AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Soldagem de juntas tubulares de aço inoxidável austenítico AISI 348 para varetas combustíveis em reatores nucleares

Renato Paulo Rezende

Dissertação apresentada como parte dos requisitos para obtenção do Grau de Mestre em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear - Materiais

Orientador:
Prof. Dr. Mauricio Martins D. das Neves

São Paulo
2015

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia associada à Universidade de São Paulo

Soldagem de juntas tubulares de aço inoxidável austenítico AISI 348 para varetas combustíveis em reatores nucleares

Renato Paulo Rezende

Dissertação apresentada como parte dos requisitos para obtenção do Grau de Mestre em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear - Materiais

Orientador:
Prof. Dr. Mauricio Martins D. das Neves

Versão Corrigida
Versão Original disponível no IPEN

São Paulo
2015

SUMÁRIO

Página

AGRADECIMENTOS.....VI

LISTA DE FIGURAS.....VII

LISTA DE TABELAS.....X

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....XI

RESUMO.....XIV

ABSTRACT.....XVI

1.0. INTRODUÇÃO.....18

2.0. OBJETIVO.....20

3.0. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....21

3.1. Reatores Nucleares.....21

3.1.1. *Reatores tipo PWR*.....22

3.1.2. *Núcleo do Reator PWR*.....23

3.1.2.1. *Elemento Combustível*.....23

3.1.2.2. *Vareta Combustível*.....23

3.1.2.3. *Tubo Guia*.....25

3.1.2.4. *Grade Espaçadora*.....26

3.1.2.5. *Bocais de Extremidade*.....27

3.1.2.6. *Varetas de Controle*.....27

3.1.2.7. *Mola de Fixação do Elemento Combustível*.....27

3.2. Aços Inoxidáveis.....28

***3.2.1. Aspectos gerais*.....28**

***3.2.2. Tipos de Aços Inoxidáveis*.....28**

3.2.3. *Solidificação dos Aços Inoxidáveis*.....32

3.2.4. *Tratamento Térmico dos Aços Inoxidáveis*.....34

3.3. Processo de Soldagem.....34

***3.3.1. Aspectos gerais*.....34**

***3.3.2. Soldagem na Área Nuclear*.....35**

***3.3.3. Processo GTAW*.....35**

***3.3.3.1. Aspectos gerais*.....35**

***3.3.3.2. Eletrodo de Tungstênio*.....36**

***3.3.3.3. Gases de Proteção*.....37**

3.3.3.4. Equipamentos.....37
3.3.3.5. Influência dos Parâmetros de Soldagem.....38
3.4. Soldagem de Aços Inoxidáveis Austeníticos.....40
3.4.1. Soldabilidade de Aços Inoxidáveis Austeníticos.....40
3.4.2. Regiões da Junta Soldada.....41
3.4.2.1. Material de Base.....41
3.4.2.2. Zona de Fusão.....41
3.4.2.2.1. Diagrama de Schaeffler.....42
3.4.2.2.2. Formação de Ferrita Delta.....43
3.4.2.2.3. Trincas de Solidificação.....44
3.4.2.2.4. Crescimento Epitaxial de Grão.....46
3.4.2.3. Zona de Ligação.....48
3.4.2.4. Zona Afetada pelo Calor.....48
3.4.3. Descontinuidades em Juntas Soldadas.....50
3.4.4. Propriedades da Junta Soldada.....52
3.4.4.1. Propriedades Mecânicas da Junta Soldada.....52
3.4.4.2. Propriedade de Corrosão da Junta Soldada.....53
3.5. Influência do Ciclo Nuclear na Vareta Combustível.....54
3.5.1. Aspectos gerais.....54
3.5.2. Interação da Radiação com a Matéria.....55
3.5.3. Fragilização pela Radiação nos Materiais.....56
3.5.3.1. Danos por Irradiação.....58
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....60
4.1. Material de Base.....60
4.2. Composição Química dos Materiais.....60
4.3. Execução da Soldagem.....61
4.4. Parâmetros de Soldagem.....63
4.5. Caracterização Microestrutural.....64
4.5.1. Preparação Metalográfica e Análise da Microestrutura.....64
4.5.2. Medida da Geometria da Solda.....65
4.5.3. Medida do Tamanho de Grão.....65
4.5.4. Medida da Ferrita Delta.....66
4.6. Ensaios Não Destrutivos.....68
4.6.1. Exame Visual.....68

4.6.2. Exame Dimensional.....68
4.6.3. Ensaio por Líquido Penetrante.....68
4.6.4. Ensaio de Estanqueidade por Fuga de Gás Hélio.....69
4.6.5. Ensaio por Raios X.....69
4.7. Ensaios Destrutivos.....69
4.7.1. Medida de Microdureza Vickers.....69
4.7.2. Ensaio de Tração.....70
4.7.3. Ensaio de Fadiga.....72
4.7.4. Ensaio de Arrebentamento.....77
4.7.5. Ensaio de Corrosão Intergranular.....78
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....79
5.1. Ensaios Não Destrutivos.....79
5.2. Ensaios Destrutivos.....81
5.2.1. Geometria do Cordão de Solda.....81
5.2.2. Ensaio de Microdureza Vickers.....85
5.2.3. Ensaio de Tração.....86
5.2.4. Ensaio de Fadiga.....90
5.2.5. Ensaio de Arrebentamento.....93
5.2.6. Ensaio de Corrosão Intergranular.....94
5.2.7. Caracterização Microestrutural.....95
5.2.7.1. Zona de Fusão.....97
5.2.7.2. Zona Afetada pelo Calor.....100
5.2.7.3. Material de Base.....103
5.3. Quantificação da Ferrita Delta.....103
6. CONCLUSÕES.....109
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....111

AGRADECIMENTOS

Primeiro a DEUS, por me guiar nesta vida.

À minha família pelo apoio constante.

Ao CTMSP e ao IPEN pela oportunidade de realizar este trabalho.

À direção LADICON nas pessoas do CF André da Silva Serra, CC Gustavo Brito Gibrail e José Alfredo Gulielmino pelo apoio e liberação para a realização deste trabalho.

Ao orientador, Dr. Mauricio David Martins das Neves, pela paciência e conhecimento transmitido ao longo do trabalho.

Ao José Roberto Berretta pelo incentivo, apoio nos ensaios e pelas dicas durante a realização do trabalho.

Ao Marcelo Santos pela confecção dos corpos de provas e a Clarice Terui pelo apoio nas análises metalográficas.

Ao Mário Pedroni e Douglas Santos pelo apoio na preparação metalográfica e ensaios mecânicos.

Aos amigos do LADICON que contribuíram para a realização deste trabalho nas pessoas de Eliane Dantas, Claudia Giovedi, Amanda Abati, Vinicius Marono, Júlio Verne, Reinaldo Sigahi, Poul Bent, Franco Silva, e Antônio Strabelli.

Aos amigos do CTMSP II, Marcos Augusto pelo apoio nos ensaios mecânicos e Mauricio pelo apoio na microscopia ótica.

À Léa Sarita Montagna pelas análises no MEV.

À pessoa que foi fundamental para que este trabalho iniciasse e chegasse ao fim, minha esposa, Pallyni.

E a todos que contribuíram de forma direta ou indireta para a conclusão deste trabalho.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Esquema gráfico de uma usina PWR 22
Figura 2: Figura esquemática da vareta combustível.....24
Figura 3: Desenho esquemático do elemento combustível PWR.....26
Figura 4: Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr.....30
Figura 5: Diagrama pseudobinário de liga Fe-Cr-Ni, com teor de Fe fixado em 70 %.....33
Figura 6: Esquema do processo de soldagem GTAW.....36
Figura 7: Representação esquemática do conjunto utilizado para soldagem GTAW.....38
Figura 8: Diagrama de Schaeffler.....42
Figura 9: A susceptibilidade de trincas na solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos.....45
Figura 10: Esquema das energias de superfícies envolvidas nas interfaces sólido (S)/líquido (L), metal (M)/ sólido (S) e metal (M)/ líquido(L)..... 46
Figura 11: Crescimento epitaxial dos grãos próximos à zona de ligação.....47
Figura 12: Regiões problemáticas durante e soldagem de aços inoxidáveis.....51
Figura 13: Precipitação de carboneto de Cr no contorno de grão e local de empobrecimento de Cr.....53
Figura 14: Defeitos na estrutura cristalina dos materiais submetidos à irradiação.....57
Figura 15: a) Geometria do tampão utilizado, b) Detalhe do encaixe por interferência do conjunto tampão-tubo a ser soldado.....60
Figura 16: Imagem do interior da câmara de soldagem indicando o conjunto tubo e tampão, a tocha TIG e o eletrodo de tungstênio posicionado sobre a junta.....61
Figura 17: Representação do ciclo de soldagem para corrente de 40 A.....62
Figura 18: Indicação dos locais das medidas de largura, profundidade e altura do reforço no cordão de solda.....65
Figura 19: Malha de reticulados sobreposta à microestrutura.....66
Figura 20: Esquema do aparelho utilizado para medir a ferrita delta.....67
Figura 21: Representação esquemática dos perfis de microdureza Vickers.....70

Figura 22: Tampões utilizados no ensaio de tração, a) tampões com rosca, b) conjunto soldado pronto para ensaio e o plug utilizado na parte interna do tubo.....71
Figura 23: Ensaio de tração, a) Máquina de ensaio mecânico, b) Detalhe do corpo de prova posicionado.....71
Figura 24: Gráfico representativo da rampa de potência de reatores PWR comerciais.....72
Figura 25: Gráfico representativo da rampa de potência de um reator usado como propulsor de embarcação naval.....73
Figura 26: Variação da pressão interna da vareta combustível durante a simulação de rampas de potência.....75
Figura 27: Temperatura no centro da pastilha combustível durante a simulação das rampas de potência.....76
Figura 28: Representação da tensão utilizada, a) Curva de tração indicando o limite de tensão, b) A indicação da senóide com ciclos de tração.....77
Figura 29: Cordões de solda com descontinuidades, a) Corrente 15 A, b) Corrente 55 A.....79
Figura 30: Cordão de solda, a) Corrente de 30 e 40 A, aumento 6 x, b) Detalhe do acabamento da solda nas duas correntes, c) Raios X corrente 30 A, d) Raios X corrente 40 A.....81
Figura 31: Imagens obtidas por microscopia óptica dos cordões de soldagem em diferentes correntes 83
Figura 32: Gráfico da profundidade de penetração x variação da velocidade para as diferentes correntes.....84
Figura 33: Gráfico da largura do cordão x variação da velocidade para as diferentes correntes.....85
Figura 34: Perfil de microdureza Vickers das diferentes correntes.....86
Figura 35: Imagens obtidas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) do local da ruptura, a) corrente de 25 A, b) corrente de 40 A. 87
Figura 36: Imagens obtidas por MEV da superfície da amostra, a) corrente de 25 A, b) corrente de 40 A.....88
Figura 37: Local de fratura no ensaio de tração, a) 30 A, b) 40 A.....89
Figura 38: (a) e (b), imagens obtidas por MEV indicando fratura dúctil.....89
Figura 39: Imagem da tela do computador durante ensaio de fadiga.....90

Figura 40: Imagem de amostras do ensaio de fadiga.....91
Figura 41: Fratura por fadiga, a) Indicando o início da trinca, b) As fibras características de materiais dúcteis.....92
Figura 42: Imagem do conjunto soldado com rompimento acima de 30 mm do cordão de solda.....94
Figura 43: Imagens obtidas por MO das regiões submetidas ao ensaio de sensitização.....95
Figura 44: Macrografia do cordão de solda, a) Corte transversal, b) Corte longitudinal. Aumento: 12 X.....96
Figura 45: Defeito soldagem, a) Posicionamento lateral do eletrodo em direção ao tampão, b) Material de base com defeitos de usinagem.....96
Figura 46: Imagens por MO da microestrutura da zona fundida soldada em diferentes correntes, a) 15 A, b) 25 A, c) 40 A, d) 55 A.....98
Figura 47: Imagens obtidas por MEV da zona fundida (a) ZF e (b) Detalhe do crescimento dendrítico.....98
Figura 48: Imagens obtidas por MEV da ZL mostrando o crescimento epitaxial de grão, a) Região do tubo, b) Região do tampão.....99
Figura 49: Mapeamento do nióbio, a) MEV da zona de fusão mostrando a formação dendrítica, b) Mapeamento obtido por EDS da região da figura (a)....100
Figura 50: Imagens por MO obtidas da ZAC - a) ZAC do tampão, b) ZAC do tubo.....101
Figura 51: Mapeamento do nióbio, a) imagem obtida por MEV da interface ZF/MB, b) EDS da região da figura e c) Espectro da figura 36b indicando a presença de carboneto de nióbio.....102
Figura 52: Imagens por MO obtidas do material de base - a) MB tampão, b) MB tubo.....103
Figura 53: Microestrutura por MEV com indicação da ferrita delta na cor branca, a) Aumento de 2500x, b) 5000x.....104
Figura 54: Microanálise por EDS, a) Região escura e b) região clara.....105
Figura 55: Imagem por MO utilizada para contagem indireta da ferrita delta, ataque eletrolítico NaOH, a) Aumento de 200x, b) Aumento de 500 x.....106
Figura 56: Estimativa de ferrita delta através do diagrama de Schaeffler.....107

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Valores de propriedades mecânicas de materiais metálicos alteradas devido à irradiação.....57

Tabela 2 - Composição química do tubo e tampão fabricados em aço AISI 348..61

Tabela 3 - Parâmetros mantidos constantes durante a soldagem.....63

Tabela 4 - Valores de corrente e velocidade utilizados para soldagem.....64

Tabela 5 - Valores utilizados para ensaio de tração.....72

Tabela 6 - Valores dos parâmetros utilizados para simulação das rampas.....74

Tabela 7 - Valores médios da geometria do cordão de solda em correntes com variação de velocidade e o aporte de calor.....82

Tabela 8: Valores de microdureza nas diferentes regiões.....85

Tabela 9 - Valores médios do ensaio de tração das juntas soldadas.....87

Tabela 10 - Valores médios do ensaio de fadiga para correntes 30 e 40 A.....91

Tabela 11 - Valores de ensaio de arrebentamento para correntes 30 e 40 A.....93

Tabela 12 - Medida de Tamanho de Grão ASTM.....100

Tabela 13 - Valores de ferrita delta utilizando ferritoscópio.....104

Tabela 14 - Porcentagem volumétrica de ferrita delta em diferentes correntes de soldagem.....106

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

A	Ampere
AGR	Advanced Gas Reactor
AISI	American Iron and Steel Institute
Al_2O_3	Óxido de Alumínio
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing Materials
B	Boro
Bar	Unidade de pressão
BWR	Boiling Water Reactor
B_4C	Carbeto de Boro
cm^2	Centímetro quadrado
CCPD	Corrente Contínua com Polaridade Direta
CCPR	Corrente Contínua com Polaridade Reversa
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
Cr_{eq}	Cromo Equivalente
C	Carbono
Cr	Cromo
EBW	Electron Beam Welding
En	Energia
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva
G	Gradiente de Temperatura do Líquido
G	Tamanho de Grão
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
GCR	Gas Cooled Reactor
GCFBR	Gas Cooled Fast Breeder Reactor
HV	Dureza Vickers
H	Calor Imposto
H	Altura do Reforço
He	Hélio
HTGR	High Temperature Gas Cooled Reactor

HWR	Heavy Water Reactor
I	Corrente
KeV	Hum mil Eletrons-volt
LABGENE	Laboratório de Geração Núcleoelétrica
L	Intercepto Linear
L	Largura do Cordão
Li	Lítio
mm	Milímetros
$M_{23}C_6$	Carboneto
MeV	Hum milhão de Eletrons-volt
MPa	Mega Pascal
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MO	Microscopia Ótica
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MB	Material de Base
MS	Metal de Solda
n	Nêutron
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
Ni_{eq}	Níquel Equivalente
NbC	Carboneto de Nióbio
P	Profundidade de Penetração
PWR	Pressurized Water Reactor
R	Velocidade Avanço da Interface
Sy	Tensão de Escoamento
SR	Tensão de Ruptura
Ti	Titânio
TiC	Carboneto de Titânio
Tm	Temperatura de Fusão
TIG	Tungsten Arc Welding
UO_2	Dióxido de Urânio
V	Volt
v	Velocidade

ZF	Zona de Fusão ou Zona Fundida
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZL	Zona de Ligação
η	Rendimento (%)
ΔHm	Calor Latente de Fusão
ΔT	Gradiente de Temperatura
Θ	Ângulo de Contato
γ_{LS}	Energia de Superfície Líquido/Sólido
γ_{LM}	Energia de Superfície Líquido/Metal
γ_{SM}	Energia de Superfície Sólido/Metal
σ	Fase Sigma
χ	Fase Chi
η	Fase de Laves
α	Ferrita alfa
γ	Austenita
δ	Ferrita delta

SOLDAGEM DE JUNTAS TUBULARES DE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 348 PARA VARETAS COMBUSTÍVEIS EM REATORES NUCLEARES

Renato Paulo Rezende

RESUMO

Os aços inoxidáveis têm um amplo campo de aplicação, por ter alta resistência mecânica e à corrosão quando trabalha em temperaturas elevadas. Uma aplicação recorrente é em reatores nucleares, podendo ser utilizado no vaso de pressão e nas estruturas de contenção do reator. O aço inoxidável austenítico foi muito utilizado no núcleo de reatores para revestimento do combustível nuclear. No entanto, foi substituído por uma liga de zircônio denominada zircaloy, em consequência da menor absorção de nêutrons térmicos desta liga. Após o acidente de Three Miles Island o aço inoxidável voltou a ser usado para esta aplicação. Para atenuar a corrosão intergranular, muito característica em aços inoxidáveis austeníticos, utiliza-se elementos estabilizantes como o nióbio. O aço inoxidável AISI 348 é estabilizado com nióbio. Neste trabalho, estudou a soldagem de tubos de AISI 348 e tampões de mesmo material soldados pelo processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) sob diversas condições, procurando-se obter penetração de soldagem de 110 % da espessura do tubo e reforço do cordão de solda inferior a 0,15 mm. As amostras soldadas foram submetidas à caracterização microestrutural com microscopia ótica e microscopia eletrônica, utilizando também a técnica EDS (Espectroscopia de Energia Dispersiva). Foram realizados ensaios mecânicos de tração, fadiga, microdureza Vickers e arrebentamento, como também verificado a susceptibilidade à corrosão intergranular. O cordão de solda passou por ensaios não destrutivos de inspeção visual, dimensional, líquido penetrante, raios X e ensaio de estanqueidade por fuga de gás hélio. A microdureza não apresentou diferenças nas regiões da solda, não sendo possível identificar claramente a zona afetada pelo calor. O

arrebentamento ocorreu a uma distância acima de 30 mm do cordão de solda, sendo o resultado considerado aprovado. No ensaio de tração, a ruptura ocorreu no cordão de solda e no metal de base tubo, o local da ruptura dependeu do afastamento lateral do eletrodo em relação à junta soldada. O ensaio de fadiga com corrente de 40 A obteve número de ciclos de 2,14 x 10^5. Este valor é 50% maior no tempo de vida comparado com amostra de 30 A. No ensaio de corrosão intergranular, as amostras que foram submetidas não apresentaram sensitização no contorno de grão. A análise por EDS identificou áreas com carbonetos oriundos do processo de fabricação do tubo.

Palavras-chaves: aço inoxidável, AISI 348, GTAW, nióbio, propriedades mecânicas e caracterização microestrutural

WELD JOINTS STAINLESS STEEL TUBE AUSTENITIC AISI 348 FOR FUEL RODS IN NUCLEAR REACTORS

Renato Paulo Rezende

ABSTRACT

Stainless steels have a wide range of applications, since it has high mechanical and corrosion resistance when working at elevated temperatures. A recurring application is in nuclear reactors, can be used in the pressure vessel and the reactor containment structures. The austenitic stainless steel has been widely used in the core reactors for nuclear fuel cladding. However, it was replaced with a zirconium alloy called zircaloy, due to lower thermal neutron absorption of this alloy. After the accident at Three Mile Island stainless steel came to be used for this application. In order to mitigate intergranular corrosion, very characteristic in austenitic stainless steel, is used stabilizing elements such as niobium. The stainless steel AISI 348 is stabilized with niobium. In this work, welding AISI 348 tubes and caps of the same material welded by GTAW process (Gas Tungsten Arc Welding) under various conditions, seeking to obtain welding penetration of 110% of the tube thickness and reinforcement of the weld bead less than 0.15 mm. The welded samples were subjected to microstructural characterization with optical and electron microscopy, also using the technique EDS (Energy Dispersive Spectroscopy). Mechanical tests of traction were performed, fatigue, Vickers hardness and burst, but also verified the susceptibility to intergranular corrosion. The weld bead has undergone non-destructive testing visual inspection, dimensional, liquid penetrant, X-rays and leakage test by helium gas leak. The microhardness showed no differences in weld regions, it is not possible to clearly identify the heat affected zone. The burst occurred at a distance of more than 30 mm of the weld bead. In the tensile test, the rupture occurred in the weld bead and base metal tube, the location of rupture depended on the lateral spacing of the

electrode in relation to the welded joint. The fatigue test with 40 A current obtained number of cycles of 2.14 x 10^5. This value is 50% higher in the life time compared with sample 30 A. In the intergranular corrosion test, samples were subjected showed no sensitization in the grain boundary. Analysis by SDS identified areas carbides derived from the tube manufacturing process.

Keywords: stainless steel, AISI 348, GTAW, niobium, mechanical properties and microstructural characterization.

1. INTRODUÇÃO

O aço inoxidável é utilizado como material de revestimento de varetas combustíveis para reatores nucleares desde a década de 50, mas, a partir da década de 60, foram substituídos por revestimento de zircaloy, em consequência da menor absorção de nêutrons térmicos nestas ligas. A falha estrutural nesta liga ocorrida no reator nuclear da usina de Three Miles Island nos EUA provocou um acidente até então nunca visto na história (BRAGA, 1994). No acidente, o núcleo e o revestimento ficaram sem refrigeração por aproximadamente uma hora, provocando a oxidação de 44 a 63 % do encamisamento de zircaloy, com a liberação de 450-585 kg de hidrogênio e o derretimento de aproximadamente 50% do núcleo do reator. Com o resultado da oxidação e enfraquecimento do encamisamento, a parte superior da maioria das varetas combustíveis se desprendeu e caiu nos canais existentes no núcleo, causando bloqueio parcial do fluxo de vapor ou de água que poderia remover o calor do combustível derretido (BRAGA, 1994). Assim, a utilização do aço inoxidável retornou ao cenário de discussão, a fim de obter o melhor revestimento levando em consideração o desempenho e a segurança.

Os reatores em operação no Brasil são do tipo PWR (*Pressurized Water Reactor*), adotada desde o início de operação das usinas termonucleares. Este tipo de reator utiliza no seu núcleo como encamisante ou revestimento tubos do tipo zircaloy ou tubos de aço inoxidável (ligas de Fe-Cr-Ni). No núcleo dos reatores das Usinas Nucleares Almirante Álvaro Alberto (Angra I e Angra II) são utilizados como revestimento das varetas combustíveis o zircaloy. O reator de pesquisa IPEN/MB 01 utiliza como revestimento das varetas combustíveis o aço inoxidável AISI 304.

No primeiro núcleo do reator do Laboratório de Geração Núcleoelétrica (LABGENE) do Centro Tecnológico da Marinha será utilizado aço inoxidável, uma vez que, o Brasil não detém tecnologia de fabricação da liga zircaloy em escala comercial. O aço inoxidável escolhido como material estrutural para revestimento é o aço inoxidável AISI 348. Este aço inoxidável possui elementos de liga que são estabilizadores do aço, como as adições de nióbio e tântalo, que contribuem para o aumento da resistência mecânica e a diminuição da corrosão intergranular. Este aço é indicado em aplicações que requerem estruturas soldadas para trabalho em

altas temperaturas, associando alta propriedade mecânica e elevada resistência à corrosão.

A vareta combustível no reator PWR é um componente que está submetido a diversos esforços mecânicos, além de funcionar como invólucro do combustível nuclear. A vedação das varetas é obtida pela soldagem circunferencial dos tampões às extremidades do tubo. Assim a junta soldada deve ter estanqueidade suficiente para não permitir a saída de produtos de fissão ou a entrada do líquido de refrigeração.

O processo GTAW ou TIG (Tungsten Arc Welding) é muito utilizado em diversas áreas industriais na soldagem de aços inoxidáveis de seções finas. O processo de soldagem GTAW possui alta qualidade, sendo amplamente usado por propiciar arco estável e fácil controle dos parâmetros de processo em todas as posições de soldagem. Apesar da facilidade de controlar os parâmetros de soldagem, pequenas variações nestes parâmetros ocasionam modificações na geometria do cordão, em especial na penetração e largura, além de alterações da microestrutura da junta que provocam variações nas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão. Portanto, a correta definição dos parâmetros de soldagem é de relevante importância nas propriedades do cordão de soldagem.

2. OBJETIVO

O trabalho proposto tem como objetivo desenvolver um procedimento de soldagem, usando o processo GTAW, e avaliar o comportamento mecânico, microestrutural e de corrosão das juntas formadas por tubos e tampões em aço inoxidável AISI 348 para serem usados como varetas combustíveis de reatores nucleares.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Reatores Nucleares

Os reatores nucleares usam como princípio básico a fissão do núcleo de determinados isótopos do urânio e plutônio através de nêutrons com energias determinadas, gerando a cada fissão uma grande quantidade de energia (~200 MeV), produtos de fissão radioativos e nêutrons de alta energia (OLANDER, 1976; PERROTTA, 1999; SUNDARAM, 1989).

Os reatores podem ser classificados quanto à energia de nêutrons utilizados para fissão, sendo:

- Reatores Rápidos $E_n > 100$ KeV
- Reatores Intermediários ou Epitérmicos – 0,3 KeV $< E_n <$ 10 KeV
- Reatores Térmicos – $E_n <$ 0,3 KeV.

Podem ser classificados também quanto ao propósito de funcionamento, sendo reatores de potência, quando tem finalidade de gerar energia, e reatores de pesquisa, quando tem a finalidade de pesquisa, irradiação e testes de materiais, produção de radioisótopos (OLANDER, 1976; PERROTTA, 1999; SUNDARAM, 1989, FROST, 1982).

Os reatores podem ser classificados quando ao tipo de combustível, refrigerante e moderador, segundo a denominação:

- Reatores Refrigerados a Gás (GCR), Reatores Avançados Refrigerados a Gás (AGR), Reatores de Alta Temperatura Refrigerados a Gás (HTGR) e Reatores Rápidos Refrigerados a Gás (GCFBR), usando urânio natural ou levemente aquecido.
- Reatores refrigerados e moderados a água leve (PWR e BWR), utilizando urânio enriquecido.
- Reatores de água pesada (HWR), utilizando urânio natural, água pesada como moderador e água leve ou pesada como refrigerante.
- Reatores rápidos, utilizando plutônio e urânio como combustível e metal líquido (sódio) como refrigerante (OLANDER, 1976; FROST, 1982; LAMARSH, 1982).

3.1.1. Reatores tipo PWR

Os reatores tipo PWR (Pressurized Water Reactor), os mais utilizados no mundo, são utilizados no Brasil para produção de energia elétrica.

Nestes reatores, a fissão dos átomos de urânio ocorre dentro das varetas do elemento combustível e aquece a água, que passa pelo reator numa temperatura de 320 graus Celsius. Para que não ocorra ebulição, esta água é mantida sob uma pressão 157 vezes maior que a pressão atmosférica. O gerador de vapor realiza uma troca de calor entre as águas deste primeiro circuito e a do circuito secundário, que são independentes entre si. Com essa troca de calor, a água do circuito secundário se transforma em vapor e movimenta a turbina que, por sua vez, aciona o gerador elétrico. Esse vapor, depois de mover a turbina, passa por um condensador, onde é refrigerado pela água do mar, trazida por um terceiro circuito independente. A existência desses três circuitos impede o contato da água, que passa pelo reator com a dos demais (ELETRONUCLEAR, 2015). A figura 1 apresenta o esquema gráfico de uma usina PWR.

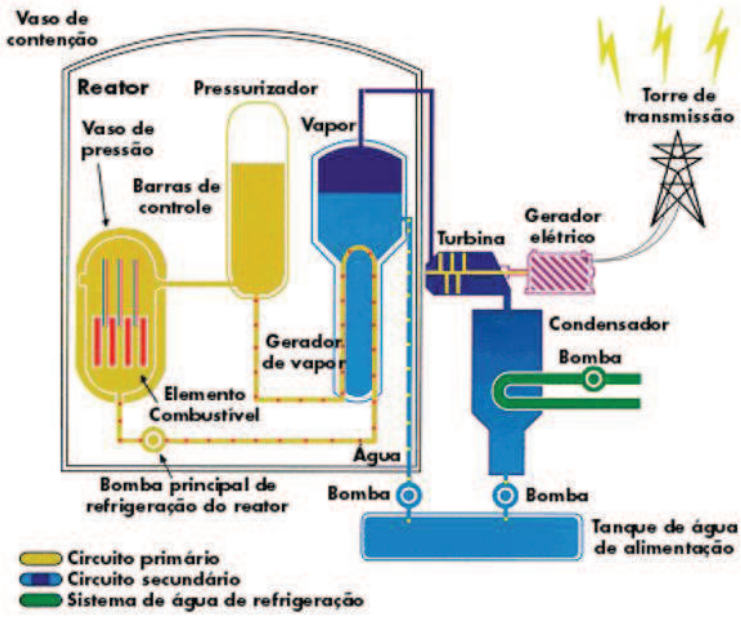


FIGURA 1: Esquema gráfico de uma usina PWR. FONTE: CNEN, 2015.

3.1.2. Núcleo do reator PWR

3.1.2.1. Elemento Combustível

O núcleo do reator PWR é constituído de vários elementos combustíveis, que estão dispostos de forma quadrada com arranjo de varetas que podem variar de 14 x 14 a 18 x 18, dependendo da necessidade de projeto, por exemplo, quanto maior a potência desejada, mais varetas são utilizadas (FROST, 1982; OLANDER, 1976).

Os principais componentes dos elementos combustíveis são:

- Vareta Combustível
- Tubo Guia
- Grades Espaçadoras
- Bocais de Extremidade
- Mola de Fixação do Elemento Ccombustível
- Vareta de Controle

3.1.2.2. Vareta Combustível

A vareta combustível contém, de forma isolada, o material físsil. Ela é constituída dos seguintes itens: pastilhas combustíveis, pastilha isolante, mola de fixação da coluna da pastilha, tubo metálico de revestimento e tampões de extremidade, conforme indicado na figura 2.

A soldagem GTAW/TIG é utilizada na junção do tampão inferior com o tubo, na junção do tampão superior com o tubo e na selagem da vareta combustível.

A pastilha combustível contém o material físsil e é fabricada pela sinterização do pó de dióxido de urânio (UO_2). A forma da pastilha é cilíndrica, com cavidades nas extremidades e chanfros nas bordas. A densidade da pastilha é em torno de 93 a 95% da densidade teórica de UO_2 (PERROTTA, 1999 e FROST, 1982).

A mola de fixação da coluna da pastilha é utilizada para manter a coluna de pastilhas unidas dentro da vareta e criar espaços vazios para acomodar

os gases de fissão. A mola acomoda também as expansões diferenciais entre a coluna de pastilha e o revestimento, evitando altas tensões. Normalmente, é utilizado como material a liga de níquel conhecida como *Inconel 718* (PERROTTA, 1999 e FROST, 1982).

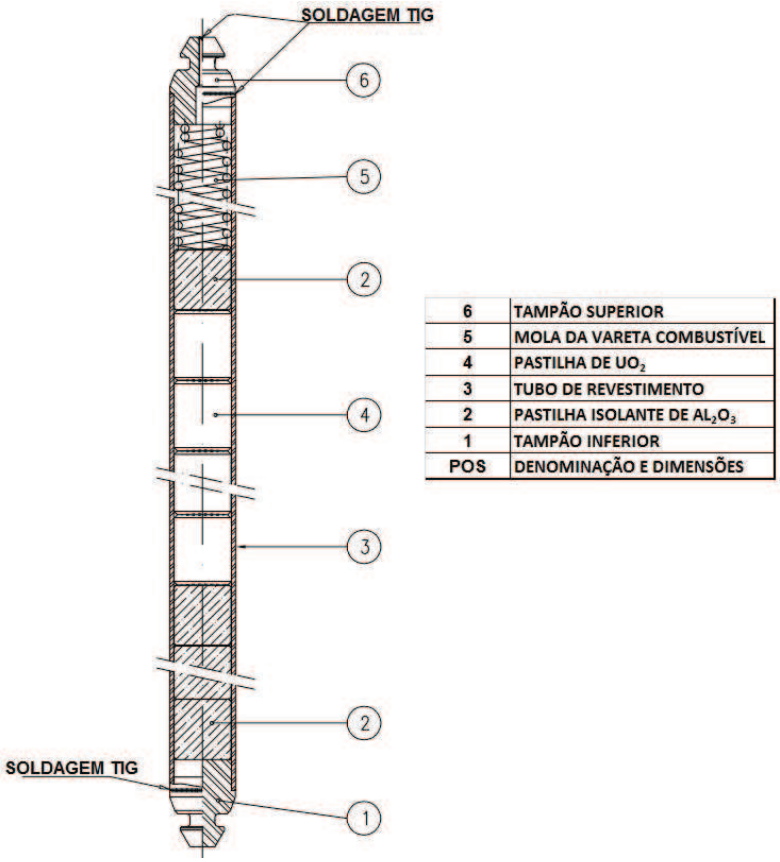


FIGURA 2: Desenho esquemático da vareta combustível. FONTE: CTMSP, 2014.

A pastilha isolante de alumina (Al_2O_3) é colocada entre a mola e a coluna de pastilhas, de forma a diminuir o fluxo de calor da pastilha combustível para a região da mola, além de evitar reações entre a pastilha e a mola (PERROTTA, 1999 e BITTENCOURT, 1985).

O tubo de revestimento e os tampões de extremidades servem para manter estanques as pastilhas combustíveis e os produtos de fissão gasosos produzidos na pastilha combustível durante a irradiação. Os tampões são soldados nas extremidades do tubo de revestimento. Os materiais utilizados são os aços inoxidáveis austeníticos e o zircaloy (PERROTTA, 1999; SUNDARAM, 1989; FROST, 1982 e LAMARSH, 1982).

As varetas combustíveis são preenchidas internamente com gás hélio, de forma a melhorar a transferência de calor das pastilhas para o revestimento e do revestimento para o refrigerante, já que existe uma folga entre a pastilha combustível e o revestimento (PERROTTA, 1999; SUNDARAM, 1989 e FROST, 1982).

O número de varetas combustíveis no arranjo do EC depende da relação entre a potência global do reator e a densidade linear de potência desejada para cada vareta (PERROTTA, 1999 e BITTENCOURT, 1985).

3.1.2.3. Tubo Guia

Algumas posições do arranjo de varetas do elemento combustível são ocupadas por tubos que servem de guia para as varetas absorvedoras, que são introduzidas no elemento combustível, de forma a controlar a reação em cadeia no núcleo do reator. Estes tubos são abertos na extremidade superior, permitindo a penetração da vareta absorvedora e sua movimentação de inserção e retirada no elemento combustível. Na parte inferior, possuem alguns furos que permitem o escoamento do refrigerante por dentro do tubo e existe um estreitamento provocado com a inserção de um outro tubo na parte inferior para fazer o amortecimento hidráulico das varetas de controle conhecido como *dashpot*. Normalmente, é utilizado como material o aço inoxidável austenítico (FROST, 1982; LAMARSH, 1982 e BITTENCOURT, 1985).

A posição central do arranjo de varetas no elemento combustível é ocupada por um tubo que serve de guia para instrumentações internas do núcleo.

Na figura 3 é apresentada de forma esquemática o elemento combustível do tipo PWR.

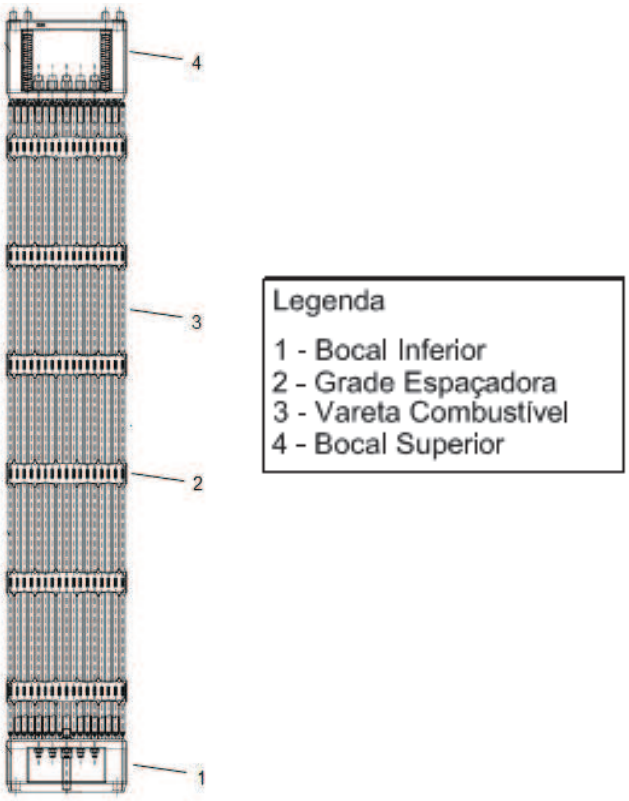


FIGURA 3: Desenho esquemático do elemento combustível PWR. FONTE: CTMSP, 2015.

3.1.2.4. Grade Espaçadora

As grades espaçadoras têm a função de manter a posição das varetas combustíveis dentro do arranjo do elemento combustível. Elas são elementos estruturais rígidos, montadas numa forma reticular por tiras metálicas entrelaçadas. Normalmente, em sua fabricação é utilizado como material a liga de níquel *Inconel 718*. Nas posições de fixação das varetas combustíveis, existe um sistema mola-batente, que permite a fixação das varetas combustíveis no plano da grade, mas possibilita o deslizamento da vareta no sentido perpendicular à grade. As grades possuem também aletas defletoras para prover maior agitação na água de refrigeração, que passa ao longo do elemento combustível. Isto melhora a transferência de calor das varetas combustíveis para o refrigerante (PERROTTA, 1999; FROST, 1982 e LAMARSH, 1982).

3.1.2.5. Bocais de Extremidade

Os bocais de extremidade do elemento combustível servem de orientadores do fluxo de água para os canais de refrigeração entre as varetas combustíveis, além de direcionar e suportar os tubos guias. Além disso, servem como peças estruturais de ligação do elemento combustível com as estruturas do reator. O material utilizado normalmente é o aço inoxidável austenítico (PERROTTA, 1999 e LAMARSH, 1982).

O elemento combustível tem como estrutura principal o conjunto conhecido como *esqueleto*. O *esqueleto* é formado pela junção rígida dos tubos guias da vareta de controle às grades espaçadoras e aos bocais de extremidade. Esta estrutura serve de suporte para as varetas e dá rigidez de conjunto ao elemento combustível (PERROTTA, 1999 e LAMARSH, 1982).

3.1.2.6. Varetas de Controle

As varetas de controle são constituídas de materiais absorvedores, que são utilizados para controlar o reator, homogeneizar a distribuição de potência no núcleo e compensar o excesso de reatividade do núcleo ao longo da queima. Os principais materiais absorvedores utilizados são Boro, Cádmio, Índio, Prata, Háfnio e Terras Raras. Em reatores PWR, normalmente, é utilizada a liga contendo 80% de Prata, 15% Índio e 5% de Cádmio ou Carbeto de Boro (B_4C). Estes materiais são encamisados em tubos de aços inoxidáveis austeníticos e soldados com tampões nas extremidades. As varetas absorvedoras são unidas por uma peça central chamada aranha formando, assim, o Elemento de Controle (PERROTTA, 1999 e LAMARSH, 1982).

3.1.2.7. Mola de Fixação do Elemento Combustível

O elemento combustível é fixado à placa inferior e superior do núcleo apenas por meio de compressão, através de uma mola de fixação no bocal superior para permitir expansões diferenciais entre o elemento combustível e os

elementos internos do reator (PERROTTA, 1999; SUNDARAM, 1989; FROST, 1982 e LAMARSH, 1982).

O aço inoxidável é utilizado em reatores por possuírem maior resistência mecânica que o zircaloy, tornando assim menos susceptível a danos, devido à interação mecânica entre a pastilha combustível e o revestimento. O aço inoxidável é também menos susceptível que o zircaloy à corrosão sob tensão por produtos de fissão gerados no combustível (SUNDARAM, 1989 e FROST, 1982).

3.2. Aços Inoxidáveis

3.2.1. Aspectos gerais

Adições de cromo aumentam a resistência à oxidação e à corrosão do aço. Aços com teores de cromo superiores a 12% têm grande resistência à oxidação, sendo comumente designados como aços inoxidáveis. Estes aços são de grande interesse para a engenharia, em função de sua resistência à oxidação e à corrosão e propriedades mecânicas a altas temperaturas (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 e COLPAERT, 2008).

A resistência à corrosão de ligas à base de Fe-Cr está associada ao fenômeno de passivação, isto é, a formação de uma camada de óxidos mistos (de ferro, cromo e de outros elementos de liga) e a dissolução dessa camada no meio corrosivo. A formação ou não dessa camada, sua impermeabilidade e a sua taxa de dissolução no meio corrosivo controlam a resistência à corrosão do material no meio corrosivo em questão (LIPPOLD e KOTECKI, 2005, COSTA e SILVA, 2010).

3.2.2. Tipos de Aços Inoxidáveis

Os aços martensíticos são ligas de ferro e cromo (11-18%) com teor de carbono, em geral, acima de 0,1%. Estão sendo desenvolvidos e usados aços denominados “supermartensíticos”, os quais possuem carbono abaixo de 0,1 % e extra baixos teores de elementos residuais. Essas composições interceptam o campo austenítico no diagrama de fases, sendo, portanto, endurecíveis por tratamento térmico de têmpera. Estes aços inoxidáveis são magnéticos (COSTA e

SILVA, 2010 e SMITH, 1996). Os aços martensíticos são austenitizados a temperaturas relativamente elevadas (925 – 1070 ºC), de modo a dissolver completamente os carbonetos para obter austenita uniforme. O controle do tamanho de grão austenítico é importante para garantir a tenacidade (COSTA e SILVA, 2010).

Eles geralmente não são usados em temperaturas acima de 650 ºC, em razão da degradação das propriedades mecânicas e de corrosão. Devido à formação de martensíta grosseira durante o resfriamento após a soldagem, os martensíticos são considerados de menor soldabilidade entre os aços inoxidáveis (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 e COLPAERT, 2008).

Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas de ferro e cromo essencialmente ferríticas em todas as temperaturas e não endurecem por tratamento térmico de têmpera. Normalmente, têm teores de cromo mais elevados que os aços martensíticos e têm, naturalmente, menores teores de carbono (COLPAERT, 2008).

O principal elemento de liga é o cromo, com teores que variam de 12 a 30%, e possuem um teor de carbono máximo de 0,20%. O cromo, que também apresenta estrutura CCC (Cúbica de Corpo Centrado), como a ferrita (α), amplia a região da fase ferrítica em detrimento da fase austenítica (γ), tendo como consequência uma região pequena de estabilidade da austenita, conforme indicado na figura 4. Assim, os aços ferríticos com teores acima de 11 % de cromo não sofrem transformação de CCC para CFC (Cúbica de Face Centrada) ao serem resfriados. O baixo teor de carbono nos aços inoxidáveis ferríticos faz com que não sejam endurecíveis por tratamento térmico (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 e COLPAERT, 2008).

Estas ligas possuem boa resistência à corrosão sob tensão, corrosão localizada e corrosão por fenda (particularmente em ambientes de cloreto). Eles são utilizados numa variedade de aplicações onde a resistência à corrosão é o principal requisito (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

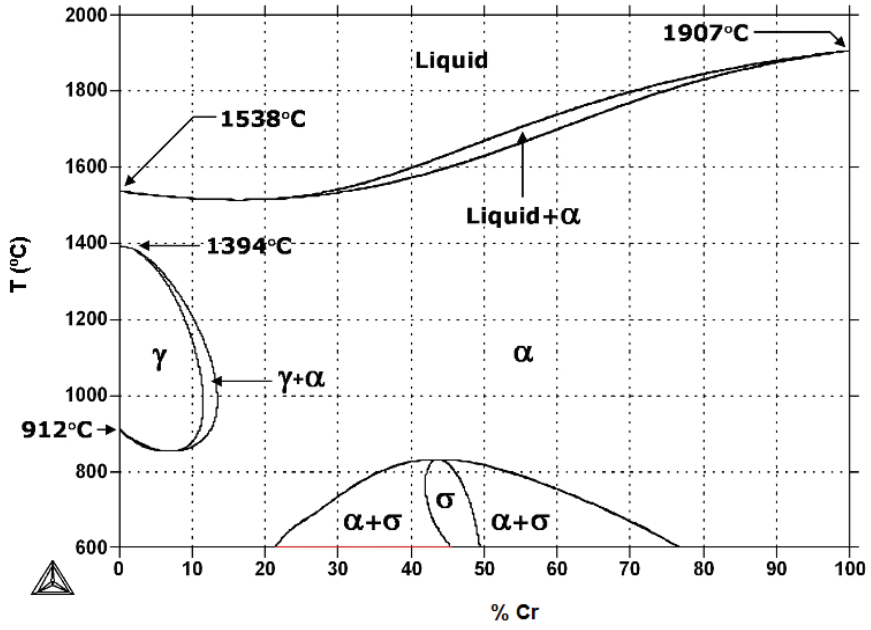


FIGURA 4: Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr. FONTE: COLPAERT, 2008.

Os aços inoxidáveis ferríticos, pelo fato de não possuírem níquel em sua composição, possuem preço relativamente baixo, e são utilizados principalmente como materiais gerais de construção, em que se requer boa resistência à corrosão e ao calor (SMITH, 1996).

A resistência à corrosão desses aços aumenta conforme o teor de cromo em sua composição. Também pode ser aumentada com adição de molibdênio, tendo em vista que, este torna mais estável a película passiva do aço. Estes aços são muito resistentes a atmosferas urbanas e rurais, mas, quando pobres em molibdênio, são pouco resistentes a certas atmosferas industriais e marinhas, que contém elevado teor de cloretos presentes (COUTINHO, 1992).

Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais comuns entre os aços inoxidáveis e são caracterizados por alta resistência à corrosão, elevada tenacidade e boa soldabilidade (COUTINHO, 1992).

São ligas à base de Fe-Cr-Ni e adições, que têm a finalidade de alterar as suas propriedades e a microestrutura. Essas ligas têm como microestrutura principal a austenita com reticulado cúbico de face centrada (CFC), não magnética e não endurecível por tratamento térmico. Os elementos estabilizadores da austenita (gamagênicos) são o carbono, manganês, níquel e o

nitrogênio, enquanto os elementos estabilizadores da ferrita (alfagênicos) são cromo, molibdênio, nióbio e silício (CHIAVERINI, 2002). Nesses aços, o teor de cromo está entre 15 a 26%, que confere boa resistência à corrosão. Os elementos molibdênio, titânio e manganês são adicionados a fim de melhorar as propriedades mecânicas e de corrosão desses aços (PADILHA e GUEDES, 2004).

Os aços inoxidáveis austeníticos, normalmente, têm melhor resistência à corrosão que os ferríticos e os martensíticos. No entanto, se estas ligas forem soldadas ou resfriadas lentamente até o intervalo de 900 a 500 ºC, elas podem se tornar susceptíveis à corrosão intergranular, em razão da precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão, sensitizando o material. Um meio de evitá-la é a adição de elementos estabilizadores, como titânio e nióbio, porque esses elementos combinam com o carbono na forma de carbonetos mais estáveis (CHIAVERINI, 2002).

Os aços inoxidáveis austeníticos, quando submetidos a temperaturas de trabalho na faixa de 500 - 900 ºC, tendem a formar precipitado de carboneto de cromo na região do contorno de grão, deixando o material susceptível à corrosão intergranular (SMITH, 1996 e CHIAVERINI, 2002).

Alguns aços inoxidáveis austeníticos, como o AISI 321 e AISI 347/348, contém adições de titânio e nióbio, respectivamente, para combinar com o carbono e reduzir a tendência de formação da corrosão intergranular em consequência da precipitação do carboneto de cromo (LIPPOLD e KOTECCKI, 2005).

A estabilização com Nb ou Ti inibe a formação do carboneto de cromo, e consequentemente, aumenta a resistência contra este tipo de corrosão. A adição destes elementos estabilizadores provoca a precipitação do carbono na forma de carbonetos NbC ou TiC, retirando todo o carbono de solução sólida (LIPPOLD e KOTECCKI, 2005 e McGUIRE, 1983).

Os inoxidáveis endurecíveis por precipitação possuem teores de cromo entre 12% e 18% e níquel entre 3% e 10%, bem como adições de cobre, titânio e alumínio que promovem endurecimento por precipitação após tratamento térmico. Esse material tem como característica principal a elevação de propriedades mecânicas e resistência à corrosão moderada, em razão dos precipitados existentes na sua microestrutura (McGUIRE, 1983).

Estes aços podem ser considerados como tendo sido desenvolvidos a partir de aços austeníticos clássicos 18-8. No desenvolvimento dos aços martensíticos endurecíveis por precipitação, as principais modificações foram a redução do teor de níquel e a adição de outros elementos, principalmente o cobre, para promover o aparecimento de precipitados (LIPPOLD e KOTECCKI, 2005).

Os aços inoxidáveis duplex são ligas baseadas no sistema Fe-Cr-Ni-Mo, com reduzidos teores de carbono e adições de nitrogênio. Estes aços apresentam uma microestrutura mista composta por uma fase ferrítica (CCC) e outra austenítica (CFC), onde a matriz é a fase ferrítica. Esta estrutura bifásica, característica deste tipo de aço, é determinada, sobretudo, pelos teores de ferro, cromo e níquel. A proporção da fração volumétrica na liga é aproximadamente de 50 % para cada fase, esta característica confere-lhes boa resistência à corrosão sob tensão, alta resistência à corrosão intergranular, excelentes propriedades mecânicas e boa soldabilidade (COLPAERT, 2008; LIPPOLD e KOTECCKI, 2005 e SENATORE et al, 2007).

Os aços duplex têm resistência à corrosão melhor ou igual aos melhores aços austeníticos nos meios empregados, mas têm limite de escoamento duas ou mais vezes superior (COSTA e SILVA, 2010).

Os aços inoxidáveis duplex de alta liga, comumente designados por superduplex, apresentam elevada resistência à corrosão comparável aos superaustenítico que possuem entre 5 e 6% de molibdênio (SENATORE et al, 2007).

3.2.3. Solidificação dos Aços Inoxidáveis

A solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos pode iniciar-se com a formação de ferrita e/ou austenita, dependendo, principalmente, de sua composição química ou, mais propriamente, do balanceamento entre os elementos de liga que promovem a formação de ferrita e de austenita (PADILHA e GUEDES, 2004).

O efeito da composição química na sequência de solidificação dessas ligas foi estudado e foram identificados quatro modos possíveis de solidificação:

MODO I: O processo de solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, completando-se com a formação apenas desta fase.

MODO II: A solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita, ocorrendo a formação de ferrita entre os braços das dendritas, por efeito de segregação de elementos que promovem a formação da ferrita.

MODO III: A ferrita é a primeira fase a se solidificar, na forma de dendritas. A austenita forma-se posteriormente na interface ferrita/líquido, por intermédio de uma reação peritética L + δ → γ.

MODO IV: A ferrita é a única fase formada na solidificação, tendo-se formação posterior de austenita somente no estado sólido (PADILHA e GUEDES, 2004).

Na figura 5 é apresentada uma seção vertical (pseudobinária) do diagrama ternário Fe-Cr-Ni, para 70 % Fe. Observa-se, para as diferentes relações entre cromo e níquel, que a solidificação pode resultar na formação de ferrita ou austenita como fase primária, à medida que os teores de cromo ou de níquel se alteram (LIPPOLD e KOTECCKI, 2005).

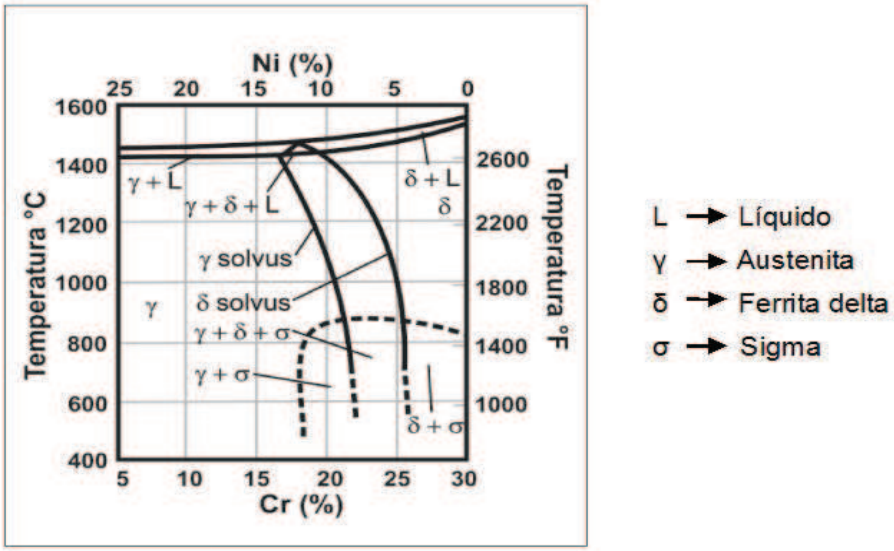


FIGURA 5: Diagrama pseudobinário de liga Fe-Cr-Ni, com teor de Fe fixado em 70 %. FONTE: LIPPOLD e KOTECKI, 2005.

Conforme PADILHA e GUEDES (2004), uma dada liga não se solidifica necessariamente de acordo com apenas uma dessas sequências apresentadas, podendo ocorrer a nucleação simultânea de ferrita e austenita, em diferentes regiões da massa líquida devido a flutuações de composição química durante a solidificação, ou por variações na velocidade de resfriamento.

3.2.4. Tratamentos Térmicos do Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis podem passar por diversos tratamentos térmicos durante o processamento mecânico, com objetivo de promover a recristalização dos grãos e promover a uniformidade da microestrutura.

Em aços inoxidáveis austeníticos, após o tratamento mecânico, deve ser realizado o tratamento térmico de solubilização, que tem o objetivo de dissolver todos os precipitados, mantendo-os em solução sólida (SMITH, 1996).

O tratamento térmico de solubilização envolve o aquecimento do material a uma temperatura adequada, durante um determinado tempo, para que ocorra o coalescimento e a dissolução parcial ou total de partículas de precipitados. Posteriormente, o material é resfriado rapidamente para manter os precipitados em solução (PICKERING, 1983).

3.3. Processo de Soldagem

3.3.1. Aspectos gerais

A soldagem é hoje o principal processo usado na união permanente de peças metálicas, permitindo a montagem de conjuntos com rapidez, segurança e economia de material (MARQUES et al, 2014 e SENAI, 2013).

Diversos processos de soldagem são baseados na aplicação, na região da junta, de energia térmica e mecânica, o que tende a causar efeitos mecânicos, como aparecimento de: distorções, tensões residuais, modificações microestruturais e alterações de propriedades das peças. (MARQUES et al, 2014).

Dentre os processos de soldagem por fusão, os processos de soldagem a arco são os de maior importância industrial na atualidade. O arco elétrico consiste em uma descarga elétrica, sustentada por um gás ionizado, a alta temperatura, conhecido como plasma, podendo produzir energia térmica suficiente para ser usado em soldagem, pela fusão localizada das peças a serem unidas (MARQUES et al, 2014; KOU, 2003; SENAI, 2013 e MARQUES e MODENESI, 2006).

3.3.2. Soldagem na Área Nuclear

A soldagem é amplamente utilizada nos diversos componentes dos reatores nucleares, tais como ligas de níquel, ligas de zircônio e em aços inoxidáveis (BITTENCOURT, 1985; COSTA e SILVA, 2010 e MARQUES e MODENESI, 2006).

A soldagem pelos processos de eletrodo revestido e MIG/MAG são muito utilizados na união das partes estruturais do vaso do reator.

Diversos componentes do núcleo do reator nuclear são soldados. Como exemplo, pode se mencionar: os bocais inferiores e superiores do elemento combustível são soldados pelo processo de feixe de elétrons (*EBW - Electron Beam Weld*), a luva de fixação do tubo guia das varetas absorvedoras soldadas pelo processo de resistência elétrica (solda a ponto), na grade espaçadora a união é por brasagem, as varetas combustíveis e a junção do parafuso terminal ao tubo guia são soldados pelo processo TIG ou GTAW.

A soldagem GTAW é um processo muito utilizado na área nuclear, por ser indicado para materiais com seções mais finas.

3.3.3. Processo GTAW

3.3.3.1. Aspectos gerais

Soldagem GTAW é o processo que funde e une os metais por meio do calor gerado entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça (MB – material de base) (KOU, 2003).

A proteção da poça de fusão e do arco contra a contaminação pela atmosfera é feita por uma nuvem de gás inerte ou mistura de gases inertes (MARQUES et al, 2014).

O processo de soldagem GTAW é muito utilizado em diversas áreas industriais na soldagem de aços inoxidáveis de seções finas. Este processo possui alta qualidade, sendo amplamente usado por propiciar arco estável e fácil controle dos parâmetros de processo em todas as posições de soldagem (MARQUES et al, 2014 e KOU, 2003).

Na figura 6 é apresentado uma representação esquemática de soldagem pelo processo GTAW.

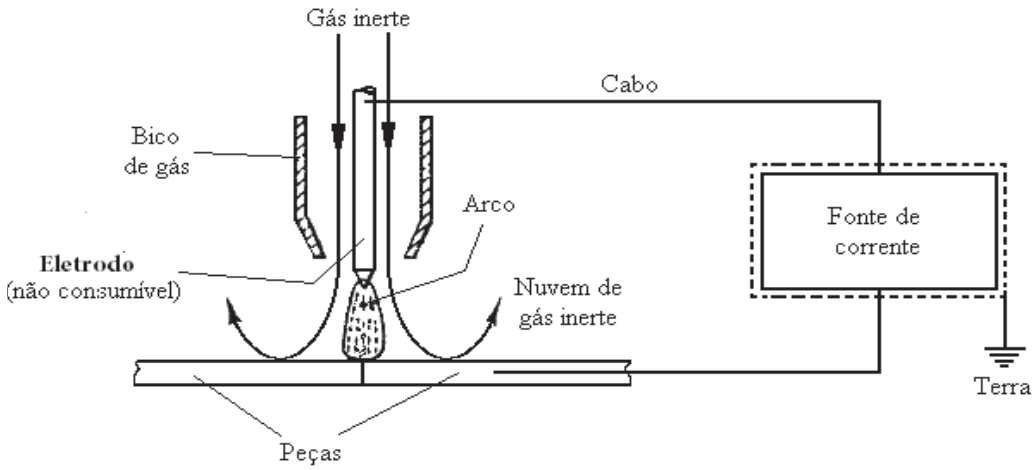


FIGURA 6: Esquema do processo de soldagem GTAW. FONTE: GRONG, 1994.

3.3.3.2. Eletrodo de Tungstênio

O eletrodo utilizado na soldagem GTAW é o de tungstênio, que possui o maior ponto de fusão entre os metais, 3400 ºC. O eletrodo de tungstênio não é consumível e serve como um terminal do arco que gera o calor para o processo. Durante o processo de soldagem, é necessário cuidado para que não haja contato do eletrodo com a poça de fusão, evitando assim sua contaminação. (MARQUES et al, 2014 e SENAI, 2013).

O tungstênio tem capacidade de emissão termoiônica, devido à sua facilidade de emitir elétrons, o que auxilia bastante a estabilidade do arco. O tungstênio pode ser puro (99 %) ou com zircônia, thoria, ceria e lantânia. Os elementos químicos adicionados ao eletrodo são importantes para permitir uma maior estabilidade do arco na soldagem. Os eletrodos com adição de zircônia ou tória apresentam vantagens, como maior durabilidade, maior resistência com potências elevadas e melhores propriedades de ignição (MARQUES e MODENESI, 2006 e SENAI, 2013).

3.3.3.3. Gases de Proteção

Os gases de proteção utilizados na soldagem GTAW são inertes, isto é, não reagem com o eletrodo nem com a poça de fusão. O argônio e o hélio, ou a mistura de ambos, são os mais utilizados. Os gases de proteção do processo TIG devem ter um grau de pureza de 99,99%, no mínimo, para que a solda apresente a qualidade desejada. O teor de umidade na região de soldagem também é um fator importante que deve ser controlado para reduzir o nível de porosidade (MARQUES et al, 2014 e SENAI, 2013).

O gás de proteção hélio transmite maior calor para uma mesma corrente e tensão que o argônio e, portanto, é particularmente importante na soldagem de peças espessas ou materiais com alta condutividade térmica como o cobre. Características intermediárias podem ser obtidas por meio da mistura dos dois gases (SENAI, 2013; MARQUES e MODENESI, 2006 e DURGUTLU, 2004).

A principal característica envolvida no processo de proteção é a densidade dos gases. Neste aspecto, o argônio, por ter uma densidade aproximadamente dez vezes maior que a do hélio, forma uma camada sobre a área de solda após deixar o bocal, ao contrário do hélio que, por ser extremamente leve, tende a subir em torno do bocal ao deixá-lo. Assim, para prover a mesma eficiência de proteção, a vazão de hélio deve ser de 2 a 3 vezes maior que a vazão de argônio (DURGUTLU, 2004 e LU et al, 2009).

3.3.3.4. Equipamentos

Os equipamentos básicos utilizados consistem de uma fonte de energia, sistema para abertura de arco de alta frequência, tocha de soldagem, fontes de gases e sistema de controle da soldagem, conforme a figura 7 (MARQUES et al, 2014 e SENAI, 2013).

A fonte de energia pode ser, ao mesmo tempo, um transformador, no caso de corrente alternada, ou um retificador ou gerador, no caso de corrente contínua (MARQUES et al, 2014 e SENAI, 2013).

O gerador de alta frequência é que gera impulsos de alta tensão de elevada frequência para ignição sem contato do arco elétrico durante a soldagem (MARQUES et al, 2014 e MARQUES e MODENESI, 2006).

A tocha de soldagem serve como suporte do eletrodo de tungstênio, fornece corrente para a região da soldagem e o fluxo de gás de proteção (MODENESI, 2006).

As fontes de gases incluem acessórios tais como: cilindros do gás de proteção, reguladores de pressão e de vazão e mangueiras (MARQUES et al, 2014; SENAI, 2013 e MARQUES e MODENESI, 2006).

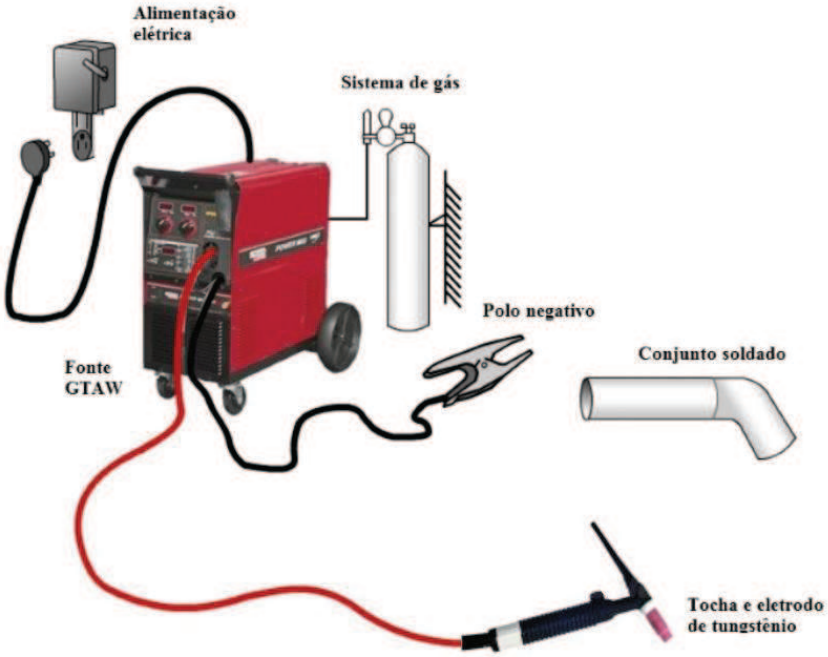


FIGURA 7: Representação esquemática do conjunto utilizado para soldagem GTAW. Fonte: Notas de aula, 2013.

3.3.3.5. Influência dos Parâmetros de Soldagem

O parâmetro mais importante na soldagem TIG é a intensidade de corrente. Quanto maior a corrente, maior é a penetração e a largura do cordão de solda. Quando os outros parâmetros são constantes, o reforço do cordão tende a diminuir com o aumento da corrente. (MARQUES et al, 2014; SENAI, 2013 e KOU, 2003).

Foram realizados diversos estudos sobre a influência do aumento da intensidade de corrente no processo GTAW em um aço inoxidável AISI 304. No estudo, variou-se a corrente de 20 a 60 A, utilizando argônio como gás de proteção. Verificou-se que, quando se elevava a corrente máxima de soldagem, ocorria um aumento na penetração e pouco aumento na largura do cordão de solda (NEVES, 1983).

A velocidade de soldagem é outro parâmetro de extrema importância no processo GTAW. Quando se aumenta a velocidade de soldagem, a penetração e a largura do cordão de solda tendem a diminuir. De uma forma geral, quanto maior a velocidade, melhor a eficiência e a produtividade do processo. No entanto, velocidades de soldagem muito altas podem introduzir descontinuidades no cordão de solda, como falta de fusão e falta de penetração (MARQUES et al, 2014 e MARQUES e MODENESI, 2006).

A vazão do gás de proteção influencia diretamente na qualidade do cordão de solda. Vazão muito baixa resulta em proteção insuficiente, o que pode levar a oxidação do cordão de solda e formação de porosidades. Vazão elevada pode causar turbulência no fluxo de gás, resultando em efeitos semelhantes aos de vazão muito baixa (MARQUES et al, 2014 e KOU, 2003).

A seleção do gás de proteção leva em conta processos químico-metalúrgicos entre os gases e a poça de fusão do MB que ocorrem durante a soldagem. A adição de argônio ao gás hélio pode melhorar a ignição do arco e deixar o arco estável pela energia de ionização do argônio (15,76 eV) ser mais baixa que a do gás hélio (24,58 eV) (LU et al, 2009).

A tensão e o comprimento do arco são variáveis que afetam o processo de soldagem, eles estão diretamente relacionados. Para um dado comprimento do arco, há uma tensão de arco correspondente, geralmente dependente da composição do eletrodo, do processo de soldagem e da fonte de alimentação. Em geral, o aumento da tensão do arco (comprimento do arco) aumenta a largura do cordão e diminui a penetração de soldagem (MARQUES et al, 2014; KOU, 2006 e ASM, 1994).

A polaridade da fonte de soldagem também possui impacto significativo na qualidade da solda. No processo GTAW, geralmente é utilizada a corrente direta, onde o eletrodo de tungstênio tem a polaridade negativa (CCPD- Corrente Contínua com Polaridade Direta). Quando se inverte a polaridade, tem-se o

eletrodo ligado no polo positivo (CCPR – Corrente Contínua com Polaridade Reversa). Para soldagem de aços inoxidáveis é recomendada corrente contínua com polaridade direta, quando o eletrodo está ligado no polo negativo e a peça no positivo. Neste caso, maior é o calor no metal a ser fundido (MB – material de base), proporcionando cordões de solda com penetração maior e largura menor (BITTENCOURT, 1985 e ASM, 1994).

3.4. Soldagem de Aços Inoxidáveis Austeníticos

3.4.1. Soldabilidade de Aços Inoxidáveis Austeníticos

A soldabilidade é a capacidade de um metal ser soldado sob determinadas condições sem a presença de trincas. O limite de soldabilidade é medido pela sensibilidade ao aparecimento de trincas (PADILHA e GUEDES, 2004 e PICKERING, 1983).

Os aços inoxidáveis austeníticos normalmente possuem boa soldabilidade, no entanto, requerem alguns cuidados durante a soldagem. Os aços austeníticos possuem alto coeficiente de expansão térmica, cerca de 50 % a mais que o aço carbono ou das ligas da série 400, exigindo, assim, cuidado para minimizar distorções e o empenamento de peças soldadas (MARQUES e MODENESI, 2006 e LEFFLER, 1998).

A soldagem pode causar a precipitação de carbonetos de cromo em algumas ligas, o que leva a diminuição da resistência à corrosão, quando o material for utilizado em meios químicos agressivos. Algumas ligas são susceptíveis à formação da fase sigma quando sujeitas a determinada faixa de temperatura, pois a permanência nessa temperatura pode causar trincas e diminuir a resistência à corrosão (McGUIRE, 1983 e TAVARES et al, 2008).

A formação de fases intermetálicas, conhecidas como fase-sigma, é um problema severo quando são utilizados aços inoxidáveis austeníticos convencionais em altas temperaturas. A presença da fase-sigma não apenas reduz a resistência à corrosão de materiais pela remoção de cromo e molibdênio da matriz austenítica, mas também deteriora as propriedades mecânicas. Como as propriedades mecânicas e de corrosão controlam a vida útil de componentes fabricados de aços, torna-se importante conhecer quando e em que quantidade

as diferentes fases precipitam nos materiais quando submetidos a elevadas temperaturas (SCHWIND et al, 2000 e TAVARES et al, 2008).

3.4.2. Regiões da Junta Soldada

Os materiais de base (MB), quando submetidos ao processo de soldagem a arco, dão origem às juntas soldadas. A junta soldada é composta de regiões distintas, conhecidas como zona de fusão (ZF) ou metal de solda (MS), zona afetada pelo calor (ZAC) e a zona de ligação (ZL), que é a interface entre a ZF e a ZAC (NEVES, 1983 e KOU, 2006).

3.4.2.1. Material de Base

Os materiais de base podem ser utilizados na condição de encruado, solubilizado ou com algum tratamento térmico aplicável aos aços antes de serem soldados. A soldagem pode ser feita para unir dois materiais de base com adição de material (MA) ou pode ser feita sem adição de material, conhecida como soldagem autógena (PADILHA e GUEDES, 2004 e NEVES, 1983).

3.4.2.2. Zona de Fusão

A zona de fusão é uma região da junta em que os materiais se fundem em consequência da presença de calor gerado na soldagem. Durante o resfriamento ocorre a solidificação e diversos fenômenos podem ser observados, provocando alterações microestruturais e de propriedades mecânicas da junta (PADILHA e GUEDES, 2004; NEVES, 1983 e ASM, 1994).

Na figura 8 é apresentado o Diagrama de Schaeffler, que indica, em condições de equilíbrio, as fases presentes na solidificação durante a soldagem de um aço inoxidável.

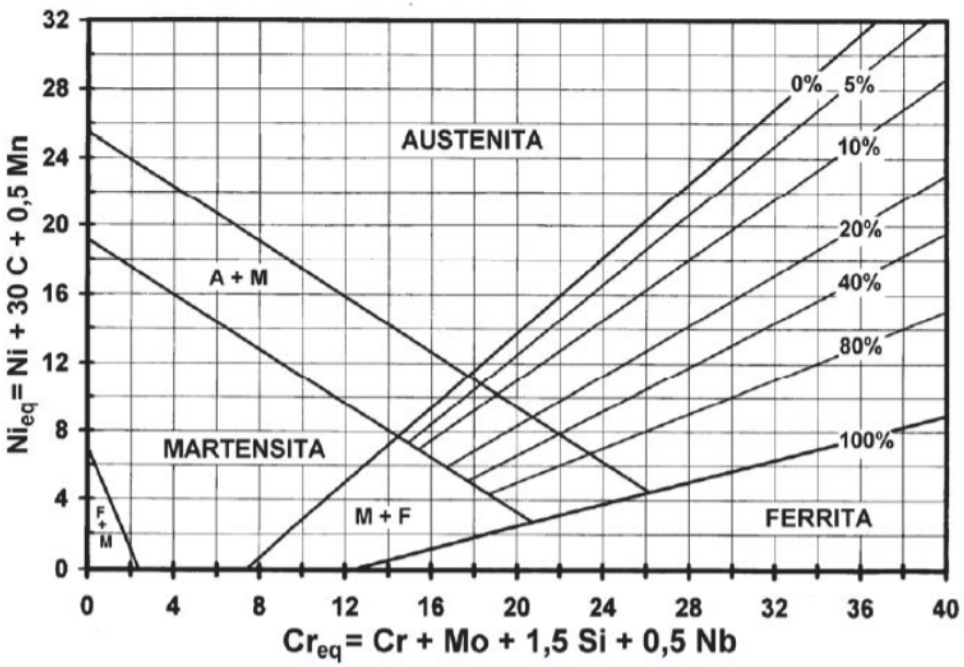


FIGURA 8: Diagrama de Schaeffler. FONTE: LIPPOLD e KOTECKI, 2005.

A microestrutura formada na solidificação da soldagem em aços inoxidáveis austeníticos varia com a composição química dos materiais de base e com a taxa de resfriamento da solda. Os elementos químicos contidos nos materiais são classificados como formadores de ferrita e formadores de austenita. Dependendo do balanço destes elementos, a microestrutura pode ser mais ou menos austenítica. Elementos como cromo, molibdênio, silício, nióbio e alumínio são formadores de ferrita, enquanto os elementos níquel, carbono, nitrogênio e manganês favorecem a formação de austenita (LANCASTER, 1999).

3.4.2.2.1. Diagrama de Schaeffler

O diagrama de Schaeffler é uma forma rápida para a previsão de microestrutura resultante de uma soldagem. O diagrama permite prever a microestrutura da zona fundida com base na sua composição química e não é restrito aos aços inoxidáveis austeníticos, podendo ser usado também para aços ferríticos e martensíticos. Para utilizá-lo, os equivalentes de Cr e Ni devem ser calculados a partir da composição química do MB (vide equações 1 e 2) e a

microestrutura é determinada pela leitura direta no diagrama a partir das coordenadas dos pontos (Cr_{eq}, Ni_{eq}) (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Cromo Equivalente: Cr_{eq} = % Cr + % Mo + 1,5 x % Si + 0,5 x % Nb (1)

Níquel Equivalente: Ni_{eq} = % Ni + 30 x % C + 0,5 x % Mn (2)

Nas aplicações em que as composições dos metais de base e de adição sejam diferentes, o ponto que representa a solda no diagrama está sobre o segmento de reta que une as composições do MB e MA. A posição desse ponto no segmento depende da diluição da solda, ficando mais próximo do metal de adição para soldas de pequena diluição (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 e LANCASTER, 1999). A diluição é entendida como a porcentagem com o metal de base participa do metal de solda ou zona fundida. No caso da solda autógena é assumido o valor de 100% para a diluição.

3.4.2.2.2. Formação de Ferrita Delta (δ)

Os aços inoxidáveis austeníticos são formulados e termomecanicamente processados de forma a apresentarem microestrutura austenítica. No entanto, na soldagem, dependendo do balanço entre os elementos de liga estabilizantes da ferrita e da austenita relação (Cr_{eq}/Ni_{eq}), essas ligas podem apresentar frações significativas de ferrita δ. Essa condição pode ser visualizada no pseudobinário diagrama Fe-Cr-Ni com ferro em 70% na figura 5 (LEFFLER, 1998 e DUPONT, 1991).

A ferrita δ é resultante da participação de elementos “estabilizantes da ferrita” durante a solidificação, processamento termomecânico e velocidade de resfriamento. A presença da ferrita δ em aços inoxidáveis austeníticos trabalhados mecanicamente e totalmente solubilizados deve ser inferior a 3% (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 e LEFFLER, 1998).

A ferrita δ pode ser benéfica ou maléfica, dependendo do local (metal de base ou zona fundida), da fração volumétrica e da aplicação da liga. É importante ressaltar que, embora haja a necessidade de determinada fração volumétrica de ferrita δ nos depósitos de solda austeníticos, a presença dessa

mesma fase no metal de base além de certos limites pode ser completamente indesejável (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 e WEISS, 1972).

Trincas a quente são, provavelmente, os maiores problemas de soldagem, no que diz respeito a defeitos nas soldas dos aços inoxidáveis austeníticos. Estas trincas são provenientes da segregação de filmes líquidos de baixo ponto de fusão nos contornos de grãos durante o último estágio de solidificação. Nos locais onde ocorrem tensões residuais de tração, no final da solidificação e estão em intensidade suficiente para separar estes contornos gerando as trincas (DUPONT, 1991; SAVAGE et al, 1996 e WEISS et al, 1972).

3.4.2.2.3. Trincas de Solidificação

A susceptibilidade dos aços austeníticos a trinca de solidificação depende do modo de solidificação, dos teores de fósforo, enxofre e manganês e da presença de terras raras (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; PADILHA e GUEDES, 2004 e LANCASTER, 1999)

O modo de solidificação é o fator mais importante. Quando a relação Cr_{eq} / Ni_{eq} é menor que 1,48 equação (1) e (2), a solidificação é austenítica e a susceptibilidade a formação de trincas é alto. Com a relação Cr_{eq} / Ni_{eq} compreendida entre 1,5 e 1,95, a solidificação é ferrítica-austenítica, ou seja, as dendritas primárias são ferríticas e transformam-se em austenita por meio de uma reação peritética durante a solidificação. A solidificação ferrítica com nucleação da austenita após a solidificação ocorre com Cr_{eq} / Ni_{eq} maior que 1,95. Nos casos em que a solidificação ocorre como fase ferrítica, menor é a possibilidade de formação de trincas a quente (LANCASTER, 1999).

Na figura 9 é apresentada a relação Cr_{eq} / Ni_{eq} em função do teor de fósforo e enxofre.

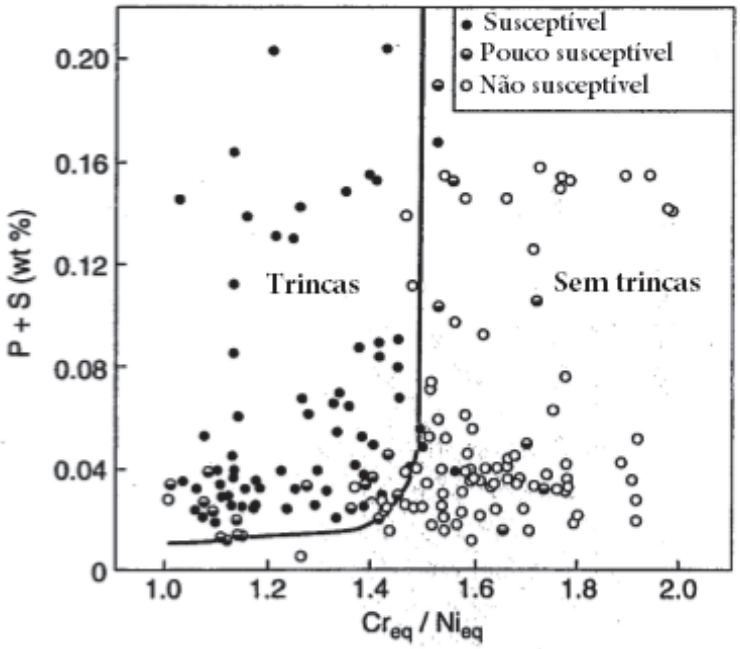


FIGURA 9: A susceptibilidade de trincas na solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos. FONTE: LANCASTER, 1999.

O modo de solidificação ferrítico-austenítico é o mais resistente à trinca, em consequência de dois fatores: a solubilidade do P e S na ferrita é mais alta que na austenita, de modo que estes elementos são, em parte, retidos na ferrita solidificada antes da transformação; e não há contornos austenita-austenita que são susceptíveis, porque são molhados por filmes de sulfetos e fosfetos (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; KOU, 2003 e LANCASTER, 1999).

A presença de pequenas quantidades de ferrita interdendrítica na solidificação austenítica reduz a susceptibilidade a formação das trincas a quente. O controle prático de trincas a quente em soldas de aços inoxidáveis austeníticos baseia-se, principalmente, no teor de ferrita contida na temperatura ambiente. As especificações geralmente recomendam que o teor de ferrita esteja entre 3 e 10 % (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; KOU, 2003; LANCASTER, 1999 e GRONG, 1994).

3.4.2.2.4. Crescimento Epitaxial de Grão

No crescimento epitaxial, os grãos da zona de fusão crescem com a mesma orientação cristalina dos grãos do material de base, favorecendo a continuidade da microestrutura da interface (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 e BERRETTA et al, 2009).

Na figura 10 é mostrada a nucleação do sólido a partir da fase líquida sobre o metal o qual está em contato. Os parâmetros γ_{LS}, γ_{LM}, e γ_{SM} são, respectivamente, as energias de superfície da interface líquido/sólido, líquido/metal e sólido/metal (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 e GRONG, 1994)

A barreira de energia para o sólido nuclear sobre o metal é dada pela equação 3:

$$\Delta G = \frac{4\pi\gamma_{LS}^3 T_m^2}{3(\Delta H_m \Delta T)^2}(2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta) \qquad (3)$$

Onde T_m é a temperatura de fusão, ΔH_m é o calor latente de fusão, ΔT o susbresfriamento abaixo de T_m e Θ o ângulo de contato. Quando o líquido molha o metal completamente, o ângulo de contato é zero. Isto quer dizer que o cristal (sólido) pode nuclear sobre o metal sem ter que vencer a barreira de energia necessária para a nucleação. A barreira de energia pode ser significativa se o metal não estiver disponível ou se o líquido não molhar o metal completamente (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 e GRONG, 1994).

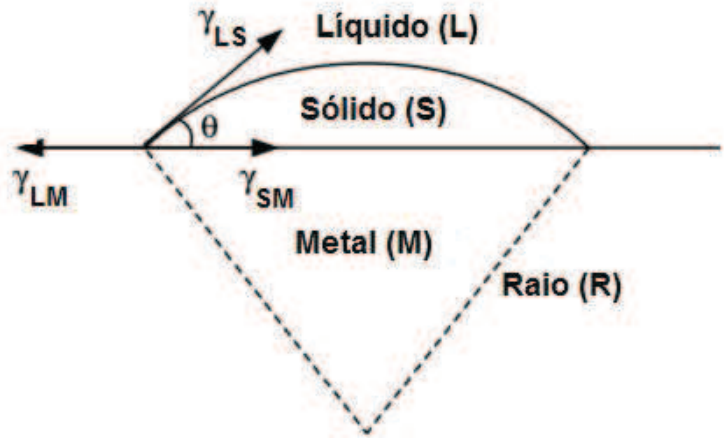


FIGURA 10: Esquema das energias de superfícies envolvidas nas interfaces sólido (S)/líquido (L), metal (M)/ sólido (S) e metal (M)/ líquido (L). FONTE: (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 e GRONG, 1994).

Para o ângulo de molhamento próximo a zero grau, o crescimento de grãos ocorre no sentido do centro da poça de fusão (zona de fusão), por meio dos arranjos (difusão) dos átomos provenientes da fase líquida. O crescimento de grão prossegue na direção paralela ao gradiente máximo de temperatura. A orientação favorável do crescimento dos grãos coincide com a direção do máximo gradiente de temperatura. Os grãos com menor crescimento coincidem com direções menos favoráveis (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 e GRONG, 1994).

Na soldagem autógena, a nucleação ocorre pelo arranjo de átomos do metal líquido sobre os grãos do metal de base sem alterar as direções cristalográficas existentes. Este processo de crescimento mostrado na figura 11 é o chamado crescimento epitaxial de grão (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; BRANDI et al, 1992 e GRONG, 1994). Na figura 11 está representada a orientação do crescimento epitaxial.

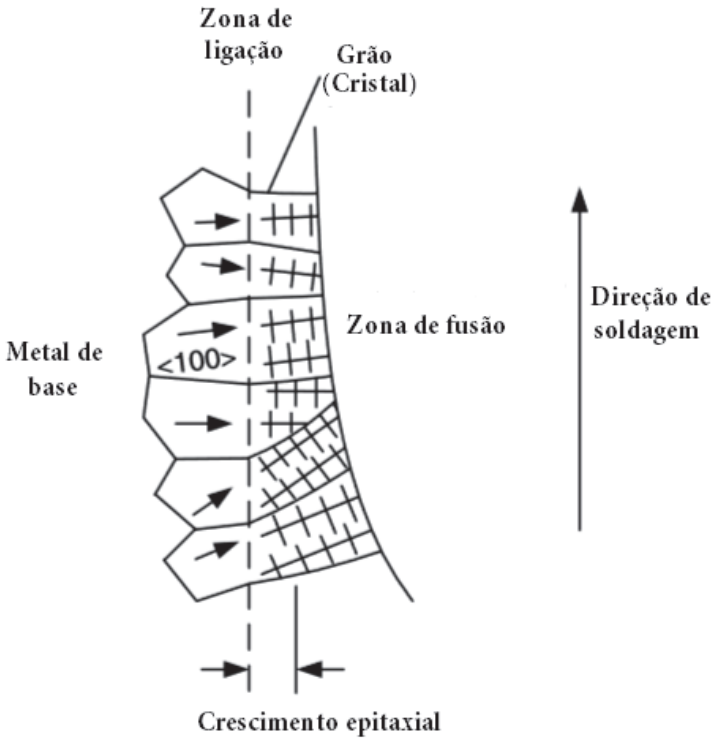


FIGURA 11: Crescimento epitaxial dos grãos próximos à zona de ligação.
FONTE: LIPPOLD e KOTECKI, 2005.

3.4.2.3. Zona de Ligação

A zona de ligação é a interface entre a zona de fusão e a zona afetada pelo calor. Esta região é muito importante na soldagem, pois indica fenômenos que alteram a microestrutura e propriedades da junta soldada, sendo o principal a liquação (NEVES, 1983).

A liquação é uma fusão ao longo dos contornos de grão na zona de ligação. Normalmente resulta da segregação de elementos de impurezas, principalmente enxofre e fósforo, que reduzem a temperatura de fusão no contorno de grão (NEVES, 1983 e DUPONT, 1991).

A trinca por liquação ocorre devido à segregação de impurezas para os contornos de grão em altas temperaturas ou pela liquação constitucional do carboneto de nióbio (NbC) no AISI 347/348 e carboneto de titânio (TiC) no AISI 321. O enxofre é mais prejudicial do que o fósforo com relação a trincas por liquação. A formação da ferrita nos contornos de grão também restringe o crescimento de grão e tem o efeito benéfico na redução da susceptibilidade a formação de trincas (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; LANCASTER, 1999 e DUPONT, 1991).

3.4.2.4. Zona Afetada pelo Calor

A natureza da zona afetada pelo calor depende em aços inoxidáveis austeníticos, da composição e da microestrutura do material de base, além da energia de soldagem e espessura do material. O metal na zona afetada pelo calor passa por um ciclo térmico, o que leva a modificações microestruturais significativas durante a soldagem (LANCASTER, 1999 e LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Na zona afetada pelo calor podem ocorrer fenômenos tais como: crescimento de grão, recristalização, transformação de fases, coalescimento e dissolução de precipitados.

Em materiais de base que foram trabalhados a frio (encruados) ou passaram por algum tratamento de endurecimento, a recristalização e o crescimento de grão pode resultar numa zona afetada pelo calor com menor dureza.

Alguns constituintes podem precipitar-se nos aços inoxidáveis austeníticos por estarem submetidos a temperaturas elevadas nas condições de trabalho. Os carbonetos, as fases intermetálicas e as fases induzidas por deformação são as principais transformações que ocorrem nestes aços (LEFFLER, 1998 e VITEK et al, 1986).

Os precipitados ocorrem nos aços inoxidáveis austeníticos em diversas faixas de temperatura e o seu aparecimento é em função do tempo de permanência na temperatura, da composição química da liga e de tratamentos térmicos ou mecânicos realizados previamente no metal. Os carbonetos e nitretos são os precipitados possíveis de se formarem na zona afetada pelo calor dos aços inoxidáveis austeníticos (BAYRAKTAR et al, 2007; LEFFLER, 1998 e VITEK et al, 1986).

Dentre os carbonetos, o $M_{23}C_6$ é o mais importante, em especial por acarretar a perda de resistência à corrosão intergranular. Sua precipitação ocorre primeiro nas interfaces ferrita-austenita, seguida por rápida precipitação em contorno de grão, maclas coerentes e inclusões não metálicas. Posteriormente, aparecem em maclas coerentes e, finalmente, de forma intergranular. O $M_{23}C_6$ é um carboneto de cromo, mas pode ser substituído pelo Fe ou Mo (BAYRAKTAR et al, 2007; LEFFLER, 1998 e VITEK et al, 1986).

Outro carboneto, o MC, aparece nos aços inoxidáveis austeníticos estabilizados ao Ti ou Nb, como o AISI 321 e o AISI 347/348. Eles evitam a corrosão intergranular, uma vez que, ao formarem o carboneto TiC ou NbC, reduzem o carbono na matriz, diminuindo a possibilidade de formar o $M_{23}C_6$ (BAYRAKTAR et al, 2007; LEFFLER, 1998 e VITEK et al, 1986).

As fases intermetálicas que precipitam nos aços inoxidáveis austeníticos são a fase sigma (σ), a fase Chi (χ) e a fase de Laves (η). O excesso de elementos estabilizantes pode causar a formação destas fases. Elas precipitam em uma faixa de temperatura de 600 º C a 1150 º C. As condições para que isso ocorra são complexas, dependendo da composição química do aço e do histórico de fabricação (tratamento termomecânico) do material (BAYRAKTAR et al, 2007; WEISS et al, 1972 e VITEK et al, 1986).

A fase σ é um composto intermetálico, duro, frágil e não magnético. A estrutura cristalina é tetragonal e apresenta as seguintes composições químicas: FeCr, FeMo, FeCrMo. Esta fase atua de forma significante nas propriedades

mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos, sendo o efeito mais característico o endurecimento e a redução à tenacidade na temperatura ambiente (SCHWIND et al, 2000; BAYRAKTAR et al, 2007 e VITEK et al, 1986).

A fase χ (FeCrMo) pode precipitar em curtos períodos de tempo sucedendo a nucleação de carbonetos, precipitando-se inicialmente nos contornos de grão, a seguir nos contornos de macla incoerente e, finalmente, no interior do grão. Estas fases ocorrem em materiais estabilizados ao Molibdênio (BAYRAKTAR et al, 2007; WEISS et al, 1972 e VITEK et al, 1986).

A fase η (Fe_2Mo, Fe_2Ti e Fe_2Nb) ocorre a partir de tempos bem longos, aparecendo preferencialmente no interior dos grãos e ocasionalmente nos contornos de grão. Estas fases podem se formar nos aços inoxidáveis estabilizados ao Ti e ao Nb (BAYRAKTAR et al, 2007; WEISS et al, 1972 e VITEK et al, 1986).

3.4.3. Descontinuidades em Juntas Soldadas

A descontinuidade em junta soldada pode ser definida como interrupções que ocorrem em uma estrutura soldada, afetando sua homogeneidade física, mecânica e metalúrgica. A descontinuidade pode ser considerada um defeito se suas dimensões, natureza ou efeito combinado tornar a peça inaceitável, não possibilitando à aplicação de medidas corretivas (SENAI, 2013 e NEVES, 1983).

Várias descontinuidades podem ser citadas, tais como: ângulo excessivo do reforço, deformação angular, desalinhamento, falta de fusão, falta de penetração, mordedura, porosidades, rechupe de cratera, inclusão de tungstênio, trincas, dentre outras.

No caso específico de soldagem circunferencial TIG autógena entre tubo e tampão, as descontinuidades, tais como mordedura, rechupe de cratera, falta de penetração, reforço excessivo e contaminação por tungstênio, devem receber especial atenção.

A mordedura acontece quando se aplica uma corrente excessiva em materiais de pouca espessura, fazendo com que haja a fusão do canto vivo do MB, provocando, assim, um defeito na junta. O rechupe de cratera é uma descontinuidade em soldagem circunferencial, quando se termina o cordão de

soldagem com a mesma intensidade de corrente. Neste ponto, tem-se o defeito provocado pela contração do cordão de solda durante a solidificação. A falta de penetração ocorre quando se utiliza baixas correntes combinadas com velocidades altas ou o material com folga superior a 0,1 mm. O reforço excessivo acontece quando utilizamos correntes elevadas em combinação com velocidades baixas. A contaminação pelo eletrodo de tungstênio pode ocorrer quando há o contato do eletrodo com a poça de fusão.

Como mencionado, as trincas a quente formadas durante a solidificação da zona de fusão na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos geram descontinuidades que podem afetar a integridade da junta soldada.

O diagrama de Schaeffler indica também as regiões que podem contribuir para uma futura descontinuidade na soldagem de aços inoxidáveis, conforme figura 12. As regiões podem ser descritas a seguir como:

Região (1): Trinca a Quente ou por perda de ductilidade acima de 1250°C;

Região (2): Formação de fases intermetálicas após aquecimento entre cerca de 500 e 900°C;

Região (3): Crescimento de grão na ZAC;

Região (4): Fragilização e Trinca a frio por formação de martensíta;

Região (5): Na região de coexistência de ferrita e austenita, uma pequena área triangular que não é atingida por nenhum dos problemas indicados.

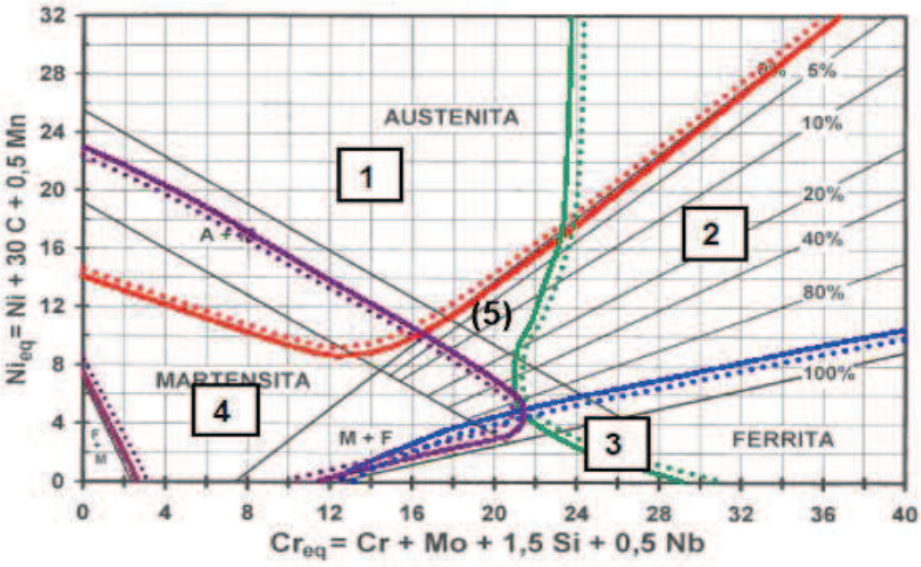


FIGURA 12: Regiões problemáticas durante e soldagem de aços inoxidáveis.
FONTE: DUPONT, 1991.

3.4.4. Propriedades da Junta Soldada

3.4.4.1. Propriedades Mecânicas da Junta Soldada

Conforme LIPPOLD e KOTECKI (2005), os aços inoxidáveis austeníticos são soldados na condição de recozido, laminado a quente ou trabalhado a frio. Em todos as condições citadas, ocorre uma perda de resistência na zona afetada pelo calor. Normalmente, quando se faz um ensaio de tração transversal ao cordão de solda, o corpo de prova falha na zona afetada pelo calor e não na zona fundida. A presença de ferrita na zona fundida age como uma segunda fase e aumenta o nível de resistência mecânica da zona fundida.

As juntas soldadas não devem apresentar descontinuidades ou defeitos que afetam suas propriedades mecânicas ou alteram seu desempenho em serviço. A junta soldada pode apresentar alguns fatores prejudiciais, tais como: mudanças na microestrutura e nas propriedades mecânicas e a presença de elevadas tensões residuais. Dependendo das condições de trabalho e das cargas aplicadas, esses fatores, combinados ou isoladamente, podem levar a falha por diferentes mecanismos (MANSURL et al, 2011).

Conforme Branco et al (BRANCO et al, 1999), uma junta soldada que apresente defeitos mínimos e resistência mecânica compatível com o metal base, pode sofrer ruptura por fadiga a partir de concentradores de tensões causados por descontinuidades geométricas ou defeitos no cordão de solda.

A resistência mecânica dos materiais de base pode ser aumentada mediante alguns mecanismos de endurecimento. A adição de elementos químicos, como nitrogênio e carbono, causa endurecimento por solução sólida, uma vez que, estes elementos ocupam posições intersticiais na rede cristalina da austenita. A deformação a frio também aumenta a resistência mecânica com aumento do limite de escoamento e do limite de resistência. Pode-se citar também o endurecimento causado pela presença da ferrita δ, além do endurecimento por refino de grão dado pelo mecanismo de Hall-Petch (PADILHA e GUEDES, 2004).

3.4.4.2. Propriedades de Corrosão da Junta Soldada

Os aços inoxidáveis austeníticos, quando expostos a determinadas temperaturas de trabalho por longo tempo, podem precipitar carboneto de cromo no contorno de grão, empobrecendo assim a matriz em cromo. Com a diminuição de cromo nesta região, os aços tendem a desenvolver a corrosão intergranular. Para minimizar os efeitos indesejados desta corrosão, é reduzida a quantidade de carbono no material ou adicionado uma pequena quantidade de Ti ou Nb para estabilizar a estrutura. Estes elementos formam carbonetos preferencialmente com o carbono deixando o cromo em solução sólida, conforme indicado na figura 13 (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; COUTINHO, 1992 e PICKERING, 1983).

Os aços estabilizados AISI 347 e AISI 321 trabalhados podem ser utilizados em temperaturas na faixa de 500°C a 800°C, mas para tal devem passar por um tratamento térmico de solubilização. A solubilização deve provocar a precipitação dos carbonetos (NbC ou TiC), retirando todo carbono de solução sólida. (MOURA et al, 2008 e TAVARES et al, 2008).

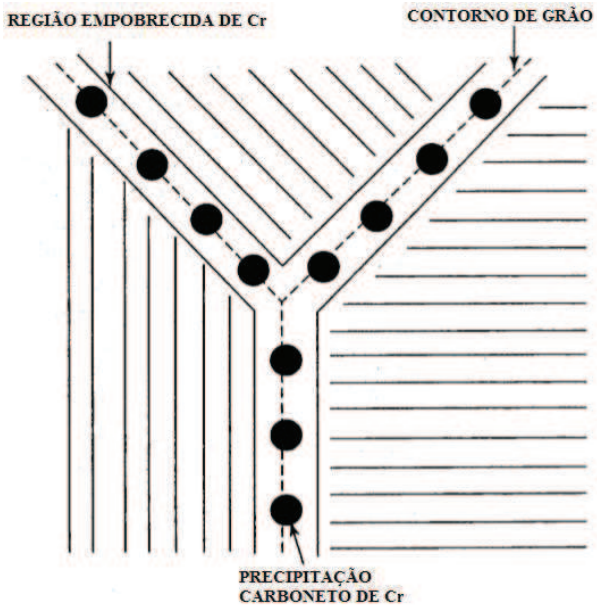


FIGURA 13: Representação esquemática da precipitação de carboneto de Cr no contorno de grão e local de empobrecimento de Cr. FONTE: LIPPOLD e KOTECKI, 2005.

3.5. Influência do Ciclo Nuclear na Vareta Combustível

3.5.1. Aspectos gerais

Fissão nuclear é o resultado da interação entre nêutrons e átomos pesados. O controle da potência é efetuado por meio do balanço na quantidade de nêutrons livres para iniciar o processo de fissão, dos nêutrons perdidos através do processo de captura e da fuga de nêutrons do núcleo (OLIVEIRA, 2003; SAVAGE et al, 1981 e RODRIGUEZ et al, 1971).

Existem três modos de interação entre o nêutron livre e o átomo, importantes para entendimento dos processos envolvidos na irradiação dos materiais presentes nos reatores nucleares, que são: espalhamento, captura e a fissão.

O espalhamento é considerado elástico quando a energia do nêutron é transferida para o átomo sob a forma de energia cinética e inelástica, quando parte da energia do nêutron é transferida para o átomo na forma de energia interna, excitando o átomo. Este processo de interação é de grande importância para os reatores nucleares, pois a obtenção de nêutrons térmicos (nêutron com menor energia) está diretamente relacionada com a manutenção da reação em cadeia da fissão (OLIVEIRA, 2003; SAVAGE et al, 1981; RODRIGUEZ et al, 1971 e STOENESCU, 2005).

Outro modo de interação é a captura, onde o nêutron é capturado pelo átomo, dando origem a um isótopo deste e emitindo o excesso de energia na forma de radiação gama. Esta forma de interação tem grande importância no controle de reatores, pois determina a quantidade de nêutrons livres para a continuidade da reação, sendo mais provável ocorrer quando a interação é realizada com nêutrons de baixa energia do que com os de alta energia (OLIVEIRA, 2003; SAVAGE et al, 1981; RODRIGUEZ et al, 1971 e STOENESCU, 2005).

A fissão ocorre após a absorção do nêutron, onde o núcleo formado divide-se em dois elementos excitados com massas denominados de produtos de fissão, normalmente, na proporção de dois para três. Estes produtos de fissão liberam partículas alfa e beta, nêutrons e raios gama para atingirem o equilíbrio

(OLIVEIRA, 2003; SAVAGE et al, 1981; RODRIGUEZ et al, 1971 e STOENESCU, 2005).

3.5.2. Interação da Radiação com a Matéria

A interação da radiação com a matéria ocorre quando a partícula alfa, beta ou gama, nêutrons e outros íons pesados provenientes dos produtos de fissão atingem o material (CORREA, 1985 e SAVAGE et al, 1981).

A partícula alfa é uma emissão radioativa pouco penetrante pelo seu grande tamanho, pode ser facilmente desacelerada, reduzindo o poder de penetração e produzindo uma ionização muito intensa no meio atingido (SENATORE et al, 2007 e SAVAGE et al, 1981).

A partícula beta tem um poder de penetração maior e um poder de ionização menor que a partícula alfa, devido ao seu tamanho menor, sendo também facilmente desacelerada (SAVAGE et al, 1981 e RODRIGUEZ et al, 1971).

A radiação gama possui uma alta velocidade, igual à da luz, sendo altamente penetrante e difícil de ser desacelerada, tendo um poder de ionização menor que as partículas alfa e beta (CAMARGO, 1980; SAVAGE et al, 1981 e RODRIGUEZ et al, 1971).

Os nêutrons rápidos (En > 100 KeV) têm massa próxima à do átomo de hélio, carga nula, alta velocidade e transportam alta energia.

Os materiais irradiados têm sua microestrutura afetados pelas partículas e pelos produtos de fissão durante o ciclo nuclear. Dependendo da massa e energia cinética das partículas incidentes e das características do material alvo, podem ser pontuais ou provocar uma linha na estrutura cristalina. Na prática, estes deslocamentos são o “inchamento” e a fluência por radiação (CAMARGO, 1980; SAVAGE et al, 1981 e RODRIGUEZ et al, 1971).

Os átomos que constituem as ligas de materiais que desempenham a função estrutural podem reagir, ocasionando segregação microquímica com alteração na matriz (RODRIGUEZ et al, 1971 e STOENESCU, 2005).

A transmutação (transformação de um elemento químico para outro em razão do bombardeio de outra partícula) pode ocorrer produzindo alterações

químicas e físicas, assim os aços aplicados em estruturas podem ter as propriedades mecânicas alteradas. Um exemplo, quando os aços possuem traços do elemento químico boro em sua composição química, dos quais 20 % são isótopos ^{10}B, e um nêutron térmico pode reagir produzindo o elemento químico hélio, conforme equação 4 (RODRIGUEZ et al, 1971 e STOENESCU, 2005). Produzindo assim uma quantidade de hélio que acarreta consequências que são prejudiciais a microestrutura dos materiais.

$$^{10}B + n \longrightarrow {}^{7}Li + {}^{4}He + 2{,}76\ MeV \qquad (4)$$

Alterações microestruturais induzidas pela radiação alteram o comportamento das propriedades mecânicas convencionais, tais como resistência à fadiga, resistência à fluência, tenacidade à fratura, tensão de escoamento e tensão de ruptura. Além disso, produz o surgimento de duas novas propriedades: o inchamento metálico e a estabilidade à radiação (SAVAGE et al, 1981 e RODRIGUEZ et al, 1971).

3.5.3. Fragilização pela Radiação nos Materiais

A passagem de uma partícula pelo interior da matéria pode fazer com que um átomo se torne ionizado pela captura de um nêutron ou provocar um deslocamento, causando uma lacuna no material (THOMAS et al, 1982 e IAEA, 2012).

A interação entre a radiação e a microestrutura dos materiais metálicos ocorre de modo similar, provocando alterações em sua estrutura, modificando propriedades e influenciando no desempenho dos mesmos (STOENESCU, 2005 e THOMAS et al, 1982).

Na figura 14 são apresentados os diversos defeitos na microestrutura de um material quando submetido à irradiação.

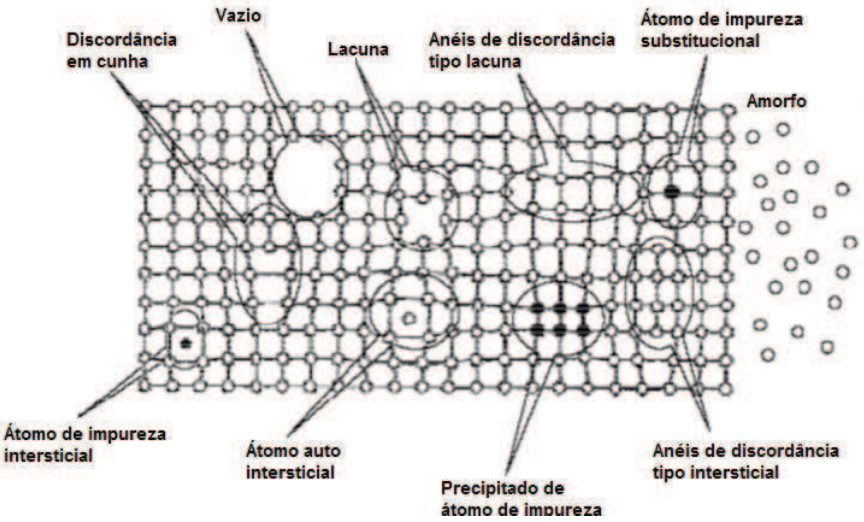


FIGURA 14: Defeitos na estrutura cristalina dos materiais submetidos à irradiação. FONTE: STOENESCU, 2005.

O efeito da radiação sobre alguns materiais metálicos pode entre outros efeitos, aumentar a dureza e outras propriedades mecânicas, como limite elástico e resistência, mas ao mesmo tempo diminuir a ductilidade (THOMAS et al, 1982 e CHUNG et al, 1997).

Os efeitos da radiação demonstrados na tabela 1 abaixo ilustram as consequências da influência da radiação sobre as características de materiais metálicos comuns.

TABELA 1 – Valores de propriedades mecânicas de materiais metálicos alteradas devido à irradiação. FONTE: Adaptado de RODRIGUEZ et al, 1971.

Material	Tensão de Escoamento (MPa)		Tensão de Ruptura (MPa)	
	Antes da Irradiação	Depois da Irradiação	Antes da Irradiação	Depois da Irradiação
Al - 2SH14	125	160	139	188
Fe puro	125	215	250	288
Aço carbono	346	645	520	672

Obs.: A fluência de nêutrons a que foi submetido o material não foi informada na referência.

3.5.3.1. Danos por Irradiação

Durante o processo de fissão em um reator, ocorre emissão de nêutrons e fragmentos de fissão, ambos com muita energia e altas velocidades. Estas partículas penetram no sólido, colidindo com os átomos da rede cristalina do material, dissipando e transferindo, para os átomos da rede, energia por ionização e por colisões do tipo “bola de bilhar”, causando, desta forma, defeitos na estrutura, tais como o Par de Frenkel. Este tipo de defeito pode vir a se aglomerar, formando um defeito de linha como a discordância (CAMARGO, 1980 e RODRIGUEZ et al, 1971).

Outros defeitos são as chamadas zonas empobrecidas, que são áreas de alta densidade de vazios, circundadas por uns poucos defeitos intersticiais próximos e um grande número de defeitos intersticiais distantes, que foram separados por lacunas (CAMARGO, 1980 e CHUNG et al, 1997).

Um outro efeito de irradiação é a absorção de nêutrons com formação de um novo elemento, como é o caso do níquel nos aços inoxidáveis, que se transforma em hélio, conhecido como transmutação (STOENESCU, 2005 e BEESTON, 1980).

Os fenômenos citados anteriormente são os responsáveis pelos danos por irradiação causado nos materiais, cujas principais consequências são: inchamento, fluência por irradiação e endurecimento por irradiação.

No inchamento, a irradiação do material leva à formação de vazios, resultando no aumento das dimensões do sólido. Este tem implicações práticas muito importantes, já que varia com a temperatura e o fluxo de nêutrons, de modo que gradientes de temperatura e fluxo no núcleo do reator resultam em um inchamento não uniforme e distorção de membros estruturais (FROST, 1982; CHUNG et al, 1997 e BEESTON, 1980.).

Em condições normais, as taxas de fluência dos materiais induzidas são baixas, mas, quando submetidos ao fluxo de nêutrons, esta taxa é aumentada, denominando fluência por irradiação (THOMAS et al, 1982; BEESTON, 1980 e REIS, 2014).

Outro mecanismo provocado pela irradiação que pode atuar sobre o material é o endurecimento por irradiação. Alguns materiais metálicos tendem

aumentar a dureza e outras propriedades mecânicas, tais como limite de escoamento e resistência máxima, mas ao mesmo tempo diminuir a ductilidade (THOMAS et al, 1982 e BEESTON, 1980).

THOMAS e BEESTON (1982), realizaram experimentos em reatores nucleares com aço inoxidável AISI 348, na condição recozida. Os tubos foram expostos a um fluxo de radial de nêutrons de 3,37 x 10^{22} n / cm^2, E > 1 MeV a uma temperatura de 300 º C. Foi observado que o AISI 348 desenvolve altas densidades de pequenas bolhas de hélio, anéis de discordâncias de Frank e partículas de fase G (silicato de níquel de estrutura cúbica de face centrada). Estes defeitos causam o aumento do limite de escoamento após a irradiação.

A exposição dos aços inoxidáveis austeníticos a elevadas temperaturas por longos períodos de tempo pode provocar a formação de precipitados, tais como, carbonetos e fase sigma. O aumento da precipitação pode dar início ao fenômeno de sensitização do material e, dependendo do meio, causar a corrosão intergranular (CAMARGO, 1980 e CHUNG et al, 1997).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Material de Base

Os tubos sem costura utilizados para o trabalho foram laminados a frio e solubilizados. As dimensões do tubo para realização do trabalho foram de aproximadamente 10 mm de diâmetro externo e 0,6 mm de espessura.

Os tampões maciços foram usinados a partir da barra cilíndrica de 12 mm de diâmetro. Estas barras foram forjadas e trefiladas com tratamento térmicos intermediários de recristalização e fornecida na condição solubilizada. Os tampões apresentaram geometria indicada na figura 15a e foram preparados para o perfeito encaixe no tubo. Na figura 15b é mostrado o posicionamento do conjunto tubo e tampão.

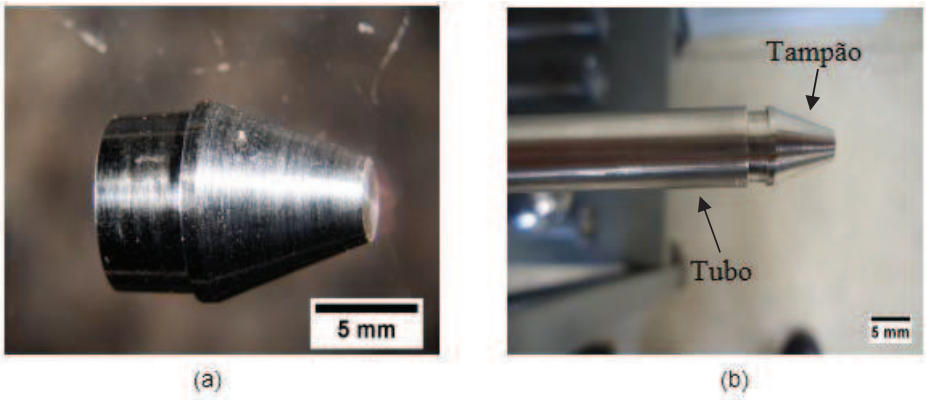


FIGURA 15: a) Geometria do tampão utilizado, b) Detalhe do encaixe por interferência do conjunto tampão-tubo a ser soldado. FONTE: autor

4.2. Composição Química dos Materiais

Neste estudo, empregaram-se tubos sem costura em aço inoxidável de designação AISI 348, que foram soldados pelo processo GTAW aos tampões maciços também de AISI 348.

As composições químicas dos materiais de base (MB) utilizados foram obtidas por análise de combustão direta e fluorescência de raios X, conforme apresentadas na tabela 2.

TABELA 2 – Composição química do tubo e tampão fabricados em aço AISI 348.

Composição química (% em massa)											
Material	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Co	Ta	Nb	Fe
Tubo	0,046	1,93	0,67	0,025	0,003	18,34	9,9	0,07	0,04	0,54	Bal
Tampão	0,044	0,97	0,51	0,035	< ,001	17,24	9,46	0,16	0,04	0,69	Bal
AISI 348	0,08 max	2,0 max	1,0 max	0,04 max	0,03 max	17,00 -19,00	9,00 - 13,00	0,20 max	Nb+Ta ≥ 10 .C Ta max = 0,10		Bal

Fonte: Laboratório de análises químicas do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares.

4.3. Execução da Soldagem

Os tubos foram cortados, posteriormente faceados e não foram utilizados chanfros em seus bordos. Os tampões foram usinados a partir da barra nas dimensões de projeto. Os materiais passaram por processo de lavagem em ultrassom com detergente alcalino apropriado e levados à estufa para secagem.

A soldagem autógena (sem material de adição) foi realizada numa câmara estanque utilizando argônio como gás de proteção, com pressão interna de 0,6 bar. Na figura 16 é mostrado o interior da câmara de soldagem com o eletrodo posicionado sobre a junta antes da realização da soldagem.

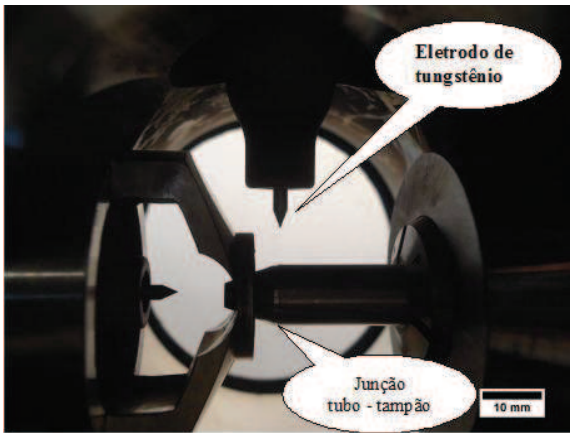


FIGURA 16: Imagem do interior da câmara de soldagem indicando o conjunto tubo e tampão, a tocha GTAW e o eletrodo de tungstênio posicionado sobre a junta. FONTE: autor

A fonte soldagem utilizada é da marca *Miller 350,* com capacidade de corrente até 350 A. Antes de realizar a soldagem na máquina foram realizados três ciclos de vácuo com pressão da ordem de 10^{-2} mbar e pressurização até 0,6 bar. O objetivo é garantir a realização da solda sem a presença de gás, como o oxigênio. O eletrodo não consumível utilizado foi o de tungstênio com 2 % de tória.

O ciclo de soldagem utilizado para realização do trabalho está indicado na figura 17. Foi utilizado um ciclo similar em todas as soldas. A solda era iniciada em sua corrente máxima e mantinha-se o tempo suficiente para uma volta completa para a soldagem, ao fim deste tempo, decaía para corrente de 3 A em 3 segundos. Esta rampa de decaimento foi utilizada para dar o acabamento na solda e evitar a descontinuidade de soldagem conhecida como rechupe de cratera, onde o metal se solidifica, provocando contrações.

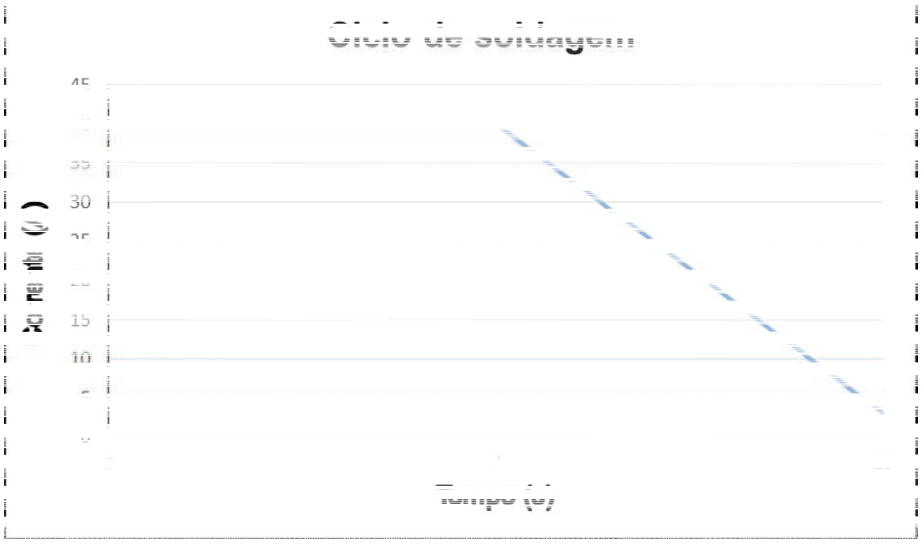


FIGURA 17: Representação do ciclo de soldagem para uma corrente de 40 A e tempo de soldagem 7 segundos. FONTE: autor

O calor imposto foi calculado a partir da equação 5, onde: η = rendimento térmico considerado neste trabalho no valor de 50%, I = corrente, V= tensão e v = velocidade de soldagem (GRONG, 1994 e BRANDI et al, 1992).

$$H = (\eta . I . V) / v \qquad (5)$$

4.4. Parâmetros de Soldagem

Os valores dos parâmetros para realização deste trabalho foram obtidos utilizando, como referência, a soldagem de aço inoxidável AISI 304 para varetas combustíveis (NEVES, 1986). A partir destes valores já conhecidos para o aço AISI 304, foram sendo variados os parâmetros e eliminando aquelas condições que não apresentavam resultados favoráveis. Assim, realizaram-se ensaios preliminares de soldagem em amostras e definiu-se o intervalo de corrente a ser utilizado. Utilizaram-se as intensidades de 15, 25, 40 e 55 A, sendo empregada corrente contínua de polaridade direta (CCPD). Todos os demais parâmetros de soldagem foram mantidos constantes, conforme indicado na tabela 3.

TABELA 3 – Parâmetros mantidos constantes durante a soldagem

Parâmetros soldagem	
Velocidade de rotação (mm/s)	5,1
Tensão de soldagem (Volt)	9
Tempo total de soldagem (s)	10
Pressão interna na câmara (bar)	0,6
Altura eletrodo (mm)	0,6
Posição do eletrodo em relação à junta (mm)	0,3 e 0,1
Diâmetro do eletrodo (mm)	1,5
Ângulo do eletrodo (graus)	30

O objetivo destes testes era descobrir quais as intensidades de corrente seriam utilizadas para realizar a soldagem. Observou-se visualmente que, para correntes de 15 A, o calor gerado na soldagem não era suficiente para fazer a fusão da região tubo e tampão, não formando assim, um cordão de solda totalmente uniforme. Em correntes superiores a 55 A, observou-se cordões de solda extremamente largos, em razão do calor excessivo. Portanto, as correntes selecionadas neste trabalho ficaram acima 15 A e abaixo de 55 A.

Posteriormente, foram realizadas novas soldagens nas correntes de 20, 25, 30, 35 e 40 A com velocidades diferentes. Utilizou-se para cada corrente

três velocidades diferentes, respectivamente, de 5,1 mm/s (valor nominal), 4,3 mm/s (20 % menor) e 6,4 mm/s (20 % maior), para estudar a influência da velocidade de soldagem na geometria do cordão.

Nas soldagens realizadas com variação de velocidade, adotou-se a distância de afastamento lateral do eletrodo em relação à junta de 0,3 e 0,1 mm, respectivamente. Na tabela 4 estão indicadas as 15 condições utilizadas neste estudo.

TABELA 4 - Valores de corrente e velocidade utilizados para soldagem

Corrente (A)	20	25	30	35	40
Velocidade (mm/s)	4,3	4,3	4,3	4,3	4,3
	5,1	5,1	5,1	5,1	5,1
	6,4	6,4	6,4	6,4	6,4

4.5. Caracterização Microestrutural

4.5.1. Preparação Metalográfica e Análise da Microestrutura

As amostras soldadas foram cortadas na seção longitudinal, em equipamento de corte de precisão, e embutidas em baquelite. A preparação metalográfica foi realizada usando a sequência de lixas #220, #320, #400, #600, #800 e #1200. Foram lavadas ao ultrassom e, posteriormente, submetidas ao polimento com pasta de diamante, empregando-se, respectivamente, as granulometrias de 6 μm, 3 μm e 1 μm. Após o polimento, foi realizado ataque eletrolítico, numa solução de 50% ácido nítrico e 50% água, voltagem de 2,5 V e tempo de aproximadamente 120 segundos para a revelação geral da microestrutura.

A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), utilizando a técnica EDS (espectroscopia de energia dispersiva) para análise semi-quantitativa dos constituintes presentes nas diversas regiões da junta.

4.5.2. Medida da Geometria da Solda

Na figura 18 está indicada como foi medida a profundidade de penetração (P), a largura do cordão de solda (L) e a altura do reforço (H), utilizando o programa "*imageJ*". O reforço da solda é um parâmetro de controle importante, e o valor máximo é de 0,15 mm. Este valor não pode ser superior, pois, na etapa de montagem quando a vareta combustível é introduzida no elemento combustível um maior reforço da solda danifica a mola da grade espaçadora. A mola tem a função de segurar as varetas dentro do elemento combustível, e quando a vareta é introduzida com reforço da solda protuberante, a mola sofre deformação plástica, perdendo assim sua função, além de poder riscar o tubo.

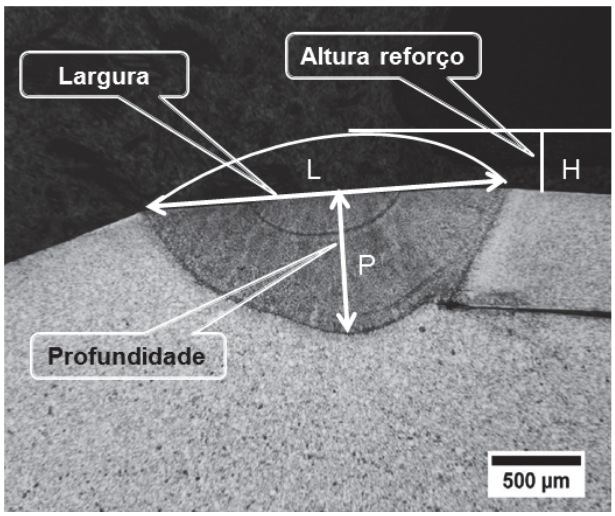


FIGURA 18: Indicação dos locais das medidas de largura, profundidade e altura do reforço no cordão de solda. FONTE: autor

4.5.3. Medida do Tamanho de Grão

Os tamanhos de grão da zona afetada pelo calor (ZAC) do tubo e do tampão foram medidos empregando-se o método do intercepto de contorno de grão, tomando por base a norma ASTM E 112 (2005). Neste método, foram traçados círculos sobrepostos nas imagens obtidas da microestrutura, contaram-se o número das intersecções do círculo com os contornos de grão e os

resultados da contagem foram divididos pelo perímetro do círculo. O inverso deste quociente é denominado por intercepto linear (L). O número de tamanho de grão ASTM (G) é calculado pela equação 6.

$$G = - 3{,}2877 - [6{,}6439 \times \log L] \quad (6)$$

4.5.4. Medida da Ferrita Delta

A microestrutura da ferrita δ foi revelada utilizando uma solução de metabisulfito de potássio e bifluoreto de amônio e tempo de ataque de aproximadamente dois minutos. Anteriormente, foi utilizado também uma solução eletrolítica de NaOH a 20 % por aproximadamente 3 minutos, mas ocorria um ataque pronunciado da ferrita δ.

A medida da ferrita delta foi realizada utilizando a norma ASTM E 562 (2005), na qual foi utilizada o método da contagem dos pontos. Neste método, a quantificação da fração volumétrica dos constituintes é feita pela sobreposição de uma malha de reticulados de pontos sistemáticos sobre uma micrografia atacada e com as fases reveladas. Deste modo, faz-se a contagem dos pontos (cruzamento das linhas) que estão localizados sobre um determinado constituinte (x) em análise em relação ao total de pontos traçados (P), conforme figura 19. Para fazer análise das micrografias foi utilizado o software "*imageJ".*

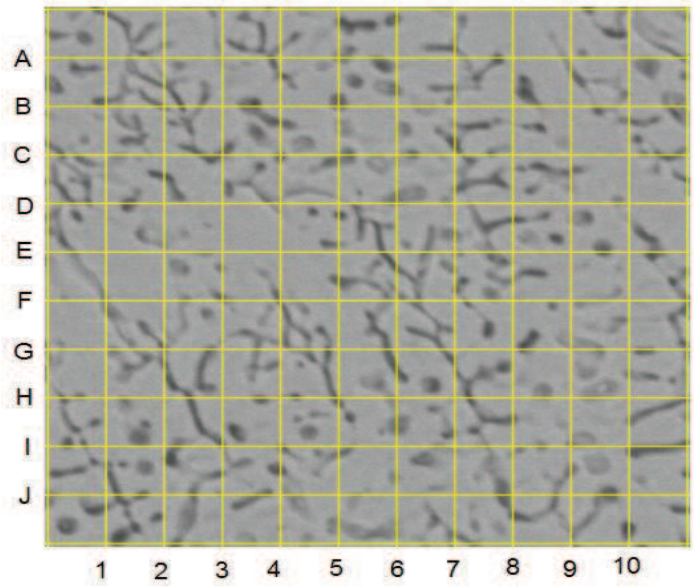


FIGURA 19: Malha de reticulados sobreposta à microestrutura. FONTE: autor

Para o cálculo da porcentagem de ferrita delta (% Fase) foi utilizada a equação 7:

$$\% \, Fase = \frac{np}{P} \qquad (7)$$

np é o número de pontos correspondente a fase

P é o número total de pontos utilizados no ensaio

A ferrita delta foi medida também com auxílio de um ferritoscópio. Este aparelho gera um campo magnético para determinar a quantidade de ferrita contida na amostra. O campo magnético é gerado por uma resistência que interage com os componentes magnéticos presentes na amostra a ser avaliada. A mudança no campo magnético gera uma voltagem numa resistência secundária, proporcional à quantidade de ferrita da amostra. Todos os componentes magnéticos da matriz são reconhecidos. O princípio de funcionamento está representado na figura 20 (SOUZA et al, 2013).

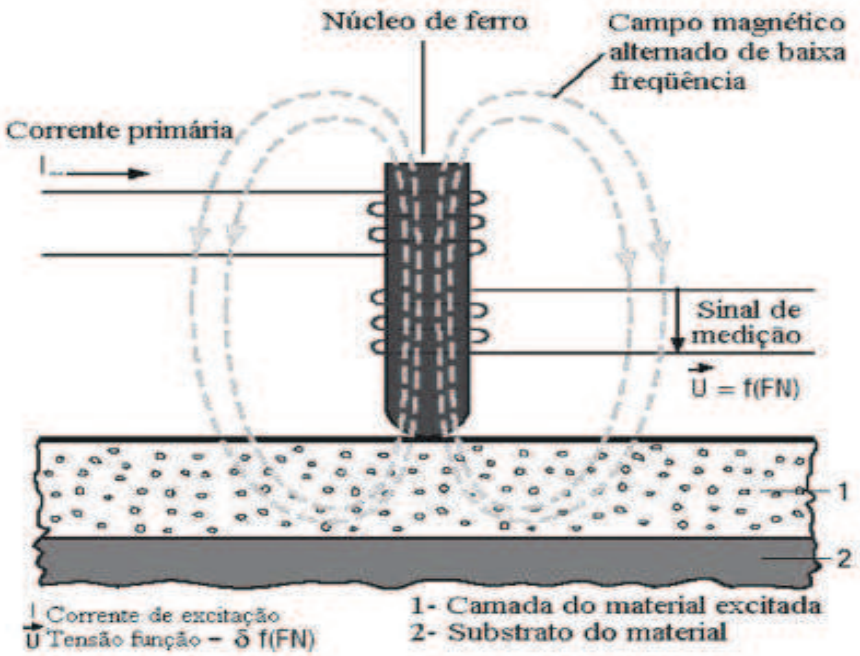


FIGURA 20: Esquema aparelho utilizado para medir a ferrita delta. FONTE: SOUZA, 2013.

Para comprovar se as fases atacadas eram de ferrita delta, foi utilizada a microscopia eletrônica de varredura com auxílio da técnica EDS. Essa técnica foi utilizada para verificar se a fase atacada era realmente de ferrita delta ou algum composto de mesma coloração. Assim, foi medida a porcentagem de cromo e níquel sobre a fase contrastante com a matriz.

4.6. Ensaios Não Destrutivos

4.6.1. Exame Visual

As amostras soldadas passaram por ensaio não destrutivo de inspeção visual com auxílio de uma lupa de 12x de aumento. Foi utilizada a norma NS-EN 970 (1998) para realização do exame visual. O objetivo da inspeção é observar a ocorrência de descontinuidades no cordão de solda tais como mordeduras, porosidades e trincas superficiais.

4.6.2. Exame Dimensional

O exame dimensional para verificar a altura do reforço da solda foi realizado utilizando um calibre com dimensão de 0,15 mm maior que o diâmetro externo do tubo. Assim, o diâmetro interno máximo do calibre é de 9,95 mm.

A altura do reforço da solda pode ser medida utilizando também a microscopia ótica, conforme indicado na figura 18.

4.6.3. Ensaio por Líquido Penetrante

O ensaio por líquido penetrante é utilizado para detectar trincas, vazios e poros, dentre outros defeitos superficiais. O ensaio foi realizado conforme a norma ASTM E 165 (2012), que consiste em submeter a solda com a superfície isenta de resíduos (óleo, pós, dentre outros) a um líquido penetrante de cor escura por um tempo de 30 minutos. Após este tempo, é realizada a limpeza da junta soldada, aplica-se o líquido revelador de cor branca e aguarda-se 20 minutos. O líquido penetrante revelado, após a secagem, pode indicar se há algum defeito superficial no cordão de solda.

4.6.4. Ensaio de Estanqueidade por Fuga de Gás Hélio

O ensaio de estanqueidade por fuga de gás hélio consiste em avaliar, num equipamento com espectrômetro de gás hélio, se a junta soldada apresentou vazamentos extremamente pequenos. O conjunto soldado foi acoplado à máquina, de forma que a parte do tubo fique inserida na parte interna sob vácuo. Utilizou-se então o gás hélio sobre o cordão de solda. Caso haja algum vazamento, o equipamento detecta a entrada de hélio e emite um sinal sonoro.

O critério de aceitação para que o ensaio seja aprovado ocorre quando a vareta soldada não atinge vazamento superior a $1,0 \times 10^{-7}$ mbar l/s.

Foram ensaiadas 4 amostras soldadas com 25, 30, 35 e 40 A. A máquina analisa amostra por amostra, não sendo possível acoplar mais de um corpo soldado junto à máquina.

4.6.5. Ensaio por Raios X

Os ensaios não destrutivos de raios X realizados nas juntas de soldagens foram executados em conformidade com a norma ASTM E 1032 (2012).

Foram realizadas duas radiografias por solda, separadas uma da outra por 90°. O ensaio por raios X é sensível para ensaios de descontinuidades internas. Descontinuidades como porosidades, inclusões de tungstênio, trincas e vazios são detectadas por este ensaio.

4.7. Ensaios Destrutivos

4.7.1. Medida da Microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado conforme a norma ASTM E 384 (2013), com auxílio de um microdurômetro instrumentado da marca "*Fischer*". O ensaio de microdureza foi utilizado para traçar um perfil axial de dureza a partir da zona fundida, passando pela zona de ligação e pela zona afetada pelo calor até o metal de base, onde o material não foi afetado pelo calor. Foi traçado também o perfil radial de microdureza, a partir da zona de fusão, passando pela zona afetada pelo calor até o material de base do tampão. Na figura 21 são mostradas esquematicamente o perfil axial e radial dos valores de

dureza obtidos nas amostras. No ensaio de microdureza foi utilizada a carga de 300 mN e tempo de marcação de 10 segundos por medida.

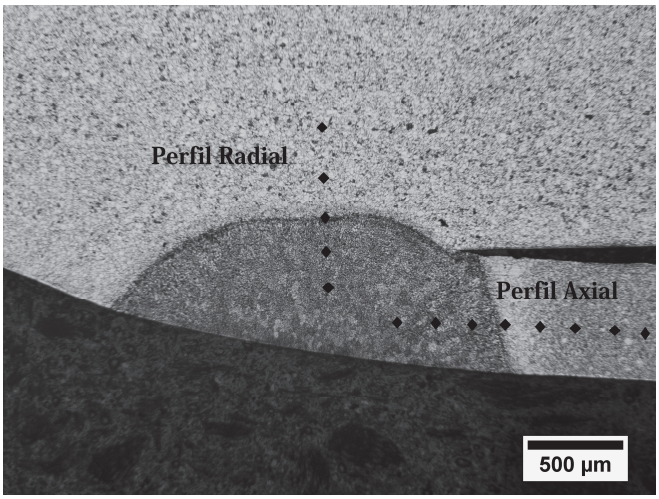


FIGURA 21: Representação esquemática dos perfis de microdureza Vickers.
FONTE: autor

4.7.2. Ensaio de Tração

Os ensaios foram realizados na máquina de ensaios mecânicos Instron modelo 1331 com célula de carga de 100 kN. A velocidade do ensaio foi de 0,5 mm/min. O ensaio mecânico de tração do conjunto tubo-tampão não é normalizado, no entanto, o ensaio foi conduzido para se aproximar ao máximo dos requisitos da norma ASTM E 8M (2013). Um plug maciço foi posicionado na parte interna do tubo para evitar o seu amassamento pelas garras da máquina, conforme a norma de ensaios mecânicos ASTM E 8M (2013).

Na figura 22 são mostradas imagens dos tampões fabricados com prolongamento e rosca na extremidade para atender os ensaios mecânicos de tração e de fadiga.

FIGURA 22: Tampões utilizados no ensaio de tração, a) tampões com rosca, b) conjunto soldado e o plug utilizado na parte interna do tubo. FONTE: autor

Na figura 23 é apresentado o corpo de prova durante o ensaio de tração. Na figura 23a é mostrado a máquina de ensaio mecânico de tração pronta para a realização do ensaio e na figura 23b, o detalhe do corpo de prova posicionado entre as duas garras da máquina.

FIGURA 23: Ensaio de tração, a) Máquina de ensaio mecânico, b) Detalhe do corpo de prova posicionado. FONTE: autor

Foram ensaiadas três amostras soldadas para cada corrente escolhida. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente.

Foram ensaiadas amostras soldadas com variação de corrente entre 25, 30 e 40 A, velocidade de soldagem de 5,1 mm/s e com deslocamento lateral

do eletrodo variando de 0,1 a 0,3 mm em direção ao tampão, conforme visualizado na tabela 5.

TABELA 5: Valores utilizados para ensaio de tração

Corrente (A)	Deslocamento lateral do eletrodo (mm)
25	0,3
40	0,3
30	0,1
40	0,1

4.7.3. Ensaio de Fadiga

O ensaio de fadiga na solda da vareta combustível foi realizado com objetivo de simular a influência das variações de pressão interna no tubo sobre o cordão de solda. Estas variações são geradas pelas rampas de potência em reatores nucleares utilizados como propulsores de embarcações navais.

O reator nuclear do LABGENE tem características particulares, como variações de potência durante sua operação, quando comparado com transiente operacional típicos de reatores PWR.

Os reatores PWR comerciais de potência para geração de energia elétrica trabalham em regime estacionário, ou seja, a potência é levada para um determinado nível e mantida constante em toda a sua operação, conforme figura 24.

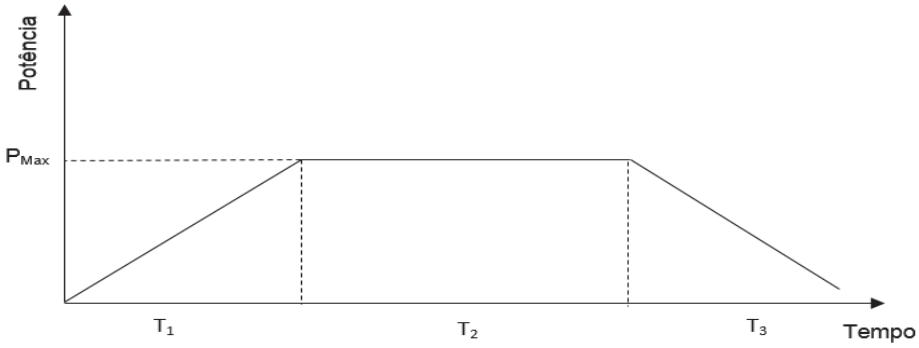


FIGURA 24: Gráfico representativo da rampa de potência de reatores PWR comerciais. FONTE: ELETRONUCLEAR, 2015.

Nestes reatores, a potência é levada para o nível máximo e pode permanecer assim por vários meses até uma parada programada de manutenção. Nas paradas de manutenção programadas, o desligamento do reator e o seu novo acionamento até atingir a potência máxima é caracterizada por uma rampa de potência suave.

Em reatores nucleares utilizados para propulsão naval, como é o caso do LABGENE, inúmeras rampas de potência serão realizadas durante sua vida útil para obter diversos níveis de potência, conforme visualizado na figura 25.

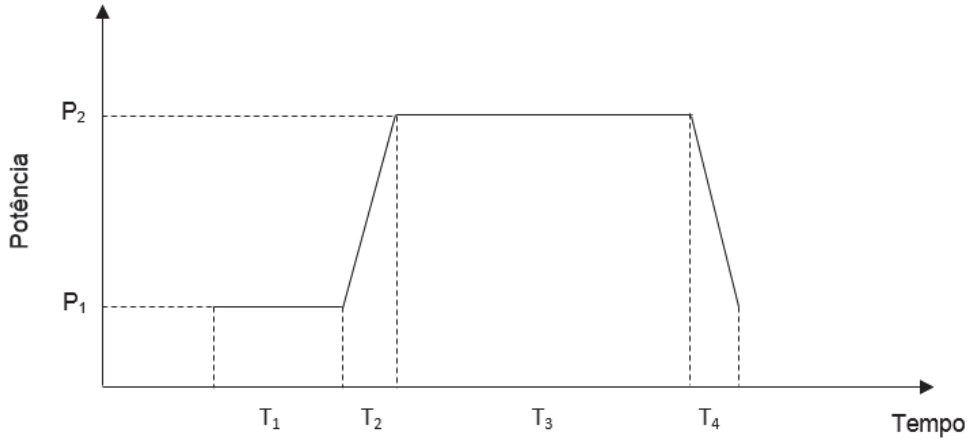


FIGURA 25: Gráfico representativo da rampa de potência de um reator usado como propulsor de embarcação naval. FONTE: CTMSP, 2014.

As embarcações com propulsão nuclear podem ser solicitadas a executar rápidas manobras a qualquer momento. Assim, faz-se necessário que o reator atinja potência máxima em poucos segundos, isto é, rampas de potência com alta inclinação. Estas rampas de potência para aceleração e desaceleração da embarcação são empregadas durante toda a vida útil do combustível nuclear.

Em um curto espaço de tempo, aumenta a queima do combustível nuclear, aumentando assim a temperatura interna, o volume de gás interno e, consequentemente, a pressão interna dentro da vareta combustível.

Na tabela 6 são apresentados exemplos de valores utilizados para simular as rampas de potência. O tempo de subida simulado foi de 60 segundos para atingir 100 % potência.

As simulações de rampa foram obtidas com auxílio de um programa específico. O fluxo de nêutrons foi mantido constante e foram utilizadas diversas taxas de queima do combustível.

TABELA 6 – Valores dos parâmetros utilizados para simulação das rampas

Parâmetros	Símbolo	Valor	Dimensão
Baixa potência	P1	30	%
Alta potência	P2	100	%
Tempo permanência em baixa potência	T1	2	dias
Tempo de subida de rampa	T2	60	seg
Tempo permanência em alta potência	T3	10	dias
Tempo de descida de rampa	T4	30	seg
Produção de gás de fissão	---	33,49	cm^3
Número de rampas	NR	4	---

FONTE: CTMSP, 2014

A simulação foi realizada no meio de vida do combustível nuclear. A pressão externa é mantida constante, enquanto a pressão interna inicia-se a partir de 4,92 MPa no início de vida útil e diminui para 4,4 MPa no meio de vida, no início da rampa. A pressão interna na potência máxima aumenta para 5,05 MPa, com oscilações de mesma amplitude de 0,65 MPa durante a simulação de rampas. A pressão interna da vareta combustível no fim de vida é de 4,58 MPa, conforme verificado na figura 26.

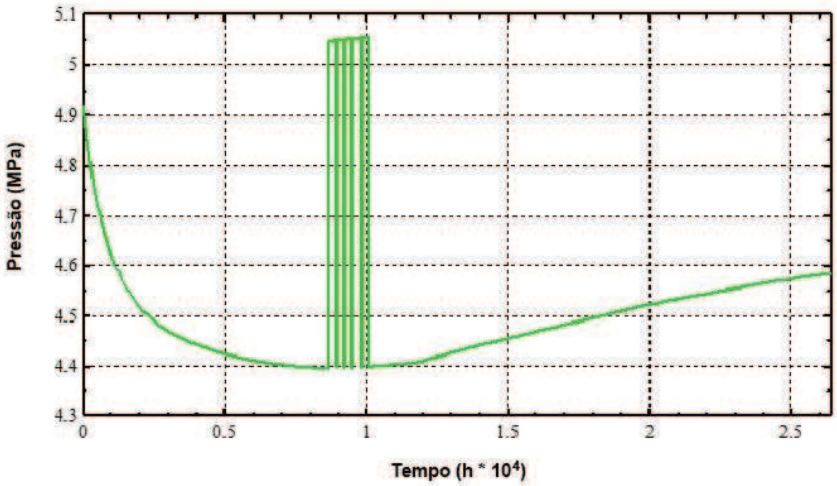


FIGURA 26: Variação da pressão interna da vareta combustível durante a simulação de rampas de potência. FONTE: CTMSP, 2014.

A mudança na pressão interna da vareta combustível é função da liberação de gás de fissão durante a queima, variação do gap geométrico e aumento da temperatura no interior da vareta combustível.

A variação da pressão interna na vareta combustível causa variação na força de tração e, no momento (M), na região da solda, fazendo com que haja variação na concentração de tensões nesta região.

As rampas de potência causam uma rápida elevação de temperatura na pastilha combustível, conforme pode ser visto na figura 27. As condições de projeto indicam a temperatura na parte interna do revestimento de 300 ± 20 º C e na parte externa do revestimento de 280 ± 20 ºC. Este fato, adicionado às condições presentes na pastilha com alta queima, tendem a acelerar de forma acentuada o processo de liberação de gases de fissão e, consequentemente, a variação na pressão interna.

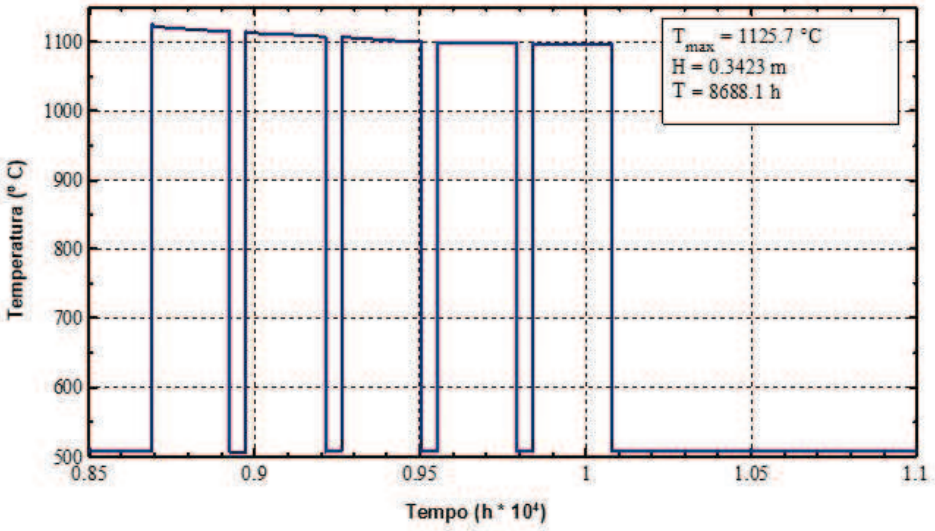


FIGURA 27: Temperatura no centro da pastilha combustível durante a simulação das rampas de potência. FONTE: CTMSP, 2014.

Em operação de alguns reatores é observada a fadiga de baixo ciclo, ou seja, as tensões são altas quando o material é solicitado em rampas de aceleração com baixa frequência.

O ensaio de fadiga foi realizado com variação de tensão dentro do limite elástico do material, em torno de 90 % do limite de escoamento (LE = 320 MPa), com amplitude de 155 MPa. Este valor foi obtido a partir do limite de escoamento (σ_{esc}) médio da junta soldada, que é de 352 MPa, para evitar que o material trabalhe no regime plástico e ocorram deformações na junta soldada. Foi utilizada a frequência de 12 Hz no ensaio.

Na figura 28 é mostrada a curva representativa da tensão utilizada nos ensaios mecânicos de tração e fadiga. Na figura 28a é indicado a carga dentro do limite elástico do material e, em 28b, os limites da senóide com ciclos de tração no material.

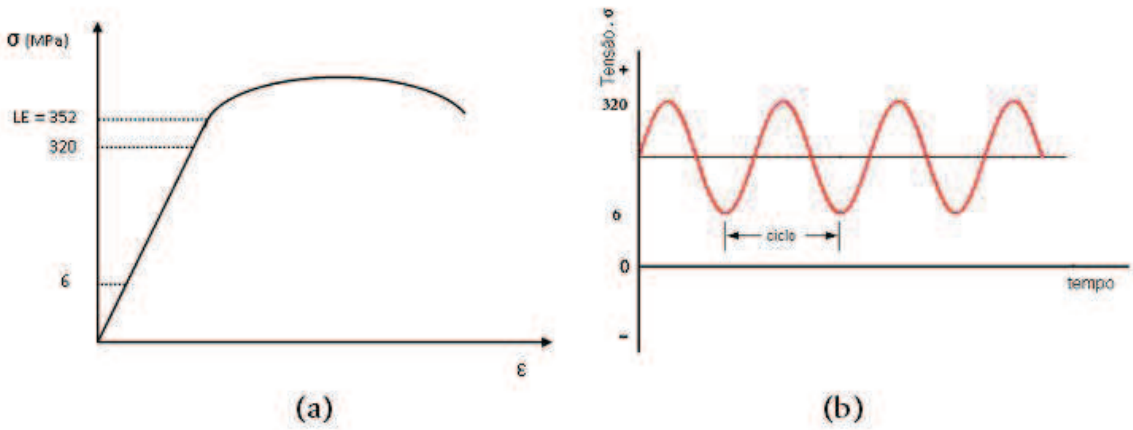


Figura 28: Representação da tensão utilizada, a) Curva de tração indicando o limite de tensão, b) Ciclos de tração durante o ensaio de fadiga

O ensaio de fadiga foi realizado na mesma máquina de ensaios mecânicos utilizada para o ensaio de tração. Os tampões utilizados possuem mesma geometria daqueles utilizados para ensaio mecânico de tração, conforme mostrado na figura 22.

4.7.4. Ensaio de Arrebentamento

O ensaio de arrebentamento da vareta soldada foi realizado conforme a norma ASTM B 811 (2013). Esta norma é utilizada para tubos de zircaloy, mas também se aplica para tubos de aço inoxidável.

O método consiste em pressurizar uma vareta soldada com tampão em uma das extremidades, utilizando óleo mineral como fluido no ensaio. Para a realização do ensaio, utilizou-se o sistema hidráulico da máquina de ensaio mecânico Instron com capacidade de 3000 psi. O pistão desloca e faz pressão sobre o fluído. O óleo então é pressurizado dentro da vareta soldada. A leitura da pressão é realizada no manômetro acoplado na tubulação de óleo.

Conforme especificação do projeto, o arrebentamento deve ser no mínimo a 1 mm do cordão de solda para que seja aprovado.

Foram ensaiadas três amostras nas correntes de 30 e 40 A. Foi registrado a pressão de arrebentamento, bem como a distância da ruptura do cordão de solda.

A partir dos dados dimensionais do tubo e da pressão máxima, calculou-se a tensão de ruptura, conforme equação 8. As dimensões dos tubos ensaiados foram, respectivamente, diâmetro médio de 9,8 mm e espessura mínima de 0,58 mm.

$$\sigma_{rup} = (P*D)/2t, \quad (8)$$

onde:

σ_{rup} é a tensão de ruptura em MPa

P é a pressão máxima de arrebentamento em MPa

D é o diâmetro do tubo em mm

t é a espessura mínima em mm

4.7.5. Ensaio de Corrosão Intergranular

A análise de susceptibilidade à corrosão intergranular foi realizada com base na norma ASTM A 262 (2014). O ensaio de corrosão foi realizado com base na prática “A”, que consistiu em ataque com solução aquosa com ácido oxálico a 10 % em peso, densidade de corrente de 1 A/cm^2 e tempo de ataque de 90 segundos. As análises foram realizadas por microscopia óptica com aumento de 200 x e 500 x e as imagens obtidas foram comparadas com as sugeridas pela norma.

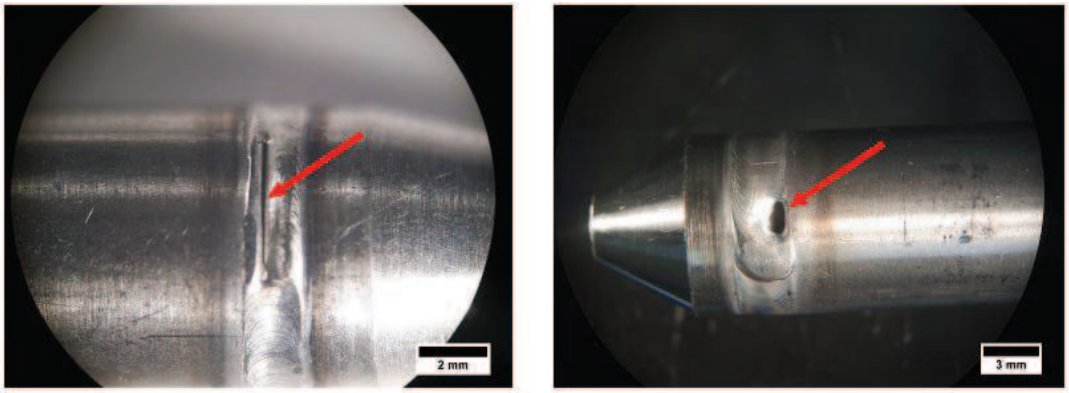
Conforme esta norma, os materiais que apresentarem estruturas em “degraus” ou em “degraus” e “valas”, mas que não estão completamente circundados por carbonetos, são considerados aprovados na prática “A”. O material é reprovado caso haja um grão completamente circundado por um ataque mais profundo (valas). Neste caso, o material deve ser submetido a um novo ensaio com solução específica de ácido quente.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Ensaios Não Destrutivos

Os cordões de solda foram analisados pela introdução em um calibre tipo *passa-não-passa* com diâmetro máximo definido. Amostras soldadas com correntes de até 40 A foram aprovadas, ou seja, a altura do reforço estava dentro do limite máximo de 0,15 mm. As amostras soldadas com correntes superiores a 40 A, respectivamente 45, 50 e 55 A, apresentaram altura do reforço superior ao especificado, conforme tabela 7. Maiores correntes provocaram aumento do reforço da solda.

A soldagem com intensidade de correntes de 15 A e superiores a 40 A indicaram cordões com aspecto descontínuo na superfície, conforme visualizado na figura 29, respectivamente pelo baixo e elevado calor da região fundida.



(a) (b)

FIGURA 29: Cordões de solda com descontinuidades, a) corrente 15 A, b) corrente 55 A. FONTE: autor

O perfeito encaixe entre o tubo e o tampão é importante para evitar defeitos como o mostrado na figura 29a. A folga excessiva é provocada quando os dois materiais de base não estão perfeitamente encaixados, quando da falta precisão dimensional na usinagem dos componentes. Esta descontinuidade é intensificada pela diminuição da corrente de soldagem, que pode provocar diminuição do volume de metal fundido no cordão. O ensaio não destrutivo de inspeção visual é utilizado para verificar defeitos como este.

Na figura 29b é observada uma perfuração da junta, quando são utilizadas correntes de soldagens altas, provocando a fusão total da espessura do tubo em razão do aporte de calor excessivo.

Entre as condições de 20, 25, 30, 35 e 40 A, todas as amostras soldadas passaram pelo ensaio não destrutivo de inspeção visual e líquido penetrante e não apresentaram descontinuidades superficiais. As amostras soldadas nas diversas correntes foram aprovadas, conforme mostrado na figura 30. Nesta etapa, selecionaram-se as condições de 30 e 40 A, com velocidade de 5,1 mm/s, em razão dos resultados obtidos na tabela 7 e figura 30.

Na figura 30a é possível observar a diferença entre os cordões para amostras soldadas com 30 e 40 A. O cordão de solda para a corrente de 40 A apresenta maior largura quando comparado com a corrente de 30 A, em virtude do maior aporte de calor aplicado.

Na figura 30b são apresentados os mesmos cordões indicando o acabamento da solda. Durante a soldagem, após uma volta completa no tubo, é realizada uma rampa com um decréscimo na corrente até o arco se extinguir completamente. Esta rampa, com duração de três segundos, é uma sobreposição em 50 % do cordão de solda para melhorar o acabamento da superfície do cordão no final da soldagem.

Estas amostras foram submetidas ao ensaio de estanqueidade por fuga de gás hélio e nenhum dos cordões soldados nas correntes de 30 e 40 A apresentaram taxa de vazamento superior a $1,0 \times 10^{-7}$ mbar l/s.

Os ensaios por raios X realizados nas amostras com corrente de 30 e 40 A não apresentaram defeitos detectados por exames radiográficos, conforme pode ser observado nas figuras 30c e 30d. As amostras soldadas não apresentaram defeitos internos, tais como: poros, inclusões de tungstênio, falta de fusão, trincas e outras descontinuidades características do processo de soldagem GTAW.

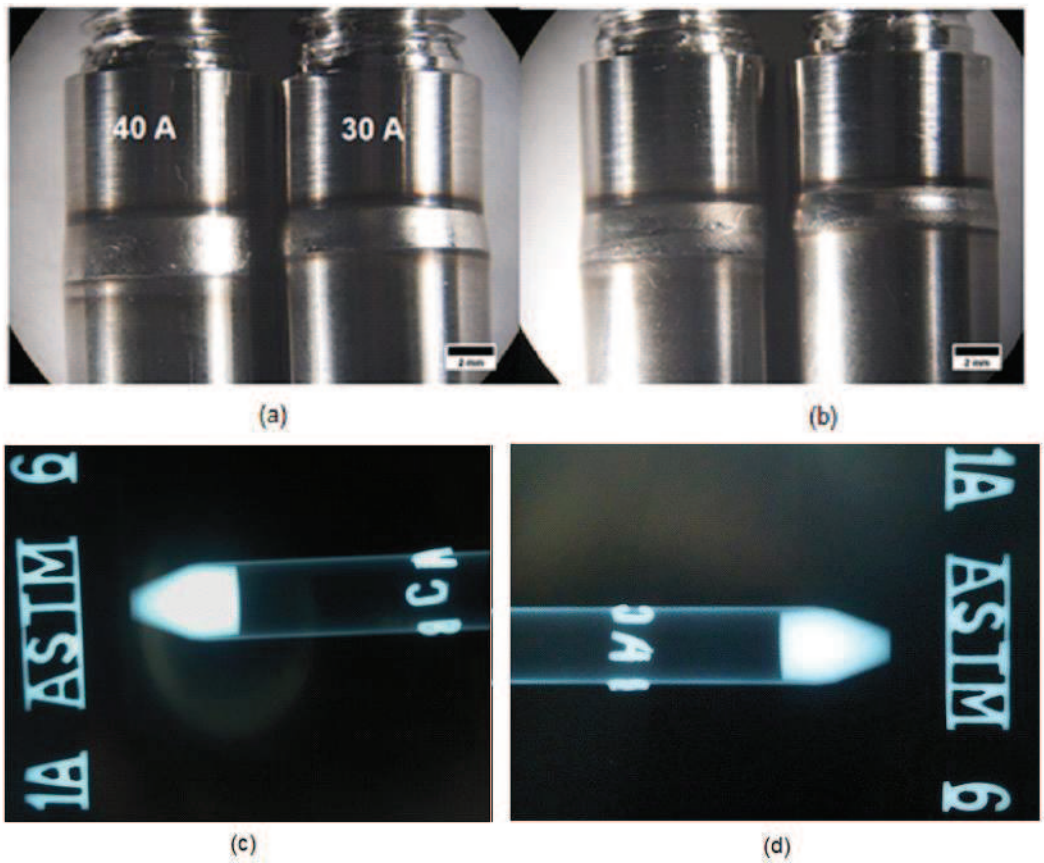


FIGURA 30: Cordão de solda, a) Corrente de 30 e 40 A, aumento 6 x, b) Detalhe do acabamento da solda nas duas correntes, c) Raios X corrente 30 A, d) Raios X corrente 40 A. FONTE: autor

5.2. Ensaios Destrutivos

5.2.1. Geometria do Cordão de Solda

Após preparação metalográfica, as amostras soldadas tiveram as dimensões da zona fundida quantificadas. Os resultados estão apresentados na tabela 7.

As dimensões medidas do cordão de solda foram, respectivamente, profundidade de penetração, largura do cordão de solda e altura do reforço. Foi calculado também o aporte de calor aplicado em cada corrente de soldagem. A profundidade de penetração deve atender um valor mínimo de 110% da espessura do tubo, visando respeitar condições de projeto e garantir à junta

resistência mecânica aos esforços submetidos. As medidas apresentadas na tabela 7 são uma média de 5 medições aleatórias realizada na região indicada na figura 18.

TABELA 7 - Valores médios da geometria do cordão em relação às correntes, velocidade e aporte de calor.

Corrente (A)	Velocidade (mm/s)	Aporte de calor (J/mm)	Largura (mm)	Profundidade (mm)	Altura do reforço (mm)
15	5,1	13,2	1,27 ± 0,04	0,34 ± 0,02	0
20	4,3	20,9	1,80 ± 0,05	0,55 ± 0,02	0,04 ± 0,02
	5,1	17,6	1,75 ± 0,04	0,53 ± 0,02	0,03 ± 0,01
	6,4	14,1	1,72 ± 0,05	0,40 ± 0,01	0,02 ± 0,04
25	4,3	26,2	2,03 ± 0,06	0,65 ± 0,02	0,05 ± 0,02
	5,1	22,1	1,92 ± 0,02	0,63 ± 0,01	0,06 ± 0,03
	6,4	17,6	1,82 ± 0,01	0,52 ± 0,04	0,05 ± 0,03
30	4,3	31,4	2,76 ± 0,08	1,15 ± 0,02	0,06 ± 0,05
	5,1	26,5	2,40 ± 0,03	1,10 ± 0,03	0,06 ± 0,04
	6,4	21,1	2,20 ± 0,02	0,93 ± 0,01	0,05 ± 0,07
35	4,3	36,6	3,20 ± 0,05	1,33 ± 0,03	0,08 ± 0,03
	5,1	30,9	2,81 ± 0,04	1,25 ± 0,03	0,09± 0,06
	6,4	24,6	2,60 ± 0,01	1,05 ± 0,04	0,08 ± 0,05
40	4,3	41,9	3,33 ± 0,07	1,42 ± 0,03	0,12 ± 0,03
	5,1	35,3	3,12 ± 0,02	1,36 ± 0,04	0,11 ± 0,03
	6,4	28,1	2,98 ± 0,05	1,29 ± 0,03	0,13 ± 0,02
45	5,1	39,7	3,35 ± 0,03	1,43 ± 0,01	0,16 ± 0,02
50	5,1	44,1	3,42 ± 0,02	1,45 ± 0,02	0,16 ± 0,01
55	5,1	48,3	3,52 ± 0,02	1,49 ± 0,02	0,18 ± 0,02

Na figura 31 é possível observar imagens obtidas por MO dos diferentes cordões de solda nas correntes de 15, 25, 40 e 55 A.

Na amostra soldada com 15 A (figura 31a), as dimensões do cordão de solda foram as menores, inclusive não ultrapassaram a espessura do tubo. Observa-se na figura 31d que a amostra soldada com 55 A apresentou a maior profundidade de penetração, maior largura do cordão de solda e também maior altura do reforço. Portanto, estas condições foram descartadas nas análises posteriores.

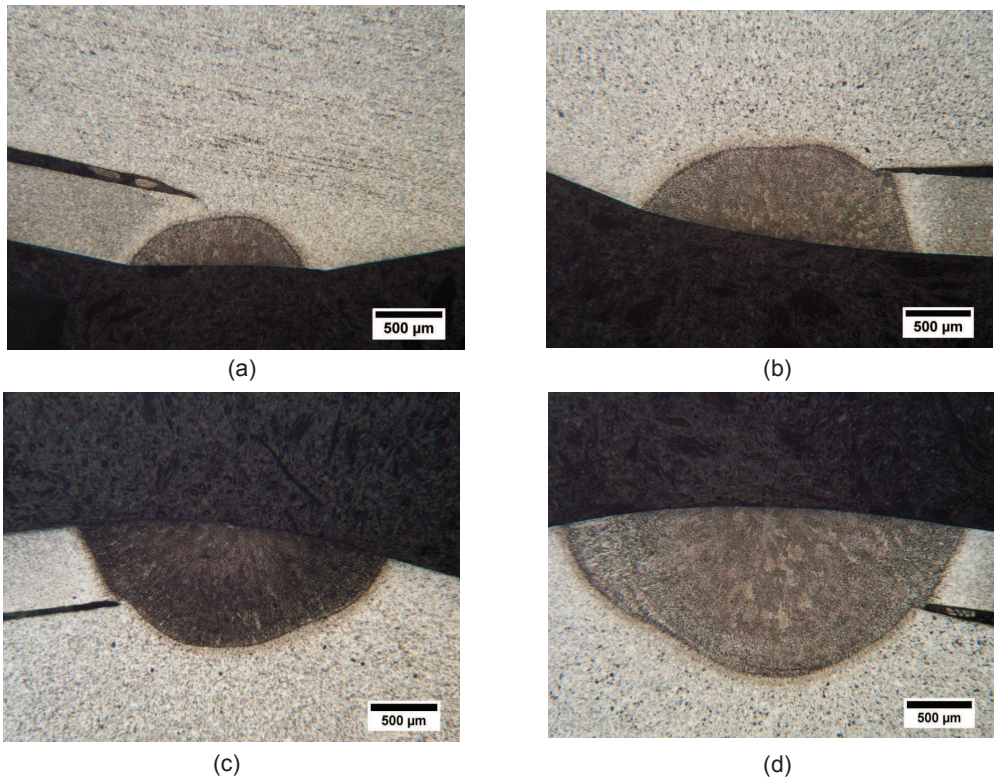


Figura 31: Imagens obtidas por microscopia óptica dos cordões de soldagem em diferentes correntes, a) 15 A, b) 25 A, c) 40 A e d) 55 A. Fonte: autor

Nota-se que, na amostra soldada com 15 A, a profundidade de penetração não atingiu os 110% da espessura do tubo. Neste caso, a corrente de 15 A não pode ser usada para a aplicação requerida. Embora não haja impedimentos para a profundidade do cordão de solda, não é recomendada uma profundidade de penetração alta como a obtida para a corrente de 55 A, o aumento do aporte de calor na soldagem pode causar efeitos indesejados na microestrutura e na resistência mecânica da solda. Portanto, neste estudo foram consideradas as intensidades de corrente de 20 a 40 A com variação de 5 A.

A variação na dimensão do cordão está relacionada ao aporte de calor à junta soldada, que é diretamente proporcional à intensidade de corrente, isto é, maiores intensidades de corrente implicam em maior aporte de calor, provocando cordões mais profundos e mais largos (YOUSEFIEH et al, 2001; SATISH et al, 2013 e KUMAR et al, 2009).

Nas figuras 32 e 33 são mostrados, respectivamente, os gráficos da velocidade de soldagem em relação à profundidade de penetração e largura do cordão para as correntes de 20 a 40 A.

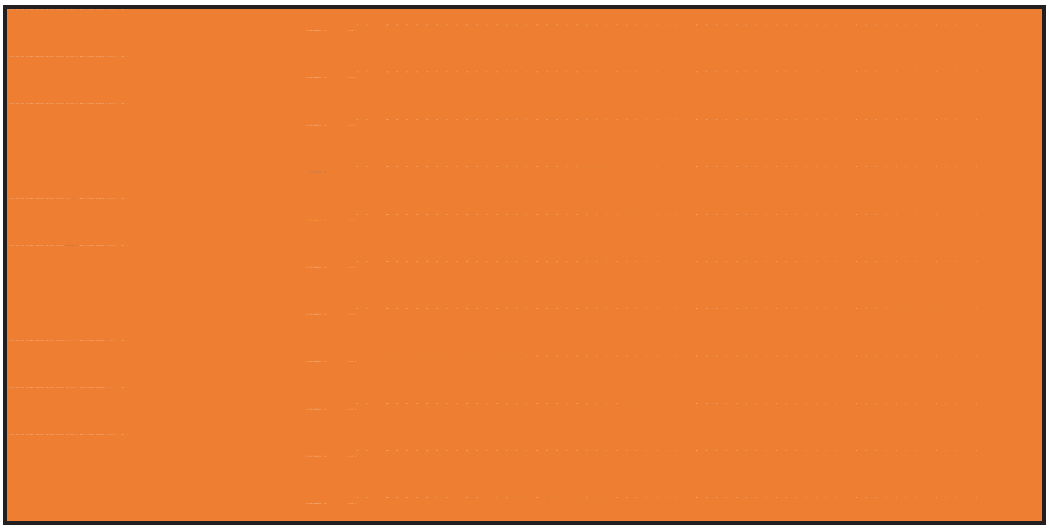


FIGURA 32: Gráfico da profundidade de penetração x variação da velocidade para as diferentes correntes. FONTE: autor

No gráfico da figura 32, em todos os cordões analisados, a profundidade de penetração foi menor quando se aumentou a velocidade, o que era esperado, pois a velocidade de soldagem é inversamente proporcional à profundidade de penetração e ao aporte de calor.

Na análise do gráfico da figura 33, é observado uma diminuição da largura do cordão de solda para maiores velocidades de soldagens. No entanto, quando se tem soldagem com cordões largos maior é a zona afetada pelo calor. É importante manter um equilíbrio entre a profundidade de penetração da solda e a largura do cordão de solda, a fim de evitar aporte de calor desnecessário à junta soldada com modificação da microestrutura e distorções adicionais na junta soldada.

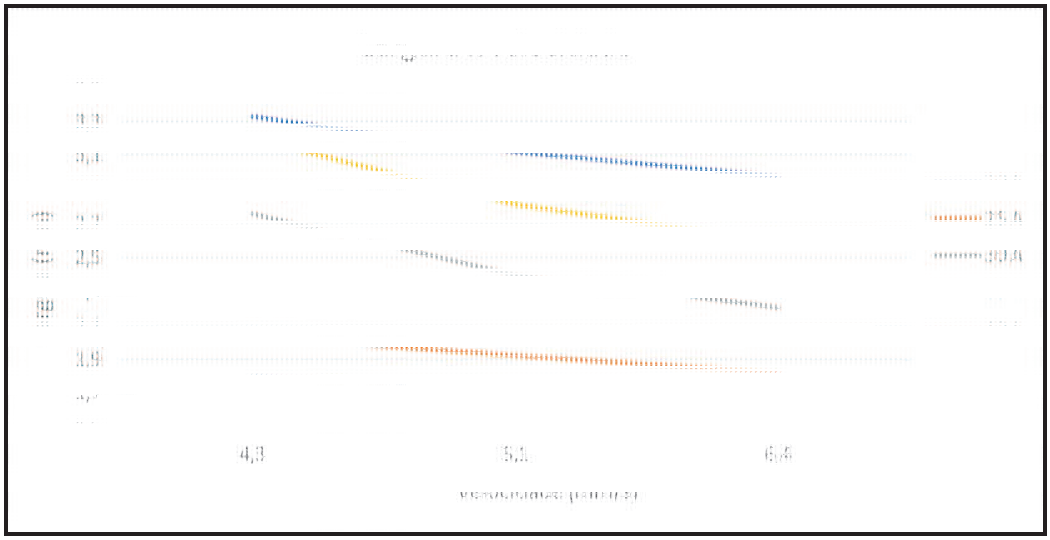


FIGURA 33: Gráfico da largura do cordão x variação da velocidade para as diferentes correntes. FONTE: autor

5.2.2. Ensaio de Microdureza Vickers

Os resultados dos ensaios de microdureza Vickers para as correntes de 30 e 40 A, estão apresentados na tabela 8, onde é possível verificar a uniformidade nos valores nas correntes medidas.

Tabela 8: Valores de microdureza nas diferentes regiões.

Perfil axial de microdureza				
Corrente (A)	**MB**	**ZAC**	**ZL**	**ZF**
30	258 ± 6	250 ± 6	255 ± 5	242 ± 4
40	252 ± 8	246 ± 8	256 ± 4	248 ± 6
Perfil radial de microdureza				
Corrente (A)	**MB**	**ZAC**	**ZL**	**ZF**
30	246 ± 4	254 ± 6	253 ± 3	251 ± 5
40	252 ± 6	244 ± 8	248 ± 4	247 ± 7

As amostras soldadas apresentaram valores de durezas próximos e uniformes nas 4 regiões medidas (ZF, ZL, ZAC e MB). Os materiais de base

utilizados para a soldagem estavam na condição solubilizada, o que justifica uma uniformidade de valores nestas regiões, uma vez que o material fornecido nesta condição tem uma dureza na faixa de 250 HV, próximo ao valor da zona fundida.

Também não foi possível identificar com precisão a extensão da ZAC na soldagem, em razão de não serem observadas variações significativas de dureza entre a ZAC e o MB. Os perfis de microdureza, axial e radial, estão apresentados na figura 34.

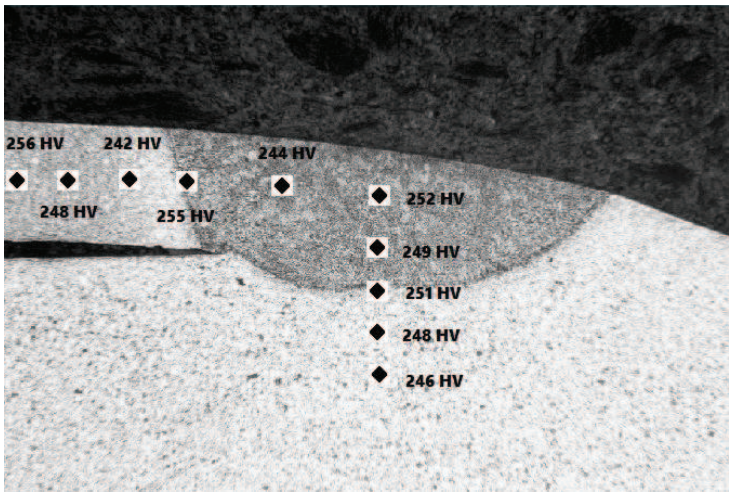


FIGURA 34: Perfil de microdureza Vickers das diferentes correntes. FONTE: autor

5.2.3. Ensaio de Tração

Na tabela 9 é apresentado o resultado do ensaio de tração com variação no posicionamento lateral do eletrodo e de corrente.

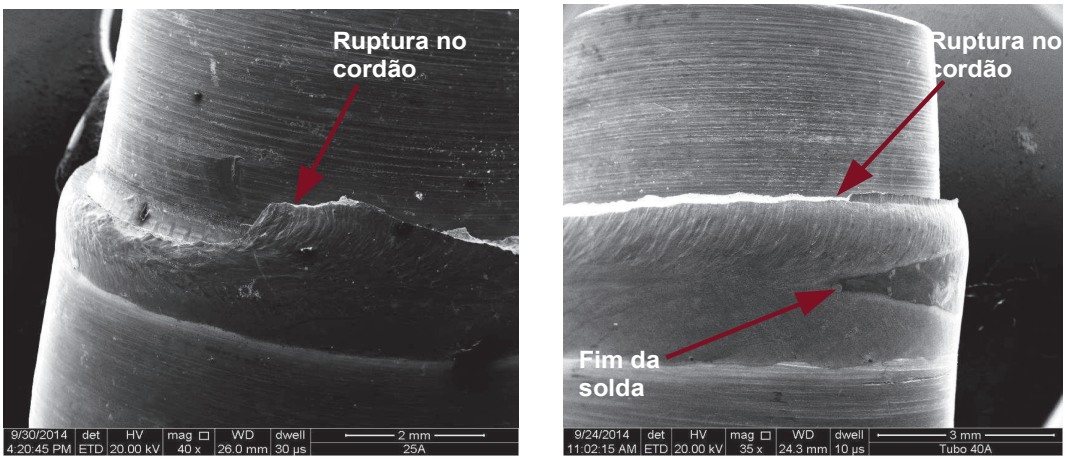
O tubo sem soldagem foi ensaiado para efeito de comparação das propriedades com o conjunto soldado. Os resultados obtidos para limite de escoamento e limite de ruptura do tubo, portanto, sem soldagem, foram (365 ± 6) MPa e (715 ± 6) MPa, respectivamente.

TABELA 9 - Valores médios do ensaio de tração das juntas soldadas.

Corrente (A)	Desl. lateral eletrodo (mm)	Carga no lim. escoamento (0,2%) (kN)	Limite escoamento (0,2%) (MPa)	Limite resistência à tração (MPa)	Local de ruptura
25	0,3	5,6 ± 0,2	322 ± 20	649 ± 20	Solda
40	0,3	5,8 ± 0,2	332 ± 12	692 ± 10	Solda
30	0,1	6,1 ± 0,2	352 ± 18	696 ± 12	Tubo
40	0,1	5,9 ± 0,4	342 ± 12	697 ± 9	Tubo
Tubo	--	6,3 ± 0,1	365 ± 6	715 ± 6	--

A ruptura das amostras soldadas com eletrodo posicionado a 0,3 mm ocorreu no cordão de solda e na interface com o tubo, por ser a região com menor resistência em relação à união tubo e tampão. Na figura 35 é possível evidenciar o local exato da ruptura.

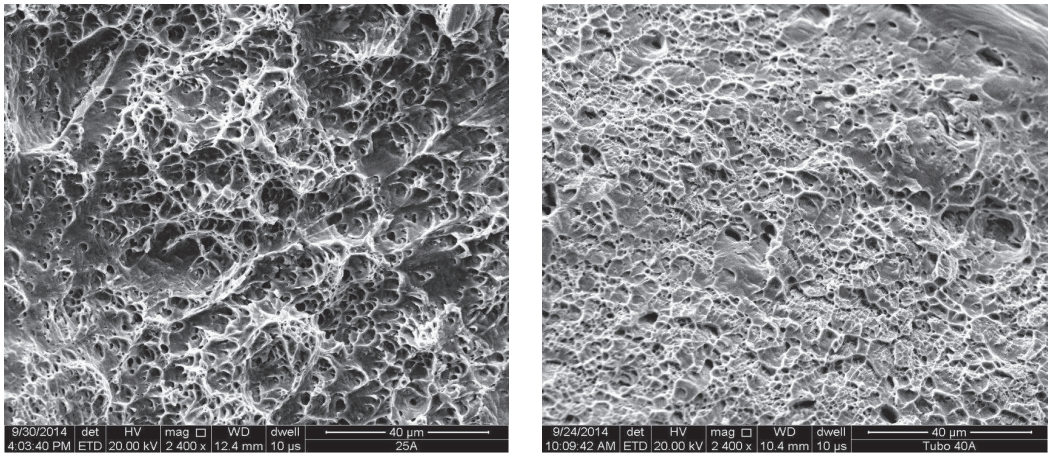
Conforme ASME (ASME, 2010), a união de amostras que rompem no cordão de solda pode ser aprovada, se os limites de escoamento e resistência forem maiores que os valores especificados nesta norma para o material de base. Os valores especificados para limite de escoamento e limite de resistência para o material de base são respectivamente, 205 MPa e 515 MPa. Os valores obtidos nos ensaios atendem os requisitos da norma.



(a) (b)

FIGURA 35: Imagens obtidas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) do local da ruptura, a) corrente de 25 A, b) corrente de 40 A. FONTE: autor

O modo de fratura apresentado em ambas as correntes de soldagem foi do tipo dúctil, característico de materiais austeníticos. A superfície de fratura das amostras rompidas no cordão de solda apresentou fratura característica com formação de microcavidades, conhecidas como *dimples*, que podem ser visualizadas na figura 36.



(a) (b)

FIGURA 36: Imagens obtidas por MEV da superfície da amostra rompida no cordão de solda, a) corrente de 25 A, b) corrente de 40 A. FONTE: autor

A fratura ocorreu no cordão de solda quando o posicionamento do eletrodo sobre a junta não estava adequado. Quando utilizava deslocamento lateral do eletrodo de 0,3 mm a solda também ficava deslocada, assim, esta região apresentava uma grande concentração de tensão.

Diante do exposto anteriormente, foram soldadas novas amostras com deslocamento lateral do eletrodo de 0,1 mm para cima do tampão e realizados novos ensaios de tração. Foram repetidos ensaios em 5 amostras nas correntes de 30 e 40A. A média dos valores encontrados estão apresentados na tabela 9. Deve-se mencionar que o valor de 25 A foi substituído por 30 A em razão da falta de penetração (vide tabela 7 e figura 35).

Os valores de limites de escoamento e de ruptura aumentaram com o posicionamento do eletrodo a 0,1 mm da junta, conforme indicado na tabela 9. Ocorreu uma mudança na região da fratura, em razão do reposicionamento do

eletrodo em relação a junta soldada, conforme visualizado na figura 37. Observam-se regiões com estricção ao longo do comprimento do tubo.

Figura 37: Local de fratura no ensaio de tração para amostras soldadas com posicionamento do eletrodo de 0,1 mm. a) 30 A, b) 40 A. FONTE: autor

O modo de fratura é do tipo dúctil, com grande formação de dimples na região de fratura visualizado na figura 38a. Na figura 38b, observam-se poros com tamanho máximo de 10 microns.

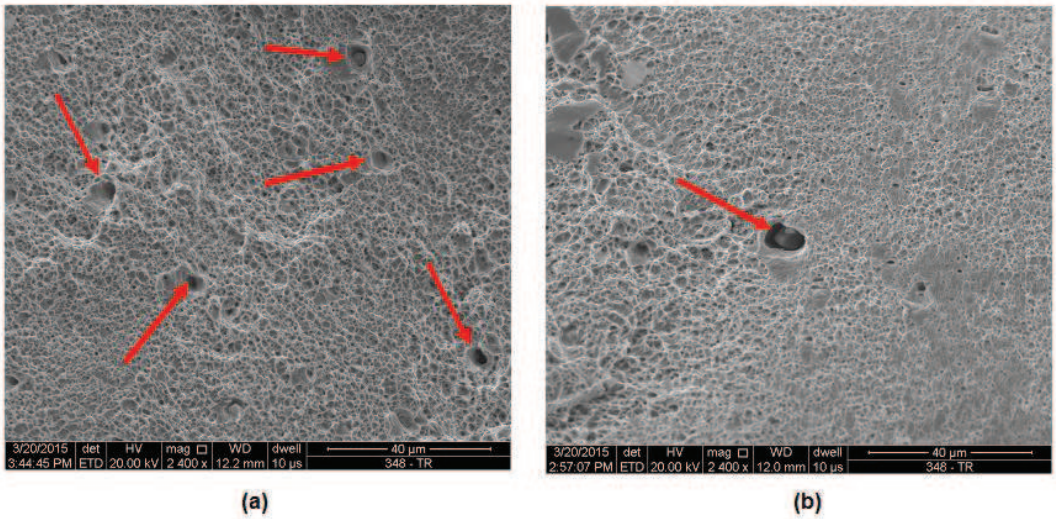


FIGURA 38: (a) e (b), imagens obtidas por MEV indicando fratura dúctil, FONTE: autor

O memorial de cálculo de projeto baseado nas normas ASME (ASME, 2007) determinou a tensão de escoamento (SY) de 214,5 MPa e tensão de ruptura (SR) de 417,6 MPa. Os critérios de projeto indicam uma tensão mínima de

1,35 SY ou 0,7 SR. Assim, a tensão calculada na faixa de solda é de 292 MPa. Para o nosso caso específico, os valores de tensão obtidos na junta soldada são superiores aos valores requeridos no projeto, propiciando assim a aprovação da junta soldada.

5.2.4. Ensaio de Fadiga

O ensaio de fadiga foi realizado com objetivo de simular a variação de pressão e temperatura no interior da vareta combustível durante as rampas de aceleração e desaceleração do propulsor nuclear. Esta variação de pressão gera solicitações no cordão de solda.

Na figura 39 é apresentada a imagem no momento do teste, que mostra a onda senoidal utilizada e a variação de carga utilizada durante o ensaio. As amostras foram submetidas apenas a esforços de tração, com a variação de carga no regime elástico do material, evitando assim esforços de compressão.

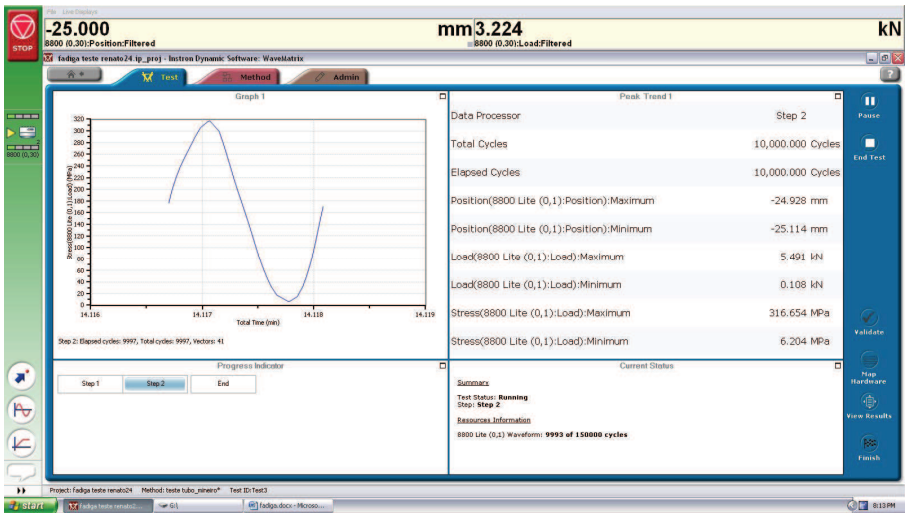


Figura 39: Imagem da tela do computador durante ensaio de fadiga. FONTE: autor

No ensaio de fadiga, foram testadas 5 amostras soldadas com corrente de 30 e 40 A e velocidade de soldagem de 5,1 mm/s. A média dos valores encontrados estão apresentados na tabela 10.

TABELA 10 - Valores médios do ensaio de fadiga para correntes de 30 e 40 A.

Corrente (A)	Frequência (Hz)	Amplitude (KN)	N º ciclos	Local rompimento
30	12	2,7	$1,40 \times 10^5$	Na solda
40	12	2,7	$2,14 \times 10^5$	No tubo (Dente da garra)

No ensaio de fadiga com corrente de 30 A, a ruptura em todas as amostras ocorreu no cordão de solda, conforme é visualizado na figura 40a. A média de ciclos no ensaio foi de $1,40 \times 10^5$. Foi observado o local de ruptura com lupa de aumento de 50 x e não foram observados defeitos potenciais que pudessem dar origem a uma trinca.

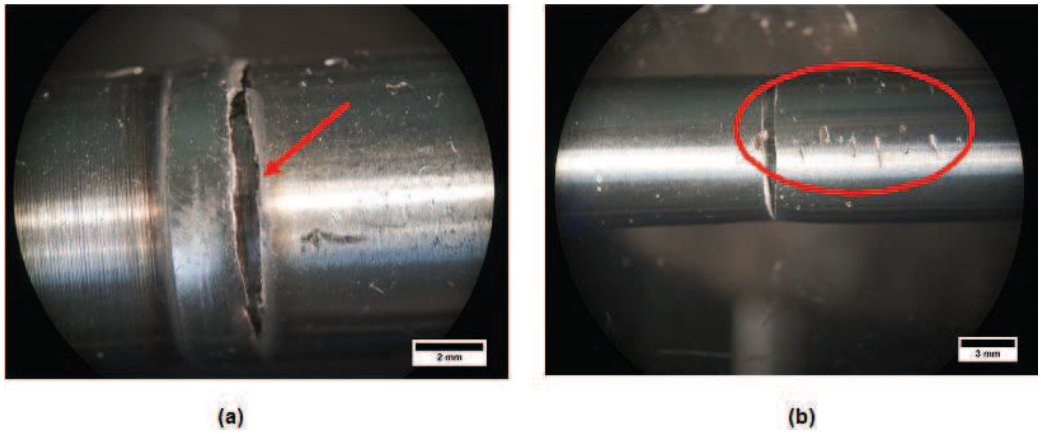


FIGURA 40: Imagens de amostras do ensaio de fadiga, a) Local de rompimento da amostra de 30 A, b) Indicação dos dentes da garra na amostra de 40 A.
FONTE: autor

Para as amostras soldadas com corrente de 40 A, ensaiadas nas mesmas condições, o número de ciclos foi maior, cerca de $2,14 \times 10^5$. Este valor poderia ser ainda maior, uma vez que todas as falhas ocorreram no tubo, onde os dentes da garra provocaram um defeito superficial que se tornou um local com potencial para a propagação da trinca, conforme visualizado na figura 40b. A amostra soldada com corrente de 40 A obteve 50 % de aumento no tempo de vida em comparação com a amostra soldada com 30 A. Considerando fadiga de baixo ciclo com uma média de 3 ciclos/dia de rampa de potência e vida útil do reator nuclear de 3 anos, o número de ciclos encontrado é suficiente para atender esta

condição. Na figura 41 é observada a região da fratura na região da solda para amostra com 30 A.

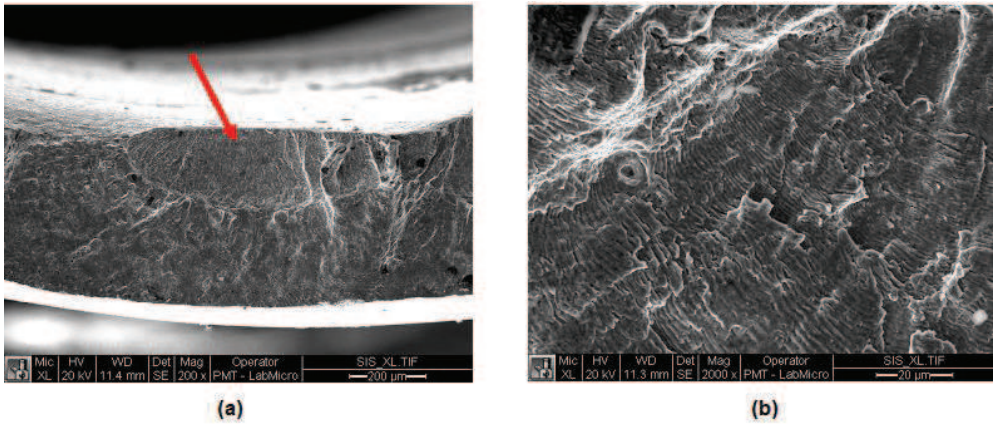


FIGURA 41: Fratura por fadiga, a) indicando o início da trinca, b) As fibras características de materiais dúcteis. FONTE: autor

Por meio da análise da imagem da figura 41a é possível observar que o defeito potencial gerador da trinca estava na parte interna no tubo. Como a amostra rompeu na zona de ligação (ZL) na interface sólido/líquido, possivelmente um defeito de soldagem gerou um concentrador de tensão na região. Segundo TAVARA et al (2001), a propagação de trincas em fases austeníticas ocorre por um mecanismo de coalescência de microvazios, enquanto que para fases ferríticas a propagação de trincas se dá por clivagem (TAVARA et al, 2001).

Na figura 41b são visualizadas as “estrias” de fadiga características de materiais dúcteis. Estas “estrias” são resultantes do processo de propagação de trinca em fadiga em cada ciclo de tensão e se formaram no instante em que se atinge a tensão máxima do ciclo.

A nucleação e a propagação de trincas são processos de deformação plástica muito localizadas, sendo que pequenas sobrecargas no ciclo de tensões podem levar a liberação de discordâncias ancoradas, facilitando a sua movimentação e a nucleação de trincas ou a sua propagação.

Segundo MANSURL et al (2011), o comportamento de um material submetido à fadiga é afetado por sua composição química e sua microestrutura, bem como o tamanho dos grãos, inclusões e segregações no material, além dos

efeitos do processamento térmico e mecânico aplicado ao material. Em dimensões microscópicas, tem-se o movimento de discordâncias e os diferentes mecanismos de multiplicação e interação destas com outros defeitos cristalinos. Em dimensões macroscópicas, tem-se a geometria, as dimensões do componente, a presença de entalhes e as condições de acabamento superficial. Estes fatores microscópicos e macroscópicos se unem para determinar a resistência do componente à fadiga (MANSURL et al, 2011).

5.2.5. Ensaio de Arrebentamento

As amostras soldadas nas correntes de 30 e 40 A passaram por ensaio de arrebentamento para verificar a resistência do conjunto soldado, bem como para verificar se houve diminuição de resistência na zona afetada pelo calor. Os valores médios para cada corrente estão apresentados na tabela 11.

TABELA 11 - Valores do ensaio de arrebentamento para correntes de 30 e 40 A.

Corrente (A)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Pressão de arrebentamento (Bar)	Distância do cordão de solda (mm)	Tensão de ruptura (MPa)
30	5,1	756	42	686
40	5,1	772	35	700

As amostras ensaiadas suportaram uma pressão média de 700 bar de pressão nas correntes ensaiadas e romperam a uma distância acima de 30 mm do cordão de solda, conforme figura 42. Nesta figura é observado que o tubo tem seu diâmetro aumentado com o aumento de pressão.

Portanto, conforme a especificação interna do projeto, que requer a ruptura do tubo a pelo menos 1 mm da zona afetada pelo calor, o ensaio é considerado aprovado.

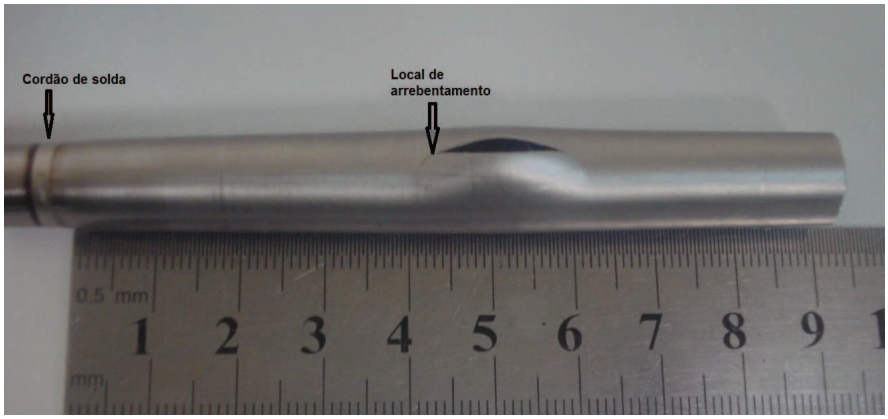


FIGURA 42: Imagem do conjunto soldado com rompimento acima de 30 mm do cordão de solda. FONTE: autor

5.2.6. Ensaio de Corrosão Intergranular

As amostras passaram por ensaio para verificar a susceptibilidade a corrosão com base na norma ASTM A262 prática A. Na figura 43 estão apresentadas imagens obtidas por microscopia ótica das regiões submetidas ao ensaio de corrosão intergranular. As regiões apresentadas são da ZAC na região do tubo e do tampão.

Segundo SATISH et al (2013), durante a soldagem, determinadas regiões da junta, próximas ao cordão de solda, podem atingir a faixa de temperatura de dissolução dos carbonetos de NbC. Assim, nestes locais, o carbono separa-se do elemento estabilizante nióbio, permanecendo livre na microestrutura do aço. Dessa forma, o carbono pode combinar com o cromo e formar o carboneto $Cr_{23}C_6$, empobrecendo a matriz em cromo e tornando susceptível a corrosão intergranular.

Conforme a norma ASTM A-262, a corrosão intergranular ocorre quando um grão é completamente circundado por um ataque mais profundo. A partir das observações microestruturais, verificou-se que não existem áreas com ataque profundo, portanto, sem regiões com corrosão intergranular nas amostras soldadas nas diferentes correntes, o que era esperado, pois se trata de um aço estabilizado ao nióbio, além do curto tempo de soldagem, que dificulta os processos de difusão, não ocorrendo tempo para a precipitação de carbonetos.

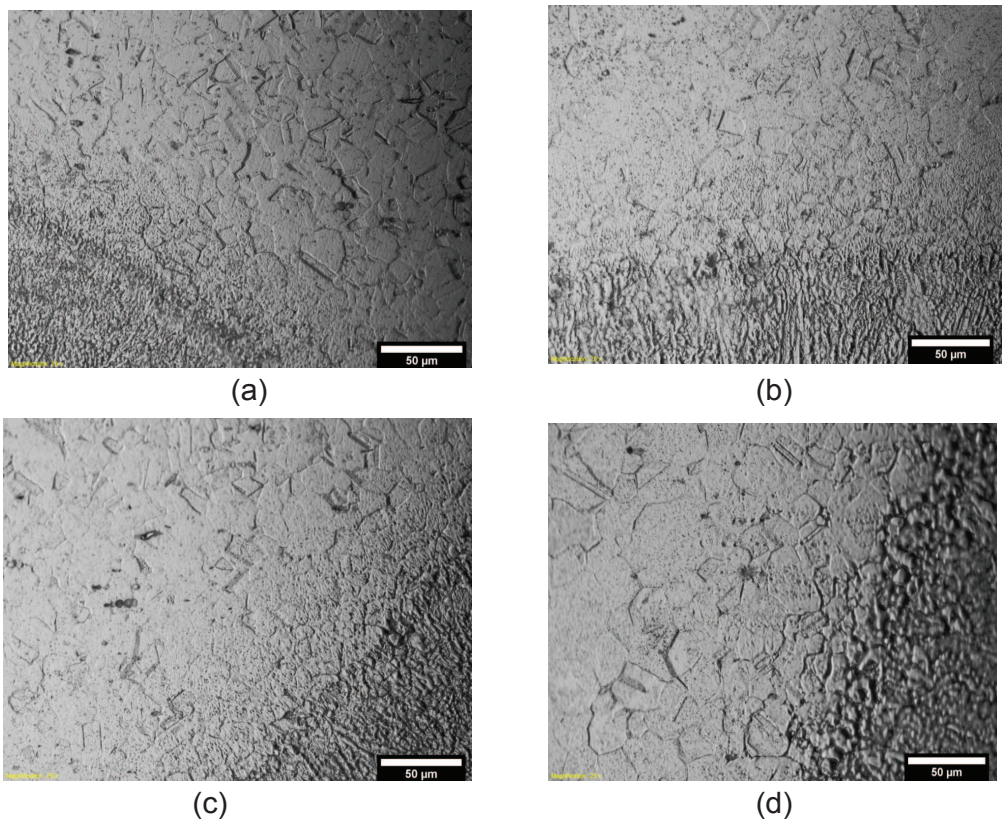


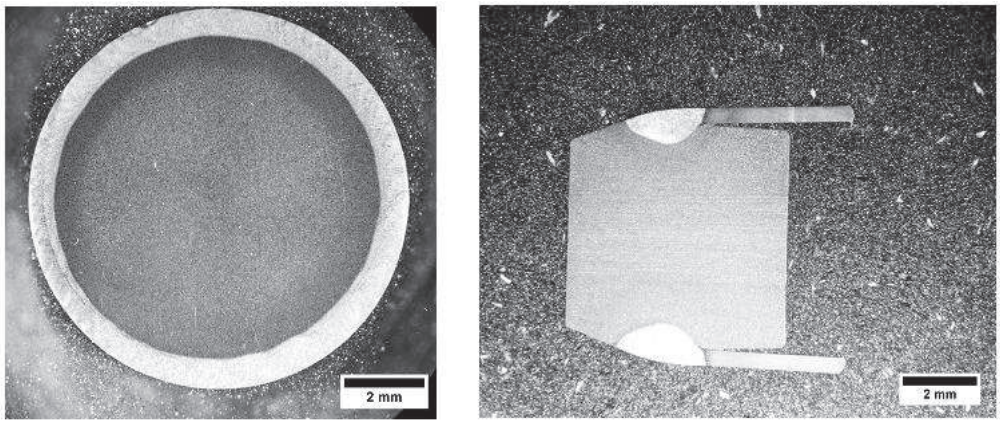
FIGURA 43: Imagens obtidas por MO das regiões submetidas ao ensaio de sensitização, a) e b) ZAC tampão, c) e d) ZAC tubo. FONTE: autor

Segundo KOU (2003), a baixa condutividade térmica do aço inoxidável austenítico resulta em grandes gradientes de temperatura a pequenos incrementos de distância a partir da zona de ligação de uma solda, provocando, nos aços estabilizados, a região bem estreita de dissolução e reprecipitação de carbonetos, vizinha à linha de fusão.

5.2.7. Caracterização Microestrutural

A amostra soldada foi cortada na direção transversal e preparada por metalografia para verificar a uniformidade de penetração da solda. Nota-se, pela figura 44a, que a profundidade se manteve uniforme ao longo de todo o contorno do cordão de solda. A obtenção de uma penetração uniforme, ao longo do cordão, é fundamental para uma maior resistência mecânica da junta soldada e padronização da junta soldada.

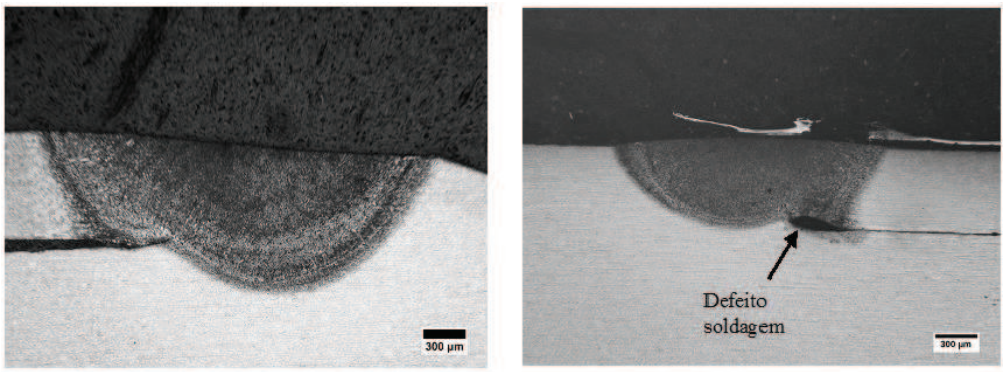
Na figura 44b é observado o corte longitudinal da amostra soldada, onde é mostrado o formato da zona de fusão.



(a) (b)

FIGURA 44: Macrografia do cordão de solda, a) Corte transversal, corrente 40 A, b) Corte longitudinal, corrente 40 A. Aumento: 12 x. FONTE: autor

As soldagens foram realizadas utilizando deslocamento do eletrodo sobre a junta tubo/tampão de 0,3 mm. No entanto, foi observado que o cordão de solda não preenchia a junção de maneira uniforme, conforme indicado na figura 45a.



(a) (b)

FIGURA 45: Defeito soldagem, a) Posicionamento lateral do eletrodo em direção ao tampão, b) Material de base com defeitos de usinagem. FONTE: autor

Observa-se na figura 45a que o cordão de solda é mais profundo na região do tampão. Neste caso, as propriedades mecânicas da junta podem ser

prejudicadas, fazendo com que haja rompimento da junta soldada na zona fundida, quando da aplicação de menores solicitações mecânicas ou para menor quantidade de ciclos.

Para evitar o problema descrito, procurou-se trabalhar com deslocamento do eletrodo de 0,1 mm para cima do tampão. Desta forma, o cordão de solda mantém-se uniforme sobre os dois materiais de base.

A usinagem dos materiais para realização da soldagem é um fator importante, uma vez que superfícies irregulares podem provocar defeitos, como mostrado na figura 45b. Se o tampão apresentar folga excessiva em relação ao tubo durante a soldagem, podem-se formar vazios na raiz da solda. Os sulcos ou defeitos fazem com que haja maiores vazios na região, agindo como um isolante, não permitindo assim a fusão adequada da junta tubo-tempão. Durante a solidificação, há contração do metal de solda provocando o defeito.

5.2.7.1. Zona de Fusão

Na figura 46 são apresentadas microestruturas da região fundida para as diversas condições de soldagem. A morfologia de solidificação predominante foi a dendrítica.

Segundo SAVAGE et al (1976), o gradiente de temperatura no líquido, a taxa de crescimento da interface de solidificação e o teor de soluto na liga são os fatores que influenciam o modo de solidificação. KUMAR et al (2009) menciona em seu trabalho que soldagens realizadas com menor aporte de calor resultam em tamanhos menores das dendritas e melhores propriedades mecânicas. O valor do aporte de calor utilizado por KUMAR et al (2009) é muito maior que o valor aplicado nas soldagens realizadas. A espessura do material utilizado por ele é cerca de 10 vezes maior que a espessura do tubo utilizado. No entanto, a tendência do maior aporte de calor provocar uma microestrutura mais grosseira é observada neste trabalho.

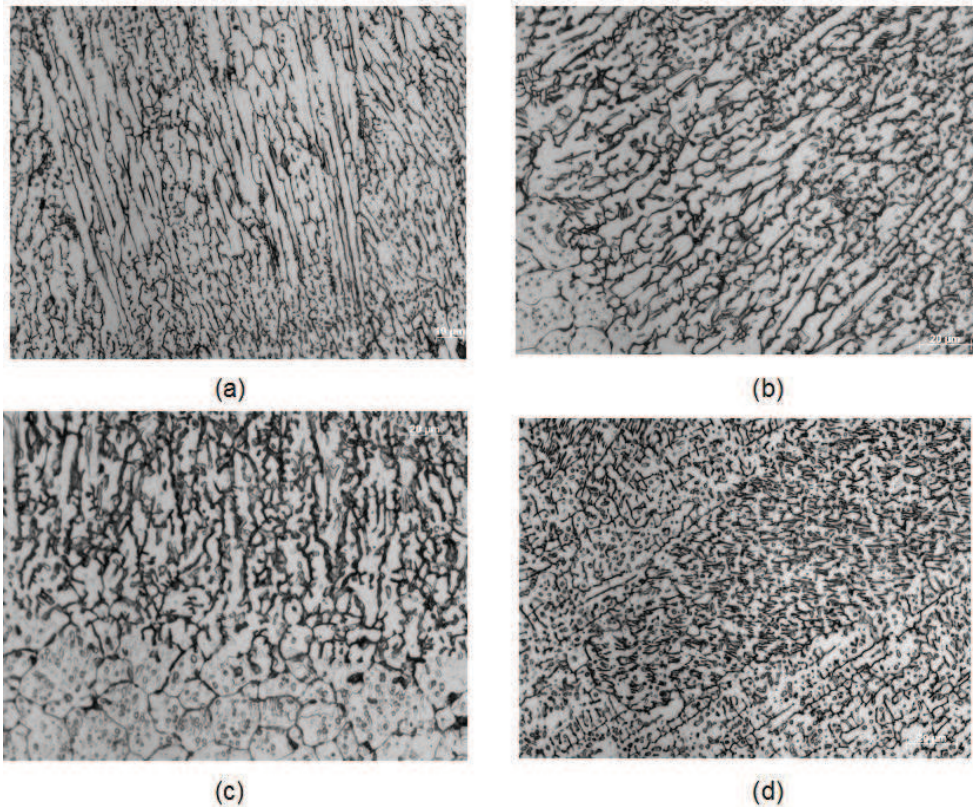


FIGURA 46: Imagens por MO da microestrutura da zona de fundida soldada em diferentes correntes, a) 15 A, b) 25 A, c) 40 A e d) 55 A. FONTE: autor

Na figura 47 são mostradas imagens obtidas por meio da microscopia eletrônica de varredura, da zona de fusão, indicando o crescimento dendrítico. A orientação das dendritas variava em razão da maior direção de extração de calor.

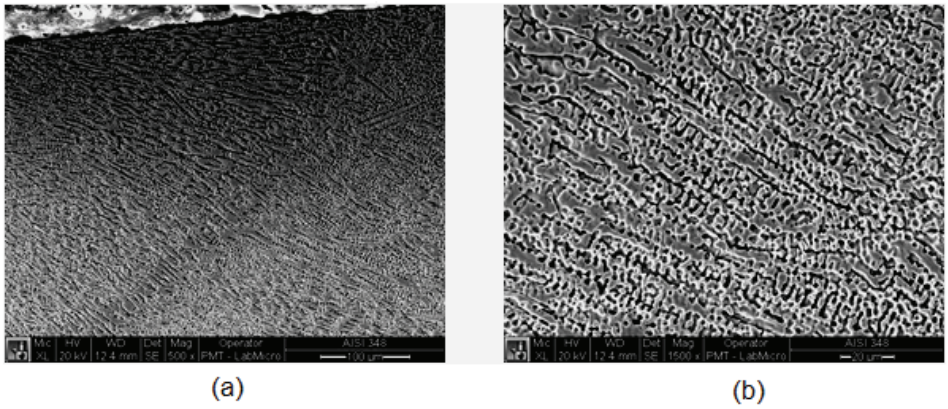


FIGURA 47: Imagens obtidas por MEV da zona fundida, a) zona de fusão, (b) Detalhe do crescimento dendrítico. FONTE: autor

Segundo MODENESI et al (2012), a formação dos diversos modos de solidificação depende da relação G/R, onde “G” (dT/dx) é o gradiente de temperatura e “R” é a velocidade de avanço da interface sólido-líquido, e do enriquecimento do líquido adjacente à interface sólido-líquido em soluto. A razão entre o gradiente de temperatura no líquido junto à interface sólido/líquido (G) e a velocidade de avanço da interface (R) é conhecida como parâmetro de solidificação. A velocidade de crescimento da interface varia ao longo da frente de solidificação da poça, diminuindo das bordas para o centro do cordão e aumentando a chance de crescimento dendrítico.

Na figura 48, verificou-se que as soldas apresentaram crescimento epitaxial, isto é, os grãos da interface da zona fundida tiveram a mesma orientação dos grãos do MB e uma morfologia na ZF com características dendrítica. O crescimento epitaxial é benéfico nas soldagens, pois propicia na ZF uma continuidade dos grãos a partir do metal de base (NEVES et al, 2009).

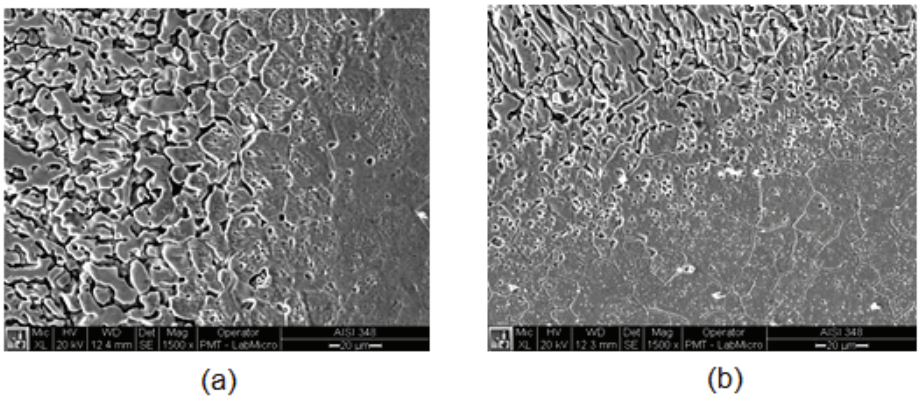


FIGURA 48: Imagens obtidas por MEV da ZL mostrando o crescimento epitaxial de grão, a) Região do tubo, b) Região do tampão. FONTE: autor

Na figura 49 é apresentado o mapeamento do elemento químico nióbio na zona fundida. Pela análise do mapeamento, é possível observar que não ocorreu segregação ou acúmulo de Nb na zona de fusão, conforme observado na figura 49b. A distribuição uniforme de nióbio após a soldagem é importante para manter as propriedades do material estabilizado e evitar a corrosão intergranular.

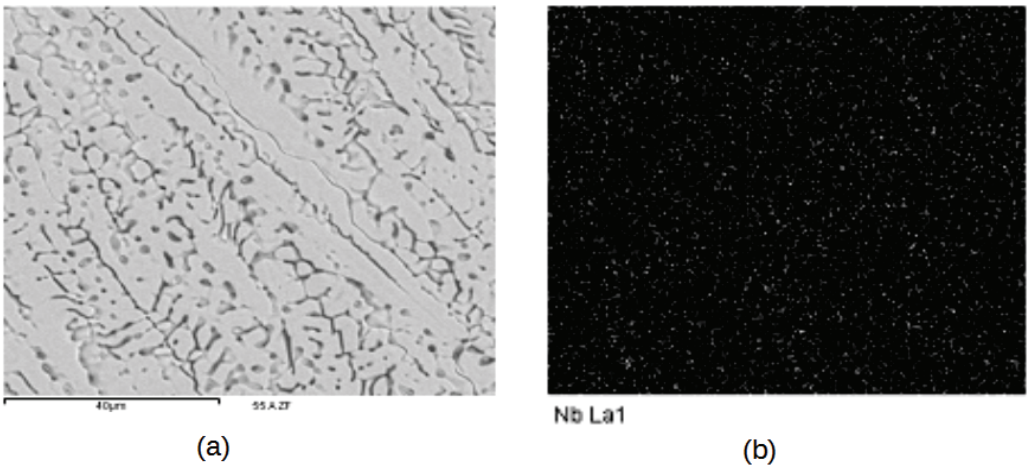


FIGURA 49: Mapeamento do nióbio, a) MEV da zona de fusão mostrando a formação dendrítica, b) mapeamento obtido por EDS da região da figura (a).
FONTE: autor

5.2.7.2. Zona Afetada pelo Calor

Foram realizadas medidas do tamanho de grão ASTM, em regiões bem próximas da zona de fusão, para avaliar o crescimento de grão em razão do aporte de calor durante a soldagem. Os resultados estão apresentados na tabela 12. Observa-se que o tamanho de grão no MB do tubo inicialmente estava situado entre 9 e 10 ASTM. Em razão do aporte de calor, o número de grão ASTM passou para 8 e 9, isto é, ocorreu crescimento de grão nesta região. No tampão, não foi observado crescimento do grão, em razão da maior massa, que ajudou na maior extração de calor da junta, propiciando a conservação do tamanho de grão.

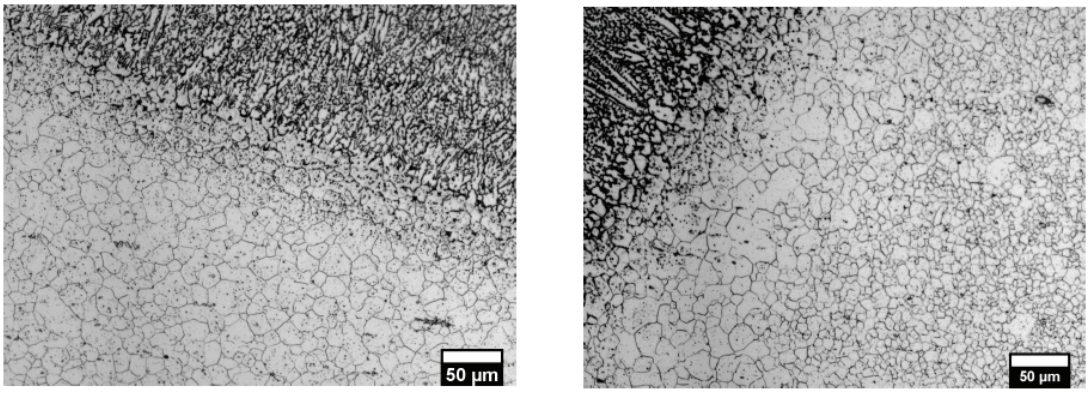
TABELA 12 - Medida de Tamanho de Grão ASTM, G

Corrente (A)	ZAC tubo	ZAC tampão	MB tampão	MB tubo
15	8 e 9	8 e 9	8 e 9	9 e 10
25	8 e 9	8 e 9		
40	8 e 9	8 e 9		
55	7 e 8	8 e 9		

Na figura 50 são apresentadas as regiões da zona afetada pelo calor. É possível verificar, na figura 50a, que o tamanho de grão na zona afetada pelo

calor na região do tampão apresentou pequeno aumento em relação à do metal base. Este aumento do tamanho de grão está relacionado ao calor imposto, que auxilia os fenômenos de difusão, provocando a diminuição da energia de superfície, pela redução da quantidade de contornos de grão.

Conforme KOU (2003), o crescimento de grão próximo à zona fundida pode ser explicado pelo aporte de calor de soldagem. Quando se aproxima da região fundida, são maiores a temperatura de pico e o tempo de permanência do material em temperaturas elevadas, gerando elevação do tamanho de grão. Ainda segundo KUMAR (2009), na zona afetada pelo calor próximo à zona de ligação, os grãos são relativamente maiores em razão do maior aporte de calor, como mostrado na tabela 12 na amostra soldada com 55 A.



(a) (b)

FIGURA 50: Imagens por MO obtidas da ZAC, a) ZAC do tampão, b) ZAC do tubo. FONTE: autor

Na imagem 50b, na região do tubo, verifica-se um maior crescimento de grão próximo à zona de fusão. A microestrutura do tubo apresenta-se mais refinada que a microestrutura do material do tampão.

Na figura 51 é apresentado o mapeamento de uma região da zona afetada pelo calor de uma amostra soldada. Neste mapeamento, é possível verificar áreas ricas em nióbio. É possível a precipitação de seus carbonetos nesta região, em razão do calor da soldagem, no entanto, é mais provável que estas fases ricas em nióbio sejam remanescentes do processo de fabricação do tubo.

A detecção deste carboneto inviabiliza a utilização deste lote de material para fabricação de varetas combustíveis. A presença de carbonetos pode facilitar a formação de regiões com elevado encruamento, por dificultar a movimentação de discordâncias nestas regiões (CALLISTER, 2007). Estes fenômenos são acentuados pela radiação nuclear.

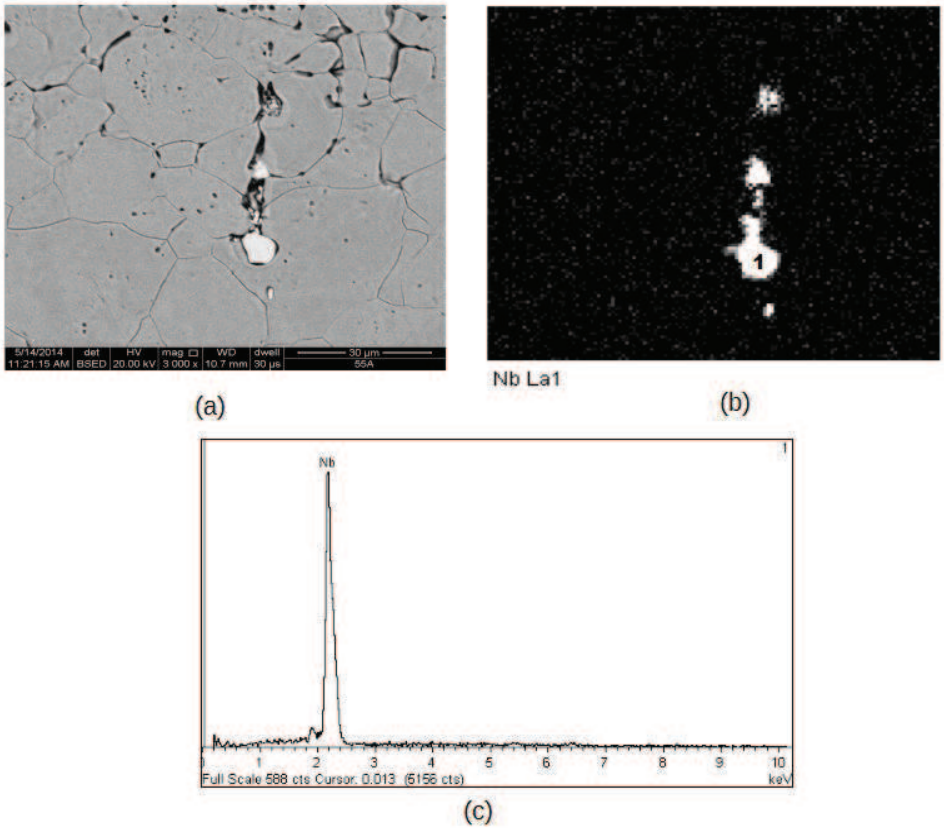


FIGURA 51: Mapeamento do nióbio, a) imagem obtida por MEV da interface ZF/MB, b) EDS da região da figura e c) Espectro da figura indicando a presença de carboneto de nióbio, corrente 40 A. FONTE: autor

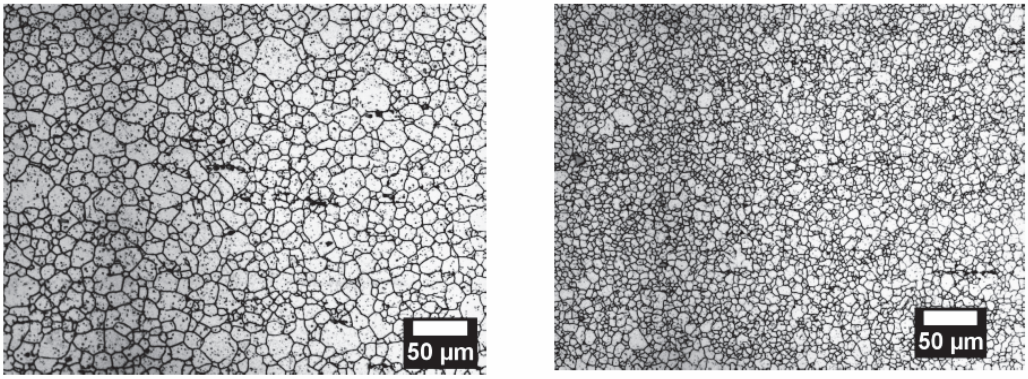
Os materiais de base utilizados foram fornecidos na condição solubilizada, portanto, os carbonetos deveriam estar dissolvidos na matriz. No entanto, é possível verificar a presença carboneto de nióbio remanescente do processo de solubilização que não se dispersou na matriz.

5.2.7.3. Material de Base

Os materiais de base utilizados no trabalho foram fornecidos na condição solubilizada com tamanho de grão ASTM, variando entre 8 e 9 para o material base do tampão e entre 9 e 10 para o material base do tubo.

Na figura 52 é apresentada a microestrutura dos materiais de base. Na figura 52a é apresentada a microestrutura do material de base tampão, com uma distribuição de grãos maior comparada com a do tubo, que é mais refinada, observada na figura 52b.

A microestrutura do material de base era composta apenas por fase austenítica, sem a presença de ferrita δ.



(a) (b)

FIGURA 52: Imagens por MO obtidas do material de base, a) MB tampão, b) MB tubo. FONTE: autor

5.3. Quantificação da Ferrita Delta (δ)

A ferrita delta foi medida utilizando o ferritoscópio. Foram realizadas medidas em amostras soldadas nas correntes 20, 30 e 40 A. Os valores estão apresentados na tabela 13.

TABELA 13 – Valores de ferrita delta utilizando ferritoscópio

Corrente (A)	Velocidade (mm/s)	(%) Ferrita delta
20	5,1	0,65
30	5,1	1,3
40	5,1	1,55

A medida realizada com auxílio do ferritoscópio não foi precisa, pois a região de medida desta solda é pequena e a ponta do ferritoscópio apresenta uma elevada dimensão dificultando a medida com precisão.

A técnica de ataque químico e contagem da ferrita por metalografia quantitativa também foi empregada.

Para auxiliar na identificação da fase ferrita foi utilizada a microscopia eletrônica de varredura com a técnica do EDS. Foram realizadas análises por EDS sobre as partes identificadas, inicialmente, como ferrita e verificado o teor de cromo (ferritizante) e níquel (austenitizante).

Na figura 53, utilizando microscopia eletrônica de varredura, pode ser observada a ferrita delta na coloração branca nas dendritas formadas no processo de solidificação da região fundida.

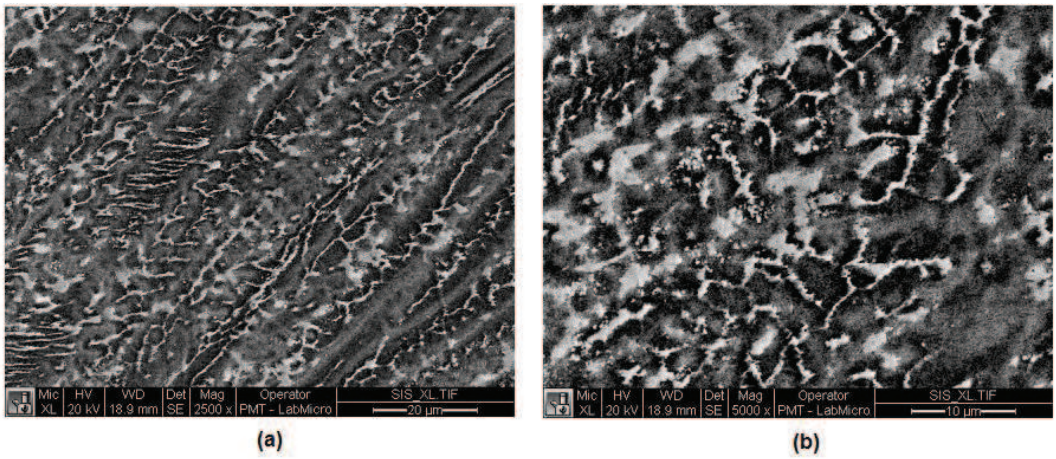


FIGURA 53: Imagens da microestrutura obtida por MEV com indicação da ferrita delta na cor branca, a) Aumento de 2500x, b) 5000x. Ataque: metabisulfito de potássio e bifluoreto de amônio. FONTE: autor

O espectro de EDS obtido na microestrutura da zona de fusão, a fim de detectar diferença de elementos químicos entre a matriz austenítica e a ferrita delta está mostrado na figura 54.

Na figura 54a está indicado o espectro da região de cor escura (matriz) da figura 53 e na figura 54b está indicado o espectro da região de cor branca. Os espectros não indicaram diferenças significativas entre a presença dos elementos químicos nas duas regiões medidas. No entanto, na análise por EDS observou-se uma maior composição de cromo nas regiões claras em relação à matriz escura, indicando a presença de ferrita delta nestas regiões, enquanto nas áreas escuras observou-se maior teor de níquel em relação às regiões claras. Portanto, as áreas escuras correspondiam à fase austenítica.

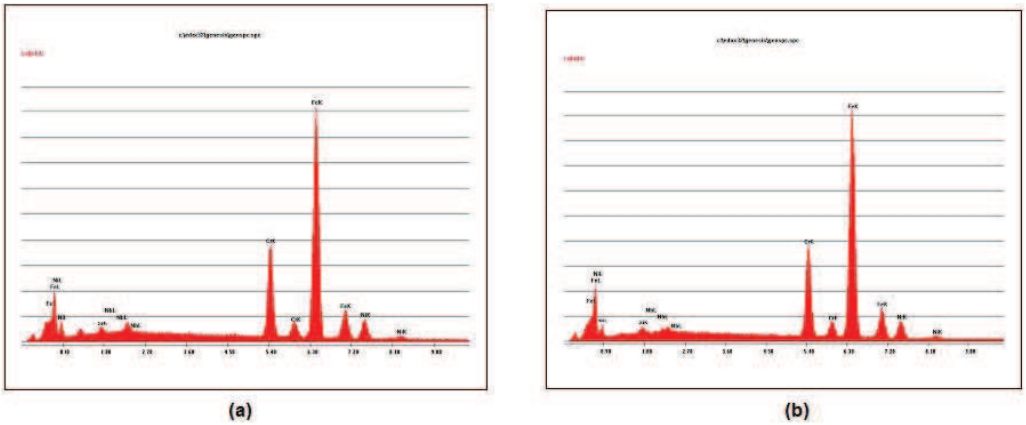
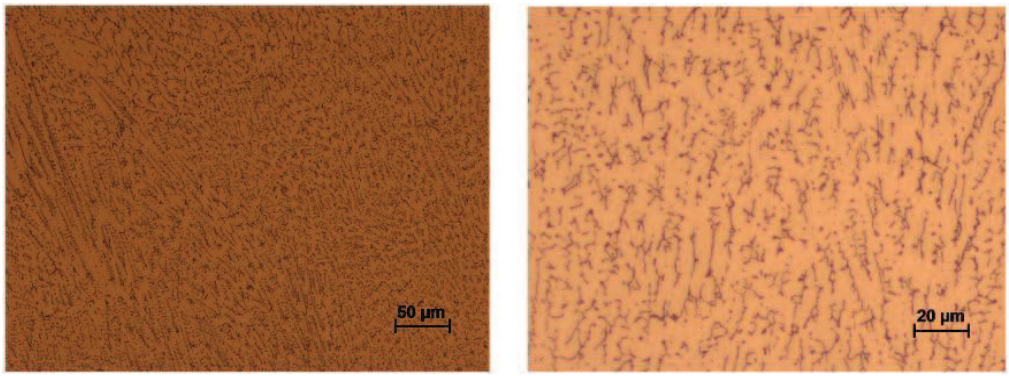


FIGURA 54: Microanálise por EDS, a) Região escura, b) região clara.
FONTE: autor

A porcentagem volumétrica de ferrita delta foi medida com auxílio de microscopia ótica utilizando malhas reticuladas idênticas sobre as micrografias. Foram contados os pontos que coincidiram com a interseção dos reticulados em cada fase e os resultados foram divididos pelo número total de pontos, para se obter a porcentagem de cada fase na zona fundida. Na figura 55 é apresentado imagens obtidas por MO utilizada para contagem da fase ferrita delta.



(a) (b)

FIGURA 55: a) e b) Imagens por MO utilizada para contagem indireta da ferrita delta, ataque eletrolítico NaOH. FONTE: autor

Na tabela 14 são apresentados os valores da porcentagem volumétrica de ferrita δ para diferentes correntes de soldagens. Os teores de ferrita delta medidos por metalografia foram muito próximos, em torno de 10 %, para as diferentes correntes de soldagem.

TABELA 14: Porcentagem volumétrica de ferrita delta em diferentes correntes de soldagem

Corrente (A)	Velocidade (mm/s)	% Ferrita (δ)
30	6,4	9,8
40	5,1	9,2
45	4,3	9,8
45	5,1	11,0

PESSANHA (2011) quantificou o teor de ferrita delta no aço inoxidável AISI 347 (estabilizado ao nióbio) soldado com o processo GTAW por metalografia quantitativa. O teor de ferrita delta de 26 % foi encontrado por PESSANHA (2011) na zona de fusão após o processo de soldagem.

Segundo RAO (2010), a presença de ferrita δ é importante para evitar trincas a quente em juntas soldadas de aços inoxidáveis austeníticos. O valor de ferrita delta recomendado varia de 3 a 10 % (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; LANCASTER, 1999).

O teor de ferrita delta foi também estimado utilizando o diagrama de Schaeffler, conforme é visualizado na figura 56. Foi calculado o níquel equivalente (Ni_{eq} = 11,8 %) e o cromo equivalente (Cr_{eq} = 18,1 %). Pela estimativa apresentada no gráfico, o valor de ferrita delta está entre 0 e 2%. É importante lembrar que o diagrama de Schaeffler foi estabelecido em condições de equilíbrio. Na soldagem, em razão da alta velocidade de solidificação e de resfriamento, considera-se um processo fora do equilíbrio.

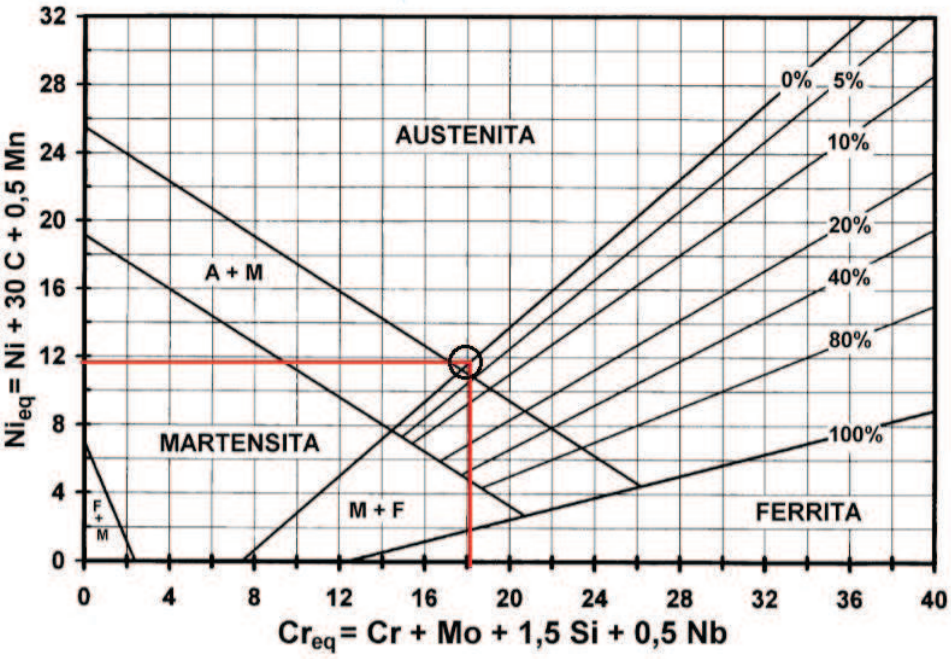


FIGURA 56: Estimativa de ferrita delta através do diagrama de Schaeffler.

A ferrita delta foi calculada por métodos diferentes. A estimativa de ferrita δ com o diagrama de equilíbrio pode não ser precisa em razão das condições de não equilíbrio de uma junta soldada. Existe uma imprecisão grande na medida da ferrita delta com ferritoscópio, pois a região em estudo é muito pequena e não consegue uma boa leitura com a ponta do ferritoscópio. A medida realizada com ferritoscópio está bem próxima da medida estimada no diagrama de Schaeffler, pois, a ponta do ferritoscópio apesar de posicionada sobre a zona de fusão pode ter feito a medida da ferrita delta no material de base. A medida realizada por metalografia quantitativa pode apresentar imprecisões, uma vez que

pode-se atacar no material outros constituintes, como inclusões, “mascarando” o resultado. A medida realizada com auxílio da técnica EDS ajudou a identificar os elementos presentes nas fases. Esta análise indicou que os elementos ferritizantes, cromo e nióbio, estão presentes em quantidades 10 % superior ao valor obtido na matriz. No entanto, apesar das diferenças de valores com o ferritoscópio e diagrama de Schaeffler, a associação das técnicas de medida por MEV com EDS e a metalografia quantitativa é a mais precisa na estimativa da ferrita. Os valores obtidos por esta técnica estão de acordo com a literatura (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

6. CONCLUSÕES

As amostras soldadas com corrente inferior a 25 A não atenderam o requisito de profundidade de penetração de soldagem. As amostras soldadas com corrente superiores a 40 A apresentaram profundidade de penetração e reforço do cordão acima do limite, uma vez que ultrapassaram a espessura do tubo além do especificado, provocado pelo aporte de calor elevado e reforço acima de 0,15 mm, trazendo consequências danosas para a junta soldada.

As amostras soldadas nas correntes de 30 e 40 A ensaiadas foram aprovadas em todos os ensaios não destrutivos (Inspeção visual e dimensional, líquido penetrante, ensaio de vazamento por fuga de gás hélio e raios X), pois não foram observadas descontinuidades na junta soldada.

O calor imposto na peça aumentou de 13,2 para 48,3 J/mm aumentando a profundidade de penetração do cordão de solda de 0,34 para 1,49 mm.

O ensaio de microdureza Vickers indicou resultados uniformes para corrente de solda, não havendo diferenças significativas entre a zona de fusão, a zona afetada pelo calor e o metal base.

O ensaio de tração nas juntas soldadas, utilizando correntes de soldagens de 30 e 40 A, deslocamento lateral do eletrodo de 0,1 mm e velocidade de soldagem de 5,1 mm/s, mostrou resistência mecânica do conjunto soldado suficiente para sua aprovação com rompimento fora da região da solda. A tensão de escoamento média obtida foi de 350 MPa e requisitos de projeto requerem uma tensão de 292 MPa.

O ensaio de fadiga com corrente de 40 A obteve número de ciclos de $2,14 \times 10^5$. Este valor é 50% maior no tempo de vida comparado com amostra de 30 A. Considerando fadiga de baixo ciclo com uma média de 3 ciclos/dia de rampa de potência e vida útil do reator nuclear de 3 anos, o número de ciclos encontrado é suficiente para atender esta condição.

O ensaio de arrebentamento nas amostras ensaiadas apresentou resultados que atende a especificação técnica, com ruptura a uma distância acima 30 mm do cordão de solda.

O ensaio de corrosão para verificar susceptibilidade à corrosão intergranular não apresentou indícios de precipitação de carbonetos de cromo na

região afetada pelo calor, o que já era esperado para este tipo de aço estabilizado ao nióbio e pelas condições de resfriamento da junta.

A ferrita delta foi medida por diferentes técnicas. Apesar de diferenças nos resultados, a associação do MEV com metalografia quantitativa se mostrou a mais precisa. A porcentagem obtida para ferrita δ na análise com EDS e metalografia quantitativa foi próxima de 10 % e está de acordo com a literatura, sendo que o valor é suficiente para prevenir a formação de trincas a quente.

Neste trabalho, a soldagem com corrente de 40 A e velocidade de 5,1 mm/s se mostrou a melhor condição, em razão de atender a penetração de soldagem, reforço de solda dentro do limite, ausência de precipitados na região da solda, ausência de defeitos superficiais, limite de escoamento acima dos requisitos de projeto e número de ciclos de fadiga suficiente para atender as condições de trabalho.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ASM Handbook – American Society for Metals, Vol. 6 – Welding, Brazing and Soldering, 9ª Edition. 229-247; p. 226-229; pag. 2804; 1994.

2. ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Edição 2010; ASME seção III, Divisão 1, Subseção NB.

3. ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Edição 2010; ASME seção II, Part A, Ferrous Material Specifications, SA-213/SA-213M.

4. ASTM A 262 - Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels – Annual Books of ASTM Standards, Section 01, Volume 01.03, ASTM, West Conshohocken, United States, 2014.

5. ASTM B 811 - Standard Specification for Wrought Zirconium Alloy Seamless Tubes for Nuclear Reactor Fuel Cladding - Annual Books of ASTM Standards, Section 03, Volume 03.01, ASTM, West Conshohocken, United States, 2013.

6. ASTM E 8M - Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials - Annual Books of ASTM Standards, Section 03, Volume 03.01, ASTM, West Conshohocken, United States, 2013.

7. ASTM E 112 - Standard Test Methods for Determining Average Grain Size – Annual Books of ASTM Standards, Section 03, Volume 03.01, ASTM, West Conshohocken, United States, 2005.

8. ASTM E 165 - Standard Practice for Liquid Penetrant Examination for General Industry - Annual Books of ASTM Standards, Section 03, Volume 03.01, ASTM, West Conshohocken, United States, 2012.

9. ASTM E 384 - Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials - Annual Books of ASTM Standards, Section 03, Volume 03.01, ASTM, West Conshohocken, United States, 2013.

10. ASTM E 562 - Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point - Annual Books of ASTM Standards, Section 03, Volume 03.01, ASTM, West Conshohocken, United States, 2011.

11. ASTM E 1032 - Standard Test Method for Radiografic Examination of Weldments – Annual Books of ASTM Standards, Section 03, Volume 03.03, ASTM, West Conshohocken, United States, 2012.

12. BAYRAKTAR, E.; KAPLAN, D.; DEVILLERS, L.; CHEVALIER J .P.; Grain growth mechanism during the welding of interstitial free (IF) steels; School of Mechanical and Manufacturing Engineering; Paris, França, 2007.

13. BEESTON, J., M.; Mechanical and physical properties of irradiated type 348 stainless steel; International symposium on effects of radiation on materials; Savannah, GA, USA; June, 1980.

14. BITTENCOURT, M.S.Q.; Soldagem TIG de tubos de aço inox AISI 316 para varetas combustíveis; Dissertação de mestrado; Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brasil, 1985.

15. BRAGA, C., C.; Análise de sensibilidade para modelagem semi - mecanística de acidentes severos; dissertação de mestrado, pag. 18 – 20; Instituto de Pesquisa Energéticas e Nucleares, IPEN; São Paulo, 1994.

16. BRANCO, C.M.; FERNAANDES, A.A.; CASTRO, P.S.T.; Fadiga de estruturas soldadas; 2ª Edição; Fundação Calouste Gulbenkaian, Portugal, 1999.

17. CALLISTER, W. D. Jr.; Ciência e Engenharia de Materiais – Uma introdução; pag. 147; 7ª Ed.; Departamento de Engenharia Metalúrgica, The University of Utah, USA; 2007.

18. CAMARGO, M., U., C.; Estudo de danos de radiação em um aço inoxidável austenítico tipo AISI 321 com adições de Nb, submetido a tratamentos térmicos, mecânicos e irradiações com nêutrons rápidos; Dissertação de mestrado; IPEN, São Paulo, 1980.

19. CHIAVERINI, Vicente; Aços e ferros fundidos; 7 ed. São Paulo; Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais; Cap. 23; Aços resistentes à corrosão, p.381-424, 2002.

20. CHUNG, H., M.; SANECKI, J. E., GARNER F. A.; Radiation-induced instability of MnS precipitates and its possible consequences on irradiation-induces stress corrosion cracking of austenitic stainless steel; Effects of Radiation on Materials: 18th International Symposium; American Society for Testing and Materials, 1997.

21. CNEN, Site disponível em: <http://www.cnen.gov.br/ensino/energ-nuc.asp>. Acesso em 07/01/2015.

22. COLPAERT, H.; Metalografia de produtos siderúrgicos comuns; 4ª Ed. Atualizada por André Luiz V. da Costa e Silva; São Paulo, 2008.

23. CORREA, D., A., C.; Estudo da influência do aço inoxidável AISI 316 irradiado com nêutrons rápidos e partículas alfa; Dissertação de mestrado, IPEN, São Paulo, 1985.

24. COSTA e SILVA; A., L., V.; MEI, P.R.; Aços e ligas Especiais, 3ª ed., editora Blucher, São Paulo, 2010.

25. COUTINHO, C. B. Materiais Metálicos para Engenharia. 1ª ed. Belo Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, p. 28-57, 1992.

26. CTMSP, arquivo interno, Centro Tecnológico da Marinha, São Paulo, 2014.

27. DUPONT, J.N.; Microstructural Development and Solidification Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steel Weld, International Materials Review, 1991.

28. DURGUTLU, A.; Experimental investigation of the effect of hydrogen in argon as a shielding gas on TIG welding of austenitic stainless steel. Mater Design; p. 19–23; 2004.

29. ELETRONUCLEAR, Site disponível em: <http://www.eletronuclear.gov.br/Not%C3%ADcias/NoticiaDetalhes.aspx? NoticiaID=321>. Acesso em 07/01/2015.

30. HALL PETCH, Equação: σy = σ0 + ky d-1/2, onde: “σy” é o limite de escoamento, “d” é o tamanho médio do grão e “σ0” e “ky” são constantes particulares do material; 1971).

31. FROST, Brian R.T.; Nuclear Fuel Elements. Pergamon Press, 1982.

32. GRONG, O.; Metallurgical Modelling of Welding; Second edition; The institute of Materials; The University of Cambridge Department of Materials Science and Metallurgy; Norway, 1994.

33. IAEA, site disponível em https://www.iaea.org/About/Policy/GC/GC51/GC51InfDocuments/English/gc51inf-3-att7_en.pdf, consulta em 08/01/2015.

34. KOU, S.; Welding Metallurgy; second edition; pag. 170-195; 2003.

35. KUMAR, S.; SHAHI, A. S.; Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welded AISI 304 stainless steel joints; Department of Mechanical Engineering, Sant Longowal Institute of Engineering & Technology, Longowal, India; 2009.

36. LAMARSH, J.R.; BARATTA, A.J.; Introduction to Nuclear Engineering; 3ª Edição, New Jersey, 1982.

37. LANCASTER; J.F.; Metallurgy of welding; Sixty edition; Cambridge, England, 1999.

38. LEFFLER, B.; Stainless steel and their properties. 2ª edition; Stockholm: Avesta Sheffiled; 1998.

39. LIPPOLD, J.,C.; KOTECKI, D.J.; Welding metallurgy and weldability of stainless steel; 2005.

40. LU, S.; FUJIIH.; NOGIA K.; Arc ignitability, bead protection and weld shape variations for He–Ar– O2 shielded GTA welding on SUS304 stainless steel , p. 1231-1239. Joining and Welding Research Institute,

Osaka University, Japan; Shenyang National Laboratory for Materials Science, China; 2009.

41. MANSURL, T., R.; FILHOL, N., N., A., TARSO, P., V. G; RABELO, E., G.; SILVA, L., L., SCORALICK, G., A.; SANTOS, M., C., V.; BRACARENSE, A., Q.; Estudo das tensões residuais em juntas soldadas de materiais dissimilares e determinação dos limites de resistência à fadiga dos metais de base; Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear - CDTN, Belo Horizonte, MG, Brasil; 2011.

42. MARQUES, P., V.; MODENESI, P.J.; Soldagem: Introdução aos processos de soldagem; Belo Horizonte, Fevereiro, 2006.

43. MARQUES, V., M.; MODENESI, P., J.; BRACARENSE, A.,Q.; Soldagem: Fundamentos e Tecnologia, 3ª ed. Editora UFMG, Belo Horizonte, 2014.

44. McGUIRE, M., Stainless Steels for Design Engineers , American Society for Metals International, Materials Park, Ohio, 285 p., 2008.

45. MODENESI, P., J.; MARQUES, V., M.; SANTOS, D.B.; Introdução à Metalurgia da Soldagem; Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil, 2012.

46. MOURA, V.; YAE KINA, A.; TAVARES, S.S.M.; LIMA, L.D.; MAINIER, F.B. Influence of stabilization heat treatments on microstructure, hardness and intergranular corrosion resistance of the AISI 321 stainless steel. Journal of Materials Science, January 2008.

47. NEVES, M., D., M.; Soldagem de varetas combustíveis de aço inoxidável para reatores nucleares; Mestre em Engenharia Mecânica – Faculdade de engenharia de Campinas, Universidade de Campinas, Campinas, 1986.

48. NEVES, M., D., M.; LOTTO, A.; BERRETTA, J., S.; ROSSI, W.; JUNIOR, N., D., V.; Solidificação da Zona de Fusão na soldagem do AISI 304 com Inconel 600 por laser de Nd:YAG; Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN-CNEN/SP, Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais (CCTM), São Paulo, Brasil; 2009.

49. Notas de aula; Disciplina de pós Graduação: Soldagem e Junção de Materiais; Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN, São Paulo, 2013.

50. NS-EN 970 – Non-destructive examination of fusion welds Visual examination; Belgium, 1998.

51. OLANDER, Donald R.; Fundamental Aspects of Nuclear Reactor Fuel Elements. Technical Information Center; Department of Nuclear Engineering, Virginia, USA, 1976.

52. OLIVEIRA, A., C.; Análise da substituição do aço inoxidável austenítico AISI 304L pelo AISI 348 na fabricação de vareta combustível, Universidade de São Paulo; São Paulo, 2003.

53. PADILHA, A.,F.; GUEDES, L.,C.; Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e propriedades; Ed. Hemus, São Paulo, 2004.

54. PERROTTA, J. A.; Curso de Introdução à Engenharia do Núcleo de Reatores; São Paulo, Julho de 1999.

55. PERROTTA, J. A.; Proposta de um núcleo de reator PWR avançado com caraterísticas adequadas para o conceito de segurança passiva; Tese de Doutorado, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1999.

56. PESSANHA, E., C.; Quantificação da ferrita delta e avaliação da relação microestrutura/propriedades de um aço inoxidável austenítico AISI 347 soldado. Dissertação de mestrado, UENF; Campos dos Goytacazes, 2011.

57. PICKERING, F. B. Physical Metallurgy and Design of Steels, Applied Science Publishers LTD, 269 p., England, 1983.

58. RAO, K., P.; Effect of weld cooling rate on delta-ferrite content of austenitic weld metals;; Department of Metallurgical Engineering; Indian Institute of Technology, India; 2010.

59. REIS, R.; Análise do comportamento sob irradiação do combustível nuclear a altas queimas com os programas computacionais FRAPCON e FRAPTRAN; Dissertação de mestrado, IPEN, São Paulo, 2014.

60. RODRIGUEZ, M.L.; MARTINEZ, F.R.; Materiales Nucleares, 1. Ed. Madrid; Serviço de Publicaciones de La Junta de Energia Nuclear, 1971.

61. SATISH I.; UNNIKRISHNANA, R.; ISMAILA, T., P., BHADAURIA, I.; SHEKHAWATF, S.K.; RALESH, K. K.; SPATE, S.; Effect of heat input on the microstructure, residual stresses and corrosion resistance of 304L austenitic stainless steel weldments; Department of Metallurgical Engineering and Materials Science, Indian Institute of Technology Bombay (IITB), Maharashtra, India, 2013.

62. SENAI; Soldagem; Área de metalurgia; Editora Senai-SP; São Paulo, 2013.

63. SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E.; Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L; Revista Escola de Minas; Ouro Preto; 2007).

64. SAVAGE, W., F.,; NIPPES, E., F.,; BRUCK, G., J.,; Radiation-Induced Swelling in Stainless Steel Weld Metal; Welding Journal; February, 1981.

65. SAVAGE, W. F. ; NIPPES, E. F. ; ERICKSON, J. S; Solidification Mechanisms in Fusion Welds; Welding Research; St Louis, Missouri, USA, 1976.

66. SAVAGE, W. F.; ARONSON, A. H.; Preferred orientation in the weld fusion zone. Welding Journal, p.85-s to 89-s; 1996.

67. SCHERBAUM, M., F.; TEIXEIRA, G. ,S.;ITURRIOZ, I.; MAZZAFERRO, J., A., E.; Análise da fratura de um rolo motriz de correia transportadora; VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, Campina Grande, Paraíba, Brasil, 2010.

68. SCHWIND, M., KALLQVIST, J., NILSSON, J.O., et al. Sigma-phase precipitation in stabilized austenitic stainless steels. p. 2473-2481. Acta Mater. Sweden, 2000.

69. SMITH, W. F. Principles of Materials Science and Engineering 3.ed. New York, USA, p. 547-551, 1996.

70. SOUZA et al. Avaliação da proporção de fases em juntas soldadas de tubulações de aço inoxidável duplex mediante aplicação de ensaios não destrutivos; Revista Soldagem e Inspeção, Vol. 18, São Paulo, 2013.

71. STOENESCU, R.; Effects of nêutron irradiation on the microstructure and mechanical properties of the heat affected zone of stainless steel welds. Doctoral thesis; Federal Polytechinic of Lausanne; Lausanne, 2005.

72. SUNDARAM, C.V.; MANNAN S.L.; Nuclear fuels and development of nuclear fuel elements; Indira Gandhi Centre for Atomic Research, Kalpakkam, India; 1989.

73. TAVARA, S., A.; CHAPETTI, M., D.; MANFREDI, C.; OTEGUI, B.; Influence of nickel on the susceptibility to corrosion fatigue of duplex stainless steel welds; Department of Physics, University Trujillo, Peru, 2001.

74. TAVARES, S., M.; SOUZA, V., M.; SOUZA, J., A.; KINA, A., Y.; Influência dos tratamentos térmicos de estabilização e solubilização na resistência à corrosão intergranular do aço inoxidável AISI 347 fundido. Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, 2008.

75. THOMAS, L., E.; BEESTON, J., M.; The microstructure of neutron irradiated type-348 stainless steel and its relation to creep and hardening; Journal of Nuclear Materials; p. 159-167; USA; February, 1982.

76. VITEK, J.M.; DAVID, S.A.; The Sigma Phase Transformation in Austenitic Stainless Steels; Metals and Ceramics Division, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge,Tenn. April, 1986.

77. WAINER E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H.; Soldagem: Processos e Metalurgia. Edgard Blucher Ltda.; São Paulo, 1992.

78. WEISS, B.; STICKLER, R.; Phase instabilities during high temperature exposure of 316 austenitic stainless steel; Metallurgical transactions, vol. 3 p. 851 – 866; Abril, 1972.

79. YOUSEFIEH, M.; SHAMANIAN, M.; SAATCHI, A.; Influence of Heat Input in Pulsed Current GTXW Process on Microstructure and Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welds. pag. 65- 78.Department of Materials Engineering, Irã; 2011.

80. Zona Termicamente Afetada pelo Calor, site disponível em: ftp://ftp.demec.ufmg.br/lrss/MetalurgiaSoldagem_Graduacao/CapitulosLivroSindoKou/Capitulo%2014ok.pdf; consulta em 09/01/15.