

Soldagem circumferencial de tubos de aço inoxidável AISI 348 usando o processo GTAW

Circumferential welding of pipes made of AISI 348 stainless steel using the process GTAW

Renato Paulo Rezende, Maurício David Martins das Neves

prezende2003@yahoo.com.br; mdneves@ipen.br

### **Resumo**

*Neste trabalho, foram realizadas soldagens circumferenciais entre tubos de aço inoxidável AISI 348, com dimensões aproximadas de 10,0 mm de diâmetro externo e 0,6 m de espessura e tampões maciços de mesmo material de base (MB) pelo processo de soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) em diferentes condições. As amostras soldadas foram preparadas para análise microestrutural por microscopia óptica (MO) e por microscopia eletrônica de varredura (MEV) com espectroscopia de energia dispersiva (EDS). Por meio de MO, foram medidas as dimensões da zona fundida, respectivamente, penetração da soldagem e largura do cordão. O MEV com a técnica EDS, foi utilizado para verificar a distribuição do nióbio na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA). Levantaram-se os perfis de microdureza Vickers das diversas regiões da junta soldada, respectivamente, zona fundida (ZF), zona de ligação (ZL), zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base (MB). As amostras foram ensaiadas com base na norma ASTM 262 prática A para verificar a susceptibilidade à corrosão intergranular das juntas soldadas, em especial na ZTA. As amostras passaram por ensaio de corrosão por imersão, com base na norma G 48, para avaliação de corrosão por pite e comparou-se o resultado com amostra de AISI 304. O aporte de calor modificou as dimensões do cordão, no entanto não indicou a presença de corrosão intergranular e maior indicação de “pites” na junta soldada. Palavras-chaves: aço inoxidável, AISI 348, GTAW, propriedades mecânicas e caracterização microestrutural.*

### **Abstract**

In this study circumferential welds between tubes AISI 348 stainless steel with approximate dimensions of 10.0 mm in outer diameter and 0.6 m thick and end-cap rods of similar material by welding GTAW process was performed. The welding was performed on samples with different welding conditions. The welded specimens were prepared for microstructural analysis by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) with energy dispersive spectroscopy (EDS). By means of the dimensions of the OM fused respectively penetration of the weld bead width and area were measured. The SEM with EDS technique was used to investigate the distribution of chemicals, special elements niobium in the fusion zone (FZ) and the heat affected zone (HAZ). Vickers hardness profiles was performed of the various regions of the welded joint, respectively, fused zone (FZ), zone binding (ZB), heat affected zone (HAZ) and base metal (BM). The samples were tested with the ASTM 263 practice A to check the susceptibility to intergranular corrosion of welded joints. The samples underwent corrosion testing by immersion, based on the standard for evaluation of G 48 pitting corrosion. The heat input has changed dimensions of the weld bead and the microstructural and mechanical characteristics of the welded joint.

*Key-words: stainless steel; AISI 348; GTAW; mechanical properties; microstructural characterization.*

## **1. Revisão Bibliográfica**

O processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) ou TIG (Tungsten Inert Gas) 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 (3). Portanto, a correta definição dos parâmetros de soldagem é de relevante importância nas propriedades do cordão de soldagem.

O parâmetro mais importante na soldagem GTAW é a intensidade de corrente. Foram realizados diversos estudos (4) sobre a influência do aumento da intensidade de corrente no processo TIG 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 para a corrente máxima de soldagem ocorria um aumento na penetração e pouco aumento na largura do cordão de solda.

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, falta de penetração e mordeduras (5).

O aporte de calor é outro parâmetro que influencia significativamente o comportamento da junta na soldagem GTAW. Yousefieh et al (6) realizaram um estudo sobre a influência do aporte de calor com corrente pulsada, analisando a microestrutura e resistência à corrosão numa junta de aço inoxidável duplex imersa numa solução aquosa com 3,5 % de NaCl, usando testes de polarização potencioestática à temperatura ambiente. Neste estudo, foi encontrada a presença de fase sigma e Cr<sub>2</sub>N, provocando a diminuição da resistência à corrosão. Para calor imposto de 0,95 KJ/mm, obteve os melhores resultados de corrosão, que pode ser atribuído à diminuição de fases deletérias, tais como, sigma e Cr<sub>2</sub>N, além da proporção balanceada de ferrita-austenita.

Zhang et al (7), em seu trabalho, mostraram que é possível melhorar a eficiência de soldagem utilizando dois eletrodos no processo GTAW. Uma forma de melhorar a eficiência de soldagem é aumentar a corrente, mas para o processo GTAW tradicional, a pressão do arco fica excessiva. Assim, são induzidas grandes cavidades na poça de fusão e o processo de soldagem torna-se instável, com a presença de descontinuidade na soldagem, tais como, falta de preenchimento e porosidades. Foram utilizados dois eletrodos isolados com fontes independentes, em razão da força de Lorentz, os dois arcos se uniram e formaram um grande arco. A pressão do arco formada pelos dois eletrodos é mais baixa em relação ao uso de apenas um eletrodo, mesmo quando se utiliza corrente alta. Portanto, com pressão baixa do arco é possível realizar soldagem em alta velocidade utilizando correntes altas.

A tensão e o comprimento do arco são variáveis que estão diretamente relacionados, uma vez que, 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. A elevação da tensão do arco (comprimento do arco) aumenta a largura do cordão e diminui a penetração de soldagem (8).

A polaridade da fonte de soldagem também altera a qualidade da solda. No processo GTAW, geralmente é utilizada a corrente contínua com o eletrodo de tungstênio ligado no polo negativo (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) a penetração diminui substancialmente. Na soldagem de aços inoxidáveis, é recomendada corrente contínua com polaridade direta, em razão da maior focalização de calor no metal a ser fundido, proporcionando cordões de solda com penetração maior e largura menor (8,9).

O gás de proteção é mais uma variável importante no processo TIG. Estes gases podem ser utilizados durante a soldagem na forma pura como hélio ou argônio ou misturas entre eles ou outros gases. Geralmente, nas soldagens de aços inoxidáveis pelo processo TIG se utiliza como gás de proteção o argônio puro. A soldagem usando o processo MIG (Metal Inert Gas) pode ser efetuada com 2% de oxigênio ao argônio para assegurar uma melhor fusão do material de adição e a transferência por pulverização (11).

Segundo Tusek et al (12), a composição do gás de proteção no arco depende do tipo de material a ser soldado. A seleção do gás de proteção leva em conta os processos de interação entre os gases e a poça de fusão durante a soldagem. A densidade do gás de proteção tem uma importante influência sobre a eficiência de proteção do arco e da poça de soldagem contra a atmosfera ambiente. O argônio e o dióxido de carbono são gases que tem maior densidade e, portanto, formam uma proteção eficiente em torno do arco de soldagem. As densidades do hidrogênio e do hélio são de 10 a 20 vezes menores que do argônio e, assim, estão propensos a fluxo turbulento na saída do bocal de soldagem.

Lu et al (13) observaram que, na soldagem pelo processo GTAW do aço inoxidável AISI 304, a utilização como gás de proteção hélio (He) com adições de argônio (Ar) e oxigênio (O<sub>2</sub>) em diferentes proporções melhora ignição e aumenta a estabilidade do arco. A adição de Ar ao gás hélio melhora a ignição (abertura) do arco e deixa o arco estável, pois a energia de ionização do argônio (15,76 eV) é menor que a energia de ionização do gás hélio (24,58 eV). A distância da ponta do eletrodo para a ignição do arco aumenta de 1 mm, sob a proteção do gás de proteção hélio puro e 5 mm sob a mistura de gases He-50%Ar. Quando o teor de argônio na mistura dos gases He-Ar está abaixo de 30 %, a proteção do gás no cordão de solda da atmosfera é pobre, e a superfície do cordão pode ficar contaminada e oxidada.

De acordo Kaishu et al (14), os aços inoxidáveis austeníticos são largamente empregados como material estrutural de revestimento nos núcleos de reatores do tipo PWR. Inicialmente, foram utilizados aços inoxidáveis do tipo AISI 304 (4) e AISI 316. Com a evolução das pesquisas nesta área, migrou-se para os aços estabilizados que obtiveram melhores desempenhos nas propriedades mecânicas quando submetidos à irradiação. Os aços inoxidáveis austeníticos com composição aproximada de 18% Cromo, 10% níquel e adições de elementos estabilizadores tais como molibdênio, titânio e nióbio são utilizados em componentes aplicados em altas temperaturas de centrais nucleares, caldeiras, superaquecedores e reatores químicos.

De acordo com Wasnik et al (15), adições de titânio e nióbio evitam a precipitação de carbonetos nos contornos de grão e contribuem para o endurecimento por precipitação, pela formação de pequenos carbonetos

ou carbonitreto do tipo MX. Portanto, adições de Nb/Ti deixam a austenita instável em razão da contribuição para a formação de fases intermetálicas durante a exposição em altas temperaturas.

Segundo Schwind (16), a formação de fases intermetálicas conhecidas como fase-sigma é um problema, quando se utilizam 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 dos componentes fabricados em aços, torna-se importante determinar, quando e em que quantidade as diferentes fases precipitam nos materiais.

Guan et al (17), estudou o mecanismo de falha na solda de uma tubulação fabricada de aço inoxidável AISI 321 e um aço inoxidável AISI 304 utilizado como metal de adição. A falha na tubulação é consequência da fragilização do metal de solda e das tensões térmicas. A precipitação de fases intermetálicas, tais como, fase sigma, quando em trabalho, é a principal responsável pela degradação das propriedades mecânicas e microestruturais do AISI 321 e do metal de solda austenítico AISI 304. A fase sigma tipo agulha é um concentrador de tensão e desempenha papel como iniciador de trinca na interface com a matriz. Várias abordagens podem ser empregadas para controlar a precipitação da fase sigma na solda, tais como: redução do teor de ferrita e carboneto  $M_{23}C_6$  na solda e adição de Nb ao metal de solda.

O objetivo deste trabalho é avaliar as propriedades mecânicas e microestruturais de juntas tubulares do aço inoxidável AISI 348 soldadas pelo processo GTAW.

## 2. Materiais e Métodos

Neste estudo, empregaram-se tubos em aço inoxidável de designação AISI 348 com dimensões aproximadas de 10,0 mm de diâmetro externo e 0,6 m de espessura, que foram soldados pelo processo GTAW aos tampões maciços também de AISI 348. Os tubos sem costura e os tampões foram fabricados a partir de materiais previamente solubilizados. As composições químicas dos materiais de base utilizados estão apresentadas na tabela 1.

Tabela 1 – Composição química do tubo e tampão.

Fonte: Laboratório de análises químicas do Centro Tecnológico da Marinha.

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	9,90	0,07	0,04	0,20	Bal
Tampão	0,044	0,97	0,51	0,035	< 0,001	17,24	9,46	0,16	0,04	0,13	Bal
AISI 348 (18)	0,08 Max	2,00 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

Os tampões maciços foram usinados a partir da barra cilíndrica de 10 mm de diâmetro. Os tampões nas dimensões de 8,6 mm de base e 13 mm de altura foram preparados para o perfeito encaixe no tubo, conforme mostrado na figura 1.

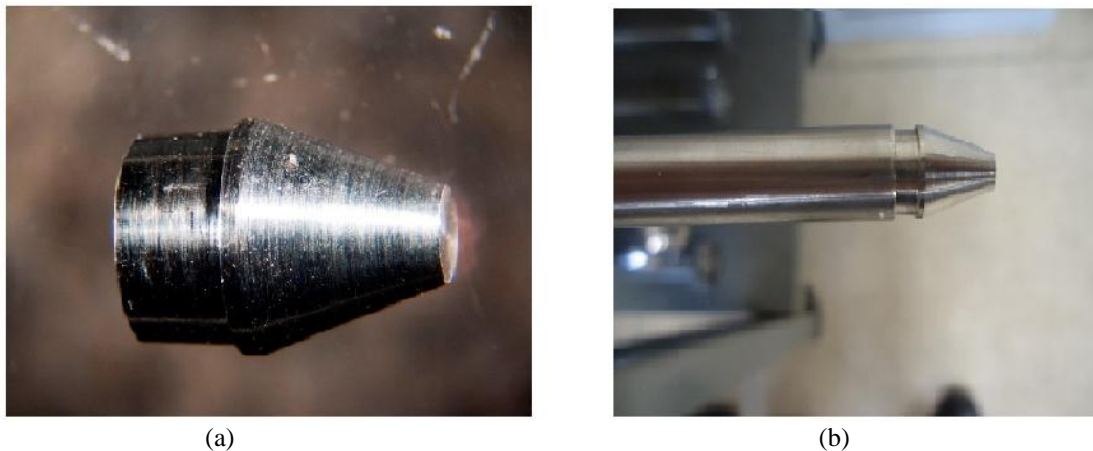


Figura 1: (a) Geometria do tampão utilizado e (b) Detalhe do encaixe por interferência do conjunto tampão-tubo a ser soldado. Fonte: autor.

A soldagem autógena foi realizada numa câmara estanque utilizando argônio como gás de proteção e com pressão interna de 0,5 bar. A fonte soldagem utilizada é da marca *Miller 350*. Na figura 2, é mostrado o interior da câmara de soldagem com o eletrodo posicionado sobre a junta antes da realização da soldagem.



Figura 2: Imagem do interior da câmara de soldagem com eletrodo de tungstênio posicionado sobre a junta.  
Fonte: autor

As intensidades de correntes de soldagem utilizadas neste trabalho foram de 15 A, 25 A, 40 A e 55 A, sendo empregada corrente contínua de polaridade direta (CCPD), gerando, respectivamente, as amostras designadas por A15, A25, A40 e A55. Todos os demais parâmetros de soldagem foram mantidos constantes, conforme tabela 2. O aporte de calor (H) foi calculado a partir da equação 1, onde:  $\eta$  = rendimento térmico considerado neste trabalho no valor de 50%, I = corrente, V = tensão e v = velocidade de soldagem.

Tabela 2: Parâmetros de soldagem utilizados.

<b>Parâmetros soldagem</b>	
Velocidade de rotação (mm/s)	5,10
Tensão de soldagem (Volt)	9,01
Tempo de soldagem (s)	10,0
Altura eletrodo (mm)	0,60
Posição do eletrodo em relação à junta (mm)	0,30
Diâmetro do eletrodo (mm)	1,50
Ângulo do eletrodo (graus)	15

$$H = (\eta \cdot I \cdot V) / v \quad (1)$$

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  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ . Após o polimento, foi realizado um ataque eletrolítico, numa solução de 50% ácido nítrico e 50% água, densidade de corrente de 10 mA/cm<sup>2</sup>, 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). As dimensões da profundidade de penetração e da largura do cordão foram medidas utilizando o programa *image ij*, conforme mostrado na figura 3.

O tamanho de grão da zona termicamente afetada (ZTA) do tubo e do tampão foi medido empregando-se o método do intercepto de contorno de grão, tomando por base a norma ASTM E 112 (19). Nesta técnica, 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) foi calculado pela equação 2.

$$G = - 3,2877 - [6,6439 \times \log L] \quad (2)$$

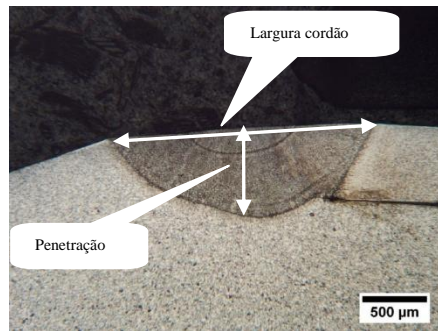


Figura 3: Indicação das medidas de largura e profundidade no cordão de solda. Fonte: autor

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado com auxílio de um microdurômetro instrumentado da marca Fischer. O ensaio foi utilizado para traçar um perfil de dureza a partir da zona fundida (ZF), passando pela zona de ligação (ZL) e pela zona termicamente afetada (ZTA) até o metal base (MB), onde o material não foi afetado pelo calor. Na figura, são mostradas esquematicamente as regiões de medição de dureza realizada nas amostras. Foram realizados dois perfis de dureza e calculada a média dos valores para cada região. No ensaio de microdureza foi utilizada a carga de 300 mN e um tempo de marcação de 10 segundos.

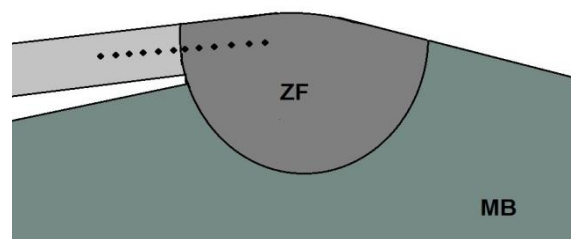


Figura 4: Representação esquemática das regiões da solda e medidas dos pontos de microdureza Vickers

A susceptibilidade à corrosão intergranular foi realizada com base na norma ASTM A-262 (20). O ensaio de corrosão foi realizado com base na prática A, que consistiu em ataque com ácido oxálico a 10 %, densidade de corrente de 1 A/cm<sup>2</sup> e tempo de 90 segundos. As análises foram feitas por microscopia óptica com aumento de 200x e 500x e as imagens obtidas foram comparadas com as sugeridas pela norma.

As amostras das juntas soldadas do AISI 348 junto com uma amostra do aço AISI 304 foram seccionadas na seção longitudinal e foram submetidas ao ensaio de corrosão por pite com base na norma ASTM G48 (21). O ensaio consiste em manter as amostras imersas 72h numa solução de cloreto férrico (10% em peso de FeCl<sub>3</sub> · 6H<sub>2</sub>O em H<sub>2</sub>O destilada) a uma temperatura de 22 ° C. As amostras foram retiradas a cada 24 h para serem fotografadas na lupa com aumento de 12x e colocadas novamente em solução.

### 3. Resultados e Discussão

As amostras soldadas tiveram as dimensões da zona fundida - ZF (metal de solda – MS) quantificadas. As dimensões medidas do cordão de solda, respectivamente, profundidade de penetração e largura do cordão de solda em relação à corrente empregada estão apresentadas na tabela 3. A profundidade de penetração deve atender um valor mínimo de 110% da espessura do tubo, visando respeitar condições de projeto e para garantir à junta resistência mecânica aos esforços submetidos.

Tabela 3: Valores médios das dimensões dos cordões de solda e aporte de calor.

<i>Amostra</i>	<i>Corrente (A)</i>	<i>Largura (mm)</i>	<i>Profundidade (mm)</i>	<i>Aporte de calor (J/mm)</i>
A15	15	1,275 ± 0,042	0,346 ± 0,042	13,2
A25	25	2,078 ± 0,040	0,725 ± 0,024	21,9
A40	40	2,340 ± 0,046	0,912 ± 0,048	35,1
A55	55	3,390 ± 0,026	1,335 ± 0,042	48,3

Na figura 5, é possível observar imagens obtidas por MO dos diferentes cordões de solda das amostras A15, A25, A40 e A55.

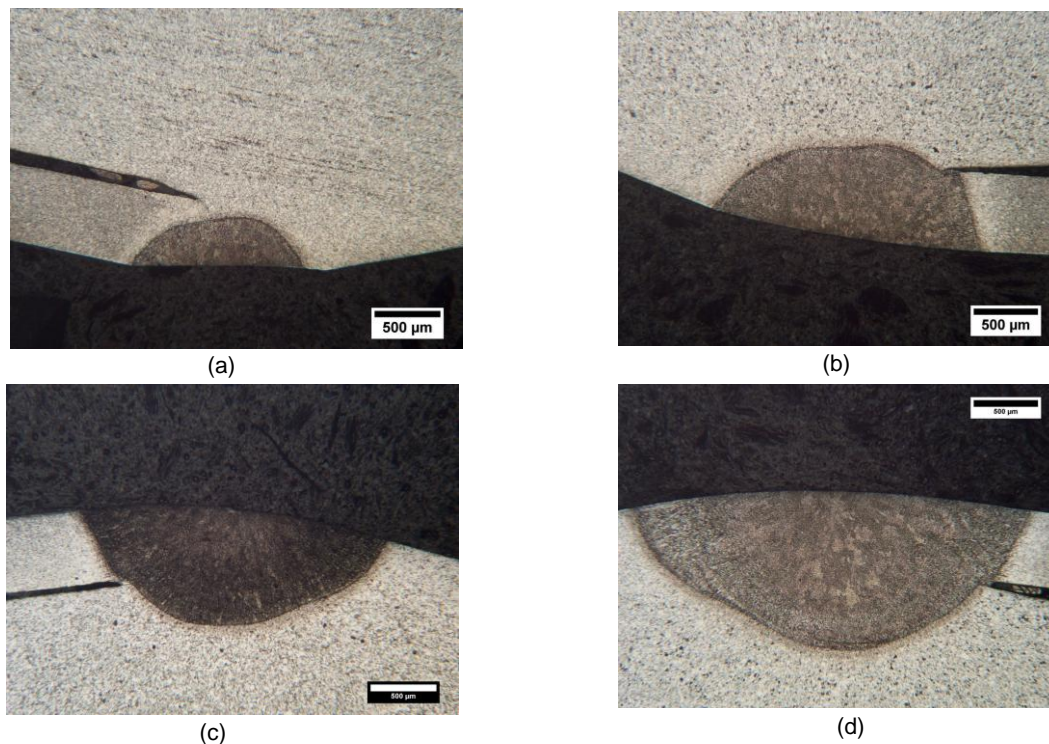


Figura 5: Imagens obtidas dos cordões de soldagem em diferentes correntes - a) 15 A, b) 25 A, c) 40 A e d) 55 A.

A partir dos resultados apresentados na tabela 3 e as imagens da figura 5, observa-se na amostra A55 a maior profundidade de penetração e a maior largura do cordão de solda. Na amostra A15, as dimensões do cordão de soldagem, profundidade de penetração e largura do cordão foram as menores, inclusive não ultrapassaram a espessura do tubo. As amostras A25 e A40 apresentaram valores intermediários às amostras A15 e A55 e ultrapassaram a espessura do tubo. Esta variação na dimensão do cordão está relacionada ao aporte de calor à junta soldada, isto é, quanto maior o aporte de calor, mais profundo e mais largo é o cordão de solda.

Nota-se que, na amostra A15, 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, uma vez que é obtida a partir de alta corrente de soldagem, o que aumenta muito o aporte de calor na soldagem, podendo causar efeitos não desejados na microestrutura e na resistência mecânica da solda.

Em alguns estudos (1, 6), foram observados que o aumento do calor imposto influencia a microestrutura, aumentando o tamanho de grão e diminuindo a resistência à corrosão da junta soldada, além de provocar um cordão de solda de baixa qualidade. Alguns autores (22, 23), mencionaram que o aumento do aporte de calor provoca elevação das dimensões da zona afetada pelo calor (ZAC) e da zona fundida.

Na figura 6, são apresentadas microestruturas da região fundida para as diversas condições de soldagem deste estudo. O modo de solidificação predominante foi o celular dendrítico.

Segundo Savage (22), 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. Em trabalho de Kumar (23), é mencionado que em soldagens de baixo aporte de calor menores foram os tamanhos das dendritas e melhores foram as propriedades mecânicas.

Segundo Modenesi (24), 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 conhecido 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 6, verificou-se que as maiorias das 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 celular, celular-dendrítica ou uma mistura de ambas.

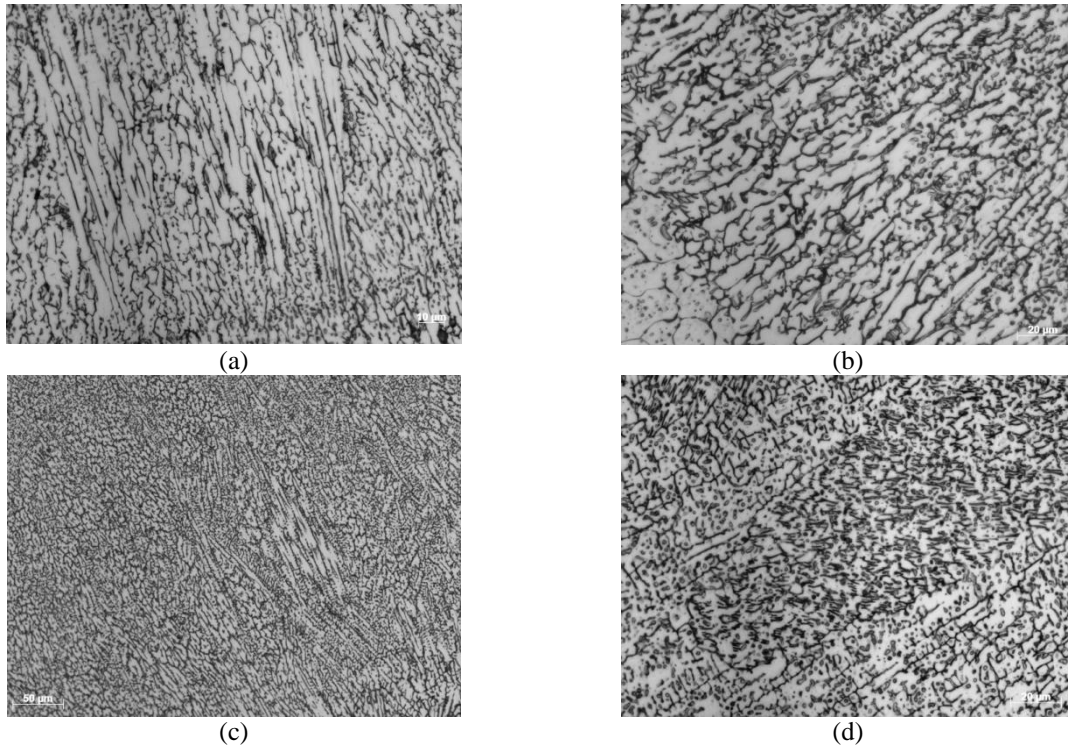


Figura 6: Imagens da microestrutura da zona de fundida. a) 15 A; b) 25 A; c) 40 A; d) 55 A.

Na figura 7, é apresentado o mapeamento do elemento químico nióbio na zona fundida e na zona termicamente afetada pelo calor, próxima à linha de fusão para a amostra A55. Pela análise do mapeamento, é possível observar uma distribuição uniforme do nióbio na zona fundida, conforme observado na figura 7b. Na figura 7d, é apresentado o mapeamento da zona termicamente afetada pelo calor na zona de ligação entre o tubo e a zona fundida. Neste mapeamento, é possível verificar áreas ricas em nióbio, embora seja possível a precipitação de seus carbonetos nesta região, devido ao calor da soldagem, sendo o mais provável que estas fases ricas em nióbio sejam remanescentes do processo de fabricação do tubo.

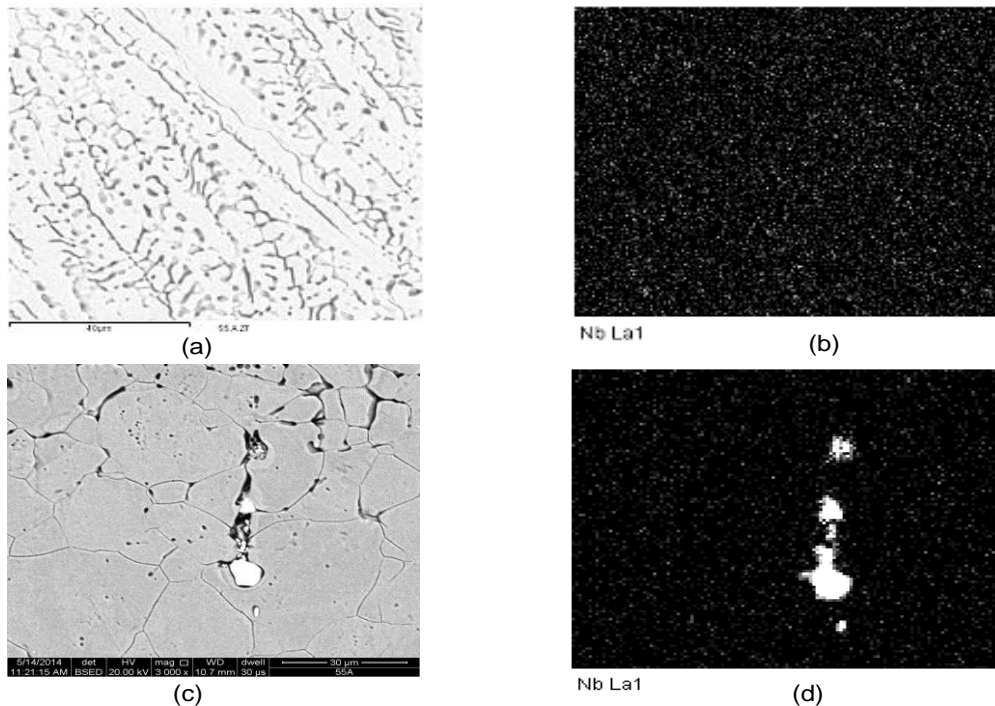


Figura 7: Mapeamento do nióbio. a) MEV da zona de fusão mostrando a formação dendrítica, b) mapeamento obtido por EDS da região da figura (7a), (c) imagem obtida por MEV da interface ZF/MB e (d) EDS da região da figura (7c) indicando a presença de carboneto de nióbio.

Os materiais de base utilizados foram fornecidos na condição solubilizada. No entanto, é possível que haja algum carboneto de nióbio remanescente do processo de solubilização que não se dispersou na matriz.

Na figura 8, são apresentadas imagens do MB antes do processo de soldagem. A microestrutura do tubo apresenta-se mais refinada que a microestrutura do material do tampão.

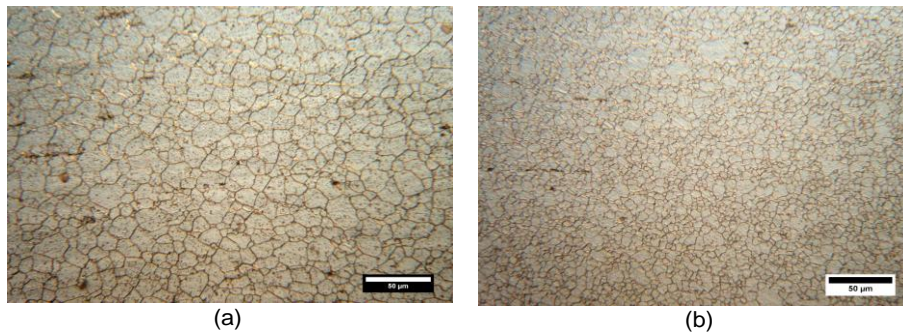


Figura 8: Imagens por MO obtidas do material base - a) MB tampão e b) MB tubo

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 4. Observa-se que tamanho de grão no 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, propiciando a conservação do tamanho de grão.

Conforme Kou (1), o crescimento de grão próximo à zona fundida pode ser explicado pelo ciclo térmico 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 (23), na zona termicamente afetada pelo calor próximo à zona de ligação, os grãos são relativamente maiores em razão do maior aporte de calor, como mostrado na tabela 4 na amostra A55

Tabela 4: Medida de Tamanho de Grão ASTM

Amostra	Tamanho de Grão ASTM (G)			
	ZAC tubo	ZAC tampão	MB tubo	MB tampão
A15	8 e 9	8 e 9	9 e 10	8 e 9
A25	8 e 9	8 e 9	9 e 10	8 e 9
A40	8 e 9	8 e 9	9 e 10	8 e 9
A55	7 e 8	8 e 9	9 e 10	8 e 9

Os resultados dos ensaios de microdureza Vickers estão apresentados na figura 9, sendo possível verificar uma uniformidade nos valores de dureza para as diferentes correntes de solda.

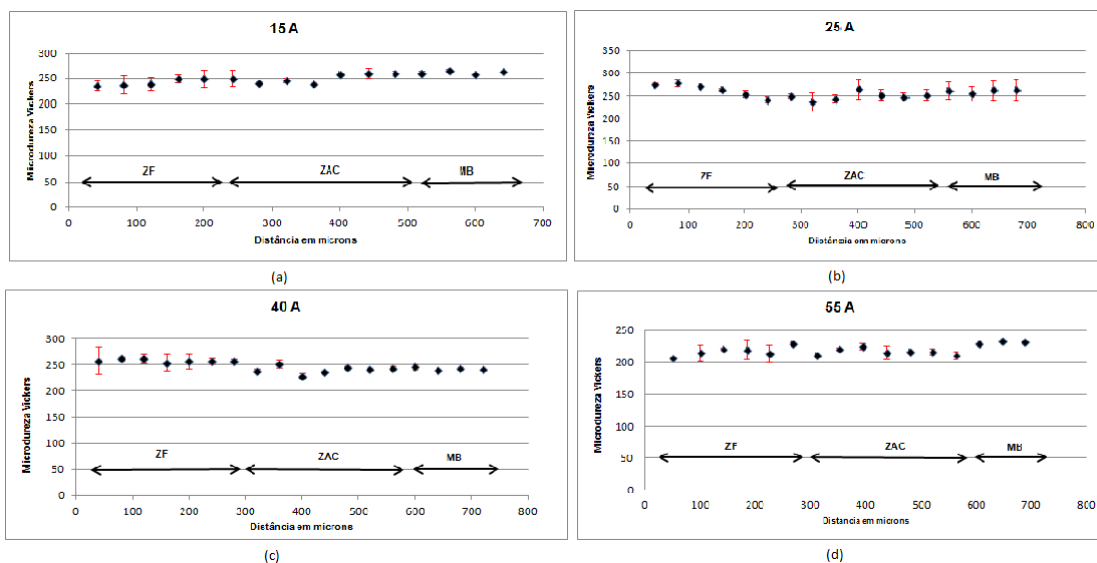


Figura 9: Perfil de microdureza Vickers das diferentes correntes. a) 15 A; b) 25 A; c) 40 A; d) 55 A.



As amostras A15, A25, A40 e A55 apresentaram valores de durezas próximos e uniformes nas 3 regiões medidas (ZF, ZTA e MB). Os materiais 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 baixa próxima às da zona fundida. Também não foi possível identificar a extensão da ZAC na soldagem utilizando os dados da figura 9, em razão de não serem observadas variações significativas de dureza entre a ZAC e o MB.

Na figura 10, estão apresentadas imagens obtidas por microscopia ótica das regiões submetidas ao ensaio de susceptibilidade à corrosão intergranular com base na norma ASTM A262 prática A. As regiões apresentadas são da ZTA na região do tubo e do tampão.

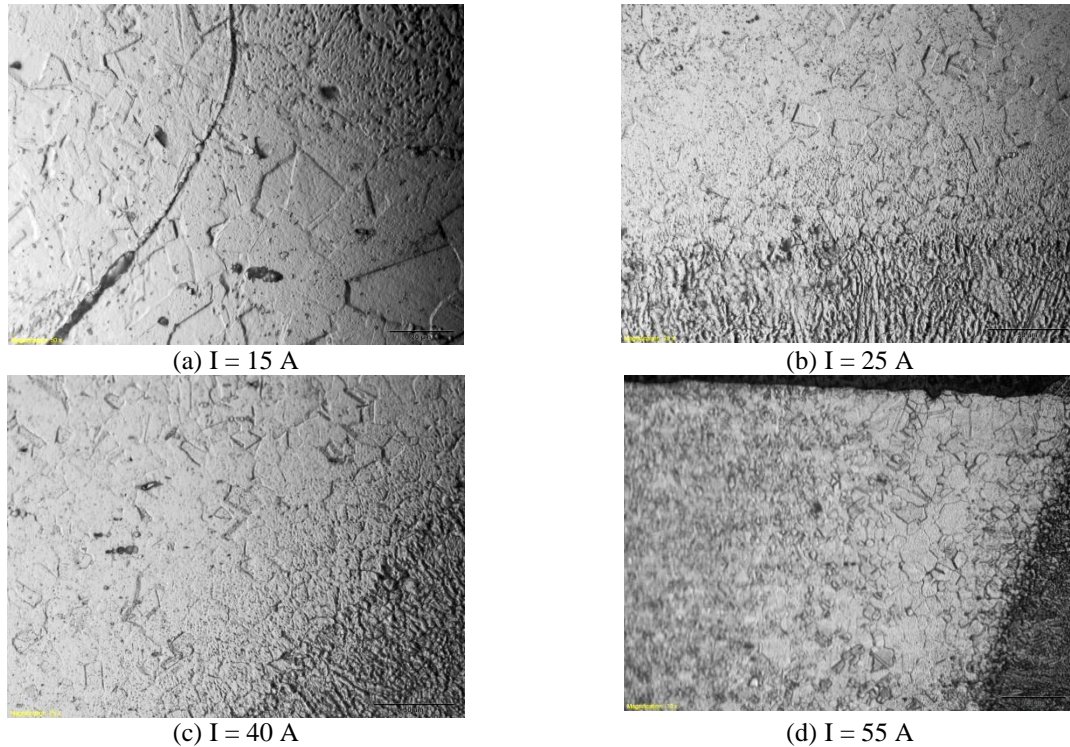


Figura 10: Imagens obtidas por MO das regiões submetidas ao ensaio de sensitização.

Segundo Satish (25), 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. A partir das observações microestruturais, verifica-se que não existe corrosão intergranular nas amostras soldadas nas diferentes correntes, o que era esperado, pois se trata de um aço estabilizado ao nióbio para evitar a corrosão intergranular e o curto tempo de soldagem. Segundo a norma ASTM A-262 (20), a corrosão intergranular ocorre quando um grão é completamente circundado por um ataque mais profundo.

O ensaio de corrosão para verificar a susceptibilidade ao ataque por pite e a perda de massa sendo realizado com base na norma ASTM G 48. Na figura 11 é possível verificar as imagens obtidas das amostras do AISI 348 e AISI 304 após 72 horas de imersão.

Nas amostras de aço inoxidável AISI 348 a corrosão por pite não ocorreu de forma intensa. O cordão de solda aparentemente não apresentou “pites” de corrosão e as regiões do tubo com a presença de pequenos “pites”, vide figuras 11b, 11d e 11f. Nas figuras 11a, 11c e 11e correspondentes a seção transversal da soldagem verifica-se que, na seção do cordão de soldagem, no tubo e no tampão ausência de “pites” de corrosão. Algumas regiões com indicação de “pites” podem ser observadas na interface do tubo /tampão, em especial pela presença de frestas na interface tubo-tampão. As amostras soldadas com diferente aporte de calor não apresentaram diferenças significativas de regiões com corrosão no ensaio de corrosão por pite. Na amostra do aço AISI 304, conforme figura 11g e 11h, a corrosão foi generalizada e maior foi a presença de “pites”, tanto nas regiões do tubo, do tampão e na interface tubo-tampão.

Segundo Hamdy et al (26), aumentando o teor de nióbio, aumenta também a resistência a corrosão localizada, como o pite. Nos aços inoxidáveis austeníticos, a melhor resistência à corrosão por pite foi obtido com 1,24 % de teor de nióbio.

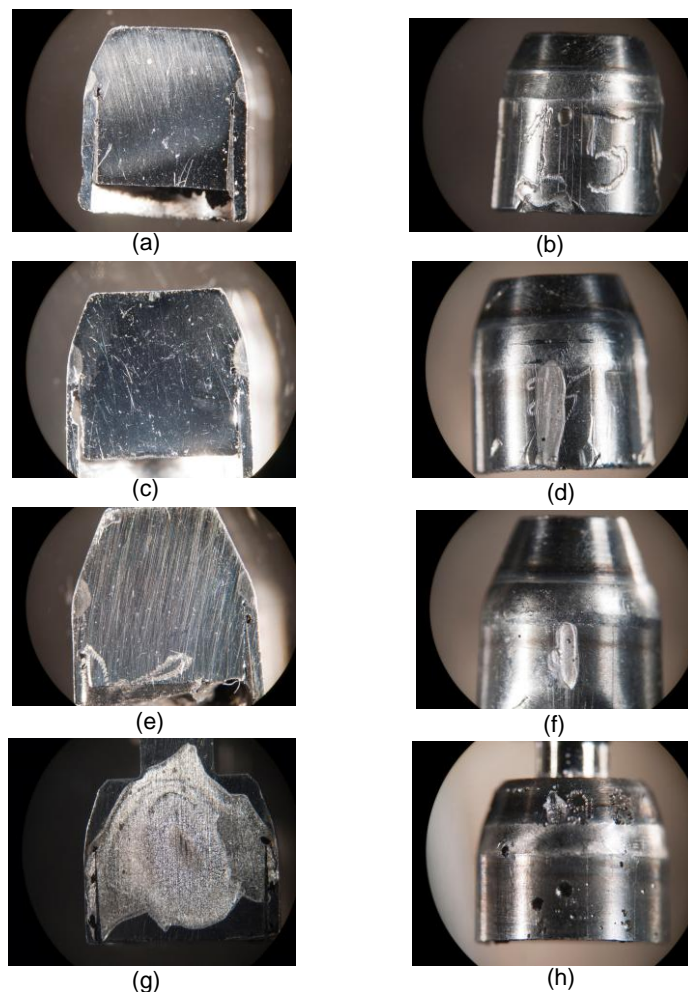


Figura 11: Imagens do cordão de solda e da raiz da solda após 72 horas de imersão na solução de cloreto férrico a) Raiz da solda 15 A, b) Face do cordão 15 A; c) Raiz da solda 25 A, d) Face do cordão 25 A, e) Raiz da solda 40 A, f) Face do cordão 40 A; g) Raiz da solda – AISI 304, h.) Face do cordão – AISI 304.

No ensaio de perda de massa foi possível verificar a perda de massa em todas as amostras após 72 h de imersão na solução de cloreto férrico. Os resultados não indicaram uma tendência de perda de massa em relação ao aporte de calor para amostras do AISI 348. As amostras soldadas do aço AISI 348 em média perderam menos material em relação à junta soldada do aço AISI 304.

#### 4. Conclusões

A soldagem com 15 A não foi suficiente para alcançar a penetração mínima do tubo, enquanto as condições de soldagem de 40 A e 55 A apresentaram profundidade de penetração bem acima do limite de espessura do tubo. Aparentemente, o melhor resultado de penetração foi obtido com a corrente de 25 A deve ser melhor analisada por ensaios mecânicos e microestruturais.

O ensaio de microdureza Vickers mostrou-se uniforme para corrente de solda, não havendo diferenças significativas entre a zona de fusão, a zona termicamente afetada e o metal base.

O ensaio de corrosão para verificar susceptibilidade à corrosão intergranular não apresentou indícios de precipitação de carbonetos de cromo na zona termicamente afetada, o que já era esperado para este tipo de aço estabilizado ao nióbio.

No ensaio de susceptibilidade à corrosão por pite das amostras do aço AISI 348 foi verificada uma pequena presença de “pites”, que estavam predominantemente localizados na região de fresta da interface do tubo com o tampão.

Na amostra do AISI 304, o ataque por “pites” foi generalizado e com maior perda de massa em relação à amostras do aço AISI 348.

## 5. Referências Bibliográficas

1. Kou, S.; Welding Metallurgy; second edition; pag. 23-26; pag. 170-195; 2003.
2. Bracarense A. Q; Processo de soldagem TIG-GTAW; UFMG; 2000. Disponível na internet no site WWW.ufmg.br em 18/07/2014.
3. Yang, C. L., Lin, S. B.;. Arc Welding Base ; MI. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 2003.
4. Neves, M.;D.;M.; Soldagem de varetas combustíveis de aço inoxidável para reatores nucleares; 1986. 125 folhas. Mestre em Engenharia Mecânica – Faculdade de engenharia de Campinas, Universidade de Campinas, Campinas, 1986.
5. Modenesi, P. J.; Bracarense, A. Q.; Marques, P. V.; Soldagem - Fundamentos e tecnologia; 3ª edição. p. 205-217. Editora UFMG – Belo Horizonte; 2009.
6. 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. P. 65- 78.Department of Materials Engineering, Irã; 2011.
7. Zhang Guang-jun; LENG Xue-song; WU Lin; Physics characteristic of coupling arc of twin-tungsten TIG welding; p. 813-817.State Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology, Harbin Institute of Technology, China; 2006.
8. ASM Handbook – American Society for Metals Vol. 6 - Welding, Brazing and Soldering, 9ª Edition, pag. 229-247; p. 226-229; pag. 2804; 1994.
9. Bittencourt, S.,Q.M.; Soldagem TIG de aço inox AISI 316 para varetas combustíveis. 1985. 153 folhas. Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais – COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brasil, 1985.
10. LI Qing-ming; WANG Xin-hong; ZOU Zeng-da; WU Jun; Effect of activating flux on arc shape and arc voltage in tungsten inert gas welding; p. 486-490. School of Materials Science and Engineering, Shandong University, China; 2007.
11. 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.
12. Tusek J, Suban M. Dependence of melting rate in MIG/MAG welding on the type of shielding gas used. p. 185-192; Welding Institute, Eslovênia, 2001.
13. Lu S.; Fujii H.; Nogita K.; Arc ignitability, bead protection and weld shape variations for He–Ar–O<sub>2</sub> 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.
14. Kaishu Guan, Xiaodong Xu, Hong Xu, Zhiwen Wang, Effect of aging at 700 C on precipitation and toughness of AISI 321 and AISI 347 austenitic stainless steel welds. P 37-45. Research Institute of Process Equipment and Pressure Vessel, China, 2005.
15. Wasnik, D.N., Dey, G.K., Kain, V., Samajdar, I. Precipitation stages in a 316L austenitic stainless steel. p.135-141.Scripta Mater, India, 2003.
16. Schwind, M., Kallqvist, J., Nilsson, J.O., et al. Sigma-phase precipitation in stabilized austenitic stainless steels. p. 2473-2481. Acta Mater., Suécia, 2000.
17. Guan, K.S.; Xu, X.D.; Zhang, Y.Y; Wang, Z.W.; Cracks and precipitate phases in 321 stainless steel weld of flue gas pipe; p. 623-633. Research Institute of Process Equipment, East China University of Science and Technology, Shanghai, China, 2004.

18. American Iron and Steel Institute – AISI 348 disponível <http://www.bssa.org.uk/topics.php?article=183>. Acesso em 20/07/2014.
19. 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.
20. 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, 2005.
21. ASTM G 48 - 03. Standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferric chloride solution. West Conshohocken, PA, United States, 2003.
22. Savage, W. F. ; Nippes, E. F. ; Erickson, J. S; Solidification Mechanisms in Fusion Welds; Welding Research; St Louis, Missouri, USA, 1976.
23. 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.
24. Modenesi, P. J.; Marques, P.V.; 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.
25. 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.
26. Hamdy, A. S.; El-Shenawy, E.; El-Bitar, T.; The corrosion behavior of niobium bearing cold deformed austenitic - stainless steels in 3.5% NaCl solution; Central Metallurgical Research and Development Institute, Helwan, Cairo, April 2006.