



CARACTERIZAÇÃO DO TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32304¹

Samuel Deoterio da Silva²

Temístocles Sousa Luz³

Sergio Souto Maior Tavares⁴

Marcelo Camargo Severo de Macêdo⁵

Resumo

Neste trabalho são avaliadas as microestruturas e propriedades mecânicas de juntas soldadas de aço inoxidável duplex UNS S32304 submetidas a diferentes tratamentos térmicos pós soldagem. Chapas de aço inoxidável duplex UNS S32304 foram soldadas pelo processo GTAW com corrente pulsada e sem metal de adição. Posteriormente foram tratados termicamente por indução nas temperaturas de 950°C, 1.050°C, e 1.150°C durante 10 segundos e 30 segundos. A razão entre as frações volumétricas de ferrita e austenita foi avaliada por permeabilidade magnética. Além disto, foram realizados testes de tração para obter as propriedades mecânicas e a influência dos tratamentos térmicos pós-soldagem nas mesmas. Também foi medida a microdureza de cada fase na zona fundida e nas regiões afetadas pelo calor antes e após tratamento térmico. O tratamento térmico pós-soldagem aumentou ligeiramente a ductilidade das amostras soldadas, porém sem atingir os níveis do material como recebido. A proporção entre as fases ferrita e austenita no aço inoxidável duplex UNS S32304 foi medida e relacionada com a variação das propriedades mecânicas.

Palavras-chave: Aço inoxidável duplex UNS S32304; Tratamentos térmicos pós soldagem.

CARACTERIZATION OF HEAT TREATMENT AFTER WELDING OF DUPLEX STAINLESS STEEL UNS S32304

Abstract

In this work the microstructure and mechanical properties of welded joints of duplex stainless steel UNS S32304 under different heat treatment after welding were evaluated. UNS S32304 duplex stainless steel plates were welded by the GTAW process with pulsed current and without filler metal. Subsequently the welded plates were heat-treated by induction at temperatures of 950, 1050, and 1150 °C for 10 to 30 seconds. The ratio of the volume fraction of ferrite and austenite was evaluated by magnetic permeability. Moreover, tensile tests were performed to obtain the mechanical properties and the influence of heat treatment after welding. The microhardness of each phase was measured in the weld and heat affected zones before and after heat treatment. Heat treatment after welding slightly increased the ductility of welded samples, but without reaching the level of the as received material. The ratio between ferrite and austenite phases in duplex stainless steel UNS S32304 was measured and related to the variation of mechanical properties.

Key words: Duplex stainless steel UNS S32304; Heat treatment after welding.

¹ *Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*

² *Eng., Mestrando do Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica - UFES, Vitória - ES*

³ *Dr., Professor do Departamento de Engenharia Mecânica - UFES, Vitória - ES*

⁴ *Dr., Professor do Departamento de Engenharia Mecânica - UFF, Niteroi - RJ*

⁵ *Dr., Professor do Departamento de Engenharia Mecânica - UFES, Vitória - ES*



1 INTRODUÇÃO

O uso crescente dos Aços Inoxidáveis Duplex em estruturas e na fabricação de tubos para a indústria petrolífera tem provocado uma demanda cada vez maior no estudo das propriedades mecânicas desses aços. Além deste campo de aplicação, os aços duplex também são utilizados na indústria de celulose e papel.⁽¹⁾ Entretanto, é necessário um maior entendimento das mudanças microestruturais e da resistência mecânica destes aços quando expostos a temperaturas elevadas.

Os aços inoxidáveis de forma geral quando submetidos a temperaturas acima de 300°C podem mudar suas características microestruturais. Estas mudanças nem sempre são benéficas e podem levar à perda de propriedades importantes tais como a resistência mecânica. Os processos de soldagem ou até mesmo a operação em ambientes com temperatura muito elevada podem fragilizar o material levando a falha de equipamentos. Na indústria a ocorrência de falhas gera prejuízos na produção e aumenta os custos com manutenção, isto não é desejável e pode ser evitado utilizando materiais e processos apropriados.

A escolha correta de aços para uma determinada aplicação se faz através do conhecimento de suas propriedades. À medida que surgem novos tipos de aços cresce a necessidade de realização de estudos para a determinação de suas propriedades.

O aço inoxidável duplex UNS S32304 apresenta menor resistência à corrosão que outros aços duplex sendo superior somente ao UNS S32101, porém seu custo é menor. Apresenta melhores propriedades mecânicas que o 316L e mesma temperatura crítica de pite⁽¹⁾ e ainda é mais barato.⁽²⁾

Normalmente utiliza-se a soldagem GTAW *Gas Tungsten Arc Welding* sem metal de aciação quando há a necessidade de união de chapas de aço inoxidável duplex pequena espessura. Nestes casos, devido ao alto gradiente de calor localizado, característico do processo de soldagem, esta região se torna frágil com perda de resistência mecânica e alongamento. A realização dos tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) em muitos pode melhorar as propriedades da solda para uma determinada aplicação de engenharia.⁽³⁾

Neste trabalho será abordado sobre o comportamento mecânico e microestrutural de chapas aço inoxidável duplex UNS S32304 soldadas pelo processo GTAW sem metal de adição e posteriormente submetidas a diferentes processos de tratamento térmico pós-soldagem, estes tratamentos tem como objetivo melhorar a resistência mecânica e o alongamento das juntas. Os corpos de prova foram tracionados até a ruptura e em seguida as regiões fraturadas foram observadas por microscopia ótica e eletrônica de varredura (MEV). Também foram avaliadas as microdurezas das duas fases, ferrítica e austenítica, em cada uma das condições testadas.

2 MATERIAL E MÉTODOS

O aço analisado neste trabalho foi um aço inoxidável duplex de baixa liga e sem molibdênio: UNS S32304. O material foi recebido em forma de fita com dimensões de 72 mm por 1,8 mm de espessura, sendo que no processo de fabricação foi laminado a quente com posterior tratamento a 1.050°C, seguido de resfriamento ao ar. A Tabela 1 apresenta a composição química desta liga.

Tabela 1. Aço inoxidável duplex UNS S32304 – composição química

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Ti	%N	%Cu	PRE
0,02	0,27	1,36	0,03	0,001	22,15	0,13	3,55	0,011	0,113	0,4	24,39

As chapas deste material foram soldadas pelo processo GTAW semi-automático com corrente pulsada e sem metal de adição. As condições de soldagem foram mantidas as mesmas para todos os corpos de prova, a Tabela 2 mostra os parâmetros utilizados. Posteriormente as regiões soldadas foram submetidas a seis diferentes TTPS's, que estão indicados na Tabela 3.

Os TTPS's foram realizados com uma máquina de aquecimento rápido por indução, cujo esquema de funcionamento é ilustrado na Figura 1. As soldas foram aquecidas rapidamente até atingir a temperatura especificada, o material permaneceu a esta temperatura por um tempo pré-determinado e em seguida o resfriamento é feito ao ar. As temperaturas de solubilização escolhidas estão no campo duplex do diagrama de fase do aço UNS S32304.

Tabela 2. Parâmetros de Soldagem GTAW semi-automático sem metal de adição

Parâmetros de Soldagem	
Velocidade da tocha (cm/min)	47
Altura do Bocal / Eletrodo (mm)	4
Altura Eletrodo / Peça (mm)	2
Diâmetro do Eletrodo (mm)	2
Ângulo da Ponta do Eletrodo (°)	60
Diâmetro do Bocal (mm)	11
Vazão de Gás na Face (l/mm)	10
Vazão de Gás na raiz (l/mm)	10
Tipo de Gás	Argônio + N ₂
Corrente Pulsada	
Alta	194
Baixa	157
Relação Cíclica (%)	78
Frequência (Hz)	55
Pré Gás (S)	4
Pós Gás (S)	10

Tabela 3. Aço Inoxidável Duplex UNS S32304: tratamentos térmicos pós soldagem

Tratamento Termico Pós-Soldagem	Temperatura	Tempo
TTPS 1	950°C	10 segundos
TTPS 2	950°C	30 segundos
TTPS 3	1050°C	10 segundos
TTPS 4	1050°C	30 segundos
TTPS 5	1150°C	10 segundos
TTPS 6	1150°C	30 segundos

Esquema do Tratamento Térmico Pós Soldagem

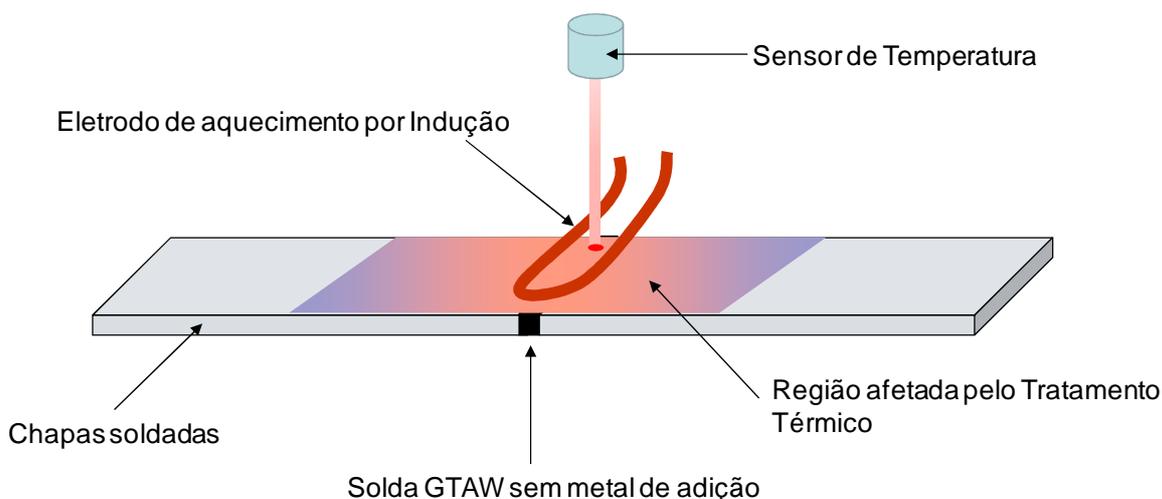


Figura 1. Esquema do tratamento térmico pós soldagem.

2.1 Preparação das Amostras para Metalografia

As amostras soldadas foram cortadas e embutidas em material termo plástico (Baquelite), conforme o esquema da Figura 2, posteriormente elas foram lixadas até a lixa de grana 1000. Em seguida foi realizado o polimento com pasta de diamante na sequência 6 μ m, 3 μ m e 1 μ m de tamanho médio de partícula.

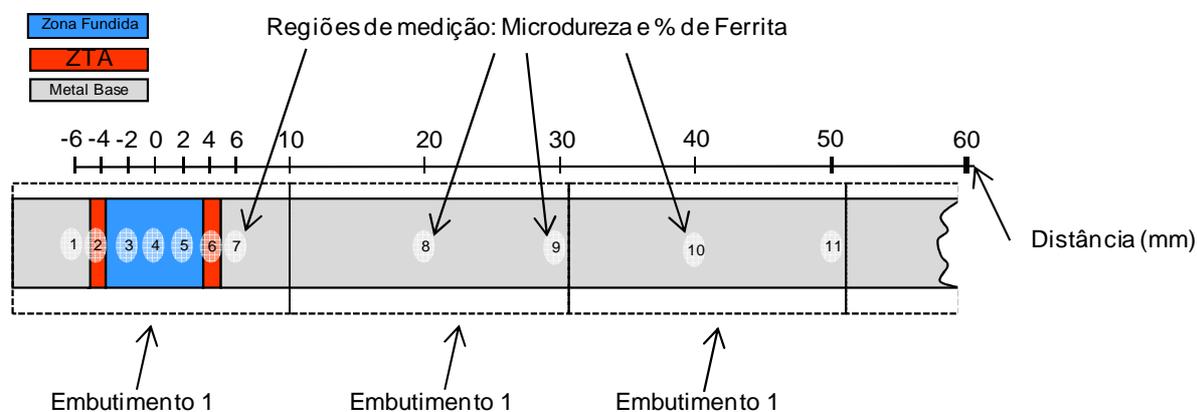


Figura 2. Esquema de corte e embutimento das amostras soldadas.

As amostras foram embutidas de maneira que a face da solda ficasse voltada para fora, ou seja, as medições foram realizadas na face e não na raiz da solda. Partindo-se do centro da Zona Fundida (ZF) e considerando este ponto como a distância zero, foram determinadas regiões para avaliação microestrutural.

2.2 Microdureza

Para as medições de microdureza as amostras foram polidas conforme citado no tópico anterior e em seguida atacadas com o reagente de Groesbeck Modificado (30g KMnO_4 + 30g NaOH + 100ml de água destilada). O ataque é recomendado em temperaturas entre 60°C e 90°C e com duração de 1 minuto a 10 minutos,⁽⁴⁾ porém

verificou-se que a temperatura ambiente (27°C), sub mergindo a amostra durante 3 minutos a 4 minutos obteve-se os melhores resultados para o aço estudado.

O tipo de dureza empregado foi a microdureza Vickers com carga de 25 gramas ($HV_{0,025}$), para isto utilizou-se um microdurômetro da marca PanTec® pertencente ao Laboratório de Materiais da UFES.

Na Figura 3 podem-se observar impressões na estrutura do aço inoxidável duplex após ataque com reagente de Groesbeck modificado. As marcas representam as medições de microdureza: na parte escura a fase ferrítica e na parte clara a fase austenítica.⁽⁵⁾

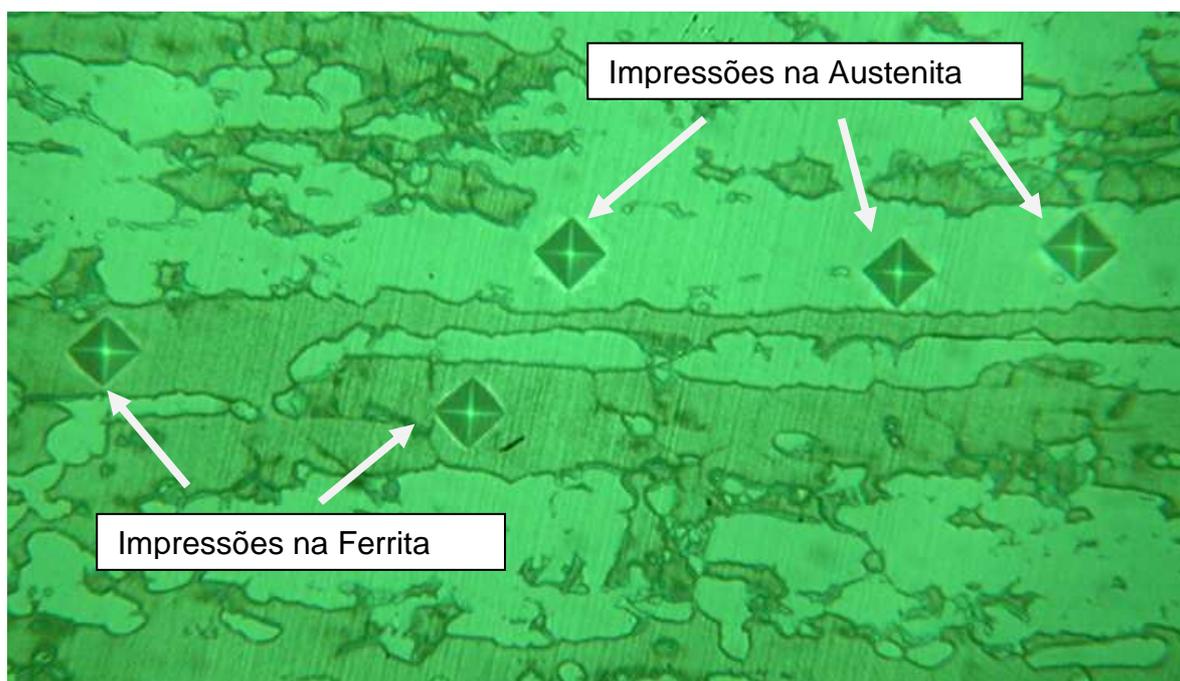


Figura 3. Marcas de impressão para medição de microdureza nas fases. Austenita de coloração clara (não atacada) e Ferrita escurecida.

2.3 Quantificação da Fração Volumétrica de Ferrita

A quantificação da percentagem de ferrita contida no aço em estudo foi avaliada pelo método da permeabilidade magnética. Para isto utilizou se um ferritoscópio da marca Fischer® devidamente calibrado.

A medida do ferritoscópio é baseada no método da indução magnética. Um campo magnético gerado por uma bobina interage com a(s) fase(s) magnética(s) da amostra. As mudanças no campo magnético induzem uma voltagem proporcional ao conteúdo de fase ferromagnética numa segunda bobina. Essa voltagem é então avaliada. Como a austenita é uma fase não magnética, o aumento na fração volumétrica de austenita deve provocar uma queda no sinal de leitura de fase ferromagnética no ferritoscópio. Em cada amostra foram feitas no mínimo 8 medições com o ferritoscópio.

2.4 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Foi usado o microscópio eletrônico de varredura ZEISS, operando a uma tensão de 20 kV para a observação dos diversos corpos de prova. Foram aproveitadas imagens geradas por eletros secundários e a combinação destes com elétrons retro-

espalhados. A preparação das amostras foi a mesma usada para a observação no microscópio ótico.

2.5 Testes Tração

Os testes de tração foram realizados tanto nas amostras soldadas e tratadas quanto no metal de base. Os corpos-de-prova (CP's) foram confeccionados segundo a norma ASTM E8-04,⁽⁶⁾ manteve-se o cuidado para que a solda ficasse no centro do comprimento útil.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Percentual de Ferrita

O material como recebido apresenta uma fração volumétrica média de 49,5% com desvio de 0,5%, esta fração é a esperada e garante melhores propriedades. O processo de soldagem causou um grande aumento no percentual de ferrita, como pode ser observado na Figura 4. O tratamento térmico pós soldagem (TTPS) conseguiu reduzir a fração de ferrita, sendo os valores médios superiores a fração ideal, mas bem menores do que das amostras como soldadas (STT).

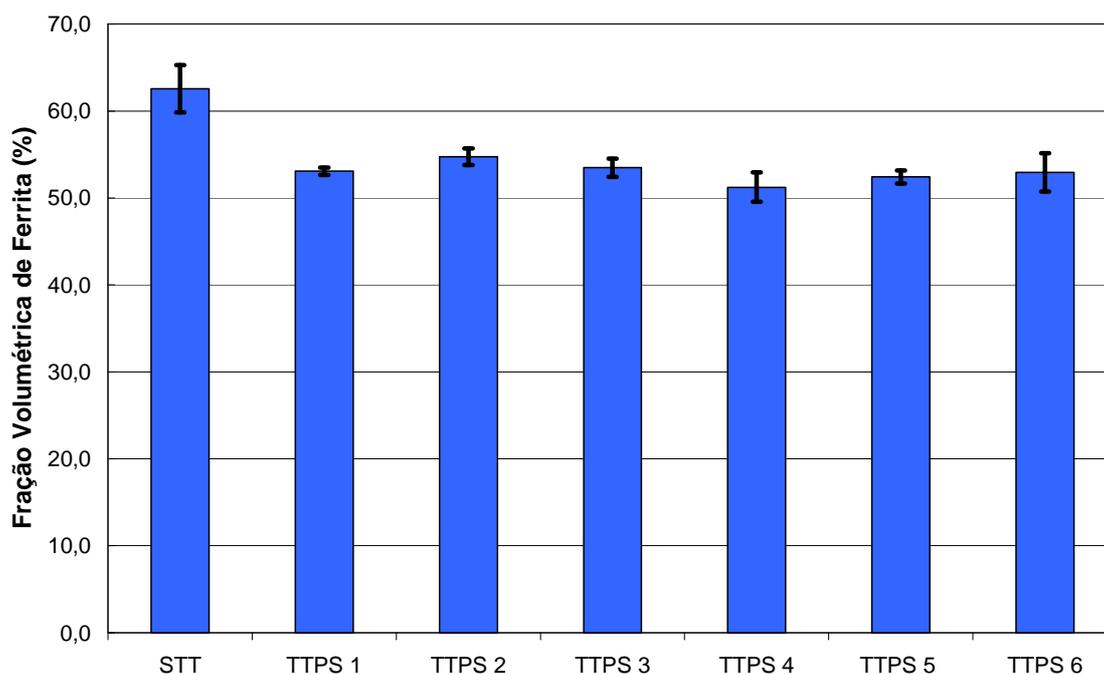


Figura 4. Evolução da fração volumétrica de ferrita na zona fundida de amostras obtidas em diferentes tratamentos térmicos.

3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

A Figura 5 mostra uma microscopia eletrônica de varredura da Zona Fundida (ZF) do 1150°C/30s (TTPS 6), a fase ferrita aparece em um tom mais escurecido enquanto que a austenita aparece mais clara. Como já era esperado para o aço em estudo,⁽⁷⁾ não foi evidenciada a presença de precipitados nas condições estudadas neste trabalho. Pode ser observada a presença de grãos de austenita em forma de agulhas geradas pela solidificação direcional. A corrente pulsada pode estimular a

Tabela 4. Análise química dos principais elementos por EDS da ZTA do Aço Inoxidável Duplex UNS S32304 após soldagem e tratamento térmico posterior (1.150°C / 30 segundos)

Elemento	Percentual em Peso(%)		
	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3
Cr	24,19	22,3	24,6
Ni	3,21	4,23	3,08
Mo	0,19	0,13	0,28

3.3 Evolução da Microdureza, Tensão de Ruptura e Percentual de Alongamento em Função da Fração Volumétrica de Ferrita

Dentre os diversos tratamentos realizados o TTPS 6 foi o de maior temperatura combinada com maior tempo de exposição, 1.150°C durante 30 segundos. A fim de identificar a distância máxima afetada pelo TTPS, o gráfico da Figura 7 mostra as evoluções da fração volumétrica de ferrita e da microdureza, considerando o centro da solda como referência. No mesmo gráfico estão representadas esquematicamente em cores diferentes as regiões afetadas pelo calor proveniente da Solda e TTPS.

Em toda a região analisada a fase austenítica apresentou valores de microdureza mais elevados que a fase ferrítica. Nas ZF e ZTA os valores de microdureza da fase austenítica foram altos, em torno de 280 HV, caindo abruptamente para 255 HV em suas adjacências. Já a fase ferrítica apresentou valores de microdureza em torno 240 HV, que se mantiveram nas proximidades, sem grandes variações. A fração volumétrica de ferrita na ZF ficou em torno de 52%, subindo repentinamente para valores próximos de 57% na ZTA e em seguida caindo novamente para 51%.

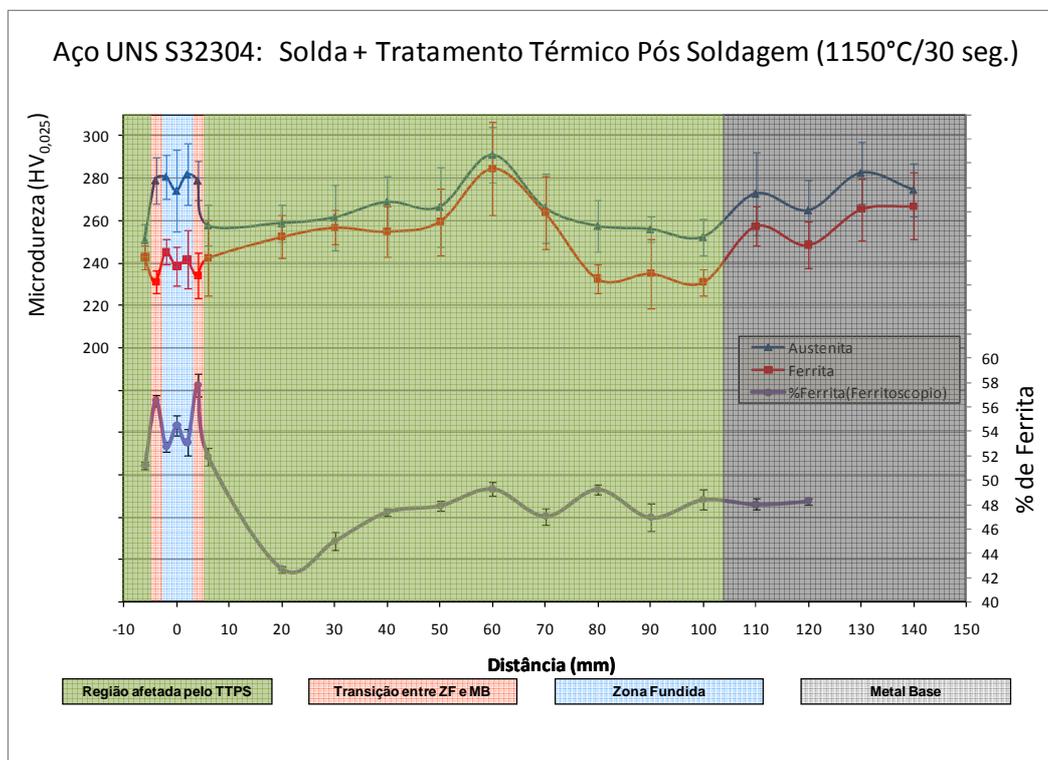


Figura 7. Evolução da Microdureza e % de Ferrita no AID UNS S32304 Soldado com Tratamento Térmico Pós Soldagem a 1150°C durante 30 segundos.

Considerando-se o centro da ZF como referência, ponto zero, a região afetada pelo calor foi de 110 mm para cada lado. A partir desta distância tanto a microdureza das

fases quanto a fração volumétrica de ferrita apresentam valores iguais aos medidos no metal de base sem tratamento.

Neste trabalho pôde-se evidenciar uma relação entre o percentual de alongamento dos CP's tracionados com os valores de fração volumétrica de ferrita. O gráfico da Figura 8 mostra a evolução da fração volumétrica de ferrita na ZF e o percentual de alongamento nos diferente TTPS's. O percentual de alongamento nas condições testadas se mostrou diretamente relacionado com a fração volumétrica de ferrita. A amostra soldada, que teve a mais alta quantidade de ferrita em sua composição apresentou o menor percentual de alongamento, em média 16%. Já amostras que tiveram a mais acentuada redução da fração volumétrica de ferrita provocada pelos tratamentos térmicos, TTPS 1 e TTPS 2 em torno de 49% de ferrita, foram as que tiveram os maiores percentuais de alongamento, em média 22%.

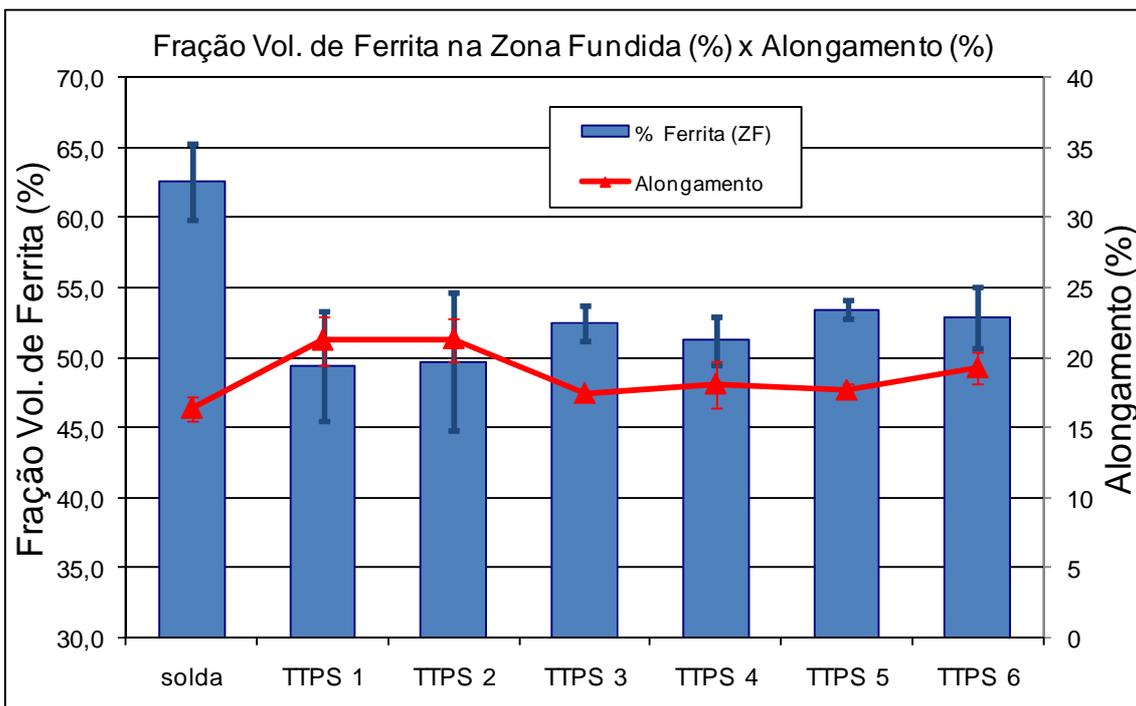


Figura 8. Evolução da fração volumétrica de ferrita e alongamento nas diferentes condições testadas.

No gráfico da Figura 9 são mostrados os valores da tensão de ruptura e do alongamento percentual nas diferentes condições testadas. Como esperado, o material original, identificado como MB, apresentou os maiores valores tanto de tensão de ruptura, em média 755 MPa, quanto de percentual de alongamento, em média 36%. A amostra soldada sem TTPS foi a que teve os menores valores de tensão de ruptura (707 MPa) e alongamento (16%).

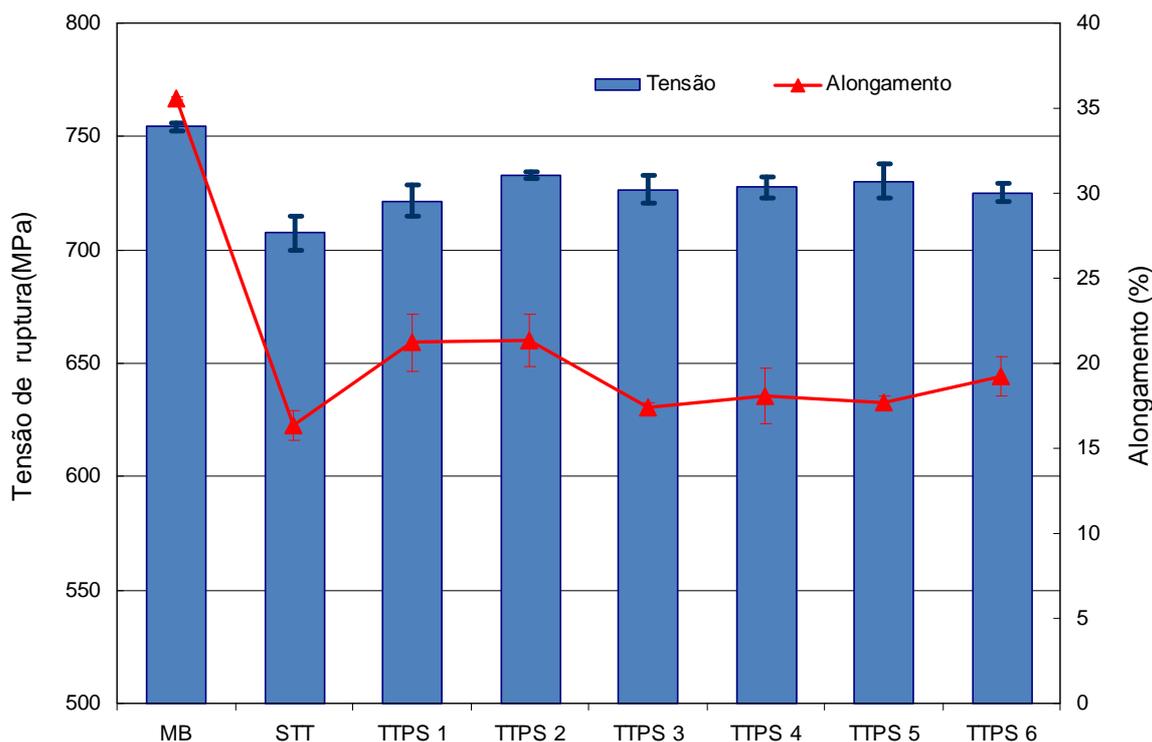


Figura 9. Evolução da tensão de ruptura e alongamento nas diferentes condições testadas.

As amostras soldadas com TTPS's em geral, quando comparadas com a simplesmente soldada, demonstraram maiores valores tanto de tensão de ruptura quanto de alongamento. Dentre os TTPS's os que tiveram condições microestruturais mais semelhantes às do MB foram na temperatura de 950° C durante 10 e 30 segundos, sendo que no com 30 segundos de exposição, a tensão de ruptura chegou a 97% dos valores obtidos pelo material sem solda.

3.4 Análise das Superfícies de Fratura

Nas Figuras 10 (a), (b) e (c) são apresentados os CP's de tração após o ensaio, conforme ilustrado em (a), todos os CP's falharam na zona central da amostra. As regiões de ruptura são mostradas com maiores detalhes: em (b) do Metal Base e em (c) da Solda sem tratamento. Em todas as amostras soldadas e com TTPS a ruptura ocorreu na ZF, bem próximas à ZTA. De fato, esta região possui características microestruturais bem diferentes do metal de base, apresenta maior fração volumétrica de ferrita com cristais alongados de austenita, como já mencionado anteriormente este evento é resultado da fusão seguida de solidificação com resfriamento rápido, típicos do processo de soldagem utilizado.

Em todas as amostras tracionadas a fratura foi dúctil, pode-se observar na Figura 10 que antes da falha houve considerável deformação plástica, com a presença de uma zona de estrição. Após os testes de tração as fraturas foram observadas no MEV. Nas Figuras 11 e 12 são apresentadas respectivamente micrografias das regiões de ruptura do Metal de Base e da Solda sem tratamento, nestas micrografias pode ser verificada a presença de micro-cavidades (*dimples*) que também são característicos da fratura dúctil.



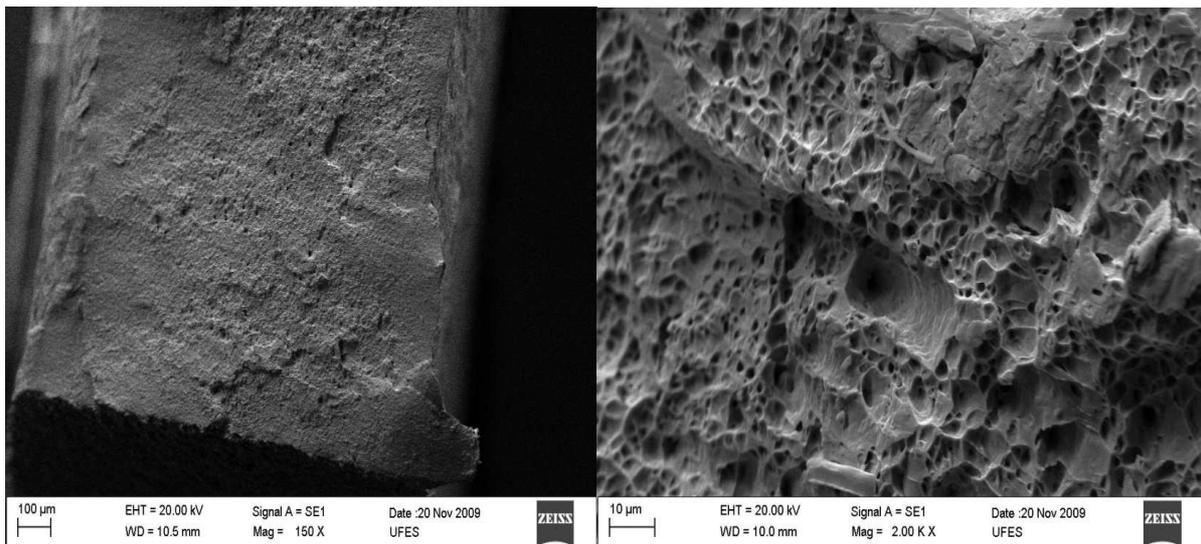
(b)



(c)

Figura 10: Corpos de prova de tração com ruptura na região da solda.

As amostras soldadas, ilustradas na Figura 12, apresentaram micro-cavidades com tamanhos menores em relação ao metal de base mostrado na Figura 11. Isto pode ser explicado pelo fato da ruptura ter ocorrido na ZF da solda, esta região possui uma granulação mais refinada em relação ao metal de base, conseqüentemente após a fratura por tração apresentará um aspecto com micro-cavidades menores.



(a)

(b)

Figura 11. MEV da região de ruptura do Metal de Base sem Solda: (a) 150 X e (b) 2000.

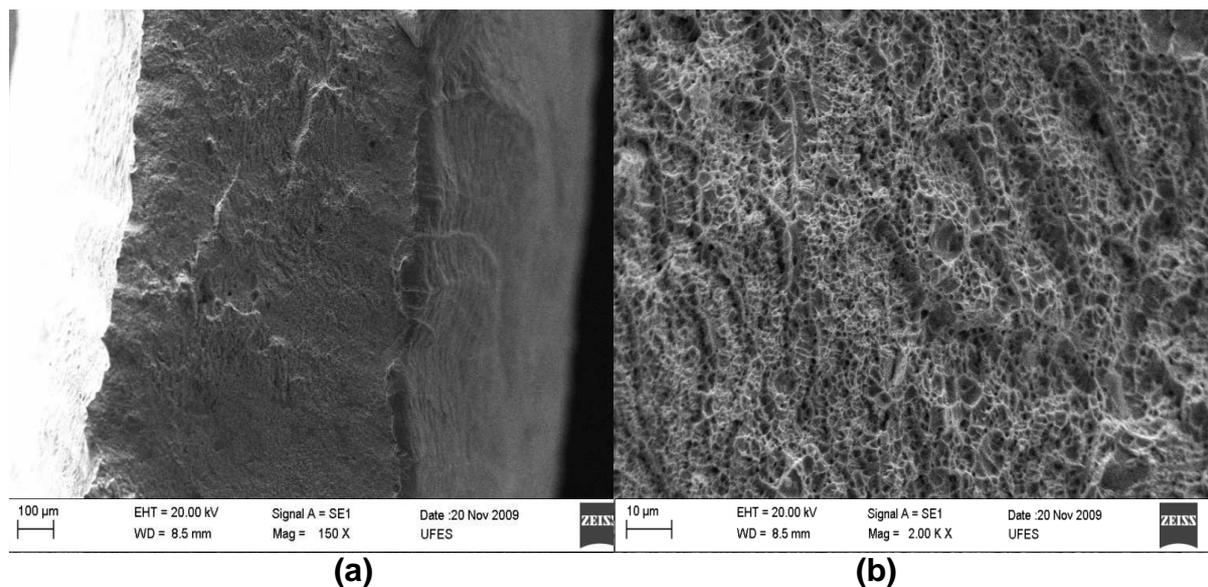


Figura 12. MEV da região de ruptura da Solda sem Tratamento Térmico Pós-Soldagem: (a) 150 X, e (b) 2000 X.

5 CONCLUSÃO

- Nas amostras soldas não foram identificadas diferenças consideráveis na composição química entre a fase ferrítica e austenítica.
- O TTPS 6 (1.150°C durante 30 segundos) foi o tratamento de maior temperatura combinada com maior tempo de exposição e teve a maior distância afetada pelo calor, considerando-se o centro da ZF como referência, a região afetada foi de 110 mm para cada lado.
- Em todas as amostras soldadas e com TTPS a ruptura ocorreu na ZF, bem próximas à ZTA.
- Foi evidenciada uma relação do percentual de alongamento e da tensão de ruptura com os valores de fração volumétrica de ferrita. Quando se aplica um tratamento térmico em altas temperaturas (TTPS's) na região de solda os percentuais de ferrita e austenita no AID tendem a se equilibrar, chegando a valores próximos ao do metal de base, em torno de 50%, conseqüentemente nesta condição obtêm-se os maiores percentuais de alongamento e tensões de ruptura.
- O TTPS em que as condições microestruturais mais se aproximaram do metal foi na temperatura de 950° C durante 30 segundos, n este tratamento a tensão de ruptura chegou a 97% dos valores obtidos pelo material sem solda.

Agradecimentos

Este trabalho contou com o apoio do Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica (PPGEM) da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES).

REFERÊNCIAS

- 1 OLSSON J. e SNIS M. "Duplex – A new generation of stainless steels for desalination plants." Desalination 205 (2007) 104–113.
- 2 WANG J., Uggowitzzer P.J., Magdowski R. e Speidel M.O. "Nickel-free duplex stainless steels". Scripta Materialia, Vol. 40, No. 1, pp. 123–129, 1999.



- 3 MODENESI, P. J. “Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas.” Apostila, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais, 2008.
- 4 VOORT, G. V., *Metallography Principles and Practice*. McGraw-Hill, 1984.
- 5 LOPEZ, N., M. CID, e M. PUIGGALI. “Influence of sigma phase on mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steels.” *Corrosion Science*, n. 41 (1999): 1615-1631.
- 6 ASTM E8-04. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*.
- 7 RAMIREZ-LONDONO, A.J. “Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.” Tese (Doutorado), Departamento de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Univ. de São Paulo, São Paulo, 2001.
- 8 WANG S.H., CHIU P.K., YANG J.R., FANG J., “Gamma (γ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel”. *Materials Science and Engineering A 420 (2006) 26–33*.
- 9 TAN H., JIANG Y., DENG B., SUN T., XU J. e LI J. “Effect of annealing temperature on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750”, *Materials Characterization 60 (2009) 1049 – 1054*.