

SOLDAGEM DE VARETAS COMBUSTÍVEIS  
DE AÇO INOXIDÁVEL PARA REATORES  
NUCLEARES

**UNICAMP**  
**BIBLIOTECA CENTRAL**

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

*Este exemplar corresponde a redação final da tese defendida por  
Maurício David Martins das Neves e aprovada pela comissão  
fulguradora em 05/01/1987. Angelo Fernando Padilha*

SOLDAGEM DE VARETAS COMBUSTÍVEIS DE AÇO INOXIDÁVEL PARA  
REACTORES NUCLEARES

Maurício David Martins das Neves

Orientador: Prof. Dr. ANGELO FERNANDO PADILHA

Co-orientador: Prof. Dr. ANTONIO CELSO FONSECA DE ARRUDA

Trabalho apresentado à Comissão de Pós-  
Graduação da Faculdade de Engenharia de  
Campinas, como parte dos requisitos pa  
ra a obtenção do título de MESTRE EM EN  
GENHARIA MECÂNICA.

- 1986 -

UNICAMP  
BIBLIOTECA CENTRAL

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

Tese de: MESTRADO

Título da Tese: SOLDAGEM DE VARETAS COMBUSTÍVEIS DE AÇO  
INOXIDÁVEL PARA REATORES NUCLEARES

Autor: MAURÍCIO DAVID MARTINS DAS NEVES

Orientador: Angelo Fernando Padilha

Co-orientador: Antonio Celso Fonseca de Arruda

Aprovado por

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dr.

, Presidente

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dr.

\_\_\_\_\_  
Prof. Dr..

Campinas, de

198

Aos meus pais

## AGRADECIMENTOS

Aos professores, Dr. Angelo Fernando Padilha e Dr. Antonio Celso Fonseca Arruda pela orientação e incentivo que tornaram este trabalho possível.

Ao Chefe do Departamento de Metalurgia Nuclear (IPEN-CNEN/SP), Ivan de Aquino Viana, pelo apoio e facilidades oferecidas durante a execução deste trabalho.

Ao Dr. Francisco Ambrózio Filho pelas proveitosas discussões no decorrer da redação.

À Nivaldo Dias de Oliveira, pela cuidadosa confecção dos desenhos.

Ao Prof.Dr. Hélio Goldstein e Claudio Schon do Departamento de Engenharia Metalúrgica da EPUSP pelo auxílio no trabalho fotográfico.

Ao corpo de funcionários da Divisão de Controle de Qualidade (MMQ), e da Oficina Mecânica (IEO), do IPEN, pela colaboração no decorrer do trabalho.

Aos amigos do Departamento de Metalurgia Nuclear e em especial a Aldenice Alves Batista e Marlene de Fátima P. Marcelino, Ana Lúcia Rodrigues, Cristiano S. Mucsi e Isolda Costa, pelo apoio e auxílio durante o desenvolvimento deste trabalho.

À amiga Angélica da Graça Moraes pela paciente revisão ortográfica do texto.

À Comissão Naval em São Paulo (COPESP), pelo apoio financeiro durante parte do trabalho.

A Superintendência do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares pela oportunidade e facilidades de pesquisa.

A todos que direta ou indiretamente colaboraram para a execução deste trabalho.

## ÍNDICE

	Pág.
CAPÍTULO 1 .....	01
INTRODUÇÃO .....	01
1.1. Tipos de combustíveis nucleares .....	01
1.2. Combustíveis do tipo vareta .....	03
1.3. Elemento combustível de reatores PWR .....	04
1.3.1. Varetas combustíveis do PWR .....	07
1.3.2. Grade espaçadora .....	09
1.3.3. Tubo guia .....	09
1.3.4. Barras de controle .....	10
1.3.5. Peças terminais .....	10
1.4. Unidade crítica do IPEN .....	11
1.5. Soldagem da vareta combustível .....	11
1.5.1. Material do encamisante .....	11
1.5.2. Processos de soldagem .....	15
1.5.3. Gases utilizados na soldagem .....	16
1.6. Transformações nos aços inoxidáveis austeníti - COS .....	17
1.6.1. Solidificação .....	18
1.6.2. Transformação da ferrita $\delta$ para austeni ta .....	23
1.6.2.1. Efeito da ferrita $\delta$ .....	24
1.6.3. Recuperação .....	25

	Pág.
1.6.4. Recristalização .....	27
1.6.5. Crescimento de grão .....	29
1.6.6. Ocorrência de carbonetos, fases interme- tálicas e fases induzidas por deformação	30
1.7. Efeitos da irradiação neutrônica nos aços inoxi- dáveis austeníticos .....	32
 CAPÍTULO 2 .....	 36
OBJETIVOS DO TRABALHO .....	36
 CAPÍTULO 3 .....	 38
MATERIAIS E MÉTODOS .....	38
3.1. Materiais.....	38
3.2. Fabricação dos tubos .....	39
3.3. Caracterização dos componentes .....	40
3.3.1. Caracterização dos tubos .....	40
3.3.2. Caracterização dos tampões .....	41
3.4. Preparação para a soldagem .....	41
3.5. Características e procedimentos de soldagem ...	42
3.6. Caracterização da soldagem .....	43
3.6.1. Inspeção Visual .....	43
3.6.2. Exame dimensional .....	43
3.6.3. Caracterização microestrutural .....	44



	Pág.
3.6.3.1. Preparação metalográfica .....	44
3.6.3.2. Observação metalográfica .....	45
3.6.3.3. Metalografia quantitativa .....	45
Medida de ferrita $\delta$ .....	45
Medida do tamanho de grão .....	45
3.6.3.4. Curvas de microdureza x dis- tância .....	46
3.6.3.5. Difração de Raios-X .....	46
3.6.4. Ensaio de Vazamento .....	47
3.6.5. Radiografia .....	47
3.6.6. Ensaio de arrebatamento .....	47
CAPÍTULO 4 .....	49
RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	49
4.1. Fabricação e caracterização dos tubos .....	49
4.1.1. Fabricação dos tubos .....	50
4.1.2. Caracterização dos tubos .....	52
4.1.2.1. Ensaios dimensionais e qualida <u>d</u> de da superfície dos tubos ...	53
4.1.2.2. Ensaios de tração à temperatu- ra ambiente .....	55
4.1.2.3. Ensaios de pressurização à tem <u>p</u> peratura ambiente .....	59
4.1.2.4. Caracterização microestrutural	60

	Pág.
4.2. Soldagem dos tampões e caracterização das soldas .....	62
4.2.1. Procedimentos e parâmetros de soldagem..	64
4.2.2. Ensaaios destrutivos e não destrutivos da vareta soldada .....	72
4.2.2.1. Ensaaios não destrutivos .....	74
Inspeção Visual .....	74
Exame dimensional .....	74
Inspeção radiográfica .....	75
Ensaaios de vazamento .....	75
4.2.2.2. Ensaaios destrutivos (pressurização até arrebentamento) .....	77
4.2.3. Análise microestrutural das soldas .....	77
4.2.3.1. Zona de fusão .....	80
Porcentagem de ferrita $\delta$ na zona de fusão .....	86
Reações na interface "zona de fusão - Zona afetada pelo calor" .....	89
Crescimento epitaxial ...	90
Fusão no contorno de grão	91
4.2.3.2. Zona afetada pelo calor .....	93
CAPÍTULO 5 .....	100
CONCLUSÕES .....	100
APÊNDICE .....	103
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	105

# SOLDAGEM DE VARETAS COMBUSTÍVEIS DE AÇO INOXIDÁVEL

## PARA REATORES NUCLEARES

Maurício David Martins das Neves

### R E S U M O

O presente trabalho descreve a obtenção de varetas combustíveis, com encamisamento de aços inoxidáveis austeníticos, para reatores nucleares. Dois aspectos foram abordados com maior ênfase: a) obtenção e qualificação dos tubos de aço inoxidável AISI 304 e 304 L; b) soldagem circunferencial das extremidades dos tubos aos tampões do mesmo material e qualificação das soldas.

Os tubos, com dimensões características especiais, foram obtidos por trefilação com mandril fixo. Foram obtidos tubos de aço 304 e 304 L, com e sem costura. Os tubos apresentaram precisão dimensional, rugosidade superficial, propriedades mecânicas e características microestruturais adequadas. Não se constatou diferenças dignas de menção entre as propriedades dos tubos com costura e dos tubos sem costura.

O processo de soldagem utilizado foi o TIG ("Tungsten Inert Gas"). Foram estudados os seguintes parâmetros de soldagem: gás de proteção (argônio e hélio); corrente de soldagem; velocidade de rotação do tubo; comprimento de arco; posicionamen

to do eletrodo e vazão de gás. Foi desenvolvida uma câmara de soldagem, com atmosfera protetora, visando diminuir a oxidação superficial e a zona afetada pelo calor.

As soldas foram avaliadas com auxílio de ensaios destrutivos (pressurização até arrebentamento, levantamento de perfis de microdureza e análise metalográfica) e não destrutivos (inspeção visual, exame dimensional, radiografia e vazamento de hélio). Em função dos resultados obtidos são sugeridos dois ciclos de soldagem: um para argônio e outro para hélio.

As modificações microestruturais, causadas pela soldagem, foram estudadas minuciosamente. A utilização de tubos, previamente encruados, permitiu a identificação e o estudo por meio de microscopia ótica e medidas de microdureza das várias regiões, são elas: zona de fusão; zona afetada pelo calor (região de crescimento de grão, região total e parcialmente recristalizada) e, finalmente zona não afetada pelo calor. Foram estabelecidas algumas relações entre parâmetros de soldagem e fenômenos metalúrgicos, tais como: solidificação; recuperação; recristalização; crescimento de grão e precipitação, que ocorrem durante o processo.

# WELDING OF STAINLESS STEEL CLAD FUEL RODS FOR NUCLEAR REACTORS

Maurício David Martins das Neves

## ABSTRACT

This work describes the obtainment of austenitic stainless steel clad fuel rods for nuclear reactors. Two aspects have been emphasized: (a) obtainment and qualification of AISI 304 and 304 L stainless steel tubes; b) the circumferential welding of pipe ends to end plugs of the same alloy followed by qualification of the welds.

Tubes with special and characteristic dimensions were obtained by set mandrel drawing. Both, seamed and seamless tubes of 304 and 304 L were obtained. The dimensional accuracy, surface roughness, mechanical properties and microstructural characteristics of the tubes were found to be adequate. The differences in the properties of the tubes with and without seams were found to be insignificant.

The TIG process of welding was used. The influence of various welding parameters were studied: shielding gas (argon and helium), welding current, tube rotation speed, arc length, electrode position and gas flow. An inert gas welding chamber was developed and constructed with the aim of reducing surface oxidation and the heat affected zone.

The welds were evaluated with the aid of destructive tests (burst-test, microhardness profile determination and metallographic analysis) and non destructive tests (visual inspection, dimensional examination, radiography and helium leak detection). As a function of the results obtained, two different welding cycles have been suggested; one for argon and another for helium.

The changes in the microstructure caused by welding have been studied in greater detail. The utilization of work hardened tubes, permitted the identification by optical microscopy and microhardness measurements, of the different zones: weld zone; heat affected zone (region of grain growth, region of total and partial recrystallization) and finally, the zone not affected by heat. Some correlations between the welding parameters and metallurgical phenomena such as: solidification, recovery, recrystallization, grain growth and precipitation that occurred during the process have been established.

## CAPÍTULO 1

## INTRODUÇÃO

Este trabalho aborda a soldagem autógena de tubos de aço inoxidável austenítico do tipo AISI304, para utilização como revestimento das varetas combustíveis de reatores nucleares.

Inicialmente, neste capítulo, é feito um apanhado sobre os tipos de combustíveis e de reatores nucleares, com ênfase para os reatores de potência. A seguir, descreve-se com certo nível de detalhe, o núcleo de um reator de potência do tipo PWR ("Pressurized Water Reactor"), adotado pelo programa nuclear brasileiro. Em seguida, descreve-se uma unidade crítica (Reator de Potência Zero) que está sendo construída no IPEN.

Finalmente, são discutidas as principais mudanças microestruturais que ocorrem nos aços inoxidáveis austeníticos, ocasionadas pelo processo de soldagem. As transformações que ocorrem no tubo durante a soldagem, no caso de este estar previamente encruado são: solidificação, crescimento de grão, recristalização, recuperação e precipitação.

## 1.1. TIPOS DE COMBUSTÍVEIS NUCLEARES (1)

Os combustíveis nucleares podem ser classificados, segundo seu estado de agregação, em combustíveis líquidos e sólidos.

dos. Os combustíveis líquidos constituem o núcleo dos chamados reatores homogêneos. Os combustíveis sólidos constituem a parte essencial do elemento combustível dos reatores heterogêneos.

Numerosos tipos de reatores homogêneos experimentais utilizam líquidos combustíveis ou massas fluidas:

- sais de urânio dissolvidos em água, por exemplo:  
 $UO_2SO_4$  em  $UO_2(NO_3)_2$ ;
- ligas metálicas de plutônio, por exemplo o eutético Pu-Fe com 9,5% Fe ponto de fusão aproximadamente de  $410^{\circ}C$ ;
- sais dissolvidos, como a mistura  $LiF - BeF_2 - ZrF_4 - UF_4$  com ponto de fusão por volta de  $450^{\circ}C$  e
- suspensões, por exemplo, partículas finas de  $ThO_2$  em água.

Para geração de energia elétrica (reatores de potência) utilizam-se, praticamente, apenas combustíveis sólidos:

#### 1) Metais puros ou ligas

São utilizados em reatores de pesquisa, em reatores de potência refrigerado a gás e em reatores rápidos experimentais.

#### 2) Materiais Cerâmicos (óxidos, carbonetos e nitretos)

a. Óxidos são utilizados em reatores de água leve e de água pesada, em reatores rápidos e em reatores de alta temperatura. Neste último caso utilizam-se frequentemente microesferas.

b. Carbonetos são utilizados em microesferas para reatores



de alta temperatura e, talvez no futuro, sejam utilizados em reatores rápidos regeneradores.

c. Nitretos são candidatos potenciais para combustível de reatores rápidos regeneradores.

3) Materiais Compósitos, tais como, combustíveis do tipo dispersão são utilizados em reatores de teste de materiais e em reatores de alto fluxo.

4) Microesferas recobertas são utilizadas em reatores de alta temperatura refrigerados com hélio.

A despeito da existência de numerosos tipos de combustíveis acima mencionados, os combustíveis tipo óxido ( $UO_2$ ,  $PuO_2$ ) ou mistura de óxidos como  $(U, Pu) O_2$  são os mais utilizados em reatores comerciais.

## 1.2. COMBUSTÍVEIS DO TIPO VARETA

A maioria dos reatores comerciais utilizam um empilhamento de pastilhas cerâmicas sinterizadas, as quais são encaisadas em tubos metálicos. Entre eles, podem ser realçados os reatores térmicos de água leve LWR (Liquid Water Reactor) e os de água pesada HWR (Heavy Water Reactor), além dos reatores rápidos.

Os reatores de água leve como BWR (Boiling Water Reactor) e o PWR (Pressurized Water Reactor) empregam como combustível pastilhas cilíndricas de  $UO_2$  levemente enriquecidas, com 2 a 4% de  $U^{235}$  como material físsil e  $U^{238}$  como mate

rial fértil. Já os reatores de água pesada do tipo CANDU também empregam pastilhas cilíndricas de  $UO_2$  encamisadas em tubos de zircaloy, mas tanto o material físsil como o fértil utilizado é o  $U^{238}$  (2,3,4).

Os reatores rápidos, como o LMFBR (Liquid Metal Fast Breeder Reactor), utilizam como combustível pastilhas cilíndricas da solução sólida  $UO_2$ - $PuO_2$  com 10-20% de  $Pu^{239}$  como material físsil, e  $U^{238}$  como material fértil. Essas pastilhas serão encamisadas em tubos de aço inoxidável austenítico (2,3).

Adotaram-se no Brasil, em seu programa nuclear, usinas que utilizam, como combustível, pastilhas cilíndricas de  $UO_2$  enriquecidas entre 3 e 4%. Foi escolhido, ainda, o tipo de reator de água leve pressurizada, conhecido como PWR.

### 1.3. ELEMENTO COMBUSTÍVEL DE REATORES PWR

O sistema PWR é constituído por três circuitos de água: circuito primário, secundário e o de água de circulação (Vide figura 1). A água do circuito primário é aquecida pelo calor proveniente da fissão do urânio no reator, atingindo temperaturas entre 300 e 400°C. Em seguida a água segue por tubulações até o gerador de vapor, onde vaporiza a água do circuito secundário, sem que ocorra contacto entre ambas (4). O vapor resultante do circuito secundário aciona a turbina, que movimenta o gerador, produzindo eletricidade. Para que a água do circuito primário não entre em ebulição após ultrapassar 100°C, a pressão é mantida elevada (aproximadamente 160 atmosferas), daí o nome do reator de água leve pressurizada. O ter

ceiro circuito, chamado de água de circulação, consiste em um sistema de captação de água para o condensador (2,3,4).

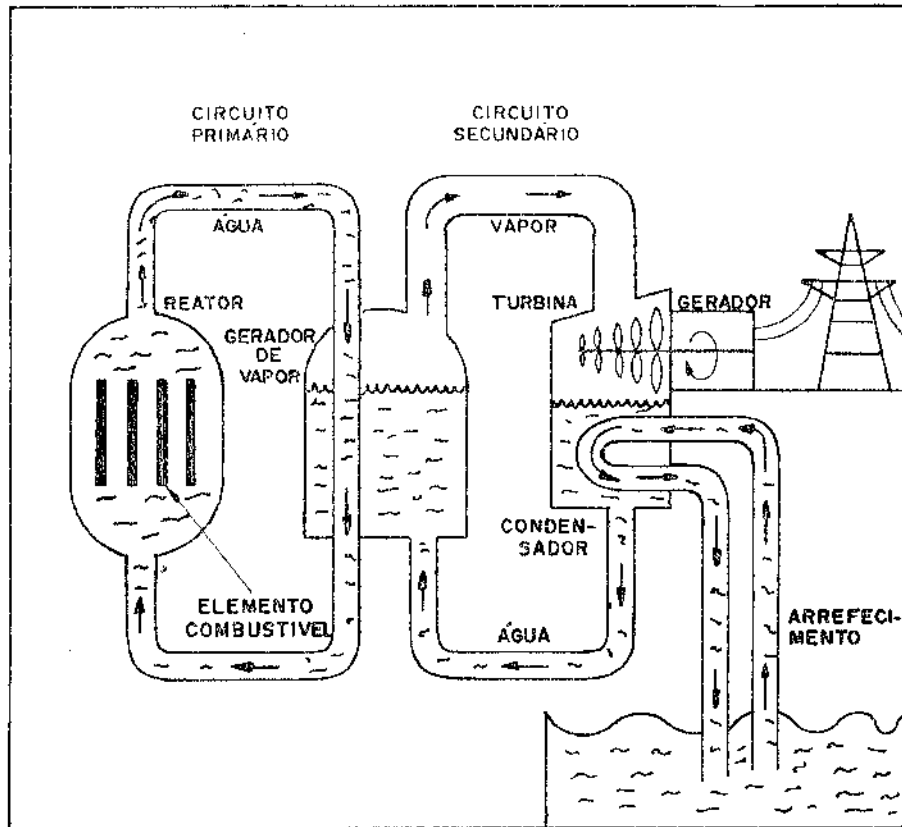


FIGURA 1. Representação esquemática de um reator PWR.

O núcleo de um reator PWR é composto de vários elementos combustíveis, dispostos de uma forma quadrada (16 x 16 ou 17 x 17 como em Angra). Um elemento combustível do PWR é constituído de um arranjo de secção quadrada, contendo de 200 a 250 varetas combustíveis convenientemente distribuídas, e 16 a 20 tubos guia para a introdução de barras de controle que serão mantidas rigidamente através de grades espaçadoras e bocais inferior e superior<sup>(5)</sup> (Vide figura 2).

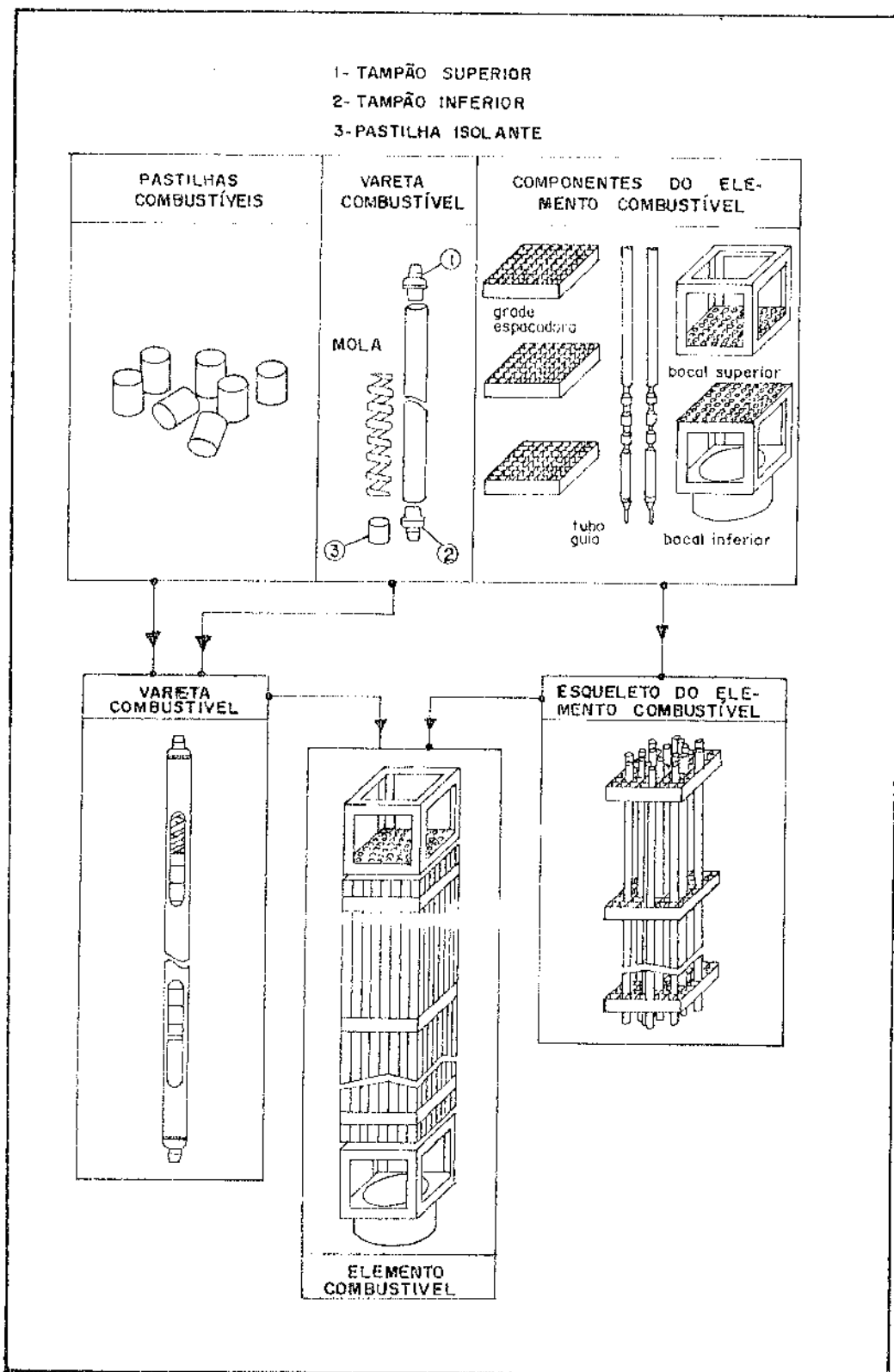


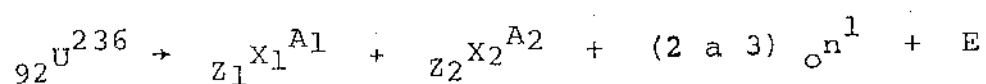
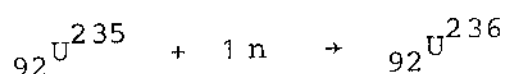
FIGURA 2. Elemento Combustível de um reator PWR.

Entre os componentes do elemento combustível, destacaremos principalmente as varetas combustíveis, grades espaçadoras, tubos guia, barras de controle e as peças terminais de nominadas de bocais, como mostrado na figura 2.

### 1.3.1. VARETAS COMBUSTÍVEIS DO PWR

As pastilhas de  $UO_2$ , que serão utilizadas no reator, são diretamente responsáveis pela geração de energia e também pela produção de neutrons que serão utilizados na chamada reação em cadeia.

O isótopo de urânio responsável pela fissão nuclear é principalmente o  $U^{235}$  segundo a reação:



onde  ${}_{Z_1}X_1^{A_1}$  e  ${}_{Z_2}X_2^{A_2}$  são os produtos de fissão, e são expressos por símbolos, em virtude da grande variedade de combinações possíveis (6). Além disso 2 a 3 neutrons são liberados a cada fissão do átomo do  $U^{235}$ , os quais causarão outras fissões dos átomos de  $U^{235}$  e uma energia de aproximadamente 200 MeV é liberada a cada fissão (7).

As pastilhas de  $UO_2$  serão acomodadas sob pressão de uma mola dentro das varetas combustíveis, visando, além da compressão de toda a carga de pastilhas fornecer um espaço fí

sico para os produtos primários da reação de fissão. Nas extremidades da coluna de pastilhas de  $UO_2$ , são colocadas pastilhas isolantes normalmente de  $Al_2O_3$  (Vide figura 3).

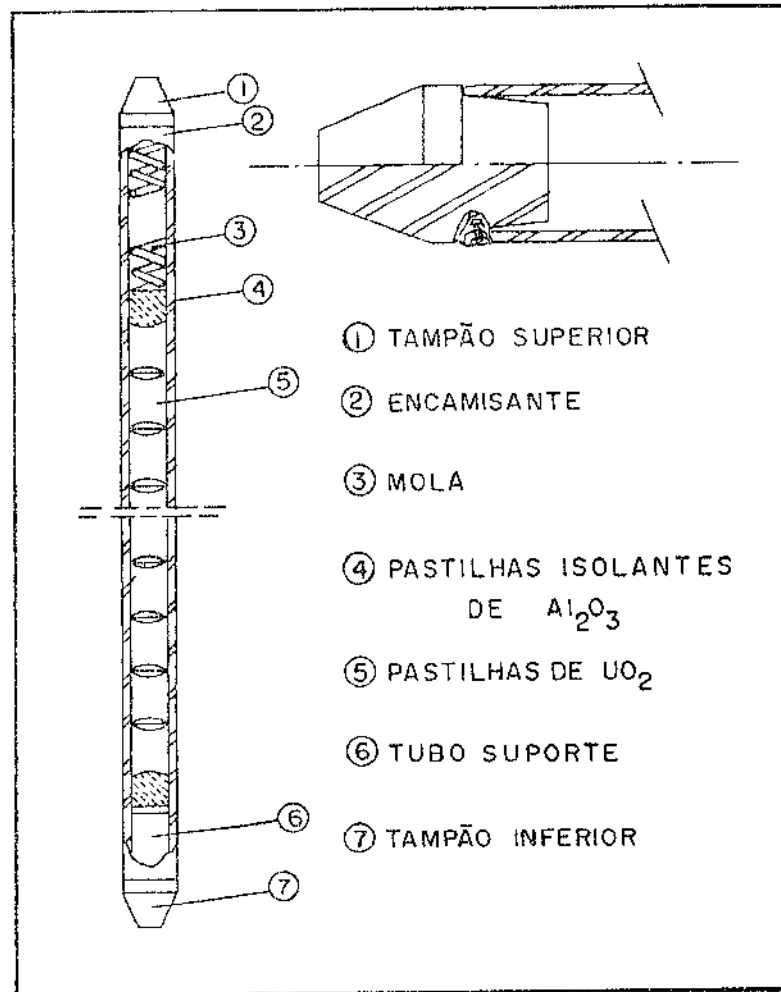


FIGURA 3. Vareta combustível de um reator PWR

As varetas são vedadas com uma pressão interna positiva de He com aproximadamente 30 atm, visando principalmente a aproveitar a alta condutividade térmica deste gás, o que melhora o desempenho térmico da vareta. A vedação das varetas, neste caso, é realizada através de soldagem circunferencial de tampões às extremidades (como mostrado em detalhe na figu-

ra 3), e com posterior selagem no tampão superior. O processo de soldagem utilizado é o TIG. A qualidade desta solda é de fundamental importância, uma vez que a vareta combustível será um componente que sofrerá grande solicitação mecânica, tanto interna quanto externamente, e deverá apresentar estanquidade suficiente junto à solda para não permitir o trânsito de substâncias, tais como a saída de produtos da reação de fissão nuclear ou ainda a entrada de fluido utilizado como refrigerante. Em razão do exposto acima, pode-se concluir que a qualidade desta solda é importante não só do ponto de vista de desempenho, mas também do de segurança.

### 1.3.2. GRADE ESPAÇADORA

A finalidade principal da grade espaçadora é estrutural, consiste em manter agregadas e direcionadas as varetas combustíveis e os tubos guia, através de molas ou clips de pressão que fazem parte da grade espaçadora, sustentando completamente a vareta combustível e parcialmente o tubo guia. O material utilizado com mais frequência na fabricação de grades espaçadoras é o Inconel-718<sup>(5)</sup>.

### 1.3.3. TUBO GUIA

Os tubos guia, como as grades espaçadoras, também possuem uma finalidade estrutural. O conjunto de tubos guia e grades espaçadoras formam o chamado esqueleto do elemento combustível. Além de conferir estabilidade e resistência ao elemento combustível, os tubos guia servem para a penetração das

barras de controle no elemento combustível. Nos reatores do tipo PWR, como os de Angra, utiliza-se aço inoxidável como material dos tubos guia<sup>(5)</sup>.

#### 1.3.4. BARRAS DE CONTROLE

Barras de controle são formadas por materiais com alta secção de choque de absorção arranjadas de forma conveniente, visando à captura de neutrons, isto é, são materiais que vão capturar ou absorver os neutrons que irão provocar novas fissões, visando controlar o fluxo de neutrons proveniente da reação em cadeia e, com isso, controlando diretamente a potência do reator.

No reator do tipo PWR, utiliza-se com maior frequência, para barras de controle, uma liga de Ag que contém 5% de Cd e 15% de In, em peso. Estas barras de Ag-In-Cd são encamisadas em tubos de aço inoxidável austenítico e são conectadas a um tronco central, formando um arranjo do tipo aranha. Este conjunto fica acima do elemento combustível e penetrará no mesmo se for necessária a diminuição da potência do reator.

#### 1.3.5. PEÇAS TERMINAIS (BOCAIS INFERIOR E SUPERIOR)

Os bocais do elemento combustível possuem exclusivamente funções estruturais, pois ajudam a direcionar e suportar os tubos guia, além de servir como dispositivo para encaixe, e conferir ao elemento combustível uma maior estabilidade no interior do reator.



Em reatores do tipo PWR, utiliza-se aço inoxidável austenítico para a confecção dos bocais.

#### 1.4. UNIDADE CRÍTICA DO IPEN

Está em construção no IPEN uma unidade crítica heterogênea do tipo tanque. O núcleo desta unidade crítica será constituído de varetas combustíveis, com uso de pastilhas enriquecidas de  $UO_2$  como combustível, varetas de controle de Ag-15In-5Cd e varetas de segurança que contém  $B_4C$ .

As varetas (combustível e de segurança) serão fixadas por duas placas, uma superior e outra inferior, com as devidas furações. Essa concepção dispensa a utilização de um elemento combustível tradicional, como o do PWR. As condições de operação dessa unidade crítica (temperatura pouco acima da ambiente, fluxos neutrônicos da ordem de  $10^7$  a  $10^9$  n/cm<sup>2</sup> e pressão próxima de 1 atm) fazem com que a vareta combustível não sofra grandes esforços mecânicos e não esteja sujeita a consideráveis danos por irradiação e corrosão. Isto possibilita algumas simplificações, tais como ausência de pressurização da vareta e uma maior liberdade na escolha do material do encamisante.

#### 1.5. SOLDAGEM DA VARETA COMBUSTÍVEL

##### 1.5.1. MATERIAL DO ENCAMISANTE

No caso dos reatores PWR e BWR, houve, a partir da década de 60, uma crescente substituição do aço inoxidável por

ligas de zircônio do tipo zircaloy, principalmente devido a sua menor secção de choque de absorção para neutrons térmicos, que são responsáveis pela fissão nuclear. Em alguns reatores PWR, onde a economia de neutrons não é tão importante, mas sim a resistência, os aços inoxidáveis austeníticos são utilizados com mais frequência. Após o acidente no reator PWR de "Three Mile Island", a questão aço inoxidável versus zircaloy foi reaberta também para reatores comerciais, agora não só do ponto de vista de desempenho, mas sim do de segurança <sup>(8)</sup>.

Analisando-se o comportamento das varetas combustíveis de aço inoxidável austenítico e zircaloy nas condições de utilização verifica-se que <sup>(9)</sup>:

- a. O aço inoxidável possui uma condutividade térmica maior do que o zircaloy e uma expansão térmica três vezes maior (Vide Tabela I). Estes fatores, quando se tratar de varetas combustíveis com as mesmas dimensões, ocasionam um aumento na folga ("gap") entre a pastilha e o revestimento de aço inoxidável, uma vez que este material expande mais do que o revestimento de zircaloy. Em consequência deste fato, o volume livre para o gás será maior nas varetas que utilizam o aço inoxidável como revestimento, acarretando uma menor pressão interna dos gases;
- b. O aço é mais rígido que o zircaloy, o que ocasiona uma menor deformação neste material, quando comparado com o zircaloy;

TABELA I - Comparação entre as propriedades de um aço inoxidável austenítico e zircaloy-4 (extraído da referência 9).

PROPRIEDADES	ZIRCALOY-4	AÇO INOX AISI 348
Fusão ( $^{\circ}\text{C}$ )	-1700	-1400
Seção de choque de absorção (barn)	Zr - 0.19 térmico Zr - 15.1 rápido	2.8 térmico 0.8 rápido
Condutividade térmica (K/M $^{\circ}\text{K}$ )	-12 (300 $^{\circ}\text{K}$ ) -18 (900 $^{\circ}\text{K}$ )	-15 (300 $^{\circ}\text{K}$ ) -23 (600 $^{\circ}\text{K}$ )
Coefficiente de expansão térmica ( $10^{-6}/^{\circ}\text{K}$ )	6.7 (300 a 1000 $^{\circ}\text{K}$ )	16.0 (300 a 400 $^{\circ}\text{K}$ ) 18.5 (300 a 900 $^{\circ}\text{K}$ )
Módulo de elasticidade ( $10^9 \text{ N/m}^2$ )	90 (300 $^{\circ}\text{K}$ ) 70 (600 $^{\circ}\text{K}$ )	200 (300 $^{\circ}\text{K}$ ) 140 (800 $^{\circ}\text{K}$ )
Limite de escoamento ( $10^6 \text{ N/m}^2$ )	-220 (650 $^{\circ}\text{K}$ ) recris- talizado -430 (650 $^{\circ}\text{K}$ ) stress- -relieved	-250 (300 $^{\circ}\text{K}$ ) -160 (600 $^{\circ}\text{K}$ )
Limite de resistência ( $10^6 \text{ N/m}^2$ )	-330 (650 $^{\circ}\text{K}$ ) recris- talizado -500 (650 $^{\circ}\text{K}$ ) stress- -relieved	-500 (600 $^{\circ}\text{K}$ )
Alongamento total (%)	20 - 35 (300 $^{\circ}\text{K}$ ) 20 - 50 (600 $^{\circ}\text{K}$ )	40 (300 $^{\circ}\text{K}$ ) -37 (800 $^{\circ}\text{K}$ )
Limite de escoamento após fluência $2 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$ ( $10^6 \text{ N/m}^2$ )		-850 (700 $^{\circ}\text{K}$ )
Limite de resistência após fluência $22 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$ ( $10^6 \text{ N/m}^2$ )		-850 (700 $^{\circ}\text{K}$ )
"CREEP" por irradia- ção (%)	0.3 (100MPa, T=640 $^{\circ}\text{K}$ t= $3 \times 10^{21} \text{ n/cm}^2$ )	0.8 (80MPa, T=630 $^{\circ}\text{K}$ t= $1 \times 10^{23} \text{ n/cm}^2$ ) 0.45 (extrapolado p/ t= $3 \times 10^{21} \text{ n/cm}^2$ ) 0.24 - 0.9 (33000 MED/TU médio)
"CREEP" fora do reator (%)	0.8 (1000h, 150MPa 644 $^{\circ}\text{K}$ )  0.6 (1000h, 140MPa 644 $^{\circ}\text{K}$ )	1.0 (10000h, 220MPa) 816 $^{\circ}\text{K}$ )

c. A fluência ("creep") do zircaloy, com a irradiação, é acentuada, ocasionando um fechamento do "gap" entre pastilha e revestimento, como mostrado na figura 4. Este fato acaba causando uma interação pastilha-revestimento e gerando tensões, que na maioria das vezes não são suficientes para provocar ruptura do revestimento, mas sim fratura por corrosão sob tensão e deformações permanentes. O fenômeno de fluência no aço inoxidável existe, mas é comparativamente menor do que no revestimento de zircaloy.

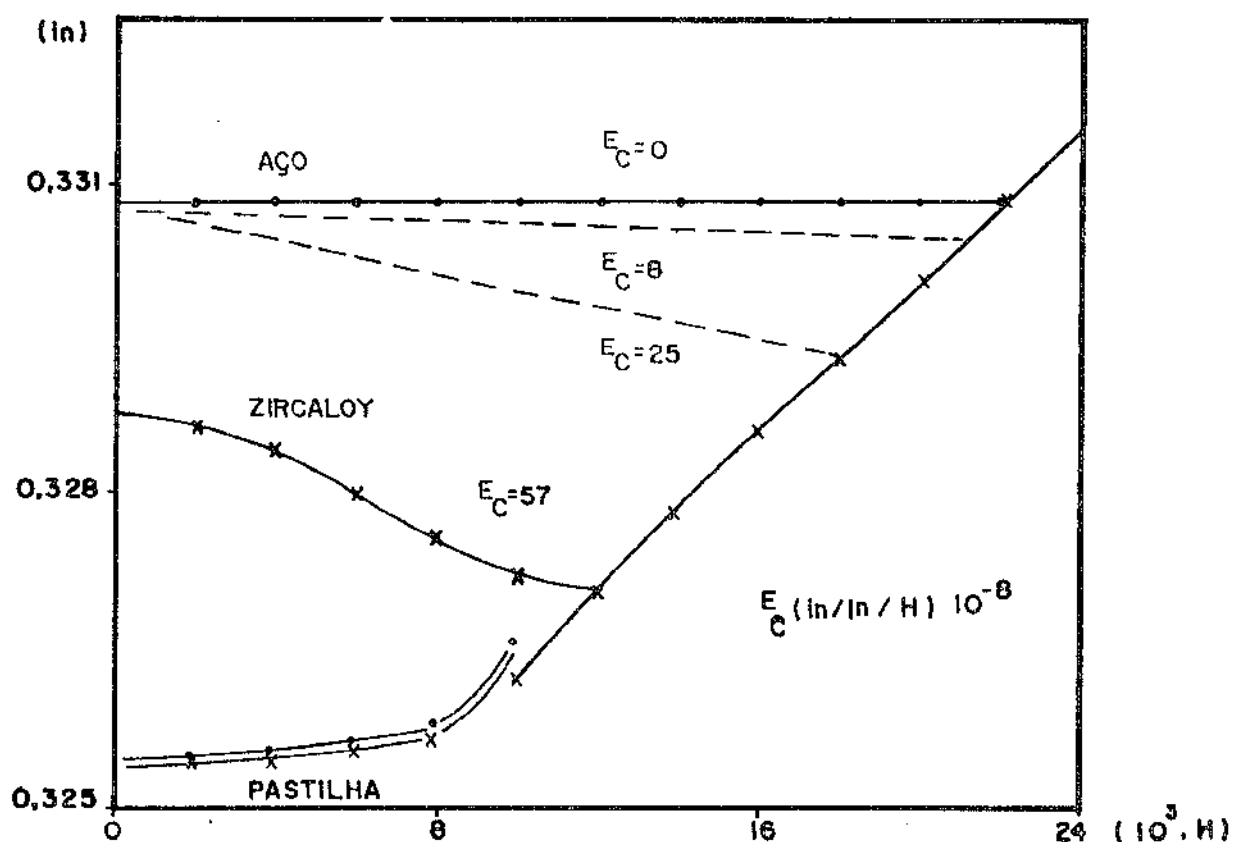


FIGURA 4. Variação dos diâmetros de tubos de aço inoxidável austenítico e de zircaloy 4 com tempo de operação, onde  $E_C$  indica a taxa de deformação por creep (extraído da referência 9).

Segundo Harries<sup>(10)</sup>, utilizando-se um revestimento de aço inoxidável austenítico no estado encruado, isto é, com alta densidade de discordâncias, melhora-se consideravelmente a resistência à fluência térmica e ao inchamento ("swelling"), causado por irradiação. Entretanto, algumas transformações, tais como: crescimento de grão, recristalização, recuperação e precipitação, podem ser aceleradas nestes aços, principalmente, durante a soldagem dos tampões. Essas alterações podem causar efeitos adversos nas características da vareta.

Em seguida, no item 1.6, serão discutidas as principais transformações microestruturais que podem ocorrer nestes aços, durante o processo de soldagem.

#### 1.5.2. PROCESSOS DE SOLDAGEM

A princípio 4 processos poderiam ser utilizados na soldagem da vareta combustível:

- soldagem por feixe eletrônico ("Electron Beam Welding");
- soldagem plasma;
- TIG (Tungsten Inert Gas) e
- soldagem por resistência.

As soldas efetuadas pelos processos de feixe eletrônico, plasma e TIG apresentam juntas soldadas de excelente qualidade, propiciando respectivamente regiões afetadas pelo calor em ordem crescente de dimensões. Este fato não é suficiente para se optar pelos processos mais sofisticados (feixe ele-

trônico ou plasma). Além disto, a soldagem pelo processo TIG apresenta a conveniência de ser o mais acessível tecnologicamente, além de ser o mais econômico<sup>(11)</sup>. Do ponto de vista econômico, o único processo que poderia apresentar vantagens em relação ao processo TIG é a soldagem por resistência, devido ao curto tempo de soldagem, mas este processo apresenta dificuldades no controle da qualidade da solda, pois o ensaio de raios X não detecta pequenas trincas que são comuns na solda por resistência<sup>(11)</sup>. Além disto, posteriormente a esta soldagem, deverá ser utilizado o processo TIG para a selagem do tampão superior, a qual dificilmente pode ser realizada pelo método de resistência.

Verifica-se que, apesar do processo TIG não fornecer uma junta soldada com as melhores características e não ser o processo mais econômico, ainda assim foi o escolhido para soldagem de varetas combustíveis.

### 1.5.3. GASES UTILIZADOS NA SOLDAGEM

O gás inerte empregado para a proteção da solda pode ser o hélio ou o argônio. O normal é que esse tipo de soldagem, deva ser realizado em uma câmara de gás inerte, acoplada ao eletrodo da máquina de soldagem.

A tabela II apresenta as principais propriedades físicas dos gases utilizados na soldagem. Verifica-se, que o menor potencial de ionização do argônio, em relação ao hélio, facilitará a ionização e conseqüente abertura de arco em atmosfera de argônio. Em atmosfera de hélio, devem-se encontrar proble

mas para a abertura de arco, utilizando-se, apenas, o gerador de alta frequência da máquina. Por outro lado, a extração de calor, no caso de se utilizar He, deverá ser mais eficiente.

TABELA II - Propriedades dos Gases Hélio e Argônio a 400°C e 100 bar (extraído da ref. 12).

PROPRIEDADES \ GASES	He	Ar
Densidade (kg/m <sup>3</sup> )	8	77
Calor específico (10 <sup>3</sup> j/kg K)	5,20	0,52
Condutividade térmica (W/mk)	28	3
1º potencial de Ionização (kcal/mol)	567	363
Absorção de neutrons th (10 <sup>-3</sup> cm <sup>-1</sup> )	0,008	0,79

#### 1.6. TRANSFORMAÇÕES NOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Sabe-se que os processos de soldagem induzem algumas mudanças microestruturais nos aços inoxidáveis. Entre as transformações que podem ocorrer no caso do material estar previamente encruado, podem ser citadas: solidificação, crescimento de grão, recristalização, recuperação e precipitação.

A seguir, discutem-se de uma forma geral, os aspectos principais destas transformações nos aços inoxidáveis austeníticos e, em particular, nos inoxidáveis AISI 304 e 304L.

### 1.6.1. SOLIDIFICAÇÃO

As microestruturas da região soldada de alguns inoxidáveis da série AISI 300 são consideravelmente diferentes da aquela do metal de base. Usualmente, na temperatura ambiente, as ligas trabalhadas são inteiramente austeníticas, enquanto as soldadas contem uma certa quantidade de ferrita  $\delta$ , que ficou retida graças ao resfriamento "rápido" até a temperatura ambiente (13,14).

A relação entre os elementos formadores de austenita e ferrita basicamente determina como um aço inoxidável austenítico se solidificará (15,16). Para avaliação global do efeito destes elementos existem expressões que agrupam os elementos alfa-gênicos em uma equação de "Cromo Equivalente", e expressões que agrupam os elementos gama-gênicos na equação de "Níquel Equivalente". Abaixo é apresentado um par destas equações: (17,18)

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 30\%N + 0,5\%Mn$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + 2\%Si + 1,5\%Mo + 5\%V + 5,5\%Al + 1,75\%Nb + 1,5\%Ti + 0,75\%W$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + \%Co + 0,5\%Mn + 0,3\%Cu + 25\%N + 30\%C$$

Estas expressões permitem uma primeira previsão da microestrutura, que será obtida na solidificação, através da utilização do Diagrama de Schaeffler (vide figura 5).



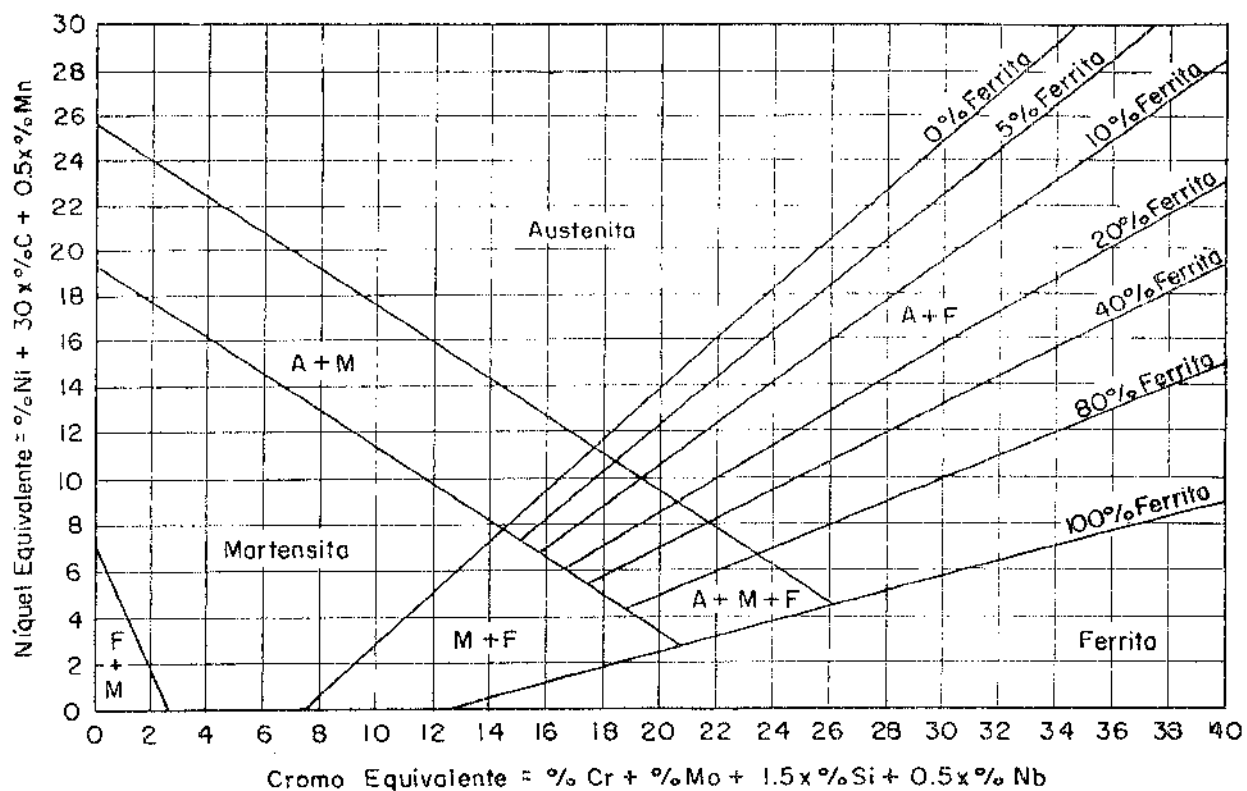


FIGURA 5. Diagrama de Schaeffler

Segundo Suutala<sup>(15)</sup>, as soldas realizadas nos aços inoxidáveis da série AISI 300 podem ser classificadas em 3 tipos, denominados A, B e C, de acordo com a quantidade e morfologia da ferrita. As soldas do tipo A apresentam um baixo valor para a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  ( $\approx 1,48$ ) e solidificam-se primariamente, como austenita. Se alguma ferrita aparece na microestrutura ela é formada a partir do líquido remanescente e apresenta uma morfologia do tipo vermicular. De forma geral, a ferrita  $\delta$  localiza-se nos contornos das células de austenita, como mostrado de forma esquemática na figura 6b.

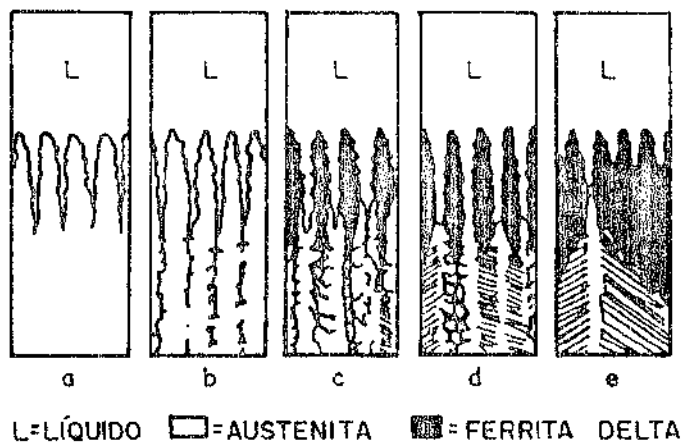


FIGURA 6. Microestruturas típicas de solidificação de aços inoxidáveis austeníticos.

As soldas com alto valor para a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  ( $\sim 1,95$ ) caracterizam as soldas do tipo C e solidificam-se primariamente como ferrita  $\delta$  (vide figura 6e). O aparecimento da austenita ocorre por nucleação no estado sólido, preferencialmente no contorno da ferrita e cresce por um mecanismo similar ao da formação de estruturas de Widmanstätten durante o resfriamento.

Na faixa de  $1,48 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1,95$  a ferrita apresenta características tanto do tipo A como do tipo C (vide figura 6c e 6d), isto é, morfologia vermicular dominante para valores de  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  próximos a 1,48 e morfologia tipo Widmanstätten dominante para  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  próximos a 1,95. Portanto, as microes-

truturas do tipo B são, na verdade, uma mistura de A e C. A primeira fase a solidificar-se neste tipo de microestrutura é ferrita  $\delta$ , enquanto a austenita se forma no líquido remanescente entre as dendritas de ferrita. A austenita cresce no líquido e na ferrita, mas o crescimento no líquido pode ocasionar a segregação de elementos ferritizantes, dando origem a ferrita  $\delta$  interdendrítica. A ferrita que fica retida à temperatura ambiente localiza-se em sua maioria nos centros das dendritas.

Os processos comuns de solidificação ocorrem por nucleação e crescimento. Nos processos de soldagem a nucleação não é um fenômeno significativo tendo, portanto, o crescimento um papel bem mais relevante<sup>(19)</sup>, originando uma estrutura do tipo epitaxial. O modo de crescimento na zona de fusão pode ser celular e dendrítico ou qualquer uma das microestruturas separadamente. Além da taxa de crescimento (R), um outro parâmetro influencia, decisivamente, o modo de crescimento, é o gradiente de temperatura no líquido (G).

Segundo Suutala<sup>(16)</sup>, as relações entre os parâmetros básicos de solidificação, como G/R, afetam a morfologia do metal em solidificação e o produto GR, que é a taxa de resfriamento, determina o espaçamento dos braços secundários das dendritas. A tabela 3 apresenta os valores típicos de G, R e G.R para vários processos metalúrgicos. A maioria dos autores<sup>(16,18,20)</sup> sugerem que para altos valores na relação G/R as microestruturas do tipo celular são favorecidas em detrimento das microestruturas dendríticas.

TABELA III. Valores de taxa de crescimento (R), gradiente de temperatura (G) e do produto G.R. para diversos processos metalúrgicos que envolvem solidificação (extraído da referência 16).

PROCESSO		R [cm/min]	G [ $^{\circ}$ C/cm]	GR [ $^{\circ}$ C/min]
Solidificação de Lingotes	Superfície	2,2	70	150
	Centro	0,2	10	2
	Superfície	1,0	150	150
	Centro	0,1	4	0,4
Lingotamento Contínuo	Superfície	6	330	2000
	Centro	1	40	40
Soldagem-TIG	Solda com penetração total	6	700	4000

O produto da solidificação inicial é dependente apenas da composição do material na temperatura líquidus. Entretanto, a segregação de elementos durante a solidificação muda totalmente a composição do líquido remanescente e altera o produto de solidificação. Um aumento na concentração dos elementos austenitizantes, principalmente (Ni, C e N) no líquido remanescente ou uma diminuição dos elementos ferritizantes (Cr, Mo, Si, Ti, Nb, W) favorece a solidificação como austenita. Correspondentemente, um enriquecimento em elementos ferritizantes, à frente da interface S-L, promove a solidificação como ferrita  $\delta$ . A redistribuição do soluto que acompanha a solidificação depende da composição nominal da liga  $C_0$ , do coeficiente de distribuição efeti-

vo  $K_0$  e da taxa de crescimento da interface  $R$  <sup>(14)</sup>. Esta redistribuição de soluto é o fator que acaba controlando a fase inicial da solidificação.

O processo de soldagem TIG autógeno fornece um banho de fusão relativamente calmo sem muita agitação, ao contrário de outros processos. Neste caso pode-se considerar que a redistribuição de soluto no líquido, ocorre principalmente por difusão. A figura 7 apresenta a variação da composição ao longo do eixo transversal de uma dendrita de ferrita  $\delta$ , a qual foi a primeira fase a se formar.

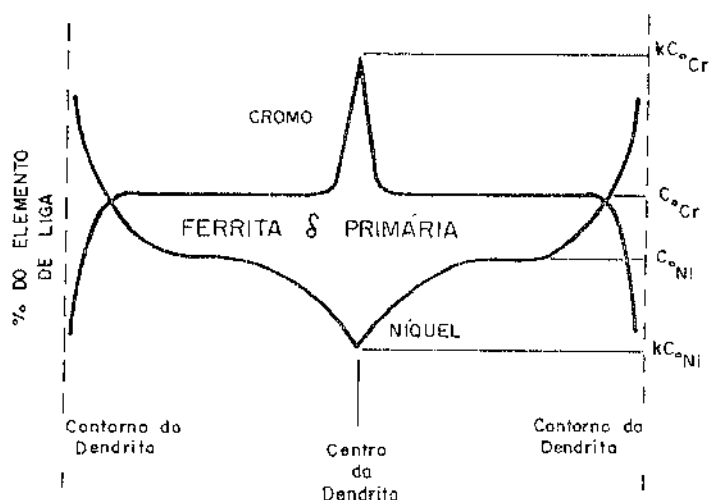


FIGURA 7. Variação da composição de Cr e Ni ao longo de uma dendrita.

#### 1.6.2. TRANSFORMAÇÃO DA FERRITA $\delta$ PARA AUSTENITA

A microestrutura bruta de fusão de um aço inoxidável do tipo 304 contém de 3 a 12% de ferrita  $\delta$  à temperatura ambiente, apesar de que nas temperaturas pouco abaixo da linha

solidus, a estrutura existente consiste basicamente de células ou dendritas quase que completamente de ferrita  $\delta$ . Estudos realizados por Arata<sup>(13)</sup> indicam que, embora mais que 75% da microestrutura após a solidificação do aço inoxidável do tipo 304 ou 304L consistia de ferrita  $\delta$ , após o resfriamento até à temperatura ambiente apenas 4 a 6% de ferrita  $\delta$  fica retida, correspondendo, portanto, a uma intensa transformação de ferrita  $\delta$  para austenita durante o resfriamento.

Segundo Lyman<sup>(21)</sup> e Lippold<sup>(14)</sup> em razão do curto tempo de soldagem e da alta velocidade de resfriamento qualquer mecanismo envolvendo exclusivamente difusão para a transformação da ferrita  $\delta$  para austenita fica severamente limitado, sugerindo uma reação do tipo massiva<sup>(22)</sup>. Então, apenas na presença de baixas velocidades de resfriamento similar ao estudo realizado por Fredriksson<sup>(23)</sup>, pode o mecanismo de difusão ser considerado eficaz na transformação da ferrita  $\delta$  para austenita durante o resfriamento.

#### 1.6.2.1. EFEITO DA FERRITA $\delta$

A ferrita  $\delta$  é uma fase magnética de estrutura cúbica de corpo centrado. A presença de ferrita  $\delta$  na microestrutura da zona de fusão é responsável por aspectos benéficos e aspectos prejudiciais.

Nas faixas de temperatura entre 400 e 900°C uma determinada quantidade de ferrita  $\delta$  se decompõe em austenita ( $\gamma$ ) e fase sigma ( $\sigma$ ). O aparecimento da fase  $\sigma$  na microestrutura ocasiona diminuição na ductilidade e tenacidade da junta soldada

da por ser  $\sigma$  uma fase dura e frágil. Além disso, a fase  $\sigma$  pode propiciar local preferencial para a corrosão. Por outro lado, a ferrita  $\delta$ , quando presente na microestrutura aumenta os limites de escoamento e de resistência<sup>(24)</sup>.

O efeito mais importante da ferrita  $\delta$  é o de diminuir a tendência dos aços inoxidáveis austeníticos de sofrerem trincas a quente; provavelmente o defeito mais comum na soldagem desses materiais. Essas trincas ocorrem devido a formação de filmes de baixo ponto de fusão nos contornos de grão. As trincas desenvolvem-se na solidificação e no resfriamento, sob tensões térmicas e de contração.

Vários autores<sup>(13, 15, 18)</sup> propõem razões para os efeitos benéficos da ferrita  $\delta$ , e entre elas, destacam-se como as mais importantes:

- a maior solubilidade de elementos como S, Si e P na ferrita  $\delta$  do que na austenita. Essas impurezas são as responsáveis pela formação de filmes de baixo ponto de fusão;
- maior ductilidade da ferrita a altas temperaturas permitindo a relaxação das tensões térmicas.

### 1.6.3. RECUPERAÇÃO

Sabe-se que a deformação plástica é muito heterogênea, isto é, a distribuição de defeitos, principalmente as discordâncias e a energia armazenada não são uniformes de região para região. Segundo Longo e Reed Hill<sup>(25)</sup>, a distribuição e a densidade das discordâncias num material podem ser afetadas

por vários fatores, entre eles: a temperatura, velocidade de deformação, energia de defeito de empilhamento e presença de impurezas.

Quando da soldagem da vareta combustível, várias regiões do tubo e do tampão sofrerão recozimento, acarretando uma variação das propriedades induzidas pela deformação. Um dos fenômenos que ocorrem no recozimento de um material encruado é a recuperação.

Os processos que ocorrem na região que está em fase de recuperação, a nível microestrutural na zona afetada pelo calor (ZAC) durante a soldagem da vareta combustível, são os seguintes (26):

1. Reações entre defeitos puntiformes e entre aglomerados de defeitos puntiformes levando à aniquilação destes defeitos;
2. Aniquilação de discordâncias de sinais opostos; e
3. Rearranjo das discordâncias para formar configurações mais estáveis (formação e crescimento de subgrãos).

Segundo Cahn<sup>(27)</sup>, durante a recuperação o material readquire parcialmente algumas propriedades como: dureza e resistividade elétrica, mas pouca ou nenhuma variação na tensão de escoamento é observada. Quanto à microestrutura, o material conserva a sua identidade básica de material encruado, embora a densidade e a distribuição de defeitos se modifiquem durante a recuperação.



Os aços inoxidáveis austeníticos, que são materiais com baixa energia de defeito de empilhamento (EDE), quando de formados plasticamente, não apresentarão estrutura celular de discordâncias, uma vez que este tipo de estrutura é formada apenas em materiais com média e alta EDE. Para alguns autores como Longo<sup>(25)</sup>, Cahn<sup>(27)</sup> e Swann<sup>(28)</sup>, uma estrutura celular é uma configuração de menor energia, para qual as discordâncias tendem, quando se deforma um material com alta EDE; como por exemplo nos cúbicos de corpo centrado e no Cu, Ni e Al (vide tabela IV)

TABELA IV - Valores de EDE (extraído da referência 29)

Material	Estrutura	EDE (erg/cm <sup>2</sup> )
W	CCC	1860
Mo	CCC	1450
Ta	CCC	942
Nb	CCC	537
Ni	CFC	220
Al	CFC	163
Cu	CFC	62
Au	CFC	50
Ag	CFC	22
Aço Inox 304 L	CFC	18

#### 1.6.4. RECRISTALIZAÇÃO

É um termo que se aplica a determinados estágios do recozimento de um material previamente encruado em que a orienta

ção do material é alterada pela passagem de contornos de alto ângulo pela microestrutura<sup>(27)</sup>.

Na recristalização, novos grãos são nucleados nos contornos antigos ou no interior dos grãos do material deformado, e crescem às custas das regiões deformadas, até que essas regiões deformadas sejam totalmente consumidas.

Os aços inoxidáveis austeníticos podem ser considerados como ligas com átomos em solução sólida. Na recristalização de uma liga do tipo solução sólida, dois fatos antagônicos devem ser considerados: o primeiro é a presença de átomos de soluto em solução sólida que aumentam a energia armazenada na deformação e conseqüentemente o potencial termodinâmico para recristalização. O segundo fato é a segregação de átomos de soluto que ocorrem preferencialmente no contorno de grão diminuindo a sua mobilidade, funcionando portanto como força retardadora<sup>(27,30)</sup>.

Uma característica dos materiais recristalizados com estrutura CFC e baixa EDE é a presença de maclas de recozimento. As maclas de recozimento aparecem nos aços inoxidáveis austeníticos quando esses materiais sofrem recristalização ou crescimento de grão.

Após a recristalização, algumas maclas são observadas, mas esse número aumenta com o crescimento de grão<sup>(27)</sup>. A formação das maclas pode ser explicada em termos energéticos, uma vez que a energia da interface coerente é cerca de 5% da energia do contorno de alto ângulo. Portanto, a formação de maclas representa um arranjo de configuração energética mais fa

vorável.

#### 1.6.5. CRESCIMENTO DE GRÃO

Após a recristalização primária, a energia livre do material pode ainda ser diminuída, diminuindo-se o número de grãos. A força motriz mais relevante, que é a energia associada a deformação, foi praticamente gasta na recristalização; mas o material ainda conserva uma certa energia associada aos contornos de grão, sob a forma de energia interfacial (31, 32).

A força motriz para o crescimento normal de grão é, portanto, a diminuição da energia associada ao contorno de grão (27, 31). Quando o tamanho de grão aumenta, a área total do contorno diminui, e conseqüentemente a energia armazenada do metal é diminuída. A equação que descreve a cinética de crescimento é dada por:  $\bar{D}^2 - \bar{D}_0^2 = Kt$ , (27, 32) onde  $\bar{D}_0$  é o diâmetro médio do grão recristalizado e  $\bar{D}$  é o diâmetro médio do grão a uma determinada temperatura T no tempo t.

Verifica-se, através da relação acima, a dependência do tempo t e da temperatura, sendo que a temperatura aparece embutida na constante K, dada por  $K = K_0 e^{-Q/RT}$ .

Em conseqüência da relação exponencial da temperatura e de  $\sqrt{t}$  do tempo com  $\bar{D}$ , conclui-se que a temperatura é o parâmetro que exerce maior influência no crescimento de grão (32).

O crescimento de grão pode ser dificultado pela presença de impurezas ou por átomos de soluto em solução sólida, que se segregam preferencialmente nos contornos, diminuindo a sua mobilidade. As partículas de segunda fase também dificultam a

migração dos contornos.

#### 1.6.6. OCORRÊNCIA DE CARBONETOS, FASES INTERMETÁLICAS E FASES INDUZIDAS POR DEFORMAÇÃO

Vários constituintes podem precipitar-se nos aços inoxidáveis austeníticos, tais como<sup>(33)</sup>:

Carbonetos  $MC$  ( $M = Nb, Ti, Zr, Hf$ ),  $M_6C$  ( $M = Cr, Fe, Mo, W$ ),  $M_{23}C_6$  ( $M = Cr, Fe, Mo$ ), nitretos  $MN$  ( $M = Zr, Ti, Nb, V$ ) e sulfetos.

Os carbonetos, de forma geral apresentam uma menor estabilidade que os nitretos e sulfetos. Na faixa de 1000 a 1250°C certa quantidade dos elementos metálicos e do carbono pode ser dissolvida na matriz, criando condições para a posterior precipitação, durante o resfriamento da soldagem ou em condições de serviço.

Em condições de serviço, pode-se ter a precipitação de fases intermetálicas<sup>(33)</sup>, como  $\sigma$  (Fe Cr e Fe Cr Mo),  $\chi$  (Fe Cr Mo) e Laves ( $Fe_2 Mo$ ,  $Fe_2 Ti$  e  $Fe_2 Nb$ ). O excesso de elementos estabilizantes pode causar a formação das fases  $\sigma$ ,  $\chi$  e Laves. A presença das  $\sigma$  e  $\chi$  depende da composição química da matriz. A fase  $\chi$  não se forma no aço inoxidável austenítico AISI 304 e 304 L, uma vez que esse aço não apresenta Mo em sua composição química. Basicamente a fase  $\chi$  é formada por Fe Cr Mo com estequiometria aproximada de  $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ . A fase de Laves também não se forma nos aços inoxidáveis AISI 304 e 304 L, mas pode se formar nos aços 316, 316 L, 321 e 347.

Algumas fases induzidas por deformação<sup>(34,35)</sup> a baixa temperatura, como as martensitas  $\alpha'$  e  $\epsilon$ , podem aparecer principalmente na usinagem dos tampões e na trefilação a frio dos tubos, mas provavelmente desaparecerão nas regiões próximas a junta soldada em consequência do aquecimento que essa região sofrerá.

Dos constituintes citados acima, apenas alguns podem ocorrer no aço inoxidável em estudo, tais como, os carbonetos  $M_{23}C_6$  (onde  $M = Cr, Fe$ ), fase intermetálica  $\sigma$  (Fe-Cr) e martensitas  $\alpha'$  e  $\epsilon$ .

Após a soldagem das varetas combustíveis algumas regiões serão submetidas a um ciclo de resfriamento, e o tempo de permanência no intervalo de temperatura de 500 a 900°C pode ocasionar a precipitação de carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$  no contorno de grão. A precipitação acaba deixando as regiões próximas aos contornos de grão empobrecidas em cromo (Vide figura 8)

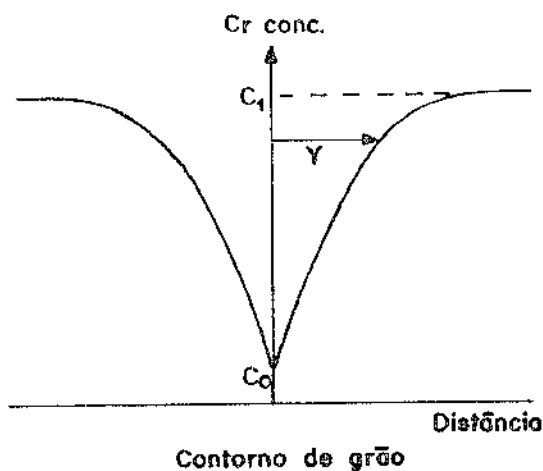


FIGURA 8. Representação esquemática da concentração de Cr num contorno de grão na presença de precipitados (extraído da referência 36).

criando condições para o material vir a sofrer corrosão preferencial nesses locais<sup>(37)</sup>. Este fenômeno é denominado de sensitização.

Algumas formas podem ser utilizadas para evitar ou minimizar o fenômeno de sensitização, tais como:<sup>(37)</sup>

- 1) realização após a soldagem de um tratamento térmico para a dissolução dos carbonetos seguido de resfriamento rápido, evitando, assim, a precipitação dos carbonetos  $M_{23}C_6$ . Para a vareta combustível essa hipótese está afastada.
- 2) utilizar um material que apresente baixa porcentagem de carbono, no caso aço inoxidável AISI 304 L, ou ainda utilizar inoxidáveis com elementos estabilizantes como AISI 321 (Ti) e 347 (Nb). Esses estabilizantes (Ti e Nb) precipitam-se como carboneto MC preferencialmente ao carboneto de cromo.
- 3) durante a soldagem a largura e localização da zona de sensitização é controlada principalmente pela distribuição de temperaturas e pelo tempo em que a região ficou nesta temperatura. Embora sempre exista uma região que sofre sensitização essa região pode ser minimizada pela escolha de parâmetros de soldagem apropriados<sup>(38)</sup>.

#### 1.7. EFEITOS DA IRRADIAÇÃO NEUTRÔNICA NOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

A irradiação neutrônica acarreta consideráveis modifi

cações na microestrutura e nas propriedades dos materiais. Estas modificações dependem de vários fatores, sendo que os mais importantes são: energia dos neutrons, dose e temperatura de irradiação (39).

Os neutrons de maior energia (neutrons rápidos) têm um efeito consideravelmente maior do que os neutrons de menor energia (neutrons térmicos). A figura 9 apresenta esquematicamente as modificações na microestrutura e propriedades dos metais e ligas em função da temperatura de irradiação e da dose.

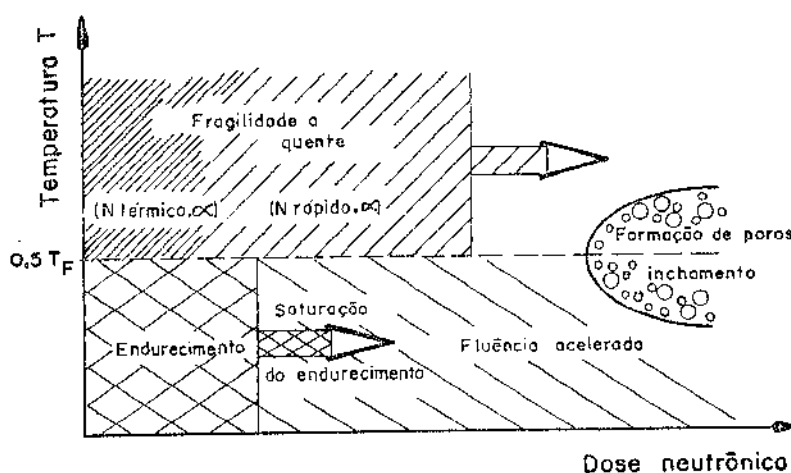


FIGURA 9. Modificações na microestrutura e nas propriedades dos materiais e ligas em função da temperatura de irradiação e na dose de neutrons rápidos (extraído da ref.39).

A figura 10 apresenta as variações que ocorrem na resistência e na ductilidade dos aços inoxidáveis austeníticos em função da dose. Esta figura relaciona também a dose com a formação de hélio, o qual, para altas doses e temperaturas, contribui consideravelmente para a ocorrência de fragilidade a quente. A figura 11 mostra a variação do inchamento causado por irradiação em função da temperatura em aços inoxidáveis austeníticos.

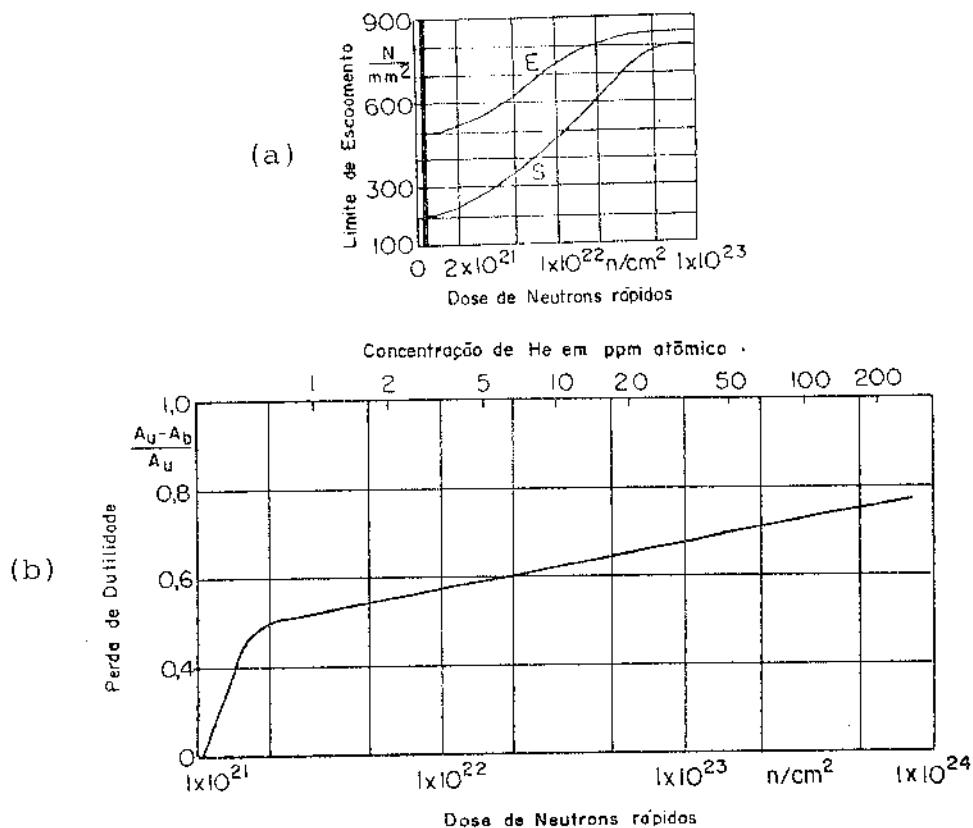


FIGURA 10. Efeito da dose de neutrons rápidos nas propriedades de tração de um aço inoxidável. a) limite de escoamento a  $400^{\circ}C$  para amostras previamente solubilizadas(S) e amostras previamente encruadas (E).As amostras foram irradiadas a  $400^{\circ}C$ . b) Perda de dutilidade x dose. As amostras foram irradiadas e ensaiadas a  $700^{\circ}C$ .  $A_u$  e  $A_b$  são as reduções de área de amostras não irradiadas e irradiadas respectivamente.

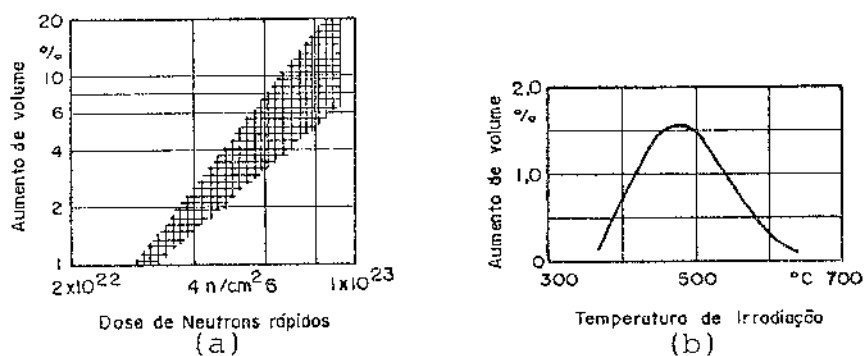


FIGURA 11. Efeito da dose de neutrons rápidos e da temperatura de irradiação no inchamento causado por irradiação. a) Efeito da dose para temperatura de máximo inchamento ( $500^{\circ}C$ ). b) Efeito da temperatura para uma dose de neutrons rápidos de  $3,5 \times 10^{22} n/cm^2$



Em um reator PWR, a dose de nêutrons rápidos e a temperatura de operação são tais que a possibilidade de ocorrência de inchamento e fragilidade a quente, causados por irradiação em aços inoxidáveis austeníticos utilizados como encamisante, são muito pequenas. Por outro lado, estas doses são suficientes para causar a ocorrência de endurecimento por irradiação e consequente perda de ductilidade, assim como fluência acelerada.

## CAPÍTULO 2

## OBJETIVOS DO TRABALHO

Os objetivos deste trabalho são:

1. Desenvolver tubos de aço inoxidável austenítico do tipo AISI 304 e 304 L com e sem costura, nas dimensões que serão utilizadas na unidade crítica do IPEN. O desenvolvimento para obtenção destes tubos será feito juntamente com a indústria, e será acompanhado através de um programa de testes para a qualificação dos mesmos. As principais características a serem observadas nesses ensaios serão as dimensionais e mecânicas.
2. Determinar pelo menos dois ciclos térmicos para soldagem, sendo um para atmosfera de hélio e outro quando se utilizar o argônio como atmosfera protetora. Estes ciclos de soldagem deverão proporcionar uma determinada penetração mínima de soldagem e, a menor zona afetada pelo calor, que deverão fornecer melhores características para a junta soldada. Através da variação e estudo dos parâmetros de soldagem estabelecer-se-á as características ótimas para a soldagem. Entre os parâmetros que sofrerão variação podem ser citados: corrente, tempo, comprimento de arco, tensão, vazão do gás de proteção e velocidade angular do tubo. Alguns dos outros parâmetros serão mantidos constantes como: as dimensões do tubo e do chanfro, e a geometria do tampão.

3. Elaborar um programa de ensaios apropriado para a qualificação das soldas, que incluem avaliação da junta soldada através de metalografia da zona de fusão e da zona afetada pelo calor, levantamento de curvas de microdureza x distância e ensaios de arrebentamento (burst-test) para a avaliação mecânica das soldas. As soldas serão ainda radiografadas e submetidas a ensaios de vazamento, visando à detecção de eventuais defeitos.
  
4. Estabelecer algumas relações entre os parâmetros de soldagem através do Input de Calor (corrente x tensão/velocidade), com os fenômenos metalúrgicos (solidificação, recuperação, recristalização, crescimento de grão e precipitação) que ocorrem durante o processo de soldagem.

## CAPÍTULO 3

## MATERIAIS E MÉTODOS

## 3.1. MATERIAIS

Os materiais utilizados neste trabalho foram:

- a) Tubos de aço inoxidável austenítico AISI 304, com costura e AISI 304 L, sem costura.
- b) Barras de aço inoxidável austenítico 304 e 304 L de 1/2" de diâmetro para confecção dos tampões. A usinagem dos tampões foi realizada na oficina mecânica do IPEN (IEO), segundo desenho mostrado na figura 12.

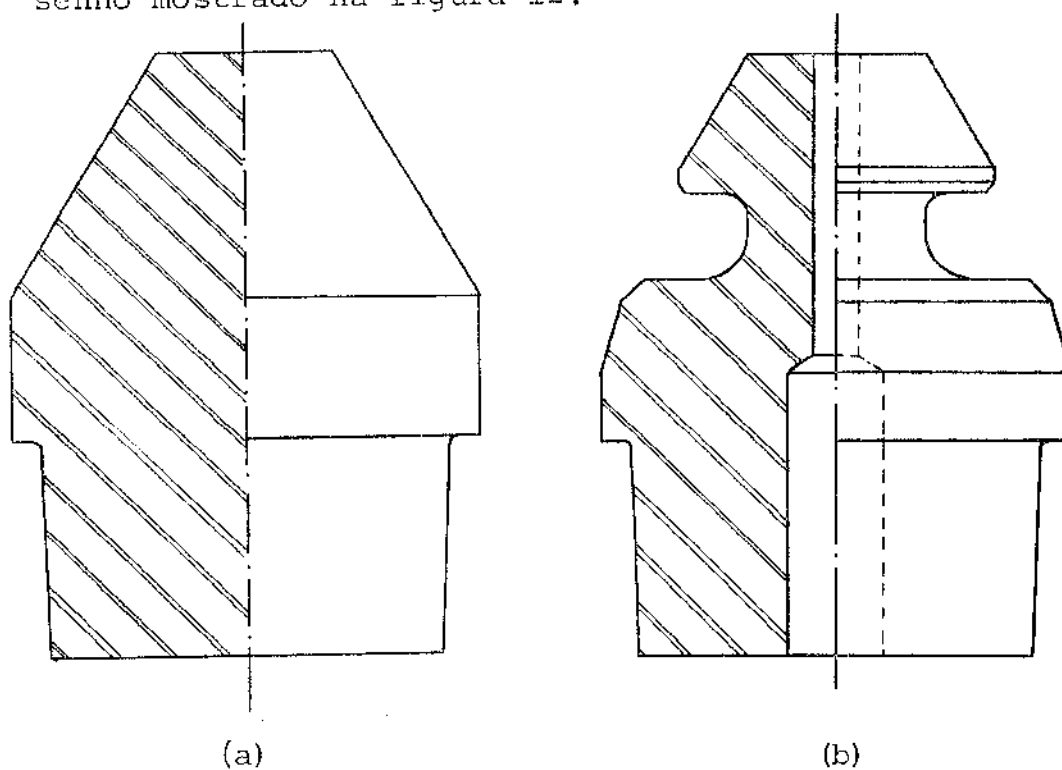


FIGURA 12. TAMPÕES: a) Tampão inferior  
b) Tampão superior

As composições (% em peso) dos tubos e dos tampões são apresentadas na tabela V. Apresentam-se ainda as faixas e as composições máximas especificadas pela norma ASTM A 312<sup>(40)</sup>.

TABELA V - Composições (em peso) dos aços inoxidáveis austeníticos

Elemento	Tubo	Tubo	Barra	Barra	Composição ASTM	
	304	304L	304	304 L	304	304L
C	0,07	0,03	0,06	0,03	0,08	0,03
Mn	1,50	1,50	1,50	1,50	2,00	2,00
Si	0,50	0,50	0,50	0,50	0,75	0,75
P	0,02	0,01	0,03	0,03	0,040	0,040
S	0,02	0,02	0,02	0,02	0,030	0,030
Cr	19,00	19,00	19,50	19,00	18,00-20,00	18,00-20,00
Ni	10,50	10,50	9,5	10,00	8,00-11,00	8,00-13,00
Mo	<0,05	<0,05	<0,05	<0,05	-	-
Nb + Ta	<0,05	<0,05	<0,05	<0,05	-	-
Ti	<0,05	<0,05	<0,05	<0,05	-	-

### 3.2. FABRICAÇÃO DOS TUBOS

Os dois tipos de tubos foram retrefilados com mandril fixo, nas dimensões desejadas, para a unidade crítica do IPEN na Olympus Metal Ltda. As reduções a frio não excediam 15-17% de redução de área. Após cada etapa de redução a frio, o material era recozido ao ar, por volta de 1050°C, por 2 a 5 minutos, seguido de resfriamento em água para evitar sensitização. Finalmente, seguiam-se as etapas de endireitamento e acabamento.

As dimensões finais desejadas do tubo são: diâmetro interno de  $8,60 \pm 0,04$  mm e diâmetro externo de  $9,80 \pm 0,05$  mm.

### 3.3. CARACTERIZAÇÃO DOS COMPONENTES DE REVESTIMENTO

#### 3.3.1. CARACTERIZAÇÃO DOS TUBOS

Foi realizado um programa de ensaios para caracterizar os tubos obtidos, envolvendo:

- a) ensaios dimensionais (diâmetro externo, diâmetro interno, espessura e ovalização);
- b) qualidade superficial (rugosidade);
- c) ensaios de tração a temperatura ambiente;
- d) ensaios de pressurização a temperatura ambiente e
- e) análise microestrutural.

Os ensaios dimensionais e de rugosidade foram feitos simultaneamente, no IPEN e IPT. Estes ensaios foram realizados respectivamente de acordo com as normas ASTM E29<sup>(41)</sup> e ISO R 468<sup>(42)</sup>.

A caracterização mecânica dos tubos incluiu tanto os tubos nas dimensões finais, como os tubos nas dimensões de partida, e foi efetuada, também, no IPEN e IPT, conforme a norma A370<sup>(43)</sup>. Os ensaios de pressurização foram realizados na firma ERMETO Ltda, utilizando-se a norma ASTM B353 anexo A.I.<sup>(44)</sup>, enquanto a análise microestrutural realizada no IPEN inclui medidas de dureza Vickers e tamanho de grão.

### 3.3.2. CARACTERIZAÇÃO DOS TAMPÕES

Os tampões são confeccionados por usinagem, podendo ser produzidos em número elevado, utilizando-se torno automático. O tampão deve ser do mesmo material do tubo e, no caso de se utilizar o aço 304 ou 304 L, sugere-se que as barras antes da usinagem sofram um tratamento de solubilização, seguido de resfriamento rápido. O objetivo deste tratamento é dissolver carbonetos  $M_{23}C_6$ , que eventualmente, tenham se precipitado durante o processamento do material. Um bom compromisso entre a dissolução de carbonetos e o crescimento de grão é conseguido pelo recozimento a  $1050^{\circ}C$ , por meia hora.

Para a caracterização dos tampões foram realizadas análises dimensionais, nas principais medidas e verificou-se a qualidade superficial.

### 3.4. PREPARAÇÃO PARA SOLDAGEM

Os tubos foram cortados nos comprimentos desejados e sofreram preparação de bordas com chanfros externos de  $0,3 \text{ mm} \times 45^{\circ}$  e interno de  $0,3 \times 2^{\circ}$ . A finalidade do chanfro externo é facilitar a penetração da solda, e o chanfro interno é desejável para facilitar a introdução do tampão.

O controle dimensional nos chanfros dos tubos e nas principais medidas do tampão foi realizado, utilizando-se, para esse fim, um projetor de perfis.

Os componentes utilizados na soldagem (tubo e tampão), foram limpos numa cuba ultrassônica com tricloro-etileno, final

mente, em álcool etílico. O tempo de limpeza foi de 5 minutos para cada solvente.

### 3.5. CARACTERÍSTICAS E PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM

Utilizou-se na soldagem da vareta combustível o processo TIG autógeno, com corrente contínua de polaridade direta. Quanto ao gerador de corrente contínua, empregou-se o do tipo tombante, que produz pequena variação de corrente elétrica, quando de uma possível variação no comprimento de arco, fazendo com que a corrente permaneça praticamente constante e controlando, portanto, a penetração ao longo do cordão.

A abertura de arco para as atmosferas de argônio e hélio foi feita através de um gerador de alta frequência (aproximadamente 3000 Hz). A soldagem com argônio foi realizada, empregando-se a câmara de soldagem. Foram encontrados problemas para a abertura de arco em atmosfera de hélio, utilizando-se a câmara de soldagem, devido ao maior potencial de ionização desse gás. Para a abertura do arco com hélio não se utilizou a câmara de soldagem e empregou-se um artifício, que consistia em estabelecer um curto-circuito entre o material de base e o eletrodo; sem que ocorresse contato entre as partes.

Os cuidados tomados para a abertura do arco decorrem do fato de não ser permitido que o eletrodo toque a peça, sob pena de contaminação da solda com inclusões de tungstênio, que são duras e frágeis, e acarretam desgaste na ponta cônica do eletrodo. O eletrodo utilizado foi de tungstênio com 2% de  $\text{ThO}_2$  e ponta cônica com até  $15^\circ$ , o que proporciona o seu



aquecimento localizado, facilitando, portanto, a emissão de elétrons que atuam, de maneira direta, na penetração e na quantidade de calor para o metal de base. O diâmetro do eletrodo foi de 1,5 mm.

O procedimento empregado para a soldagem, foi o de manter o eletrodo fixo, com comprimento de arco que variava de 0,5 a 1,5 mm, e posicionado até 0,3 mm da junção tubo tampão deslocado para cima do tampão. Utilizou-se um sistema eletromecânico, para o acionamento do tubo, que permitia a variação e o controle da velocidade de rotação do mesmo.

### 3.6. CARACTERIZAÇÃO DA SOLDAGEM

#### 3.6.1. INSPEÇÃO VISUAL

Este ensaio foi efetuado, em todas as soldas, para detectar possíveis falhas no cordão de solda, tais como: porosidades, mordeduras, trincas; além do aspecto superficial do cordão de solda. O aparecimento de qualquer defeito, citado acima, acarretará na rejeição da solda.

Para essa inspeção utiliza-se uma lupa com aumento de 5 a 10 vezes.

#### 3.6.2. EXAME DIMENSIONAL

Nesta etapa, foram efetuadas medidas do diâmetro da solda (reforço); verificando-se, se o mesmo não excede o valor especificado:  $\varnothing \text{ solda} = \varnothing \text{ tubo} + 2 \text{ reforço}$  ( $2 R = 0,1 \text{ mm}$ ).

Foram realizadas medidas na angularidade para verifi

car-se o alinhamento tubo-tampão.

### 3.6.3. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

As técnicas utilizadas para a caracterização microestrutural das amostras foram: microscopia ótica e eletrônica de varredura.

#### 3.6.3.1. PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

Após a soldagem, alguns corpos de prova foram seccionados, polidos e atacados para a observação metalográfica. Dois tipos de ataque metalográfico foram utilizados, um eletrolítico e o outro químico. Para o ataque eletrolítico usou-se dois eletrólitos, cujas composições e procedimentos são apresentados a seguir<sup>(45)</sup>:

a) o primeiro eletrólito era composto de 60%  $\text{HNO}_3$  (65%) e 40%  $\text{H}_2\text{O}$ . A tensão utilizada foi 1,5 V e a densidade de corrente de 10 a 15  $\text{mA/cm}^2$ . O tempo de imersão foi de 90 a 120s. Este ataque serviu para revelar a zona de fusão e os contornos de grão.

b) O segundo eletrólito era composto de 10 g de ácido oxálico e 100 ml de  $\text{H}_2\text{O}$ . A tensão utilizada foi de 6 V e a densidade de corrente de 30 a 40  $\text{mA/cm}^2$ . O tempo de imersão foi de 90 s. Este ataque revelou os contornos de grão e as maclas de recozimento do material, mas superatacou a zona de fusão. Esses ataques eletroquímicos causavam algum arrancamento da ferrita.

A composição do ataque químico foi de: 5 g de  $\text{FeCl}_3$ ,

5 g de  $\text{Cu Cl}_2$ , 100 ml HCl e 300 ml de  $\text{H}_2\text{O}$ . O tempo de imersão foi de 40 a 60 s. Este ataque mostrou-se excelente para revelar a microestrutura da zona de fusão<sup>(23)</sup>.

### 3.6.3.2. OBSERVAÇÃO METALOGRÁFICA

As amostras foram observadas por microscopia ótica e eletrônica de varredura. A observação microscópica foi realizada com auxílio de um microscópio ótico, da marca ZEISS e um microscópio eletrônico de varredura, da marca CAMBRIDGE.

Com o auxílio desses microscópios, pode observar-se a zona de fusão, e as regiões de crescimento de grão, recristalizada, recuperadas e encruadas. A penetração da solda também foi avaliada por microscopia.

### 3.6.3.3. METALOGRAFIA QUANTITATIVA

#### Medida de Ferrita $\delta$

A medida de ferrita  $\delta$  foi realizada através de contagem pontual, segundo a norma ASTM E 562<sup>(46)</sup>. Para tanto utilizou-se um microscópio da marca ZEISS, que possui a tela de contagem impressa na ocular do microscópio. Através da contagem, determinou-se a fração de pontos  $P_p$ , que é igual à fração volumétrica  $V_v$ .

#### Medida do Tamanho de Grão

Utilizou-se o método do intercepto<sup>(47,29)</sup> para medir o tamanho de grão. Entre os vários métodos apresentados pela nor

ma, selecionou-se, pela sua simplicidade um método gráfico para a obtenção do tamanho de grão ASTM. Esse método gráfico relaciona o número de intersecções em um círculo, ou em uma reta, cujo comprimento é de 10 cm com o aumento utilizado. O número ASTM ou o diâmetro médio em microns é, então, obtido diretamente através de um nomôgrafo.

#### 3.6.3.4. CURVAS DE MICRODUREZA X DISTÂNCIA

As curvas de microdureza Vickers versus distância, foram levantadas com o objetivo de auxiliar a interpretação metalográfica, bem como o dimensionamento da zona afetada pelo calor e cada uma de suas sub-regiões. Comparou-se os perfis, de microdureza versus distância, obtidos para cada um dos gases utilizados como atmosfera protetora.

As curvas foram obtidas com o auxílio de uma máquina de microdureza, marca Akashi, com carga de 300 g. As identificações foram realizadas, a partir da região central da zona de fusão e eram espaçadas de 250  $\mu\text{m}$ .

#### 3.6.3.5. DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

A técnica de difratometria de raios-X, foi utilizada com o objetivo de se identificar a eventual presença de martensita nos tubos encruados e de ferrita  $\delta$  na zona de fusão. Para as análises de difração de raios-X, utilizou-se um difratômetro da marca RIGAKU DENKI com radiação característica  $\text{Cu K}\alpha$ .

#### 3.6.4. ENSAIOS DE VAZAMENTO

Todas as soldas foram submetidas a esse ensaio, para a verificação de possíveis vazamentos de gás, através da junta soldada.

O sistema desenvolvido neste trabalho permitia a pressurização com até 50 atm de He. Os testes foram realizados em meias varetas, (apenas uma extremidade soldada). A junta soldada estava confinada em uma câmara de alto vácuo, com pressão de até  $10^{-5}$  torr; qualquer fuga de gás que ocorresse através da junta soldada, era imediatamente registrada por um detector de vazamento de He, da marca Veeco.

#### 3.6.5. RADIOGRAFIA

As soldas foram radiografadas em duas posições defazadas de  $90^{\circ}$ . Utilizou-se uma máquina Philips MV 161 com filme AGFA GEVAERT D4 STRUCTURIX.

A norma, DIN 54109<sup>(48)</sup>, recomenda que a dimensão do maior defeito não poderá ultrapassar  $0,30 \pm 0,01$ mm, que corresponde à classe I de defeitos em soldas de alta estanqueidade.

#### 3.6.6. ENSAIO DE ARREBENTAMENTO

O ensaio de arrebatamento foi utilizado para controle das características mecânicas de todas as regiões do tubo, tais como, a junta soldada, costura do tubo e zona afetada pelo calor.

Esses ensaios foram realizados na firma ERMETO LTDA; em corpos de prova de comprimento de 400 à 500 mm de tubo, com um tampão soldado em uma das extremidades. A extremidade livre de solda, foi utilizada para pressurização do corpo de prova. O fluido utilizado para a pressurização foi óleo.

O cálculo da tensão de ruptura foi realizado, utilizando-se a norma ASTM B 353<sup>(44)</sup>, Anexo A.1. Para esse fim, utilizou-se a relação:

$$S = \frac{PD}{2t}$$

onde

S = tensão de ruptura [MPa]

P = pressão máxima do fluido [MPa]

D = diâmetro externo médio - espessura média [mm]

t = espessura mínima [mm].

## CAPÍTULO 4

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados e discussões deste trabalho serão agrupados em duas secções: fabricação e caracterização dos tubos (item 4.1.); soldagem dos tampões e caracterização das soldas (item 4.2.).

## 4.1. FABRICAÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DOS TUBOS

Os tubos, sem costura e com costura, seguem rotas de processamento diferentes. No caso dos tubos sem costura, obtém-se o tubo mãe por extrusão, frequentemente, pelo método Sejournet, utilizando-se lubrificante de vidro (o tubo mãe ou de partida pode também ser obtido por trepanação). A seguir, o tubo mãe tem sua parede sensivelmente reduzida por laminação, em um laminador de passo peregrino ("Pilger Process"). As dimensões finais podem ser ajustadas por um passe final de trefilação. Deve-se destacar que, com um laminador de passo peregrino obtém-se altas reduções (até 70%) em comparação com a trefilação (no máximo 30%), a qual exige inúmeros recozimentos intermediários. No caso de tubos com costura, normalmente o "tubo mãe" já é obtido em dimensões próximas das finais e, a seguir, ele é trefilado. Os tubos de aço inoxidável, sem costura, fabricados no Brasil, o são por meio de trefilação de tubos mãe importados, pois não se dispõe atualmente no Brasil de laminador

de passo peregrino para este fim. Já os tubos com costura são obtidos, também, por trefilação, mas a partir de tubos formados, usando-se tiras laminadas pela Companhia de Aços Especiais Itabira (ACESITA). Existem várias fábricas nacionais que formam o tubo; todas elas utilizam o processo TIG de solda. Os processos de fabricação de tubos de aços inoxidáveis, mencionados anteriormente, estão representados esquematicamente na figura 13.

#### 4.1.1. FABRICAÇÃO DOS TUBOS

Selecionou-se dois tipos de tubos de partida para o programa de produção de tubos:

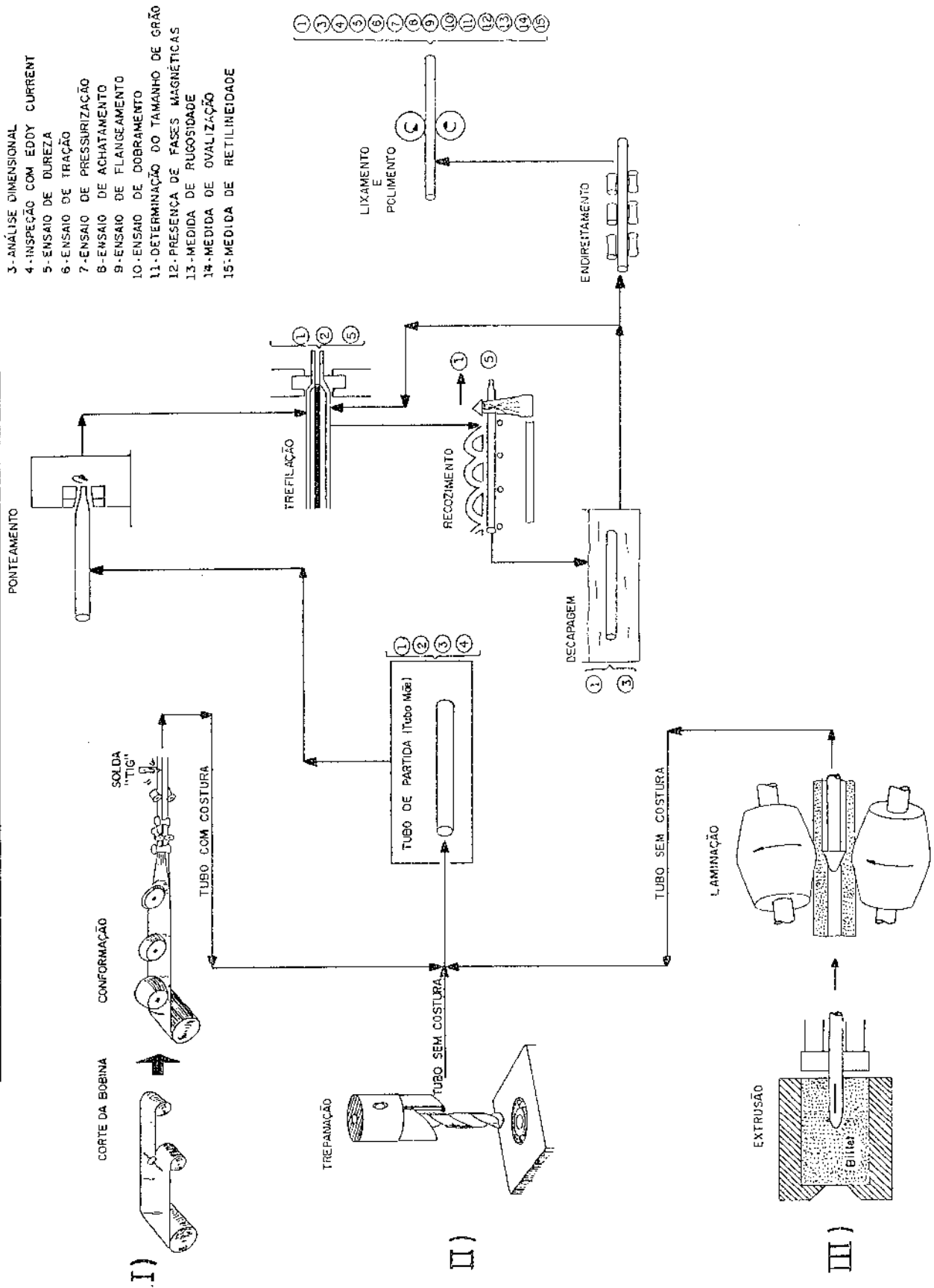
- a) Tubos de aço 304, com costura, tendo diâmetro externo de de 16,0 mm, obtidos a partir de tiras de 0,7 mm de espessura. Estes tubos foram processados totalmente no Brasil.
- b) Tubos de aço 304 L, sem costura, obtidos a partir de tarugos nacionais, trepanados na Dalmini italiana e trefilados na Pérsico Pizzamiglio S.A., para diâmetro externo de 14,0 mm e 1 mm de espessura de parede.

Em seguida, os dois tipos de tubos foram retrefilados com mandril fixo nas dimensões desejadas, na Olympus Metal Ltda. O processo de trefilação, com mandril interno, é ilustrado na figura 14. As reduções a frio não excediam 15-17% de redução em área. Após estas reduções a frio, o material era recozido ao ar, por volta de 1050°C por 2-5 minutos, seguido de resfriamento em água para evitar sensitização. Os tratamentos térmicos



FIGURA 13. PROCESSO DE FABRICAÇÃO E CONTROLE DE QUALIDADE DE TUBOS

- 1-INSPEÇÃO VISUAL
- 2-ANÁLISE QUÍMICA
- 3-ANÁLISE DIMENSIONAL
- 4-INSPEÇÃO COM EDDY CURRENT
- 5-ENSAIO DE DUREZA
- 6-ENSAIO DE TRACÇÃO
- 7-ENSAIO DE PRESSURIZAÇÃO
- 8-ENSAIO DE ACHATAMENTO
- 9-ENSAIO DE FLANGEAMENTO
- 10-ENSAIO DE DOBRAMENTO
- 11-DETERMINAÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO
- 12-PRESENÇA DE FASES MAGNÉTICAS
- 13-MEDIDA DE RUGOSIDADE
- 14-MEDIDA DE OVALIZAÇÃO
- 15-MEDIDA DE RETILINEIDADE



cos intermediários foram realizados em um forno industrial, construído sob licença da firma alemã Nassheuer, especialmente projetado para o tratamento térmico de aços inoxidáveis austeníticos. Vários estados finais de superfície foram obtidos, tais como: sem tratamento, martelado, lixado e polido.

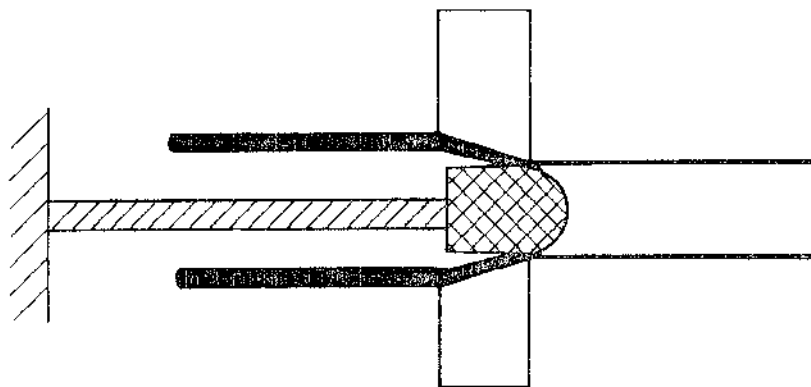


FIGURA 14. Trefilação de tubos com redução de espessura de parede utilizando mandril fixo.

#### 4.1.2. CARACTERIZAÇÃO DOS TUBOS

Foi realizado um programa de ensaios para caracterizar os tubos, envolvendo:

- a) ensaios dimensionais (diâmetro externo, diâmetro interno, espessura e ovalização);
- b) qualidade de superfície (rugosidade);
- c) ensaios de tração a temperatura ambiente;
- d) ensaios de pressurização à temperatura ambiente e
- e) análise microestrutural.

A caracterização mecânica incluiu tanto os tubos nas

dimensões finais, como os tubos nas dimensões de partida. Além disto, foram efetuadas análises químicas dos principais elementos, as quais mostraram que os aços apresentavam composições segundo as especificações (vide Tabela V, capítulo 3).

#### 4.1.2.1. ENSAIOS DIMENSIONAIS E QUALIDADE DA SUPERFÍCIE DOS TUBOS

A tabela VI apresenta as medidas de diâmetro externo, diâmetro interno, espessura da parede e rugosidade dos tubos. Os resultados da tabela VI mostram que as especificações dimensionais, de diâmetro externo =  $9,80 \pm 0,05$  mm e diâmetro interno =  $8,60 \pm 0,04$  mm, foram atingidas em todos os estados finais da superfície. Além disto, a qualidade das superfícies, avaliada pelas medidas de rugosidade, mostrou-se bastante razoável para todos os estados das mesmas. A tabela VII apresenta valores característicos de ovalização (erro de forma) os quais mostraram-se dentro do esperado. Todas as medidas dimensionais e de rugosidade foram efetuadas em tubos encruados.

O processo de trefilação, utilizando mandril fixo, tem como características positivas a precisão dimensional e excelente qualidade superficial, embora apresente baixa produtividade. A tabela VII mostra que o lixamento, utilizando-se uma lixadeira-politriz "Center-less", pode contribuir para a diminuição da ovalização. Deve-se destacar que as características dimensionais do tubo e das pastilhas combustíveis têm influência direta, na interação mecânica pastilha-revestimento e, portanto, no desempenho da vareta combustível.

TABELA VI - Dimensões e rugosidade dos tubos

MATERIAL	ESTADO	DIÂMETRO EX TERNO (mm)	DIÂMETRO IN TERNO (mm)	ESPESSURA (mm)	RUGOSIDADE Ra (µm)
304 com costura	trefilado	9,800 ± 0,002	8,598 ± 0,007	0,601	0,59 ± 0,03 0,62 ± 0,01 0,41 ± 0,01
304 com costura	trefilado	9,781 ± 0,004	8,606 ± 0,003	0,588	0,43 ± 0,01 0,41 ± 0,01 0,39 ± 0,01
304 com costura	trefilado	9,780 ± 0,002	8,599 ± 0,003	0,591	0,45 ± 0,02 0,45 ± 0,01 0,39 ± 0,01
304 com costura	trefilado e decapado	9,806 ± 0,002	8,598 ± 0,001	0,604	0,52 ± 0,01 0,69 ± 0,01 0,70 ± 0,02
304 L sem costura	trefilado	9,835 ± 0,003	8,644 ± 0,006	0,596	0,53 ± 0,02 1,13 ± 0,06 0,73 ± 0,03
304 L sem costura	trefilado	9,834 ± 0,002	8,645 ± 0,002	0,595	0,99 ± 0,02 0,30 ± 0,01 0,72 ± 0,07
304 L sem costura	trefilado	9,84 ± 0,01	-	0,59±0,01	0,25 0,50 0,45
304 L sem costura	trefilado e lixado	9,826 ± 0,003	8,625 ± 0,013	0,601	0,76 ± 0,03 0,45 ± 0,03 0,92 ± 0,03
304 L sem costura	trefilado e lixado	9,78 ± 0,01	-	0,59±0,01	0,35 0,37 0,35
304 L sem costura	trefilado e decapado	9,835 ± 0,009	8,650 ± 0,006	0,593	0,43 ± 0,02 1,10 ± 0,10 0,49 ± 0,01
304 L sem costura	trefilado, lixado e decapado	9,81 ± 0,02	-	0,59±0,01	0,40 0,38 0,42

TABELA VII - Erro de forma do tubo de aço 304 L  
em vários estados superficiais.

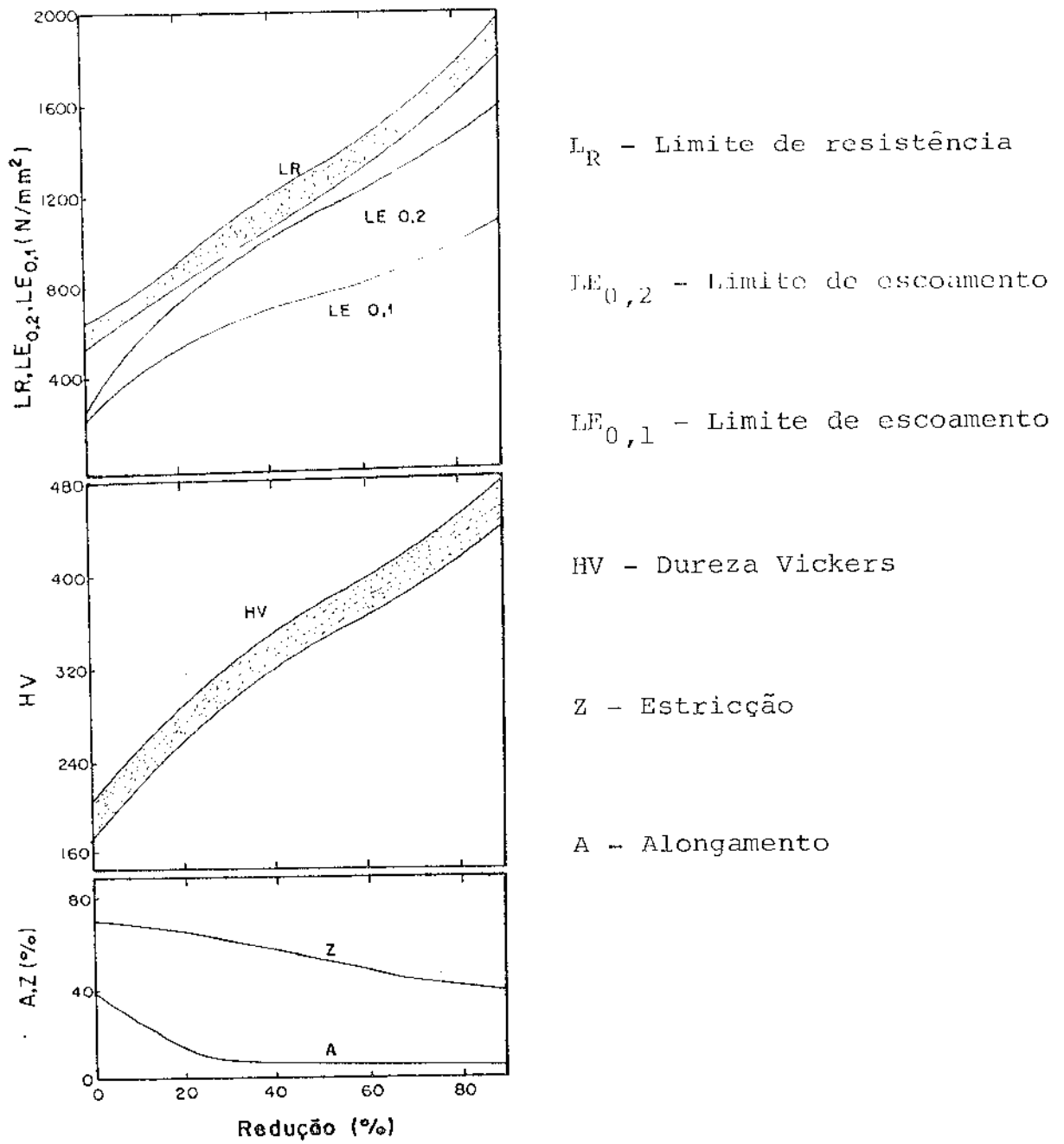
MATERIAL	ESTADO DE SUPERFÍCIE	ERRO DE FORMA (µm)
304 com costura	trefilado	14
304 L sem costura	trefilado e lixado	6
304 L sem costura	trefilado, lixado e decapado	8

#### 4.1.2.2. ENSAIOS DE TRAÇÃO A TEMPERATURA AMBIENTE

A tabela VIII apresenta os valores de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento, dos tubos mãe, no estado anterior à trefilação, estado nominal recozido, e dos tubos após a trefilação, estado encruado, nas dimensões finais. Os valores da tabela VIII, para os tubos recozidos, dimensões iniciais, estão de acordo com os valores esperados para estes aços. Os valores obtidos para os tubos encruados estão de acordo com os previstos na literatura<sup>(49)</sup> (vide figura 15).

TABELA VIII - Propriedades de tração dos tubos sem recozimento final

MATERIAL	ESTADO	LIMITE DE ESCOAMENTO 0,2% (N/mm <sup>2</sup> )	LIMITE DE RESISTÊNCIA (N/mm <sup>2</sup> )	ALONGAMENTO EM 50 mm (%)
304 com costura tubo mãe	recozido	197	470	61,2
304 com costura dimensões finais	trefilado (encruado)	761	996	13,6
304 com costura dimensões finais	trefilado (encruado)	711	926	14,4
304 L sem costura tubo mãe	recozido	209	486	55,8
304 L sem costura dimensões finais	trefilado	649	760	12,4
304 L sem costura dimensões finais	trefilado	548	698	15,2



$L_R$  - Limite de resistência

$LE_{0,2}$  - Limite de escoamento

$LE_{0,1}$  - Limite de escoamento

HV - Dureza Vickers

Z - Estricção

A - Alongamento

FIGURA 15. Variação das propriedades mecânicas do aço 304, com redução da secção por trefiliação (extraído da referência 49).

Posteriormente, todos os tubos foram recozidos em ampolas de quartzo, contendo limalha de urânio ou titânio à 1040°C, por 1 hora e novamente ensaiadas (vide tabela IX). Este recozimento, conforme esperado, causou recristalização nos tubos encruados e a consequente diminuição no limite de escoamento, limite de resistência e aumento no alongamento. Os resultados das tabelas VIII e IX mostram, também, de maneira clara, que as propriedades de tração do tubo com costura não são inferiores às do tubo sem costura. Deve-se lembrar, aqui, que os tubos sem costura tinham o carbono mais baixo (aço 304 L) que os tubos com costura (aço 304).

TABELA IX - Propriedades de tração dos tubos após recozimento a 1040°C por 1 hora

MATERIAL	LIMITE DE ESCOAMENTO 0,2% (N/mm <sup>2</sup> )	LIMITE DE RESISTÊNCIA (N/mm <sup>2</sup> )	ALONGAMENTO EM 50 mm
304 com costura tubo mãe	314	685	64,6
304 com costura dimensões finais	223	577	60,8
	249	599	52,4
304 L sem costura tubo mãe	257	620	63,2
304 L sem costura dimensões finais	221	579	60,2
	300	667	63,2



## 4.1.2.3. ENSAIOS DE PRESSURIZAÇÃO A TEMPERATURA AMBIENTE

A tabela X apresenta os resultados dos ensaios de pressurização realizados, conforme recomendação da norma ASTM, para tubos de ligas de zircônio<sup>(44)</sup>. Os tubos com costura mostraram-se tanto antes, como após a trefilação, entre 10 à 20% mais resistentes que os tubos sem costura. A fratura dos tubos com costura ocorreu sempre ao longo da solda.

TABELA X - Resultados dos ensaios de pressurização

MATERIAL	ESTADO	PRESSÃO DE RUPTURA (kgf/cm <sup>2</sup> ), P	TEMPO DE ENSAIO (s)	TENSÃO CIRCUNFERENCIAL DE RUPTURA (kgf/mm <sup>2</sup> )*, S
304 com costura tubo mãe	recozido	460	15	54,8
		470	-	55,0
304 com costura dimensões finais	trefilado (encruado)	1600	18	116,8 **
		1600	15	116,8
		1600	15	116,8
304 L sem costura tubo mãe	recozido	700	18	45,6
		700	12	45,6
304 L sem costura dimensões finais	encruado	1390	6	101,5
		1390	23	101,5
		1380	18	100,8

\* calculado por meio de  $S = \frac{P \cdot D}{2 t}$  onde

D = (diâmetro externo) - (espessura)

t = espessura mínima de parede

\*\* Tubos atingiram o limite da máquina e não romperam.

## 4.1.2.4. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Inicialmente, foram realizadas medições de microdureza, com carga de 100 gramas em todas as amostras, as quais são apresentadas na tabela XI. Em seguida, foram efetuados estudos, para avaliar a temperatura de recristalização e do tamanho de grão recristalizado, em um lote de tubos de aço 304 com costura. Estes resultados constam da figura 16 e mostram que o tratamento à  $1040^{\circ}\text{C}$  por 1 hora não leva a um crescimento exagerado de grão, além de propiciar a dissolução completa de carbonetos  $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$ . A figura 16 mostra, inicialmente uma dimi

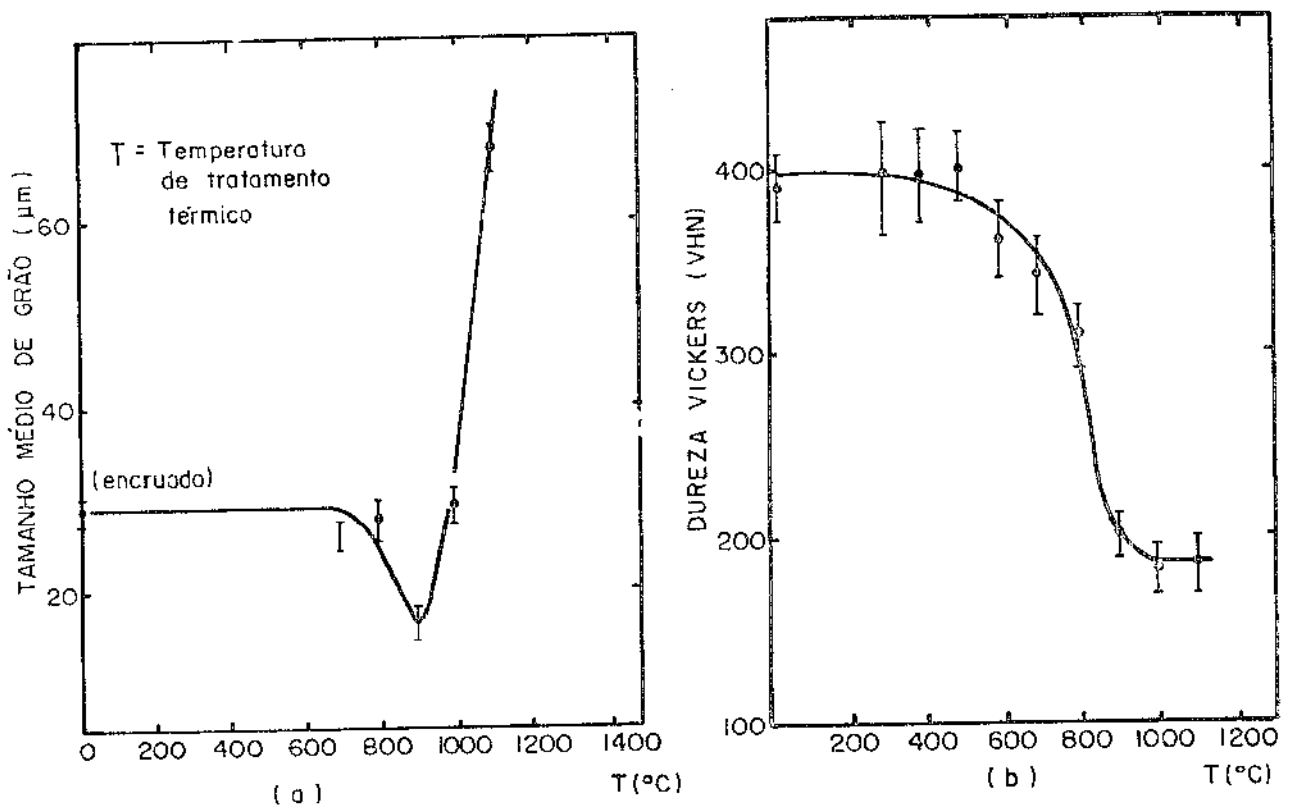


FIGURA 16. Variação do tamanho de grão recristalizado (a) e da microdureza Vickers (b) com a temperatura de recozimento por 1 hora de tubos de aço 304 com costura previamente encruados (extraído da referência 8).

TABELA XI - Microdureza Vickers das amostras utilizando a carga de 100 gramas.

MATERIAL	ESTADO	MICRODUREZA (kg/mm <sup>2</sup> )
304 com costura tubo mãe	como recebido	208 ± 12
304 com costura dimensões finais	encruado	362 ± 25
304 com costura dimensões finais	recozido: 1040°C, 1 h	184 ± 16
304 L sem costura tubo mãe	como recebido	179 ± 12
304 L sem costura dimensões finais	encruado	332 ± 20
304 L sem costura dimensões finais	recozido: 1040°C, 1 h	174 ± 6
304 com costura tubo mãe	recozido: 1040°C, 1 h	197 ± 4
304 L sem costura tubo mãe	recozido: 1040°C, 1 h	160 ± 3

nuição do tamanho de grão, devido à recristalização e posterior aumento do seu tamanho devido ao processo de crescimento normal de grão e recristalização secundária em temperaturas mais altas. Recozimento por 1 hora à temperatura de 900°C foi suficiente para a recristalização completar-se. Por outro lado, este tratamento não propiciou a dissolução completa dos carbonetos.

Foi também avaliada, por difração de raios X, a possibilidade de formação de martensitas,  $\epsilon$ -hexagonal e  $\alpha'$ -cúbica, durante a trefilação a frio dos tubos. Estes resultados são apresentados na figura 17 e mostram que, embora o aço seja susceptível à formação destas fases indesejáveis, o processo de conformação utilizado não causou o seu aparecimento. Deve-se, no entanto, destacar que o limite de detecção da difratometria de raios X, para detecção de fases, é por volta de 3-4% em volume.

#### 4.2. SOLDAGEM DOS TAMPÕES E CARACTERIZAÇÃO DAS SOLDAS

Na soldagem dos tampões, utilizando-se o processo TIG, foram estudados vários ciclos e parâmetros de soldagem, tais como: gás de proteção; corrente máxima de soldagem; velocidade de rotação do tubo; comprimento de arco; posicionamento do eletrodo e vazão do gás. Tentou-se correlacionar os parâmetros acima com a penetração e diâmetro máximo da solda, largura do cordão e oxidação. Estes resultados são apresentados e discutidos no item 4.2.1.

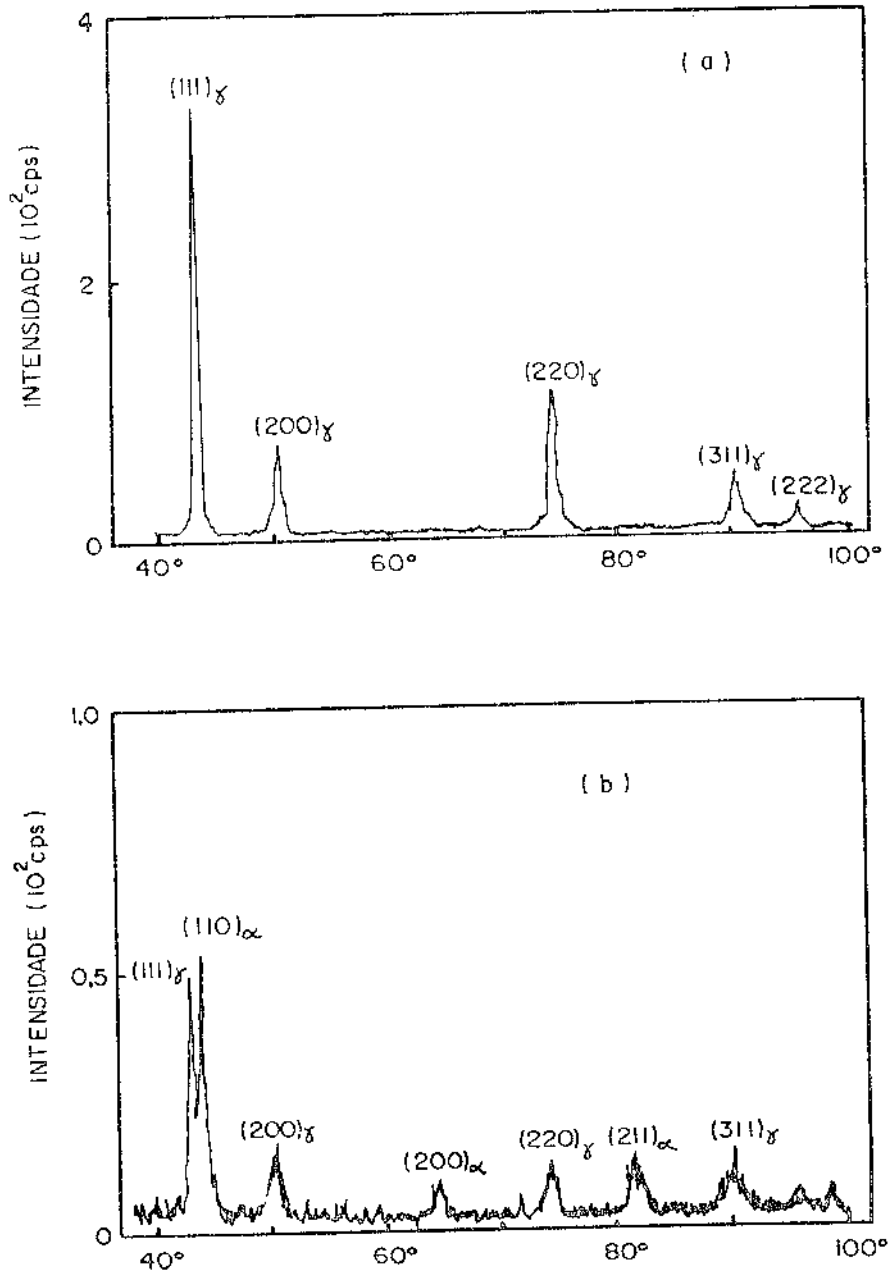


FIGURA 17. Perfil de difração de raios-X: a) superfície lateral do tubo encruado evidenciando a ausência de martensita; b) amostra em pó obtido por meio de limagem do tubo evidenciando a presença de martensita ( $\gamma$ -austenita e  $\alpha'$ -martensita cúbica) (extraído da referência 8).

No item 4.2.2., são apresentados e discutidos os resultados referentes aos ensaios destrutivos e não destrutivos da vareta soldada.

Finalmente, no item 4.2.3., discute-se as modificações microestruturais, ocasionadas pelo processo de soldagem.

#### 4.2.1. PROCEDIMENTOS E PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Foram utilizados dois gases de proteção: argônio e hélio. As principais propriedades destes dois gases foram apresentadas na tabela 2. Como era de se esperar, a utilização do gás hélio acarretou dificuldades na abertura do arco, devido ao seu alto potencial de ionização. Quando se utilizava argônio e o gerador de alta frequência da máquina, aproximadamente 3000 Hz, a abertura de arco era feita normalmente. Por outro lado, utilizando-se hélio como atmosfera protetora para uma mesma corrente, a penetração da solda era maior, enquanto que a largura do cordão e oxidação eram menores. Em suma, a utilização de hélio propiciava uma maior concentração de energia, possibilitando a utilização de correntes menores. A menor oxidação, quando da utilização de hélio, deve-se à maior efetividade da extração de calor deste gás, em comparação com o argônio. Isto acarretava, também, menores zonas afetadas pelo calor. Devido às dificuldades na abertura de arco, quando da utilização do gás hélio, a maioria das experiências foram realizadas com o gás argônio. Foram realizadas cerca de 10 soldagens com hélio e 100 com argônio.

No caso de utilização de hélio, foram realizadas sol

das com correntes máximas de soldagem, na faixa de 20 à 40 A. As faixas de correntes utilizadas para a soldagem com gás argônio foram de 20 à 60 A. A influência da corrente máxima de soldagem foi marcante nas dimensões da zona de fusão. Uma elevação na corrente máxima de soldagem ocasionava, principalmente, um aumento na penetração e pouco aumento na largura do cordão. Os valores de penetração especificados, na literatura <sup>(50)</sup>, neste tipo de soldagem são de 1,0 à 2,0 vezes a espessura do tubo. Para a largura do cordão não se encontraram especificações. Simultaneamente, variou-se a velocidade de rotação do tubo de 7,5 a 15 rpm, em atmosfera de argônio e de 7,5 a 12 rpm, em atmosfera de hélio.

Os valores de comprimento de arco utilizados no trabalho foram de 0,5; 1,0 e 1,5 mm. Independente do gás de proteção utilizado, observou-se que à medida que se aumentava o comprimento de arco a largura do cordão e a tensão aumentavam, enquanto que a penetração diminuía. Por outro lado, alterando-se apenas a atmosfera protetora, a tensão do arco era maior em hélio (18 V) do que em argônio (12 V).

Os parâmetros: corrente máxima de soldagem (I), velocidade de rotação do tubo (v), tensão de arco (V) e a eficiência do processo (n) quando agrupados expressam o calor imposto ao metal ou "heat input"(H). Os valores do Input de calor foram calculados pela relação  $H = n I.V/v$  e variaram de 12,5 a 49,9 J/mm e de 23,4 a 56,1 J/mm para atmosferas de argônio e hélio respectivamente. No cálculo do calor imposto ao metal, utilizou-se, o valor de 0,4 <sup>(51)</sup> para a eficiência do processo.

Testaram-se duas posições do eletrodo em relação à jun

ta a ser soldada: eletrodo exatamente acima da junta, e eletrodo deslocado 0,2 mm para o lado do tampão. Em várias soldas realizadas com o eletrodo posicionado sobre a junta, observou-se fusão excessiva e afundamento superficial do cordão de solda no tubo. Em consequência disto, as soldas subsequentes foram realizadas com o eletrodo deslocado de 0,2 mm em relação à junta. Este novo posicionamento do eletrodo acarretou, como benefício adicional, a diminuição da zona afetada pelo calor do tubo. Isto ocorreu devido à maior massa do tampão, facilitando a extração de calor da junta, através deste componente.

A vazão do gás de proteção foi de 10 à 18 l/min e de 15 a 25 l/min para o argônio e hélio, respectivamente. Apesar de empregar-se uma vazão de gás especificada na literatura técnica, verificou-se a presença de oxidação generalizada no tubo (até 20 mm da junta), e em todo tampão. Realizaram-se alguns testes com uma maior vazão de gás, mas verificaram-se mordeduras no tubo e uma certa instabilidade do arco. Nas tabelas XII, XIII e XIV, são apresentados os parâmetros de soldagem para os gases argônio e hélio, com as respectivas dimensões da zona de fusão.

Desenvolveu-se uma câmara para a realização da soldagem em atmosfera neutra de argônio ou hélio, como mostrado na figura 18. O objetivo de realizar-se a soldagem em uma câmara foi o de facilitar a extração de calor e, principalmente, evitar a oxidação da junta soldada. Através de análises microestruturais, que serão discutidas no item 4.2.3., verificou-se que a extração de calor foi efetiva quando se utilizou a câmara de soldagem com argônio, como atmosfera. Não foram realiza-



## LEGENDA REFERENTE ÀS TABELAS XII, XIII e XIV:

$t_1$	tempo de subida da corrente [s]
$t_2$	tempo de corrente máxima [s]
$t_3$	tempo de descida de corrente [s]
I	corrente máxima de soldagem [A]
V	tensão de arco na corrente máxima [V]
v	velocidade de rotação do tubo [rpm]
c	comprimento de arco [mm]
$\phi$	diâmetro da solda [mm]
$p_1$	penetração mínima [mm]
$p_2$	penetração máxima [mm]
$l_1$	largura mínima do cordão [mm]
$l_2$	largura máxima do cordão [mm]
H	calor imposto ao metal [J/mm]

TABELA XII - Parâmetros empregados na soldagem com atmosfera de Argônio sem a utilização da câmara.

cp	Parâmetros de Soldagem						Dimensões da solda					H	
	t <sub>1</sub>	t <sub>2</sub>	t <sub>3</sub>	I	V	v	C	Ø	P <sub>1</sub>	P <sub>2</sub>	l <sub>1</sub>		l <sub>2</sub>
1	2	8	14	20	13	7,5	0,5	9,82	0,86	0,97	2,6	3,1	27
2	2	8	14	30	12	7,5	1,0	9,88	0,92	1,09	2,8	3,2	37,4
3	2	8	14	40	12	7,5	1,5	9,92	1,20	1,40	2,9	3,8	49,9
4	2	6	10	20	13	10	0,5	9,84	0,72	0,90	2,4	3,3	20,3
5	2	6	10	30	12	10	1,0	9,88	1,02	1,19	2,6	3,2	28,1
6	2	6	10	40	12	10	1,0	9,94	1,12	1,30	2,7	3,8	37,4
7	2	6	10	50	11	10	1,5	10,02	1,50	2,15	2,9	3,8	46,8
8	2	5	8	30	12	12	0,5	9,90	1,01	1,20	2,4	3,0	23,4
9	2	5	8	40	12	12	0,5	9,94	1,10	1,30	2,8	3,9	31,2
10	2	5	8	50	12	12	1,0	10,00	1,51	2,10	2,8	4,2	35,8
11	2	4	6	20	13	15	0,5	9,92	0,52	0,76	2,1	2,5	12,5
12	2	4	6	30	12	15	1,0	9,94	0,70	1,02	2,4	3,7	18,7
13	2	4	6	40	12	15	1,0	9,96	1,10	1,50	2,5	3,6	24,9
14	2	4	6	50	11	15	1,5	9,98	1,20	1,52	2,6	3,7	28,6
15	2	4	6	60	11	15	1,5	10,04	1,20	1,88	3,2	4,0	34,3
16	3	12	3	20	13	10	0,5	9,90	0,81	0,93	2,6	2,8	20,3
17	3	12	3	30	12	10	1,0	9,96	1,02	1,28	3,0	3,2	28,1
18	3	12	3	40	12	10	0,5	10,18	1,20	1,58	3,4	3,8	37,4
19	3	12	9	20	13	10	0,5	9,94	0,82	0,92	2,6	2,8	20,3
20	3	12	9	30	12	10	0,5	9,98	1,05	1,22	3,0	3,2	28,1

TABELA XIII - Parâmetros empregados na soldagem com atmosfera de hélio sem a utilização da câmara.

CP	Parâmetros de soldagem							Dimensões da solda					H
	t <sub>1</sub>	t <sub>2</sub>	t <sub>3</sub>	I	V	v	C	Ø	P <sub>1</sub>	P <sub>2</sub>	L <sub>1</sub>	L <sub>2</sub>	
1	2	8	14	20	18	7,5	0,5	9,82	0,90	1,10	2,2	2,2	37,4
2	2	8	14	30	18	7,5	1,0	9,86	1,09	1,38	2,5	2,8	56,1
3	2	6	10	20	18	10	0,5	9,84	0,90	1,09	2,1	2,2	28,1
4	2	6	10	30	18	10	1,0	9,88	1,00	1,18	2,7	3,0	42,1
5	2	5	8	20	18	12	0,5	9,86	0,68	0,86	2,2	2,3	23,4
6	2	5	8	30	18	12	0,5	9,90	0,96	1,06	2,3	2,6	35,1
7	2	6	10	25	18	10	0,5	9,86	0,90	1,12	2,3	2,8	35,1
8	2	5	8	35	18	12	0,5	9,94	1,18	1,45	2,2	2,5	41,0

TABELA XIV - Parâmetros empregados na soldagem com atmosfera de Argônio com a utilização da câmara.

CP	Parâmetros de soldagem							Dimensões da solda					E
	t <sub>1</sub>	t <sub>2</sub>	t <sub>3</sub>	I	V	v	C	Ø	P <sub>1</sub>	P <sub>2</sub>	l <sub>1</sub>	l <sub>2</sub>	
1	2	8	14	20	13	7,5	0,5	9,90	0,78	0,92	2,5	3,0	27
2	2	8	14	30	12	7,5	0,5	9,92	0,93	1,20	2,8	3,5	37,4
3	2	6	10	30	12	10	0,5	9,90	0,86	1,11	2,6	3,2	28,1
4	2	6	10	35	12	10	0,5	9,90	0,90	1,14	2,8	3,6	32,8
5	2	6	10	40	12	10	0,5	9,92	1,01	1,20	2,9	4,2	37,4
6	2	6	10	40	12	10	1,0	9,94	0,96	1,15	3,0	4,4	37,4
7	2	5	8	35	12	12	0,5	9,92	0,89	1,08	2,6	3,6	27,3
8	2	5	8	45	12	12	1,0	9,98	1,28	1,88	3,2	4,0	35,1
9	2	4	6	40	12	15	0,5	9,98	0,88	1,15	2,8	3,8	25,0
10	2	4	6	50	12	15	0,5	10,00	1,24	1,75	3,0	4,0	31,2
11	8	8	8	20	12	7,5	0,5	9,92	0,90	0,98	2,6	3,2	27,0
12	8	8	8	30	12	7,5	0,5	9,92	0,90	1,32	2,8	3,2	37,4
13	8	16	8	30	12	7,5	0,5	9,94	1,10	1,39	3,0	3,8	37,4
14	6	6	6	30	12	10	0,5	9,92	1,04	1,20	2,8	3,2	28,1
15	6	6	6	35	12	10	0,5	9,94	1,06	1,20	2,8	3,8	32,8
16	6	6	6	40	12	10	1,0	9,96	1,08	1,30	3,0	4,2	37,4
17	6	12	6	30	12	10	0,5	9,96	1,09	1,26	3,2	4,0	28,1
18	5	5	5	35	12	12	0,5	9,94	1,04	1,20	2,8	3,8	27,3
19	5	5	5	40	12	12	0,5	9,96	1,08	1,25	2,9	4,0	31,2
20	5	10	5	35	12	12	0,5	9,96	0,98	1,12	3,0	3,8	27,3
21	2	8	4	40	12	15	0,5	9,98	1,30	1,43	3,2	4,0	24,9
22	2	8	4	50	12	15	0,5	10,04	1,30	1,88	3,2	4,5	31,2

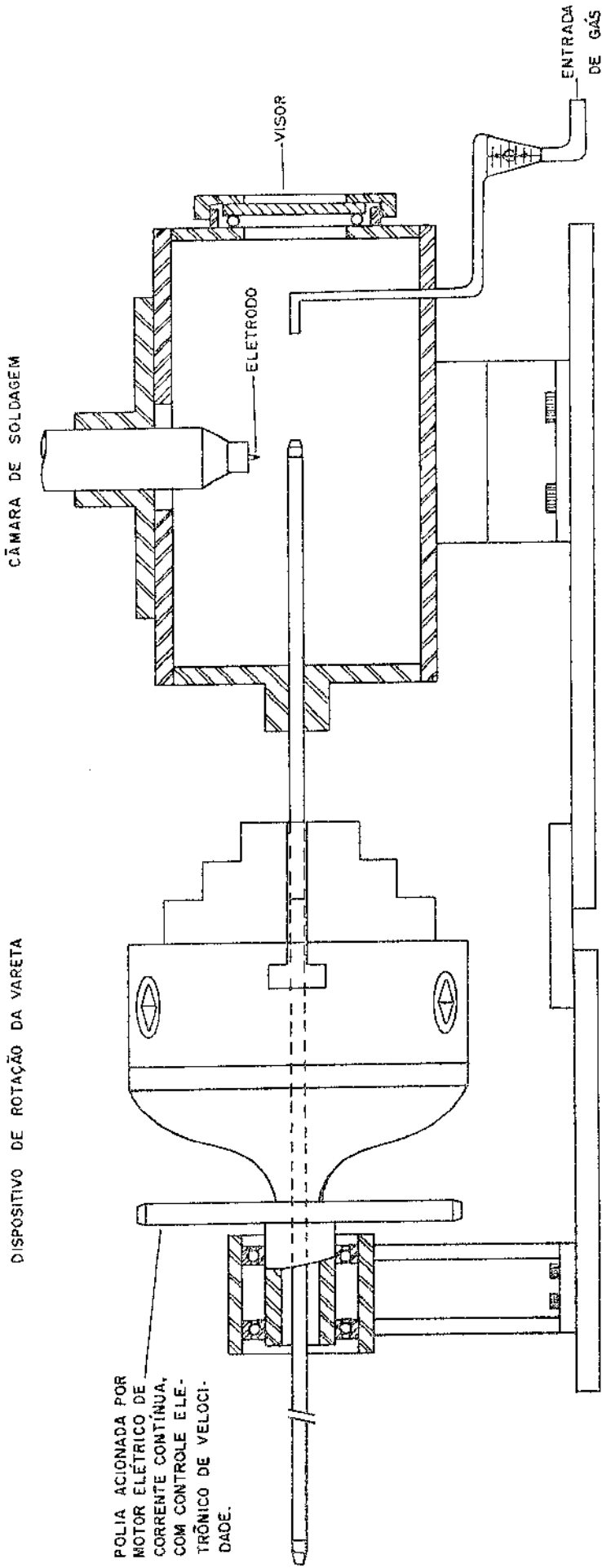


FIGURA 18. Dispositivo de rotação da vareta e câmara de soldagem.

das soldas, utilizando-se, simultaneamente gás hélio e a câmara de soldagem. Apesar da câmara não apresentar estanqueidade suficiente e de não ter sido previamente evacuada, as soldas apresentaram uma sensível diminuição na oxidação. Apenas uma faixa de 5 mm do tampão e de 2 mm do tubo apresentaram uma fina camada de óxido.

Em função dos resultados obtidos foram selecionados dois ciclos de soldagem, vide figura 19, um utilizando argônio como gás de proteção e o outro hélio. Estes dois ciclos proporcionaram os melhores resultados, dentre as condições pesquisadas. As características mais importantes na seleção destes dois ciclos foram: penetração adequada e menor zona afetada pelo calor. O dimensionamento da zona afetada pelo calor e suas sub-regiões serão discutidas no item 4.2.3.

#### 4.2.2. ENSAIOS DESTRUTIVOS E NÃO DESTRUTIVOS DA VARETA SOLDADA

Para a qualificação das soldas das varetas combustíveis, foram realizados os seguintes ensaios não destrutivos: inspeção visual; exame dimensional; radiografia e vazamento. O ensaio de pressurização, até o arrebentamento (destrutivo), foi utilizado para avaliar a resistência mecânica do conjunto. Os resultados dos ensaios metalográficos (destrutivos) serão apresentados no item 4.2.3., onde se discutem as alterações microestruturais causadas pela soldagem.

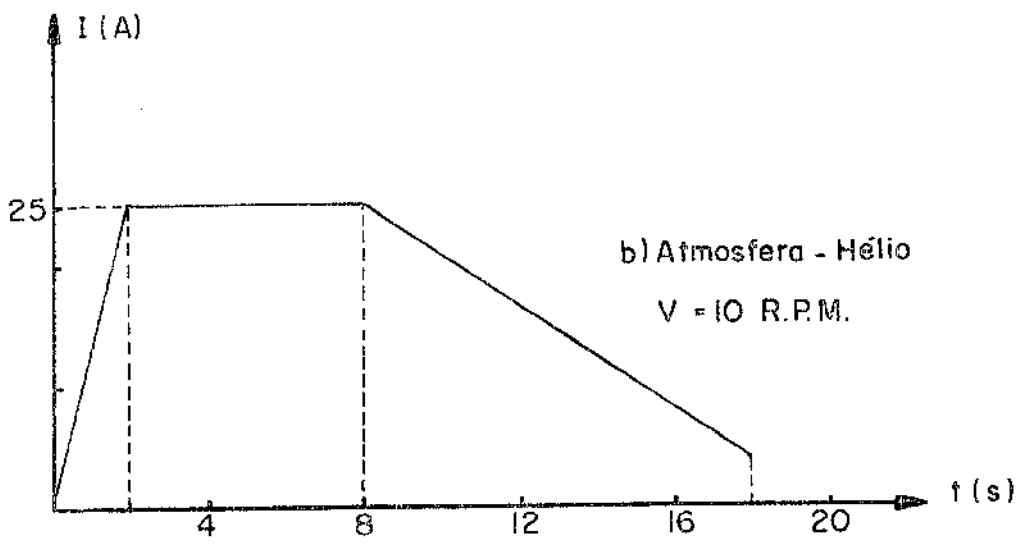
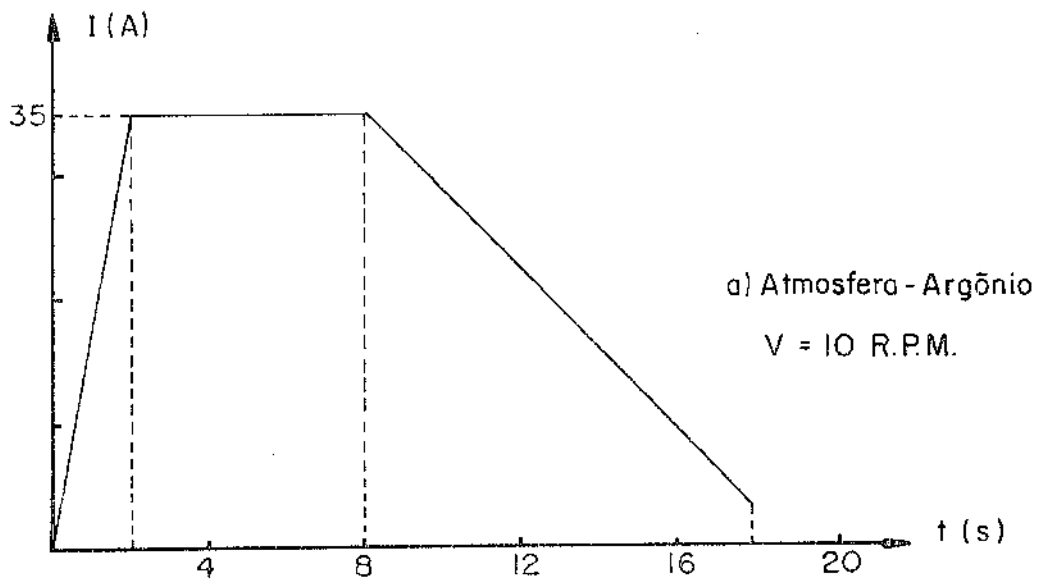


FIGURA 19. Ciclos de soldagem circunferenciais sugeridos para a vareta combustível.

#### 4.2.2.1. ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS

##### Inspeção Visual

Uma certa quantidade de corpos de prova foram rejeitados, em razão do aspecto irregular do cordão de solda. Os defeitos mais encontrados foram: mordeduras, poros e crateras. As mordeduras foram causadas, provavelmente, pela excessiva corrente máxima de soldagem; os poros, pelo residual de impurezas, principalmente  $O_2$ , no gás e na câmara, enquanto que os defeitos do tipo cratera, pela interrupção da soldagem em correntes elevadas. Não foi detectada a presença de trincas superficiais.

##### Exame Dimensional

Algumas soldas apresentam valores de reforço acima do especificado ( $2 R = 0,1 \text{ mm}$ ). Lembrando que o  $\phi_{\text{max}}$  da solda =  $\phi_{\text{tubo}} + 2 R$ . As possíveis causas deste defeito foram a utilização de uma corrente excessiva de soldagem associada com alta velocidade de rotação do tubo e pequeno comprimento de arco.

Realizaram-se ainda, medidas de angularidade do tampão, utilizando-se lâminas de calibração para verificar se a soldagem ocasionou alguma distorção (desalinhamento) do tampão em relação ao tubo. Qualquer desalinhamento maior do que  $0,1 \text{ mm}$ , ocasionava rejeição da solda. Verificou-se, que para altas correntes de soldagem em torno de  $50 \text{ A}$ , o desalinhamento era maior e mais frequente.



## Inspeção Radiográfica (Raios-X)

Na inspeção radiográfica, os defeitos habitualmente detectados são penetração inadequada da solda, mordeduras (redução da espessura do tubo), trincas, inclusões de tungstênio e porosidades.

Alguns destes defeitos, tais como: penetração fora do intervalo de 1 à 2 vezes a espessura do tubo; trincas na zona afetada pelo calor e redução da espessura do tubo superior a 10% (mordedura) acabam determinando a rejeição da solda. Já os poros e inclusões de tungstênio (indicações escuras e claras, respectivamente), com indicações superiores à 0,3 mm, ocasionam também a rejeição da solda. Para a avaliação dos poros e inclusões de tungstênio, utilizou-se um gabarito de poros (qualificador de imagem ou penetrômetro), com base nas normas ASTM E142<sup>(52)</sup> e DIN 54109<sup>(48)</sup>.

Na figura 20, são listados os principais defeitos encontrados na inspeção radiográfica, com suas possíveis causas, indicações e localizações radiográficas.

## Ensaio de vazamento

As meias varêtas soldadas, aprovadas nos ensaios de inspeção visual e radiográfico, foram submetidas ao ensaio de vazamento. A fuga máxima admitida neste ensaio é de  $10^{-8}$  torr.l/s. As meias varêtas soldadas foram testadas com pressões internas de até 30 atmosferas, e não foi detectado nenhum vazamento ou fuga de hélio, através da junta soldada.

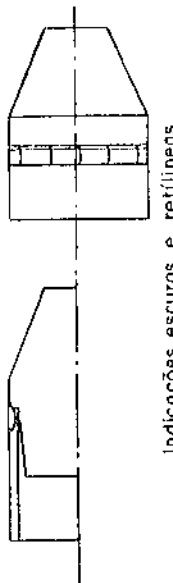

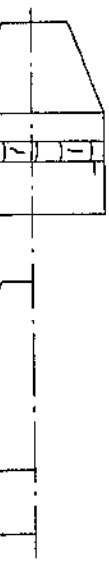
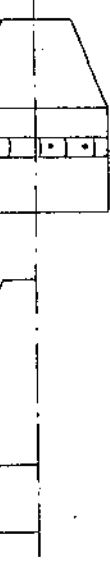
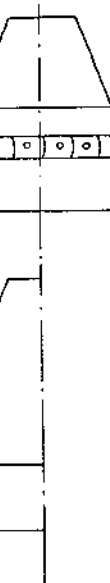
DEFEITOS	CAUSAS	IMAGEM RADIOGRÁFICA
<p>FALTA DE PENETRAÇÃO</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Baixa corrente de soldagem</li> <li>- Alta velocidade de soldagem</li> <li>- Má condução do banho</li> </ul>	 <p>Indicações escuras e retilíneas</p>
<p>MORDEDURAS</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Alta corrente de soldagem</li> <li>- Baixa velocidade de soldagem</li> </ul>	 <p>Indicações escuras e retilíneas</p>
<p>TRINCAS</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Condições metalúrgicas, presença de fases frágeis, como inclusões de tungstênio</li> <li>- Concepção construtiva errada</li> </ul>	 <p>Indicações escuras</p>
<p>INCLUSÕES DE TUNGSTÊNIO</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Contacto entre o eletrodo e o material de base</li> </ul>	 <p>Indicações mais claras</p>
<p>POROSIDADES</p>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Impurezas nos gases de soldagem, principalmente O<sub>2</sub></li> <li>- Limpeza incorreta do material de base</li> </ul>	 <p>Indicações mais escuras</p>

FIGURA 20. Representação dos defeitos, com as indicações e localizações nos ensaios radiográficos.

#### 4.2.2.2. ENSAIO PRESSURIZAÇÃO ATÉ ARREBENTAMENTO (DESTRUTIVO)

Na maioria dos ensaios de arrebentamento, o local de ruptura situou-se fora da região soldada e da zona afetada pelo calor, localizando-se, portanto, ao longo do tubo. A tensão de arrebentamento (bursting stress), calculada pela norma ASTM B 353, Anexo A.1., foi cerca de  $100 \text{ kg/mm}^2$ . Após o ensaio de arrebentamento, verificou-se, que ocorreu inchamento na região afetada pelo calor, motivado pelo caráter mais dúctil desta região.

A figura 21 mostra dois corpos de prova ensaiados: o situado na região superior apresenta fratura fora da região soldada; e o da parte inferior apresenta fratura na junta soldada. Nos poucos casos em que a fratura ocorreu na região da solda, pode-se associá-la à presença de defeitos de soldagem no cordão (vide figura 22). Mesmo nestes casos, em que a fratura ocorria na região da solda, a resistência alcançada era suficientemente alta; cerca de  $95 \text{ kg/mm}^2$ .

#### 4.2.3. ANÁLISE MICROESTRUTURAL DAS SOLDAS

Observações por microscopia ótica de corpos de prova, retirados de tubos previamente encruados e soldados aos tampões permitiram identificar várias regiões: zona de fusão, zona afetada e não afetada pelo calor. A zona de fusão foi facilmente identificada pela sua microestrutura típica, contendo austenita e residuais de ferrita  $\delta$ . A zona afetada pelo calor era subdividida em 3 regiões: região de crescimento de grão, região



FIGURA 21. Corpos de prova submetidos a ensaio de arrebentamento com fratura fora e na região da solda.



FIGURA 22. Corpo de prova submetido a ensaio de arrebentamento com fratura no cordão de solda, induzida por defeito de soldagem.

completamente recristalizada e região parcialmente recristalizada. A zona não afetada pelo calor apresentava microestrutura típica de encruamento, com numerosas linhas de deformação. A figura 23 apresenta esquematicamente as várias zonas e regiões mencionadas anteriormente.

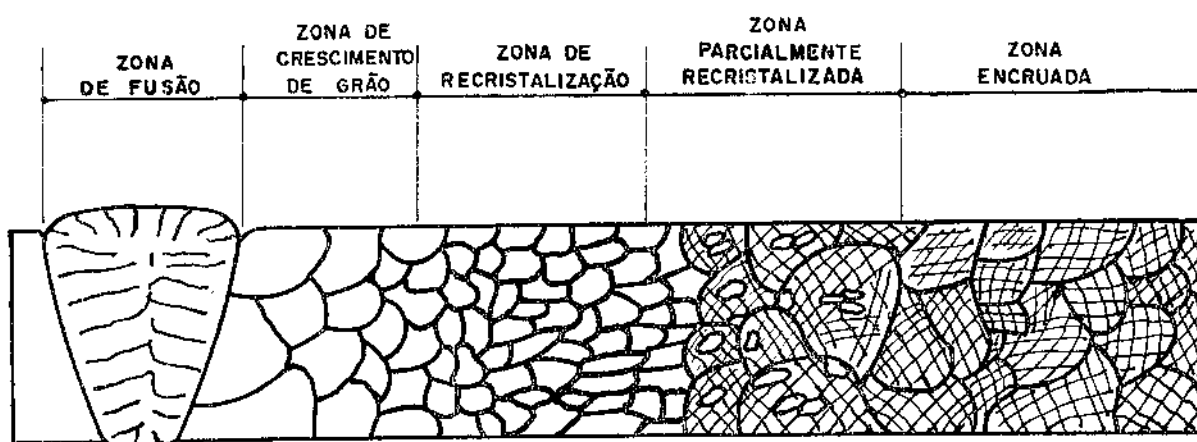


FIGURA 23. Representação esquemática de várias zonas encontradas, quando da soldagem utilizando tubos previamente encruados.

Para a identificação e dimensionamento das diversas zonas, além da microscopia ótica, utilizou-se, como ferramenta, o levantamento de curvas de microdureza versus distância, como mostra a figura 24. A amostra utilizada para o levantamento do perfil de microdureza da figura 24, foi intencionalmente escolhida entre as que apresentavam maior zona afetada pelo calor, pelo fato de facilitar a localização das diversas regiões.

Em seguida, discute-se cada uma das regiões mencionadas anteriormente.

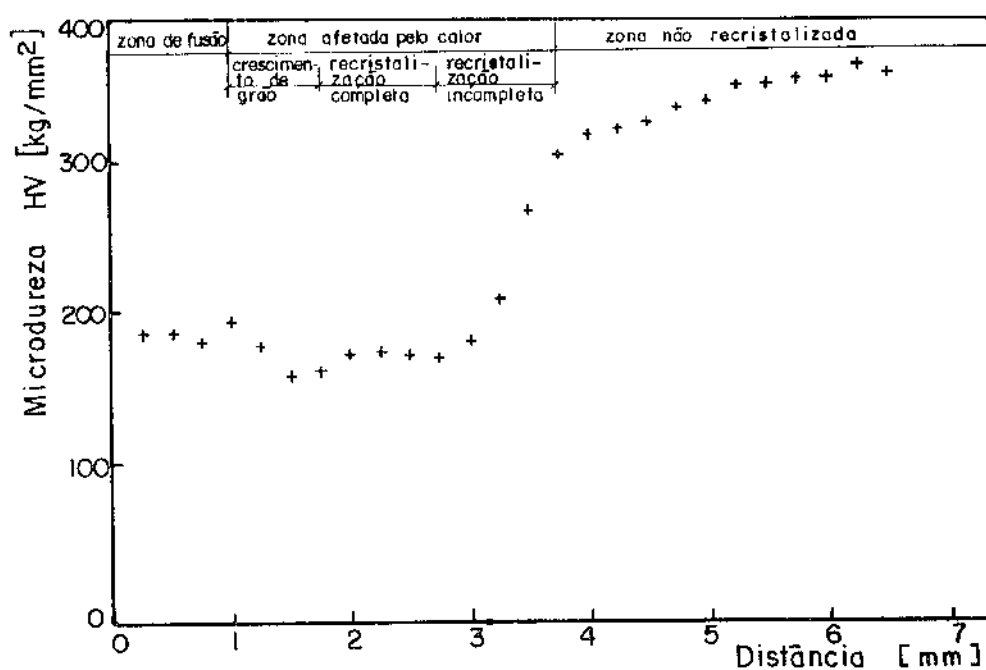


FIGURA 24. Perfil da microdureza Vickers versus distância.

#### 4.2.3.1. ZONA DE FUSÃO

A maioria das soldas foram realizadas utilizando-se, três passes, conforme ilustra esquematicamente a figura 25.

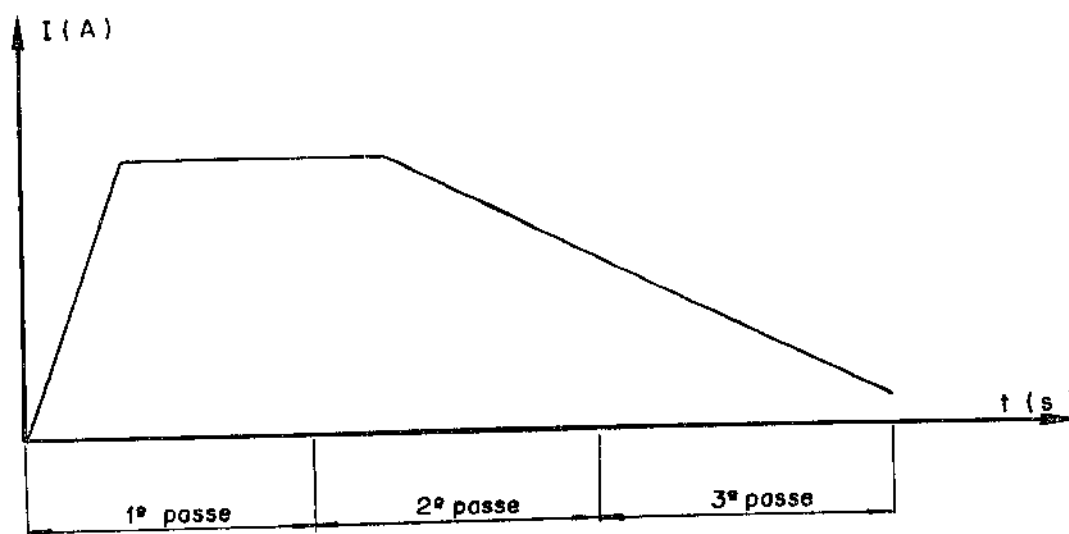


FIGURA 25. Perfil esquemático do ciclo utilizado na soldagem.

Verificou-se que a penetração da solda não era completamente uniforme. A penetração aumenta à medida que a zona de fusão gira sob o arco, na corrente máxima de soldagem. A obtenção de uma penetração, completamente uniforme, ao longo do cordão, portanto, fica dificultada, conforme pode ser observada na figura 26a. Estas observações concordam com os resultados obtidos por Mishima<sup>(53)</sup>. A figura 26b. mostra a penetração e o formato da zona de fusão na secção longitudinal.

A penetração da solda decrescia do primeiro para o último passe. Em outras palavras, o calor cedido ao metal era maior no primeiro passe decrescendo nos demais. A penetração, em cada passe, pode ser reconhecida metalograficamente, conforme ilustra a micrografia da figura 27. A quantidade e distribuição das fases (austenita e ferrita  $\delta$ ), variava de passe para passe, o que, em última análise, possibilitou o reconhecimento por microscopia. As microestruturas dos passes finais eram sempre mais finas, devido à maior velocidade de resfriamento.

A microestrutura básica da zona de fusão foi, predominantemente, dendrítica nas soldagens sem a câmara, enquanto que a utilização da câmara de soldagem propiciou soldas, com microestrutura celular. Esta alteração microestrutural deve-se às variações no parâmetro  $G/R$ . A figura 28 representa, de forma esquemática, os efeitos do gradiente de temperatura no líquido ( $G$ ), a velocidade de crescimento da interface ( $R$ ) e a concentração de soluto ( $C_0$ ). O parâmetro  $G/R$ , mostrado na abscissa, controla o modo de solidificação, e portanto, a microestrutura da zona de fusão.

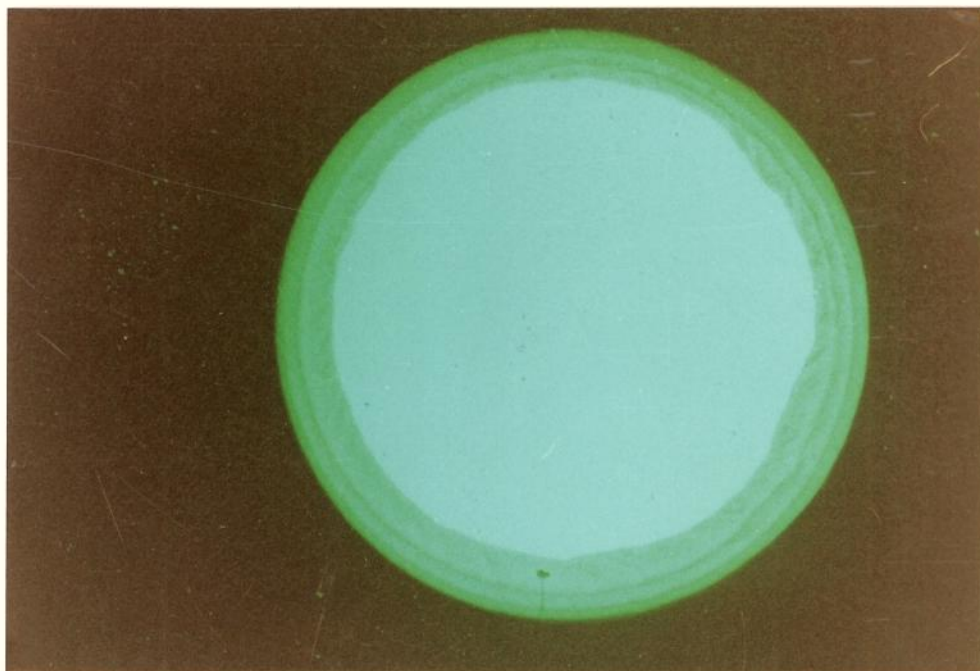


FIGURA 26a. Macrografia da ZF, secção transversal,  
A- início da solda (8x).

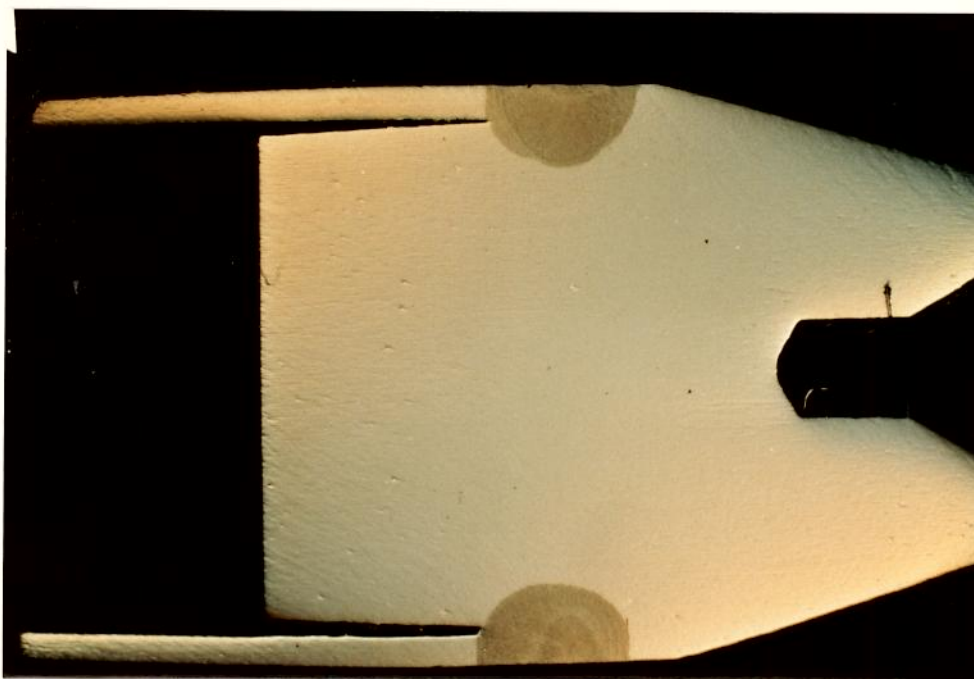


FIGURA 26b. Macrografia da ZF, secção longitudinal  
(8x).



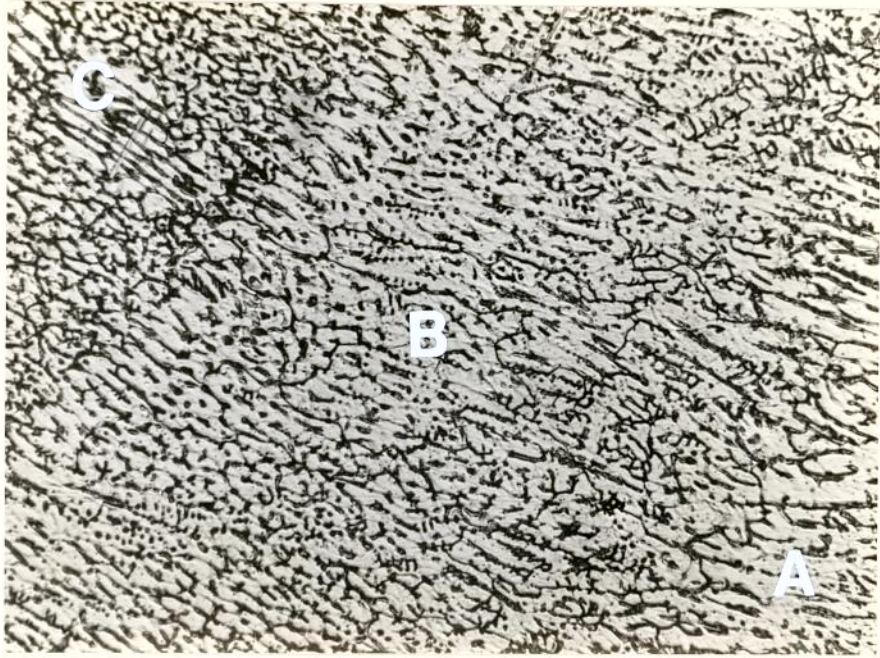


FIGURA 27. Microestrutura dendrítica da ZF (300 x)  
A- 1º passe, B- 2º passe e C- 3º passe.

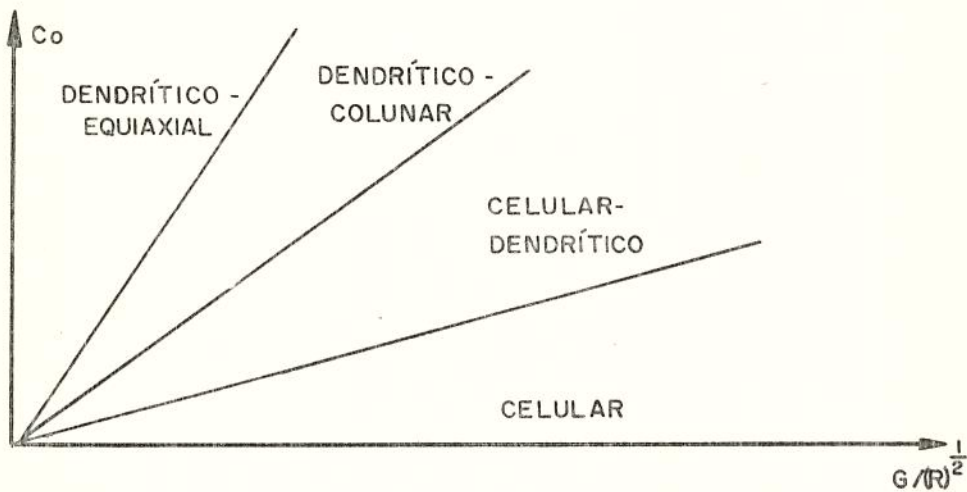


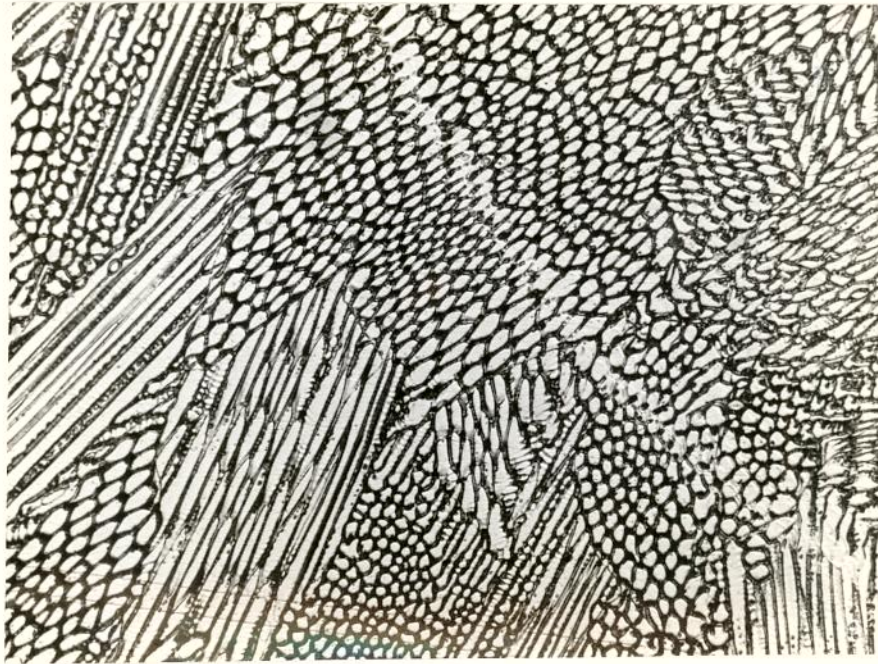
FIGURA 28. Representação esquemática dos efeitos do gradiente de temperatura ( $G$ ), velocidade de crescimento ( $R$ ) e concentração de soluto ( $C_0$ ), sobre o modo de solidificação da ZF.

A utilização da câmara aumentou o valor do parâmetro  $G/R$ , o que tem sensível influência na microestrutura da zona de fusão, favorecendo microestruturas celulares, ilustradas na figura 29. A alteração mais acentuada, no parâmetro  $G/R$ , deve ter ocorrido no gradiente de temperatura do líquido, aumentando o seu valor. Para um mesmo "input de calor", utilizando-se a câmara de soldagem, as dimensões da zona de fusão foram menores em relação às dimensões obtidas, sem a utilização da câmara. Este fato ocasionou um aumento em  $G$ , favorecendo microestruturas celulares.

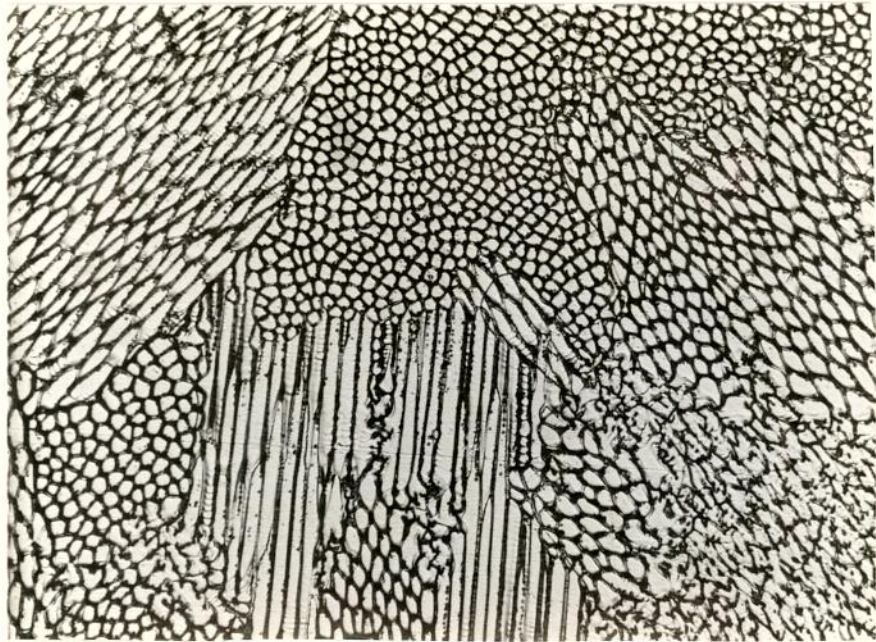
Empregando-se a mesma velocidade, e comparando-se, respectivamente, a utilização ou não da câmara de soldagem, não devem ser observadas sensíveis variações na velocidade de crescimento da interface.

As microestruturas, celular e dendrítica, são acompanhadas de segregação. As microestruturas celulares apresentam menor grau de segregação, em consequência das menores distâncias entre as regiões ricas em soluto. O aparecimento de trincas à quente, na zona de fusão, é facilitado, quando a microestrutura for do tipo dendrítico. O maior grau de segregação, nestas microestruturas, pode favorecer a nucleação de trincas.

A velocidade de resfriamento ( $G.R$ ) altera o tamanho das células e o espaçamento entre os braços das dendritas. As taxas de resfriamento, mais altas, propiciam um tempo mais curto para a rejeição do soluto por difusão, necessitando de menores espaçamentos entre os braços das dendritas, de modo a evitar a ocorrência de super-resfriamento constitucional. As microestruturas celulares, mais finas, também são obtidas, utili



(a)



(b)

FIGURA 29. Microestruturas celulares (500 x)

a) Totalmente celular - interface entre o 2º e o 3º passe.

b) Predominantemente celular.

zando-se maiores taxas de resfriamento. As microestruturas da zona de fusão em soldagem, sejam elas dendríticas ou celulares, na maioria dos casos, são sempre mais finas que as microestruturas de peças fundidas.

#### Porcentagem da ferrita $\delta$ na zona de fusão

Conforme já mencionado anteriormente, a microestrutura da zona de fusão dos aços inoxidáveis austeníticos deve conter uma certa quantidade de ferrita  $\delta$ , para aumentar a resistência às trincas a quente. A porcentagem de ferrita  $\delta$ , nesta região, foi avaliada por meio da composição química, utilizando-se o diagrama de Schaeffler, e também, através de determinação, empregando-se metalografia quantitativa e medidas, com auxílio de métodos magnéticos. Utilizou-se ainda, difração de raios-X mas como a zona de fusão era relativamente pequena, não foi possível determinar quantitativamente o teor de ferrita  $\delta$  por esta técnica.

Foi adotado pelo "Welding Research Council" (WRC), e posteriormente, pela "American Welding Society" (AWS), como também, pela "American Standard Mechanical Engineering" (ASME), o termo "Ferrite Number" (FN), para substituir a porcentagem de ferrita  $\delta$ , uma vez que este termo tornou-se sem sentido, devido principalmente, às variações do teor de ferrita  $\delta$  na zona de fusão<sup>(54,55)</sup>. O termo "Ferrite Number" substitui a porcentagem de ferrita na proporção de 1:1, até aproximadamente 8%. A partir deste valor, o "Ferrite Number" é maior que a porcentagem de ferrita. A norma ASME<sup>(56)</sup> recomenda uma quantidade de ferrita  $\delta$  de 5 a 12 FN, nas zonas de fusão das estru

turas de aços inoxidáveis austeníticos. Alguns autores<sup>(57)</sup> sugerem que 3 FN são suficientes para se obter as mesmas qualidades.

A tabela XV mostra os valores encontrados para a porcentagem de ferrita ou FN, dependendo de cada técnica utilizada:

MÉTODO UTILIZADO	% VOLUMÉTRICA	FN
Composição Química (Diagrama de Schaeffler)	3 - 8	-
Metalografia Quantitativa	3 - 12	-
Balança Magnética	-	1 - 2
Difração de Raios-X	não detectado	-

Esta tabela ilustra as dificuldades de se determinar, com precisão o teor de ferrita no presente caso. O fato da microestrutura ser muito fina aumenta a imprecisão nas determinações por metalografia quantitativa. A variação do teor de ferrita, de região para região, dentro da zona de fusão, é uma complicação adicional. O fato da zona de fusão ser muito pequena dificulta as medições, por meio de balanças magnéticas e difração de raios-X.

Além das técnicas mencionadas acima, para a detecção de ferrita  $\delta$ , utilizou-se também um ataque metalográfico magnético, que consiste de uma suspensão coloidal em um meio orgânico<sup>(58,59)</sup>. Em seguida, foi aplicado um campo magnético na

amostra, o qual acentuava a aglomeração das partículas, nas regiões contendo ferrita  $\delta$ . As imagens obtidas, com esta técnica, eram similares às aquelas obtidas quando se utilizavam ataques metalográficos tradicionais, conforme mostra a figura 30.



FIGURA 30. Microestrutura obtida através de ataque metalográfico magnético. (250 x)

Outro procedimento metalográfico, que se mostrou adequado para a identificação da ferrita  $\delta$ , por microscopia ótica, foi a observação com luz polarizada de amostras, nas quais depositava-se, previamente, um filme de selênio. A solução utilizada, para a deposição, consistia de uma solução de ácido selênico em álcool etílico e ácido clorídrico<sup>(60,61)</sup>. A figura 31 mostra uma micrografia obtida com esta técnica.

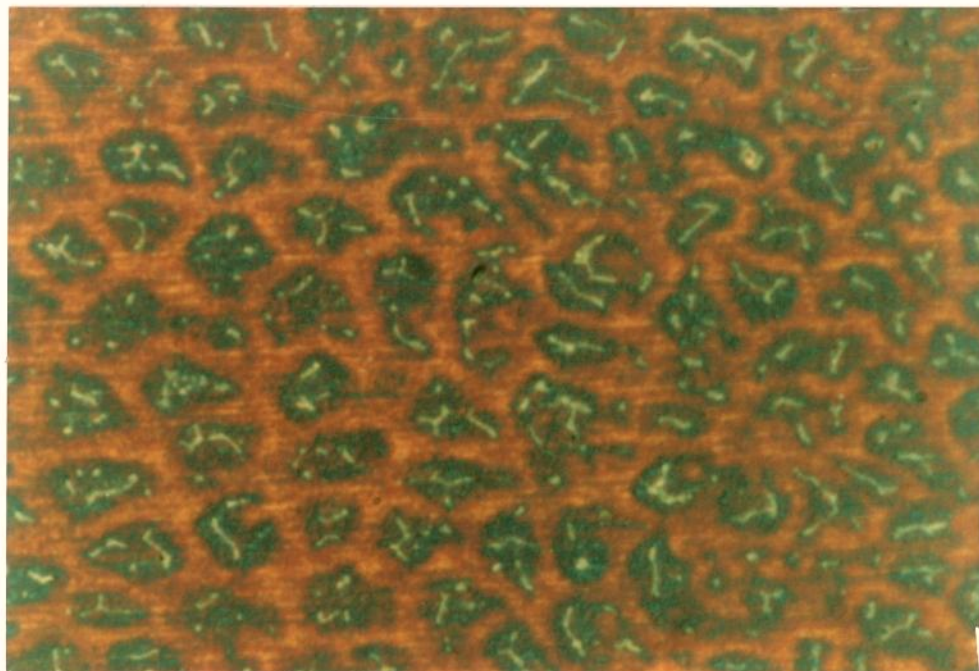


FIGURA 31. Microestrutura colorida obtida através da deposição de filmes. (500 x)

Reações na interface "Zona de fusão - Zona afetada pelo calor"

Verificou-se, a existência de uma região na interface ZF/ZAC, comumente denominada de zona de ligação (ZL)<sup>(62)</sup>, onde observou-se a ocorrência de 2 fenômenos:

- i. crescimento epitaxial no início da zona de fusão e;
- ii. fusão nos contornos de grão, no início da zona afetada pelo calor.

### Crescimento Epitaxial

Evidências de crescimento epitaxial foram observadas no início da solidificação da zona de fusão. Verificou-se que os grãos da zona afetada pelo calor, mais especificamente da região de crescimento de grão apresentavam continuidade na zona de fusão (vide figura 32). Este tipo de crescimento acaba in-

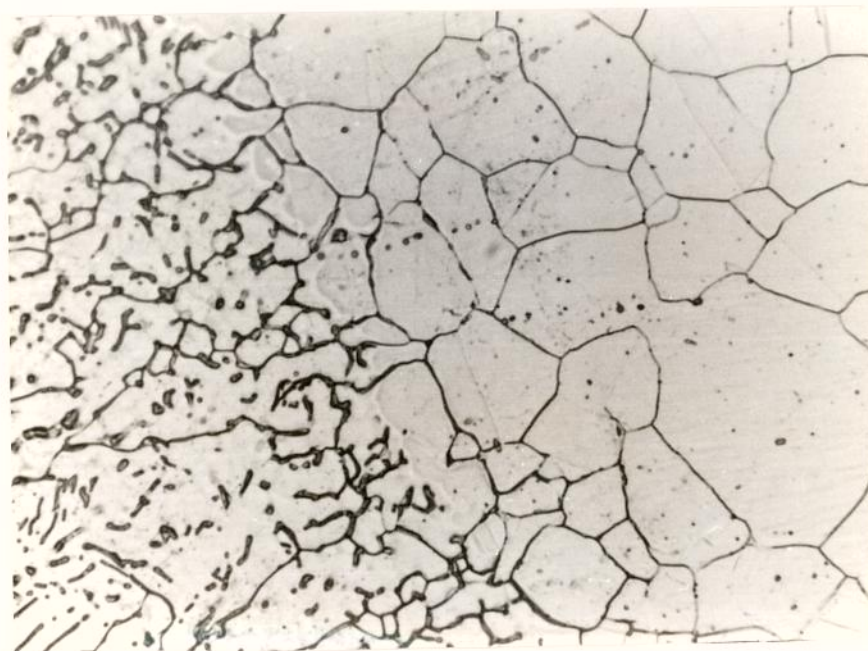


FIGURA 32. Interface entre a ZF e ZAC, destacando o crescimento epitaxial (500 x)

fluenciando, de forma marcante, a microestrutura da zona de fusão, uma vez que os grãos desta região acabam possuindo um tamanho correspondente aos grãos do material de base.

A soldagem circunferencial da vareta combustível é realizada sem material de adição, como consequência, as variações



de composição entre a zona de fusão e zona afetada pelo calor são extremamente pequenas, em função disto, algumas aproximações são válidas, como por exemplo:

1. considerar desprezível a energia superficial da interface entre material de base e zona de fusão sólida ( $\gamma_{BS} \approx 0$ ) e;
2. admitir que a energia superficial da interface entre material de base e zona de fusão líquida ( $\gamma_{BL}$ ) é, aproximadamente igual à energia superficial da interface entre zona de fusão solidificada e líquida ( $\gamma_{SL}$ ), ( $\gamma_{BL} \approx \gamma_{SL}$ )

Em razão das aproximações, efetuadas acima, admite-se, ainda, que o ângulo de molhamento ( $\theta$ ) é, aproximadamente nulo, caracterizando uma situação de molhamento total. Para esta situação, o valor da energia livre crítica para nucleação heterogênea ( $\Delta G^*$ ) assume valores extremamente baixos, o que facilitaria a nucleação, pois não existiria, praticamente, nenhuma barreira a ser vencida, mas este fenômeno acaba não sendo um evento significativo. O crescimento da fase sólida, na zona de fusão, a partir dos grãos do material de base, acaba sendo facilitado, fazendo com que esta etapa, torne-se a mais importante no início do processo de solidificação. O crescimento dos grãos ocorre, praticamente, na ausência de nucleação e de super-resfriamento.

#### Fusão no contorno de grão

A região adjacente à zona de fusão sofreu fusão em

alguns contornos de grão e transformações de fase, fazendo com que o crescimento destes grãos seja dificultado. Na figura 33, nota-se que os grãos, imediatamente adjacentes à zona de fusão, apresentaram um diâmetro médio inferior ao dos grãos que se encontram no lado direito da micrografia. Poderia esperar-se que o tamanho de grão fosse maior na região de interface, pois esta região ficará um tempo maior à altas temperaturas, o que deveria ocasionar um maior tamanho de grão.

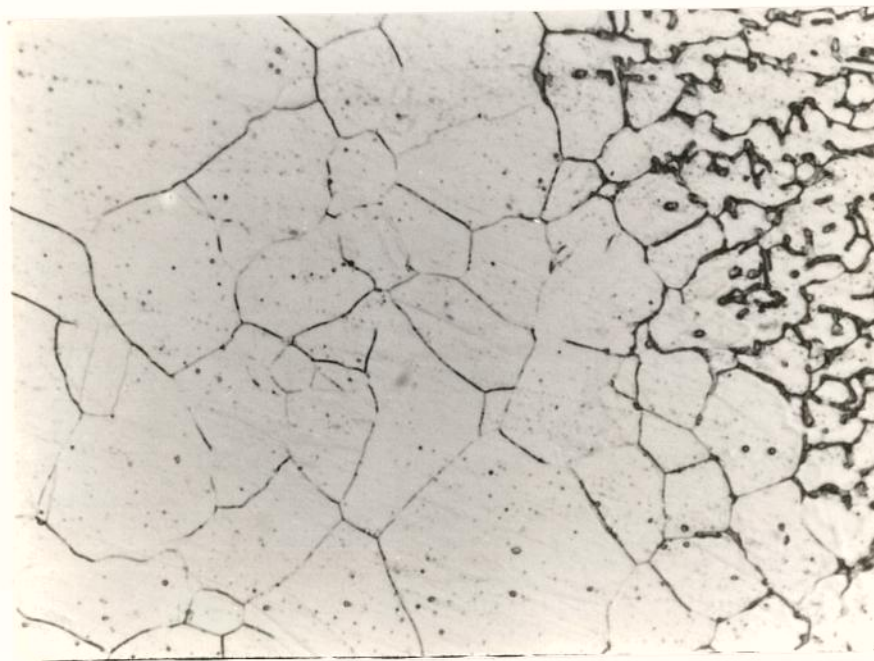


FIGURA 33. Interface entre a ZF e ZAC, destacando-se a fusão no contorno de grão próximos a interface (500 x)

O aumento de temperatura, provocado pela soldagem, ocasionou transformações da austenita ( $\gamma$ ) para ferrita  $\delta$ , e fusão em alguns contornos de grão. Elementos austenitizantes,

como C e Mn possuem uma menor solubilidade na ferrita  $\delta$ , portanto, segregam-se preferencialmente na região líquida do contorno de grão. Quando do resfriamento da soldagem, a ferrita  $\delta$  reverte-se para austenita, e a grande quantidade de átomos de soluto no contorno de grão dificulta a movimentação destes contornos de alto ângulo, dificultando sua migração e crescimento. Este fenômeno foi observado com mais frequência nos tubos do que nos tampões.

#### 4.2.3.2. ZONA AFETADA PELO CALOR

As dimensões da zona afetada pelo calor, encontradas neste trabalho situaram-se no intervalo de 2 à 5 mm. Como era de se esperar, a ZAC aumentava de acordo com a intensidade do "Input de Calor", este fato independia do gás utilizado como atmosfera protetora. Comparando-se as curvas de microdureza, obtidas para as soldagens com atmosfera de argônio, e hélio, observa-se que elas possuem o mesmo tipo de perfil. As soldagens realizadas em atmosfera de hélio, apresentaram esta curva mais estreita, consequência das menores zonas de fusão e afetada pelo calor. A menor largura do cordão de solda, conforme já mencionado, ocorre provavelmente, em função de uma maior concentração de energia do arco nesta atmosfera, e a menor zona afetada pelo calor é devido ao maior poder de extração de calor do gás hélio, em relação ao argônio.

A dimensão da ZAC foi de 3 à 5 mm, quando se utilizou o argônio como gás de proteção, com valores de "input" de 12,5 a 49,9 J/mm, respectivamente. A utilização da câmara de soldagem minimizou, ainda mais, o comprimento desta região. A dimensão

da ZAC na soldagem, utilizando-se o ciclo térmico selecionado (vide figura 19a), foi de 2,3 mm nas regiões interna e central do tubo, ao passo que, em sua região externa, este valor foi menor, aproximadamente de 2,0 mm.

Em atmosfera de hélio, as dimensões da ZAC foram menores, do que as obtidas com atmosfera de argônio, variando de 2 à 3,5 mm, com "input de calor" no intervalo de 23,4 à 56,1 J/mm. A dimensão da ZAC na soldagem, com o ciclo selecionado (vide figura 19b), foi de 2 mm.

A micrografia da figura 34 mostra a região de crescimento de grão da zona afetada pelo calor. A distribuição de tamanhos de grão é muito heterogênea. A parte direita da micrografia, a qual está mais próxima da zona de fusão e atinge temperaturas mais altas, apresenta grãos maiores. Não foi observada a ocorrência de crescimento anormal (recristalização secundária) do grão. Deve-se mencionar, que nesta região ocorreram os seguintes fenômenos durante a soldagem: recuperação, recristalização e, finalmente, crescimento de grão. Embora o tempo em que a zona afetada pelo calor permaneceu aquecida fosse relativamente curto de 1 a 2 minutos, as temperaturas alcançaram valores, suficientemente altos, para distâncias de aproximadamente 1 mm da zona de fusão, permitindo a ocorrência dos fenômenos termicamente ativados, mencionados acima. A eventual ocorrência de recristalização secundária e, portanto, a presença de grãos extremamente grandes, causaria a diminuição da resistência do tubo, particularmente em um tubo de parede fina.

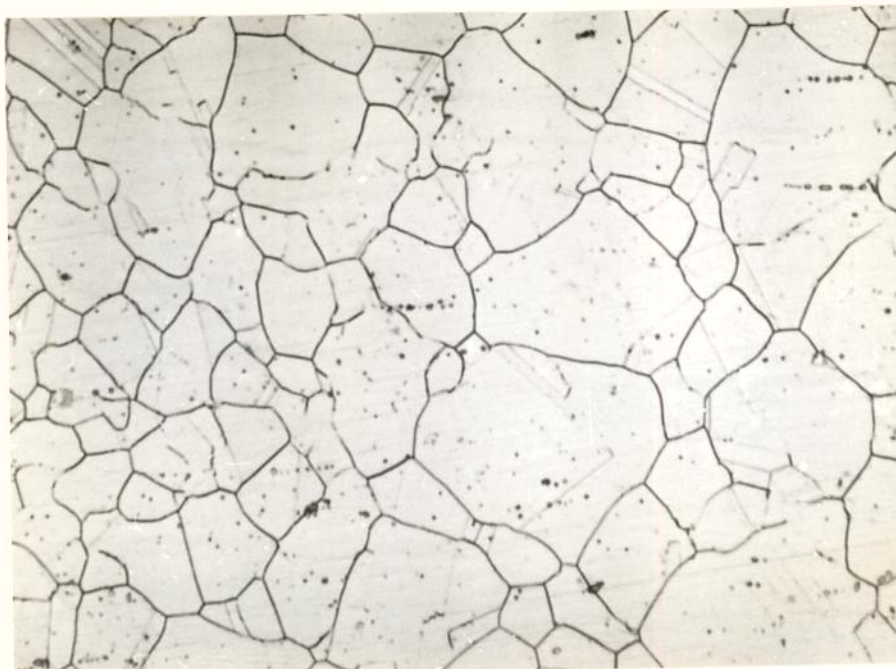


FIGURA 34. ZAC - Região de crescimento de Grão (400 x )

Para regiões mais distantes da zona de fusão (vide figura 24), as temperaturas e os tempos de aquecimento não foram suficientes para que a recristalização completar-se. As micrografias das figuras 35 a e b, ilustram esta região de recristalização incompleta. A nucleação da recristalização ocorreu tanto nos contornos de grão presentes no material anterior ao encruamento como no interior dos grãos. A nucleação, no interior dos grãos, pode ser frequentemente associada à presença de linhas ou bandas de deformação, indicando que estas regiões têm uma maior densidade de defeitos cristalinos. A nucleação, nas regiões próximas do contorno de grão, parece não ter ocorrido pelo mecanismo de migração, induzida por deformação (vide figura 36).



(a)



(b)

FIGURA 35. Microestruturas da região de recristalização incompleta, apresentando a recristalização no contorno e no interior do grão.  
a) (400 x), b) (500 x).

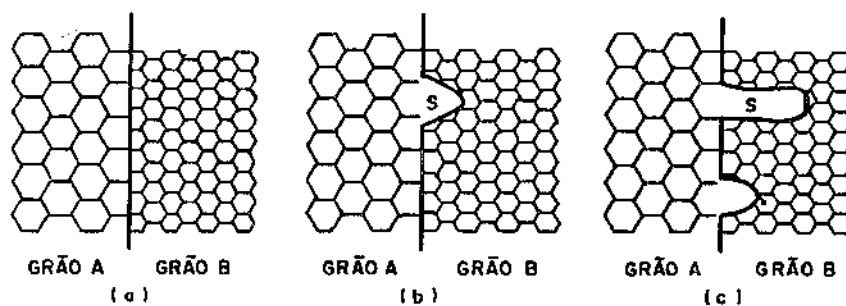


FIGURA 36. Início da recristalização por meio de migração de contornos de alto ângulo induzido por diferença de energia entre dois grãos vizinhos (extraído da referência 63).

As regiões não recristalizadas, apresentam bandas de deformação decoradas pelos precipitados; provavelmente  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  (vide figuras 38 a e b). A presença de regiões tão distintas, como as de crescimento de grão, recristalizadas e não recristalizadas, podem ser justificadas em função da interação entre os fenômenos de recristalização e precipitação (vide figura 37). Na região de crescimento de grão é muito provável que a recristalização tenha precedido à precipitação, por duas razões: i) as altas temperaturas atingidas aceleram a recristalização e ii) acima de  $900^{\circ}C$  os precipitados de  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  não são estáveis. A figura 17, apresentada no item 4.1.2.4., mostra que para 1 hora de recozimento é necessário que se atinja pelo menos  $900^{\circ}C$  para a recristalização completar-se. Como os tempos de aquecimento na soldagem foram muito menores, pode-se concluir que as temperaturas atingidas, nas regiões de crescimento de grão e de recristalização, foram superiores à  $900^{\circ}C$ . Em regiões mais distantes da

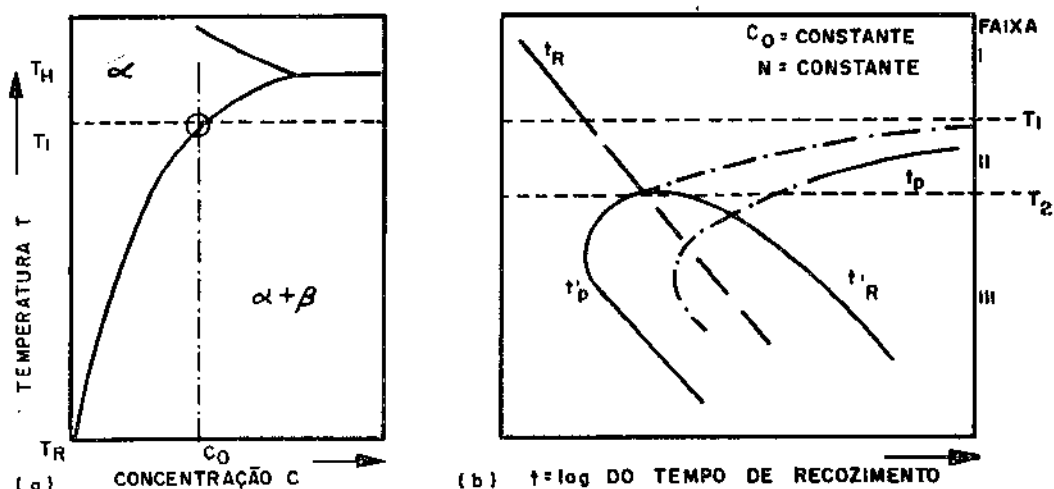


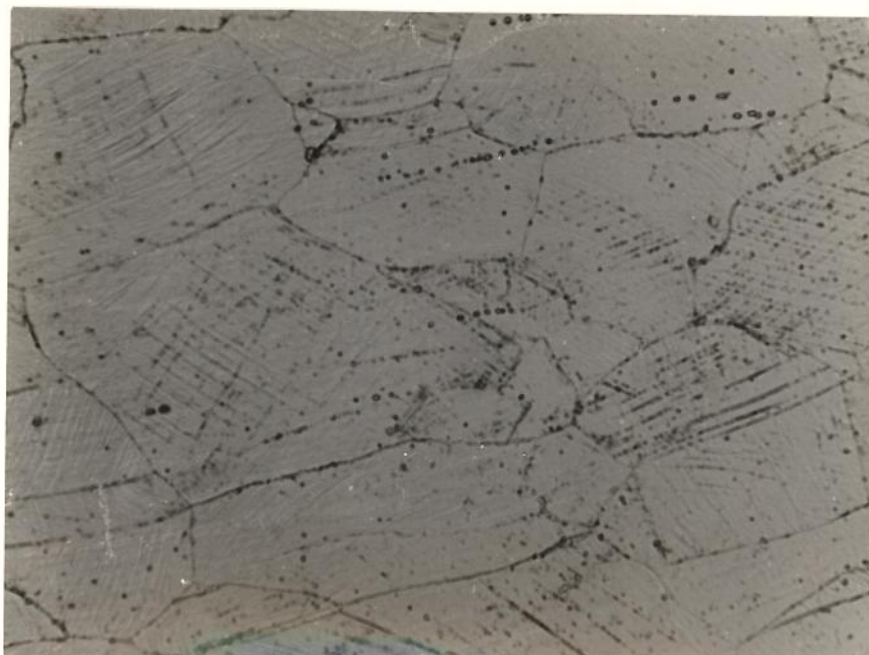
FIGURA 37. Recristalização de soluções sólidas supersaturadas  
 a) diagrama de fase esquemático onde mostra-se uma liga de concentração  $C_0$  homogeneizada à temperatura  $T_H$ , resfriada rapidamente até  $T_R$  e deformada plasticamente no estado supersaturado e b) curvas do início de precipitação e de recristalização:  $t_p$  = início de precipitação da liga solubilizada, resfriada rapidamente e não deformada;  $t'_p$  = início de precipitação da liga solubilizada, resfriada e encruada;  $t_R$  = início da recristalização da solução sólida (a recristalização precede a precipitação);  $t'_R$  = início da recristalização influenciada pela simultânea precipitação de partículas (Extraído da Referência 26).

zona de fusão, as temperaturas atingidas foram, provavelmente, tais que a precipitação precedeu à recristalização, dificultando o rearranjo das discordâncias e, portanto atrasando a recristalização (vide figuras 38 a e b).

A utilização de tubos, previamente encruados, propicia a ocorrência de precipitação de carbonetos no interior do grão, diminuindo a precipitação nos contornos e, portanto, tor



nando o material menos susceptível à corrosão intergranular (sensitização).



(a)



(b)

FIGURA 38. Microestrutura do material encruado (Região não afetada pelo calor) - (500 x)  
a) campo claro, b) campo escuro

## CAPÍTULO 5

## CONCLUSÕES

As conclusões, do presente trabalho podem ser subdivididas quanto ao seu caráter em: conclusões tecnológicas relativas ao processo de obtenção e qualificação dos tubos; processo de soldagem e qualificação das soldas, bem como conclusões de caráter fundamental relativas às modificações microestruturais que ocorrem durante a soldagem.

## Conclusões de caráter tecnológico:

1. Foram desenvolvidas, em conjunto com a indústria nacional, as etapas de fabricação necessárias para a obtenção de tubos de aço 304 e 304 L, com costura e sem costura, para aplicações nucleares.
2. O processo de trefilação com mandril fixo, apesar de apresentar baixa produtividade, propiciou a obtenção de tubos com características dimensionais, microestruturais, qualidade de superfície e resistência mecânica satisfatórias.
3. Não se constatou diferenças dignas de menção, entre as propriedades dos tubos com costura e dos tubos sem costura.
4. O processo de soldagem utilizado (TIG), propiciou: soldas com penetração; zonas afetadas pelo calor; níveis de defeitos de soldagem e resistências mecânicas adequadas.

5. A superfície dos corpos de prova apresentaram a formação de uma fina e aderente camada de óxido. Este problema foi, sensivelmente, minimizado pela utilização de uma câmara de soldagem com atmosfera protetora.
6. Dois ciclos de soldagem apresentaram melhores resultados (vide figura 19): um ciclo utilizando atmosfera de argônio e o outro ciclo utilizando atmosfera de hélio.
7. As soldas foram qualificadas por meio de vários ensaios: inspeção visual, exame dimensional, pressurização, vazamento e radiográficos, os quais apresentaram resultados satisfatórios.

#### Conclusões de caráter fundamental

8. A utilização de microscopia ótica e microdureza Vickers possibilitou o dimensionamento e estudo das várias regiões: zona de fusão; região de crescimento de grão, região completa e parcialmente recristalizada e finalmente região encruada.
9. A zona de fusão apresenta uma microestrutura contendo austenita e ferrita  $\delta$ . As porcentagens de ferrita  $\delta$  encontradas estavam dentro da faixa especificada.
10. A utilização de gás hélio propiciava uma menor zona afetada pelo calor. As microestruturas da zona de fusão, tanto no caso de utilização de gás argônio como de gás hélio, foram predominantemente dendríticas.
11. A utilização da câmara de soldagem, mesmo empregando gás argônio, causava o aparecimento de microestruturas predominan

temente celulares; na zona de fusão.

12. A zona afetada pelo calor pode ser subdividida em 3 regiões: região de crescimento de grão, região completa e parcialmente recristalizada.
13. Nas regiões de crescimento de grão e de recristalização, as temperaturas atingidas foram suficientemente altas para que a recristalização precedesse a precipitação de carbonetos  $M_{23}C_6$ .
14. A utilização de tubos previamente encruados, além de facilitar a identificação das diversas regiões da zona afetada pelo calor, facilitou a precipitação de carbonetos no interior dos grãos, tornando o material menos susceptível à corrosão intergranular.

APÊNDICE

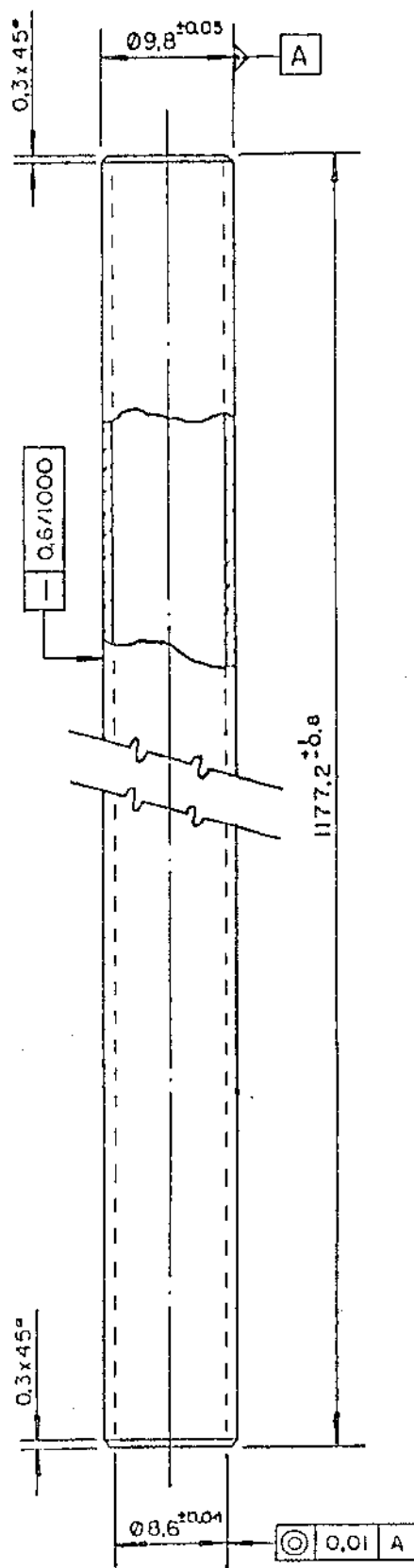


FIGURA 39. Dimensões do tubo utilizado, para a confecção das varetas combustíveis da Unidade Crítica.

## APÊNDICE

TABELA XVI - Corpos de prova testados por lote, num total de quatro lotes de tubos disponíveis (AISI 304 com costura e AISI 304 L sem costura nas dimensões de partida e finais).

Ensaio	Corpos de prova/Lote
Dimensionais	4
Rugosidade	2
Tração	4
Pressurização até arrebentamento	4
Caracterização <u>mi</u> croestrutural	10

TABELA XVII - Número de corpos de prova testados em um total de 110 amostras soldadas.

Ensaio	Número de corpos de prova
Inspeção visual	110
Exame dimensional	110
Caracterização <u>mi</u> croestrutural	50
Vazamento	10
Radiografia	20
Pressurização até arrebentamento	10

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. KUMMERER, K. Werkstoffe der Kerntechnik. Karlsruhe, Braun, 1980.
2. WYATT, L.M. Materials of construction for steam power plant. Essex, Applied Science, 1976.
3. EL WAKIL, M.M. Nuclear energy conversion. Pennsylvania, Intext Educational, 1971.
4. MOORE, R.V. Nuclear Power. Cambridge, Institution of Electrical Engineers, 1971.
5. EVANGELISTA, J.F.; SILVA, M.M.G.; CARDOSO, P.E.; CIMERELIS, B.; GENTILE, E.F. Tecnologia de fabricação do elemento combustível do reator PWR. Rio de Janeiro, Comissão Nacional de Energia Nuclear, out. 1971. (CNEN-DR-71-13).
6. MURRAY, L.R. Introduction to nuclear engineering. Englewood Cliffs, Prentice-Hall, 1961.
7. ASCHNER, F.S. Planning fundamentals of thermal power plants. Jerusalem, Keter, 1978.
8. PADILHA, A.F.; FERREIRA, P.I.; ANDRADE, A.H.P. Desenvolvimento de tubos de aço inoxidável austenítico para revestimento do elemento combustível de reatores nucleares. In: ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS: anais do 39º Congresso anual... realizado em Belo Horizonte, 15-20 jul. 1984, V. 2. São Paulo, ABM, 1984. p.17-28.
9. SILVA, T.A. & PERROTTA, J.A. Alguns aspectos da utilização de zircaloy e aço inoxidável austenítico como material de revestimento de varetas combustíveis de reatores PWR. In: Física de reatores: anais do 5º Encontro Nacional... realizado no Rio de Janeiro, 10-12 abr., 1985.

10. HARRIES, D.R. Physical metallurgy of iron-chromium-nickel austenitic steels. Harwell, UKAEA Atomic Energy Research Establishment, Metallurgy Division, s.d.
11. CARDOSO, P.E. Soldagem de tubos de zircaloy para a fabricação de varetas combustíveis. In: Tecnologia da soldagem: Anais do 1º Congresso Latino Americano e 1º Encontro Nacional... realizado no Rio de Janeiro, 15-19 set., 1975, p.58-79.
12. DAVIGE, P.C.; EDWARDS, H.S.; LYON, R.N. Gas coolants. In: TIPTON JR., C.R., ed. Reactor Handbook, vol. 1: Materials. 2.ed. New York, Interscience, 1960. p.976-93.
13. ARATA, Y.; MATSUDA, F.; KATAYAMA, S. Solidification crack in weld metals of fully austenitic stainless steels. (Report I). Japan Welding Research Institute, 2(5):35-51, 1976.
14. LIPPOLD, J.C. & SAVAGE, W.F. Solidification of austenitic stainless steel weldments I. Weld. J., 58(12):362s-74s, 1979.
15. SUUTALA, N.; TAKANO, T.; MOISO, T. Single phase ferritic solidification mode in austenitic-ferrite stainless steel weld. Metall. Trans. A. 10(8):1183-90, 1979.
16. SUUTALA, N. Effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steels. Metall. Trans. A, 14(2):191-7, 1983.
17. PICKERING, P.B. Physical metallurgy of stainless steel. Dev. Int. Met. Rev., (12):227-68, 1979.
18. DE LONG, W.T. Ferrite in stainless steel weld metal. Weld. J., 53(7):273s-86s, 1974.



19. SAVAGE, W.F.; LUNDIN, C.D.; ARONSON, A.H. Weld metal solidification mechanics. Weld. J., 44(4):175s-81s, 1965.
20. MOLIAN, P.A.: Solidification behavior of laser welded stainless steel. J. Mater. Sci. Lett., 4(3):281-3, 1985.
21. LYMAN, C.E. Analytical electron microscopy of stainless steel weld metal. Weld. J., 58(6):189s-49s, 1979.
22. SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISO, T. Comment of the transformation  $\delta + \gamma$  by a massive mechanism in austenitic stainless steel. Weld. J., 60(5):92s-3s, 1981.
23. FREDRIKSSON, H. The solidification sequence in an 18-8 stainless steel, investigated by directional solidification. Metall. Trans., 3(11):2989-97, 1972.
24. HAUSER, D. & VANECHO, J.A. Effects of ferrite content in austenitic stainless steel welds. Weld. J., 61(2):37s-44s, 1982.
25. LONGO, W.P. & REED-HILL, R.E. Alguns aspectos do encruamento dos metais. Rev. Circ. Eng. Mil., 71(1):43-8, 1974.
26. DOHERTY, R.D. Nucleation, In: HAESSNER, F., ed. Recrystallization of metallic materials. Stuttgart, Dr. Rieder Verlag, 1978, p. 23-61.
27. CAHN, R.W. Recovery and recrystallization. In: CAHN, R.W. Physical metallurgy. Amsterdam, North-Holland, 1965, p.925-85.
28. SWANN, P.R. Dislocation arrangement in face-centered cubic metals and alloys. In: THOMAS, G. & WASHBURN, J., eds. Electron microscopy and strength of crystals. New York, Interscience, 1963, p. 131-81.
29. PADILHA, A.F. & AMBRÓZIO Fº, F. Técnicas de análise microestrutural. São Paulo, Hemus, 1985.

30. LI, J.C.M. Recovery process in metals. In: MARGOLIN, H.; ed. Recrystallization grain growth and textures. Metals Park, American Society for Metals, 1966, p. 45-97.
31. REED-HILL, R.E. Principles of physical metallurgy, 2.ed. Princeton, D. Van Nortrand, 1975.
32. SHEWMON, P.G. Recovery and recrystallization. In: SHEWMON, P.G. Transformations in metals. New York, McGraw-Hill, 1969, p. 70-125.
33. PADILHA, A.F.; PETOILHO, J.C.; FALLEIROS, I.G.S. Uma discussão sobre os efeitos de adições de Zr, Ti, Nb e V na microestrutura de aços inoxidáveis austeníticos. In: CONFIT: Anais do Simpósio... realizado em Belo Horizonte, set. 1983. São Paulo, ABM, 1983. p.93-117.
34. PECKNER, D. & BERNSTEIN, J.M. Handbook of stainless steels. New York, McGraw-Hill 1977.
35. NAJAFI, Z.; LEHER, P.; HARMELIN, m. Strain induced martensitic transformations in high purity iron-chromium-nickel alloys. In: AARONSON, H.I.; LAUGHLIN, D.E.; SEKERKA, R.F.; WAYMAN, C.M., eds. Solid-solid phase transformations: proceedings of an international conference on... held in Pittsburgh, 10-14 Aug., 1981. Warrendale, Metallurgical Society of AIME, 1982, p. 1311-15.
36. THORVALDSSON, T. & SALWEN, A. Measurement of diffusion coefficients for Cr at low temperature in type 304 stainless steel. Scr. Metall., 18(8):739:42, 1984.
37. STAHLER, L. & PERDIGÃO, S.C. Corrosão de juntas soldadas de aços inoxidáveis austeníticos. Problemas da indústria alcoleira. ABS Informa, (3), Jan/mar., 1984 (Trabalho técnico).

38. TSAI, N.S. & EAGAR, T.W. The size of the sensitization zone in 304 stainless steel welds. J.Mater.Energy Syst., (6):33-7, 1984.
39. DIENST, W. Hoch-temperatur-werkstoffe, Karlsruhe, Werkstofftechnische Verlagsgesellschaft, 1978.
40. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard specification for seamless and welded austenitic steel pipe. Jul. 29, 1983. (ASTM A 312-82). In: 1984 ANNUAL book of ASTM standards, section 1: Iron and steel products, vol. 01.01: Steel-piping, tubing, fittings. p.229-35.
41. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard recommended practice for indicating which places of figures are to be considered significant in specified limiting values. Nov. 1, 1967. (ASTM E 29-67). In: 1983 ANNUAL book of ASTM standards, section 3: Metals test methods and analytical procedures, vol. 03.03: Metallography; nondestructive testing. p.50-3.
42. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. Surface roughness. 1966. (ISO R468). p.1-7.
43. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard methods and definitions for mechanical testing of steel products. June 24, 1977. (ASTM A 370-77). In: 1984 ANNUAL book of ASTM Standard, section 1: Iron and steel products, vol.01.01: steel-piping, tubing, p.322-77.
44. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard specification for wrought zirconium and zirconium alloy seamless and welded tubes for nuclear service. Aug. 27, 1982. (ASTM B 353-82). In: 1983 ANNUAL book of ASTM standards, section 2: Nonferrous metal products, vol. 02.04: Nonferrous metals-nickel, lead, tin alloys; precious, primary, reactive metals. p.246-47.

45. BELL, F.C. & SONON, D.E. Improved metallographic etching technique for stainless steel and for stainless steel to carbon steel weldments. Metallography, 9(2):91-107, 1976.
46. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard practice for determining volume fraction by systematic manual point count. Mar. 25, 1983. ASTM E 562-83). In: 1983 ANNUAL book of ASTM standards, section 3: Metals test methods and analytical procedures, vol. 03-03: Metallography; nondestructive testing. p.523-9.
47. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard methods for determining average grain size. Jan.29, 1982. (ASTM E 112-82). In: 1983 ANNUAL book of ASTM standards, section 3: Metals test methods and analytical procedures, vol. 03.03: Metallography; nondestructive testing. p.121-55.
48. DEUTSCHE NORMEN. Image quality of radiographys of metallic materials, par 1. (DIN 54109). p. 1-3.
49. CAPRIO, G.D. Gli acciai inossidabili. Milano,Ulrico Hoepli, 1977.
50. DEKLEVER, R.C.; JACOBY, W.R.; MCGEARY, R.K. Welding stainless steel fuel elements and plug closures. Madison, Westinghouse Electric Corporation, Feb. 1970. (WARD 3791-44).
51. QUITES, A.M. & DUTRA, J.C. Tecnologia da soldagem a arco voltáico. Florianópolis, EDEME, 1979.
52. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS: Standard method for controlling quality of radiography testing. May 27, 1977. (ASTM E 142-77). In: 1983 ANNUAL book of ASTM standards, section 3: Metals test methods and analytical procedures, vol. 03.03: Metallography; nondestructive testing, p. 179-85.

53. MISHIMA, T. et al. Annual meeting on the Atomic Energy Society of Japan, abr. 1974, p. 39 apud BITTENCOURT, M.S.Q. & PERDIGÃO, S.C. Tubos de aço inoxidável. Soldagem de elementos combustíveis para a indústria nuclear. Metalurgia, 41(337):687-92, 1985.
54. DAVID, S.A. Ferrite morphology and variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds. Weld. J. 60(4):63s-70s, 1981.
55. GOODWIN, G.M.; COLE, N.C.; SLAUGHTER, G.M. A study of  $\delta$  ferrite morphology in austenitic stainless steel weldments. Weld. J., 51(9):425s-9s, 1972.
56. AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. Delta ferrite determination. Jul. 1, 1983. (NB 2433). In: 1983 ASME boiler and pressure vessel code, section III: Rules for construction of nuclear power plant components, division 1 subsection NB: class 1 components, p. 21-2.
57. HEBBLE, T.L.; CANONICO, D.A.; EDMONDS, D.P.; GOODWIN, G.M.; NANSTAD, R.K. Analysis of  $\delta$  ferrite data from production welds on stainless steel pipe. Weld. J., 64(9):260s-5s, 1985.
58. GRAY, R.J. A new way to reveal magnetic domains at high magnification. Met. Prog., 100(6):82, 1971.
59. GRAY, R.J. Detection of ferromagnetic phases in types 304 and 301 stainless steel by epitaxial ferromagnetic etching. Metallography Rev., 2(2): 1973
60. BERAHA, E. & SHPIGLER, Color metallography. Ohio, American Society for Metals, 1977.

61. KILPATRICK, J.R.; BENSCOTER, A.Q.; MARDER, A.R. Tint etching improves resolution and contrast of microstructures. Met. Prog., 100 (6):79-81, 1971.
62. EASTERLING, K. Introduction to the physical metallurgy of welding. Lulea, Butterworths, 1983.
63. BECK, P.A. & SPERRY, P.R. Strain induced grain boundary migration in high purity aluminium. J. Appl. Phys., 21 (2):150-2, 1950.