ciclos térmicos para as Tpi de 25°C, 180°C e 250°C.

Este aumento na Tp deve-se ao acréscimo de energia térmica dada ao conjunto soldado pelo maior valor da Tpi, levando à formação de uma poça de fusão maior, aumentando assim a largura da poça e, conseqüentemente, a largura do cordão de solda, permitindo uma maior fluidez e um maior espalhamento superficial do cordão. Como os furos usinados para a instalação do termopar

foram localizados sempre no mesmo ponto dentro dos corpos de prova em relação ao chanfro, este aumento da Tp comprovou o aumento da poça de fusão, causado pelo aumento da Tpi, e, conseqüentemente, a aproximação da poça de fusão ao termopar, que registrou maiores temperaturas.

A taxa de resfriamento (dT/dt) para cada ciclo térmico pode ser observada comparativamente na Fig.4.1, ou seja, a curva de resfriamento para o ciclo térmico de Tpi de 250°C apresenta-se como a mais suave (menos íngreme), portanto, esta Tpi causou a menor taxa de resfriamento quando comparada com as curvas de resfriamento obtidas com a utilização das Tpi de 25°C e 180°C.

Os tempos de resfriamento de 300°C a 100°C (Δt_{3-1}) foram utilizados em substituição aos tempos de resfriamento de 800°C a 500°C (Δt_{8-5}), usualmente tido como referência pois contém o intervalo de formação dos microconstituintes, já que os pontos onde foram obtidos experimentalmente os ciclos térmicos não atingiram a temperatura de 800°C para as Tpi de 25°C e 180°C. A diminuição das taxas de resfriamento com o aumento das Tpi pode ser comprovada com a utilização dos tempos de resfriamento (Δt_{3-1}) do segundo passe, apresentados na Tab.4.1.

Pela análise dos valores da Tab.4.1, podemos verificar o aumento do tempo de resfriamento de 300°C até 100°C (Δt_{3-1}) estendendo-se de 188 segundos para Tpi de 25°C, para 297 segundos para a Tpi de 250°C, um aumento no tempo de resfriamento de 58%, comprovando a diminuição da taxa de resfriamento com o aumento da Tpi.

Tabela 4.1 – Temperaturas de pico (Tp) e tempos de resfriamento (Δt_{3-1}) para as diversas Tpi.

Tpi (°C)	**Tp (°C)**	**Δt_{3-1} (s)**
25	566	188
180	639	210
250	1411	297

Ainda na Tab.4.1, podemos verificar os valores das temperaturas de pico (Tp) atingidas no segundo passe, para cada Tpi imposta. O significativo aumento de 566°C para Tpi de 25°C para 1411°C para Tpi de 250°C demonstra a aproximação do ponto de medição do termopar à poça de fusão.

4.1.2 – Temperaturas de preaquecimento e ciclos térmicos (aço API 5L X70)

Para a soldagem dos tubos de aço grau X70, foram selecionados dois níveis de temperatura de preaquecimento (Tpa). Não foi aplicada a temperatura de interpasse, pois a soldagem se deu em passe único. O primeiro valor de Tpa foi a temperatura ambiente, considerada como 25°C. O segundo valor para a Tpa foi calculado através das Eqs.2.3, 2.4, 2.5 e 2.6, obtendo um resultado de 95°C. Optou-se por não utilizar valores mais elevados de Tpa, como o sugerido na literatura de 250°C (Scotti & Rosa, 1996), pois os resultados obtidos com a soldagem do aço de grau X65 indicaram a Tpa calculada como a melhor alternativa.

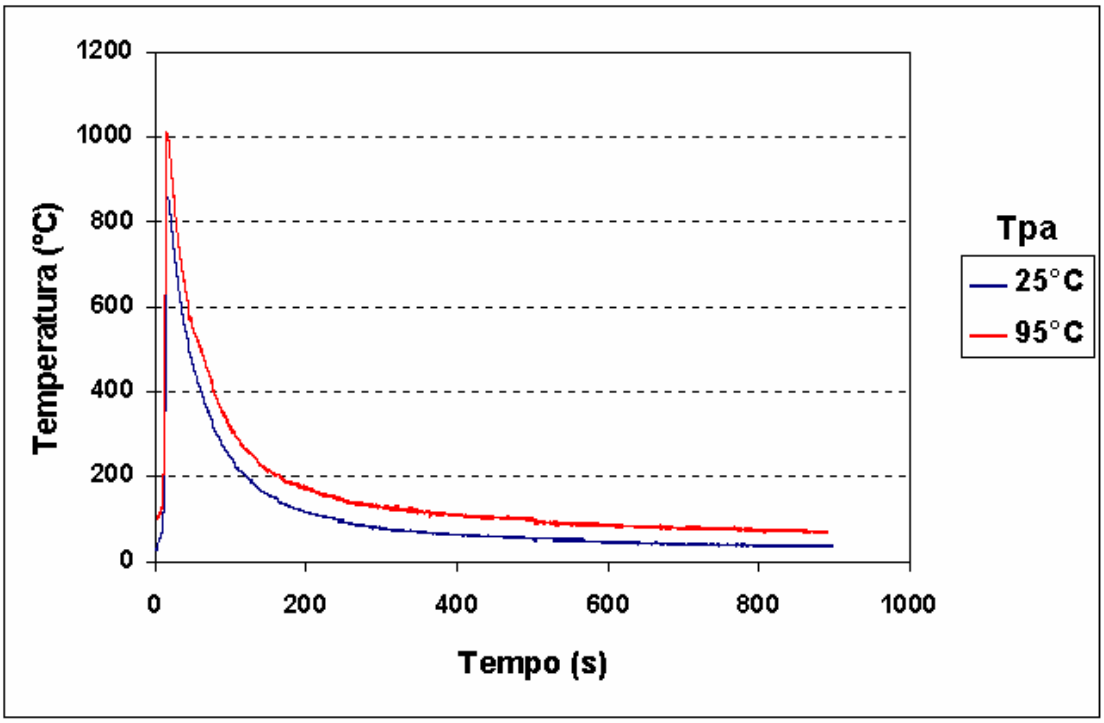


Figura 4.2 – Ciclos térmicos para as Tpa de 25°C e 95°C.

Apesar da diferença de temperatura de preaquecimento ser de somente 70°C, os ciclos térmicos apresentaram diferenças, e podem ser observados na Fig.4.2. Quando a temperatura ambiente foi utilizada como Tpa, o ciclo térmico apresentou uma curva de resfriamento mais acentuada (de maior inclinação), comparativamente à de Tpa de 95°C, o que demonstra a diminuição da taxa de resfriamento com o aumento da Tpa.

Uma melhor visualização dos valores obtidos com os ciclos térmicos pode ser realizada através da Tab.4.2, que revela e permite a comparação entre estes valores. A temperatura de pico (Tp) aumentou de 859°C para 1013°C com a mudança da Tpa de 25°C para 95°C. Para este aumento da Tp, a mesma análise feita para o aço de grau X65 na aproximação do cordão de solda ao termopar instalado com o aumento da poça de fusão (item 4.1.1) pode, aqui, ser realizada.

Tabela 4.2 – Temperaturas de pico (Tp) e tempos de resfriamento (Δt_{8-5}) para as diversas Tpa.

Tpa (°C)	**Tp (°C)**	**Δ_{8-5} (s)**
25	859	24
95	1013	33

Como as Tp obtidas foram superiores a 800°C, foi possível analisar as taxas de resfriamento com relação aos tempos de resfriamento de 800°C a 500°C (Δt_{8-5}) para as diversas Tpa. Verificou-se que o tempo de resfriamento (Δt_{8-5}) aumentou de 24 para 33 segundos com o aumento da Tpa, uma variação de 37,5%. Este aumento de Δt_{8-5} comprova a diminuição da taxa de resfriamento com o aumento do preaquecimento.

4.2 – Otimização dos parâmetros de soldagem

O processo de otimização dos parâmetros de soldagem para a realização das soldas nos aços API 5L se deu de forma distinta. Para o aço de grau X65, com a utilização de arame tubular de alma metálica e gás de proteção, a otimização dos parâmetros de soldagem foi realizada de forma simples, com dados baseados em catálogo do fabricante do arame, sendo realizados alguns ensaios para a definição dos parâmetros que constam da Tab.3.2. Neste processo de soldagem,

percebe-se claramente a facilidade com que a transferência metálica é efetuada. Além disto, a formação da escória realmente é mínima, necessitando apenas de uma rápida limpeza com uma escova de aço para que o conjunto esteja pronto para o passe subseqüente.

Já a otimização dos parâmetros de soldagem do aço de X70, com a utilização do arame tubular autoprotegido, ao contrário do processo anteriormente citado, se deu de forma complexa, como relatado no item 3.4.5. Foi necessária a realização de vários ensaios de simples deposição, sendo que nesta otimização foi feito um estudo sobre a influência da corrente de soldagem, da tensão do arco e da DBCP na morfologia da região soldada.

4.2.1 – Otimização dos parâmetros de soldagem em função da morfologia (aço API 5L X70)

Como já exposto no item 3.4.5, inicialmente foi idealizada a soldagem dos tubos de aço de grau X70 em dois passes e com a configuração do chanfro em V, o que se mostrou inviável. Diante desta inviabilidade, foi objetivada a realização da soldagem dos tubos em passe único, com solda de topo e configuração de chanfro reto. No entanto, foi necessária a realização de ensaios prévios de simples deposição, em chapas do mesmo aço, para que os melhores resultados, sob os aspectos dimensionais dos cordões de solda (área, largura, penetração e reforço), fossem transportados para o material chanfrado.

A Tab.3.8 traz os valores dos parâmetros de soldagem utilizados nestes ensaios, tendo a velocidade de soldagem de 200 mm/min e o ângulo de deslocamento da tocha em 0° como valores fixos, sendo variadas a corrente de soldagem, a tensão do arco e a Distância Bico de Contato Peça (DBCP).

A Fig.4.3 mostra as macrografias obtidas para a variação da corrente de soldagem de 200, 250 e 300 A, para tensão do arco de 20 V e DBCP de 20 mm. Pode-se perceber através destas macrografias o aumento da penetração, da área e do reforço e a diminuição da largura do cordão de solda no metal base com o aumento da corrente.

Para uma melhor visualização do que ocorreu na morfologia dos cordões de solda depositados com o aumento deste parâmetro de soldagem, foi desenvolvido o gráfico da Fig.4.4, de quatro eixos, sendo que cada eixo apresenta, em porcentagem, uma das dimensões dos cordões de solda realizados: área, largura, reforço e penetração.

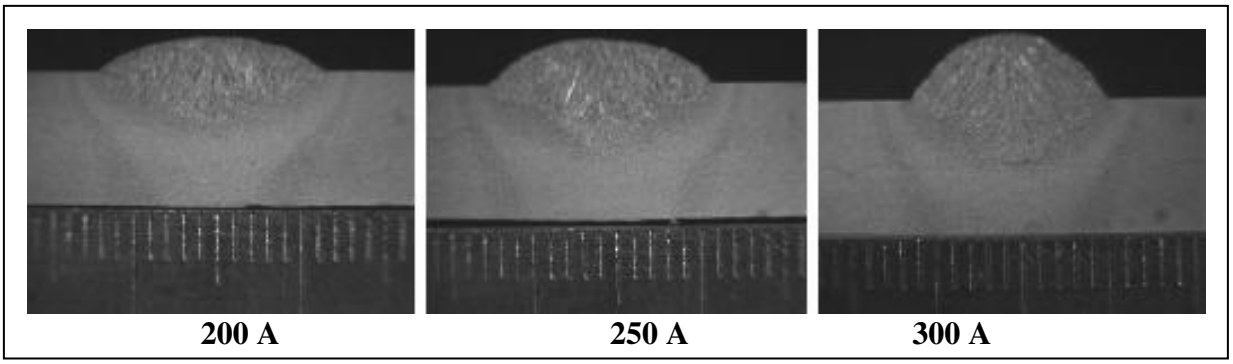


Figura 4.3 – Macrografias representativas do aumento da corrente de soldagem (20 V, 20 mm DBCP e 200 mm/min).

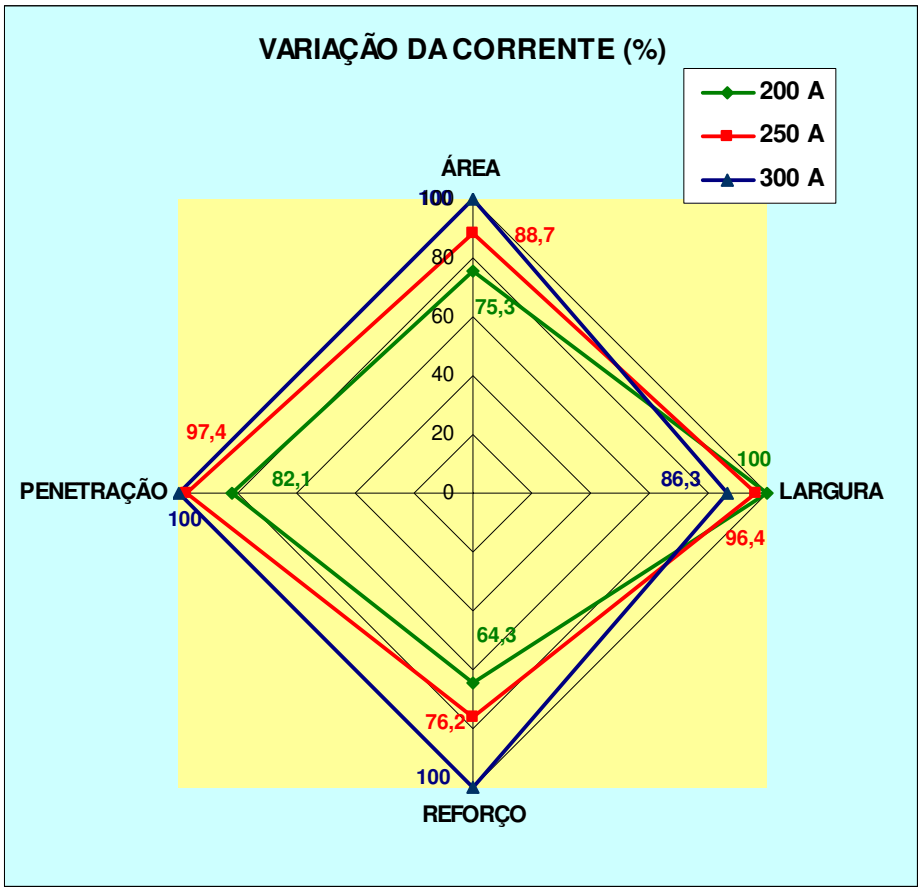


Figura 4.4 – Gráfico das variações dimensionais dos CS com o aumento da corrente de soldagem.

Como exemplo de interpretação deste gráfico, considere o eixo das áreas dos cordões de solda obtidas, verificamos que para a corrente de soldagem de 300 A o maior valor da área foi atingido, tendo, portanto, um valor correspondente de 100%. A partir deste valor, observemos que para a corrente de soldagem de 250 A, o valor obtido neste eixo é de 88,7, que corresponde a este valor em porcentagem relacionado ao maior valor, ou seja, a área do cordão de solda depositado com corrente de soldagem de 250 A corresponde a 88,7% da área do cordão de solda depositado com 300 A. Da mesma forma, verificamos que a área do cordão de solda depositado com 200 A corresponde a 75,3% da área do cordão de solda depositado com 300 A, comprovando, desta forma, uma tendência de crescimento da área do cordão com o aumento da corrente de soldagem. O aumento da área era esperado, pois com o aumento da corrente aumenta-se proporcionalmente o insumo de calor (Eq.2.1), e portanto uma maior quantidade tanto de metal base como de eletrodo é fundida.

Desta mesma forma, podemos observar a tendência da largura do cordão de solda, que diminuiu com o aumento da corrente de soldagem de 200 A para 300 A. Esta diminuição foi de 23,7%, ou seja foi de 100% (maior valor) com corrente de 200 A para 86,3% para corrente de 300 A. Para o reforço do cordão de solda, verificou-se uma tendência de aumento com o acréscimo da corrente de soldagem, variando para mais em 35,7% com a corrente de soldagem indo de 200 A para 300 A.

A penetração do cordão de solda, que, conforme o Welding Handbook, 1991, aumenta com o aumento da corrente de soldagem, apresentou um pequeno aumento de 250 A para 300 A, de apenas 2,6%, sendo este aumento mais intenso entre 200 A e 250 A, de 15,3%. Como o insumo de calor é diretamente proporcional à corrente de soldagem, Eq.2.1, esta não proporcionalidade da penetração muito provavelmente se deve à característica do eletrodo autoprotegido. Este resultado exemplifica o baixo poder de penetração do arame tubular autoprotegido, comentado por Mota, 1998 e Boniszewski, 1992. Porém, este baixo poder de penetração não invalidou a soldagem, em passe único, deste tipo de arame em soldagem de tubos e chapas de pequena espessura.

Ainda conforme a Tab.3.8, foram verificadas as variações morfológicas ocorridas nos cordões de solda depositados com a variação da tensão do arco de 18, 20 e 22V, tendo fixos os valores da corrente de soldagem em 250 A e a DBCP em 20 mm. A Fig. 4.5 mostra as macrografias representativas de cada variação da tensão, onde podemos verificar um expressivo aumento na largura do cordão de solda com o aumento deste parâmetro em referência.

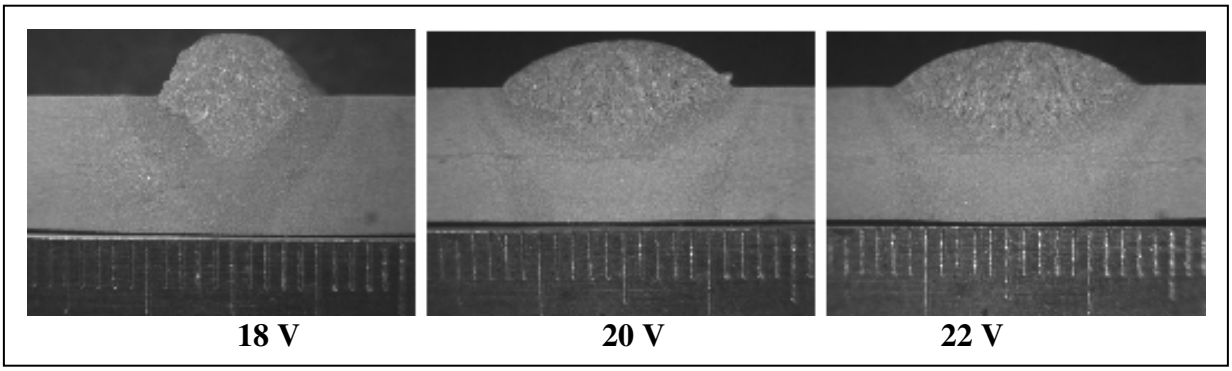


Figura 4.5 – Macrografias representativas do aumento da tensão do arco (250 A, 20 mm DBCP e 200 mm/min).

Assim como exposto para a variação da corrente de soldagem, apresentamos na Fig.4.6 um gráfico representativo das dimensões dos cordões de solda e suas variações com o aumento da tensão do arco. Podemos verificar através do gráfico da Fig.4.6 a tendência de aumento da área e da largura do cordão de solda com o aumento da tensão do arco, sendo que a largura do cordão de solda aumentou expressivamente, em 39,7%, com o aumento da tensão de 18 V para 22 V. Este fato está de acordo com a literatura, onde Taylor, Weimann & Martin, 1995, afirmam que a tensão do arco tem um maior efeito sobre a largura do cordão de solda. A área do cordão de solda apresentou um aumento de 21,4% com o aumento da tensão de 18 V para 22 V, conseqüência do aumento do insumo de calor (Eq.2.1), o que pode ter sido determinante para a redução da penetração apresentada de 10 % com o aumento da tensão do arco, considerando que a área do cordão de solda não aumentou na mesma proporção da largura do cordão, fazendo com que a penetração do cordão diminuísse.

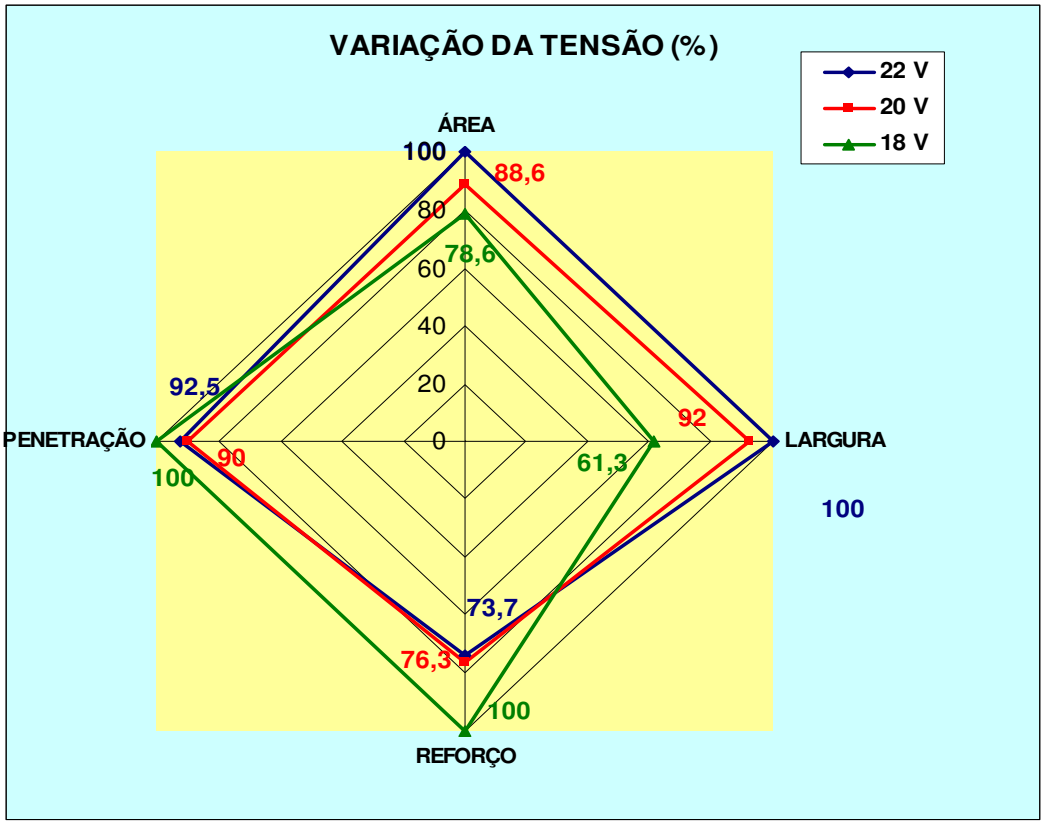


Figura 4.6 - Gráfico das variações dimensionais dos CS com o aumento da tensão do arco.

As macrografias da Fig.4.7 apresentam as variações obtidas nos cordões de solda, fixando-se a tensão do arco em 20V, a corrente de soldagem em 250A, a velocidade de soldagem em 200 mm/min e variando-se a DBCP de 15, 20 e 25 mm. Pode-se perceber, através das macrografias desta figura, que não houve alterações tão significativas quanto às encontradas com as alterações dos outros parâmetros de soldagem estudados, porém as alterações de forma aconteceram e podem ser melhor visualizadas através do gráfico da Fig.4.8.

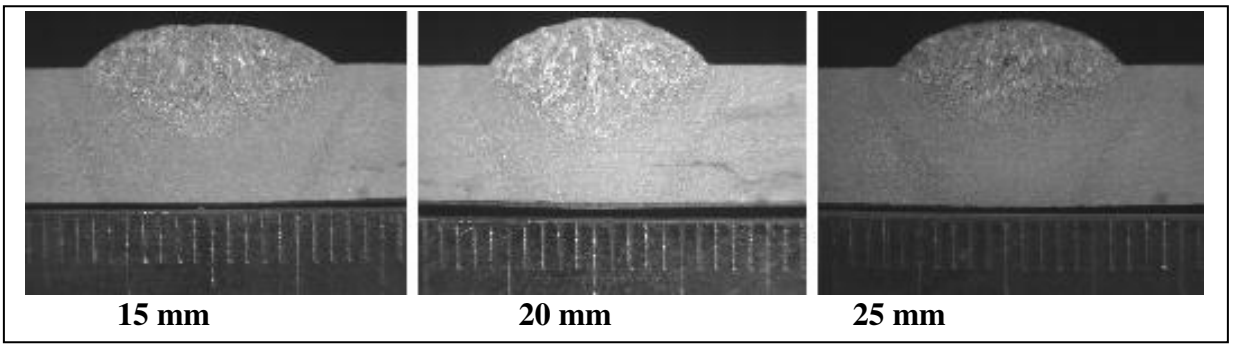


Figura 4.7 – Macrografias representativas do aumento da DBCP (20 V, 250 A e 200 mm/min).

Observa-se pelo gráfico da Fig.4.8, que a penetração e a área apresentaram a tendência de diminuição com o aumento da DBCP, confirmando a afirmação de Machado, 1996, que para uma velocidade de alimentação constante do arame, o aumento da DBCP causa uma diminuição na penetração.

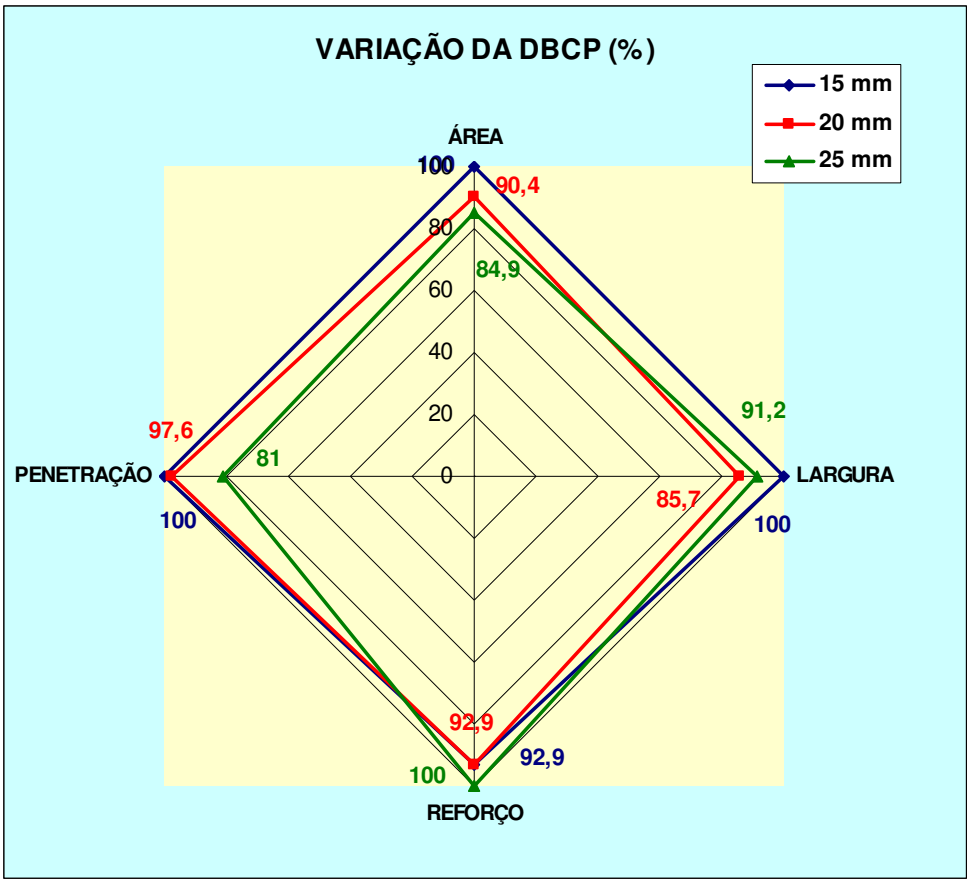


Figura 4.8 - Gráfico das variações dimensionais dos CS com o aumento da DBCP.

Para o acompanhamento da estabilidade do arco elétrico durante a transferência metálica, foram levantados os oscilogramas de corrente e de tensão do arco para todos os ensaios realizados durante este trabalho. Nas Fig.4.9 e 4.10 podem ser visualizados e comparados os oscilogramas obtidos durante as soldagens realizadas com a fixação dos parâmetros de soldagem de corrente de soldagem em 250A e DBCP de 15 mm, variando a tensão do arco de 18V e 20V. Pode-se perceber através destes oscilogramas, que a transferência metálica se deu de forma mais suave para a tensão de 20V, esta verificação é realizada comparativamente com a amplitude das curvas de cada gráfico. Para a tensão de 18 V pode-se perceber uma amplitude maior dos oscilogramas

tanto de tensão quanto do de corrente de soldagem, indicando uma maior estabilidade do arco elétrico para a tensão de 20 V.

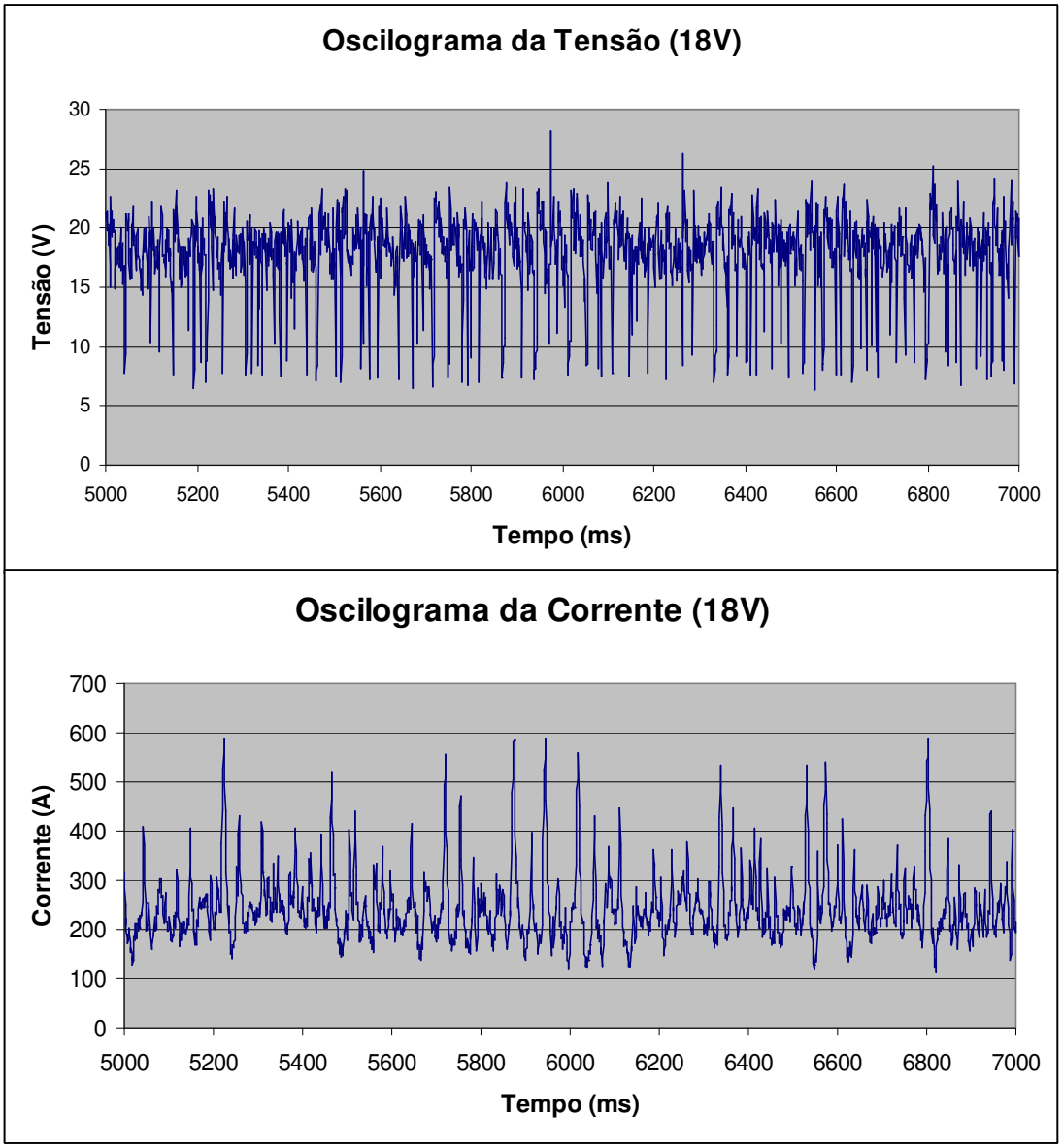


Figura 4.9 - Oscilogramas da tensão e da corrente para soldagem realizada com 18V de tensão média.

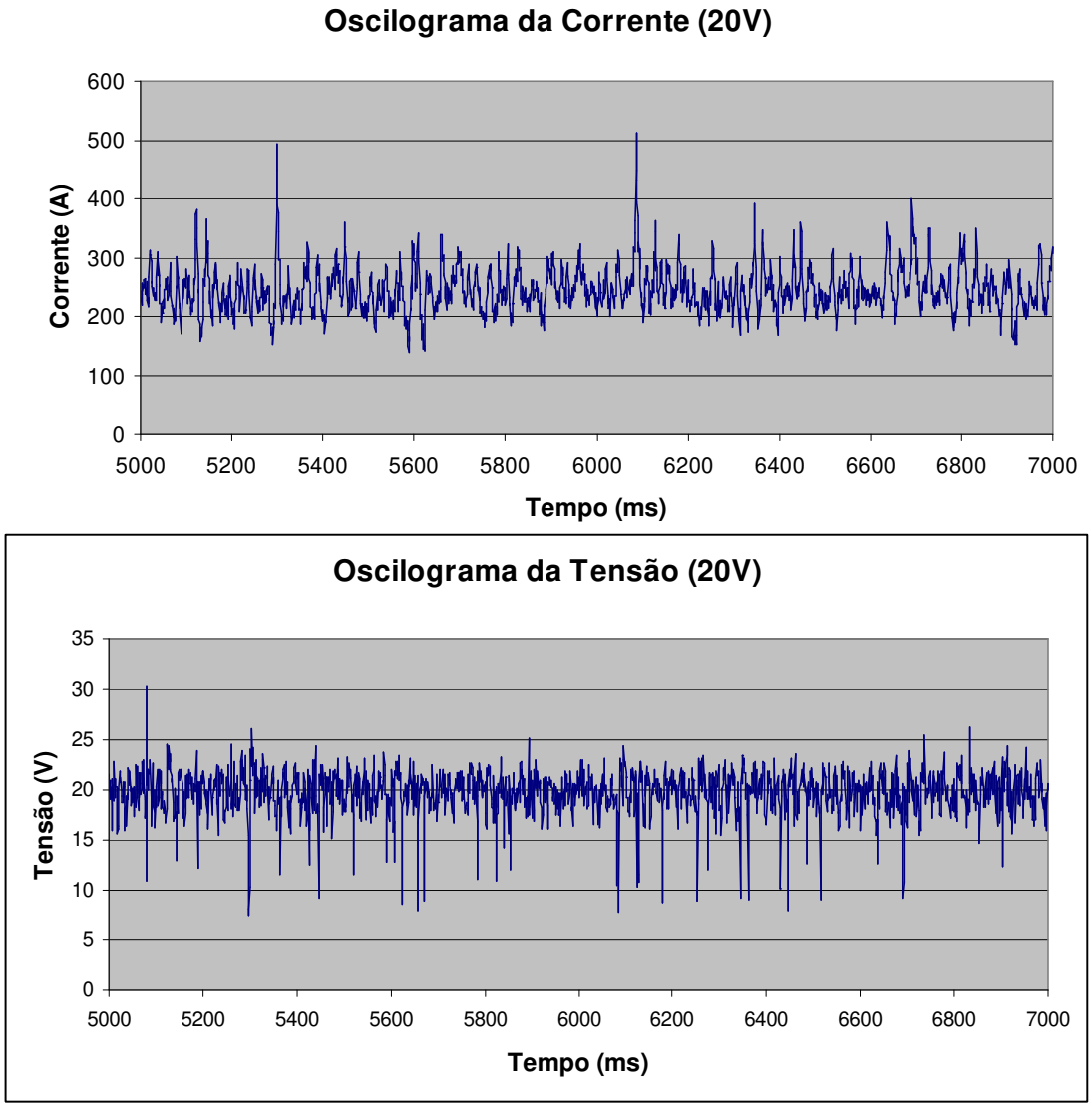


Figura 4.10 - Oscilogramas da tensão e da corrente para soldagem realizada com 20V de tensão média.

Os resultados obtidos nestes ensaios de simples deposição e nos oscilogramas levantados, indicaram como melhor resultado, em termos de morfologia e acabamento do cordão de solda, os parâmetros de 20V para tensão do arco, 200A para a corrente de soldagem e 15 mm para a DBCP. Estes parâmetros de soldagem foram definidos como os melhores para a realização a soldagem nos tubos de aço de grau X70, porém, mais ensaios foram necessários, como já exposto no item 3.4.5, para o ajuste final dos parâmetros, tendo como objetivo a penetração total do cordão de solda, o que levou aos valores expostos na Tab.3.9.

4.3 – Caracterização das soldas

Após a otimização dos parâmetros de soldagem, as soldas foram realizadas e caracterizadas em função da morfologia, da microdureza e da microestrutura das regiões soldadas.

4.3.1 – Caracterização da morfologia das regiões soldadas

Nas soldagens realizadas nos aços API 5L foram obtidas variações morfológicas importantes. Para o aço de grau X65, soldado em dois passes, as temperaturas anteriores a cada passe de solda, assim como as intensidades destas temperaturas, foram determinantes na variação da morfologia da região soldada. Já para o aço de grau X70, soldado em passe único, com a variação imposta da temperatura de preaquecimento, por sua baixa intensidade, não se obteve o mesmo grau de variação da morfologia.

4.3.1.1 – Caracterização da morfologia das regiões soldadas do aço API 5L X65

As soldagens no aço de grau X65 foram realizadas nas condições da Tab.3.2, sendo obtidas variações nas morfologias dos cordões de solda em função das temperaturas de preaquecimento (Tpa) e de interpasse (Tpi), de mesmo valor. Na Fig.4.11 são apresentadas três macrografias representativas destas distintas morfologias, onde se verifica que a zona termicamente afetada (ZTA), a área, a largura e o reforço do cordão de solda tiveram significativas mudanças em suas dimensões.

Como já comentado no item 4.1.1, foram utilizadas para as soldagens deste aço três Tpi: 25°C (temperatura ambiente), 180°C (calculada) e 250°C (encontrada na literatura). Podem ser observadas também na Fig.4.11, que para todas as Tpi utilizadas neste trabalho foram obtidas penetrações totais das juntas soldadas.

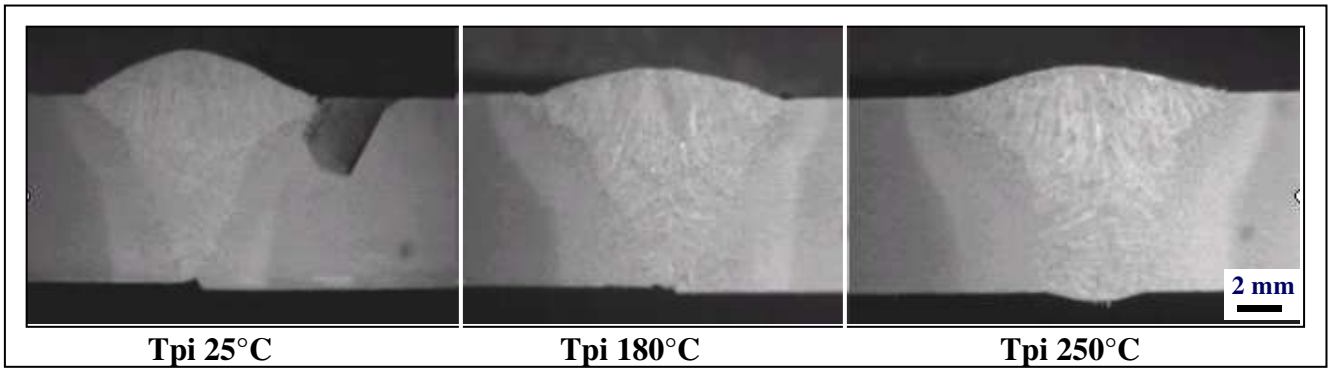


Figura 4.11 – Macrografias dos cordões de solda para diferentes Tpi em soldagens do aço de grau X65.

Através da Tab.4.3, podem ser verificadas as variações dimensionais da região soldada com as distintas Tpi impostas. Nesta tabela estão dispostos os valores médios da largura da ZTA, da área, do reforço e da largura dos cordões de solda, obtidos através das análises das imagens das macrografias. São também apresentados os valores dos desvios-padrão (DP) para cada dimensão média, assim como o aumento ou diminuição destes valores em porcentagem.

Tabela 4.3 – Valores médios e DP das dimensões da região soldada (aço grau X65).

Tpi	**Área do CS**		**Reforço do CS**		**Largura do CS**		**Largura da ZTA**	
(°C)	**(mm²)**	**DP**	**(mm)**	**DP**	**(mm)**	**DP**	**(mm)**	**DP**
25	55,5	2,0	1,6	0,43	10,8	1,12	2,6	0,08
180	60,7	2,85	1,3	0,64	11,4	0,64	4,0	0,07
250	62,0	1,68	1,2	0,86	11,8	0,86	4,3	0,12
	↑ 11,7%	**↓ 16,0%**	**↓ 25,0%**		**↑ 9,2%**		**↑ 65,4%**	

Ainda na Tab.4.3, pode-se verificar um aumento da área da seção transversal do CS de 55,5 para 62,0 mm², ou seja, um crescimento de 11,7% neste valor com o aumento da Tpi de 25°C para 250°C. Esta variação da área do cordão de solda foi acompanhada através do planejamento estatístico aplicado, que confirmou, para um intervalo de confiança de 95%, que as médias das áreas tiveram alteração.

Variações morfológicas foram também verificadas na largura da ZTA, com o crescimento da média de sua dimensão em 65,4%, indo de 2,6 para 4,3 mm. A utilização do preaquecimento causa uma maior fluidez na poça de fusão, levando a uma tendência de crescimento da largura da poça de fusão e a uma diminuição do reforço, Santos Neto, 2002. O reforço do CS diminuiu em 25%, indo de 1,6 para 1,2 mm, e a largura do CS aumentou em 9,2%, indo de 10,8 para 11,8 mm. Todas estas modificações dimensionais destas médias foram obtidas para a mesma variação da Tpi de 25°C para 250°C.

Uma melhor visualização da análise feita e dos valores apresentados pode ser realizada através do gráfico da Fig.4.12, onde estão plotados, em quatro eixos, os valores médios das quatro dimensões expostas na Tab.4.3. Cada eixo desta figura representa uma dimensão, sendo que os pontos dos eixos são apresentados em porcentagem, partindo do maior valor encontrado, considerado como 100%.

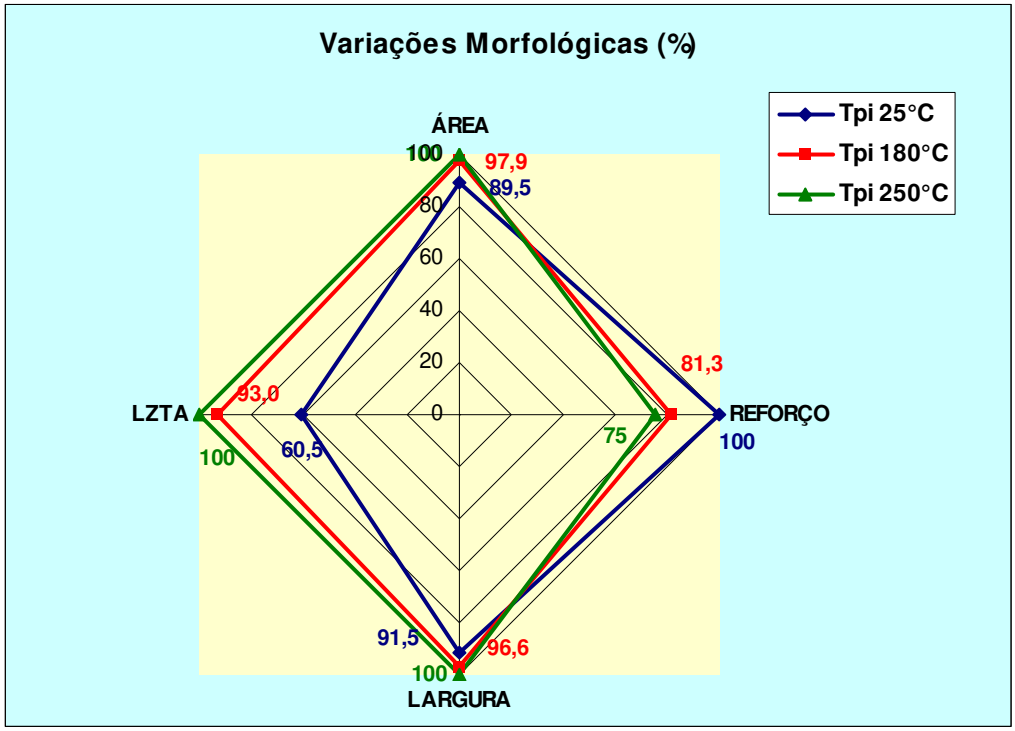


Figura 4.12 – Gráfico representativo das mudanças dimensionais da região soldada em função da temperatura de interpasse (Tpi). Aço grau X65.

Pode-se observar, analisando os valores da Fig.4.12, que as diferenças dimensionais obtidas com a variação da Tpi de 180°C para 250°C são mínimas, sendo de 7% para a largura da ZTA, de 2,1% para a área, 6,3% para o reforço, 3,4% para a largura do cordão de solda. Estas diferenças morfológicas não foram consideradas significativas e, portanto, a utilização da Tpi de 250°C não se justifica em termos de morfologia da região soldada.

Ainda na Fig.4.12, observa-se um aumento na área do cordão de solda e na largura da ZTA, e estes fatos se devem a uma maior energia imposta aos conjuntos soldados pelo incremento das temperaturas de preaquecimento e de interpasse. Os parâmetros de soldagem não foram modificados, portanto o insumo de calor foi constante em todos os procedimentos realizados. Este aumento da energia térmica, propiciado pelo incremento da Tpi provocou uma maior diluição do cordão de solda, isto é, uma maior quantidade de metal base foi fundida junto com o metal de adição, formando uma poça de fusão maior, conseqüentemente, aumentando a área do cordão. Estes fatos são explicados pela redução da taxa de resfriamento, ou seja, diminuindo-se a taxa de resfriamento, fato este comprovado pelo item 4.1.1, tem-se um maior período em que o material permanece a valores de temperaturas adequadas para se obter uma maior diluição do metal base, gerando, também um aumento na ZTA.

O aumento da Tpi também provocou, visivelmente, uma melhora na qualidade do cordão realizado, homogeneizando sua largura ao longo da soldagem, assim como seu acabamento superficial e uma menor quantidade de respingos.

4.3.1.2 – Caracterização da morfologia das regiões soldadas do aço API 5L X70

Os tubos de aço API 5L X70 foram soldados em passe único, nas condições da Tab.3.9, sendo somente utilizado um valor de temperatura de preaquecimento (95°C), calculado através de equações obtidas na literatura (item 4.1.2), comparativamente as soldagens realizadas com temperatura ambiente, considerada de 25°C.

Na Fig.4.13 são apresentadas duas macrografias representativas destas duas temperaturas, podendo ser visualizado distinções morfológicas na zona termicamente afetada (ZTA), na largura e no reforço dos cordões de solda (CS).

Todos os cordões de solda apresentaram penetração total da junta soldada. Pode-se observar também, através das macrografias, que a abertura de raiz de 2,0 mm foi suficiente para impor um sobremetal de cordão de solda na parte interna da junta. Este sobremetal garantiu a penetração dos cordões.

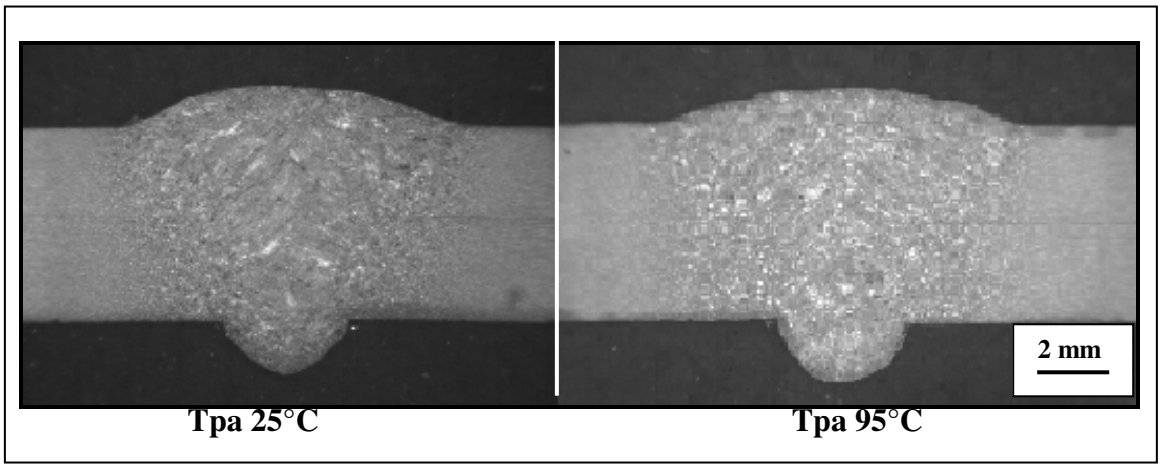


Figura 4.13 – Macrografias dos cordões de solda para diferentes Tpa em soldagens do aço de grau X70.

Através da Tab.4.4 podem ser verificadas as variações dimensionais da região soldada com as distintas temperaturas de preaquecimento impostas. Foram também apresentados os valores dos desvios-padrão (DP) para cada dimensão média, assim como o aumento ou diminuição destes valores em porcentagem.

Como pode ser observado na Tab.4.4, o aumento da temperatura de preaquecimento de 25°C para 95°C não causou um aumento significativo na área dos cordões de solda. O planejamento estatístico realizado revelou que as médias das áreas permaneceram inalteradas para um intervalo de confiança de 95%. A Tab.4.4 revela uma insignificante modificação de 58,0 para 58,1 mm² no valor médio das áreas, aumento de 0,2%, visualizado através do eixo "ÁREA" do gráfico da Fig.4.14, neste eixo temos plotados os valores de 100% e 99,8% respectivamente para as Tpa de 95°C e 25°C.

Tabela 4.4 – Valores médios e desvios-padrão (DP) das dimensões da região soldada (aço grau X70).

Tpa (°C)	**Área do CS (mm²)**		**Reforço do CS (mm)**		**Largura do CS (mm)**		**Largura da ZTA (mm)**	
		DP		**DP**		**DP**		**DP**
25	58,0	4,74	1,35	0,24	11,6	0,82	5,2	0,36
95	58,1	5,68	1,32	0,22	12,8	1,22	6,9	0,74
	↑ 0,2%	**↑ 19,8%**	**↓ 2,2%**		**↑ 10,3%**		**↑ 32,7%**	

Ainda na Tab.4.4, apesar da média das áreas dos cordões de solda não aumentar, o desvio-padrão destas médias aumentou em 19,8%, demonstrando um estado de variação maior da forma do cordão de solda. Apesar da maior energia térmica inicial imposta ao conjunto antes da soldagem pelo aumento da Tpa, este aumento foi insuficiente para fundir uma quantidade maior de metal base, o que faria com que a área do cordão de solda fosse aumentada.

A análise da Tab.4.4, referente aos valores encontrados na variação das médias do reforço do cordão de solda com a variação da Tpa, mostra uma pequena queda de 2,2%, indo de 1,35 para 1,32 mm. Esta tabela também mostra um aumento dos valores médios da largura do cordão de solda de 10,4%, indo de 11,6 para 12,8 mm. A diminuição do reforço e o aumento da largura do cordão foram provocados pelo incremento da energia imposto pelo aumento da Tpa, causando uma maior da poça de fusão, permitindo uma ampliação no espalhamento superficial do cordão de solda. Esta maior poça é resultante de uma fusão mais acentuada na parte superior do metal de base, porém, não foi suficiente para aumentar a área do cordão de solda, como já comentado anteriormente.

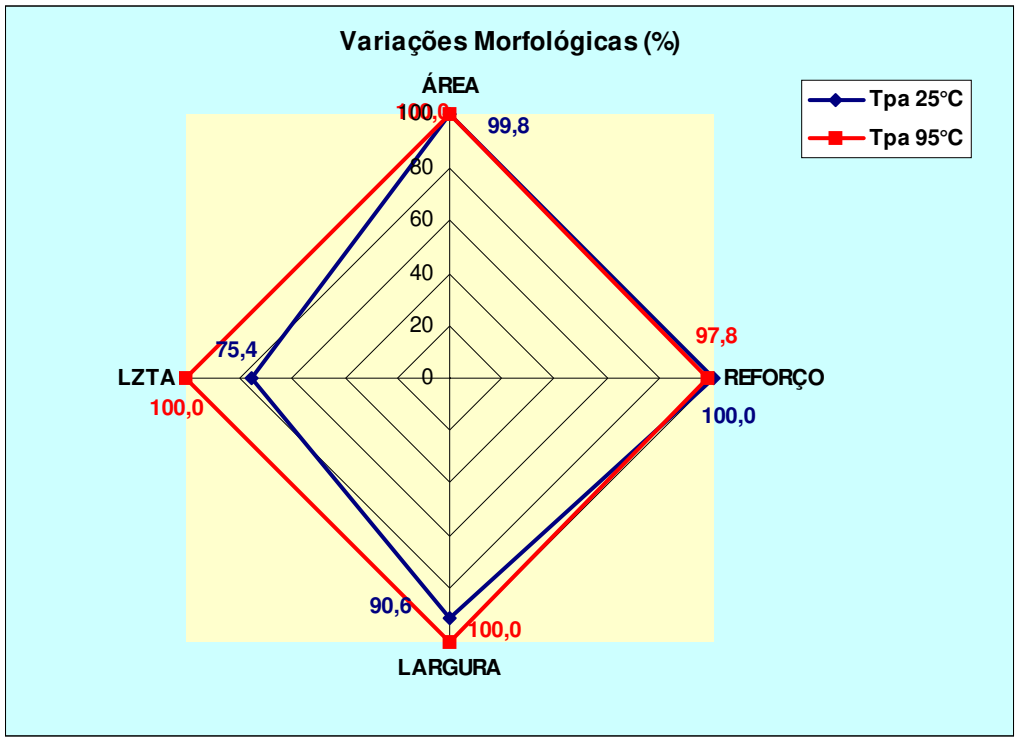


Figura 4.14 – Gráfico representativo das mudanças dimensionais da região soldada em função da temperatura de preaquecimento (Tpa). Aço grau X70.

A variação mais significativa foi observada no eixo LZTA da Fig.4.14, representativo das médias das larguras das ZTA, que apresentaram uma forte tendência de crescimento com o aumento da Tpa. Estas dimensões foram medidas na linha média da espessura dos corpos de prova, e a Tab.4.4 revela um aumento de 32,7%, indo de 5,2 para 6,9 mm. O aumento da região da ZTA pode influenciar de forma benéfica as propriedades mecânicas dos conjuntos soldados, permitindo gradativas transformações microestruturais nas sub-regiões da ZTA.

Apesar de não ter havido grandes mudanças dimensionais nos conjuntos soldados com a variação da Tpa, operacionalmente, a soldagem com a Tpa de 95°C apresentou-se melhor, com a formação da poça de fusão mais homogênea ao longo das soldagens, permitindo uma melhor formação tanto da escória como do próprio cordão de solda. Também visualmente, pode-se notar a diminuição da formação de respingos.

4.3.2 – Caracterização da microdureza das regiões soldadas

A caracterização da microdureza dos conjuntos soldados foi realizada, objetivando a verificação de possíveis alterações nos valores da dureza nas regiões soldadas pela influência das temperaturas de preaquecimento e de interpasse. Uma maior dureza em um conjunto soldado está relacionada à formação de fases mais duras e mais susceptíveis ao trincamento pela fragilização do material, ao seu encruamento e ao aumento das tensões residuais.

4.3.2.1 – Caracterização da microdureza das regiões soldadas do aço API 5L X65

A análise dos testes de microdureza nas regiões soldadas do aço de grau X65 mostrou uma diferença entre os valores obtidos para os três níveis de temperaturas de interpasse (Tpi) aplicados: 25°C, 180°C e 250°C. A Fig.4.15 apresenta um gráfico que permite a visualização dos valores obtidos de microdureza para as regiões do conjunto soldado: cordão de solda (CS), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB) em função das diferentes temperaturas de interpasse aplicadas.

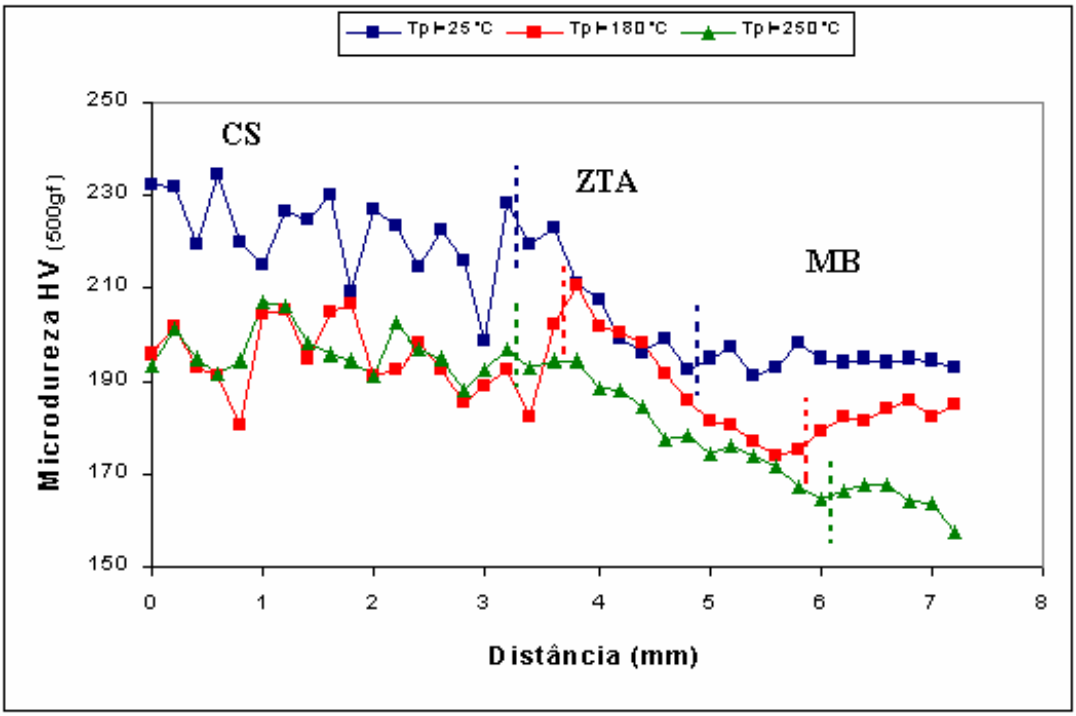


Figura 4.15 – Microdurezas obtidas para as diversas Tpi ao longo das regiões soldadas (aço X65).

Os valores obtidos mostraram que, para todos os casos estudados, o metal de solda apresentou uma dureza maior que as demais regiões dos conjuntos soldados, assim como, a ZTA apresentou uma dureza maior que o metal base.

Foram calculadas as médias das durezas de cada região dos conjuntos soldados, e com base nestes resultados, podemos afirmar que para o aumento das Tpi de 25°C para 250°C, ocorreu uma diminuição da dureza em todas as regiões: na ordem de 12 % nas médias do metal de solda; de 6 % na ZTA; e de 16 % para o metal base. Houve, também, uma maior homogeneidade nos valores de dureza na região do metal de solda, com uma redução de 45% no desvio-padrão para a mesma variação de temperatura anterior. No entanto, a diminuição da dureza foi mais significativa quando se variou a Tpi de 25°C para 180°C (diminuição nas médias do metal de solda de 12 %, de 9% para a ZTA e de 6 % para o metal base), do que para a variação de Tpi de180°C para 250°C (quase nenhuma diminuição do metal de solda, de 4 % na ZTA e de 9 % para o metal de base). Muito provavelmente, isto se deve aos diferentes tempos de resfriamento entre as Tpi de 25°C, 180°C e 250°C. A Tab.4.1, obtida através dos valores dos ciclos térmicos, traz os tempos de resfriamento de 300°C até 100°C (Δt_{3-1}) para estas Tpi. Para tempos de resfriamento maiores, ou seja, para taxas de resfriamento menores, podem ter-se formado microconstituintes menos duros ou um tratamento térmico de alívio de tensões.

Na literatura é encontrado que o aumento do insumo de calor ou a utilização do preaquecimento e de interpasse, causa a diminuição da taxa de resfriamento, provocando a formação de fases menos duras na microestrutura da região soldada (Eroglu & Aksoy, 2000; Smith, Pistorius & Wannenburg, 1997 e Shi, Han & Zhou, 1996). A diminuição da microdureza com o aumento da Tpi encontrada neste trabalho já era esperada e está em acordo com o que apresenta a literatura.

Trabalhando também com o aço de grau X65, Tsay, Chen & Chan, 2001, encontraram um maior valor de microdureza na região de grãos grosseiros da ZTA. Há de se observar, no entanto, que em seu processo de soldagem foram utilizados eletrodos revestidos, que geram valores de insumo de calor menores do que os processos com arames tubulares. Este autor ainda afirma que a soldagem com múltiplos passes implica em cordões de solda tratados termicamente pelos passes

de solda subseqüentes, tendo encontrando, portanto, os maiores valores de microdureza no passe final. Esta maior dureza encontrada no passe final foi levada em consideração neste trabalho, sendo as medidas de microdureza realizadas no segundo passe e a dois milímetros da superfície do metal base.

4.3.2.2 – Caracterização da microdureza das regiões soldadas do aço API 5L X70

Também neste caso, o metal de base (MB) apresentou uma dureza menor que a do cordão de solda (CS) e a ZTA. Porém, os testes de microdureza realizados na soldagem com o aço de grau X70 revelaram uma similaridade entre as médias de todas as regiões dos conjuntos soldados. No CS, a média das microdurezas da soldagem realizada com Tpa de 25°C foi 4% maior que a média da soldagem efetuada com Tpa de 95°C. Para as demais regiões, tanto na ZTA como no MB, as médias dos valores, comparativamente entre as duas Tpa foram muito similares com diferenças, respectivamente de 1,2% e 1,1%, como pode ser visualizado no gráfico da Fig.4.16.

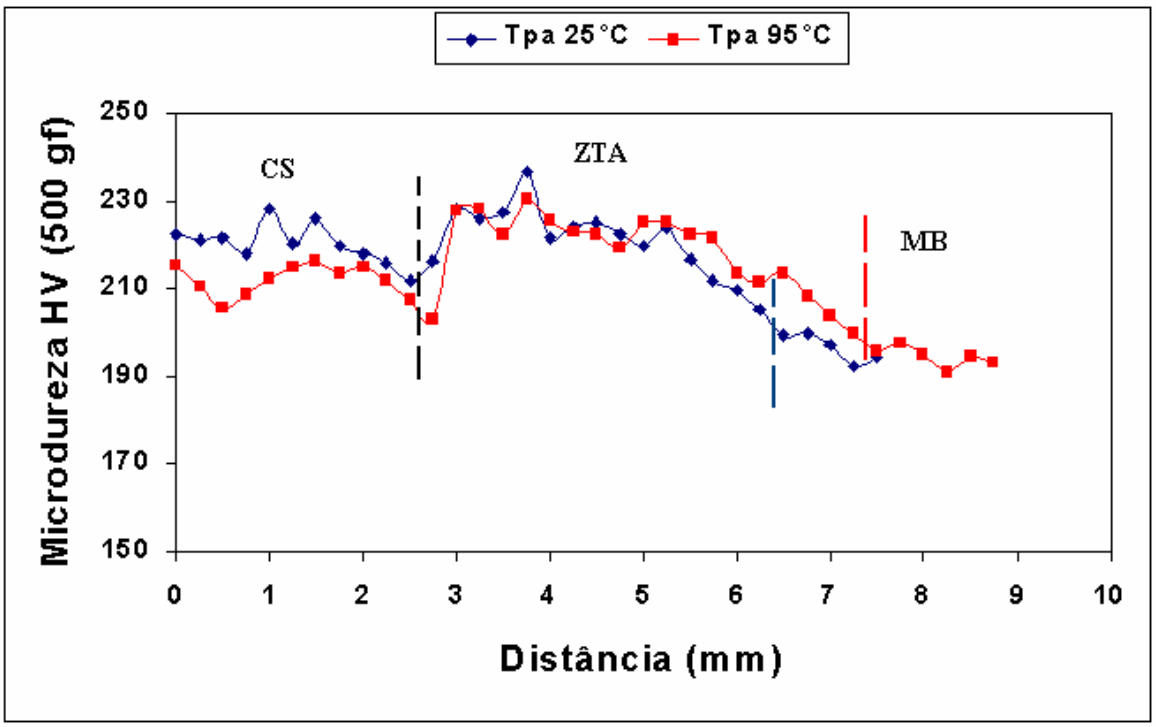


Figura 4.16 – Microdurezas obtidas para Tpa de 25°C e 95°C (aço X70).

Estas similaridades de valores revelam que, a maior energia no metal base imposta pelo preaquecimento de 95°C alterou de maneira branda a microdureza do conjunto soldado, muito provavelmente por não deixar criar tensões nas regiões soldadas. Ainda assim, os valores médios tanto nos CS quanto nas ZTA, obtiveram valores maiores que o MB. Estas médias de valores são 12,5% tanto para o CS como para a ZTA, comparativamente ao MB, quando utilizada a Tpa de 25°C. Para a Tpa de 95°C, as médias dos valores de microdureza do CS e da ZTA foram 9% e 12,3% respectivamente, comparativamente ao valor médio encontrado no MB.

4.3.3 – Caracterização da microestrutura das regiões soldadas

As análises micrográficas realizadas neste trabalho mostraram os diversos microconstituintes que compuseram as regiões dos conjuntos soldados, e como estes se alteraram nestas diversas regiões. Para as soldagens realizadas com o aço de grau X65, as diferentes temperaturas de preaquecimento e de interpasse impostas e a realização das soldagens em dois passes, alteraram de forma significativa a formação dos microconstituintes do cordão de solda. Já para a soldagem do aço de grau X70, com a imposição de uma temperatura branda de preaquecimento, somente uma alteração de tamanho de grãos ocorreu na ZTA.

4.3.3.1 – Caracterização da microestrutura das regiões soldadas do aço API 5L X65

Como serão mostradas a seguir, as observações metalográficas revelaram as transformações microestruturais que aconteceram nos conjuntos soldados do aço API 5L X65, nas regiões das zonas termicamente afetadas (ZTA) e dos cordões de solda (CS). As soldagens foram efetuadas pelo processo FCAW-G, em dois passes, com a utilização do arame tubular de alma metálica AWS E70C-3M, para diferentes temperaturas interpasse (Tpi).

Nas micrografias realizadas por microscopia óptica, definem-se claramente as regiões das juntas soldadas, podendo ser constatado cada passe realizado e o crescimento colunar típico da solidificação nos processos de soldagem por fusão, como se observa na Fig.4.17, macrografia representativa dos cordões de solda. Nesta figura, pode ser visto o crescimento colunar que ocorreu no segundo passe do cordão em um corpo de prova soldado usando 250°C como Tpi.

Ainda nesta Fig.4.17, em sua parte inferior, observa-se o refinamento de grão ocorrido no cordão de solda do primeiro passe, provocado pelo tratamento térmico imposto pela realização do segundo passe.

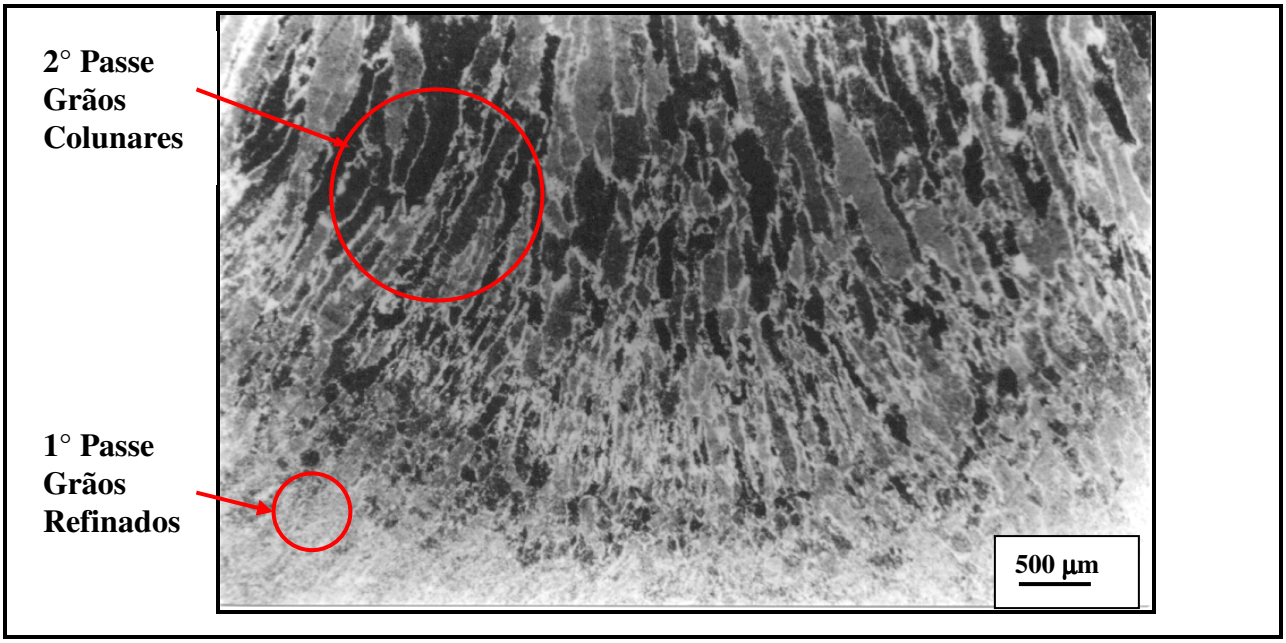


Figura 4.17 - Crescimento típico de grãos colunares do segundo passe e refinamento de grãos do primeiro passe. Tpi 250°C.

Para todas as condições usadas de Tpi, o segundo passe provocou um refinamento de grãos no primeiro. Porém, quando foram usadas as Tpi de 180°C e 250°C, o segundo passe provocou um tratamento térmico completo de refino de grãos no primeiro passe. O aumento da energia no processo através do incremento da Tpa e da Tpi possibilitou este tratamento térmico, permitindo a transformação microestrutural do material em condições de resfriamento apropriadas. É importante observar que para todas as soldagens realizadas o insumo de calor permaneceu constante tanto no primeiro quanto no segundo passe, pois os parâmetros de soldagem não se alteraram, tendo, portanto, somente as energias oferecidas pelas Tpa e Tpi influído na alteração do comportamento microestrutural. O refinamento total obtido para o primeiro passe é considerado por Svensson, 1994, como excelente resultado, visando melhorias nas propriedades mecânicas desta região.

Os cordões de solda realizados com Tpi de 25°C apresentaram uma região de grãos grosseiros na região da raiz do primeiro passe, zona que não alcançou as condições de transformação microestrutural, como pode ser observado pela micrografia da Fig.4.18-a. Isto provocou heterogeneidade microestrutural, com propriedades mecânicas possivelmente inferiores à região tratada de grãos finos, representada na Fig.4.18-b.

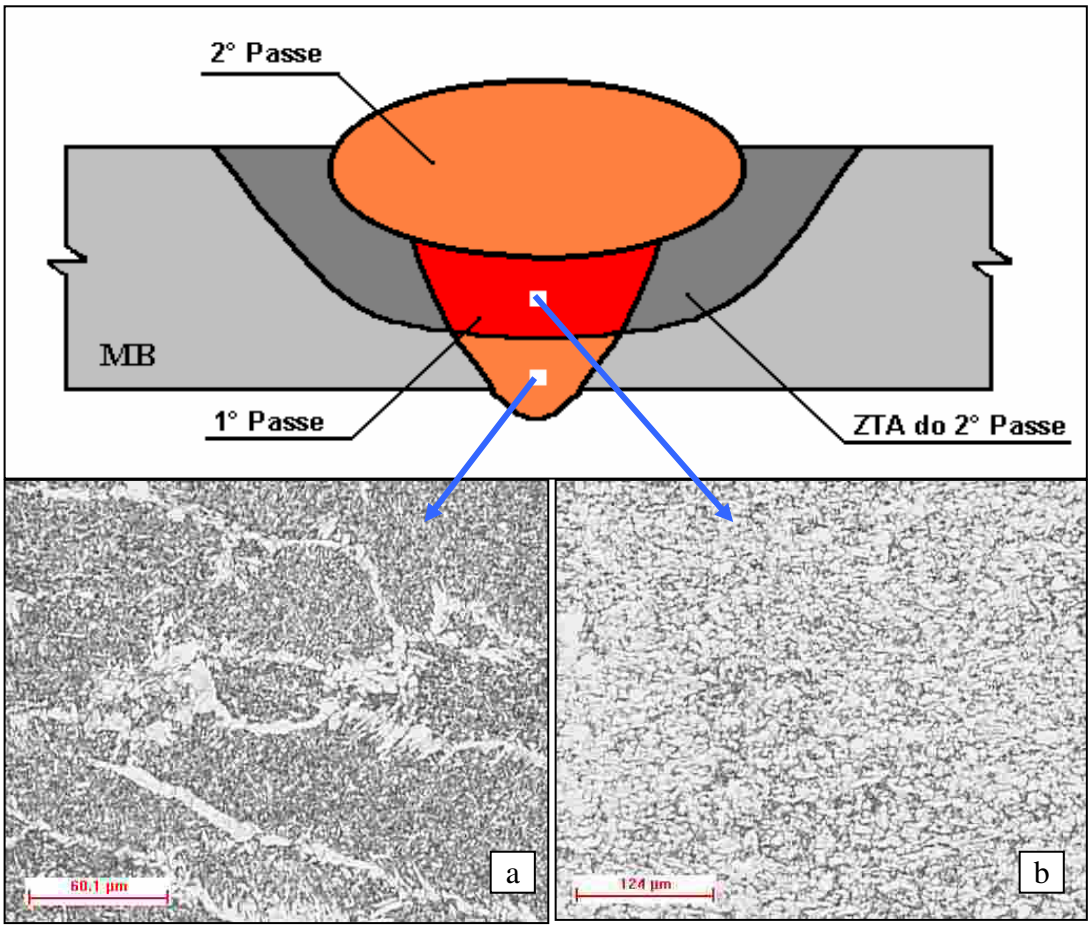


Figura 4.18 – Micrografias representativas do primeiro passe para Tpi de 25°C. (a) região da raiz (b) região de grãos refinados pela ZTA do segundo passe.

Em todas as condições experimentais usadas, o cordão de solda do segundo passe apresentou uma microestrutura composta por grandes grãos colunares, delimitados nas bordas por ferrita em forma de veios de contorno de grão (FCG), chamada de ferrita alotriomórfica, Linnert, 1994. Verificou-se, ainda, a formação de ferrita de placas laterais ou de Widmanstätten (FW), que cresceram também nos contornos de grãos da austenita primária. No interior dos grãos colunares

formaram-se a ferrita poligonal intragranular (FPI) e a ferrita acicular (FA), como se observa na Fig.4.19.

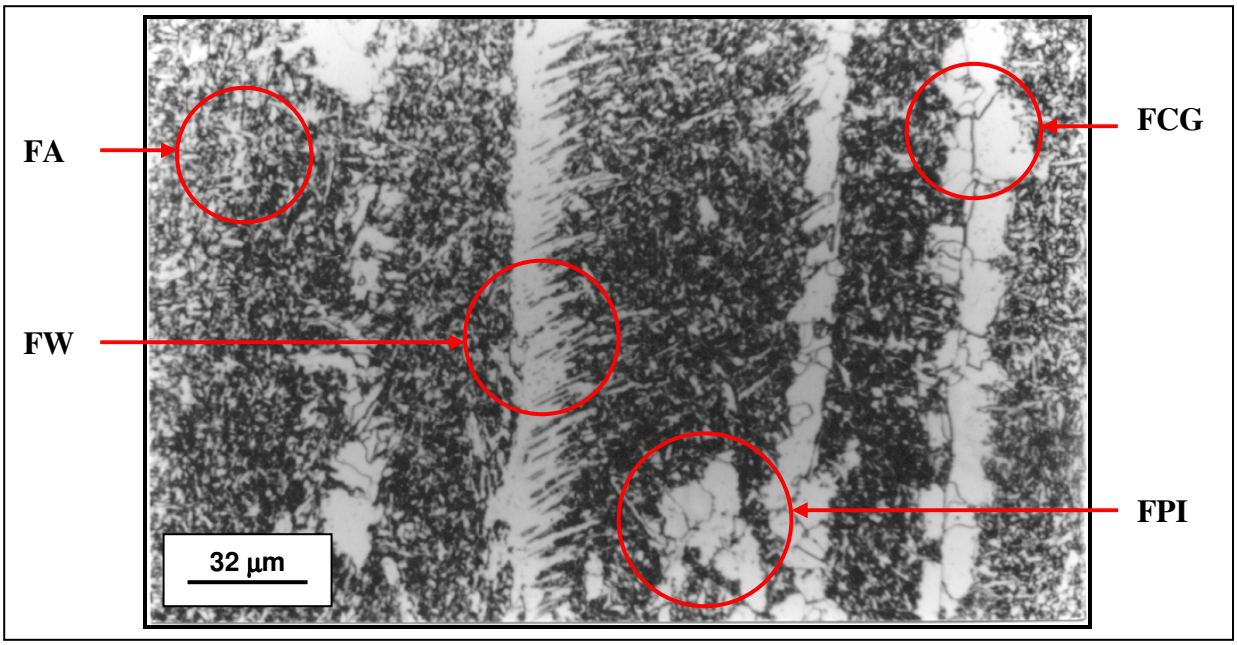


Figura 4.19 – Microestrutura do segundo passe do cordão de solda. Corpo de prova soldado com Tpi de 180 °C.

A mudança microestrutural mais importante ocorrida no segundo passe foi o aumento da formação de ferrita alotriomórfica de contorno de grão, como se observa na composição microestrutural da Fig.4.20. Nesta figura mostra-se a região central do segundo passe nas três Tpi utilizadas, ficando evidente o aumento de tamanho e quantidade da ferrita nos contornos de grãos, quando se aumentou a Tpi.

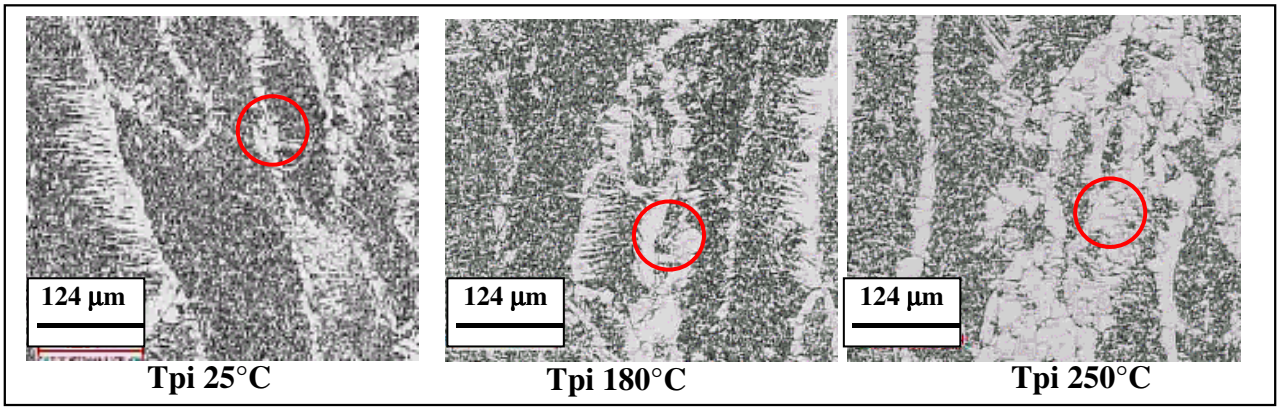


Figura 4.20 – Efeito da Tpi na formação microestrutural do segundo passe.

O fato anterior apresentado pode ser justificado por ser esta fase ferrítica a primeira a se formar durante o resfriamento do metal de solda, crescendo com o aumento da permanência do metal depositado em altas temperaturas, propiciado pela redução da taxa de resfriamento com o aumento da Tpi, redução esta mostrada nos valores dos ciclos térmicos apresentados no item 4.1.1, Tab.4.1.

A ZTA do conjunto soldado apresentou mudanças microestruturais importantes que foram observadas durante as análises metalográficas. Foram analisadas a zona de crescimento de grão da ZTA (CGZTA) e a região reaquecida pelo segundo passe na CGZTA do primeiro, denominada zona intercrítica reaquecida, pois, possivelmente, ocorreu um aumento de fragilidade nas regiões anteriormente mencionadas.

Na zona de CGZTA, o metal base se transforma em uma estrutura principalmente bainítica (superior e inferior), com ferritas de Widmanstätten, como se mostra na Fig.4.21, na qual aparece uma micrografia da região de crescimento de grão formada pela execução do segundo passe de um cordão depositado com 180°C de Tpi. Tsay, Chen & Chan, 2001, trabalhando com soldagem em aço também de grau X65, encontraram os mesmos resultados apresentados.

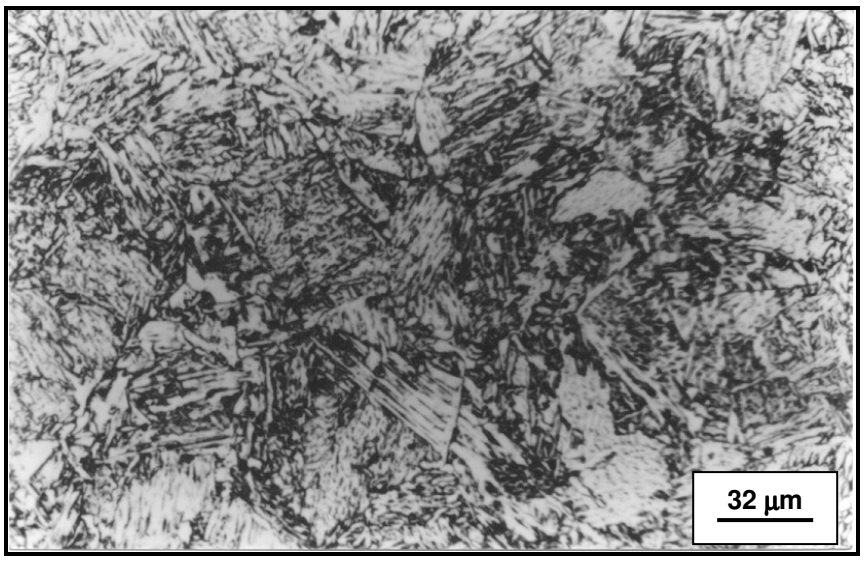


Figura 4.21 - Zona de crescimento de grão da ZTA do segundo passe. Corpo de prova soldado com Tpi de 180°C.

A zona de crescimento de grão formada na ZTA do primeiro passe teve influência da ZTA do segundo passe (zona intercrítica reaquecida) provocando um refino dos grãos, Fig.4.22. Davis & King, 1993, estudando a formação desta região, atestam que este fato provoca melhores propriedades mecânicas nesta região.

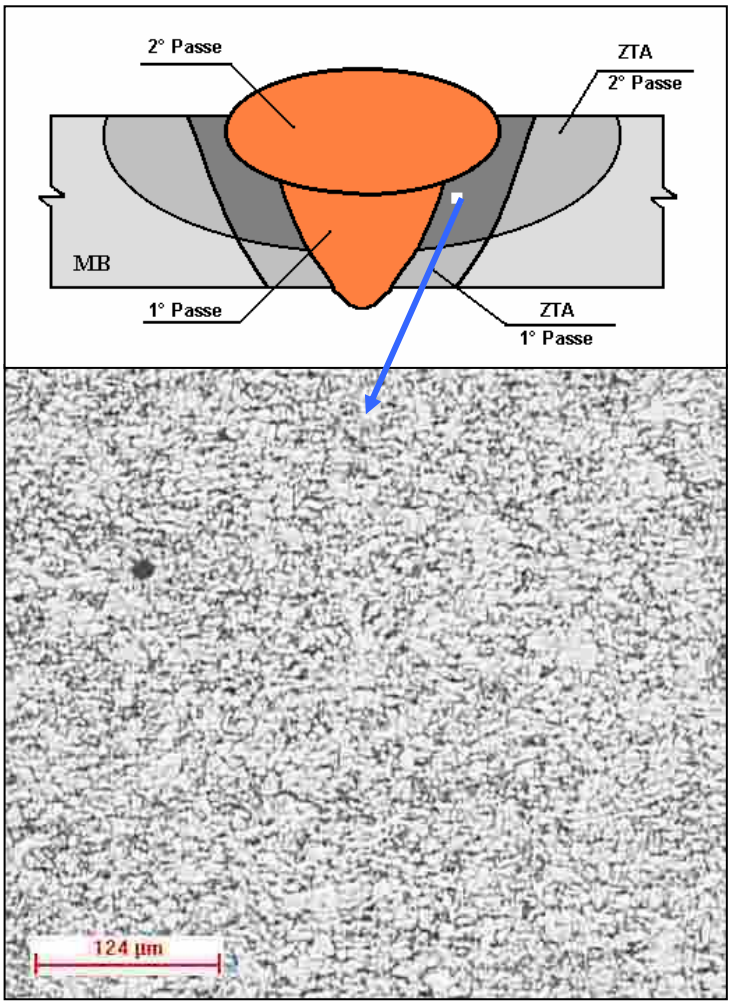


Figura 4.22 - CGZTA do primeiro passe para corpo de prova soldado com Tpi de 180°C.

4.3.3.2 – Caracterização da microestrutura das regiões soldadas do aço API 5L X70

Para as soldagens realizadas com o aço de grau X70, utilizando o arame autoprotegido AWS E71T8-K6, em passe único, as duas concepções de temperaturas de preaquecimento

utilizadas (25°C e 95°C) apresentaram pequenas diferenças nas observações microestruturais efetuadas com microscopia óptica.

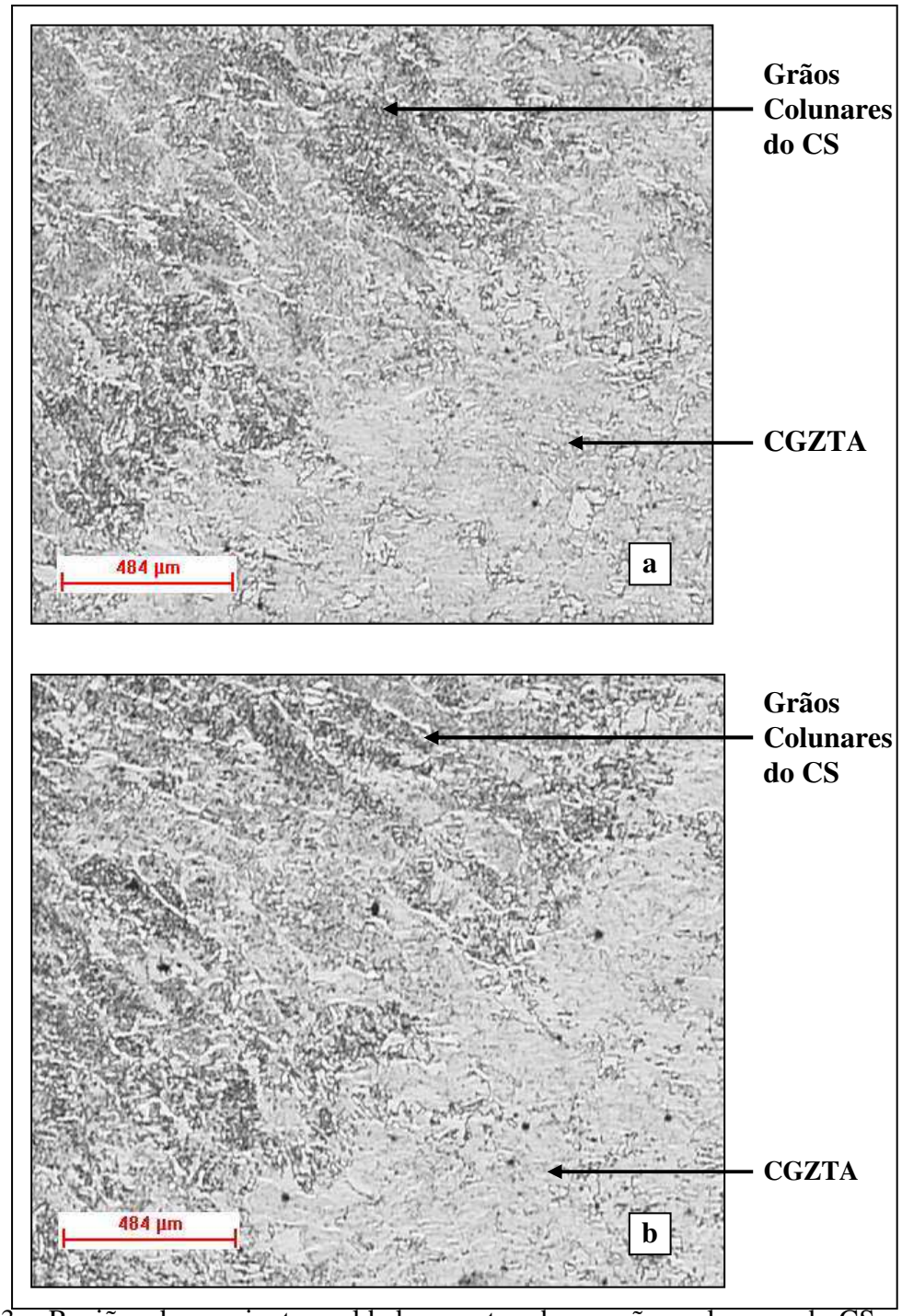


Figura 4.23 – Regiões dos conjuntos soldados mostrando os grãos colunares do CS e a CGZTA. (a) Tpa de 25°C. (b) Tpa de 95°C.

Todos os cordões de solda (CS) apresentaram uma solidificação caracterizada por grãos colunares, típica de processos de soldagem por fusão, Kou, 1987. As micrografias da Fig.4.23 mostram os grãos colunares do CS e a região de crescimento de grãos da zona termicamente afetada (CGZTA) para corpos de prova soldados com Tpa de 25°C e 95°C.

Apesar da redução da taxa de resfriamento alcançada entre os dois procedimentos de soldagem, com Tpa de 25°C e 95°C, como demonstrado no item 4.1.2, o metal de solda não apresentou variação em sua microestrutura. A decomposição da austenita primária formou grãos colunares grossseiros, delimitados nas bordas por ferrita em forma de veios de contorno de grãos (FCG), também conhecidas como ferritas alotriomórficas, Linnert, 1994, estes microconstituintes podem ser facilmente observados na Fig.4.24, com uma forma alongada e lisa de aspecto claro. A micrografia da Fig.4.24 é representativa das regiões centrais de cada CS, podendo ser visualizado que a composição principal intragranular é formada por ferrita acicular (FA), nucleada principalmente em inclusões, Mei, 1988, sendo característica da soldagem de aços ARBL, Svensson, 1994.

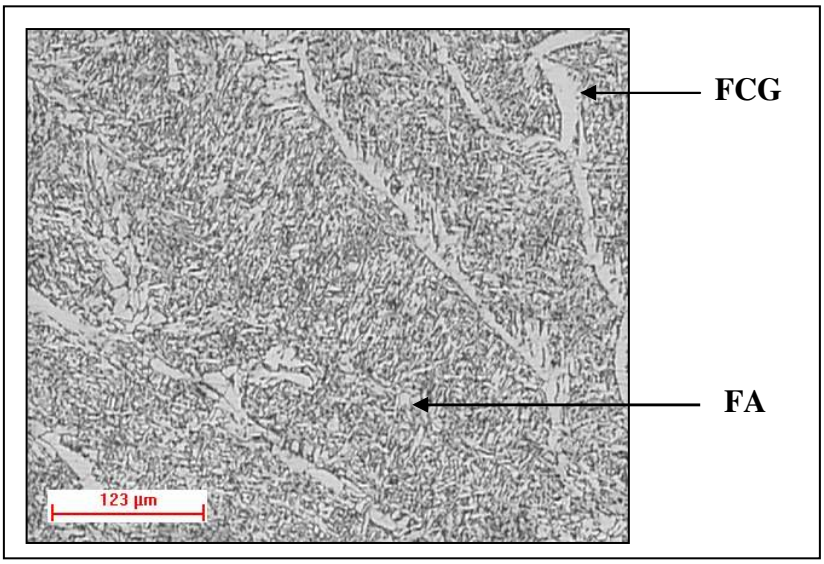


Figura 4.24 – Micrografia representativa das regiões centrais dos CS. Tpa de 25°C.

Para as ZTA, foi encontrada uma alteração de tamanho de grãos entre os procedimentos de soldagem realizados. Quando as soldagens foram executadas com Tpa de 25°C, a CGZTA apresentou-se com grãos mais grosseiros, comparativamente aos tamanhos de grãos desta mesma

região nas soldagens efetuadas com Tpa de 95°C. A Fig.4.25 (a) mostra a CGZTA da soldagem realizada com Tpa de 25°C, que pode ser confrontada com a CGZTA da Fig.4.25 (b) representativa da soldagem com Tpa de 95°C.

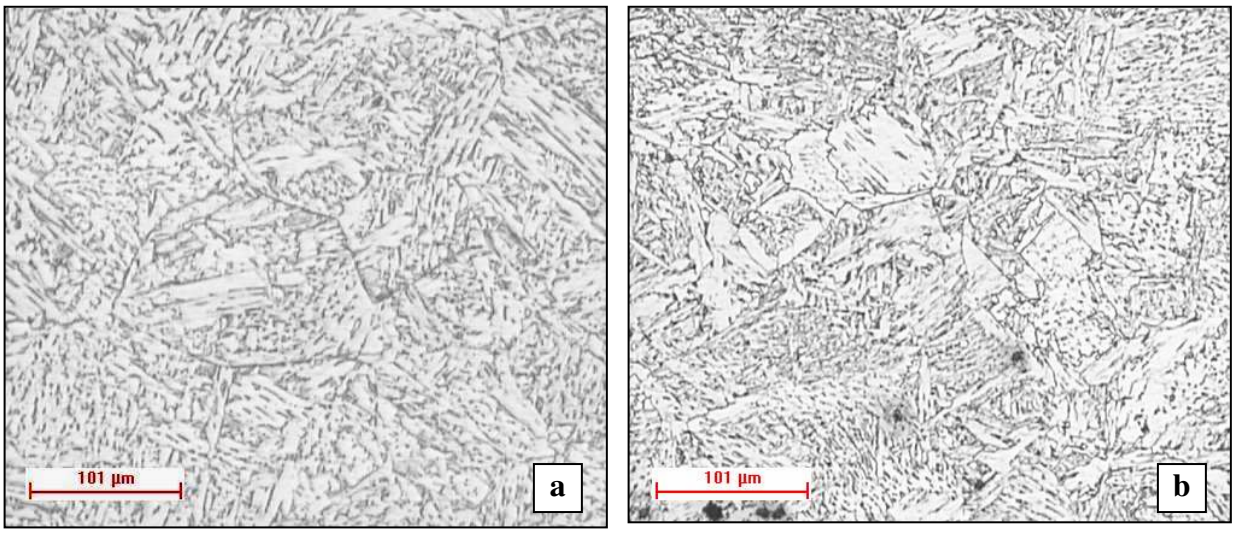


Figura 4.25 – Micrografias representativas da CGZTA. (a) Tpa de 25°C. (b) Tpa de 95°C.

Capítulo 5

Conclusões

A divisão deste trabalho de pesquisa em duas partes distintas, sendo a primeira direcionada à soldagem do aço API 5L X65 utilizando o processo FCAW-G e a segunda parte composta da soldagem do aço API 5L X70 pelo processo FCAW-S, permite que também as conclusões sejam conduzidas de forma distinta.

5.1 – Soldagem do aço API 5L X65

De uma maneira geral, as soldagens realizadas em chapas de aço API 5L X65, em dois passes de solda, com a utilização de arame tubular de alma metálica e gás de proteção, deram-se de forma mais regular e homogênea comparativamente à utilização do arame tubular autoprotegido.

Com as variações impostas na temperatura de preaquecimento (Tpa), mantida como temperatura de interpasse (Tpi), podemos concluir que:

- Os parâmetros de soldagem permaneceram constantes, porém, o aumento da energia térmica imposta pela variação da Tpa e Tpi de 25°C para 250°C, diminuiu a taxa de resfriamento das juntas soldadas, fazendo com que o tempo de resfriamento (Δ_{3-1}) aumentasse de 188 para 297 segundos.

- A variação das Tpi e Tpa de 25°C para 250°C causou um aumento e uma maior fluidez na poça de fusão, fazendo com que a área da seção transversal do cordão de solda, a largura do cordão de solda e a largura da ZTA aumentassem em 11,7%, 9,2% e 65,4% respectivamente; e que o reforço do cordão de solda apresentasse uma queda em sua dimensão de 25%.

- As diferenças dimensionais obtidas na morfologia da região soldada com a variação das Tpa e Tpi de 180°C para 250°C foram mínimas, sendo de 7% para a largura de ZTA, de 2,1% para a área, de 6,3% para o reforço e de 3,4% para a largura do cordão de solda.

- Os valores de microdureza obtidos mostraram que o metal de solda apresentou uma dureza maior que as demais regiões dos conjuntos soldados. As maiores diferenças entre as mesmas regiões dos conjuntos soldados foram observadas para a variação de Tpa e Tpi de 25°C para 180°C, com uma diminuição nas médias dos valores de dureza do metal de solda de 12%, de 9% para a ZTA e de 6% para o metal de base.

- A microestrutura do segundo passe do cordão de solda foi afetada com o aumento da Tpa e Tpi, verificando-se o aumento de tamanho e quantidade da FCG. Com a utilização das Tpa e Tpi de 180°C e 250°C, o segundo passe provocou um tratamento térmico completo de refinamento de grãos na região do primeiro passe. Os conjuntos soldados com Tpa e Tpi de 25°C apresentaram um refinamento de grão parcial no primeiro passe.

- Como as diferenças morfológicas, de microdureza, e de microestrutura entre os conjuntos soldados com Tpa e Tpi de 180°C e de 250°C foram mínimas, não se justifica a utilização da temperatura de 250°C, portanto a temperatura de preaquecimento e de interpasse de 180°C é a mais indicada.

5.2 – Soldagem do aço API 5L X70

Para as soldagens efetuadas em tubos de aço API 5L X70, a otimização dos parâmetros de soldagem realizada tornou possível a obtenção de soldas com apenas um passe, com chanfro reto e na posição plana, com a utilização de arame tubular autoprotegido e variação na temperatura de preaquecimento. Houve a necessidade da construção de um dispositivo que permitisse fixar a tocha e girar os tubos, e após a realização das soldagens podemos concluir que:

- Os parâmetros de soldagem permaneceram constantes, porém, o aumento da energia térmica imposta pela Tpa de 95°C diminuiu a taxa de resfriamento das juntas soldadas, como pode ser observado através do aumento do tempo de resfriamento (Δ_{8-5}) de 24 para 33 segundos.

- O aumento da Tpa não causou um aumento na área da seção transversal dos cordões de solda, porém, foi suficiente para aumentar a largura da ZTA e a largura do cordão de solda em 32,7% e 10,3% respectivamente, além de diminuir o reforço do cordão em 2,2%.

- Com a variação da Tpa imposta, os valores de microdureza apresentaram-se similares nas médias das diferentes regiões dos conjuntos soldados, sendo a maior diferença, de 4%, encontrada entre as médias das microdurezas dos cordões de solda.

- Apesar da imposição da Tpa de 95°C, o metal de solda não apresentou modificação em sua microestrutura. Porém, a CGZTA para as soldagens realizadas com Tpa de 25°C apresentou-se com grãos mais grosseiros.

- Baseado nas maiores facilidades operacionais encontradas na execução das soldas é aconselhável a utilização do preaquecimento de 95°C.

Referências Bibliográficas

Abson, D.J. Microstructure and Mechanical Properties of Gas-Shielded Welding of C-Mn-Ni Steel. *Welding Journal*, AWS, EUA, p. 173s- 187s, Maio 1993.

Alé, R.M.; Jorge, J.C.F.; Rebello, J.M.A. Constituintes Microestruturais de Soldas de Aços C-Mn Baixa Liga-Parte III: ZAC. *Soldagem & Materiais*, ABS, Brasil, v.1, n.3, p. 38-49, Outubro/Dezembro 1993.

American Petroleum Institute. *API 5L*: Specification for line Pipe, 42ª ed., API. Washington, 2000, 153 p.

American Petroleum Institute. *API 1104*: Welding of Pipelines and Related Facilities, 9ª ed., API. Washington, 1999, 70 p.

American Society for Testing and Materials. *ASTM E-384*: Standard Test Method for Microhardness of Materials, ASTM. Philadelphia, 1989, 19 p.

American Welding Society / American National Standards Institute. *AWS/ANSI A5.18/A.518M*: Specification for Carbon Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding, AWS. Miami, 2001, 35 p.

American Welding Society / American National Standards Institute. *AWS/ANSI A5.20*: Specification for Carbon Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding, AWS. Miami, 1995, 32 p.

American Welding Society / American National Standards Institute. *AWS/ANSI A5.29*: Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding, AWS. Miami, 1998, 39 p.

Blodgett, O.W. et al. Fabricators´ and Erectors´ Guide to Welded Steel Construction*, The James F. Lincoln Arc Welding Foundation*. 1999, 54 p.

Boniszewski, T. *Self-Shielded Arc Welding*. Cambridge, England: Woodhead Publishing Ltd in Association with The Welding Institute, 1992. 222 p.

Button, S.T. *Planejamento Experimental, Análise de Resultados e Instrumentação*. Notas de aula da disciplina Metodologia para Planejamento Experimental e Análise de Resultados, oferecida no curso de pós-graduação em Engenharia Mecânica da Unicamp. 2002.

Davis, C.L.; King, J.E. Effect of cooling rate on intercritically reheated microstructure and toughness in high strength low alloy steel. *Materials Science and Technology*, Cambridge, v.9, p. 8-15, Jan. 1993.

Easterling, K. *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. England: Butterworths & Co, 1983. Cap. 1: Fusion Welding – Process Variables, p. 1-47.

Es-Souni, M.; Beaven, P.A.; Evans, G.M. Microstructure and AEM Studies of Self-Shielded Flux Cored Arc Welding. *Welding Journal*, AWS, Germany, p. 35s-45s, Feb.1992.

Eroglu, M.; Aksoy, M. Effect of initial grain size on microstructure and tougness of intercritical heat-affected zone of a low carbon steel. *Material Science and Engineering*, Turquia, v.A286, p. 289-297, 2000.

Farias, J.P.; Luz, T.S.; Rodrigues, C.E.A.L. Efeito do Tipo de Gás de Proteção sobre o Desempenho do Arame Tubular AWS E71T-1. In: *Brazilian Congress of Mechanical Engeneering*, 16., Uberlândia, Brasil, 2001. v. 18, p. 129-136.

Fedele, R.A. Desafios da soldagem em tubulações. *Metalurgia e Materiais*, ABM, v. 58, n. 521, p. 322-326, Maio 2002.

Ferreira, M.H.M.; Ventrella, V.A.; Alcântara, N.G. Microestruturas do Metal de Solda do Aço API X-70 Soldado com Arame Tubular AWS E81T1-Ni1. In: *Congresso Nacional de Soldagem*, 27., Campinas, 2001, 10 p.

Funderburk, R.S. The Importance of Interpass Temperature. *Welding Innovation*, v. XV, n. 1, 2 p., 1998.

Jones, J.E.; Luo, Y. *Welding: Theory and Practice*, Elsevier Science Publishers, 1990. Cap. 10: Pre-and Post-Weld Heat Treatment, p. 293-323.

Kou, S. *Welding Metallurgy*. New York: John Wiley & Sons, 1987. Cap. 7: Grain structure of the fusion zone p. 143-165.

Lima, K.R.S. *Comportamento de Aços da Class API em Corrosão Sob Tensão*. 2002. 92 f. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

Linnert, G.E. *Welding Metallurgy*. 4th. ed., v.1. USA: AWS, 1994. Cap. 9:Simple Welds in Iron and Steel, p. 787-891.

Liu, S.; Bracarense A.Q. Desenvolvimento da Soldagem de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga. *Soldagem & Materiais*, ABS, Brasil, v.2, n.2, p. 18-32, Abril/Junho 1994.

Machado, I.G. *Condução do Calor na Soldagem: Fundamentos & Aplicações*. Porto Alegre: Imprensa Livre Editora, 2000. Cap. 2: Aquisição do Ciclo Térmico, p. 25-31.

Machado, I.G. *Soldagem & Técnicas Conexas: Processos*. Porto Alegre: Editado pelo Autor, 1996. Cap. 6: Soldagem a arco com eletrodo tubular, p. 157-169.

Martins, F.; Trevisan, R.E., Uma Ferramenta para Previsão do Insumo de Calor em Soldas de Alumínio com Corrente Alternada Pulsada. In: *Congresso Anual Internacional da ABM*, 57., São Paulo, 2002. 9 p.

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

Myers, D. Disadvantages and Advantages of Metal Cored Wires, *Welding Journal*, AWS, EUA, p. 39-42, Sep. 2002.

Mota, C.A.M. *Niquel e Manganês como Controladores da Tenacidade na Soldagem com Arames Tubulares Autoprotegidos*. 1998, 182 f. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

Norrish, J. *Advanced Welding Processes*. New York, NY: IOP Publishing Ltd, 1992. Cap.4: Filler Materials for Arc Welding, p. 57-74.

Okumura, T. e Taniguchi, C. *Engenharia de Soldagem e Aplicações*. Rio de Janeiro: Livros técnicos e Científicos Editora, 1982. Cap. 7: Técnicas de execução de soldagem, p. 240-295.

Quintana, M.A.; Johnson, M.Q. The Effects of Intermixed Weld Metal on Mechanical Properties – Part I, *Welding Journal*, AWS, EUA, p. 87s-99s, Mar. 1999.

Radaj, D. *Heat Effects of Welding – Temperature Field, Residual Stress and Distorcion*. EUA: Springer-Verlag, 1992. Cap. 2: Welding Temperature Fields, p. 19-128.

Rodgers, K.J.; Lochhead, J.C. Self-Shielded Flux Cored Arc Welding – The Route to Good Fracture Toughness, W*elding Journal*, AWS, Scotland, v.66, n.7, p. 49-59, July 1987.

Smith, C.; Pistorius, P.G.H.; Wannenburg, J. The effect of a long post heat treatment on the integrity of a welded joint in a pressure vessel steel, *International Journal of Pressure Vessel & Piping*, África do Sul, v.70 , p. 183-195, 1997.

Santos Neto, N.F.; Trevisan,R.E.; Fals, H.C.; Santos, A.A. Caracterização da soldagem do aço API 5L X65 para diferentes temperaturas de interpasse. In: *Congresso Nacional de Engenharia Mecânica*, 2., João Pessoa, 2002, 10 p.

Santos Neto, N.F.; Trevisan,R.E.; Fals, H.C.; Santos, A.A. Effect of Interpass Temperature on Morphology, Microstructure and Microhardness of Welded API 5L X65 Steel. In: *Internacional Pipeline Conference*, Calgary, Canadá, 2002, 5 p.

Scotti, A.; Rosa, L.A.A. Influence of Oscillation Parameters on Crack Formation in Automatic Fe-B Hardfacing, *Journal of Materials Processing Technology*, Uberlândia, Brasil, v. 65, p. 272-280, 1997.

Shi, Y.W.; Han, Z.X.; Zhou, N.N., Estimates of local tensile strength of welded joints, *International Journal of Vesel & Piping*, China, v. 65, p. 41-45, 1996.

Silva, A.V.; Domingues, J.R.; Silva, J.M.S.; Costa, M.A.M. Estudo da Soldabilidade de Tubos Sem Costura Temperados e Revenidos em Aço API 5L X70 e X80. In: *Congresso Nacional de Soldagem*, 27., Campinas, 2001, 11 p.

Suzuki, Roseli N. *Solução analítica para distribuição de temperatura no processo de soldagem MIG com múltiplos passes.* 1997. 118 f. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

Svensson, L.E., *Control of Microstructures and Properties in Steel Arc Welds*. Florida, USA: CRC Press, 1994. Cap. 6: Control of Microstructure and Properties, p. 201-232.

Tsay, L.W.; Chen, Y.C.; Chan, S.L.I. Sulfide stress corrosion cracking and fatigue crack growth of welded TMCP API 5L X65 pipe-line steel, *Intenational Journal of Fatigue*, Taiwan, v.23, p. 103-113, 2001.

Taylor, W.A.; Weimann, D.H.; Martin, P.J. Knowledge Acquisition and Synthesis in a Multiple Source Multiple Domain Process Context. *Expert Systems With Applications*, Northern Ireland, v.8, n.2, p. 295-302, 1995.

Welding Handbook, v.2, 8ª ed., *American Welding Society*, Miami, 1991. Cap.5 – Flux cored arc welding, p. 158-190.

Widgery, D. *Tubular Wire Welding*. Cambridge, England: Woodhead Publishing Limited, 1994. Cap. 2: Types of wire, p. 12-38.