

COMPARATIVO ENTRE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX (UNS S32304) PELOS PROCESSOS DE SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA E TIG*

*Rubson Mação Camporez¹
Sandro Mauro de Carvalho²
Sandro Souza³
Fagner Bertholdi Fraga⁴
Temístocles de Sousa Luz⁵*

Resumo

Os aços inoxidáveis duplex conferem uma excelente resistência à corrosão e elevada resistência mecânica em um só material devido sua microestrutura bifásica formada pelas fases de ferrita e austenita numa proporção em torno de 50% para cada uma. Esse balanceamento de fases é devido à distribuição controlada de elementos formadores de austenita (gamagênicos) e de ferrita (alfagênicos). No entanto quando submetidos a processos de soldagem sua microestrutura pode apresentar um desbalanceamento de fases além de formação de fases intermetálicas que prejudicam suas propriedades e limitam sua utilização. O presente estudo objetiva comparar dois processos de soldagem autógenos (TIG e topo a topo por resistência) no aço UNS S32304 focando principalmente microestrutura pós-soldagem da zona afetada termicamente e no cordão de solda.

Palavras-chave: Solda por resistência; UNS S32304; Ferrita.

COMPARISON BETWEEN WELDING JOINTS OF DUPLEX STAINLESS STEEL (UNS S32304) PERFORMED BY RESISTANCE WELDING PROCESS AND AUTOGENOUS TIG WELDING

Abstract

Duplex stainless steel presents a good performance at corrosion environments, as well a high mechanical resistance due to their microstructure composition formed by ferrite and austenite in a proportion around 50%. This phase partition is due to a controlled distribution of austenite forming elements (gamagenics) and ferrite (alphagenics). However after the welding process, the final microstructure can present a higher ferrite content, and in addition can precipitate some intermetallic phases that are harmful and limits its use. The present study aims compare two autogenous welding process (TIG and resistance welding) in steel UNS S32304 focusing mainly on the microstructure of the heat affected zone and weld bead after welding process.

Keywords: Resistance welding; UNS S32304; Ferrite partition.

¹ Aluno Engenharia Mecânica, Universidade Faesa, Vitória, ES, Brasil.

² Engenheiro Mecânico Msc., Professor, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Faesa, Vitória, ES, Brasil.

³ Sandro Souza, Técnico Soldagem, Technip, Vitória, ES, Brasil.

⁴ Engenheiro Mecânico, Engenheiro de Soldagem, Technip, Vitória, ES, Brasil.

⁵ Engenheiro Mecânico Dr., Professor, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

No processo de fabricação de tubos flexíveis para prospecção de óleo e gás, faz-se necessário a realização de soldas em fitas de aços inoxidáveis duplex. Neste sentido existe uma grande preocupação com relação à microestrutura final destas juntas, haja vista a baixa espessura geram menores taxa de resfriamento, acarretando numa microestrutura majoritariamente ferrítica, no lugar da proporção equilibrada de antes da soldagem.

Este estudo compara dois processos distintos de soldagem, TIG e topo a topo por resistência no aço inoxidável duplex UNS S32304. A influência de cada processo foi observada através de microscopia ótica no cordão de solda ou zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA), sendo também realizado a contagem de ferrita nessas áreas, além de verificação da resistência mecânica destas soldas.

1.1 Aços Inoxidáveis Duplex

Aços Inoxidáveis duplex tem formação microestrutural bifásica apresentando uma matriz ferrítica com a fase austenítica precipitada com sua morfologia arredondada e também alongada [1], com uma proporção de fases em torno de [...]50% ± 5% para um material corretamente balanceado [1], obtém-se essa igualdade na microestrutura através do controle dos elementos de liga adicionados à composição do material, o aço inoxidável duplex tem sua fase ferrítica enriquecida em elementos estabilizadores da ferrita como: Cr, Mo e Si e sua fase austenítica enriquecida em elementos estabilizadores da austenita sendo eles Ni, N, Cu e Mn [2].

A microestrutura bifásica dos aços inoxidáveis duplex forma-se pela solidificação da fase ferrítica na faixa de temperatura variando de 1440 a 1490°C, com o resfriamento do material inicia-se a precipitação da austenita à 1200°C por nucleação e crescimento [3] Figura 1.

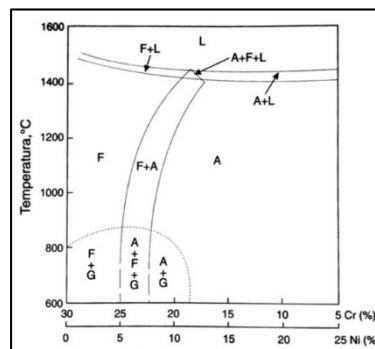


Figura 1. Corte do diagrama Fe-Cr-Ni para 70% de ferro

1.2 Metalurgia da Soldagem

1.2.1 Solidificação do aço inoxidável duplex

A natureza da transformação da ferrita para austenita depende da composição e da taxa de resfriamento. A sequência de transformação para o aço inoxidável duplex é:

Líquido \Rightarrow Líquido + Ferrita \Rightarrow Ferrita \Rightarrow Ferrita + Austenita

A fase austenita forma-se inicialmente ao longo dos limites de grão da ferrita, podendo também ocorrer a precipitação de austenita adicional com morfologia

Widmanstätten nos limites de grão desta austenita. Adicionalmente austenita secundária pode precipitar no interior dos grãos de ferrita, dependendo da taxa de resfriamento ou uso de tratamento térmico posterior à soldagem ou não [4,5].

1.2.2 Zona termicamente afetada (ZTA)

O ciclo térmico da ZTA adjacente ao limite da zona fundida pode ser dividido em três regiões de tempo referente ao ciclo de temperatura (Figura 2) [5]. Estas faixas de temperaturas atingidas aliadas à taxa de resfriamento resultam na microestrutura final encontrada à medida em que se distancia da poça de fusão.

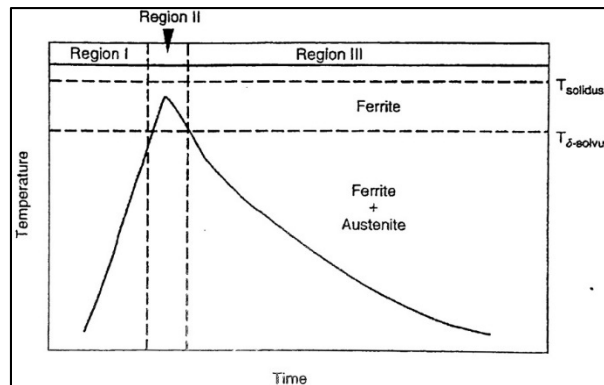


Figura 2. Regiões referente ao ciclo térmico da soldagem

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O Material UNS S32304 utilizado, tem sua composição química exibida abaixo:

Tabela 1. Composição Química do aço inoxidável duplex UNS S32304

%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	N (PPM)	%Cu	%Co
0,012	1,39	0,350	0,023	0,001	22,42	3,58	0,224	1148	0,4302	0,086

Dois processos de soldagem foram utilizados, soldagem autógena TIG e soldagem por resistência, ambos realizados no laboratório de soldagem da Technip. A solda TIG foi realizada num processo semi-automático de corrente pulsada e gás de proteção da poça de fusão e proteção de raiz contendo um teor de 98% de argônio e 2% de nitrogênio com um aporte térmico de 15,6 kJ/cm. A Figura 3 mostra o processo de soldagem TIG.

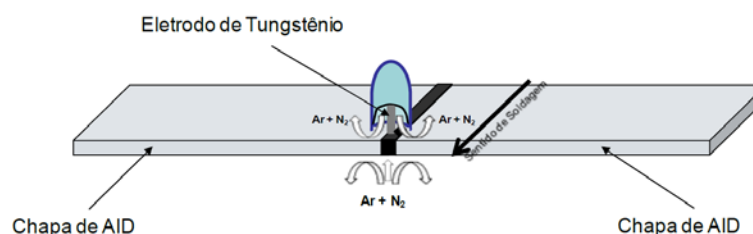


Figura 3. Processo de soldagem TIG

A solda por resistência foi realizada como mostra a Figura 4 utilizando um aporte térmico de 14,3 kJ/cm

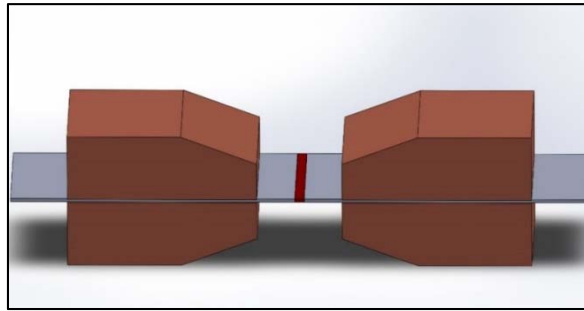


Figura 4. Desenho esquemático do processo de soldagem por resistência

Para avaliação da microestrutura do material sem tratamento térmico foram feitas análises na borda da fita, a $\frac{1}{4}$ da fita e no meio. As amostras foram embutidas em Baquelite e lixadas com lixas de 120, 220, 400 e 600 de granulometria e um polimento posterior com pasta de diamante nos tamanhos médios de partículas de $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$ e por final um ataque químico com Behara para revelação da microestrutura.

Após o ataque químico foi utilizado o microscópio Olympus BXM41 para obtenção das imagens de cada parte da fita.

Com as imagens microestrutural das fitas pode-se observar como foi o comportamento da solda em relação a zona afetada pelo calor, assim podendo ser medido as ZTAs e o cordão de solda de cada processo para ser comparados.

A partição da ferrita foi verificada nas micrografias de magnitude 500x, utilizando o software AnalySIS 5.0 (Build 1210), que verifica a partição volumétrica, pelo contraste de cores de cada fase revelada após ataque químico.

Para cada processo de soldagem foram realizados ensaios de tração no material de base e no material soldado. O ensaio foi realizado na máquina de tração Emic DL30000N e a obtenção do gráfico foi realizada através do *software* Tesc versão 3.01.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Ensaios de Tração

No ensaio de tração pode ser observado o comportamento do material sem solda (material base) e o material soldado, e o que se percebe é uma queda na resistência mecânica do corpo de prova soldado, isso é devido à característica do processo, pois é aplicado um elevado aporte térmico que promove uma diminuição da austenita e um aumento da ferrita provocando um desbalanceamento microestrutural, como a taxa de resfriamento é alta, não há tempo de formar austenita em mesma proporção como havia no material base, assim o material perde resistência mecânica, pois sabe-se que para que haja uma boa resistência mecânica o aço inoxidável duplex deve estar balanceado com 50% para cada fase aproximadamente.

3.1.1. Ensaio de tração - solda por resistência

Na Tabela 2 é mostrado as tensões de ruptura dos corpos de prova para a soldagem por resistência.

Tabela 2. Tensão de ruptura dos corpos de prova

Corpo de Prova	Tensão de ruptura (MPa)
Nº 1 – Metal base	633,53
Nº 2 – Metal soldado	556,36

Através da razão do metal soldado pelo metal de base verifica-se 88% de resistência do metal soldado em relação ao metal de base, ou seja, houve um decréscimo de 12% na resistência a tração após a soldagem.

3.1.2. Ensaio de tração – TIG

Na Tabela 3 é mostrado as tensões de ruptura dos dois corpos de prova para a soldagem TIG.

Tabela 3. Tensão de ruptura dos corpos de prova

Corpo de Prova	Tensão de ruptura (MPa)
Nº 1 – Metal base	687,18
Nº 2 – Metal soldado	604,44

Através da razão do metal soldado pelo metal de base obtém-se 88% de resistência do metal soldado em relação ao metal de base, ou seja, houve um decréscimo de 12% na resistência a tração após a soldagem.

3.2. Metalografia

3.2.1. Solda por resistência

Na Figura 5a e 5b pode ser visualizado uma microestrutura bem característica do processo de soldagem por resistência. Observa-se através das linhas de austenita formadas durante a laminação no metal de base, o redirecionamento conforme o fluxo de saída do material assumindo uma morfologia de “gancho”. No cordão de solda as linhas originais deixam de existir devido ao histórico térmico do processo de soldagem. Na ZTA é possível também observar um aumento dos grãos de ferrita.

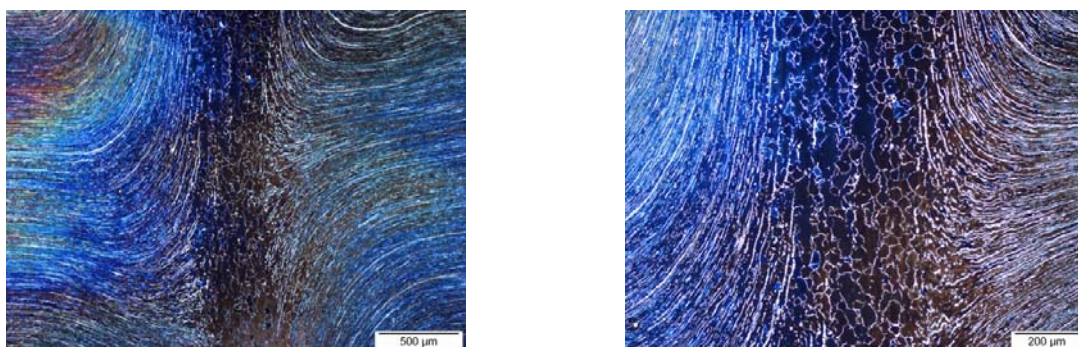


Figura 5. Formação característica do processo, formando linhas de fluxo devido ao forjamento. (a) Ampliação de 50x; (b) Ampliação de 100x

Na Figura 6a e 6b pode-se observar como é a distribuição da microestrutura do metal de base e sua mudança gradativa obtida pela soldagem, com sentido do fluxo de forjamento, além de ser bem claro o aumento da distância entre os grãos de austenita.

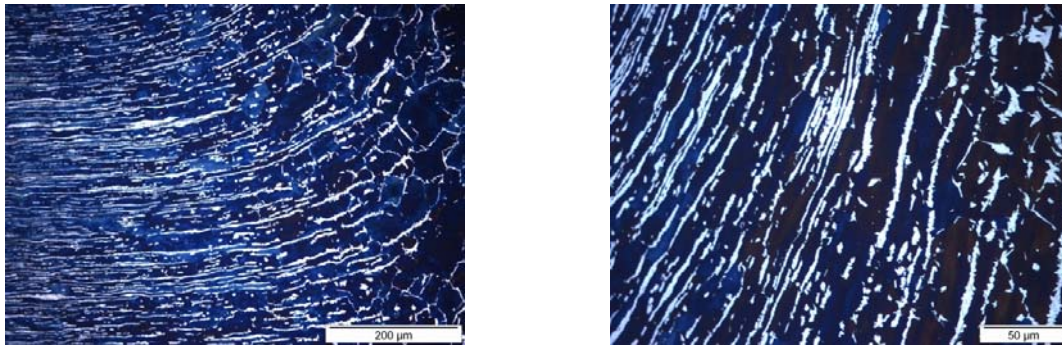


Figura 6. Ensaio metalográfico da ZTA. (a) Ampliação de 200x; (b) Ampliação de 500x.

Na Figura 7a é possível visualizar a mudança da morfologia dos grãos alongados da ferrita e austenita bem distribuídos no metal de base para uma morfologia de grão ferrítico equiaxial com austenita precipitada no contorno do grão, essa morfologia é característica do processo de fusão e solidificação do material, diferente da ZTA que aquece abaixo da linha solvus. Assim é visto que a quantidade de austenita é bastante reduzida e já a ferrita é mais acentuada. Na Figura 7b com uma ampliação de 500x identifica-se o aparecimento da austenita secundária no interior dos grãos de ferrita bem como alguma austenita com morfologia de Widmanstätten.

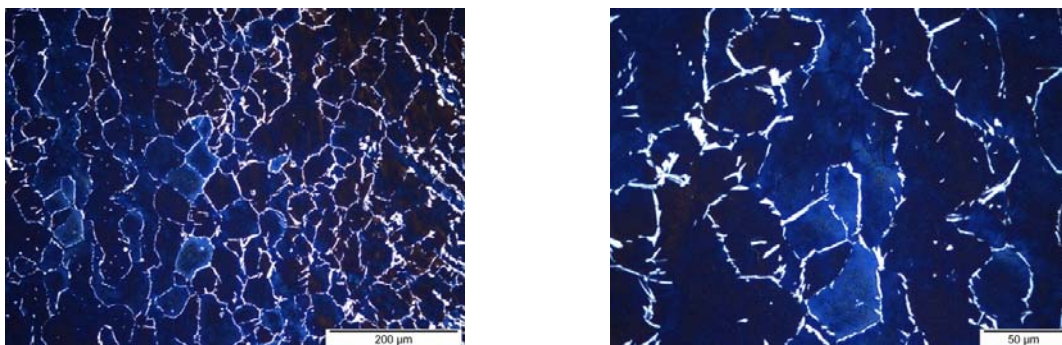


Figura 7. Ensaio metalográfico do metal soldado. (a) Ampliação de 200x; (b) Ampliação de 500x

Este processo de soldagem afeta uma pequena parte do material, devido ao aporte térmico aliado ao forte forjamento. Na Tabela 4 estão as dimensões do cordão de solda e ZTA medido nas figuras 8a, 8b e 8c.

Tabela 4 – Dimensão da zona aquecida

ZTA + ZTA	Solda
1,716mm	0,463mm

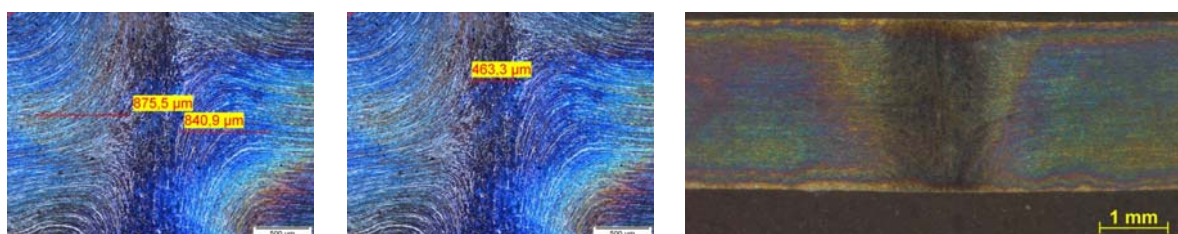


Figura 8. Ensaio de micrografia e macrografia. (a) Dimensão da ZTA; (b) Dimensão da ZF; (c) Macrografia da fita.

O processo gerou uma pequena ZF e ZTA, obtendo uma quantidade de ferrita na ZTA em torno de 80,17% e 91,73% de ferrita na ZF, o que é uma quantidade

elevada. Contudo observando o processo completo, além de rápido e robusto, em termos de repetibilidade, o desempenho é satisfatório, pois sua relação de resistência à tração do metal soldado em relação ao metal de base ficou em torno de 88%, obtendo um baixo decréscimo da sua propriedade.

3.2.2. Solda autógena TIG

Na figura 9a pode ser observado claramente a mudança das microestruturas, mais à esquerda o metal de base formado pela matriz ferrítica e os grãos alongados de austenita proveniente do processo de laminação, seguido da ZTA à sua direita com um crescimento de grão de ferrita acentuado e bem à direita tem-se o início da zona que sofreu fusão formado por uma concentração maior de austenita que na ZTA. Na Figura 9b uma ampliação de 200x foi utilizada, assim fica mais evidente o crescimento do grão de ferrita gerado pelo aporte térmico elevado, além do pouco crescimento da austenita no contorno de grão e o surgimento de austenita secundária no interior do grão de ferrita.

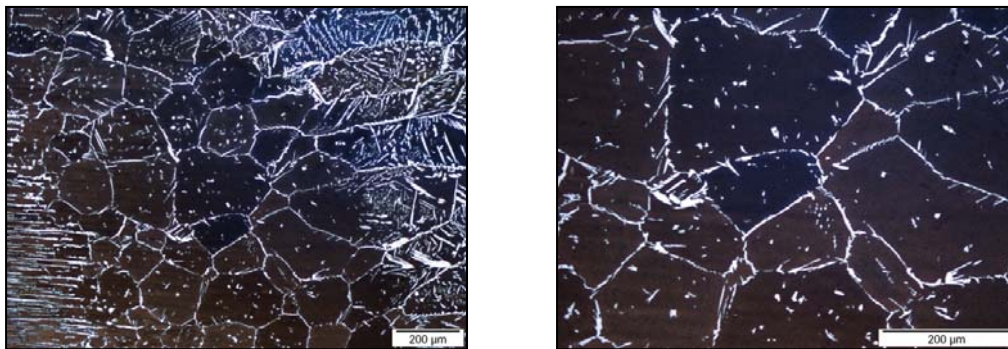


Figura 9. Micrografia. (a) Ampliação de 100x na ZTA; (b) Ampliação de 200x na ZTA

Nas Figuras 10a e 10b são exibidas as micrografias da zona de fusão da solda. Nestas micrografias observa-se uma partição equilibrada entre a austenita e a ferrita.

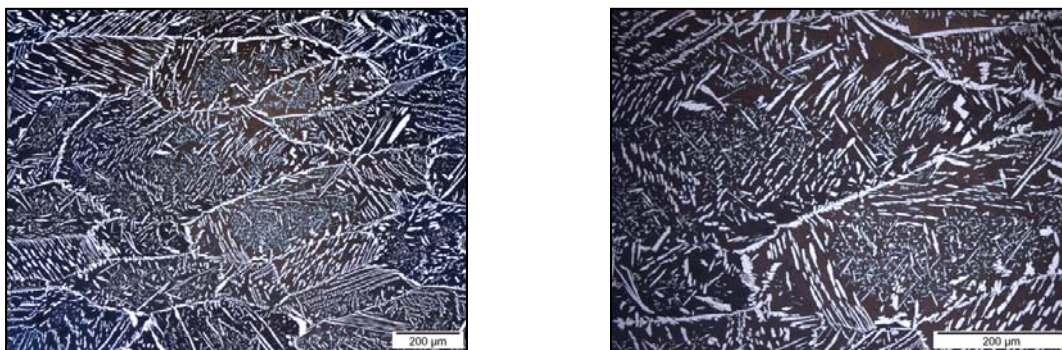


Figura 10. Micrografia. (a) Metal de solda com ampliação de 100x; (b) Metal de solda com ampliação de 200x

Este processo mostrou ter uma zona afetada conforme a Tabela 5 e figura 11:

Tabela 5. Dimensão da zona aquecida

ZTA + ZTA	Solda
2,23mm	4,39mm

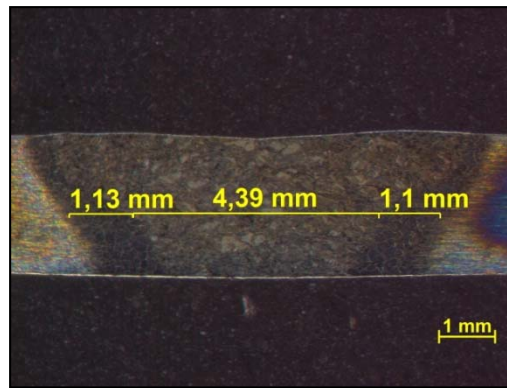


Figura 11. Macrografia da fita mensurando a largura da ZTA e ZF

A quantidade de austenita que surgiu no metal soldado foi em grande quantidade em torno de 25,17%, já na ZTA sua partição de austenita ficou reduzida em torno de 10,80%. Porém observando o processo completo de soldagem TIG foi satisfatório, pois a resistência a tração ficou em torno de 88% quando relacionado o metal soldado com o metal de base, havendo um pequeno decaimento de suas propriedades.

4 CONCLUSÃO

Comparando a resistência mecânica entre metal de base e soldado, em ambos os processos, podemos notar que as soldas dos dois processos apresentaram 88% da resistência mecânica do metal de base.

A solda TIG por apresentar aporte térmico mais elevado tem uma taxa de resfriamento menor. Esta condição aliada à utilização do nitrogênio junto com argônio como gás de proteção de face e de raiz, resultou em um acréscimo de 18% de austenita no cordão de solda em relação ao processo dito por resistência, todavia este mesmo aporte térmico não mostrou a mesma performance na zona afetada pelo calor, comparando os dois processos, pode-se observar que a solda por resistência influenciou menos na zona adjacente resultando 10 % a mais de austenita.

Em contra partida a largura total da zona afetada pela solda, entenda-se cordão de solda mais as duas zonas afetadas pelo calor da solda realizada pelo processo topo a topo por resistência, representa 32% da largura total da solda realizada pelo processo TIG.

Nos dois casos as soldas necessitam de um tratamento térmico posterior, afim de se garantir a partição das fases mais equilibrada possível, pois como o processo de soldagem promove um desbalanceamento da microestrutura, acarretando perda de propriedades, com um tratamento térmico as fases podem tornar-se mais iguais em percentual, pelo fato de promover uma taxa de resfriamento mais lenta, permitindo maior crescimento da austenita após seu aquecimento.

REFERÊNCIAS

- 1 Martins, Marcelo; Casteletti, Luiz Carlos, Aços inoxidáveis duplex e super duplex – obtenção e caracterização. São Paulo, 2007, p. 2-3.
- 2 Smuk, Olena; Microstructure and Properties of Modern P/M Super Duplex Stainless Steel, Sweden, 2004, p. 7.

- 3 Souza, Carlos Soares; Avaliação da resistência à corrosão localizada do aço inoxidável lean duplex UNS S32304 soldado pelos processos SMAW, GMAW e FCAW, Belo Horizonte, 2012, p. 27.
- 4 Lippold, John C.; Kotecki, Damian J., Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel. 1 ed. New Jersey: Wiley-Interscience, 2005, p. 238-239.
- 5 Lippold, John C.; Kotecki, Damian J., Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel. 1 ed. New Jersey: Wiley-Interscience, 2005, p. 245-248.