

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

**Soldagem e Caracterização das Propriedades
Mecânicas de Dutos de Aço API 5L-X80 com
Diferentes Arames Tubulares**

**Autor: Robert Eduardo Cooper Ordóñez
Orientadora: Roseana da Exaltação Trevisan**

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

Soldagem e Caracterização das Propriedades Mecânicas de Dutos de Aço API 5L-X80 com Diferentes Arames Tubulares

**Autor: Robert Eduardo Cooper Ordóñez
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, 2004
S.P . – Brasil**

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

C784s Cooper Ordóñez, Robert Eduardo
Soldagem e caracterização das propriedades
mecânicas de dutos de aço API 5L-X80 com diferentes
arames tubulares / Robert Eduardo Cooper Ordóñez. --
Campinas, SP: [s.n.], 2004.

Orientador: Roseana da Exaltação Trevisan.
Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Propriedades mecânicas. 2. Juntas soldadas. 3.
Soldagem elétrica. 4. Tubulações. I. Trevisan, Roseana
da Exaltação. II. Universidade Estadual de Campinas.
Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

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

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADEMICO

Soldagem e Caracterização das Propriedades Mecânicas de Dutos de Aço API 5L-X80 com Diferentes Arames Tubulares

Autor: **Robert Eduardo Cooper Ordóñez**
Orientadora: **Roseana da Exaltação Trevisan**

**Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan, Presidente
UNICAMP**

**Prof. Dr. Ramón Sigifredo CortésParedes
UFSC**

**Prof. Dr. Eugênio José Zoqui
UNICAMP**

Campinas, 23 de janeiro de 2004

Dedicatória:

Dedico este trabalho à minha querida esposa Janeth,
Aos meus pais Eduardo e Flor.

Agradecimentos

A conclusão de um trabalho é a somatória de vários esforços, reunidos para alcançar o mesmo objetivo. Este trabalho não poderia ser terminado sem a ajuda de diversas pessoas às quais presto minha homenagem:

À Profa. Dra. Roseana da Exaltação Trevisan pela orientação, empenho e colaboração nesta dissertação e, fundamentalmente, pela amizade, compreensão e apoio durante estes anos de trabalho.

Ao meu colega e amigo José Hilton, pelo apoio e interesse durante toda a fase experimental do trabalho, pelas suas sugestões e pelo convívio.

À minha esposa Janeth, pela paciência, apoio e compreensão em todo este período.

Ao técnico Claudiomiro Alves (Mirão), por sua importante contribuição no desenvolvimento experimental do trabalho e pelo convívio.

Ao Eng. André do centro de tecnologia da Unicamp, pela colaboração para a realização dos ensaios mecânicos de tração.

Aos técnicos do laboratório de materiais da faculdade de engenharia mecânica da Unicamp.

Ao professor Irati e ao aluno de doutorado Kleber, ambos do laboratório de ensaios mecânicos da USP São Carlos, pela realização dos ensaios de impacto Charpy.

À CONFAB pelo fornecimento dos tubos.

A todos os funcionários do Departamento de Engenharia de Fabricação por todo o apoio oferecido nos trabalhos desenvolvidos e pela atenção e cordialidade.

À COLFUTURO pelo financiamento e auxílio de bolsa outorgado.

À FAPESP pelo financiamento do projeto.

*Nada acontece a menos
Que sonhemos antes
(Carl Sandburg)*

Resumo

COOPER ORDÓÑEZ, Robert Eduardo, *Soldagem e Caracterização das Propriedades Mecânicas de Dutos de Aço API 5L-X80 com Diferentes Arames Tubulares*, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004. 111 p. Dissertação (Mestrado)

Este trabalho apresenta um estudo sobre a soldagem e caracterização de juntas de dutos de aço API 5L-X80, realizadas com diferentes arames tubulares. Nesse sentido, a pesquisa avalia tais processos sob a influência da temperatura de preaquecimento, enquanto a energia de soldagem é mantida constante. Ensaios preliminares foram realizados para otimizar os parâmetros de soldagem e as soldas foram realizadas na posição plana 1G, com a tocha fixa e o duto girando. Os tubos soldados têm dimensões de 762 mm de diâmetro externo e 16 mm de espessura. Arames com propriedades mecânicas diferentes do metal de base foram utilizados, usando a técnica conhecida como *undermatched*. O processo de soldagem a arco com arame tubular foi utilizado em duas variações, autoprotégido (FCAW-S) e com proteção auxiliar de gás (FCAW-G), cada um deles aplicados por meio de seis passes sobre uma junta de topo e chanfro em “V”, com a utilização de três níveis de temperatura de preaquecimento (ambiente, 100 °C e 160 °C). Essas temperaturas foram mantidas como temperaturas de interpasse. A caracterização das juntas é apresentada em função dos ensaios mecânicos realizados: resistência à tração, dureza e tenacidade. Para a realização destes ensaios foram tomadas como referência as normas API 1104, principalmente, e as normas AWS e ASTM. Como critérios de aceitação foram utilizadas as normas API 1104 e API 5L. A partir dessas análises foi possível observar que é viável a soldagem de dutos API 5L-X80 com arames tubulares autoprotégido e com proteção auxiliar de gás, cumprindo com os requisitos das normas de referência, não sendo necessário o uso de temperatura de preaquecimento.

Palavras-Chave: API 5L-X80, Arame Tubular, Propriedades mecânicas, Temperatura de Preaquecimento.

Abstract

COOPER ORDÓÑEZ, Robert Eduardo. *Welding and characterization of API 5L-X80 pipeline with different Flux Cored wire*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004, 111 p.

In the present dissertation, welding process and characterization of API 5L-X80 pipeline joints were studied using two different tubular wires. These processes were evaluated under preheat conditions while heat input was maintained uniform. A parameters optimization work was carried out prior to the FCAW welding runs. All joints were welded in flat position (1G) using fixed torch and turnig pipe. Tube is 762 mm external diameter and 16 mm thickness. Two filler metals having different mechanical properties from the parent metal were used in undermatched conditions. Self-shielded (FCAW-S) and Gas-shielded Flux Cored Arc Welding processes were applied on single V-groove using six weld beads at three levels of preheat temperatures (room temperature, 100 °C, 160 °C). These temperatures were maintained as interpass temperature. The characterization was established according to the mechanical tests: tensile strength, hardness and toughness. Mechanical tests were performed as to API 1104 and AWS and ASTM standards. API 1104 and API 5L specifications were used as acceptance criteria. According to the results obtained, it was possible to assert that it is appropriate to weld API 5L-X80 either with Self-shielded or Gas-shielded Flux Cored Arc Welding process in conformance to the acceptance criteria API and that preheat temperature is not necessary.

Key Words: API 5L-X80, Flux Cored Wire, Mechanical properties, Preheat temperature.

Índice

Lista de Figuras.....	xii
Lista de Tabelas	xv
Nomenclatura.....	xvii
Capítulo 1 Introdução	01
Capítulo 2 Revisão da Literatura	03
2.1 Aços alta resistência baixa liga (ARBL).....	03
2.1.1 Definição.....	03
2.1.2 Processo de obtenção dos aços ARBL.....	05
2.1.3 Fabricação de tubos de aço ARBL para dutos.....	06
2.1.4 Aços API para dutos.....	07
2.2 Soldagem dos aços ARBL para dutos.....	08
2.2.1 Soldagem a arco com arame tubular.....	09
2.2.2 Consumíveis na soldagem FCAW.....	12
2.2.3 Requisitos para juntas conforme normas API	13
2.2.4 Metais de adição com propriedades mecânicas diferentes às do metal de base.....	14
2.3 Temperatura de preaquecimento.....	15
2.3.1 Ciclos térmicos.....	19
2.4 Propriedades mecânicas de juntas de aços ARBL.....	22
2.4.1 Resistência à Tração.....	21

2.4.2 Dureza.....	23
2.4.3 Tenacidade.....	25
Capítulo 3 Materiais e Métodos	28
3.1 Materiais Utilizados.....	28
3.1.1 Metal de Base.....	28
3.1.2 Metal de Adição.....	29
3.2 Equipamentos para soldagem e dispositivos associados.....	31
3.3 Planejamento experimental.....	33
3.4 Definição do desenho da junta.....	36
3.5 Montagem e fixação dos tubos.....	37
3.6 Preaquecimento e controle das temperaturas.....	38
3.7 Soldagem dos dutos.....	40
3.7.1 Limpeza entre passes da junta.....	42
3.8 Obtenção dos corpos de prova e realização dos ensaios mecânicos.....	43
Capítulo 4 Resultados e Discussões	49
4.1 Testes em chapas.....	49
4.2 Testes em dutos.....	54
4.3 Cálculo da temperatura de preaquecimento e ciclos térmicos.....	61
4.3.1 Cálculo da temperatura de preaquecimento.....	62
4.3.2 Controle da temperatura de preaquecimento e ciclos térmicos.....	63
4.4 Resultados dos ensaios de tração.....	66
4.4.1 Limite de resistência (L_R).....	68

4.4.2 Limite de escoamento (L_E).....	70
4.4.3 Alongamento total dos corpos de prova (ϵ).....	72
4.5 Comportamento da dureza na junta soldada.....	74
4.5.1 Ensaios de microdureza.....	75
4.5.2 Ensaios de macrodureza.....	79
4.5.3 Análise estatística dos ensaios de microdureza e macrodureza.....	83
4.6 Comportamento da tenacidade na junta.....	86
Capítulo 5 Conclusões.	91
Capítulo 6 Referências Bibliográficas	93
Anexos	101

Lista de Figuras

Figura 2.1: Processo de soldagem a arco com arame tubular: a) autoprotegido, b) com proteção auxiliar de gás.....	11
Figura 2.2: Formas da seção transversal de arames tubulares.....	13
Figura 2.3: Temperaturas de preaquecimento baseadas no conteúdo de hidrogênio difusível no metal de solda do aço API X80.....	18
Figura 2.4: Aspecto das regiões formadas na ZTA, numa solda de múltiplos passes.....	20
Figura 3.1: Dispositivo mecânico para rotação dos tubos.....	32
Figura 3.2: Curva de velocidade relacionando frequência do inversor com a velocidade de soldagem.....	33
Figura 3.3: Representação esquemática do planejamento experimental adotado no trabalho.....	35
Figura 3.4: Geometria do chanfro usinado nos tubos.....	37
Figura 3.5: Montagem e fixação dos tubos.....	38
Figura 3.6: Localização do furo para inserir o termopar.....	39
Figura 3.7: Montagem para soldagem interna e externa dos dutos.....	42
Figura 3.8: Localização dos corpos de prova para ensaios mecânicos.....	44
Figura 3.9: Localização do corpo de prova e do entalhe na junta.....	46
Figura 3.10. Identificação das regiões para medição de micro e macrodureza na junta soldada.....	47
Figura 4.1: Geometria do chanfro definida para a junta de topo em “V” simples.....	51
Figura 4.2: Efeito da dilatação térmica na abertura de raiz.....	54

Figura 4.3: Posição para aplicação do passe de raiz: a) parte externa do duto, b) parte interna do duto.....	55
Figura 4.4: Penetração do passe de raiz quando aplicado desde o interior do duto.....	55
Figura 4.5: Oscilogramas típicos de tensão e corrente para soldagem dos dutos.....	56
Figura 4.6: Comportamento típico de fácil remoção da escória.....	57
Figura 4.7: Homogeneidade típica para os cordões de solda.....	57
Figura 4.8: Seqüência de passes de solda numa junta típica. Arame E71T-1.....	58
Figura 4.9: Localização típica do furo onde foi inserido o termopar.....	65
Figura 4.10: Ciclo térmico gerado pela temperatura de preaquecimento a 160 °C.....	65
Figura 4.11: Macrografia típica de um corpo de prova submetido ao ensaio de tração.....	67
Figura 4.12: Fractografia (MEV) do aspecto da fratura dúctil dos corpos de prova ensaiados por tração.....	67
Figura 4.13: Gráficos do comportamento da microdureza por regiões, para os dois tipos de arame, em função da temperatura de preaquecimento.....	76
Figura 4.14: Gráficos do comportamento da macrodureza por regiões, para os dois tipos de arame, em função da temperatura de preaquecimento.....	80
Figura 4.15: Fractografia obtida por MEV, mostrando o modo de fratura por clivagem. Aspecto típico do micromecanismo de fratura apresentado na região do CS.....	89
Figura 4.16: Fractografia obtida por MEV, mostrando os modos de fratura por clivagem e alveolar. Aspecto típico do micromecanismo de fratura apresentado na região da ZTA.....	89
Figura 4.17: Fractografia obtida por MEV, mostrando os modos de fratura do tipo alveolar. Aspecto típico do micromecanismo de fratura apresentado na região da MB.....	90

Lista de Tabelas

Tabela 3.1: Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5 L-X80.....	29
Tabela 3.2: Propriedades mecânicas e composição química dos arames tubulares.....	30
Tabela 3.3: Número de corpos de prova para realização de ensaios mecânicos.....	36
Tabela 4.1: Parâmetros de soldagem otimizados nas chapas.....	53
Tabela 4.2: Parâmetros de soldagem para o arame E71T-1.....	58
Tabela 4.3: Parâmetros de soldagem para o arame E71T8-K6.....	58
Tabela 4.4: Valores obtidos nos ciclos térmicos.....	64
Tabela 4.5: Ensaio de tração para o metal de base. Tubo de aço API 5L X80.....	68
Tabela 4.6: Resultados do limite de resistência (L_R) da junta soldada.....	69
Tabela 4.7: Resultados do limite de escoamento (L_E) da junta soldada.....	71
Tabela 4.8: Alongamento total dos corpos de prova (ϵ) da junta soldada.....	73
Tabela 4.9: Microdureza do cordão de solda. Arame E71T-1.....	77
Tabela 4.10: Microdureza do cordão de solda. Arame E71T8-K6.....	77
Tabela 4.11. Microdureza da ZTA.....	78
Tabela 4.12: Macro dureza do cordão de solda. Arame E71T-1.....	81
Tabela 4.13: Macro dureza do cordão de solda. Arame E71T8-K6.....	81
Tabela 4.14: Macro dureza da ZTA.....	82
Tabela 4.15: Efeito da temperatura de preaquecimento na microdureza de cada passe da junta.....	84
Tabela 4.16: Efeito da temperatura de preaquecimento na macrodureza de cada	

passa da junta.....84

Tabela 4.17: Efeito da temperatura de preaquecimento na dureza da ZTA.....85

Tabela 4.18: Tenacidade no CS e na ZTA.....87

Nomenclatura

Letras Latinas

I – Corrente de Soldagem
H – Hidrogênio difusível
HB – Dureza Brinell
HRC – Dureza Rockwell C
HV – Dureza Vickers
psi – Pound Square Inch
s – Espessura de chapa
Tpa – Temperatura de preaquecimento
U – Tensão do arco
Va – Velocidade do arame
Vs – Velocidade de soldagem

Letras Gregas

α - Nível de Significância
 δ – Comprimento do intervalo de confiança
 Δt_{3-1} – Tempo de resfriamento de 300°C a 100°C
 Δt_{8-5} – Tempo de resfriamento de 800°C a 500°C
 μ - média geral
 τ_i – Efeito de cada tratamento
 ε_{ij} – Erros aleatórios.
 ε – Alongamento total dos corpos de Prova
 ϕ – Estricção

Abreviações

ARBL – Alta Resistencia Baixa Liga
B – Boro
C - Carbono
CCEN – Corrente Continua Eletrodo Negativo
CCEP – Corrente Continua Eletrodo Positivo
CCR – Laminação Convencional Controlada
CE – Carbono Equivalente
Cr – Cromo
CS – Cordão de Solda
Cu – Cobre

DBCP – Distância Bico de Contato Peça
ERW – Electric Resistant Welding
FCAW – Flux Cored Arc Welding
FCAW-G – Flux Cored Arc Welding (Gas shielded)
FCAW-S – Flux Cored Arc Welding (Self shielded)
GG ZTA – Região de crescimento do tamanho de grão na ZTA
GMAW – Gas Metal Arc Welding
GR ZTA – Região de grão refinada na ZTA
K – Componente da Equação da Temperatura de Preaquecimento
L_E – Limite de Escoamento
L_n – Limite de Escoamento Convencional
L_R – Limite de Resistência
MA – Martensita Austenita
MB – Metal de Base
MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG – Metal Inert Gas
Mn – Manganês
Mo – Molibdênio
N – Nitrogênio
Nb – Nióbio
Ni – Níquel
P – Fósforo
Pcm – Modified cracking Parameter
RCR – Laminação por Recristalização Controlada
S – Enxofre
SAW – Submerged Arc Welding
SC GG ZTA – Região de crescimento de grão reaquecida subcrítica
Si – Silício
SMAW – Shielded Metal Arc Welding
TMCP – Thermochemical Controlled Process
ZTA – Zona Termicamente Afetada
Ti – Titânio
V – Vanádio

Siglas

API – American Petroleum Institute
ASTM – American Society for Testing Materials
AWS – American Welding Society
BAE – Biblioteca da Área de Engenharia
IIW – International Institute of Welding

Capítulo 1

Introdução

O desenvolvimento de novos aços com propriedades mecânicas melhoradas e a necessidade por maior produtividade têm levado pesquisadores e produtores a buscarem alternativas para soldagem de dutos. Na atualidade, para a soldagem de dutos em campo, é mais utilizado o processo de soldagem com eletrodos revestidos ou combinação deste com outros processos. O uso de arames tubulares tem se mostrado bastante promissor para soldagem de dutos em campo, no entanto, uma das dificuldades encontradas em projetos que usam aços soldados com esses arames é o pouco conhecimento sobre as propriedades das juntas, que envolvem o metal de base, a zona termicamente afetada e o metal de solda, onde o que se busca é o menor grau de descontinuidade entre estes segmentos. Essa dificuldade é também apontada em MACIEL et al. (2001).

Os novos desenvolvimentos de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), com altos requisitos de resistência, nem sempre têm sido acompanhados totalmente pelo desenvolvimento dos metais de adição, como expressado por WIDGERY (2002, p. 7). Essa situação faz com que, na soldagem desses aços, o uso de metais de adição com propriedades mecânicas diferentes do metal de base seja considerado, sempre procurando cumprir as normas ou códigos de construção específicos para cada projeto (MILLER, HIEPAS & DEPUE, 2002).

No que se refere ao processo de soldagem, a temperatura de preaquecimento e a energia de soldagem são os fatores que determinam as propriedades da junta através dos ciclos térmicos e das taxas de resfriamento resultantes (LINNERT, 1994). A necessidade ou não da temperatura

de preaquecimento para soldagem dos novos aços de baixo carbono é bastante controversa. Segundo YURIOKA (2002), a temperatura de preaquecimento necessária para soldagem dos aços ARBL pode ser determinada por vários métodos. Porém, esses métodos estão baseados em diferentes modelos de cálculo do carbono equivalente (CE), gerando divergências sobre o método mais adequado e a necessidade de preaquecer o material.

O *American Petroleum Institute* (API) tem regimentado a fabricação de aços e tubos para produção de dutos, através da norma API 5L (2000), e a soldagem de dutos através da norma API 1104 (1999).

No presente trabalho, ensaios preliminares de soldagem foram realizados para definir o tipo de junta, número de passes de enchimento e otimização das condições de soldagem. Caracterizou-se o comportamento das juntas através do estudo das propriedades mecânicas de resistência à tração, dureza e tenacidade de tubos de aço API 5L-X80 para dutos. Essas propriedades foram analisadas quando submetidas a vários níveis de temperatura de preaquecimento, e utilizando metais de adição com propriedades mecânicas diferentes das propriedades do metal de base. Foram utilizados dois tipos de arame tubular, autoprotetido e com proteção auxiliar de gás, com três níveis de temperatura de preaquecimento. A energia de soldagem foi mantida o mais similar possível em todas as condições para evitar sua influência nas propriedades da junta. As propriedades mecânicas foram avaliadas analisando os resultados dos ensaios mecânicos, considerando sempre os critérios estabelecidos pelas normas API e normas auxiliares como AWS e ASTM.

A partir de toda a tarefa de caracterização de soldas e das experiências e análises feitas durante toda a nossa pesquisa, foi possível perceber que é viável a soldagem dos dutos somente com arames tubulares, como também se mostrou dispensável o uso de temperatura de preaquecimento. Este trabalho pretende ser um aporte para o conhecimento do comportamento das propriedades mecânicas de juntas de aços ARBL soldadas com diferentes arames tubulares, e seu objetivo é estudar a influência da temperatura de preaquecimento sobre as propriedades mecânicas, resistência à tração dureza e tenacidade, de juntas do aço API 5L-X80.

Capítulo 2

Revisão da Literatura

Uma extensa revisão bibliográfica sobre a temática é exigência para se tentar correlacionar os diferentes aspectos que estão diretamente associados à pesquisa: processo de soldagem FCAW, aços ARBL para dutos, temperatura de preaquecimento, carbono equivalente, propriedades mecânicas da junta, entre outros. Nesse sentido, foi realizada uma atualizada e criteriosa pesquisa bibliográfica baseada, fundamentalmente, nos bancos de dados disponíveis em computadores autorizados na Biblioteca da Área de Engenharia (BAE) da UNICAMP, e na importante Base de Dados do *Institute for Scientific Information: The Web of Science*. Livros e normas, considerados referência em temas de soldagem, e consultas à *Internet* também foram utilizados como fonte de informação. Como resultado dessa tarefa, foram recuperados mais de 60 artigos importantes para o desenvolvimento da pesquisa, relacionados ao final deste trabalho.

2.1 Aços alta resistência baixa liga (ARBL)

2.1.1 Definição

Aços denominados ARBL são aqueles que têm, principalmente, conteúdo de carbono entre 0,05 até 0,25% e conteúdo de manganês até 2,0%. Pequenas quantidades de cromo, níquel, molibdênio, cobre, nitrogênio, vanádio, nióbio, titânio e zircônio são usadas em várias

combinações, raramente excedendo de 0.1% cada, e sem ultrapassar um total de 8% em peso da composição.

Segundo MEESTER (1997), esses tipos de aço foram inicialmente projetados para atender às necessidades da indústria de gás e petróleo, embora o bom desempenho industrial tenha incrementado seu uso em outros tipos de indústria como a automotiva e a de estruturas.

As principais características dos aços ARBL são seu alto limite de resistência e boa tenacidade a baixas temperaturas (RODRIGUES, PERELOMA & SANTOS, 2000); boa conformabilidade (SENUMA, 2000) e boa soldabilidade, em função do baixo índice de carbono equivalente, como afirmado por MEESTER (1997).

Existem basicamente três classificações ou famílias de aços ARBL. A primeira e mais comum é a dos aços microligados, chamados assim porque contêm os elementos acima citados em quantidades muito pequenas. A segunda é a dos aços ARBL com microestrutura ferrita acircular, os quais contêm menos do que 0,1% de carbono com adições de manganês, molibdênio e boro atuando como elementos de liga principais. A terceira classificação é a dos aços ARBL dupla-fase, cuja microestrutura consiste de pequenas ilhas de martensita com alto conteúdo de carbono e uniformemente distribuídas numa matriz de ferrita. Aqui, a martensita tipicamente encontra-se ocupando quase 20% do volume (CASTI, 2000).

Uma das vantagens da utilização dos aços ARBL é que eles podem suportar cargas com espessuras mais finas, fornecendo economia em peso e propiciando uma redução do custo de projeto. Além disso, custos mais baixos podem ser realizados se um aço microligado substitui um aço ligado com conteúdos consideráveis de elementos de liga caros como níquel, cromo e molibdênio. Ainda assim, a redução de custo mais significativa fornecida pelos aços microligados é a eliminação dos custos de tratamentos térmicos. Os aços microligados na sua condição de laminados fornecem propriedades comparáveis aos aços normalizados ou revenidos. Os custos associados ao tratamento térmico são evitados com o aproveitamento dos elementos de microliga nos aços ARBL (PAULES 1991).

2.1.2 Processo de obtenção dos aços ARBL

Uma microestrutura otimizada é necessária para a obtenção das propriedades mecânicas características dos aços ARBL. Segundo ZHAO, YANG & SHAN (2002), existem basicamente duas formas de alcançar as propriedades mecânicas desejadas nos aços ARBL. A primeira, por meio de uma adequada composição química, e a segunda, por meio do Processo Termomecânico Controlado, ou TMCP (*Thermomechanical Controlled Process*). A partir desses dois processos, se consegue o refinamento do tamanho de grão que é o fator mais importante nos aços ARBL, porque contribui ao incremento do limite de escoamento e da tenacidade.

Em relação à composição química, os elementos de microliga são adicionados ao aço com duas finalidades: produzir refinamento do tamanho de grão e fortalecimento da solução sólida por precipitação. Os dois fenômenos, são resultado da precipitação de pequenas microligas de carbonetos (NbC, VC, TiC), nitretos (NbN, VN, TiN), ou complexos carbonitretos [Nb(C,N), V(C,N), Ti(C,N)] (ROBERTS, 1983).

Para alcançar as propriedades desejadas por meio do Processo Termomecânico Controlado, é necessário ter muita atenção no controle do processo de laminado a quente com ênfase na temperatura e deformação durante as etapas finais e as condições de resfriamento depois da laminação final. Para a fabricação de chapas que posteriormente são utilizadas para fabricar tubos é utilizado o processo de laminação a quente.

STUART (1991), especifica dois processos de laminação a quente que são utilizados para a obtenção dos aços ARBL, na procura do refinamento do tamanho de grão: laminação convencional controlada (Conventional controlled rolling-CCR) e laminação por recristalização controlada (Recrystallization-controlled rolling-RCR). O processo CCR com temperatura de reaquecimento acima de 1200° C, envolve uma primeira laminação entre 1200° C e 1100° C e uma segunda laminação a temperatura mais baixa entre 900° C a 700° C; como a temperatura de laminação decresce, a recristalização da austenita é demorada ou suprimida pela força induzida pela precipitação. Os aços projetados para o processo CCR contêm quantidades importantes de nióbio porque este elemento de liga é mais efetivo na inibição da austenita na recristalização.

O processo RCR representa um método de produzir ferrita com tamanho de grão muito fino com temperaturas de reaquecimento acima de 1100° C e de laminação entre 1100° C e 900° C. Este processo envolve controle do crescimento de grão da austenita durante o reaquecimento, repetida deformação acima da temperatura de recristalização, e inibição do crescimento do grão durante e depois da laminação. Depois do último passe de laminação, os grãos finos de austenita recristalizada transformam-se em grãos muito finos de ferrita. Resfriamento acelerado depois da laminação é muitas vezes usado com o processo RCR para maximizar a taxa de nucleação da ferrita.

Segundo RODRIGUES, PERELOMA & SANTOS (2000), microestruturas de múltiplas fases, constituídas por ferrita poligonal, perlita, bainita e martensita podem ser produzidas em uma grande variedade de aços ARBL, como resultado de uma apropriada combinação de composição química, processo termomecânico e condições de resfriamento acelerado. A seleção dos parâmetros ótimos para o resfriamento acelerado, tais como temperaturas de início e fim do resfriamento, também depende da composição química do aço e do processo termomecânico utilizado.

2.1.3 Fabricação de tubos de aço ARBL para dutos

Em KENNEDY (1993) se encontra que dois tipos de tubos são fabricados para dutos: um sem costura e o outro com costura longitudinal. Estas designações referem-se a como cada junta ou solda do tubo é realizada, não como elas são feitas no campo para conformar um duto. O tubo denominado sem costura é fabricado por processo de estiramento sem solda longitudinal para produzir os diâmetros e propriedades desejadas. Dentro da categoria de tubos com costura longitudinal, encontram-se vários processos de fabricação, estes diferem entre eles pelo número de soldas longitudinais realizadas no tubo e pelo tipo de equipamento de soldagem utilizado. Atualmente, os tubos utilizados para construção de dutos são obtidos a partir de chapas de aço ARBL.

Um importante avanço no desenvolvimento de aços para dutos ocorreu nos anos 70, com a introdução do processamento termomecânico em substituição ao tratamento térmico de

normalização. Com base neste conceito, o aço do tipo API 5L X70 se tornou um dos aços mais relevantes para a construção de dutos nos anos 80. Posteriormente, a introdução do resfriamento acelerado após laminação controlada a quente, ou processo TMCP, apresentou a possibilidade da produção de aços para dutos com mais alta resistência (BATISTA et al., 2003). Segundo BOTT (2003), a tendência atual é de utilizar aços com limite de escoamento de 551 MPa, como é o caso do aço API 5L-X80.

No exterior, o desenvolvimento de aços classificação API, de graus elevados, remonta à década de 80, quando foram realizados estudos no Japão, na Europa, e especialmente no Canadá, onde é tradicional a produção de este tipo de aços. Estes aços têm sido fabricados por um sistema de resfriamento acelerado, com taxas de 15 – 20 °C/s. O resfriamento acelerado é interrompido em torno de 550 °C. A partir desta temperatura o resfriamento é feito ao ar.

No Brasil, os estudos preliminares desta classe de aço começaram no fim da década de 80 pela Usiminas. Em 2000, um projeto envolvendo várias entidades, foi iniciado para estudar a aplicação e desenvolvimento de aços API 5L-X80. O projeto se centrou na fabricação de chapas desse aço por meio de dois novos sistemas: Nb-Cr e Nb-Cr-Mo, com espessuras de 15 até 17 mm. Foi utilizado um processo TMCP convencional, sem resfriamento acelerado, para ajudar na obtenção de microestruturas do tipo ferrita acicular e/ou bainita. Posteriormente, as chapas foram transformadas em tubos por meio do processo U-O-E (dobramento da chapa em “U”; fechamento em “O”; soldagem longitudinal interna e externa com arco submerso para o fechamento; e expansão “E”, para correção da geometria). Os resultados obtidos, em conformidade com a norma API 5L (2000), têm sido bem sucedidos (KOJIMA, SAMPAIO & BOTT, 2003).

2.1.4 Aços classificação API para dutos

Os aços da classificação API são considerados aços ARBL, com características de elevada resistência, aliada à boa soldabilidade, baixo nível de inclusões e boa qualidade superficial. Estes aços são especificados pelo *American Petroleum Institute* (API), no caso, a norma API 5L (2000), *Specification for Line Pipe*.

Uma grande parte dos dutos utilizados atualmente é fabricada de acordo com as especificações ou normas API. Os tubos para dutos denominados API são designados por seu mínimo esforço de escoamento aceitável, em libras por polegada quadrada (psi). Por exemplo, um tubo de grau X60 tem um limite de escoamento mínimo de 60.000 psi (453 MPa) e um tubo de grau X80 tem um limite de escoamento mínimo de 80.000 psi (551 MPa).

A composição química dos aços para dutos API é variada para fornecer propriedades específicas. Conteúdos máximos e mínimos são descritos na especificação API 5L para vários graus, principalmente para os elementos de microliga Mn, P, S, Co, V, Ti. Nem todos esses elementos estão presentes em todos os graus. Alguns deles são adicionados a certos graus de aços para dutos para proporcionar características específicas. De forma geral, a quantidade de Mn requerido em tubos para dutos incrementa-se com o incremento de grau (ou resistência). Por exemplo, o conteúdo máximo de Mn num tubo de grau A é de 0,90% e o conteúdo máximo num tubo de grau X70 é 1,60%, de acordo com a especificação API 5L.

2.2 Soldagem dos aços ARBL para dutos

A soldagem é um processo de união dos metais onde a coalescência é produzida por calor a uma apropriada temperatura com ou sem uso de material de aporte. As fontes de calor para o processo de soldagem são produzidas por arco elétrico, resistência elétrica, chama, laser e feixe de elétrons. Os três primeiros são métodos tradicionais, já os processos de soldagem por laser e feixe de elétrons são desenvolvimentos relativamente recentes.

BRUNO (2003) afirma que para a soldagem longitudinal de tubos em fábrica dois processos são comumente usados:

- Soldagem por Arco Submerso (SAW);
- Soldagem por Resistência Elétrica (ERW)

Para as soldas de dutos em campo geralmente os processos empregados utilizam metal de aporte – não é aplicada pressão para lograr a junta – e dependem de um arco elétrico como fonte de calor. Aqui, três processos são comumente usados:

- Soldagem a Arco com Eletrodo Revestido (SMAW);
- Soldagem por Arco Submerso (SAW);
- Soldagem a Arco com Proteção por Gás e Eletrodo Consumível (GMAW).

Em WIDGERY (2002), encontra-se que a indústria de soldagem de dutos tem se mostrado conservadora quanto à utilização do processo de soldagem a arco com arame tubular (FCAW). Uma razão pela qual a soldagem com arame tubular não substituiu a soldagem por eletrodo revestido é em função do receio do aparecimento de defeitos como falta de fusão. Entretanto, a principal razão pela qual o arame tubular vem substituindo o eletrodo revestido na indústria naval é justamente em função de sua baixa susceptibilidade à falta de fusão.

Na soldagem de dutos, o processo FCAW algumas vezes é usado em combinação com o processo SMAW, como apresentado por SILVA et al. (2001) e MARTAWIBAWA (2002). Nestes casos, o eletrodo revestido do tipo celulósico é usado para o passe de raiz e para o passe a quente, enquanto que o arame tubular é usado para os passes de enchimento.

Mesmo que a utilização de novas técnicas de soldagem, por processos GMAW o FCAW na forma semi-automatizada ou completamente automatizada, esteja sendo progressivamente adotada para a instalação de dutos em campo, a soldagem por processo SMAW continua sendo o método mais usado, principalmente por sua versatilidade, como manifestado por LOIZA (2003, p.15).

2.2.1 Soldagem a arco com arame tubular

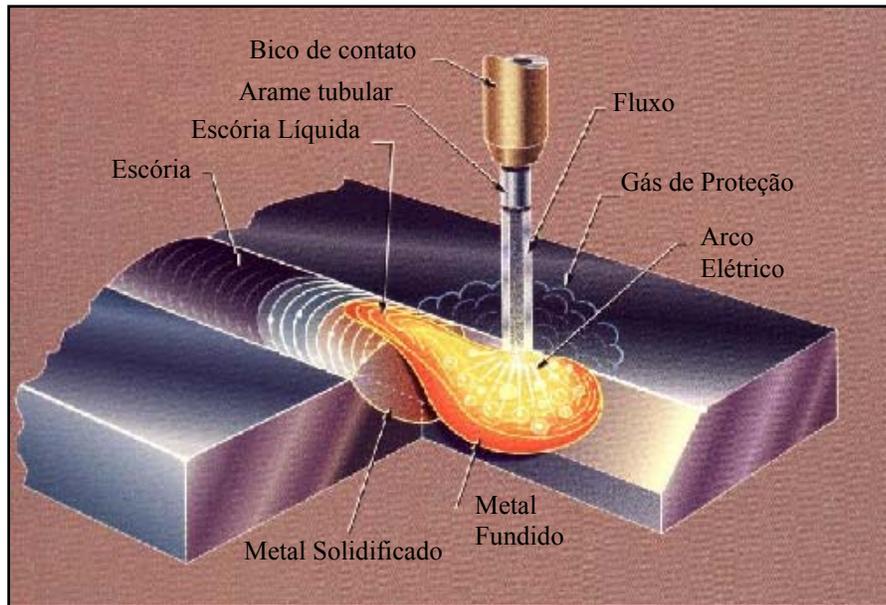
O processo de soldagem a arco com arame tubular (FCAW – *Flux Cored Arc Welding*) produz a coalescência de metais pelo aquecimento destes com um arco elétrico, estabelecido entre um eletrodo metálico tubular, contínuo, consumível e a peça de trabalho. A proteção do arco e do cordão de solda é feita pelos gases gerados pela queima do fluxo contido dentro do

arame, que pode ser suplementada por um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa. Existem duas variações básicas do processo arame tubular, uma em que toda a proteção necessária é dada pelo próprio fluxo contido no eletrodo, chamado de arame autoprottegido, e outra em que a proteção é complementada por uma nuvem de gás, geralmente CO₂ puro ou misturas desse gás com argônio e algumas vezes, também com oxigênio. A Figura 2.1 ilustra o processo com as duas variações.

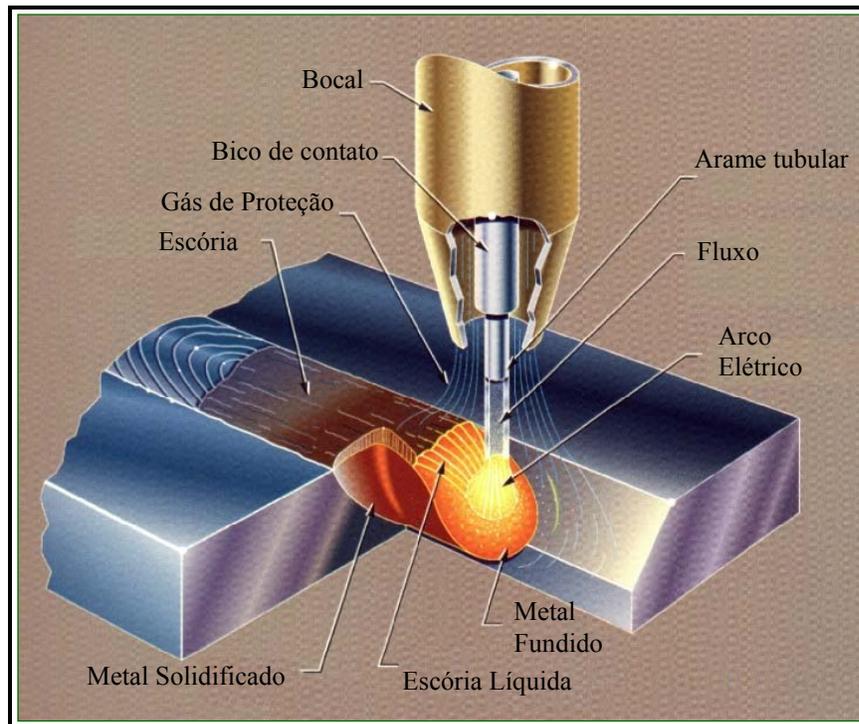
O processo FCAW é normalmente um processo semi-automático e muito semelhante ao processo a arco com proteção por gás e eletrodo consumível (GMAW), no que diz respeito a equipamentos e princípios de funcionamento. Por outro lado, o processo também se assemelha à soldagem a arco com eletrodos revestidos (SMAW), do ponto de vista metalúrgico. Assim, a soldagem FCAW é um processo que acumula as principais vantagens da soldagem GMAW, como alto fator de trabalho do soldador, alta taxa de deposição, alto rendimento, resultando em alta produtividade e qualidade da solda produzida, bem como as da soldagem SMAW, como alta versatilidade, possibilidade de ajustes da composição química do cordão de solda e facilidade de operação em campo.

Como anotado por MACHADO (1996), a exploração comercial deste processo remonta à 1920, sendo que antes de 1930 várias estruturas de grande porte foram construídas na Alemanha através de sua utilização. Porém, naquela época ainda não era comum a fabricação de arames com o diâmetro reduzido para serem enrolados em bobinas, sendo o consumível fabricado, portanto, em pequenas extensões. A maior dificuldade a ser contornada, se refere à proteção que a escória líquida deve fornecer ao metal, quando esse é transferido desde o eletrodo para a poça de fusão. Estes problemas impediram uma maior popularização desse processo, até que o advento do processo de proteção por gás inerte (MIG: *Metal Inert Gas*), em torno de 1950, fez renascer o interesse pelo mesmo, além do uso de constituintes pré-fundidos e adição de compostos básicos em fluxo rutilico.

Há cerca de 15 anos, finalmente, alguns fabricantes resolveram os inconvenientes existentes, tanto que este processo se apresenta atualmente como uma excelente alternativa para alta produtividade, com qualidade.



(a)



(b)

Figura 2.1: Processo de soldagem a arco com arame tubular, a) autoprotégido, b) com proteção auxiliar de gás.

(AWS, 1991, p. 159-160)

A taxa de deposição do eletrodo tubular é elevada, comparando com o eletrodo revestido, a mesma é perto de duas vezes maior na posição vertical e seis vezes na horizontal/plana, alcançando até 11 kg/h. Recentemente têm sido desenvolvidos arames tubulares de pequeno diâmetro, da ordem de 0,8 mm, que tornaram possível a soldagem em qualquer posição, com ótimos resultados.

Os materiais normalmente soldados por este processo são os aços ao carbono; baixa liga; inoxidáveis e ligados, além de diversos tipos de revestimentos protetores, de maneira semi-automática, a mais usual, ou completamente mecanizada.

2.2.2 Consumíveis na soldagem FCAW

Os consumíveis usados são os arames tubulares e, quando usados, os gases de proteção. Os arames tubulares para soldagem de aços carbono e aços de baixa liga são classificados pela *American Welding Society* (AWS), segundo as especificações AWS A 5.20-95 e AWS A 5.29-98 respectivamente, que se baseiam principalmente na aplicabilidade do arame quanto à soldagem mono ou multipasse e quanto ao uso ou não de proteção gasosa suplementar.

Neste processo, o fluxo tem funções similares à que possui nos eletrodos revestidos:

- Desoxidar o metal de solda;
- transferir elementos de liga;
- aumentar a taxa de deposição, através do pó de ferro;
- formar escória e gás de proteção produzido pela decomposição de alguns dos seus compostos;
- estabilizar o arco;
- estabelecer uma conveniente geometria para o cordão.

A razão entre as massas do fluxo e do metal do tubo depende da espessura da parede do mesmo, sendo usual que se encontre entre 0,15 e 0,30. Por outro lado, os eletrodos tubulares autoprotetidos não podem utilizar tão efetivamente a decomposição do fluxo para formar gás de proteção, como no caso dos eletrodos revestidos. Como é inevitável alguma absorção de oxigênio

e nitrogênio do ambiente, torna-se necessário que o fluxo contenha fortes desoxidantes e formadores de nitratos, como o alumínio.

Os arames podem ser fabricados com uma fita de aço baixo carbono conformada em torno do fluxo. Na Figura 2.2, aparecem algumas das geometrias comuns nos arames tubulares, conforme classificação do IIW – *International Institute of Welding* – (MACHADO, 1996, p.160).

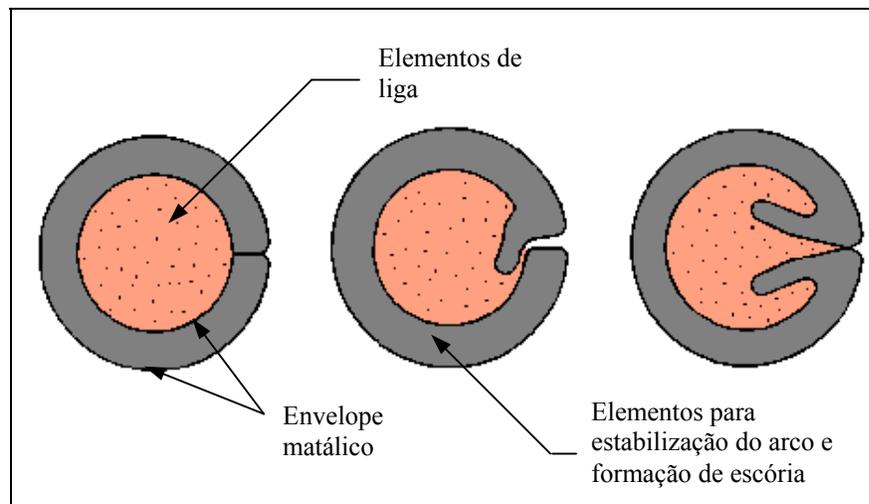


Figura 2.2 – Formas da seção transversal de arames tubulares (Machado, 1996).

Uma das vantagens do arame tubular autoprotégido é a possibilidade de seu uso onde ocorram ventos laterais. Entretanto, isto acarreta pouca tolerância do processo, existindo casos em que soldagem realizada na posição vertical requer que a tensão permaneça num intervalo tão pequeno quanto ± 1 V daquele recomendado, para que a porosidade seja prevenida e as propriedades mecânicas desejadas alcançadas. Outros fatores considerados são o tipo de corrente e as posições de soldagem recomendadas para um dado arame, além das propriedades mecânicas do cordão de solda obtido. Estes fatores também são considerados na escolha do tipo de eletrodo para uma dada aplicação.

2.2.3 Requisitos para juntas soldadas conforme normas API

A norma API 5L (2000), *Specification for Line Pipe*, aplica para materiais de tubos fabricados sem costura e soldados. O propósito desta norma é fornecer padrões ou referências

para o uso apropriado das tubulações transportadoras de gás, água e petróleo, em indústrias de petróleo e gás natural. Os graus cobertos por esta especificação incluídos até a edição de 2000 são os do tipo A25, A, B, X42, X46, X52, X60, X65, X70 e X80. Todas as especificações de produto são mencionadas dentro da especificação API 5L, entre outras, as correspondentes ao fabricante do material, dimensões, espessuras, defeitos e critérios de aceitação, assim como práticas de inspeção e ensaios do material.

Os requisitos para as juntas soldadas encontram-se descritos na norma API 1104 (1999), *Welding of pipelines and related facilities*. O propósito desta norma é apresentar métodos para a produção de soldas de alta qualidade através do uso de operários de soldagem qualificados, procedimentos de solda, materiais e equipamentos aprovados.

Também, são apresentados métodos de inspeção para assegurar a análise apropriada da qualidade da solda através do uso de técnicos, equipamentos e métodos aprovados. A norma API 1104 aplica para soldas em construção e em serviço e cobre os processos e técnicas de soldadura a serem utilizados e os procedimentos para ensaio das juntas em tubos ao carbono e baixa liga usados para o transporte do petróleo e seus derivados.

2.2.4 Metais de adição com propriedades mecânicas diferentes às do metal de base

As juntas soldadas são por natureza materiais heterogêneos, apresentando variações de microestrutura e propriedades mecânicas no cordão de solda e na ZTA. O fenômeno de diluição no CS, e os complexos ciclos térmicos inducidos na ZTA motivam este comportamento.

O desempenho das juntas depende do nível de equivalência entre as propriedades mecânicas do metal de base e do metal de adição. LOUREIRO (2002), afirma que é usual classificar as soldas como *overmatched*, *evenmatched* ou *undermatched*, se o limite de escoamento ou de resistência do metal de adição é, respectivamente, superior, igual ou inferior ao limite de escoamento ou de resistência do metal de base. O mesmo autor explica que a condição *undermatched* algumas vezes é utilizada em aços ARBL com o propósito de minimizar a tendência de aparição de trincas induzidas por hidrogênio, reduzindo ou até evitando o uso de

preaquecimento. UMEKUNI E MASUBUCHI (1997), confirmaram este fato, dizendo que soldas na condição *undermatched* têm-se mostrado efetivas quando aplicadas em aços ARBL, reduzindo a necessidade de preaquecimento, sem reduzir a resistência à tração das juntas.

MILLER, HIETPAS & DEPUE (2002), definiram que o critério ou condição *undermatched* é considerado somente para aços com limite de escoamento superior a 485 MPa. Assim, a solda é tipicamente mais resistente às trincas relacionadas com o processo de fabricação. O incremento na ductilidade do metal de solda com menor resistência e a redução dos esforços residuais podem reduzir a tendência à ruptura lamelar. Já LOUREIRO (2002), diz que limites de resistência menores do metal de adição em até 25% do valor do metal de base são toleráveis em componentes estruturais, carregados em compressão ou submetidos a esforços de cisalhamento.

A norma AWS D1.1 (2000, p. 41), oferece uma guia para elaboração de procedimentos de soldagem, considerando a combinação de metais de base e metais de adição, com relação a propriedades diferentes de limite de resistência ou de escoamento dos mesmos.

2.3 Temperatura de preaquecimento

Segundo JONES & LUO (1990), do ponto de vista prático, a maior parte das soldas produzidas requer ou pode-se beneficiar (d)a aplicação de calor antes e durante o processo de soldagem. Com o aumento dos requisitos para as propriedades mecânicas dos aços modernos, também a necessidade do control de temperaturas no processo de soldagem aumentou. Melhor control do aquecimento inclui, não somente control da aplicação física do calor e temperatura empregada, mas também seleção adequada do pré e pós-aquecimento para os metais.

Assim, com o aumento da temperatura no metal, mudanças importantes acontecem. Primeiro, o metal incrementa seu volume, e mudanças microestruturais são manifestas nas diferentes direções cristalográficas. A expansão térmica é retribuída por uma mesma quantidade de contração térmica até o resfriamento, na mesma faixa de temperatura. Desta forma, se o

material não é aquecido uniformemente, como no caso da soldagem, deformações inelásticas podem acontecer resultando em distorções até alcançar o resfriamento.

No caso do preaquecimento, o metal é expandido e como a solda está se solidificando, a diferença de temperatura entre o metal de solda e o metal de base é menor o qual reduz a quantidade de deformações e esforços residuais que puderam se apresentar na junta soldada.

O preaquecimento do material busca principalmente minimizar sua susceptibilidade à aparição de trincas a frio, porém esse procedimento afeta a microestrutura resultante da junta soldada e conseqüentemente suas propriedades mecânicas. Ele afeta a estrutura do material por meio da taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500 °C (ΔT_{8-5}) e tem uma forte influência sobre o tempo disponível para difusão do hidrogênio da junta soldada, na faixa de temperatura de 300 até 100 °C (ΔT_{3-1}).

Como especificado por JONES & LUO (1990), a temperatura de preaquecimento depende de vários fatores: composição química e propriedades físicas do metal de base, energia de soldagem, tipo de eletrodo, e espessura do metal base. Para calcular a temperatura de preaquecimento é preciso obter o valor do Carbono Equivalente (CE).

O carbono equivalente é um indicador do potencial do aço para apresentar trincas na solda devido à ação do hidrogênio como formador de trincas. Um nível baixo de CE dá menos oportunidade para a aparição de trincas na solda. O carbono é uma componente chave em todos os aços, e a quantidade do mesmo afeta principalmente a resistência e a ductilidade do aço, dependendo do grau e do método de fabricação.

DAVIDSON (1995, p. 40), diz que desde a publicação da primeira fórmula para calcular o CE, por parte de Dearden & O'Neill em 1940, um grande número de fórmulas similares têm sido publicadas. Essas fórmulas têm evoluído, sendo utilizadas na prática como um indicador da soldabilidade do material ou como indicador do nível de endurecimento da ZTA na junta. A maioria delas são estabelecidas através de relações empíricas e têm validade limitada dependendo

da composição química, sendo aplicáveis somente à classe de aço para a qual foram desenvolvidas.

DIXON & HAKANSSON (1995, p. 123-s), comentam que o problema das formulas estabelecidas para calcular o CE é que a maioria delas foi desenvolvida entre os anos de 1950 até 1980, e por tanto, são referidas aos aços desenvolvidos nessa época. A maioria das fórmulas não considera, por exemplo, a influencia de pequenas quantidades de elementos de liga como Nb, B e N, utilizados nas composições dos aços modernos.

Os vários modelos desenvolvidos, assim como as suas análises detalhadas, podem ser observados em trabalhos específicos, como os publicados por JONES & LUO (1990); ZACZEK & CWIEK (1993); KASUYA & YURIOKA (1995); MEESTER (1997, p.547) e YURIOKA (2001).

Para os aços de classificação API, duas são as fórmulas sugeridas para o cálculo da temperatura de preaquecimento, segundo a especificação da norma API 5L (2000). Uma das fórmulas mais comuns empregadas para determinar a soldabilidade de um aço é a do carbono equivalente (CE), determinada pelo *International Institute of Welding* (IIW) como:

$$CE(IIW) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (2.1)$$

A outra, que é um método para a avaliação do potencial do aço para formar trincas por hidrogênio, é dada pela equação:

$$Pcm = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2.2)$$

Nas duas equações anteriores, os elementos aparecem em porcentagem de peso. A equação 2.1 é valida para aços com alto conteúdo de carbono, superior a 0,12%, e a equação 2.2 é valida somente para aços com baixo conteúdo de carbono, igual ou inferior a 0,12%. Segundo CRAIG

(1993), para melhorar a soldabilidade dos aços os limites típicos para CE e P_{cm} são 0,40% e 0,18% respectivamente.

YURIOKA (2002), realizou uma comparação de quatro métodos utilizados para o cálculo da temperatura de preaquecimento em aços estruturais de conteúdo de carbono entre 0,034% até 0,234%, incluindo aços ARBL para dutos. Para o aço da classe API 5L-X80, esses métodos aparecem representados no gráfico da figura abaixo.

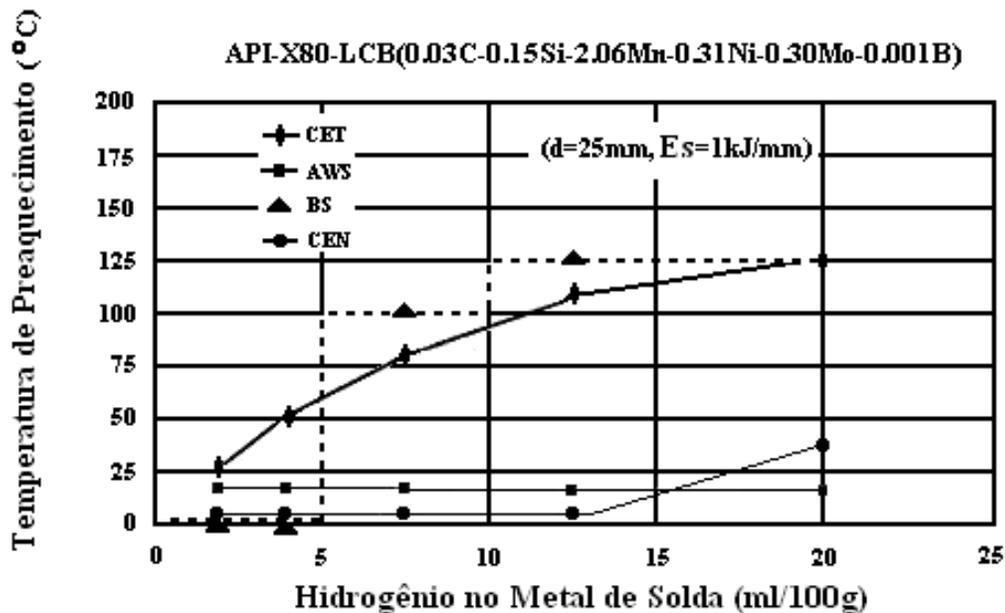


Figura 2.3. Temperaturas de preaquecimento baseadas no conteúdo de hidrogênio difusível no metal de solda do aço API X80 (Yurioka, 2002).

Na Figura 2.3, o método da *British Standard Institution*, BS 5135, calcula a temperatura mínima de preaquecimento baseado no valor do CE (IIW) e numa escala de nível de hidrogênio relativo ao metal de solda, para cada tipo de aço. O método da *American Welding Society* (AWS D1.1) calcula a temperatura mínima de preaquecimento por meio do P_{cm} (*weld metal cracking Parameter*), determinado por uma tabela baseada num índice de sensibilidade (SI), e na espessura do material. Este método não considera a energia de soldagem, o qual é considerado nos outros três métodos. O método do CET calcula a temperatura mínima de preaquecimento como função do seu CE, espessura do material, hidrogênio difusível no metal de solda e a energia de soldagem. O método do CE_N , disponível em <http://www.member.nifty.ne.jp/yurioka/index.html>, calcula a

temperatura mínima de preaquecimento de tabelas referidas ao seu CE, ao conteúdo de hidrogênio no metal de solda, energia de soldagem, espessura, e considera também testes de trincamento a frio (Tekken) e esforços residuais da junta soldada.

YURIOKA (2002), no seu estudo concluiu que, para o aço API 5L-X80, os métodos da AWS e CE_N são mais apropriados, não sendo necessário à utilização de temperatura de preaquecimento. Ele concluiu, também, que os métodos *British Standard Institution* e CET são extremamente conservadores e, segundo esses, na soldagem do aço API 5L-X80 se faz necessário o preaquecimento.

2.3.1 Ciclos Térmicos

Do ponto de vista metalúrgico, a mais importante característica física de uma solda por arco elétrico é seu comportamento térmico, mais especificamente, a forma como mudanças de temperatura acontecem na zona fundida ou cordão de solda (CS), e na zona afetada pelo calor (ZTA) do metal de base.

Segundo LINNERT (1994, p.678), no ciclo térmico produzido pela soldagem, é mais importante a análise da taxa de resfriamento nas regiões do CS e ZTA, do que a análise das taxas de aquecimento. Isto é porque a taxa de resfriamento têm efeitos diretos na microestrutura final e nas propriedades da junta, especificamente na ZTA.

O ciclo muito rápido de aquecimento e resfriamento na soldagem pode causar que aspectos microestruturais da ZTA sejam diferentes dos apresentados pelo metal de base, com propriedades mecânicas diferentes. Como afirmado por EASTERLING (1983, p.144), é a microestrutura da zona de crescimento do tamanho de grão na ZTA (GG ZTA) a que determina as propriedades da junta.

A zona afetada pelo calor está formada por varias regiões, como apresentado na Figura 2.4. Como especificado por HULKA (1995), nesta figura pode-se apreciar que durante o processo de soldagem, o metal de base aproxima-se da temperatura de fusão no limite com a linha solidus.

Como resultado disto, a microestrutura nesta região cresce rapidamente e esta parte passa a se chamar de região de crescimento de grão da ZTA (GG ZTA). O pico de temperatura alcançado decresce com o aumento da distância da zona de fusão e chega a uma faixa de temperatura onde o material normaliza-se pelo calor gerado pela solda, esta região é conhecida como região de grão refinado da ZTA (GR ZTA). Entre mais aumenta a distância desde a zona de fusão o material é aquecido dentro de uma região de duas fases, alfa (α) mais gamma (γ), onde pode ou não apresentar alguma transformação de fase; estas regiões são chamadas de região de crescimento de grão reaquecida intercritica (IC GG ZTA) ou região de crescimento de grão reaquecida subcritica (SC GG ZTA), respectivamente. A transição de uma região para a outra é contínua.

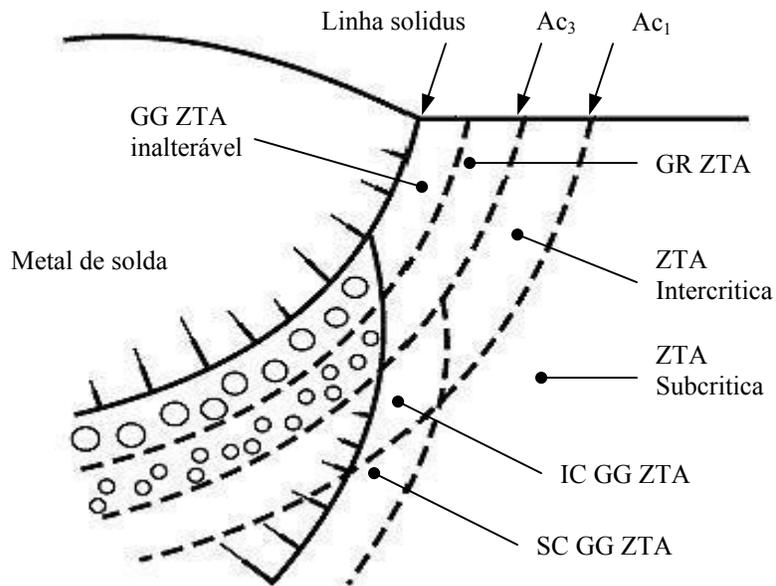


Figura 2.4. Aspecto das regiões formadas na ZTA, numa solda de múltiplos passes. (HULKA, 1995).

Nos aços, transformações importantes de temperatura incluem as linhas isotérmicas denominadas Ac_1 , Ac_3 e linha solidus, presentes na ZTA. A linha solidus separa o metal de solda do material re-austenizado, a linha Ac_3 separa o material re-austenizado do material parcialmente re-austenizado e a linha Ac_1 separa o material parcialmente re-austenizado do metal base.

Em processos de soldagem com múltiplos passes – caso da figura 2.4 – as estruturas formadas inicialmente estarão sujeitas ao efeito do tratamento térmico de cada passe e o processo se torna ainda mais complexo, especialmente nas regiões intercriticas ou subcriticas da ZTA.

Sobre este tipo de processos, EASTERLING (1983, p.150), afirma que refinamento da microestrutura, melhoramento da tenacidade e redução dos esforços residuais, podem resultar da aplicação de soldas com múltiplos passes. As razões são as seguintes:

- Cada passe subsequente realiza um refinamento de grão, ou realiza um tratamento térmico de normalizado sobre o passe anterior;
- O passe anterior fornece a cada novo passe um tipo de preaquecimento, o qual tende a aumentar o tempo de resfriamento (ΔT_{8-5}).
- Cada passe subsequente tende a eliminar os esforços residuais ocasionados pelos passes anteriores.

2.4 Propriedades mecânicas de juntas de aços ARBL

As soldas pertencentes a um determinado equipamento ou elemento estrutural devem possuir propriedades mecânicas bem determinadas. Essas características, em geral, são especificadas por normas ou códigos para um dado projeto e normalmente avaliadas pela execução de testes através de corpos de prova, também regulamentados por normas.

Segundo LINNERT (1994), entre as propriedades mecânicas que podem ser avaliadas para uma junta incluem-se:

- Resistência à tração;
- Dureza, e a sua distribuição;
- Tenacidade, segundo aplique para ensaio de impacto ou avaliação de mecanismos de fratura.
- Resistência à fadiga;
- Trincamento por corrosão sob tensão.

Para os propósitos de análise deste trabalho, as três primeiras propriedades são consideradas.

2.4.1 Resistência à Tração

A aplicação de uma força num corpo sólido promove uma deformação do material na direção do esforço e o ensaio de tração consiste em submeter um material a um esforço que tende a esticá-lo ou alongá-lo. Geralmente, o ensaio é realizado num corpo de prova de formas e dimensões padronizadas, para que os resultados possam ser comparados ou, se necessário, reproduzidos. Este corpo de prova é fixado numa máquina de ensaio que aplica esforços crescentes na sua direção axial, sendo medidas as deformações correspondentes. Os esforços ou cargas são medidos na própria máquina de ensaio e o corpo de prova é levado até a sua ruptura (SOUZA, 1982).

Quando um corpo de prova metálico é submetido a um ensaio de tração, pode-se construir um gráfico tensão-deformação, pelas medidas diretas da carga (ou tensão) e da deformação que crescem continuamente até quase o fim do ensaio.

As propriedades mecânicas, geralmente obtidas por médio do ensaio de tração, são as seguintes:

- Limite de resistência (L_R), que é a tensão máxima suportada pelo metal;
- Limite de escoamento (L_E), que é a tensão que marca a transição do metal da zona de deformação elástica para a zona de deformação plástica;
- Limite de escoamento convencional (L_n), que é calculado por médio do gráfico tensão-deformação, quando não é possível calcular diretamente o limite de escoamento;
- Alongamento total do corpo de prova (ϵ), é expresso em %;
- Estricção (ϕ), que é expressa em %, calcula a diminuição da seção transversal do corpo de prova.

Segundo DIETER (1988, p.278), o limite de escoamento é mais usado nos projetos do que o limite de resistência, para os metais dúcteis. Entretanto, o limite de resistência serve para especificar o material, do mesmo modo que a análise química identifica o material. Por ser fácil

de se calcular e ser uma propriedade bem determinante, o limite de resistência é especificado sempre com as outras propriedades mecânicas dos metais e ligas.

Nos aços ARBL, pelo uso do processo TMCP, as propriedades mecânicas do metal de base podem ser melhoradas para cumprir com aplicações específicas por meio da adequada combinação de microestrutura e composição química. O aumento da resistência é devido à inclusão de elementos de microliga, principalmente, Nb, V e Ti, também, Al e N (MEESTER, 1997, p.550).

O desempenho da resistência da junta, isto é, CS, ZTA e metal de base, depende do nível da diferença entre as propriedades do metal de adição e o metal de base. Segundo LOUREIRO (2002), quando soldados, a maioria dos aços de alta resistência apresentam uma marcada perda de resistência na ZTA. KIM et al. (2001), também afirmam que, como resultado dos ciclos térmicos, as propriedades mecânicas na ZTA podem ser degradadas pelo crescimento de grão, precipitação e segregação de impurezas.

Já a região do CS pode apresentar incremento da resistência. EASTERLING (1983), diz que o aumento na resistência do CS é ocasionado pela abundância de elementos de liga do metal de adição, os quais, somados às taxas de resfriamento rápidas que acontecem durante a soldagem, tendem a promover baixas temperaturas de transformação, gerando microestruturas mais resistentes. As fases formadas pela baixa temperatura de transformação, particularmente bainita e martensita, contêm uma alta densidade de deslocações, o que gera uma alta dureza e resistência.

2.4.2 Dureza

A dureza de um metal é comumente relacionada com a resistência à deformação, usualmente por penetração. Como afirmado por LINNERT (1994, p. 149), a dureza e o limite de resistência estão correlacionados.

Segundo SOUZA (1982, p. 104) a dureza por penetração é o método mais largamente utilizado e citado nas especificações técnicas. Os ensaios de dureza por penetração mais comuns são: Brinell, Rockwell, Vickers, Knoop e Meyer e a dureza por choque Shore.

O ensaio de dureza Brinell (HB) consiste em comprimir lentamente uma esfera de aço, de diâmetro D , sobre uma superfície plana, polida e limpa de um metal através de uma carga, durante um tempo determinado. Essa compressão provocará uma impressão permanente no metal com o formato de uma calota esférica, tendo um diâmetro d , o qual é medido por intermédio de um micrómetro óptico, depois de removida a carga.

A dureza Rockwell (HR), elimina o tempo necessário para a medição de qualquer dimensão da impressão causada, pois o resultado é lido diretamente na máquina de ensaio. Este tipo de ensaio, utilizando penetradores pequenos, deixa uma impressão que pode não prejudicar a peça ensaiada, e pode ser usado também para indicar diferenças pequenas de dureza numa mesma região. Os penetradores utilizados na dureza Rockwell são do tipo esférico (aço temperado) ou cônico (diamante, tendo 120° de conicidade).

No ensaio de dureza Vickers (HV) o penetrador é uma pirâmide de diamante de base quadrada, com um ângulo de 136° entre as faces opostas. Como o penetrador é um diamante, ele é praticamente indeformável e como todas as impressões são semelhantes entre si, não importando o seu tamanho, a dureza Vickers é independente da carga.

BRUNO (2003), diz que para a medição de juntas de dutos são normalmente usados os ensaios de macrodureza Brinell, Rockwell ou Vickers. O primeiro é mais utilizado em medições no campo e os dois últimos são empregados a nível de laboratório. Os ensaios de microdureza podem ser do tipo Vickers ou Knoop, e são usados para avaliação de pequenas áreas. Como especificado por SOUZA (1982, p. 127), muitas das aplicações da dureza Vickers estão voltadas para o ensaio de microdureza, utilizado para determinar a dureza de constituintes individuais de uma microestrutura ou de materiais frágeis.

A dureza na junta soldada pode apresentar vários comportamentos, dependendo dos ciclos térmicos impostos durante a soldagem, a composição química dos metais de adição e a equivalência entre as propriedades mecânicas do metal de adição e o metal de base.

Segundo MOHANDAS, REDDY & KUMAR (1999), os aços ARBL, quando soldados, tendem a perder dureza na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA). Esta região exibirá baixa dureza e, por tanto, baixa resistência.

TSAY, CHEN & CHAN (2001), manifestaram que, de forma geral, a ZTA (especialmente na zona adjacente à linha de fusão) é endurecida como consequência do processo de soldagem.

TREVISAN et al. (2002), estudando o efeito da temperatura de interpasse na morfologia, microestrutura e microdureza do aço API 5L X65, encontraram que o maior valor de dureza na junta apresentou-se na região do CS.

2.4.3 Tenacidade

A tenacidade é a habilidade de um metal resistir à fratura na presença de um entalhe, e acomodar as cargas internas por deformação plástica. Uma outra forma de relacionar o conceito de tenacidade é considerar a área total embaixo da curva esforço-deformação. Esta área é a indicação da quantidade de trabalho por unidade de volume que pode ser efetuado sobre o material sem produzir ruptura do mesmo.

Há vários métodos para definir a temperatura na qual acontece a transição de dútil para frágil num metal ou liga. O ensaio de impacto Charpy, descrito em detalhe na norma ASTM-E23, é o método mais comum para avaliar a resistência de um metal à fratura frágil e para determinar sua temperatura de transição. Com os avanços no estudo dos mecanismos de fratura nos últimos anos, tem sido desenvolvidos testes que proporcionam maior exatidão dos dados do processo de fratura, mas, o ensaio Charpy é o teste mais rápido e mais empregado para determinação da temperatura de transição e para avaliar a tenacidade de um metal ou liga.

Segundo DIETER (1988, p. 372) é comum observar que tentativas feitas para incrementar os valores de resistência num metal ou liga resultem num decréscimo no valor da tenacidade, porém, um dos mecanismos para combinar alta tenacidade com ótima resistência é a obtenção de uma microestrutura de tamanho de grão fino. Assim, o tamanho dos grãos deve estar numa faixa de 100 μm ou menor.

No estudo realizado por EROĞLU & AKSOY (2000), para analisar o efeito do tamanho de grão inicial na microestrutura e na tenacidade da ZTA de um aço de baixo conteúdo de carbono, observou-se que para um mesmo valor de entrada de calor no processo de soldagem, o tamanho de grão fino foi mais efetivo para a formação de fases dúcteis como ferrita e perlita e valores maiores de tenacidade, comparados com os valores obtidos dos grãos de tamanho intermediário e grosso.

A tenacidade de um metal apresenta uma tendência ao decréscimo de seu valor quando a mesma é afetada por alta velocidade de deformação, surgimento de um estado triaxial de tensões ou exposição do metal à baixa temperatura. As soldas em serviço facilmente podem ser expostas a uma ou mais dessas condições.

Falhas graves têm sido atribuídas a uma falta de tenacidade como resultado de um processo de soldagem impróprio. Para obter uma solda segura, é necessário conhecer os efeitos dos ciclos térmicos na tenacidade da ZTA e determinar as condições apropriadas para o processo de soldagem. O maior dano acontece na região de tamanho de grão grosso da ZTA (GG ZTA) a qual é uma região imediatamente adjacente à zona de fusão onde os picos de temperatura aproximam-se do ponto de fusão do metal, seguidos de um resfriamento rápido. LIAO et al. (1998), faz referência a vários estudos nos quais é mostrado que a perda de tenacidade acontece na ZTA para os aços ARBL.

Recentemente, foi encontrado que a parte mais afetada da ZTA é a zona intercrítica de grão grosso reaquecida (IC GG ZTA). Durante as soldas de múltiplos passes, a ZTA afetada pelos passes subseqüentes é modificada em função dos ciclos térmicos gerados, formando zonas descontínuas e localizadas (QIU et al., 2000).

LI (2001) e KIM (2001), também fazem referência a este fenômeno, quando explicam que as altas temperaturas alcançadas podem levar a um notório engrossamento dos grãos da austenita. A combinação do tamanho de grão grosso da austenita e os resfriamentos rápidos promovem microestruturas frágeis, as quais contêm altas proporções de ferrita e bainita.

Estes autores explicam que durante o ciclo térmico intercrítico, acontece transformação parcial da austenita, particularmente onde há estabilizadores da mesma, tais como carbono ou manganês, que são segregados na microestrutura inicial. No resfriamento, estas regiões de alto carbono transformam-se a microestruturas como perlita-bainita ou martensita-austenita (MA), dependendo do endurecimento da austenita e da taxa de resfriamento. A presença da fase MA é geralmente considerada como o maior fator para a redução do valor da tenacidade na ZTA, no entanto, a perda na tenacidade também depende, não só da presença da fase MA, mas também da sua distribuição e morfologia e da microestrutura da matriz.

Também, a tenacidade da GG ZTA decresce com o aumento do calor de entrada no processo de soldagem para a maioria dos aços ARBL, por tanto, é importante conhecer a máxima quantidade de entrada de calor para alcançar uma boa tenacidade na GG ZTA, porque este será o fator que delimitará os parâmetros no procedimento de solda, além da microestrutura e composição química do metal ou liga.

Capítulo 3

Materiais e Métodos

Neste capítulo são apresentados e descritos os materiais e métodos utilizados para o desenvolvimento deste trabalho. Baseado na literatura e nas normas disponíveis para soldagem de dutos, buscou-se trabalhar com metodologias simples, porém eficazes tentando, desta maneira, otimizar os procedimentos experimentais para uma boa realização e avaliação desta pesquisa.

Apresenta-se também o tipo de planejamento experimental estatístico adotado, visando à verificação do número de amostras, bem como, a análise e interações das variáveis de influência sobre as variáveis de resposta.

3.1 Materiais Utilizados

3.1.1 Metal de Base

O material objeto do presente estudo é o aço de alta resistência e baixa liga API 5L-X80 especificado pela norma API 5L (2000). Sua composição química e propriedades mecânicas são apresentadas na tabela 3.1, o aço foi fornecido pela CONFAB na forma de tubo com dimensões de 762 mm de diâmetro externo e espessura de 16,0 mm, obtido pelo processo UOE de conformação mecânica. Este aço pertence a um dos novos sistemas Nb-Cr-Mo, utilizados para a produção de aços ARBL no Brasil (KOJIMA, SAMPAIO & BOTT, 2002).

Tabela 3.1: Composição química e propriedades mecânicas do aço API 5 L-X80.

Composição Química (% em peso)								
C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	V
0,04	0,17	1,75	0,019	0,004	0,032	0,01	0,073	0,005
Ti	Cr	Ni	Mo	N	B	Ca	Sb	CE (Pcm)
0,013	0,21	0,02	0,16	0,0035	0,0002	0,0014	0,01	0,156
Propriedades Mecânicas								
Limite de Escoamento – L _E (MPa)	Limite de Resistência – L _R (MPa)		Alongamento - ϵ (%)		Dureza (HV 10)		Tenacidade -20° C (J)	
561	674		38		206		155	

Fonte: CONFAB.

Na tabela 3.1 pode-se observar o baixo conteúdo de carbono, característica principal destes aços, assim como a conformidade com os requisitos da norma API 5L (2000) em termos de composição química e propriedades mecânicas.

Chapas de aço API 5L X70 com dimensões de 150 x 100 x 13 mm foram utilizadas nos testes iniciais para evitar desperdiçar o material dos tubos de aço API 5L-X80. Os testes iniciais em chapas também facilitaram a análise do comportamento dos arames utilizados em termos de estabilidade do arco e da morfologia dos cordões, além de servir para definir o desenho da junta.

3.1.2 Metal de Adição

A seleção do metal de adição baseou-se, principalmente, na semelhança de composição química com o material de base, nas propriedades mecânicas oferecidas no certificado do fabricante do arame e no diâmetro do mesmo. Os arames foram selecionados com diâmetro o mais similar possível, para obter número de passes iguais e similitude, em termos de energia de soldagem, para facilitar a posterior comparação das condições do experimento.

Os tipos de arames tubulares escolhidos foram dois:

- Arame tubular autoprottegido (FCAW-S), de classificação E71T8-K6, nome de produto *Innershield NR-207*, código *ED016312* e diâmetro 1,7 mm. Este arame tem suas especificações baseadas na norma AWS A5.29-98.

- Arame tubular com proteção auxiliar de gás (FCAW-G), de classificação E71T-1, nome de produto *Outershield 71*, código ED012803 e diâmetro 1,6 mm. Este arame têm suas especificações baseadas na norma AWS A5.20-95.

A descrição geral destes arames se encontra disponível em <http://www.lincolnelectric.com>. As propriedades e composição química fornecidas no certificado do fabricante dos arames encontram-se descritas na tabela 3.2, os mesmos são indicados para a soldagem de dutos em qualquer posição.

Tabela 3.2: Propriedades mecânicas e composição química dos arames tubulares

Propriedades Mecânicas								
Arame	L _E (MPa)	L _R (MPa)	ε (%)	Dureza (HV)	Tenacidade (J)			
					Requisito mínimo AWS	Obtido		
E71T8-K6	420	525	25	159	27 (-20 °C)		90	
E71T-1	558	607	27	185	27 (-29 °C)		61	
Composição Química (% em peso)								
Arame	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	Cr
E71T8-K6	0,04	0,24	0,91	0,006	0,003	0,77	0,92	0,03
E71T-1	0,04	0,59	1,41	0,012	0,006	-	-	-

Fonte: LINCOLN ELECTRIC

Observa-se na tabela 3.2, comparando-a com a tabela 3.1, dois aspectos que chamam a atenção, primeiro, o valor de porcentagem de carbono nos dois arames é o mesmo do metal de base; segundo, os valores das propriedades mecânicas dos arames são diferentes às do metal de base, utilizando-os na condição conhecida como *undermatched*. Este é um conceito usado na prática para definir a utilização de metais de adição com menor valor de limite de escoamento ou de resistência do que o metal de base.

O gás de proteção utilizado para a soldagem com arame E71T-1 foi o CO₂, recomendado pelo fabricante do arame, com vazão de 14 l/min.

3.2 Equipamentos para soldagem e dispositivos associados

Para a realização das soldagens utilizou-se uma bancada de ensaios do laboratório de soldagem do Depto. de engenharia de fabricação da UNICAMP. Foi utilizada uma fonte de energia microprocessada, multiprocesso e sinérgica modelo MTE Digitec 600, desenvolvida e fabricada pelo Laboratório de Soldagem e Mecatrônica da Universidade Federal de Santa Catarina (LABSOLDA/UFSC). A fonte trabalha com intensidade de corrente máxima de 600 A, que pode operar a 350 A com fator de trabalho de 100% (IMC, 2001). A operação deste equipamento é realizada através do painel do controle remoto microprocessado, por meio do qual são realizados a seleção dos processos e o ajuste das variáveis de soldagem. Acompanhando este equipamento tem-se um cabeçote de alimentação de arame designado STA-20D.

A corrente e tensão de soldagem foram monitoradas por um sistema de aquisição computadorizado, constituído de um placa A/D e do Software Oscilos4. Este sistema serve para aquisição de dados e geração de oscilogramas, podendo obter os valores médios de tensão e corrente, para efeitos de análise e avaliação. A fonte possui uma interface que é ligada ao computador para leitura e processamento dos dados.

Junto com a fonte de soldagem, foram utilizados dois tipos de tocha:

- Para o processo FCAW-G foi utilizada uma tocha MIG-MAG marca Oximig, modelo Autoplus 471W refrigerada a água e diâmetro utilizável de 1,0 a 2,4 mm.
- Para o processo FCAW-S foi utilizada uma tocha MIG-MAG marca Binzel modelo MB 501D refrigerada a água, com diâmetro utilizável de 1,0 a 2,4 mm.

Visando melhor controle dos parâmetros de soldagem, decidiu-se pela execução das soldas na posição plana (1G), fixando a tocha e girando o tubo. Para tanto, foi utilizado um dispositivo para rotação dos tubos. O dispositivo foi construído no laboratório de soldagem da Unicamp, como especificado por SANTOS NETO (2003), conforme ilustrado na Figura 3.1.

Um dos dois eixos giratórios (eixo giratório motriz) está conectado ao motor elétrico por um sistema correia-polia. Para o controle da velocidade de soldagem foi instalado um inversor de

freqüência que permite o acionamento do motor elétrico com velocidades variáveis, modificando a velocidade de rotação do tubo montado e, por consequência, a velocidade de soldagem.

Foram realizados ensaios para obter a relação entre freqüência do inversor e a velocidade tangencial em função do diâmetro externo dos tubos dispostos sobre o equipamento. Através destes ensaios, gerou-se o gráfico apresentado na Figura 3.2, onde pode ser observada a curva de velocidade que relaciona a freqüência do inversor com a velocidade de soldagem.

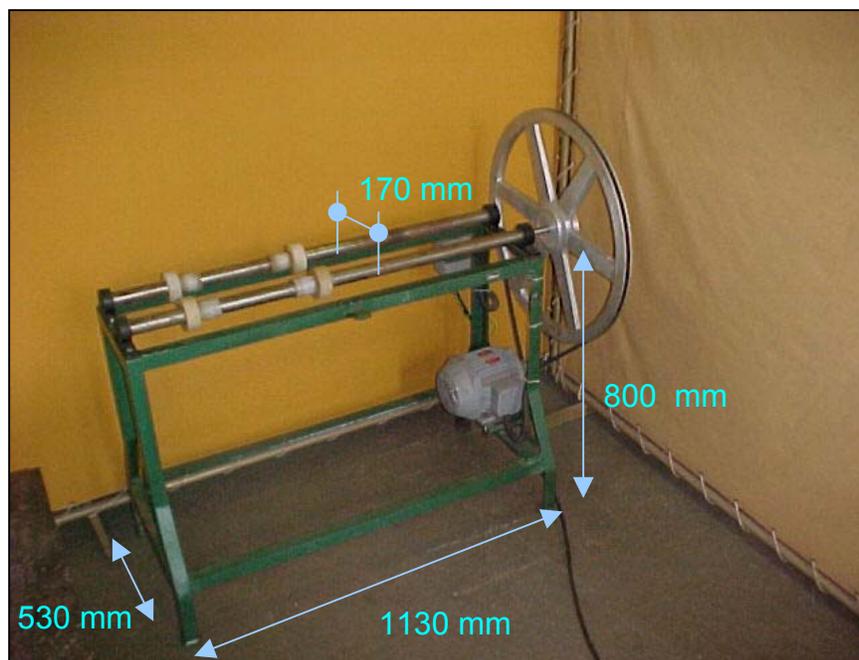


Figura 3.1. Dispositivo mecânico para rotação dos tubos.

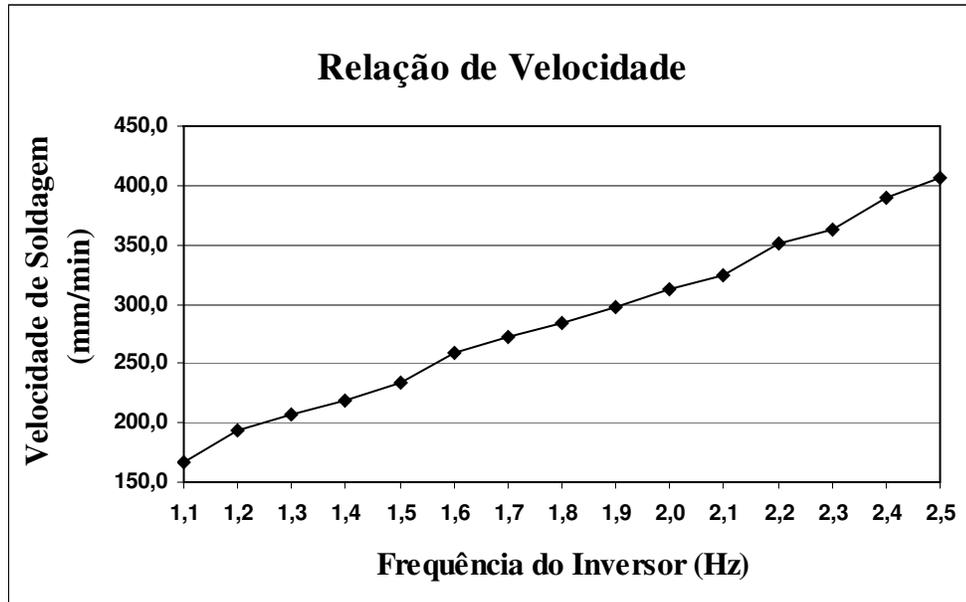


Figura 3.2. Curva de velocidade relacionando frequência do inversor com a velocidade de soldagem. Para um diâmetro externo do tubo de 762 mm.

3.3 Planejamento experimental

As propriedades mecânicas estudadas da junta soldada foram: resistência à tração, dureza e tenacidade. A variável considerada como de influencia neste trabalho foi a temperatura de preaquecimento (T_p), em três níveis, testada para os dois tipos de arame tubular. Para analisar o efeito da T_p sobre as propriedades mecânicas da junta, foi utilizado o planejamento por níveis com um único fator, usando o modelo estatístico (MONTGOMERY, 1996, p. 67) mostrado na equação 3.1. Para que a análise seja objetiva é necessário que o procedimento experimental seja completamente aleatorizado para evitar a influência de variáveis externas, como por exemplo, *set-up* das máquinas.

$$Y_{ij} = \mu + \tau_i + \varepsilon_{ij} \quad \left\{ \begin{array}{l} i=1,2,\dots,a \\ j=1,2,\dots,n \end{array} \right. \quad (3.1)$$

Onde: μ = média geral, τ_i = efeito de cada tratamento, ε_{ij} = erros aleatórios.

Este tipo de planejamento é realizado quando se deseja avaliar o efeito de uma única variável de influência (temperatura de preaquecimento) com diferentes níveis a , com n réplicas para cada nível. Quando esses níveis ou tratamentos são escolhidos de forma específica, tem-se uma análise de um modelo de efeitos fixos, e as conclusões só poderam ser aplicadas aos níveis estudados.

Para verificar se as médias dos tratamentos são iguais estatisticamente, foi usado o teste de hipóteses, mostrado na equação 3.2.

$$\begin{aligned} H_0 &= \mu_1 = \mu_2 = \dots = \mu_a \\ H_1 &= \mu_i \neq \mu_j \text{ (pelo menos um par } ij) \end{aligned} \quad (3.2)$$

Isto significa que, se a hipótese nula H_0 é verdadeira, todos os tratamentos tem média igual a μ , ou seja, a temperatura de preaquecimento utilizada no ensaio não afeta as variáveis de resposta da pesquisa.

As análises estatísticas aplicadas são apresentadas na forma de tabelas e se encontram detalhadas nos anexos 1 e 2. Nestas tabelas se mostra a análise de variância realizada sobre os resultados. Para comprovação do teste de hipótese, foram comparados os valores da distribuição F_0 calculada, como os valores da distribuição F tabelada.

Para todas as análises estatísticas deste trabalho foi adotado um nível de confiança de 95% e a presição (α) da estimativa μ como sendo de $\pm 5\%$. Essas análises foram aplicadas, basicamente, para avaliar o comportamento das medições de dureza, como vai ser apresentado no item 4.5.3.

Para determinar o número de juntas a soldar por cada condição do experimento, necessárias para avaliação do estudo, foi tomada como referência o número de réplicas necessárias para avaliar cada ensaio.

Para o ensaio de tração a norma API 1104 (1999), item 5.6: *Testing of welded joints-but welds*, determina quatro réplicas por condição. Para o ensaio de tenacidade a norma AWS D1.1

(2000) no item 4.1.1.3.3.1: *Impact Test requirements*, determina um número de 3 réplicas por condição. As normas em menção, não fazem referência às réplicas necessárias para os ensaios de dureza, porém, considerou-se que os corpos de prova para estes ensaios foram retirados das mesmas juntas utilizadas para os outros dois ensaios. Desta forma, optando pelo número maior de réplicas que é de 4, e considerando 6 condições experimentais, totalizam-se 24 juntas soldadas. A Figura 3.3 ilustra o planejamento experimental adotado.

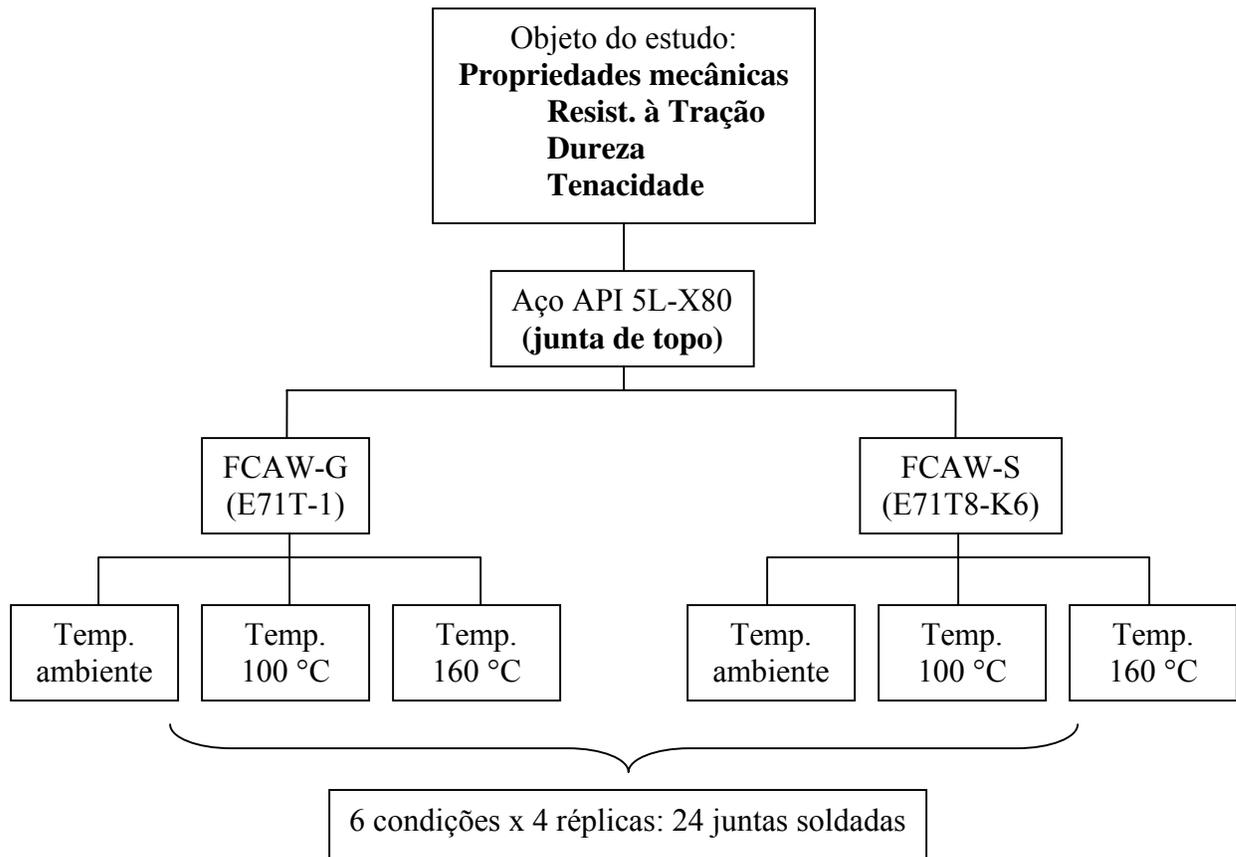


Figura 3.3: Representação esquemática do planejamento experimental adotado no trabalho.

Para medir a tenacidade da junta foram feitos ensaios de impacto Charpy para a zona afetada pelo calor (ZTA) e para o metal de adição na zona central do cordão de solda (CS), ou seja, dois ensaios por junta, totalizando 48 ensaios. No caso dos ensaios de dureza na junta soldada, utilizou-se um mesmo corpo de prova para as medições de micro e macrodureza. Assim,

foram selecionadas duas das quatro réplicas feitas para cada condição, ou seja, duas amostras por junta, totalizando 12 corpos de prova para ensaios de microdureza e macrodureza. A continuação, pode ser observado na tabela 3.3, o resumo com o total de ensaios realizados nas 24 juntas soldadas:

Tabela 3.3: Número de corpos de prova para realização de ensaios mecânicos.

Prop. Mecânicas (Tipo de Ensaio)		Arame E71T-1			Arame E71T8-K6			Corpos de prova ensaiados
		T. amb	100 °C	160 °C	T. amb	100 °C	160 °C	
Tração		4	4	4	4	4	4	24
Dureza* (Micro e macro)		2	2	2	2	2	2	12
Tenacidade	ZTA	3	3	3	3	3	3	18
	CS	3	3	3	3	3	3	18

* Mesmo corpo de prova para os ensaios de micro e macrodureza.

3.4 Definição do desenho da junta

Testes iniciais de soldagem foram feitos utilizando chapas de aço API 5L X70, com dimensões de 150 x 100 x 13 mm. Estes testes foram feitos para determinar o desenho da junta a ser utilizado nos tubos. A utilização das chapas como corpos de prova para os testes agilizou a análise das condições de soldagem por facilitar o manejo e permitir modificar as dimensões de altura de nariz e abertura de raiz com rapidez, para definir o desenho do chanfro da junta.

Depois de definir o desenho do chanfro nas chapas, foi realizada usinagem dos tubos fornecidos na forma de anéis, com comprimento de 300 mm. Os mesmos foram cortados ao meio para facilitar seu manejo, montagem e instalação no dispositivo de rotação. Ferramenta de corte foi utilizada no torno, para não alterar termicamente a microestrutura da região da junta que forma o chanfro, assim, com cada anel formouse um conjunto de duas peças.

Para eliminar a possibilidade de excentricidade nos tubos quando estes estivessem girando no dispositivo e evitar desalinhamento, realizou-se uma limpeza superficial por usinagem com torno no diâmetro externo do tubo e na parte interna (figura 3.4). A tolerância dimensional para usinagem foi de $\pm 0,5$ mm em todos os casos, e de $\pm 10^\circ$ para o ângulo total de chanfro.

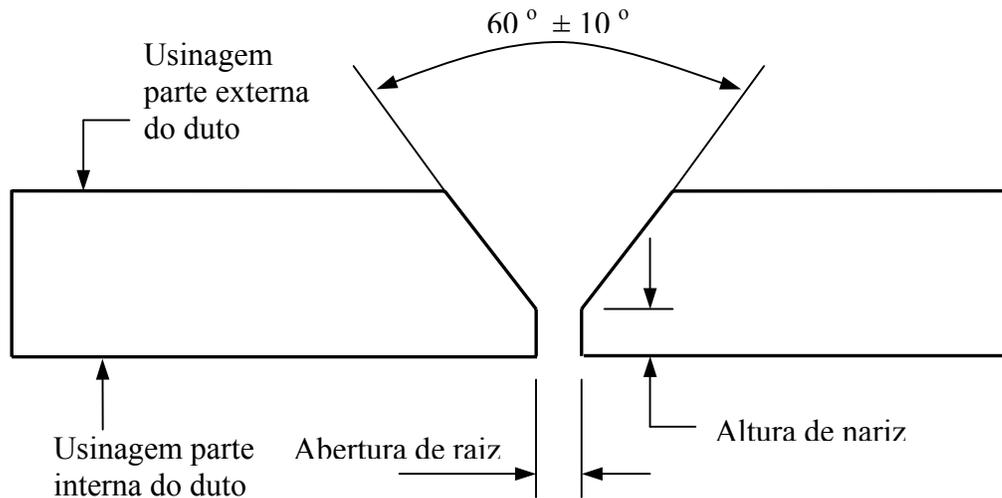


Figura 3.4: Geometria do chanfro usinado nos tubos.

3.5 Montagem e fixação dos tubos

O procedimento de montagem e fixação dos tubos foi realizado considerando as recomendações da norma API 1104 (1999), item 7: *Design and Preparation of a Joint for Production Welding*.

Antes de iniciar a montagem, o chanfro de cada tubo e uma área de no mínimo 25 mm ao redor foi limpa com retificadora reta utilizando pontas de lixar cilíndricas. Para garantir a distância da abertura de raiz, foram utilizados calços metálicos com a espessura própria para os dois tipos de junta definidos neste experimento. O conjunto foi colocado numa mesa com superfície plana e foram utilizados grampos e blocos metálicos retos para garantir o alinhamento do conjunto. Os calços foram separados entre eles por uma distância de 150 mm, medida internamente no perímetro circular do tubo, resultando em 15 seções, utilizadas posteriormente

para soldagem das condições definidas para cada junta. A fotografia da Figura 3.5 representa a montagem típica para todos os conjuntos soldados.

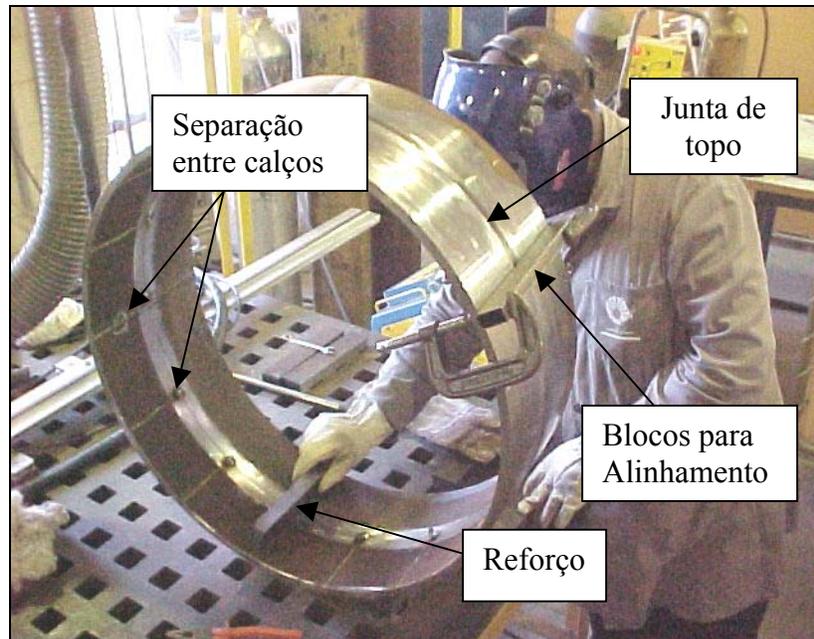


Figura 3.5: Montagem e fixação dos tubos

Depois da instalação dos calços, foram soldados no interior do conjunto cinco blocos de aço de 25 x 100 x 250 mm, igualmente distribuídos e paralelos ao eixo dos tubos, para dar rigidez ao conjunto e evitar o máximo possível o fechamento da abertura de raiz decorrente do aporte de calor da solda. Neste trabalho, a montagem dos tubos foi designada com o nome de duto.

3.6 Preaquecimento e controle das temperaturas

Os níveis ou valores definidos para medir a influência da temperatura de preaquecimento na junta soldada foram três e são apresentados no item 4.3.

O controle, monitoramento e aquisição dos ciclos térmicos da soldagem foram realizados por um sistema composto por um microcomputador, um programa Aqdados da Lynx Technology e uma placa de conversão A/D. Os dados foram obtidos utilizando como instrumento de medição

um termopar mineral tipo “K”, simples, com bainha inox310, diâmetro de 1,6 mm e comprimento de 2000 mm. As coletas de dados foram feitas na frequência de 15 Hz.

Para o monitoramento das temperaturas de preaquecimento, o termopar foi inserido pela parte interna do duto, por meio de um furo perpendicular à superfície do mesmo. A localização do termopar foi feita baseando-se em macrografias da junta soldada em chapas, tentando deixar o termopar o mais próximo possível da ZTA. A representação esquemática da localização do termopar, mostrada abaixo (Figura 3.6) foi utilizada em todos os ensaios nos dutos.

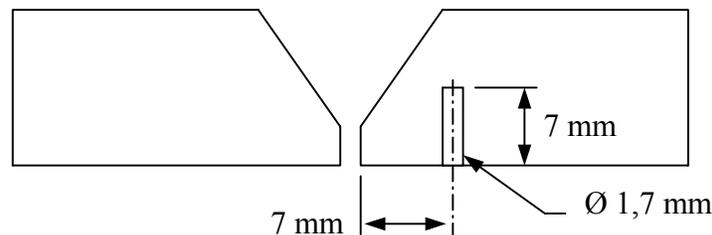


Figura 3.6: Localização do furo para inserir o termopar.

Para preaquecer a junta, foi utilizada uma chama de oxiacetileno. A chama foi movimentada próxima à superfície a ser soldada desde a parte externa do tubo, tanto para os cordões de solda internos como para os externos. Desta forma, o termopar localizado na parte interna do duto ficou protegido. Os valores das temperaturas de preaquecimento também foram usados como temperaturas de interpasse.

Para as soldas realizadas sem preaquecimento, o passe de raiz foi depositado à temperatura ambiente. Nos passes posteriores ou de enchimento, realizados pela parte externa do duto, ainda no mesmo corpo de prova, a solda era iniciada quando a temperatura voltava ao seu valor inicial ou atingia uma temperatura bem próxima da inicial com um adicional de 10 °C.

Para as soldas realizadas com os valores definidos de temperatura de preaquecimento, o passe de raiz foi aplicado quando a temperatura medida pelo termopar atingia seu valor especificado. Os passes de enchimento, ou passes externos, eram iniciados quando o resfriamento

do passe anterior atingia a temperatura especificada. No caso da temperatura na junta abaixar do valor especificado, um novo preaquecimento era realizado até atingir o valor.

Para todos os valores de temperatura de preaquecimento, a temperatura foi levada até um patamar de aproximadamente 40 °C a mais do valor definido, para proporcionar uma homogeneização da temperatura na área da junta e permitir coletar os dados partindo da temperatura especificada.

3.7 Soldagem dos dutos

Baseado nos testes nas chapas, os ensaios iniciais nos dutos foram feitos com os parâmetros que apresentaram melhor estabilidade de arco e morfologia de cordão adequada. Estes parâmetros iniciais foram testados e ajustados progressivamente nos dutos, conforme os resultados dos testes.

A melhor estabilidade do arco foi considerada em função dos oscilogramas obtidos quando medidos os parâmetros de tensão e corrente, e comparados os seus valores médios. A morfologia adequada dos cordões de solda foi analisada tomando como referencia a norma API 1104 (1999) item 6.4: *Visual Examination*. Estes criterios foram considerados em todo o desenvolvimento experimental deste trabalho.

Para a soldagem com os diferentes eletrodos foi adotado como valor de controle a energia nominal de soldagem (E_s) gerada pelo arco. A energia de soldagem é calculada em função da corrente (I), da tensão (U) e da velocidade de soldagem (V_s), como mostrado na seguinte equação.

$$E_s = \frac{60 \cdot I \cdot U}{1000 \cdot V_s} \quad (3.1)$$

Os ensaios experimentais consistiram na soldagem circunferencial dos dutos com uma fonte de soldagem a arco multiprocessada, como descrita no item 3.2, com aquisição de dados

instantâneos da corrente e da tensão de soldagem numa frequência de 10 khz/canal, em 12 bits. As juntas foram produzidas em soldas de topo, na posição plana (1G), com a tocha perpendicular ao plano tangente dos dutos, que giravam sobre um dispositivo mecânico. O processo com gás de proteção utilizou CO₂ puro com vazão de gás de 14 l/min.

Todas as soldagens foram automatizadas, com o uso do processo FCAW (Soldagem a Arco com Arame Tubular). A fonte de soldagem utilizada neste trabalho foi ajustada em tensão constante e no modo corrente contínua eletrodo negativo (CCEN-Polaridade direta) para o arame autoprotégido (E71T8-K6), e em corrente contínua eletrodo positivo (CCEP-Polaridade inversa) para o arame com proteção auxiliar de gás (E71T-1).

Para a soldagem interna dos dutos, foi utilizada a tocha marca Binzel com os dois tipos de arame, para facilitar a realização dos passes de solda, devido à geometria da pistola que permite um fácil acesso. Nesta mesma soldagem interna, foi aproveitada a montagem de um equipamento eletromecânico marca BUG-O SYSTEM modelo 5302, suportado numa guia metálica, tendo também, o controle e a possibilidade de ajuste da distância bico de contato peça (DBCP). Este dispositivo foi fixado numa posição só sobre a guia metálica.

A soldagem externa dos dutos foi realizada com a tocha correspondente para cada tipo de arame. Neste caso, foi necessária a fabricação de um dispositivo que permitisse sujeitar cada tocha, e ao mesmo tempo, permitisse controlar a distância bico de contato peça (DBCP). Estes movimentos são possíveis devido à adaptação de manivelas deslizantes. A montagem das tochas e os dispositivos de suporte podem ser observados na Figura 3.7.

No total, foram feitas 46 juntas preliminares e 24 definitivas nos dutos, estas últimas consideradas como válidas para elaboração dos corpos de prova para a análise deste trabalho.

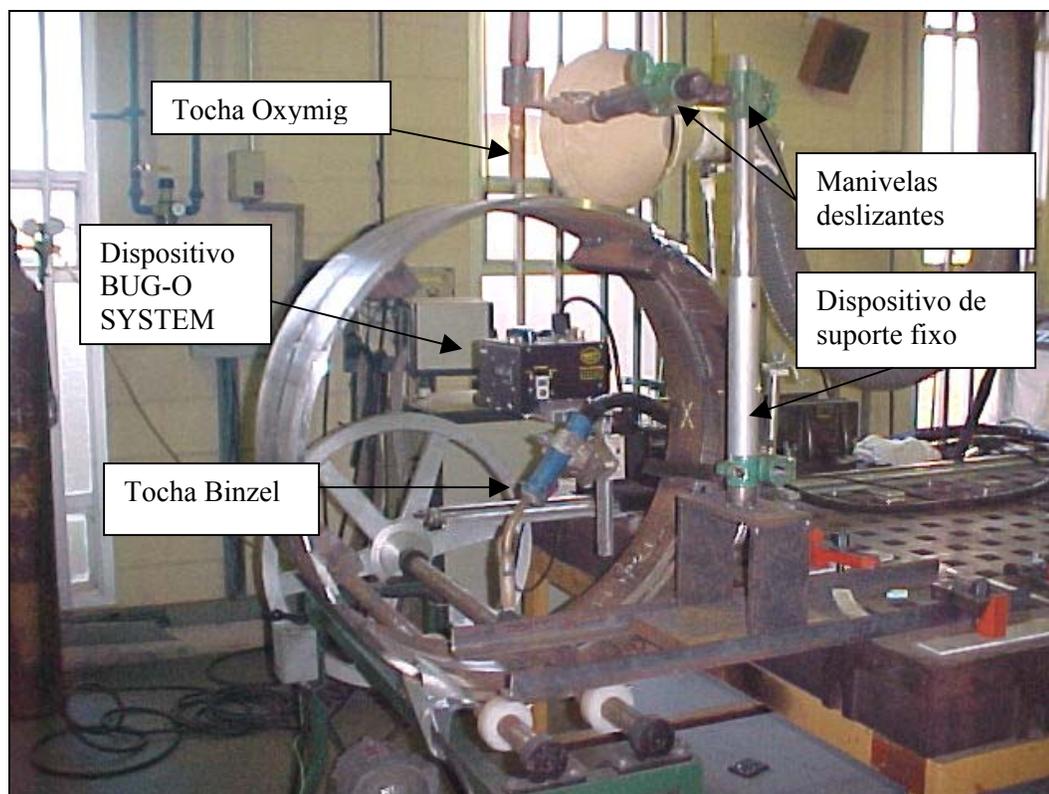


Figura 3.7: Montagem para soldagem interna e externa dos dutos.

3.7.1 Limpeza entre passes da junta

A limpeza da junta a soldar é um fator importante porque evita a formação de descontinuidades no cordão como falta de fusão e porosidade, e também a aparição de trincas induzidas pelo hidrogênio. No presente trabalho, a limpeza da junta soldada foi realizada seguindo as recomendações da norma API 1104 (1999), item 7.7: *Cleaning between beads*.

Antes de iniciar a soldagem de cada junta, foi feita limpeza manual com lixa de papel grau 200 nas paredes do nariz, considerando que entre a primeira limpeza dos chanfros, antes de serem montados, e a execução do primeiro passe, algum tipo de contaminação ambiental ou por sujeira poderia acontecer. Para pelo menos 25 mm ao redor da linha da junta, a limpeza foi realizada com escova de aço cilíndrica instalada numa furadeira manual com 500W de potência e girando a 2 500 rpm.

Antes de realizar o primeiro passe de enchimento, desde o exterior do duto, foi feita uma limpeza do passe de raiz com disco de esmeril de diâmetro 100 mm e espessura de 3 mm, para preparar a superfície da junta para aplicação do primeiro passe de enchimento. Antes de realizar cada passe de enchimento subsequente, foi realizada uma limpeza com escova de aço cilíndrica mais uma limpeza da superfície externa do cordão com disco de esmeril para eliminar a escória resultante do processo de soldagem. O disco de esmeril foi instalado numa esmerilhadeira elétrica portátil de 11 000 rpm. A limpeza era feita até deixar a superfície totalmente limpa, sem restos de escória nem de descontinuidades como faltas de fusão ou porosidades. Também foram utilizados, para ajudar na remoção da escória, martelo e punção.

3.8 Obtenção dos corpos de prova e realização dos ensaios mecânicos

Os corpos de prova para os ensaios mecânicos foram obtidos das juntas soldadas nos dutos para cada condição, com suas respectivas réplicas. A distribuição e as dimensões de corte para obtenção dos corpos de prova finais correspondentes a cada ensaio mecânico podem ser observadas no desenho da página seguinte (Figura 3.8). Como pode ser observado, o primeiro corte foi realizado diretamente no duto, no sentido transversal à junta soldada. Para tal, foi utilizado um equipamento de corte plasma, marca ESAB, modelo PCM-750i. O corte com plasma foi feito só em cinco partes do duto para influenciar o menos possível os cordões de solda com o aquecimento do material. Os cortes posteriores foram realizados numa máquina de corte marca FRANHO 500 utilizando uma serra de fita. Este tipo de corte foi utilizado para obter uniformidade e aproveitar o maior comprimento útil dos cordões de solda, sem influência da temperatura por corte com plasma.

Cada ensaio mecânico tem uma consideração diferente para a obtenção do corpo de prova, a seguir são descritas as seguintes características:

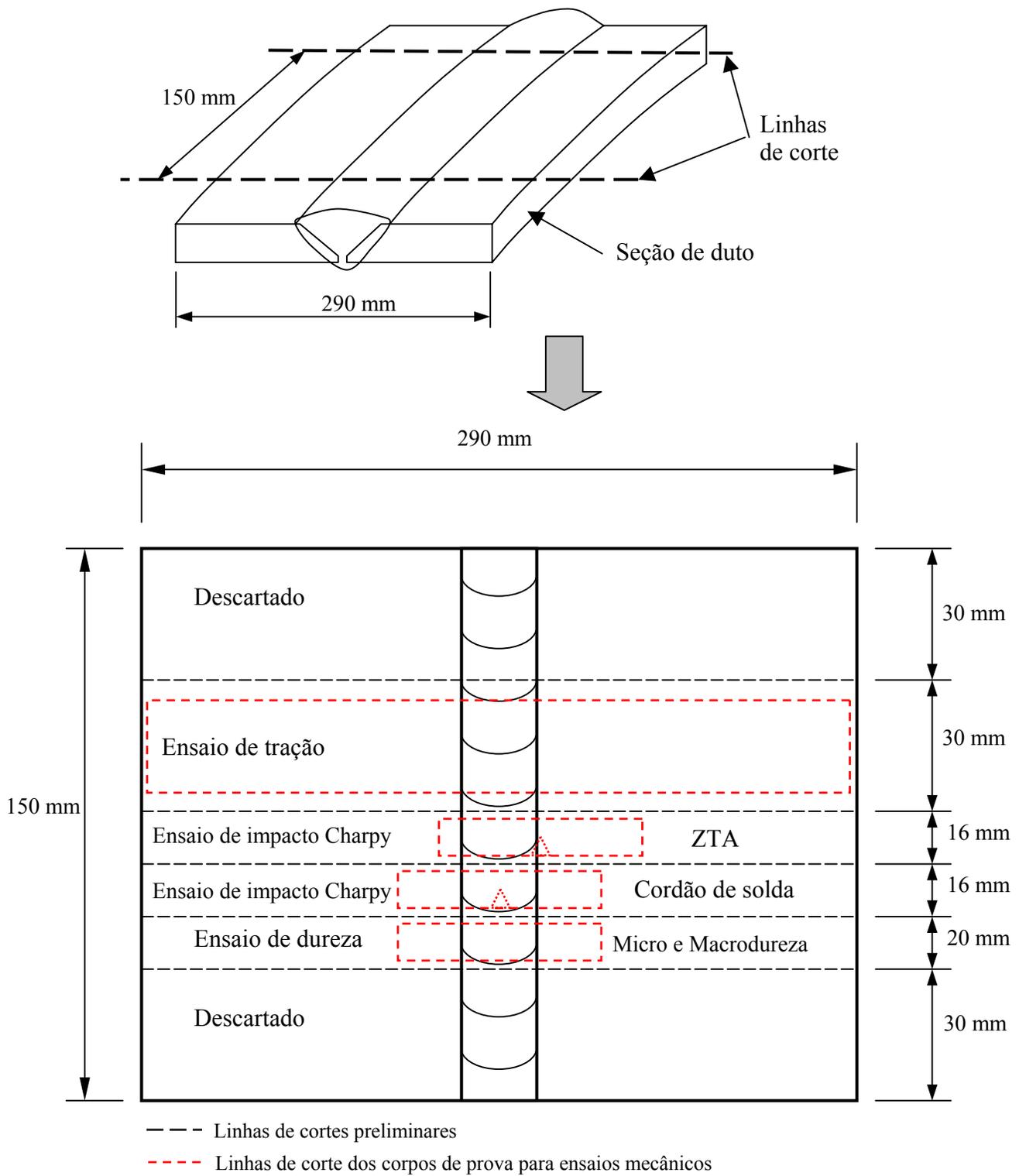


Figura 3.8: Localização dos corpos de prova para ensaios mecânicos (sem escala)

- Corpos de prova para ensaio de tração:

Depois do corte preliminar, os corpos de prova foram usinados por retifica nas suas faces laterais para garantir paralelismo e uniformidade da área. As dimensões para obtenção dos corpos de prova para o ensaio de tração, mesmo que o método para execução e o critério de aceitação do ensaio, foram determinadas pela norma API 1104 (1999), item 5.6.2 *Tensile-Strength Test*. Os requisitos de valores mínimos para validação do ensaio de tração encontram-se na norma API 5L (2000), tabela 3B – *Tensile Requirements for PSL 2*.

Os ensaios de tração das juntas soldadas foram realizados no Centro de Tecnologia da Unicamp. Foi usado uma máquina modelo MOHR & FEDERHAFF com capacidade máxima de 40 toneladas.

- Corpos de prova para o ensaio de impacto Charpy:

Para determinar as dimensões e tolerâncias dos corpos de prova para o ensaio de impacto Charpy, foi utilizada a norma ASTM E-23 (1999). Primeramente, o corpo de prova obtido da junta foi cortado com um comprimento de aproximadamente 90 mm, posteriormente foi usinado nas quatro faces até obter as dimensões especificadas de 10 x 10 mm. A localização do entalhe para os ensaios na ZTA e no CS foi determinada por meio de ataque macrográfico para identificação das zonas, seguindo as recomendações da norma AWS D1.1 (2000, p. 237). Depois da localização do entalhe, o corpo de prova foi cortado com disco para obter sua dimensão final de comprimento de 55 mm. A figura 3.9 representa onde foram localizados os entalhes.

A máquina empregada para fazer a usinagem dos entalhes foi uma retifica plana universal. O entalhe em V foi realizado utilizando um rebolo de grana 100, dureza “K”, com diâmetro de 220 mm, marca Norton. O perfil do rebolo foi conferido com uma placa padrão com ângulo de 45° e a profundidade foi verificada com relógio comparador centesimal.

As indicações para determinar a temperatura para realizar o ensaio de impacto Charpy aparecem na norma AWS D1.1 (2000, p. 38). Estas indicações descrevem que a temperatura depende do nível mínimo de operação do equipamento e são próprias para cada

projeto. No caso deste estudo, optou-se pelo valor de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ como de caráter comparativo, para submeter às juntas a uma condição crítica com temperaturas abaixo de zero e porque tanto o metal de base quanto os arames foram testados pelo fabricante dos mesmos nesta temperatura.

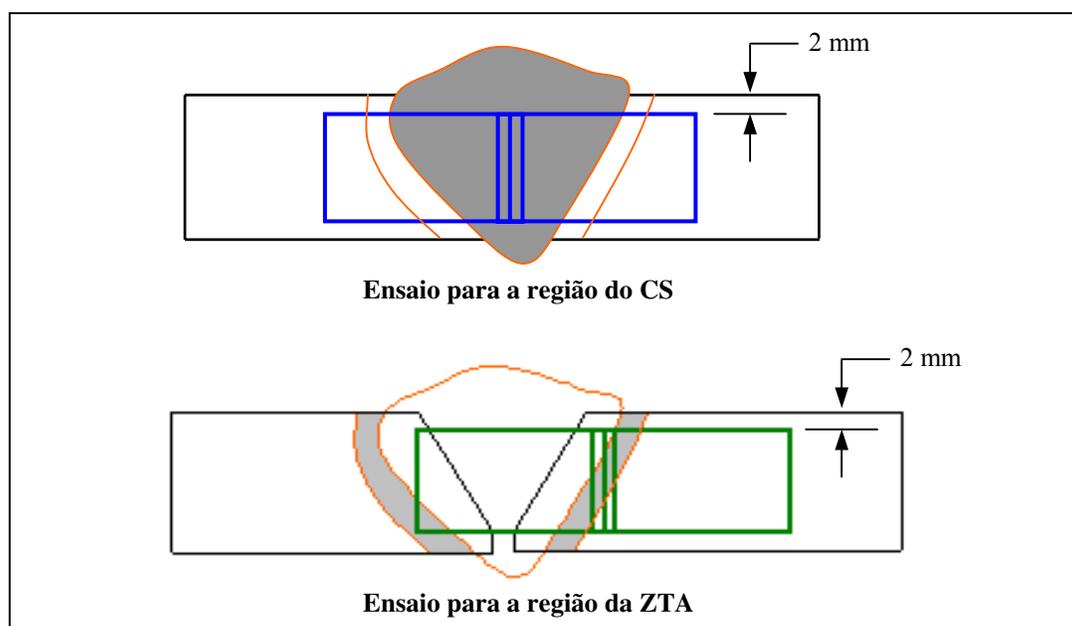


Figura 3.9: Localização do corpo de prova e do entalhe na junta.

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados no laboratório de materiais da USP São Carlos. Para a realização desses ensaios, foi utilizado o equipamento Instron Wolpert PW30 Impact Testing Machines, acoplado a um sistema de microcomputador, com softwares Instron e National para leitura e tratamento de dados. O fluido utilizado para reduzir a temperatura dos corpos de prova até $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ foi nitrogênio líquido.

- Corpos de prova para o ensaio de dureza:

A preparação dos corpos de prova para análise de micro e macrodureza seguiu as recomendações da norma ASTM-E3 (2001). Primeiramente, as amostras foram obtidas cortando-as da junta soldada (Figura 3.8). Posteriormente estes corpos foram submetidos a corte com disco para obter um tamanho de amostra com comprimento de 40 mm e largura de 15 mm. A espessura não foi alterada por ser sobre esta face que foram feitas as

medições. Após obter a amostra, foram feitos lixamentos nas faces com granulometrias apropriadas na seqüência de 100, 220, 320, 400, 600, 800 e 1200. Em cada corpo de prova foi feito um ataque macrográfico para revelar a região dos passes ou cordão de solda (CS) e da zona afetada pelo calor (ZTA). O ataque químico foi realizado por imersão com reagente Nital 4% durante 30 segundos.

Na região do CS foram feitas medições dentro da área demarcada para cada passe. Foram feitas seis medições de forma aleatória, totalizando 36 medições nos seis passes, válidas para cada condição do estudo. Na região da ZTA foram feitas 18 medições de forma aleatória. No metal base foram feitas quatro medições por amostra. A macrografia da Figura 3.10 apresenta o aspecto típico das regiões da junta onde foram feitas as medições de dureza.

Para evitar a interferência de um tipo de medição de dureza no outro, primeiramente foram feitas as medições de microdureza, seguido de lixamento para apagar as marcas, e depois as medições de macrodureza.

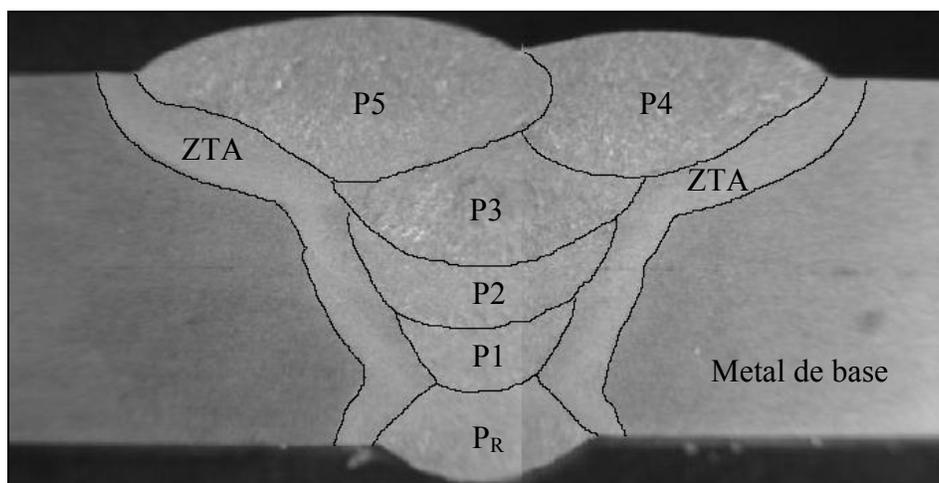


Figura 3.10. Identificação das regiões para medição de micro e macrodureza na junta soldada.

Para medir a microdureza foi utilizado um microdurômetro, marca BUEHLER, digital, com carga de 500 gf, preparado para medir microdureza Vickers e equipado com penetrador piramidal

de diamante com base quadrada, conforme previsto pela norma ASTM-E 384 (1999). O tempo de permanência da carga foi de 15 segundos para cada medição.

Para medir a macrodureza foi utilizado um medidor de dureza Vickers/Brinell, modelo HPD250, marca HECKERT-WPM, análogo, com diâmetro de esfera de 2,5 mm e 62,5 Kgf de carga. O tempo de permanência da carga foi de 15 segundos para cada medição.

Medições foram feitas para cada passe da junta considerando que os mesmos apresentam características metalúrgicas diferentes entre eles. Cálculos preliminares determinaram que um número total de 6 medições por passe era suficiente. As medições foram feitas em duas amostras ou réplicas da mesma condição. Para as medições realizadas nos ensaios de macrodureza, foram feitas as mesmas considerações do que nas medições de microdureza, com a diferença de que o medidor é análogo o que levou a fazer um cálculo manual do desvio padrão, chegando ao mesmo resultado de 6 medições por cordão de solda.

No caso das medições de dureza na região do CS, a verificação do tamanho da amostra foi feita utilizando a distribuição *t* de *Student*, já que o número de amostras foi menor de 20 ($n < 20$). Como a distribuição *t* depende do tamanho da amostra (*n*), o valor de *t* pode ser usado para estimar *n*, de forma a obter uma estimativa da média da amostra para uma dada confiança. Então, o tamanho da amostra pode ser determinado segundo a equação 3.3

$$n = t \left(\frac{S}{\delta} \right)^2 \quad (3.3)$$

Onde: S – Desvio padrão da amostragem,

δ – Comprimento do intervalo de confiança [Precisão(α) x Média (μ)]

Os resultados das verificações do número de amostras podem ser encontrados acompanhando as análises estatísticas dos anexos 1 e 2.

Capítulo 4

Resultados e Discussões

Neste capítulo são apresentados, analisados e discutidos os resultados obtidos durante o desenvolvimento experimental. Inicialmente, são abordados os testes de soldagem em chapas e, posteriormente, os testes de soldagem nos dutos. Os efeitos da variável de influência (temperatura de preaquecimento em três níveis) sobre as variáveis de resposta (propriedades mecânicas: dureza, resistência à tração e tenacidade) são avaliados em função dos ensaios mecânicos realizados.

Também, são apresentados neste capítulo a obtenção das temperaturas de preaquecimento adotadas e os respectivos ciclos térmicos para as diferentes condições de soldagem aplicadas.

4.1 Testes em chapas

Uma das principais dificuldades encontradas neste estudo, envolvendo a soldagem do aço API 5L-X80 com arames tubulares, foi o reduzido conhecimento e a escassa literatura disponível sobre a soldagem e as propriedades mecânicas das juntas soldadas. Considerando as informações disponíveis e para facilitar a análise do comportamento dos arames tubulares, decidiu-se iniciar os experimentos em chapas de aço API X70. Essa análise foi feita objetivando a otimização das condições de soldagem do passe de raiz e a determinação do tipo de chanfro, antes de iniciar a soldagem dos dutos propriamente dita.

Os testes iniciais de soldagem foram executados em chapas de aço API 5L X70, descritas no item 3.1.1, e à temperatura ambiente. As outras duas temperaturas de preaquecimento não foram testadas inicialmente nas chapas, porque ocasionavam uma grande influência na penetração e no tamanho da poça de fusão. Isso provavelmente se deve ao fato de os corpos de prova serem de dimensões reduzidas e acumular praticamente todo o calor produzido durante a soldagem.

Inicialmente, procurou-se definir a junta, que é determinada pelo seu tipo – junta de topo, junta em ângulo – e pelo tipo de chanfro. Este último é determinado em função do processo de soldagem, espessura das peças e facilidade de acesso à região soldada. As dimensões básicas para definir o tipo de chanfro são: altura do nariz, abertura da raiz e ângulo do chanfro (AWS D1.1, 2000).

Sobre este aspecto, a norma API 1104 (1999), no seu item 5.3.2.4 *Joint Design*, não especifica qual tipo de junta utilizar. Faculta essa tarefa ao usuário, desde que sejam cumpridos os requisitos de qualidade do projeto. Foi utilizada como referência a especificação do procedimento de soldagem de um fabricante de arames – Hobart Brothers – que utiliza uma junta de topo em V simples, com ângulo total de chanfro de 60°, para realização de soldas em dutos (MARTAWITAWA, 2002).

As dimensões da altura do nariz e abertura da raiz foram definidas considerando a adequada morfologia do passe de raiz, que foi avaliada em função das seguintes características:

- homogeneidade do cordão, determinada por meio de inspeção visual;
- penetração total do passe de raiz;
- estabilidade do arco, determinada pela análise dos oscilogramas obtidos para a tensão e corrente das condições testadas.

Baseado no comportamento de cada arame sobre a penetração axial e a influência da dilatação térmica sobre a abertura da raiz definiu-se as seguintes dimensões para completar a configuração do chanfro: a) na soldagem com arame com proteção auxiliar de gás E71T-1, a abertura de raiz foi de 1,2 mm e a altura do nariz de 1,0 mm; b) para o arame autoprotégido

E71T8-K6 a abertura de raiz foi 1,6 mm e altura de nariz de 2 mm. O desenho da junta para os dois tipos de arame pode ser visto de forma representativa na figura abaixo.

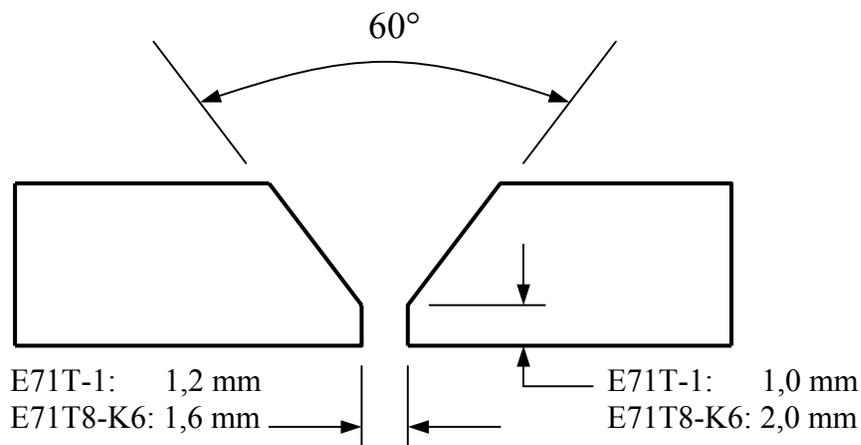


Figura 4.1: Geometria do chanfro definida para a junta de topo em “V” simples.

Como pode ser observado na figura 4.1, a altura do nariz na junta para o arame E71T8-K6 é maior do que o arame E71T-1. Isso se deve ao fato do primeiro arame ter apresentado um poder de penetração axial maior que o segundo. Os valores de abertura de raiz foram ligeiramente diferentes, mas cabe anotar que valores de abertura de raiz maiores aos especificados sempre levaram à instabilidade do arco, ocasionada porque o arame penetrava demais a raiz da junta.

Durante os testes de soldagem foram obtidas diferentes morfologias nos passes de raiz, executados tanto com arame com proteção auxiliar de gás E71T-1, quanto com o arame autoprotetido E71T8-K6. Estas diferenças ocorreram principalmente devido aos seguintes fatores:

- Tipo de Proteção da Poça de Fusão – no arame E71T-1 a proteção é proporcionada principalmente pelo gás de proteção, no arame E71T8-K6 a proteção é proporcionada pela combustão dos elementos de liga contidos no fluxo interno, influenciando na estabilidade do arco gerado. Essa característica foi mencionada por MACHADO (1996, p. 159), quando afirma que na soldagem a arco elétrico com arame tubular, acontecem importantes diferenças operacionais, pelo uso ou não do gás de proteção auxiliar.

- Polaridade da Corrente – no arame E71T-1 foi utilizada corrente contínua eletrodo positivo (CCEP-Polaridade inversa) e no arame E71T8-K6 foi utilizada corrente contínua eletrodo negativo (CCEN-Polaridade direta), sendo que estas características de operação são determinadas pelo fabricante dos arames. O tipo de corrente e sua polaridade afetam a forma e dimensões da poça de fusão, a estabilidade do arco e a transferência de metal de adição. Geralmente, a polaridade direta (CCEN) produz maior penetração, (MARQUES, 1991, p. 163). Este tipo de comportamento foi também observado em nossos experimentos.

Essas diferenças entre os dois tipos de arames foram principalmente notadas na penetração. Isto é, o arame E71T8-K6 apresentou um poder de penetração axial maior que o arame E71T-1. Já o arame E71T-1 apresentou um poder de penetração lateral maior em comparação ao arame E71T8-K6. A característica da penetração axial foi observada também por SILVA (et al., 2003), num estudo comparativo entre arames tubulares, com proteção gasosa e autoprotegido, utilizados em soldas de revestimento de aço inoxidável.

Em testes feitos em dutos da classe API X70, soldados com arame tubular autoprotegido, SANTOS NETO (2003), também observaram um comportamento similar na penetração do arame tubular autoprotegido. Quando modificados os valores de tensão e corrente, e comparadas as dimensões dos cordões de solda (largura, reforço e penetração), o parâmetro que sofreu menor alteração foi a penetração axial. Neste caso, a penetração sempre manteve uma alta porcentagem se comparada a outros parâmetros medidos.

O comportamento do arame E71T8-K6 foi muito susceptível às variações de tensão. Qualquer variação conseguia alterar a estabilidade do arco. Essa observação nos experimentos é compatível com o exposto por MACHADO (1996, p. 160), quando explica que o alto conteúdo no fluxo interno dos arames autoprotegidos de elementos desoxidantes e formadores de nitretos, como alumínio, acarretam pouca tolerância do processo, num intervalo tão pequeno quanto ± 1 V. Assim, a instabilidade causada por pequenas variações da tensão, passa a ser uma característica desse processo, pois esses elementos de liga são necessários para que a porosidade seja prevenida e as propriedades mecânicas desejadas alcançadas.

Nos testes de soldagem em chapas observou-se que a penetração do passe de raiz e a estabilidade do arco foram muito susceptíveis à separação da abertura da raiz, para os dois tipos de arame utilizados. No início da soldagem, o passe de raiz penetrava mostrando arco estável e boa morfologia do cordão. Como consequência da dilatação do material pelo aporte de calor, a abertura de raiz fechava, desestabilizando o arco e ficando o passe de raiz sem penetração. Na soldagem das chapas este comportamento foi considerado como próprio do processo, porque o efeito da dilatação do material, pelo aporte de calor num corpo de prova com dimensões pequenas é maior do que num corpo de prova de grandes dimensões, como é o caso dos dutos.

Depois de ter definido o desenho da junta e sabendo-se de antemão que as condições no duto seriam diferentes pela influência que tem a maior massa de material, achou-se por bem determinar várias condições que fornecessem um grau de liberdade maior na hora de iniciar os testes de soldagem do passe de raiz nos dutos. Os parâmetros de soldagem otimizados nas chapas são apresentados na tabela 4.1 Essas condições de soldagem foram validadas em função da morfologia do passe de raiz, sem fixar qualquer dos parâmetros de soldagem para controle. Nesse aspecto, pode-se notar a faixa de energia de soldagem que vai de 0,9 até 1,5 KJ/mm no arame E71T-1 e de 0,85 até 2,1 KJ/mm no arame E71T8-K6.

Tabela 4.1: Parâmetros de soldagem otimizados nas chapas.

Tipo de arame	Parâmetros de soldagem					
	Va (m/min)	Vs (mm/min)	Tensão (V)	Corrente (A)	DBCP (mm)	Energia de soldagem (KJ/mm)
E71T-1	3,5	250	21,0	170	19	0,90
	3,5	250	23,0	184	19	1,00
	4,0	250	23,0	208	19	1,15
	4,0	200	25,0	202	19	1,50
E71T8-K6	2,0	200	21,0	135	25	0,85
	2,5	200	20,0	185	20	1,10
	3,5	200	25,0	248	20	1,85
	4,5	200	25,0	284	25	2,10

4.2 Testes em dutos

Com as condições definidas pelos testes nas chapas (junta e parâmetros de soldagem para o passe de raiz), procedeu-se à realização dos testes nos dutos, objetivando o total preenchimento do chanfro e a obtenção das melhores condições de soldagem.

As condições apresentadas na tabela 4.1 foram aplicadas para conseguir penetração total do passe de raiz desde o exterior do duto. Observou-se que, apesar da montagem robusta e do volume de material nos dutos serem maiores do que nas chapas, a dilatação continuou afetando significativamente a abertura de raiz do chanfro. Esse comportamento do passe de raiz e o efeito da dilatação térmica sobre a abertura da raiz do chanfro podem ser observados na Figura 4.2. Nela vimos como, no início, a aplicação do cordão conseguiu penetração de raiz nos primeiros 35 mm, e em seguida a abertura diminuiu, resultando em falta de penetração no restante da junta. Tal comportamento foi observado em todas as condições do experimento.

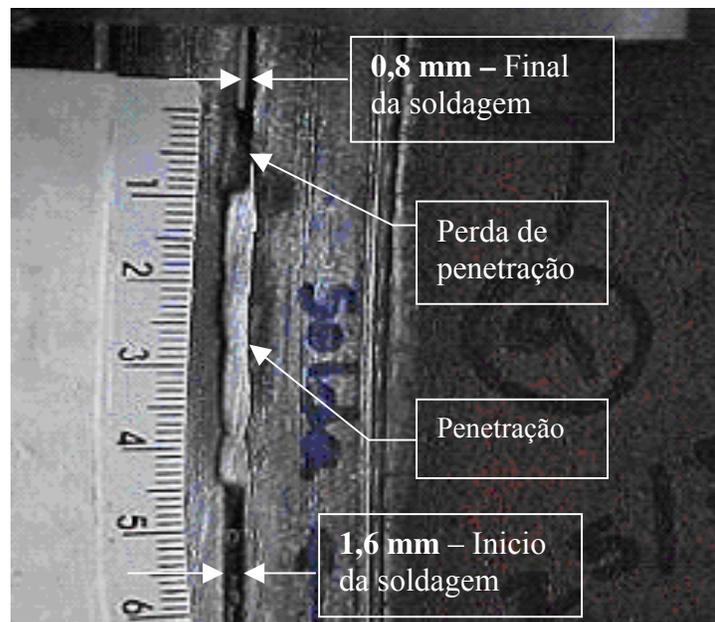


Figura 4.2: Efeito da dilatação térmica na abertura de raiz

A dilatação térmica do material é um fenômeno inerente ao processo de soldagem. Para tentar minimizar o efeito da dilatação, foram realizados testes mudando a posição de soldagem para aplicar o passe de raiz desde o interior do duto, como representado na Figura 4.3. Nessa técnica usou-se a mesma montagem para permitir a rotação do duto e aplicação do passe de raiz na posição plana (1G), tal como aparece descrito no item 3.7.

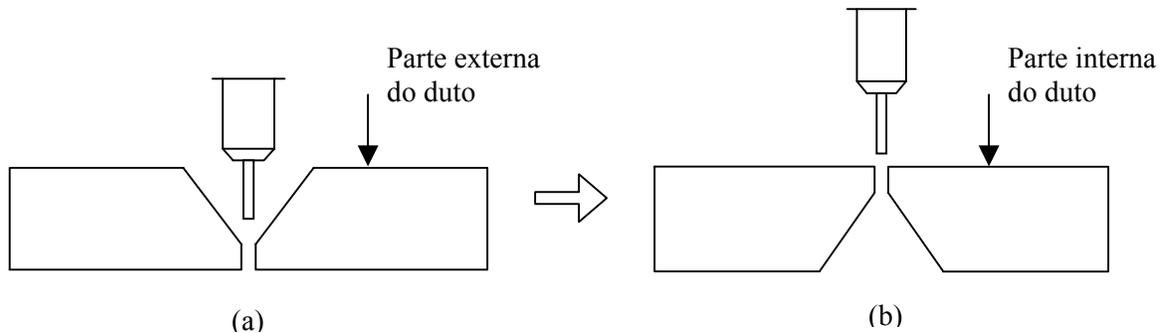


Figura 4.3: Posição para aplicação do passe de raiz: a) parte externa do duto, b) parte interna do duto.

Os testes realizados com o passe de raiz (P_R), aplicado no interior do duto, foram satisfatórios, ou seja, a penetração e estabilidade do arco não foram influenciadas pela diminuição da abertura da raiz durante a aplicação do passe. Esse comportamento foi observado em todas as condições do experimento. Na Figura 4.4 pode ser observada a completa penetração do passe de raiz e uma boa morfologia do cordão na parte interna do duto.

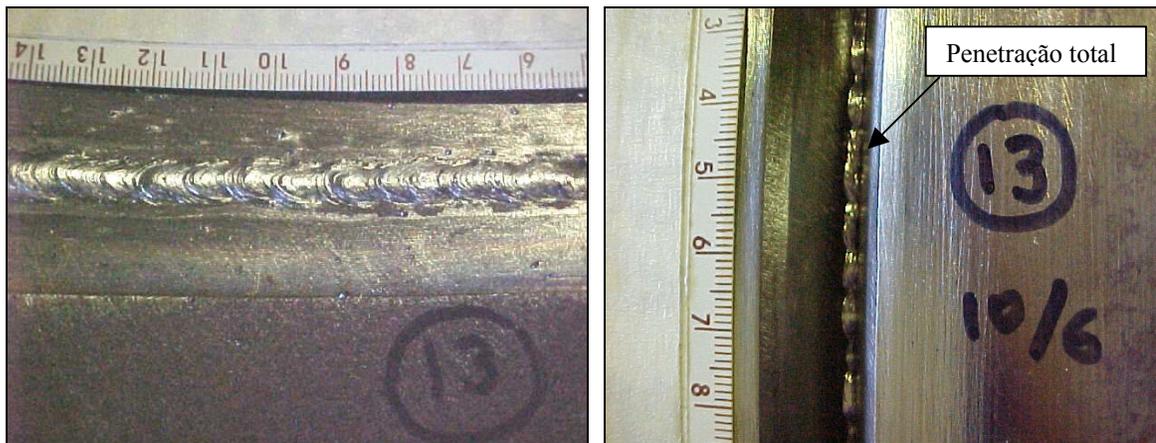


Figura 4.4: Penetração do passe de raiz quando aplicado desde o interior do duto.

Uma vez comprovada a eficácia da aplicação do passe de raiz (P_R) no interior do duto e depois de ter otimizado os parâmetros a serem aplicados no mesmo, uma série de testes preliminares foi executada objetivando o número total de passes para preenchimento da junta e otimização dos parâmetros de soldagem desses passes. Os parâmetros de soldagem foram obtidos em função da aplicação de cordões com arco estável como mostrado nos oscilogramas da Figura 4.5; fácil remoção da escória (Figura 4.6); homogeneidade do cordão (Figura 4.7) e maior similaridade possível na energia de soldagem.

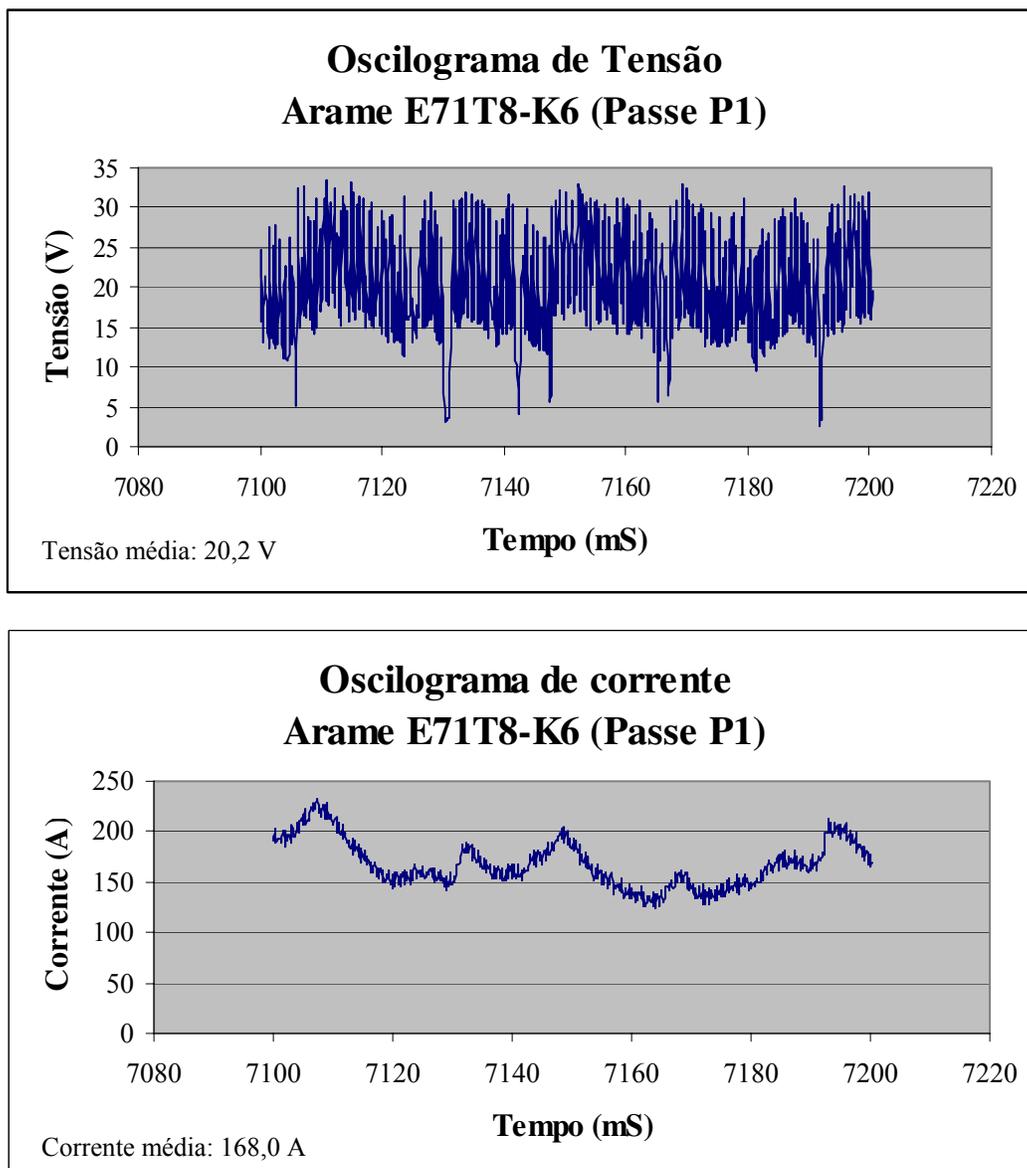


Figura 4.5: Oscilogramas típicos de tensão e corrente para soldagem dos dutos

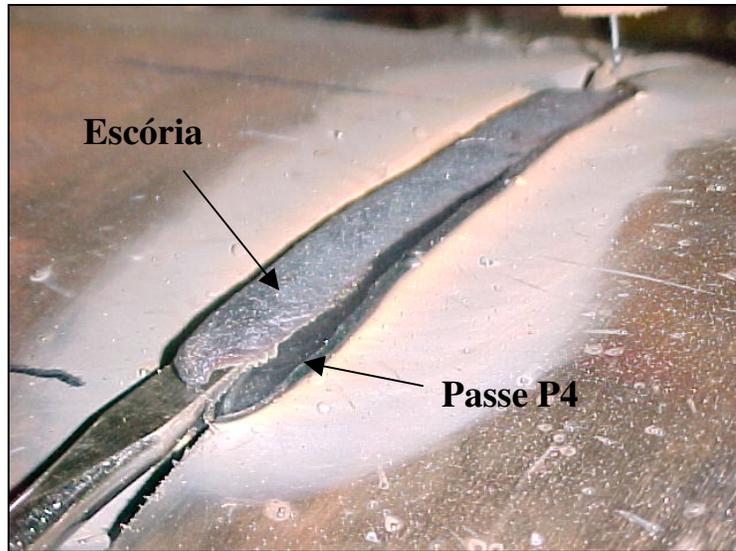


Figura 4.6: Comportamento típico de fácil remoção da escória.



Figura 4.7: Homogeneidade típica para os cordões de solda.

A seqüência de aplicação dos passes e o total preenchimento da junta podem ser observados na Figura 4.8. Para cada junta soldada foram realizados seis passes ou cordões de solda da seguinte forma: um primeiro passe, ou passe de raiz (P_R), na parte interna do duto e cinco passes de enchimento na parte externa (P_1 , P_2 , P_3 , P_4 , P_5). Da mesma forma que aconteceu na soldagem das chapas, durante os testes de soldagem nos dutos foram encontradas diferentes condições de soldagem apresentando ótimo desempenho, porém foram escolhidas as condições que apresentaram maior similaridade em termos de energia de soldagem.

Os parâmetros finais do processo de soldagem utilizados para as juntas com os dois tipos de arame e três diferentes temperaturas de preaquecimento – Temperatura Ambiente (Tamb), 100 °C (T100) e 160 °C (T160) – são apresentados nas tabelas 4.2 e 4.3.

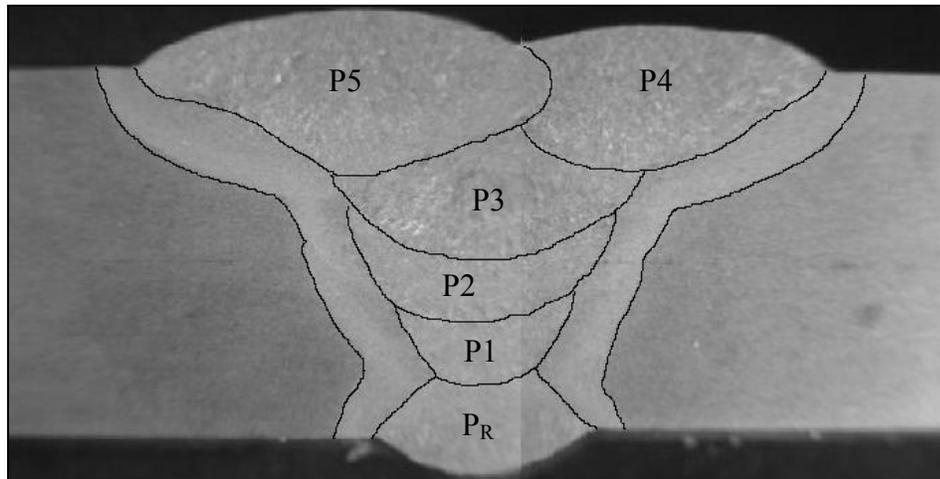


Figura 4.8: Seqüência de passes de solda numa junta típica. Arame E71T-1

Tabela 4.2: Parâmetros de soldagem para o arame E71T-1.

Condições de Soldagem	Temperaturas de preaquecimento			
	Tamb	T100 e T160	Tamb, T100 e T160	Tamb, T100 e T160
	P _R	P _R	P1	P2, P3, P4, P5
I (A)	185	130	185	220
U (V)	25	24	25	26
V _S (mm/min)	260	260	260	230
V _a (m/min)	3,5	2,5	3,5	4,5
DBCP (mm)	19	19	19	19
E _S (kJ/mm)	1,1	0,7	1,1	1,5

Tabela 4.3: Parâmetros de soldagem para o arame E71T8-K6.

Condições de Soldagem	Temperaturas de preaquecimento		
	Tamb, T100 e T160		
	P _R	P1	P2, P3, P4, P5
I (A)	110	170	230
U (V)	19	20	21
V _S (mm/min)	230	190	190
V _a (m/min)	1,5	2,5	3,5
DBCP (mm)	25	25	25
E _S (kJ/mm)	0,6	1,1	1,5

Como pode ser observado na tabela 4.2, os passes de raiz (P_R) aplicados com o arame E71T-1 nas temperaturas de preaquecimento (100 e 160 °C), foram realizados com energia de soldagem menor do que o passe de raiz executado a temperatura ambiente. Devido ao maior valor de energia resultante na poça de fusão, como consequência do preaquecimento do material, a aplicação de passes com valores de energia de soldagem acima de 0,7 KJ/mm ocasionavam uma excessiva penetração na raiz da junta. As soldas do P_R realizadas a temperatura ambiente com condições de energia de soldagem abaixo de 1,1 KJ/mm, não garantiam penetração total do passe. Por essa razão, para que fosse mantida a uniformidade na penetração, foi necessária a diminuição da energia de soldagem nos passes de raiz, aplicados com temperatura de preaquecimento.

Embora o valor da energia de soldagem dos passes de raiz (P_R) aplicados com temperatura de preaquecimento, tenha que ter sido diminuído, aproximadamente em 40%, essa situação não foi considerada como de influência para a análise das propriedades mecânicas. Parte do material do P_R foi retirada pela limpeza efetuada, como descrito no item 3.7.1. Essa parte retirada foi preenchida com a aplicação do primeiro passe de enchimento (P1).

Continuando com a análise da tabela 4.2, vimos que, pela necessidade de aumentar a massa na raiz do chanfro, o primeiro passe de enchimento (P1) foi realizado com energia de soldagem menor que os demais passes de enchimento (P2, P3, P4 e P5). Isso aconteceu porque nos testes experimentais observou-se que, quando o passe P1 era aplicado com energia de soldagem maior que 1,1 KJ/mm, pelo efeito da temperatura de preaquecimento, a poça de fusão aumentava, ocasionando um excesso de penetração sobre o passe P_R . Independente da temperatura de preaquecimento do material, o passe P1 foi depositado com o mesmo valor de energia de soldagem (1,1 kJ/mm). Já os passes de enchimento P2, P3, P4 e P5 foram aplicados com energia de soldagem maior (1,5 KJ/mm), para se conseguir o total enchimento do chanfro.

Na tabela 4.3 pode ser observado que, na soldagem com o arame E71T8-K6, os passes de raiz foram executados com a mesma energia de soldagem (0,6 kJ/mm), independentemente do preaquecimento; este valor foi menor do que no arame E71T-1, porque o arame autoprottegido apresentou um maior poder de penetração axial do que o arame com proteção auxiliar de gás. Esse comportamento já havia sido observado na soldagem das chapas, e comentado no item 4.1.

Ainda na tabela 4.3 se observa que o primeiro passe de enchimento (P1) foi executado com energia de soldagem de 1,1 kJ/mm para todas as condições de temperatura, pelas mesmas razões consideradas na soldagem com o arame E71T-1. No arame E71T8-K6, esse valor foi selecionado para manter um valor de energia de soldagem similar ao utilizado na soldagem com o arame E71T-1. Os demais passes de enchimento P2, P3, P4 e P5 aplicados com o arame E71T8-K6 foram executados com energia de soldagem de 1,5 kJ/mm, novamente para conseguir o total enchimento do chanfro e para manter as mesmas energias de soldagem utilizadas nos dois tipos de arames e entre passes.

Comparando os valores apresentados nas tabelas 4.2 e 4.3, observa-se que os parâmetros de soldagem utilizados para calcular a energia de soldagem (I , U , V_s) tiveram valores diferentes, tanto para o arame E71T-1, quanto para o arame E71T8-K6. Isso ocorre devido, principalmente, às diferenças de comportamento entre os arames, decorrentes do tipo de proteção e polaridade da corrente utilizadas, como foi mencionado com mais detalhe no item 4.1.

Os valores de energia de soldagem apresentados nas tabelas 4.2 e 4.3 foram mantidos o mais próximos possível para evitar a influência dessa variável nas propriedades mecânicas da junta soldada, podendo desta forma considerar unicamente o estudo da influência da temperatura de preaquecimento para cada arame tubular, como mencionado no capítulo dois.

Ao comparar as tabelas 4.2 e 4.3, pode ser visto que o valor da DBCP no arame autoprotetido (E71T8-K6), de 25 mm, foi maior do que no arame com proteção auxiliar de gás (E71T-1), que utilizou 19 mm. Essa relação está conforme o afirmado por MACHADO (1996, p. 166), que recomenda uma extensão entre 20 e 40 mm para os arames com proteção auxiliar de gás, enquanto que para os arames autoprotetidos a mesma pode ser de 20 a 90 mm, tendendo a ser maior do que nos arames com proteção auxiliar de gás. Esse comportamento já tinha sido observado nos testes nas chapas, com os parâmetros apresentados na tabela 4.1.

Num recente trabalho, CASTELLO BRANCO et al. (2003), apresenta a caracterização e qualificação de um procedimento de soldagem circunferencial com o processo eletrodo revestido (SMAW) para aços da classe API 5L-X80. As condições de espessura do duto e tipo de junta de

topo em “V” são idênticas às descritas neste trabalho. Para a soldagem SMAW, o autor descreve um processo com 11 passes para lograr o preenchimento da junta. Como foi mostrado na Figura 4.8, e apresentado no estudo de COOPER, SILVA E TREVISAN (2003), com o processo FCAW foram utilizados seis passes. Isto evidencia uma das vantagens do processo com arame tubular quando comparado com o processo por eletrodo revestido.

O anterior está em conformidade com o exposto por MACHADO (1996), e apresentado no item 2.2.1. O autor diz que o processo de soldagem por arame tubular apresenta uma taxa de deposição elevada, e que quando comparado com o eletrodo revestido, a mesma é perto de duas vezes maior na posição vertical e seis vezes na horizontal.

4.3 Cálculo da temperatura de preaquecimento/interpasse e ciclos térmicos

Segundo DAVIDSON (1995, p. 40), os dois parâmetros mais importantes num processo de soldagem são a temperatura de preaquecimento e a energia de soldagem. Como já vimos, a energia de soldagem foi mantida o mais semelhante possível em todas as condições para diminuir sua ação como variável de influência do processo.

O cálculo das temperaturas de preaquecimento, também utilizadas como temperaturas de interpasse, foi realizado para analisar o comportamento das propriedades mecânicas de juntas de tubos de aço API 5L-X80, soldados com diferentes arames tubulares, utilizando essa variável em diferentes níveis. Esse cálculo foi baseado na informação disponível na literatura, considerando também as metodologias utilizadas na prática, para a soldagem de dutos de aço ARBL.

O monitoramento dos ciclos térmicos foi realizado objetivando o controle das temperaturas de preaquecimento para todas as condições do experimento e para comprovar que houve mudanças de temperatura nas regiões da junta (CS e ZTA), ocasionadas pelos níveis de temperatura de preaquecimento utilizados.

4.3.1 Cálculo da temperatura de preaquecimento

No que se refere aos ARBL para dutos, a norma API 5L determina que para aços com conteúdo de carbono menor ou igual a 0,12%, como o desse estudo, para calcular a temperatura de preaquecimento (Equação 4.1) deve ser usada a fórmula de Ito e Bessyo, detalhada em JONES & LUO (1990, p. 310), que utiliza o parâmetro de trincamento do metal de solda (P_{cm}).

A equação 4.1 é função do valor de P_w , que por sua vez é função do P_{cm} (Equação 2.2), do hidrogênio difusível (H) e da espessura (s) da chapa (Equação 4.2). Estes autores encontraram uma relação direta da necessidade e do valor da temperatura de preaquecimento, baseada na espessura da chapa, no carbono equivalente (P_{cm}) e na quantidade de hidrogênio difusível do eletrodo.

$$T_{pa} = 1440P_w - 392^{\circ}C \quad (4.1)$$

$$P_w = P_{cm} + \frac{H}{60} + \frac{K}{40000} \quad (4.2)$$

$$K = 66 \times s \quad (4.3)$$

Utilizando o parâmetro P_{cm} , para as condições específicas desse trabalho, isto é: composição química do metal de base, espessura do duto e conteúdo de hidrogênio difusível no metal de adição, o cálculo da temperatura de preaquecimento foi de $-35,3^{\circ}C$. Esse valor de temperatura é muito baixo e pode demonstrar que, para as características do aço API 5L-X80 soldado com os arames tubulares definidos, não é necessária a utilização de temperatura de preaquecimento.

Existem vários métodos para calcular a temperatura de preaquecimento de uma junta (ver item 2.3). Para o aço API 5L-X80 o método sugerido pela norma API 5L (2000, p. 8) fornece um valor que não é usado na prática, como já foi visto no parágrafo anterior, causando divergência sobre qual método é mais adequado. Foram essas divergências, entre os valores calculados e

utilizados na prática e os diversos métodos para calcular a temperatura de preaquecimento, um dos fatores determinantes para o estudo da influência da temperatura de preaquecimento na junta soldada.

Na definição das temperaturas de preaquecimento utilizadas nos ensaios deste trabalho foi considerado o estudo de YURIOKA (2002), mostrado na Figura 2.3 e descrito com mais detalhe no item 2.3. Os arames tubulares utilizados nos ensaios possuem hidrogênio difusível entre 5 e 10 ml/100g, como consta na informação fornecida pelo fabricante dos mesmos. Assim, foram determinadas as seguintes temperaturas:

- Temperatura ambiente (T_{amb}) – definida considerando o método CE_N , como a recomendada para este tipo de aço. No caso das condições ambientais desse trabalho, essa temperatura esteve numa faixa de 18 até 25 °C.
- Temperatura de 100 °C (T_{100}) – correspondente ao método BS 5135, que é o mais conservador dos quatro métodos, e fornece o valor mais alto dos apresentados no estudo de YURIOKA (2002).
- Temperatura de 160 °C (T_{160}) – definida atendendo a uma recomendação de um fabricante de arames (*Hobart Brothers*), seguindo procedimentos de soldagem de dutos no campo (MARTAWIBAWA, 2002).

4.3.2 Controle da temperatura de preaquecimento e ciclos térmicos

O monitoramento e controle das temperaturas de preaquecimento foram realizados conforme especificação (item 3.6). As temperaturas de pico alcançadas e os tempos de resfriamento são apresentados na tabela 4.8. Esses resultados são baseados nos resultados dos ciclos térmicos para os três níveis de temperatura de preaquecimento. Durante o processo de soldagem, os valores da temperatura de interpasse foram os mesmos utilizados para a temperatura de preaquecimento, em todas as condições do experimento.

Tabela 4.4: Valores obtidos nos ciclos térmicos.

Temperatura de preaquecimento (°C)	Temperatura de pico (°C)	Tempo de resfriamento [650 – 400 °C] (s)	Taxa de resfriamento (°C/s)
18 – 25	650	24	10,4
100	790	29	8,6
160	1100	36	6,9

Como pode ser observado na tabela anterior, as temperaturas de pico e os tempos de resfriamento aumentaram com o incremento da temperatura de preaquecimento. Este comportamento mostra a ação da temperatura de preaquecimento, utilizada em vários níveis. Esse tipo de comportamento também foi observado por TREVISAN et al. (2002) e está conforme o especificado pela literatura.

Os valores do tempo de resfriamento aparecem indicados entre 650 até 400 °C. Isso ocorreu porque, com as duas temperaturas de preaquecimento, ambiente e 100 °C, os pontos onde os ciclos térmicos foram obtidos experimentalmente, não conseguiram registrar temperaturas acima de 800 °C. No caso da temperatura de preaquecimento de 160 °C, o aumento da energia do sistema ocasionou uma poça de fusão maior, conseqüentemente uma maior penetração lateral, conseguindo que o termopar registrasse o ciclo térmico com temperaturas acima de 800 °C.

A localização representativa do termopar, obtida experimentalmente para todas as condições, é apresentada na figura 4.9. Pode ser observado nesta figura o furo realizado para inserir o termopar e que o mesmo ficou localizado dentro da ZTA.

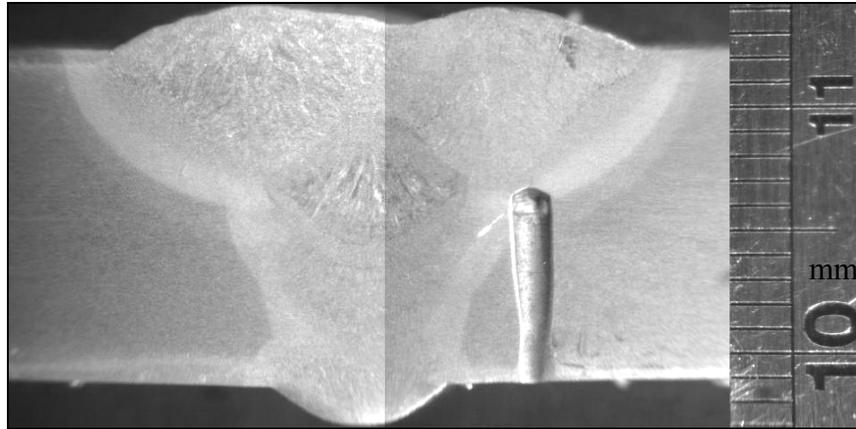


Figura 4.9: Localização típica do furo onde foi inserido o termopar.

Os ciclos térmicos representativos, obtidos pela ação da temperatura de preaquecimento e os passes de solda são apresentados no gráfico da Figura 4.10. Pode ser observado que cada temperatura de pico corresponde à aplicação de cada passe de solda, como representado na Figura 4.8, e as temperaturas de interpasse foram similares à temperatura inicial de preaquecimento. Pode ser observado também que a temperatura de pico do passe P3 registrou o valor mais alto de todas por ter ficado mais próxima do termopar

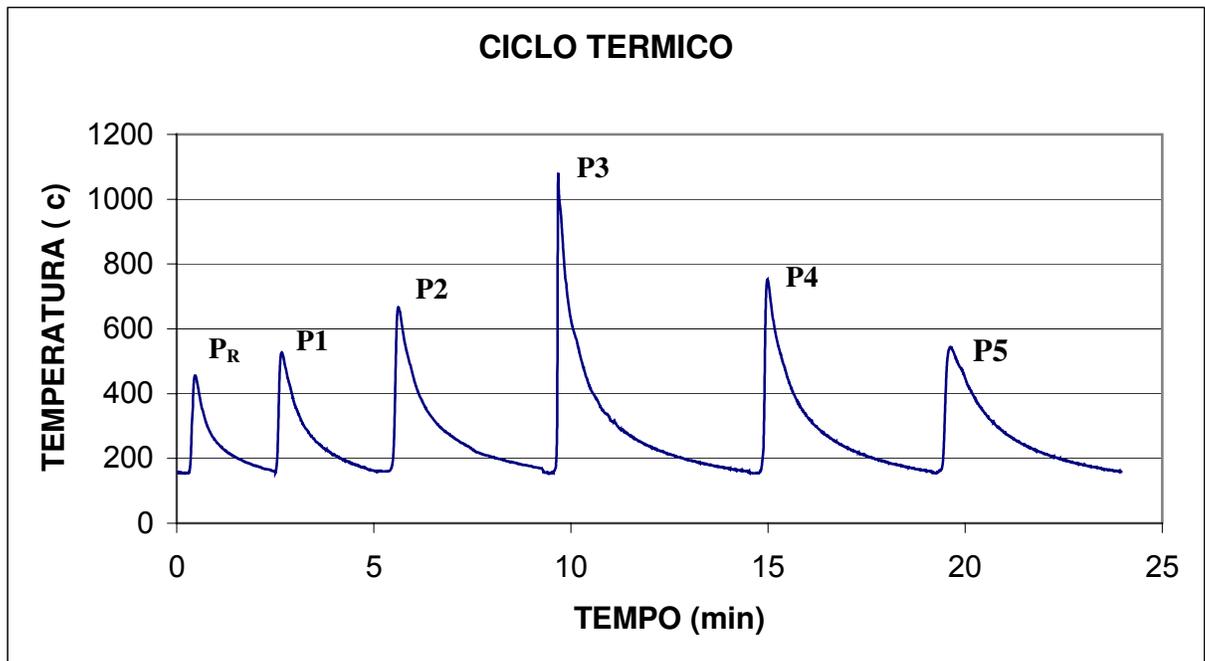


Figura 4.10: Ciclo térmico gerado pela temperatura de preaquecimento a 160 °C.

4.4 Resultados dos ensaios de tração

Os ensaios de tração foram feitos objetivando a obtenção de dados que possibilitassem analisar a influência da temperatura de preaquecimento sobre o comportamento da junta soldada quando submetida ao esforço de tração. O procedimento para realização dos ensaios de tração foi realizado como especificado no item 3.8. As propriedades consideradas de interesse para análise deste trabalho são definidas pela norma API 5L (2000) para especificação do material. São elas: limite de resistência (L_R), limite de escoamento (L_E) e alongamento total dos corpos de prova (ϵ). Para efeito de análise dos resultados, cada uma delas será apresentada individualmente. Os resultados dessas propriedades mecânicas são apresentados nas tabelas 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8.

Os resultados do limite de resistência e limite de escoamento foram avaliados em termos dos requisitos especificados pela norma API 5L (2000), para análise de comportamento do material. Para validação dos ensaios de tração, foi utilizada a norma API 1104 (1999). Estes requisitos são considerados suficientes para analisar essas duas propriedades, porque a região que apresentou o comportamento crítico, como será visto posteriormente, foi o metal de base (MB) e não a junta soldada (CS e ZTA), que demonstrou ter maior resistência.

Para análise e validação dos resultados de alongamento total dos corpos de prova foram utilizados os requisitos da norma API 5L e os dados fornecidos pelo fabricante do duto. Nesse caso, foi considerada a influência que a junta soldada tem sobre esta propriedade.

A Figura 4.11 apresenta a macrografia representativa dos corpos de prova depois de serem submetidos ao ensaio de tração. Nela podem ser observados as regiões da junta (CS e ZTA) e o MB. Todos os corpos de prova ensaiados tiveram o mesmo comportamento, ou seja, a fratura ocorreu sempre no metal de base. Dessa forma, todos os valores obtidos no ensaio de tração são atribuídos ao metal de base, que foi a região onde se apresentou o fenômeno da estrição ou diminuição da seção do corpo de prova.

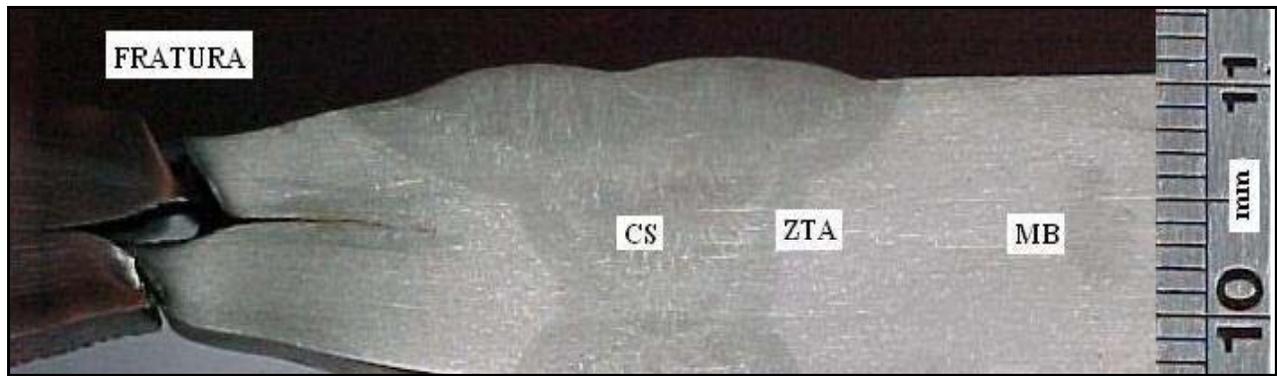


Figura 4.11: Macrografia típica de um corpo de prova submetido ao ensaio de tração

A região da fratura formou um pescoço na região do MB (figura 4.11) que caracteriza a estrição. Esse tipo de fratura é conhecida por taça e cone e é típico de metais dúcteis policristalinos. O comportamento dúctil foi confirmado por meio da fractografia (figura 4.12), que foi tomada na superfície de fratura do corpo de prova ensaiado, utilizando Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Observou-se que o micromecanismo de fratura predominante foi do tipo alveolar ou *dimples*. Esse comportamento foi comum em todos os corpos de prova ensaiados.

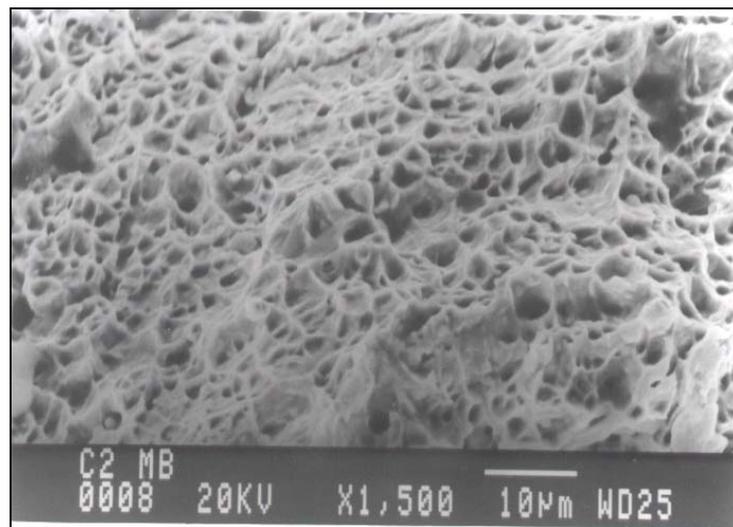


Figura 4.12: Fractografia (MEV) do aspecto da fratura dúctil dos corpos de prova ensaiados por tração.

Como todos os corpos de prova romperam no metal de base, decidiu-se fazer mais quatro ensaios só ao metal de base (tubo), utilizando a mesma máquina de tração e o mesmo

procedimento, como especificado no item 3.8. Os resultados desses novos ensaios são apresentados na tabela 4.5. Eles foram realizados para comparar seus resultados com os apresentados na tabela 3.1, correspondente aos dados fornecidos pelo fabricante do duto, e com as tabelas 4.6, 4.7 e 4.8, correspondentes aos ensaios realizados nos corpos de prova das juntas.

Tabela 4.5: Ensaio de tração para o metal de base. Tubo de aço API 5L X80.

Corpo de prova	Limite de escoamento L_E (MPa)	Limite de resistência L_R (MPa)	Alongamento ϵ (%)
1	551	643	38
2	552	636	38
3	560	630	35
4	535	629	38
Média	550 (79.750 psi)	635 (92.075 psi)	37

Analisando os dados da tabela 4.5, pode ser observado que todos os valores de limite de resistência estão acima do mínimo 621 MPa (90.000 psi) requerido pela norma API 5L para o aço API 5L X80. Igual acontece com os valores de alongamento, os quais são muito próximos dos valores fornecidos pelo fabricante do duto, apresentados na tabela 3.1. Já os valores de limite de escoamento apresentaram 50% dos resultados inferiores ao valor mínimo 552 MPa (80.000 psi). Essa perda no valor de limite de escoamento será discutida no item 4.4.2.

Como foi mencionado no item 3.1, os dois arames tubulares utilizados possuem suas propriedades mecânicas de limite de resistência e escoamento diferentes que o metal de base, sendo utilizados na condição conhecida como *undermatched*. Essa condição e a influencia nos resultados serão analisados nos itens seguintes comparando os valores de limite de resistência e escoamento da tabela 3.2, correspondente às propriedades mecânicas dos arames tubulares, com os resultados das tabelas 4.5, 4.6, 4.7, correspondentes aos limites de resistência e de escoamento dos corpos de prova ensaiados.

4.4.1 Limite de resistência (L_R)

A norma API 5L (2000, p. 38), especifica que o valor de limite de resistência para o aço

API 5L X80 deve estar entre 621 MPa como mínimo e 827 MPa como máximo. Para os dois arames tubulares e para as três temperaturas de preaquecimento, os resultados dos ensaios de tração para análise do limite de resistência (L_R) da junta soldada são apresentados na tabela 4.6. Nessa tabela, os corpos de prova correspondentes às soldagens com ao arame E71T8-K6 aparecem identificados com o prefixo T8, e os correspondentes ao arame E71T-1 com o prefixo T1.

Analisando a tabela 4.6, verifica-se que os valores obtidos são superiores aos valores estabelecidos pela norma API 5L, considerando-os satisfatórios.

Tabela 4.6: Resultados do limite de resistência (L_R) das juntas soldadas para os diferentes arames.

Corpo de prova	Limite de resistência L_R (MPa)	Corpo de prova	Limite de resistência L_R (MPa)	Corpo de prova	Limite de resistência L_R (MPa)
T8-1	664	T8-9	669	T1-17	664
T8-2	675	T8-10	666	T1-18	681
T8-3	661	T8-11	682	T1-19	677
T8-4	665	T8-12	644	T1-20	666
T8-5	675	T1-13	669	T1-21	653
T8-6	680	T1-14	680	T1-22	682
T8-7	665	T1-15	664	T1-23	670
T8-8	673	T1-16	674	T1-24	676

No que se refere à validação do ensaio de tração, a norma API 1104 (1999), estabelece que todos os corpos de prova devem romper fora da região da junta soldada (CS e ZTA). Como todos os corpos de prova ensaiados romperam no metal de base, considera-se que a resistência à tração da junta soldada foi superior ao MB, atendendo aos requisitos de qualidade da norma API 1104. Esse comportamento foi mostrado na figura 4.11.

Com os dados da tabela 4.6, pode ser calculada a média aritmética dos resultados, obtendo-se um valor de 670 MPa. Comparando esse resultado com o limite de resistência do metal de base

apresentado na tabela 3.1, que é de 674 MPa, pode ser visto que os valores são muito próximos. Ao serem comparados os dois valores com a média aritmética dos valores apresentados na tabela 4.5, que é de 635 MPa, pode ser observado que os valores desta última são inferiores aos fornecidos inicialmente pelo fabricante do duto (tabela 3.1) e inferiores aos valores obtidos nos ensaios de tração dos corpos de prova, tabela 4.6. Mesmo que os valores apresentados na tabela 4.5 sejam menores, os mesmos estão acima do valor mínimo especificado pela norma API 5L, e são considerados satisfatórios.

Comparando as tabelas 3.2 e 4.6 pode ser visto que a menor resistência dos arames tubulares não afetou o comportamento da junta no que se refere ao limite de resistência. Ao contrário, a junta soldada mostrou ser mais resistente do que o metal de base.

Esse aumento na resistência do metal de solda está de acordo com a literatura. EASTERLING (1983), explica que o aumento na resistência da solda é ocasionado pela abundância de elementos de liga do metal de solda, os quais, somados às taxas de resfriamento rápidas que acontecem durante a soldagem, tendem a promover baixas temperaturas de transformação, gerando microestruturas mais resistentes. O mesmo autor afirma que as fases formadas pela baixa temperatura de transformação, particularmente bainita e martensita, contêm uma alta densidade de deslocamentos, o que gera uma alta dureza e resistência nos metais de solda.

4.4.2 Limite de escoamento (L_E)

A norma API 5L (2000, p. 38), especifica que o valor de limite de escoamento do material deve estar entre 552 MPa (no mínimo) e 690 MPa (no máximo). Para as soldas realizadas com os dois diferentes arames tubulares e para as três temperaturas de preaquecimento, os resultados dos ensaios de tração para análise do limite de escoamento (L_E) são apresentados na tabela 4.7.

Nesta tabela, os corpos de prova correspondentes ao arame E71T8-K6 aparecem identificados com o prefixo T8, e os correspondentes ao arame E71T-1 com o prefixo T1.

Tabela 4.7: Resultados do limite de escoamento (L_E) das juntas soldadas para os diferentes arames.

Corpo de prova	Limite de escoamento L_E (MPa)	Corpo de prova	Limite de escoamento L_E (MPa)	Corpo de prova	Limite de escoamento L_E (MPa)
T8-1	559	T8-9	565	T1-17	575
T8-2	567	T8-10	568	T1-18	597
T8-3	589	T8-11	564	T1-19	594
T8-4	564	T8-12	<u>530</u>	T1-20	593
T8-5	<u>544</u>	T1-13	<u>545</u>	T1-21	582
T8-6	602	T1-14	580	T1-22	609
T8-7	565	T1-15	560	T1-23	605
T8-8	557	T1-16	570	T1-24	622

Analisando a tabela anterior, verifica-se que os valores cumprem com os requisitos estabelecidos pela norma API 5L, com exceção dos três valores que aparecem sublinhados: 530 e 544 MPa, para soldagem com o arame E71T8-K6, e 545 MPa para soldagem com o arame E71T-1. Os três valores equivalem ao 12,5% do total de ensaios. Como a fratura ocorreu no metal de base, pode ser considerado que o limite de escoamento medido corresponde ao metal de base (MB) e não à região da junta soldada (CS e ZTA), chegando à mesma situação percebida na análise do limite de resistência.

No caso dos três ensaios que ficaram abaixo do valor mínimo requerido pela norma API 5L, é muito provável que o resultado inferior tenha sido ocasionado pelo mesmo escoamento do material. Segundo SOUZA (1982), o escoamento é definido como um tipo de transição heterogênea e localizada entre a deformação elástica e plástica, fazendo com que a tensão atingida durante o escoamento oscile de tal forma que ocasiona um grau de dispersão considerável.

O fenômeno da dispersão no escoamento dos corpos de prova ensaiados pode ser notado comparando os valores apresentados na tabela 4.7. Considerando o valor mínimo de 530 MPa e o valor máximo de 609 MPa, pode ser observado que apresentam uma diferença entre eles de 15%.

Também, nos valores apresentados na tabela 4.5, pode ser observado que o 50% estiveram abaixo do mínimo requerido pela norma. Num recente estudo realizado por BATISTA et al. (2003), foi observado um comportamento similar em 83% do total dos ensaios realizados para aços da classe API 5L-X80.

Com base nos resultados e na literatura, acredita-se que o limite de escoamento é uma propriedade muito sensível à anisotropia existente em metais trabalhados mecanicamente, como é o caso do aço API 5L X80. SENUMA (2000), se refere a esse fenômeno dizendo que os aços ARBL tratados termomecanicamente têm as suas propriedades mecânicas fortemente afetadas pelo processo de fabricação e que as condições de produção por laminado a quente e resfriamento contínuo, ocasionam grandes flutuações nas propriedades mecânicas.

Comparando as tabelas 3.2 e 4.7, vê-se que o menor limite de escoamento dos arames tubulares, principalmente o arame E71T8-K6, não afetou o comportamento da junta. Pelo contrário, os resultados indicaram que a propriedade mecânica de limite de escoamento aumentou e a região da junta soldada mostrou ser mais resistente do que o metal de base.

As causas pelas quais aconteceu esse aumento no limite de escoamento estão diretamente relacionadas com o aumento do limite de resistência da junta soldada e foram detalhadas no item 4.4.1.

4.4.3 Alongamento total dos corpos de prova (ϵ)

O cálculo do alongamento total dos corpos de prova considera a medição de uma distância inicial entre dois pontos marcados no corpo de prova antes do ensaio, e a medição da distância final desses pontos após a ruptura do mesmo corpo (Souza, 1982, P. 36). Devido às características de medição do ensaio de alongamento, nos resultados são envolvidas as três regiões da junta, isto é, MB, CS e ZTA. Nesse caso, a junta tem influência no comportamento de alongamento do corpo de prova, o que não ocorreu nos ensaios de limite de resistência e limite de escoamento, onde o MB foi que determinou as características dos ensaios.

Os resultados do ensaio de tração para análise do alongamento (ϵ) da junta soldada são apresentados na tabela 4.8. Esses valores foram avaliados comparando-os com os requisitos da norma API 5L (2000, p. 38), com os dados de alongamento do MB apresentados na tabela 3.1 e com os valores obtidos na tabela 4.5.

Para as condições do experimento, a norma API 5L define que o valor mínimo de alongamento para os ensaios de tração é de 14,7%. Esse valor foi calculado utilizando a fórmula da equação 4.1, recomendada pela norma API 5L (2000, p. 38).

$$e = 1,944 \frac{A^{0,2}}{U^{0,9}} \quad (4.1)$$

Onde: e = mínimo valor de alongação para um comprimento de 50,8 mm; A = área aplicável do corpo de prova ensaiado por tração; U = limite de resistência.

Tabela 4.8: Alongamento total dos corpos de prova (ϵ) das juntas soldadas para os diferentes arames.

Corpo de prova	Alongamento total - ϵ (%)	Corpo de prova	Alongamento total - ϵ (%)	Corpo de prova	Alongamento total - ϵ (%)
T8-1	17,6	T8-9	17,0	T1-17	18,7
T8-2	28,4	T8-10	25,0	T1-18	28,2
T8-3	23,4	T8-11	25,1	T1-19	25,2
T8-4	26,4	T8-12	28,8	T1-20	24,4
T8-5	26,4	T1-13	25,2	T1-21	24,9
T8-6	26,9	T1-14	27,0	T1-22	24,5
T8-7	26,0	T1-15	26,8	T1-23	25,3
T8-8	25,5	T1-16	27,7	T1-24	26,6

Com os valores apresentados na tabela 4.8, foi calculada uma média aritmética de 25% de alongamento total. Esse valor foi menor que o valor especificado na tabela 3.1, que foi de 38%, e menor que a média aritmética dos valores apresentados na tabela 4.5, que foi de 37%. Mesmo que

os valores de alongamento dos corpos de prova, apresentados na tabela 4.8, fossem menores que os valores do MB apresentados nas tabelas 3.1 e 4.5, os mesmos cumprem com os requisitos estabelecidos pela norma API 5L, que determina um valor mínimo de 14,7%, para as condições desse ensaio. Assim, todos os valores da tabela 4.8 estão acima do mínimo requerido pela norma referida.

Essa diminuição no valor do alongamento ocorre devido à influência que a junta soldada exerce no corpo de prova, decorrente do efeito que a temperatura de preaquecimento e o tipo de arame tubular tem na junta soldada. Em termos de continuidade estrutural do material, a mesma presença da junta soldada ocasiona uma modificação da estrutura interna do metal de base, como consequência da anisotropia inerente aos grãos formados na junta soldada, o que impede uma completa uniformidade da tensão a escala macroscópica, dificultando a propagação das bandas ao longo do comprimento do corpo de prova.

A anterior argumentação pode ser observada melhor comparando os resultados do alongamento total apresentados nas tabelas 3.1, 4.5 e 4.8. Na tabela 4.5 a média dos valores obtidos para o metal de base foi de 37%. Esse valor foi muito próximo do valor especificado pelo fabricante do duto na tabela 3.1, que foi de 38%. Nos resultados da tabela 4.8 onde foram consideradas as três regiões: MB, CS e ZTA, o valor do alongamento total teve uma média de 25%, confirmando de forma experimental, a influência da junta soldada na diminuição dos valores de alongamento dos corpos de prova soldados.

4.5 Comportamento da dureza na junta soldada

A resistência mecânica de juntas em dutos pode ser determinada pelo comportamento das propriedades dos materiais que as formam. Dentre elas, a dureza tem sido a propriedade de mais fácil obtenção e, como consequência, as medições de dureza são amplamente usadas para avaliar as juntas em dutos.

A dureza de um metal pode ser determinada por meio de dois tipos de ensaio: microdureza e macrodureza (ver item 2.4.2). Inicialmente foram realizados ensaios de microdureza *Vickers*. Os resultados obtidos apresentaram um alto grau de dispersão, razão pela qual optou-se por realizar medições de macrodureza, ou dureza *Brinell*. A utilização destes ensaios foi feita objetivando a avaliação das juntas quando influenciadas pela temperatura de preaquecimento, para os dois tipos de arame tubular. As medições de dureza foram feitas seguindo os procedimentos já especificados (item 3.8). Os resultados são discutidos em função do comportamento de cada região da junta, e a influência da temperatura de preaquecimento foi avaliada por meio de análise estatística. Foi feita também uma comparação entre os dois tipos de ensaio de medição de dureza.

4.5.1 Ensaio de microdureza

Os resultados do ensaio de microdureza mostraram um alto grau de dispersão nas medições feitas. Graficamente se conseguiu determinar a tendência do comportamento da dureza nas diferentes regiões da junta, isto é, cordão de solda (CS), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB). Esta tendência mostrou que a dureza do MB foi maior do que a dureza na ZTA e esta, por sua vez, maior do que no CS. Este comportamento da dureza foi o mesmo para todas as condições do experimento e pode ser observado nos gráficos da Figura 4.13. Nesses gráficos foram plotadas as médias dos valores de microdureza medidos em cada região da junta, para mostrar graficamente a tendência da dureza.

O fato de o CS ter tendência a apresentar a menor dureza ocorreu devido à utilização de metais de adição com propriedades mecânicas diferentes às do MB. Isto pode ser comprovado comparando as tabelas 3.1 e 3.2.

Fazendo referência à utilização de metais de adição na condição *undermatched*, LOUREIRO (2002), diz que este comportamento no CS é ocasionado pelo efeito do tratamento térmico de cada passe subsequente, que normaliza parte do passe previamente depositado, melhorando o comportamento mecânico, isto é, diminuindo a dureza.

Para todas as condições do experimento, o metal de base (MB) obteve uma média de 235,1 HV com desvio padrão de 12,3.

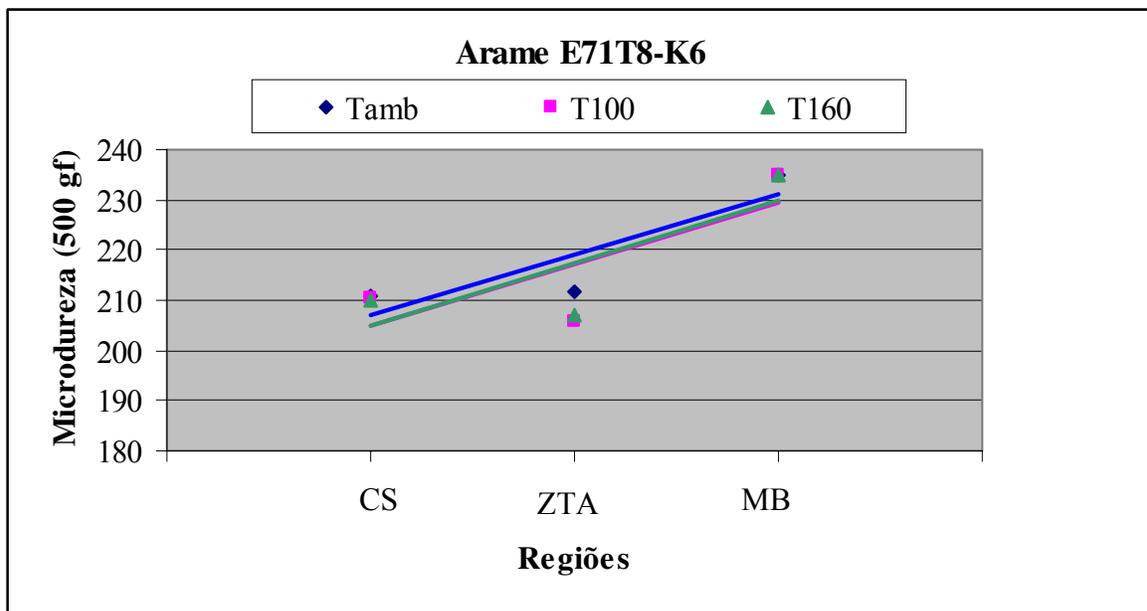
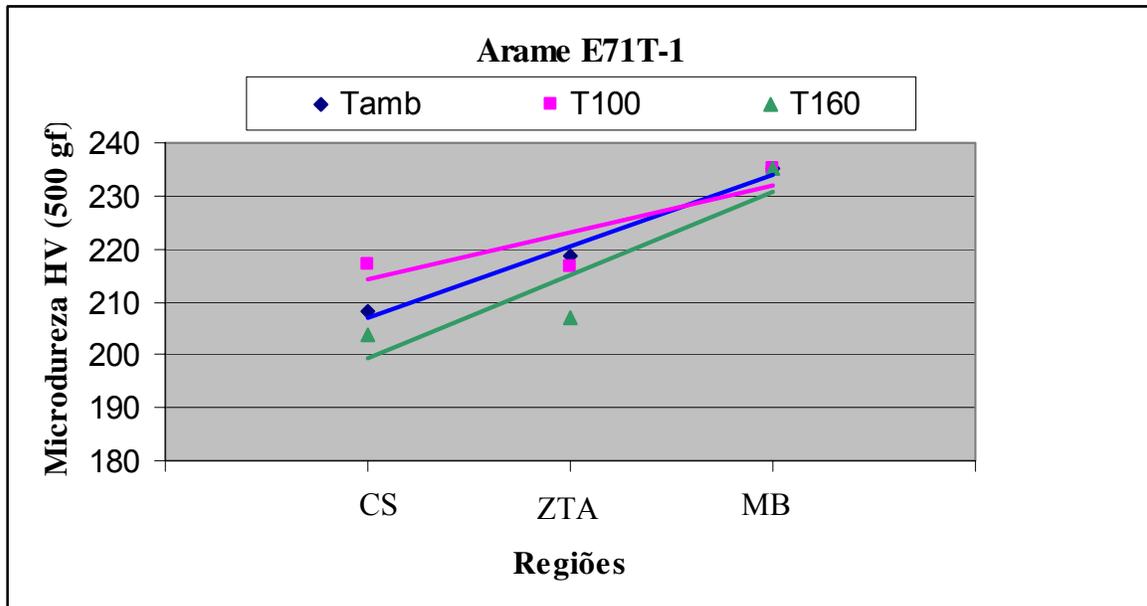


Figura 4.13: Gráficos do comportamento da microdureza por regiões, para os dois tipos de arame, em função da temperatura de preaquecimento.

A região do CS está constituída por seis passes de solda, como foi mostrado na Figura 4.8. No item 2.3.1 foi mencionado que em soldas de múltiplos passes, cada passe anterior sofre

tratamento térmico ocasionado pela aplicação de cada passe subsequente, formando diferentes microestruturas, proporcionando características diferentes a cada passe. Por esta razão decidiu-se analisar cada passe aplicado, para observar o comportamento da dureza dentro da região do CS.

Os resultados do ensaio de microdureza realizados nesta região da junta são apresentados nas tabelas 4.9 e 4.10, para cada tipo de arame. Nestas tabelas aparecem os resultados do ensaio de microdureza para cada passe, em função da temperatura de preaquecimento. Para facilitar a análise, estas tabelas apresentam as médias para cada conjunto de dados e seu desvio padrão entre parênteses. Os dados com todos os valores obtidos nas medições de microdureza para todas as regiões da junta encontram-se no anexo 1.

Tabela 4.9: Microdureza do cordão de solda. Arame E71T-1.

Temperatura Preaq. (°C)	Dureza HV – 500 gf					
	PR	Passe 1	Passe 2	Passe 3	Passe 4	Passe 5
Ambiente (18 - 25)	190,5 (10,1)	203,2 (12,0)	200,7 (25,8)	206,6 (25,8)	226,2 (22,8)	219,5 (5,3)
100	194,0 (16,4)	222,1 (20,6)	219,5 (10,2)	218,2 (15,5)	228,1 (7,9)	229,1 (19,0)
160	180,6 (8,5)	219,1 (26,2)	194,0 (19,9)	202,8 (14,6)	213,7 (15,5)	211,7 (11,1)

Tabela 4.10: Microdureza do cordão de solda. Arame E71T8-K6.

Temperatura Preaq. (°C)	Dureza HV – 500 gf					
	PR	Passe 1	Passe 2	Passe 3	Passe 4	Passe 5
Ambiente (18 - 25)	201,4 (13,8)	204,6 (18,1)	212,9 (12,9)	201,8 (17,4)	219,4 (15,3)	225,1 (10,9)
100	211,0 (17,4)	222,6 (4,8)	200,4 (4,0)	187,5 (11,1)	218,6 (7,6)	223,3 (7,0)
160	196,8 (9,3)	211,9 (8,6)	208,8 (11,5)	199,3 (7,3)	214,9 (5,2)	227,8 (6,5)

Analisando os valores correspondentes à região do CS, apresentados nas duas tabelas anteriores, pode ser visto que não existe uma tendência clara para descrever o comportamento da dureza, quando influenciada pela temperatura de preaquecimento. O desvio padrão das medições apresentaram valores altos, principalmente nas juntas soldadas com o arame E71T-1.

Os resultados do ensaio de microdureza referentes à zona termicamente afetada (ZTA), são apresentados na tabela 4.11. Para facilitar a análise dos dados, essa tabela apresenta as médias para cada conjunto de dados e seu desvio padrão entre parênteses.

Tabela 4.11. Microdureza da ZTA

Temperatura Preaq. (°C)	Dureza HV – 500 gf	
	E71T-1	E71T8-K6
Ambiente (18 - 25)	218,4 (8,02)	209,4 (13,77)
100	215,3 (8,31)	204,2 (15,6)
160	205,5 (7,83)	207,1 (7,4)

Analisando a tabela, pode-se notar que os resultados não apresentaram uma tendência clara do comportamento da dureza em relação ao aumento da temperatura de preaquecimento. Os valores são muito próximos entre eles, com exceção do valor da dureza a temperatura ambiente, quando a junta foi soldada com arame E71T-1.

Além da tendência do comportamento da dureza na junta, apresentada nos gráficos da figura 4.13, não pode ser definida uma tendência do comportamento da dureza, através do ensaio de microdureza. Muito provavelmente este resultado é influenciado pela própria dispersão do ensaio de microdureza, como comentado no item 2.4.2. A dureza dos diferentes constituintes individuais da microestrutura polifásica da região do CS ocasiona esta dispersão, que não permite determinar um comportamento ou tendência clara da dureza nesta região.

Como afirmado por LINNERT (1994), as medições de microdureza podem variar consideravelmente dependendo da natureza da microestrutura e a área onde é localizado o indentador para medir a dureza.

4.5.2 Ensaios de macrodureza

Os resultados do ensaio de macrodureza mostraram um grau normal de dispersão nas medições feitas. A tendência do comportamento da dureza nas diferentes regiões da junta, isto é, cordão de solda (CS), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB), mostrou que a dureza do MB foi maior que a dureza na ZTA e esta, por sua vez, maior que o CS.

Todas as condições do experimento apresentaram a mesma tendência, como pode ser observado nos gráficos da página seguinte (Figura 4.14). Nestes gráficos foram plotadas as médias dos valores de macrodureza medidos em cada região da junta, para mostrar graficamente a tendência da dureza.

Para todas as condições do experimento, o metal de base (MB) teve uma média de 218,0 HB com desvio padrão de 9,5.

A região do cordão de solda (CS) esta constituída por seis passes, como foi mostrado na Figura 4.8. Os resultados do ensaio de macrodureza referidos ao CS são apresentados nas tabelas 4.12 e 4.13, para cada tipo de arame. Nessas tabelas é analisado cada passe aplicado para observar o comportamento da dureza dentro da região do CS. Para facilitar a análise, são apresentadas as médias para cada conjunto de dados e seu desvio padrão entre parênteses. Os dados com todos os valores obtidos nas medições de macrodureza para todas as regiões da junta encontram-se no anexo 2.

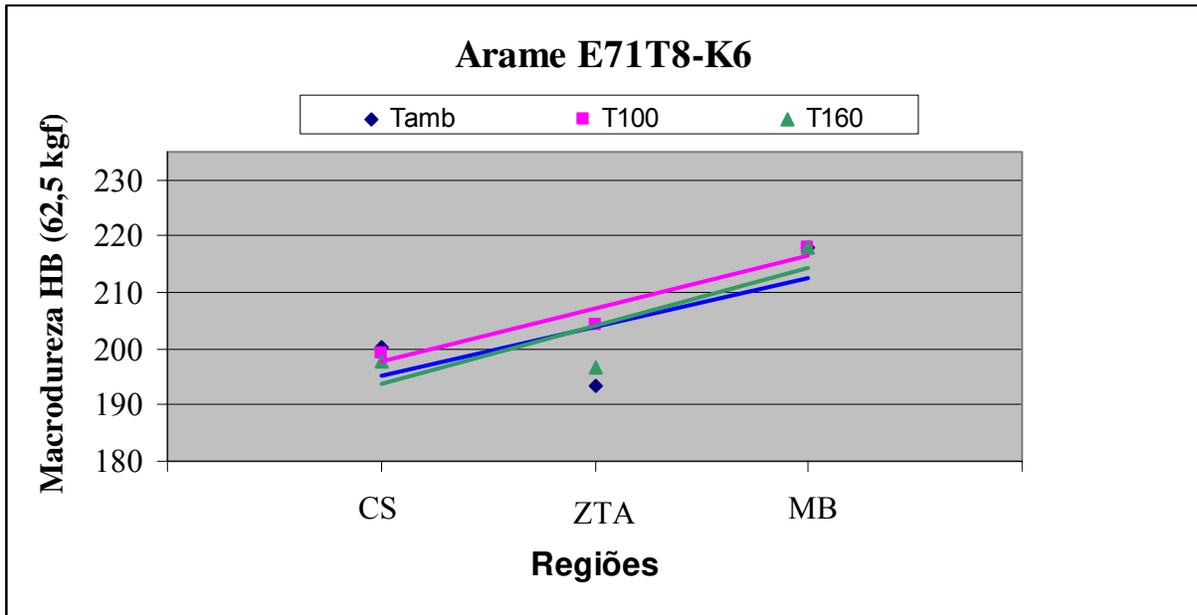
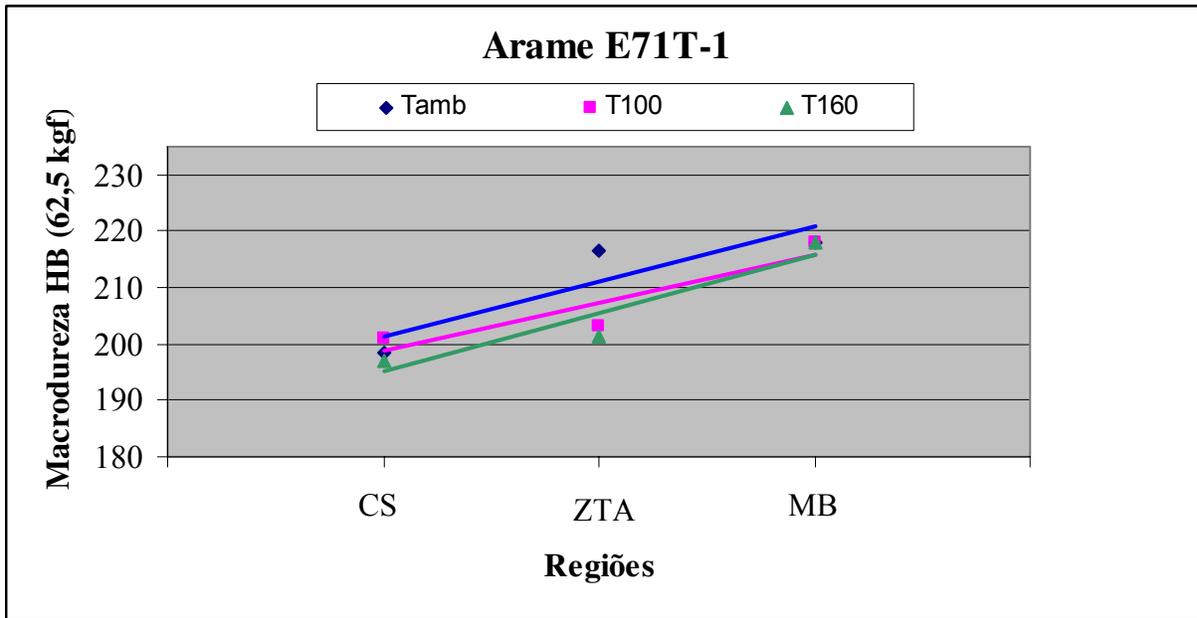


Figura 4.14: Gráficos do comportamento da macroductura por regiões, para os dois tipos de arame, em função da temperatura de preaquecimento.

Tabela 4.12: Macro dureza do cordão de solda. Arame E71T-1.

Temperatura Preaq. (°C)	Dureza HB – 62,5 Kgf					
	PR	Passe 1	Passe 2	Passe 3	Passe 4	Passe 5
Ambiente (18 – 25)	187,2 (7,55)	198,8 (4,83)	191,2 (9,24)	191,2 (6,94)	209,2 (9,24)	214 (9,06)
100	176,3 (3,50)	202,7 (8,38)	200,2 (9,75)	193,2 (9,37)	212 (6,93)	221,8 (7,91)
160	200 (3,10)	196,3 (9,50)	186,5 (8,67)	189,2 (9,33)	198,8 (4,83)	211,8 (8,26)

Tabela 4.13: Macro dureza do cordão de solda. Arame E71T8-K6.

Temperatura Preaq. (°C)	Dureza HB – 62,5 kgf					
	PR	Passe 1	Passe 2	Passe 3	Passe 4	Passe 5
Ambiente (18 – 25)	186 (5,90)	193,3 (3,61)	190,2 (4,83)	198,8 (7,39)	209,3 (5,16)	224 (5,59)
100	191,5 (8,07)	208,7 (8,16)	189,2 (5,23)	184,2 (9,02)	209,7 (7,84)	211 (7,67)
160	197,8 (4,12)	191,2 (4,12)	190 (2,45)	185,2 (7,28)	208,5 (10,11)	213 (5,90)

Analisando os valores correspondentes à região dos CS, apresentados nas duas tabelas anteriores, percebe-se que os passes superiores tiveram a tendência de serem mais duros do que os outros passes. Esse comportamento também foi observado por TSAY et al. (2001), em soldas realizadas em tubos de aço API 5L X65. No experimento, essa tendência apresentou-se em todas as condições analisadas.

Existe também a tendência a que, com o aumento da temperatura de preaquecimento, os valores de dureza sejam menores. Essa tendência é mais evidente no arame E71T-1 que no arame E71T8-K6.

Os resultados do ensaio de macrodureza referidos à zona termicamente afetada (ZTA), são apresentados na tabela 4.14. Para facilitar a análise dos dados, esta tabela apresenta as médias para cada conjunto de dados e seu desvio padrão entre parênteses.

Tabela 4.14: Macrodureza da ZTA.

Temperatura Preaq. (°C)	Dureza HB – 62,5 kgf	
	E71T-1	E71T8-K6
Ambiente (18 - 25)	216,5 (10,69)	201,0 (8,91)
100	203,0 (4,52)	198 (7,73)
160	201 (9,93)	191 (6,75)

Esses resultados mostraram uma tendência de diminuição da dureza com o aumento da temperatura de preaquecimento. Essa tendência foi característica para todas as condições do experimento.

O comportamento da dureza na ZTA, tendendo a diminuir com o aumento da energia do sistema, também foi observado por EROGLU & AKSOY (2000), para aços de baixo conteúdo de carbono. Também, o resultado anterior é similar ao apresentado por TREVISAN et al. (2002), em soldas de múltiplos passes de juntas de aço API 5L X65. Os autores afirmam que o aumento da temperatura de preaquecimento causa um aumento na energia de soldagem do sistema, propiciando tempos maiores para o resfriamento, o que causa transformações de fases com tamanhos de grão grande, ocasionando diminuição no valor da dureza na ZTA.

As diferenças entre os dois tipos de medição de dureza são descritas no item 4.5.3 e justificadas através da análise estatística realizada.

4.5.3 Análise estatística dos ensaios de microdureza e macrodureza

A análise estatística que será mostrada neste item tem grande importância, pois através desta avaliação foi possível comprovar a validade dos resultados experimentais analisados anteriormente.

Na análise estatística para avaliar o comportamento da microdureza e macrodureza nas regiões da junta, isto é, CS e ZTA, foi utilizado o planejamento por níveis com um único fator, descrito no item 3.3. Foi utilizado um nível de significância de $\alpha = 5\%$ e um nível de confiança de 95%. A análise de variância realizada sobre a variável de temperatura de preaquecimento, obtida nos ensaios de microdureza e macrodureza, encontram-se nos anexos 1 e 2.

Analisando os cálculos estatísticos dos anexos 1 e 2, pode ser observado que a hipótese nula H_0 , do teste de hipóteses de igualdade, é rejeitada quando o fator F_0 calculado for maior que o fator F (α , $a-1$, $N-a$) tabelado. Quando isto acontece significa que realmente existe diferença estatística entre pelo menos um par das médias dos tratamentos. Em outras palavras, pode-se estatisticamente comprovar que a temperatura de preaquecimento utilizada no ensaio tem influência no comportamento da dureza, nas condições do experimento.

Os resultados da influência da temperatura de preaquecimento na dureza do CS são apresentados nas tabelas 4.15 e 4.16, para os ensaios de micro e macrodureza respectivamente. Nessas tabelas aparece resumido o resultado da análise estatística realizada para cada passe da junta, lembrando que todas as juntas utilizaram seis passes de solda, como foi mostrado na figura 4.8.

Tabela 4.15: Efeito da temperatura de preaquecimento na microdureza de cada passe da junta.

Passes de solda	Influência da temperatura de preaquecimento	
	Arame E71T-1	Arame E71T8-K6
P_R	Não Influencia	Não Influencia
P1	Não Influencia	Não Influencia
P2	Não Influencia	Não Influencia
P3	Não Influencia	Não Influencia
P4	Não Influencia	Não Influencia
P5	Não Influencia	Não Influencia

Tabela 4.16: Efeito da temperatura de preaquecimento na macrodureza de cada passe da junta.

Passes de solda	Influência da temperatura de preaquecimento	
	Arame E71T-1	Arame E71T8-K6
P_R	Influencia	Influencia
P1	Não Influencia	Influencia
P2	Não Influencia	Não Influencia
P3	Não Influencia	Influencia
P4	Influencia	Não Influencia
P5	Não Influencia	Influencia

Na tabela 4.15, os resultados da análise estatística mostraram que a temperatura de preaquecimento não tem influência no comportamento da dureza de cada passe do CS. Este resultado confirma o dito no item 4.5.1, sobre a impossibilidade de definir, por meio do ensaio de microdureza, um comportamento característico, ou influência definida da temperatura de preaquecimento sobre a dureza na região do CS. Este resultado contradisse o mencionado no item 2.4.2, que diz que a dureza na junta soldada pode apresentar vários comportamentos, dependendo dos ciclos térmicos impostos durante a soldagem e da composição química dos metais de adição, entre outros fatores.

Na tabela 4.16 pode ser observado que os resultados da análise estatística mostraram que a temperatura de preaquecimento tem influência no comportamento da dureza de cada passe do CS,

com exceção do passe 2. Este resultado representa melhor o comportamento da dureza dentro do CS, conseguindo com o ensaio de macrodureza registrar essas diferenças, ao contrário do que aconteceu com o ensaio de microdureza.

Os resultados de influência da temperatura de preaquecimento na dureza da ZTA, em função do tipo de ensaio, são apresentados na tabela 4.17. Nesta tabela aparece resumido o resultado da análise estatística realizada na ZTA da junta, para cada condição do experimento. Lembra-se que a localização da ZTA pode ser observada na figura 4.8.

Tabela 4.17: Efeito da temperatura de preaquecimento na dureza da ZTA.

Tipo de ensaio	Influência da Temperatura de Preaquecimento	
	Arame E71T-1	Arame E71T8-K6
Microdureza	Não Influencia	Não Influencia
Macrodureza	Influencia	Influencia

Como pode ser observado na anterior tabela, os resultados da análise estatística mostraram que, para os testes feitos através do ensaio de microdureza, a temperatura de preaquecimento não tem influência no comportamento da dureza da ZTA. Novamente, este resultado confirma o dito no item 4.5.1, sobre a impossibilidade de definir, por meio do ensaio de microdureza, a influência da temperatura de preaquecimento sobre a dureza na região da ZTA.

Muito provavelmente este resultado está relacionado com o alto grau de dispersão proveniente das medições da microdureza, sendo produto das múltiplas transformações microestruturais que acontecem na ZTA, decorrentes dos ciclos térmicos ocasionados pelo processo de soldagem. Sobre este assunto, BRUNO (2003), afirma que os ensaios de microdureza são utilizados para avaliar pequenas áreas de juntas em dutos, mas ainda o seu significado continua causando controvérsia por causa da dispersão nos resultados.

Já os resultados do ensaio de macrodureza mostraram que a temperatura tem influência no comportamento da dureza na ZTA. Isso está de acordo com o exposto por alguns autores como

EROGLU & AKSOY (2000), que disseram que a microestrutura formada na ZTA e, portanto, suas propriedades mecânicas, são função do ciclo térmico realizado pelo processo de soldagem.

O resultado da tabela 4.17 mostrou um comportamento mais homogêneo e de acordo com o manifestado pela literatura. Essa mesma homogeneidade foi observada nos resultados da tabela 4.16, podendo então considerar como mais indicado o ensaio de macrodureza para representar o comportamento da dureza nas diferentes regiões da junta em dutos.

Mesmo que o teste de macrodureza mostrou o efeito da temperatura de preaquecimento no comportamento da dureza, os valores medidos nos dois tipos de ensaios não são considerados críticos, pois não ultrapassam o limite recomendado de 238 até 302 HV (20 -30 HRC) para evitar aparição de trincamento na região do CS e ZTA (BRUNO, 2003).

4.6 Comportamento da tenacidade na junta

O comportamento da tenacidade na junta, isto é, no cordão de solda (CS), na zona termicamente afetada (ZTA) e no metal de base (MB), foi obtido através do ensaio de impacto Charpy, como especificado no item 3.9. Os ensaios no MB foram realizados para serem tidos como referência e para compará-los aos dados do fabricante (tabela 3.1).

A norma AWS D1.1 (2000, p. 237) especifica que os requisitos para avaliar a tenacidade de uma junta são estabelecidos pelas condições específicas de cada projeto. Para efeitos de comparação, neste trabalho foram definidos como valores mínimos de tenacidade os valores especificados pela norma AWS A5.20-95 e AWS A5.29-98, para cada tipo de arame tubular utilizado. Foi definido 27 J como valor mínimo, para uma temperatura de ensaio de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Os resultados do ensaio de impacto Charpy são apresentados na tabela 4.18. Nela aparecem as médias aritméticas correspondentes a um número total de três medições por condição, como solicitado pela norma AWS D1.1 (2000). Também é apresentado o desvio padrão de cada valor entre parênteses. A média obtida nos experimentos para o MB foi de 183,5 J com desvio padrão de 2,0. Todos os testes foram realizados a uma temperatura de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Tabela 4.18: Tenacidade no CS e na ZTA.

Temperatura Preaquecimento (°C)	TENACIDADE (J)			
	Arame E71T-1		Arame E71T8-K6	
	CS	ZTA	CS	ZTA
(18 - 25)	36,52 (9,06)	132,46 (30,21)	43,69 (18,11)	216,73 (71,26)
100	39,77 (10,6)	179,73 (22,64)	73,85 (30,24)	232,24 (40,77)
160	46,31 (14,94)	153,76 (19,13)	38,34 (23,83)	210,73 (15,89)

Tomando como referência o valor mínimo de 27 J, pode ser observado na tabela 4.18 que todos os resultados estiveram acima desse valor. Isso indica que, em termos do requisito mínimo especificado, todos os ensaios demonstraram ser válidos.

As medições de tenacidade apresentaram um alto grau de dispersão, como pode ser observado nos valores do desvio padrão da tabela 4.18. Esta dispersão dos valores é reconhecida pela norma AWS D1.1 (2000, p. 239). Pode ser notado também que a dispersão dos resultados foi independente dos níveis de temperatura de preaquecimento e dos tipos de arame tubular utilizados.

O alto nível de dispersão também tinha sido observado por outros autores, como no caso de RODGERS & LOCHHEAD (1987), que obtiveram resultados com altos níveis de dispersão em ensaios de impacto Charpy de soldas realizadas com arame tubular autoprotetido.

Ainda analisando os valores da tabela 4.18, pode ser observado que, a pesar da grande dispersão, os valores de tenacidade da ZTA sempre foram maiores do que os valores obtidos no CS, para os dois tipos de arame. Isso pode ser atribuído ao fato de os metais de adição terem apresentado tenacidade menor do que o MB, como pode ser visto comparando os valores das tabelas 3.1 e 3.2. Lembra-se que os metais de adição utilizados neste trabalho (item 3.1.2) foram

selecionados em função de possuírem propriedades mecânicas diferentes das propriedades do MB, utilizando a técnica conhecida como *undermatched*.

O fato de ter obtido os maiores valores de tenacidade na ZTA contradisse o exposto por QIU et al. (2000), e por FAIRCHILD et al. (1991). Esses autores afirmam que a perda na tenacidade da junta acontece mais comumente na ZTA, como resultado do ciclo térmico induzido pela soldagem, que ocasiona crescimento de grão, afetando adversamente as propriedades mecânicas desta zona. Esses pontos de baixa tenacidade localizam-se principalmente nas regiões de crescimento de grão da ZTA (GG ZTA) e de reaquecimento intercrítico do crescimento de grão da ZTA (SC GG ZTA). Essas zonas foram mostradas no item 2.3.1

Entretanto, outros autores como BATISTA et al. (2003), e CASTELLO BRANCO et al. (2003), encontraram resultados similares de alta tenacidade na ZTA, em soldagem de aço API 5L-X80. Eles afirmam que os maiores valores de tenacidade obtidos na ZTA podem ser atribuídos à ação dos ciclos térmicos experimentados no MB durante a soldagem, que possui microestrutura inicial formada por ferrita, bainita, e constituinte austenita-martensita (AM). A presença de AM é considerada nociva à tenacidade. Foi observado, no entanto, que o efeito nocivo está associado não apenas a morfologia do AM, mas ao tamanho e distribuição deste microconstituente na matriz. Como resultado do ciclo térmico imposto pela soldagem, a ZTA apresenta uma fração volumétrica de AM mais alta do que o MB, o que lhe confere umas resistências elevadas, ajudadas por um espaçamento maior e tamanho deste microconstituente menor dentro da matriz.

Ainda na tentativa de justificar a grande dispersão dos resultados de tenacidade e as diferenças entre os valores obtidos para o CS e ZTA, optou-se por fazer um estudo sobre os tipos de mecanismos de fratura obtidos nos corpos de prova submetidos ao ensaio de impacto Charpy, para as diferentes regiões do conjunto soldado.

O micromecanismo que descreve o tipo de fratura acontecida na região do CS foi clivagem. Este aspecto da fratura pode ser observado na fractografia da Figura 4.15, obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Segundo ANDERSON (1994), para aços carbono e aços

microligados, clivagem é o micromecanismo de fratura que se apresenta a temperaturas abaixo de 25 °C. Na região da ZTA, que obteve os maiores valores de tenacidade, observou-se uma mistura de micromecanismos de fratura, apresentando ao mesmo tempo, fratura por clivagem e fratura alveolar ou “*dimples*”. O aspecto dos micromecanismos de fratura atuantes na ZTA pode ser observado na fratógrafia da Figura 4.16, obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

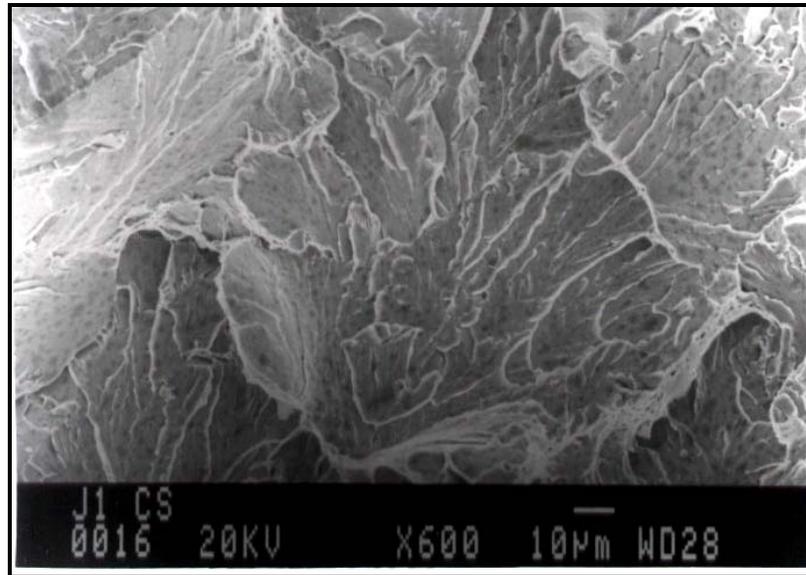


Figura 4.15: Fratógrafia obtida por MEV, mostrando o modo de fratura por clivagem. Aspecto típico do micromecanismo de fratura apresentado na região do CS.

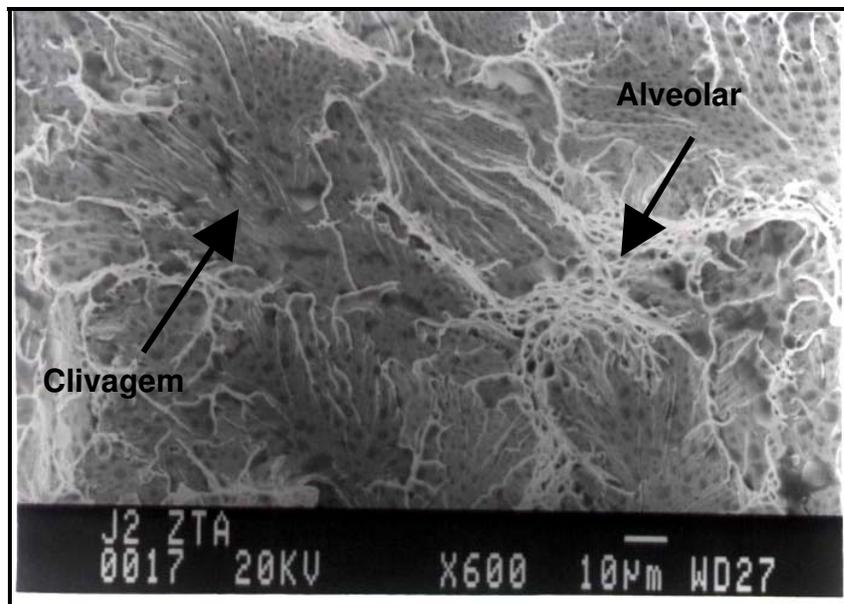


Figura 4.16: Fratógrafia obtida por MEV, mostrando os modos de fratura por clivagem e alveolar. Aspecto típico do micromecanismo de fratura apresentado na região da ZTA.

O micromecanismo de fratura por clivagem representa o comportamento frágil da fratura, o qual denota a baixa energia de impacto que absorve o corpo de prova durante o ensaio, como no caso dos ensaios na região do CS. Neste caso, a morfologia da superfície de fratura é caracterizada por facetas planas e por padrões de rios que indicam os locais de nucleação e propagação da trinca.

O micromecanismo de fratura alveolar representa o comportamento dúctil da fratura. Ocorre por nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios. O crescimento dos vazios é controlado por deformações e a coalescência final ocorre por estricção interna dos ligamentos entre os vazios. A fratura alveolar ocorre normalmente através dos grãos.

O micromecanismo que descreve o tipo de fratura acontecida na região do MB foi do tipo alveolar, para toda a superfície de fratura do corpo de prova. Este aspecto da fratura pode ser observado na fratógrafia da Figura 4.17, obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

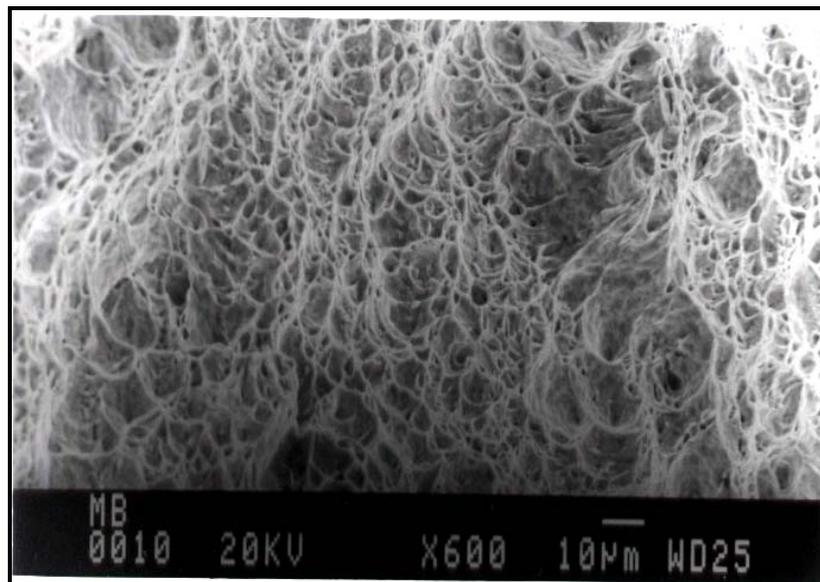


Figura 4.17: Fratógrafia obtida por MEV, mostrando os modos de fratura do tipo alveolar. Aspecto típico do micromecanismo de fratura apresentado na região do MB.

A pesar da dispersão dos resultados, as diferentes regiões do conjunto soldado apresentaram micromecanismos de fratura diferentes e bem característicos, comprovando a existência de diferenças de tenacidade.

Capítulo 5

Conclusões

A partir dos resultados encontrados e das análises realizadas, no presente trabalho, podemos afirmar que:

- É possível a obtenção de soldas com qualidade, utilizando arames tubulares tanto autoprotégidos como com proteção auxiliar de gás, dentro dos requisitos estabelecidos pelas normas API, para soldagem de dutos.
- Os níveis de temperatura de preaquecimento/interpasse utilizados não influenciaram significativamente as propriedades das juntas soldadas, o que indica a não necessidade da utilização de temperatura de preaquecimento.
- O uso arames tubulares com propriedades mecânicas diferentes das propriedades do metal de base (técnica *undermatched*) mostrou-se apropriado para aplicação em dutos.

Com relação aos resultados dos ensaios mecânicos, podemos concluir que:

- Em todos os casos, o metal de base apresentou uma maior dureza que as outras regiões das juntas soldadas, o que é bom para prevenir a formação de zonas com alta dureza no cordão de solda e na zona termicamente afetada.

- O comportamento da dureza, influenciada pela temperatura de preaquecimento, foi caracterizado melhor pelo ensaio de macrodureza. Em todos os casos, a dureza dos passes superiores foi maior que a dos passes inferiores. Com o incremento da temperatura de preaquecimento, a dureza teve a tendência de diminuir na região do cordão de solda e da zona termicamente afetada, mesmo que esta influência não foi significativa o suficiente para afetar o comportamento da junta.
- Em todos os casos, para o ensaio de tração, o desempenho do cordão de solda e da zona termicamente afetada foram superiores ao metal de base, comprovando a eficácia dos parâmetros de soldagem utilizados.
- Os valores de tenacidade das diferentes regiões do conjunto soldado foram superiores aos especificados para os arames tubulares, apesar da dispersão dos resultados.
- Em todos os casos, a zona termicamente afetada apresentou resultados de tenacidade superiores aos apresentados nas outras regiões das juntas soldadas.

Capítulo 6

Referências Bibliográficas

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 5 L: Specification for Line Pipe**. Washington, 42nd ed. January 2000. 153 p.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 1104: Welding of pipelines and related facilities**. Washington, 19th ed. September 1999. 70 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E 23-02: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**. Philadelphia, 2002. 26 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. **ASTM E 3-01: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens**. Philadelphia, 2001. 12 p.

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

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

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

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

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

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics – Fundamentals and applications**. 2nd ed. New York: CRC, 1994, p. 282-299.

BATISTA, G. Z. et al. **Estudo da correlação microestrutura – propriedades mecânicas de aço da classe API X80**. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 58., 2003a, Rio de Janeiro. CD-Rom único, 2003. p. 2957-2965.

_____. **Soldabilidade a arco submerso de aços API X80**. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 58., 2003b, Rio de Janeiro. CD-Rom único, 2003. p. 3223-3232.

BATISTA, G. Z. et al. **Effect of MA constituent content on the mechanical properties of a NbCr/NbCrMn of API X80 steel**. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON THERMOMECHANICAL PROCESSING: MECHANICS, MICROSTRUCTURE & CONTROL, 2002. p. 240-244.

BOTT, I. S. **High grade steel development**. THERMEC 2003, MATERIALS SCIENCE FORUM. Disponível em: <<http://www.scientific.net>> v. 426-432, 2003, p.1463-1468. Acesso em: 12 set. 2003.

BRUNO, T. V. **SSC Resistance of Pipeline Welds**. Disponível em: <http://www.metallurgical.com/publications/publication_23.pdf>. Acesso em: 11 ago. 2003.

CASTELLO BRANCO, J. F. et al. **Soldagem circunferencial em tubos de aço da classe API X80**. In: RIO PIPELINE CONFERENCE & EXPOSITION, 2003, Rio de Janeiro. Instituto Brasileiro de Petróleo e Gás. CD-Rom único, 10 p.

CASTI metals black book – North American Ferrous Data. Edmonton: CASTI Pub. 2000. 4th ed. Chapter 2 – Wrought carbon & alloy steel metallurgy, p. 50-51.

COOPER, R.; SILVA, J. H. F.; TREVISAN, R. E. **Propiedades mecânicas de juntas de tubos de aço API X80 soldadas com arames tubulares**. In: RIO PIPELINE CONFERENCE & EXPOSITION, 2003, Rio de Janeiro. Instituto Brasileiro de Petróleo e Gás. CD-Rom único, 10 p.

CRAIG, Bruce D. **Practical oilfield metallurgy and corrosion**. Tulsa, Oklahoma, 1993. Cap. 6.

DAVIDSON, J.L. Hydrogen-Induced Cracking of Low Carbon – Low Alloy Steel Weldments. **Materials Forum**, v. 19, p. 35-51, 1995.

DIXON, B.; HAKANSSON, K. Effects of welding parameters on weld zone toughness and hardness in 690 MPa steel. **Welding Journal**, v. 74, n. 4, p. 122s-132s, April 1995.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. UK, 1988. Cap. 8,11.

EASTERLING, K.E. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. 1st ed. Butter Worths & Co Ltd, 1983. 231 p.

EROĞLU, M.; AKSOY, M. Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat affected zone of a low carbon Steel. **Materials Science & Engineering: A**. vol. A286, p. 289-297, 2000.

FAIRCHILD, D.P. et al. A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steels. **Welding Journal**, v. 70, n. 12, p. 321s-329s, Dec. 1991.

HULKA, K., "HSLA Steels 95". **China Sci. & Techn. Press**. Beijing (China). 1995. p.543-551.

INSTITUTO DE SOLDAGEM E MECATRÔNICA – IMC. **Manual de instruções MTE DIGITEC 450/600**. Depto. de Engenharia Mecânica – UFSC. Ed. 4, fev. 2001.

JONES, J.E; LUO, Y. Pre- and Post-Weld Heat Treatment. **Welding: Theory and Practice**, Elsevier, p. 293 – 323, 1990.

KASUYA, T.; YURIOKA, N. Determination of necessary preheat temperature to avoid cold cracking under varying ambient temperature. **ISIJ International**, v. 35, n. 10, p. 1183-1189, 1995.

KENNEDY, John L. **Oil and gas pipeline fundamentals**. Tulsa, Oklahoma, 1993. Cap. 1, 3.

KIM, J. H. et al. Fracture behavior of heat-affected zone in low alloy steels. **Journal of Nuclear Materials**, 299, p. 132-139, 2001.

KOJIMA, S. S.; SAMPAIO, M. A.; BOTT, I. S. The development of API 5L-X80 steel for pipe production by the TMCR process, **TB Petroleum**, n. 15, p. 68-70, 2003.

LI, Y. et al. The effect of Vanadium and Niobium on the properties and microstructure of the intercritically reheated coarse grained heat affected zone in low carbon microalloyed steels. **ISIJ International**, v. 41, n. 1, p. 46-55, 2001.

LIAO, J.; IKEUCHI, K.; MATSUDA, F. Toughness investigation on simulated weld HAZs of SQV-2^a pressure vessel steel. **Nuclear Engineering and Design**, 183, p. 9-20, 1998.

LIMA, K.R.S. **Comportamento de Aços da Classe 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 – Carbon and Alloy Steels**. 4th ed. Miami: American Welding Society, 1994. 940 p.

LOIZA, G. Soldadura de tuberías (1a. parte). **Soldar Conarco - ESAB**, n. 119, p. 15-19, julio 2003.

LOUREIRO, A. J. R. Effect of heat input on plastic deformation of undermatched welds. **Journal of Materials Processing Technology**, 128, p. 240-249, 2002.

MACHADO, I. G. **Soldagem e técnicas conexas: Processos**. Porto Alegre: editado pelo autor, 1996. 477 p.

MARTAWIBAWA, V. **Manual de soldagem duto Leste-Oeste China**. Hobart Brothers, 28 p. Outubro 2002.

MEESTER, B. The weldability of modern structural TMCP steels. **ISIJ International**, v. 37, n. 6, p. 537-551, 1997.

MACIEL, T. M. et al. CT-24 Estudo da soldabilidade do aço de alta resistência baixa liga API 5L-X60. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM. 27., CD-Rom único, 2001, Campinas.

MILLER, D. K.; HIETPAS, J.; DEPUE, R. Welding FAQs. **Welding Journal**, v. 81, n. 12, p. 41, December 2002.

MOHANDAS, T; MADHUSUDAN REDDY, G; KUMAR, B. S. Heat-affected zone softening in high-strength low-alloy steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 88, p. 284-294, 1999.

MARQUES, P. V. **Tecnologia da soldagem**. Belo Horizonte: ESAB, 1991, 352 p.

MONTGOMERY, D. C. **Design and analysis of experiments**. 4th ed. John Wiley & Sons, 1996. 704 p.

PAULES, JOHN R.. Developments in HSLA Steel products. **JOM-The journal of the minerals, metals & materials society**. January 1991. p 41-44.

QIU, H. et al. Fracture Mechanics and Toughness of the welding heat affected zone in structural steel under static and dynamic loading. **Metallurgical and materials transactions A**, v. 31A, p. 2785-2791, nov. 2000.

ROBERTS, WILLIAM L.. **Hot Rolling of Steel**. New York: Dekker, 1983. Chapter 2: Types of hot rolled products.

RODGERS, K. J.; LOCHHEAD, J. C. Self-shielded flux cored arc welding – The route to good fracture toughness. **Welding Journal**, v. 66, n. 7, p. 49-59, july 1987.

RODRIGUES, P. C. M.; PEREMOLA, E. V.; SANTOS, D. B. Mechanical properties of na HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling. **Materials Science & Engineering**, A283, p. 136-143, 2000.

SANTOS NETO, N. F. S. **Caracterização de soldas em aço API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento**. 2003. 87 p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

SENUMA, T. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets. **ISIJ International**, v. 41, n. 6, p. 520-532, 2001.

SILVA, A. V; DOMINGUES, J.R; SILVEIRA E SILVA, J. M; MARTINS DA COSTA, M.A. . CT-19 Estudo de soldabilidade de tubos sem costura temperados e revenidos em aço API 5L X70 e X80. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM. 27., CD-Rom único, 2001, Campinas.

SILVA, J. H. F.; ARANTES, F. M. L.; TREVISAN, R. E. Comparação das características econômicas de eletrodos tubulares e arame sólido em soldas de revestimento. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO. 2., CD-Rom único, 2003, Uberlândia.

SOUZA, S. A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos – Fundamentos teóricos e práticos**, 5ª Ed. São Paulo: Editora Edgar Blücher Ltda, 1982. 286 p.

STUART, HARRY. The properties and processing of microalloyed HSLA Steels. **JOM-The journal of the minerals, metals & materials society**. January 1991. p 35-40.

TREVISAN, R. E. et al. (IPC02-27112) Effect of interpass temperatura on morphology, microstructure and microhardness of welded API 5L X65 steel. In: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, CD-Rom único, Calgary, 2002, 5p.

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. **International Journal of fatigue**, 23, p. 103-113, 2001.

UMEKUNI, A.; MASUBUCHI, K. Usefulness of undermatched welds for high strength steels. **Welding Journal**, v. 76, n. 7, p. 256s-262s, july 1997.

WIDGERY D. J. et al. Approaches to the development of high strength weld metals. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON HIGH STRENGTH STEEL. 2002, 10 p. Disponível em: <<http://www.sintef.no/units/matek/press/index.html>> Acesso em: 7 ago. 2003.

WIDGERY D. J. High strength weld metals – routes for development. **IIW Document (II-A-098-02)**.

YURIOKA, N. Physical metallurgy of steel weldability. **ISIJ International**, v. 41, n, 6, p. 566-570, 2001.

YURIOKA, N. Comparison of preheat predictive methods. **IIW Document (IX-2025-02)**.

ZACZEK, Z.; CWIEK, S. Prediction of HAZ hardness in welds of quenched and tempered HSLA steels. **Welding Journal**, v. 72, n. 1, p. 37s-40s, January 1993.

ZHAO, M. C.; YANG, K.; SHAN, Y. The effect of thermomechanical control process on microstructure and mechanical properties of a commercial pipeline steel. **Materials Science & Engineering**, A335, p. 14-20, 2002.

ANEXO 1

MEDIÇÕES DO ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS - HV 500 gf

Temperatura (°C)	Passe PR		Passe P1		Passe P2		Passe P3		Passe P4		Passe P5	
	E71-T1	E71T8-K6										
Ambiente	189,7	212,2	199,6	214,8	227	232,5	200,8	223,9	201,7	232,1	218,4	233,2
	201,7	213,5	184,9	218,4	218,7	225,3	195,5	213,5	211,8	226,3	218,4	231,7
	204,1	213,8	200,8	227,4	226,7	207,7	222,8	200,5	209,6	231,7	218,7	235,4
	180,3	188,4	221,4	197	176,1	201,1	207,7	209,6	250,8	209,6	211,5	226,7
	185,2	198,1	209	187,6	179,1	208	210,9	184,7	255,8	223,9	222,8	215,4
	182,1	182,6	203,5	182,8	176,8	202,5	201,7	178,6	232,1	193	227,4	208,4
100	173,5	192,2	192,2	223,5	224,2	202	233,2	180,6	227	232,5	211,5	216,1
	182,8	200,2	222,8	228	213,8	201,1	226	179,3	229,5	216,4	209,9	217,7
	196,7	196,1	203,1	216,1	201,4	198,7	234,7	187,3	219,4	212,8	217,7	226,3
	216,1	216,1	231,4	220,4	226	195	201,1	196,7	221,8	212,8	240,4	230,3
	173	233,9	236,9	228,1	228,8	199	214,4	176,6	229,2	221,8	250,4	217,4
	169,3	227,7	245,9	219,7	222,8	206,8	199,9	204,7	241,9	215,1	249,5	231,7
160	166,3	210,9	254,5	211,5	209,6	224,9	187,8	192,2	188,9	207,4	203,1	225,3
	174,4	197,3	239,2	216,4	209,3	209	198,7	189,4	212,2	213,1	208,4	225,6
	184,9	203,1	227,7	218,4	217,1	219,1	187	198,7	218,1	213,8	204,1	224,6
	182,6	184,9	183,4	209	176,3	203,1	205,3	205,9	210,2	221,8	219,1	221,8
	188,1	189,7	200,8	196,4	175,6	193,6	223,9	207,4	215,4	213,5	231	240
	187	194,8	209	219,4	176,1	202,8	214,1	202,3	237,3	219,7	204,7	229,2

ANEXO 1

MEDIÇÕES DO ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS - HV 500 gf

ZONA TERMICAMENTE AFETADA - ZTA						METAL DE BASE					
T ambiente		T 100 °C		T 160 °C							
E71T-1	E71T8-K6	E71T-1	E71T8-K6	E71T-1	E71T8-K6						
221,8	219,7	207,1	199,3	209,6	208,4	233,6	233,9	241,9	240,8	223,2	246,3
231	209,9	203,1	211,5	207,1	213,5	224,9	235,8	235,4	232,8	230,6	231,0
209,3	236,9	225,3	218,1	203,1	209,3	241,5	227,7	239,6	241,2	226,7	241,5
215,1	229,5	219,1	191,6	209,3	202	218,7	213,8	234,3	241,9	221,8	240,4
227	195,3	232,5	200,2	208,7	207,1	222,8	232,8	224,6	235,4	235,1	255,4
233,6	193,6	223,9	207,1	225,3	202,8	223,5	236,2	220,8	260,1	231,7	234,7
227	198,7	206,5	204,4	217,4	219,4	214,1	238,1	232,5	248,7	235,1	234,3
221,1	191,1	208,7	226	205,6	223,2	224,9	243,1	226,0	248,3	232,5	228,8
210,6	235,1	197,6	225,3	183,9	205,9	240,9	230,6	231,4	251,2	224,6	234,7
204,7	239,6	219,1	224,6	205,9	199,6	240,0	225,3	235,1	246,7	229,6	232,1
218,4	223,2	223,2	209,9	212,5	211,5	227,7	226,7	237,3	239,2	242,3	239,2
212,2	215,1	219,1	205,9	209,9	194,1	231,4	223,9	231,0	235,8	219,4	232,8
210,9	213,5	212,2	214,1	194,4	210,9	230,3	235,1	232,1	241,9	223,2	241,5
218,7	221,8	234,7	231,4	218,1	187,8	222,8	241,5	236,2	241,5	221,8	226,0
210,2	213,8	220,1	187,8	197,6	214	211,5	233,9	248,3	255,8	211,8	242,3
211,5	209	211,8	182,1	201,7	221,1	211,2	223,9	235,8	237,3	184,4	235,4
226,3	204,1	216,4	194,1	222,1	210,9	239,2	220,1	233,6	227,0	224,2	232,1
223,2	207,4	211,2	192,2	186	220,1	224,6	236,2	228,8	245,1	237,3	251,6
219,7	212,5	220,1	202,5	201,4	190,3	219,7	229,9	237,7	234,7	239,6	243,1
217,7	214,4	214,8	181,3	208,7	199,9	220,1	232,5	233,2	247,1	232,8	235,8
226,3	198,4	228,1	192,5	201,4	210,9	252,4	276,5	233,2	252,0	235,4	217,4
229,9	200,2	211	214,2	201	220,1	244,3	246,3	221,4	244,7	236,2	226,7
221,1	199	223,5	213,5	221	190,3	241,2	256,2	226,0	240,4	229,5	238,1
205	194,4	209	207	211	199,9	244,7	254,5	227,0	247,9	224,2	229,5

ANEXO 1

Planejamento por Níveis - Análise de variância Ensaio de microdureza

Passe PR

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	189,7	201,7	204,1	180,3	185,2	182,1	1143,1	190,5	2811,06	582,488	2228,58	1,96	3,68
100	193,9	182,8	196,7	216,1	205	169,3	1163,8	194,0					
160	166,3	174,4	184,9	182,6	188,1	187	1083,3	180,6					
							3390,2	188,3					

Fo < F: Não Rejeita HO

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	212,2	213,5	213,8	188,4	198,1	182,6	1208,6	201,4	3539,99	633,69	2906,30	1,64	3,68
100	192,2	200,2	196,1	216,1	233,9	227,7	1266,2	211,0					
160	210,9	197,3	203,1	184,9	189,7	194,8	1180,7	196,8					
							3655,5	203,1					

Fo < F: Não Rejeita HO

t=2,571						n	
S T1	S T8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
10,14	13,79	190,52	201,43	9,526	10,072	7	12
16,45	17,44	193,97	211,03	9,698	10,552	19	18
8,52	9,32	180,55	196,78	9,028	9,839	6	6

Passe P1

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	199,6	184,9	200,8	221,4	209	203,5	1219,2	203,2	7522,23	1233,67	6288,55	1,47	3,68
100	192,2	222,8	203,1	231,4	236,9	245,9	1332,3	222,1					
160	254,5	239,2	227,7	183,4	200,8	209	1314,6	219,1					
							3866,1	214,8					

Fo < F: Não Rejeita HO

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	214,8	218,4	227,4	197	187,6	182,8	1228	204,7	3100,93	981,363	2119,56	3,47	3,68
100	223,5	228	216,1	220,4	228,1	219,7	1335,8	222,6					
160	211,5	216,4	218,4	209	196,4	219,4	1271,1	211,9					
							3834,9	213,1					

Fo < F: Não Rejeita HO

t=2,571						n	
S T1	S T8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
11,99	18,09	203,20	204,67	10,160	10,233	9	21
20,63	4,81	222,05	222,63	11,103	11,132	23	1
26,24	8,57	219,10	211,85	10,955	10,593	38	4

ANEXO 1

Planejamento por Níveis - Análise de variância Ensaio de microdureza

Passe P2

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	227	218,7	226,7	176,1	179,1	176,8	1204,4	200,7	7935,30	2095,551	5839,75	2,69	3,68
100	224,2	213,8	201,4	226	228,8	222,8	1317	219,5					
160	209,6	209,3	217,1	176,3	175,6	176,1	1164	194,0					
							3685,4	204,7					

Fo < F: Não Rejeita HO

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	232,5	225,3	207,7	201,1	208	202,5	1277,1	212,9	2059,52	480,3011	1579,22	2,28	3,68
100	202	201,1	198,7	195	199	206,8	1202,6	200,4					
160	224,9	209	219,1	203,1	193,6	202,8	1252,5	208,8					
							3732,2	207,3					

Fo < F: Não Rejeita HO

α=								n	
t=2,571	5%	S T1	S T8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
		25,82	12,93	200,73	212,85	10,037	10,643	44	10
		10,22	3,95	219,50	200,43	10,975	10,022	6	1
		19,92	11,53	194,00	208,75	9,700	10,438	28	8

Passe P3

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	200,8	195,5	222,8	207,7	210,9	201,7	1239,4	206,6	3508,59	775,1678	2733,42	2,13	3,68
100	233,2	226	234,7	201,1	214,4	199,9	1309,3	218,2					
160	187,8	198,7	187	205,3	223,9	214,1	1216,8	202,8					
							3765,5	209,2					

Fo < F: Não Rejeita HO

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	223,9	213,5	200,5	209,6	184,7	178,6	1210,8	201,8	3096,71	697,1033	2399,60	2,18	3,68
100	180,6	179,3	187,3	196,7	176,6	204,7	1125,2	187,5					
160	192,2	189,4	198,7	205,9	207,4	202,3	1195,9	199,3					
							3531,9	196,2					

Fo < F: Não Rejeita HO

α=								n	
t=2,571	5%	S T1	S T8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
		9,62	17,43	206,57	201,80	10,328	10,090	6	20
		15,49	11,08	218,22	187,53	10,911	9,377	13	9
		14,63	7,31	202,80	199,32	10,140	9,966	14	4

ANEXO 1

Planejamento por Níveis - Análise de variância Ensaio de microdureza

Passe P4

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	201,7	211,8	209,6	250,8	255,8	227,4	1357,1	226,2	4822,58	737,71	4084,87	1,35	3,68
100	227	229,5	219,4	221,8	229,2	241,9	1368,8	228,1					
160	188,9	212,2	218,1	210,2	215,4	237,3	1282,1	213,7					
							4008	222,7					

Fo < F: Não Rejeita HO

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	232,1	226,3	231,7	209,6	223,9	193	1316,6	219,4	1664,60	70,0411	1594,56	0,33	3,68
100	232,5	216,4	212,8	212,8	221,8	215,1	1311,4	218,6					
160	207,4	213,1	213,8	221,8	213,5	219,7	1289,3	214,9					
							3917,3	217,6					

Fo < F: Não Rejeita HO

t=2,571 α=5%						n	
S T1	S T8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
22,65	15,32	226,18	219,43	11,309	10,972	27	13
7,88	7,59	228,13	218,57	11,407	10,928	3	3
15,55	5,16	213,68	214,88	10,684	10,744	14	2

Passe P5

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	218,4	218,4	218,7	211,5	222,8	227,4	1317,2	219,5	3557,94	996,671	2561,27	2,92	3,68
100	211,5	209,9	217,7	240,4	250,4	249,5	1379,4	229,9					
160	203,1	208,4	204,1	219,1	231	204,7	1270,4	211,7					
							3967	220,4					

Fo < F: Não Rejeita HO

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	233,2	231,7	235,4	226,7	215,4	208,4	1350,8	225,1	1106,75	61,2878	1045,46	0,44	3,68
100	216,1	217,7	226,3	230,3	217,4	231,7	1339,5	223,3					
160	225,3	225,6	224,6	221,8	240	229,2	1366,5	227,8					
							4056,8	225,4					

Fo < F: Não Rejeita HO

t=2,571 α=5%						n	
S T1	S T8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
5,30	10,87	219,53	225,13	10,977	11,257	2	6
18,98	7,02	229,90	223,25	11,495	11,163	18	3
11,13	6,45	211,73	227,75	10,587	11,388	7	2

ANEXO 1

Planejamento por Níveis - Análise de variância Ensaio de microdureza

ZTA

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;51
AMB	221,8	210,6	226,3	215,1	210,9	226,3	3931,9	218,4	4960,35	550,5483	4409,80	3,18	3,19
	231	204,7	223,2	227	210,2	229,9							
	209,3	212,2	219,7	221,1	211,5	221,1							
100	207,1	206,5	216,4	219,1	219,1	214,8	3876	215,3					
	203,1	208,7	211,2	223,9	219,2	228,1							
	225,3	197,6	220,1	220,1	212,2	223,5							
160	209,6	205,6	197,6	209,3	209,9	201,4	3698,4	205,5					
	207,1	205,9	201,7	208,7	194,4	208,7							
	203,1	212,5	186	217,4	218,1	201,4							
							11506,3	213,1					

Fo < F: Não Rejeita HO

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;51
AMB	235,1	210,9	204,1	215,1	193,6	198,4	3769,4	209,4	8532,7	82,13593	8450,55	0,25	3,19
	239,6	209,9	207,4	213,5	198,7	200,2							
	223,2	195,3	212,5	221,8	191,1	199							
100	226	199,3	187,8	209,9	200,2	192,2	3675,4	204,2					
	225,3	211,5	182,1	214,1	207,1	181,3							
	224,6	191,6	194,1	231,4	204,4	192,5							
160	208,4	205,9	220,1	207,1	200,8	195,3	3727,5	207,1					
	213,5	199,6	210,9	202,8	197	199,9							
	209,3	204,4	218,1	219,4	205	210							
							11172,3	206,9					

Fo < F: Não Rejeita HO

α=								n	
t=2,571	5%	ST1	ST8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
		8,02	13,77	218,44	209,41	10,922	10,471	4	11
		8,31	15,59	215,33	204,19	10,767	10,209	4	15
		7,83	7,41	205,47	207,08	10,273	10,354	4	3

ANEXO 2

MEDIÇÕES DO ENSAIO DE MACRODUREZA BRINELL - HB 62,5 Kgf

Temp. (°C)	Passe PR		Passe P1		Passe P2		Passe P3		Passe P4		Passe P5		ZTA	
	E71-T1	E71T8-K6	E71T-1	E71T8-K6										
Ambiente	191	191	204	191	203	191	185	198	201	210	206	218	225	204
	191	179	198	191	202	185	191	185	195	210	205	225	224	191
	185	179	204	198	191	198	185	204	210	204	212	218	198	204
	179	185	191	191	184	185	204	204	215	204	230	225	218	185
	198	191	198	191	183	191	191	198	218	218	215	225	210	191
	179	191	198	198	184	191	191	204	216	210	216	233	224	185
100	183	191	196	204	195	198	205	191	204	218	218	218	204	218
	176	185	203	204	195	191	198	185	218	210	210	218	204	204
	177	179	190	198	198	185	201	198	218	218	218	218	198	198
	174	198	205	210	204	185	186	178	204	210	225	204	198	198
	174	198	212	218	191	191	187	179	210	204	230	204	204	198
	174	198	210	218	218	185	182	174	218	198	230	204	210	210
160	198	198	185	191	185	191	190	174	204	218	218	218	208	204
	198	204	187	185	201	191	181	191	204	210	225	218	204	198
	204	198	192	191	191	191	179	191	198	218	210	210	216	185
	198	198	204	191	185	191	186	179	198	210	210	204	190	204
	198	198	203	198	181	185	204	185	198	204	204	210	198	185
	204	191	207	191	176	191	195	191	191	191	204	218	192	204
Metal de Base	242	218	225	225	225	210								
	218	242	218	210	242	210								
	218	225	218	218	233	210								
	205	204	210	218	218	218								
	210	210	218	218	210	218								
	210	210	218	218	218	218								

ANEXO 2

Planejamento por Níveis - Análise de variância Ensaio de macrodureza

Passe PR

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	191	191	185	179	198	179	1123	187,2	2078,50	1684,333	394,17	32,05	3,68
100	183	176	177	174	174	174	1058	176,3					
160	198	198	204	198	198	204	1200	200,0					
							3381	187,8					

Fo > F: Rejeita HO

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	191	179	179	185	191	191	1116	186,0	1005,11	420,7778	584,33	5,40	3,68
100	191	185	179	198	198	198	1149	191,5					
160	198	204	198	198	198	191	1187	197,8					
							3452	191,8					

Fo > F: Rejeita HO

t=2,571 α= 5%						n	
S T1	S T8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
7,55	5,90	187,17	186,00	9,358	9,300	4	3
3,50	8,07	176,33	191,50	8,817	9,575	1	5
3,10	4,12	200,00	197,83	10,000	9,892	1	1

Passe P1

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	204	198	204	191	198	198	1193	198,8	1041,61	122,1111	919,50	1,00	3,68
100	196	203	190	205	212	210	1216	202,7					
160	185	187	192	204	203	207	1178	196,3					
							3587	199,3					

Fo < F: Não Rejeita HO

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	191	191	198	191	191	198	1160	193,3	1575,61	1092,111	483,50	16,94	3,68
100	204	204	198	210	218	218	1252	208,7					
160	191	185	191	191	198	191	1147	191,2					
							3559	197,7					

Fo > F: Rejeita HO

t=2,571 α= 5%						n	
S T1	S T8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
4,83	3,61	198,83	193,33	9,942	9,667	2	1
8,38	8,16	202,67	208,67	10,133	10,433	5	4
9,50	4,12	196,33	191,17	9,817	9,558	6	1

ANEXO 2

Planejamento por Níveis - Análise de variância Ensaio de macrodureza

Passe P2

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	203	202	191	184	183	184	1147	191,2	1856,28	579,11111	1277,17	3,40	3,68
100	195	195	198	204	191	218	1201	200,2					
160	185	201	191	185	181	176	1119	186,5					
							3467	192,6					

Fo < F: Não Rejeita HO

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	191	185	198	185	191	191	1141	190,2	295,78	4,7777778	291,00	0,12	3,68
100	198	191	185	185	191	185	1135	189,2					
160	191	193	191	191	185	191	1142	190,3					
							3418	189,9					

Fo < F: Não Rejeita HO

$\alpha=$ t=2,571 5%						n	
S T1	S T8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
9,24	4,83	191,17	190,17	9,558	9,508	6	2
9,75	5,23	200,17	189,17	10,008	9,458	6	2
8,67	2,73	186,50	190,33	9,325	9,517	6	1

Passe P3

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	185	191	185	204	191	191	1147	191,2	1162,50	48	1114,50	0,32	3,68
100	205	198	201	186	187	182	1159	193,2					
160	190	181	179	186	204	195	1135	189,2					
							3441	191,2					

Fo < F: Não Rejeita HO

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	198	185	204	204	198	204	1193	198,8	1750,28	805,77778	944,50	6,40	3,68
100	191	185	198	178	179	174	1105	184,2					
160	174	191	191	179	185	191	1111	185,2					
							3409	189,4					

Fo > F: Rejeita HO

$\alpha=$ t=2,571 5%						n	
S T1	S T8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
6,94	7,39	191,17	198,83	9,558	9,942	3	4
9,37	9,02	193,17	184,17	9,658	9,208	6	6
9,33	7,28	189,17	185,17	9,458	9,258	6	4

ANEXO 2

Planejamento por Níveis - Análise de variância Ensaio de macrodureza

Passe P4

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F _{0,05;2;15}
AMB	201	195	210	215	218	216	1255	209,2	1360,00	576,333	783,67	5,52	3,68
100	204	218	218	204	210	218	1272	212,0					
160	204	204	198	198	198	191	1193	198,8					
							3720	206,7					

Fo > F: Rejeita H₀

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F _{0,05;2;15}
AMB	210	210	204	204	218	210	1256	209,3	956,50	4,33333	952,17	0,03	3,68
100	218	210	218	210	204	198	1258	209,7					
160	218	210	218	210	204	191	1251	208,5					
							3765	209,2					

Fo < F: Não Rejeita H₀

t=2,571 α= 5%						n	
S T1	S T8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
9,24	5,16	209,17	209,33	10,458	10,467	5	2
6,93	7,84	212,00	209,67	10,600	10,483	3	4
4,83	10,11	198,83	208,50	9,942	10,425	2	6

Passe P5

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F _{0,05;2;15}
AMB	206	205	212	230	215	216	1284	214,0	1395,78	332,111	1063,67	2,34	3,68
100	218	210	218	225	230	230	1331	221,8					
160	218	225	210	210	204	204	1271	211,8					
							3886	215,9					

Fo < F: Não Rejeita H₀

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F _{0,05;2;15}
AMB	218	225	218	225	225	233	1344	224,0	1212,00	588	624,00	7,07	3,68
100	218	218	218	204	204	204	1266	211,0					
160	218	218	210	204	210	218	1278	213,0					
							3888	216,0					

Fo > F: Rejeita H₀

t=2,571 α= 5%						n	
S T1	S T8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
9,06	5,59	214,00	224,00	10,700	11,200	5	2
7,91	7,67	221,83	211,00	11,092	10,550	3	3
8,26	5,90	211,83	213,00	10,592	10,650	4	2

ANEXO 2

Planejamento por Níveis - Análise de variância Ensaio de macrodureza

ZTA

Temp.	E71T-1						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	225	224	198	218	210	224	1299	216,5	1996,94	830,111	1166,83	5,34	3,68
100	204	198	204	204	198	210	1218	203,0					
160	208	204	216	190	198	192	1208	201,3					
							3725	206,9					

Fo > F: Rejeita HO

Temp.	E71T8-K6						Yi.	Yi. (media)	SST	SSTrat	SSE	Fo	F0,05;2;15
AMB	200	200	191	191	185	185	1152	192,0	1454,50	530,333	924,17	4,30	3,68
100	220	198	198	204	198	210	1228	204,7					
160	202	185	185	198	200	199	1169	194,8					
							3549	197,2					

Fo > F: Rejeita HO

t=2,571 α= 5%						n	
S T1	S T8	media T1(μ)	media T8(μ)	δ T1	δ T8	E71T-1	E71T8-K6
10,69	6,75	216,50	192,00	10,825	9,600	6	3
4,52	8,91	203,00	204,67	10,150	10,233	1	5
9,93	7,73	201,33	194,83	10,067	9,742	6	4