

Estudo microestrutural de uma junta soldada do Aço Inoxidável Super Duplex SAF 2507 pelo Processo TIG*Microstructural study on a welded joint of Super Duplex Stainless Steel SAF 2507 by GTAW Process*

Mauro Carlos Lopes Souza¹
 Alerrandro dos Santos Reis Bighi¹
 Juan Manuel Pardal²
 João da Cruz Payão Filho³

Artigo
Original

Original
Paper

Recebido em
11/2013

Aprovado em
04/2014

Palavras-chave

Aço Super Duplex SAF
2507

Soldagem TIG

Estudo da
Microestrutura

Resumo

O estudo da microestrutura das juntas soldadas dos aços inoxidáveis super duplex reveste-se de grande importância, devido a sua aplicação crescente na indústria, notadamente naval e de petróleo. Durante a soldagem desses aços, há duas ocorrências principais, devido à evolução da microestrutura no processo de resfriamento da junta soldada. A primeira delas é um desbalanceamento entre a ferrita e a austenita. A segunda é a precipitação, principalmente de nitretos de cromo na zona de fusão e na zona termicamente afetada, que não é bom para o aço inoxidável super duplex, pois reduz sua resistência à corrosão e a tenacidade. Essas regiões da solda ficam com uma microestrutura muito diferente do metal de base. Essas ocorrências dependem da composição química do aço e também da história térmica do processo de soldagem. Neste trabalho utilizou-se um tubo de aço super duplex UNS S32750, SAF 2507, soldado circunferencialmente, com chanfro em U. A soldagem foi executada pelo processo TIG e o gás de proteção foi uma mistura de 97,5% de Argônio e 2,5% de Oxigênio. Foram executados 8 passes, incluindo o passe de raiz. Usou-se, respectivamente, do passe de raiz até o oitavo passe, as tensões de 10 a 13 V, correntes de 110 a 130 A e velocidade de 5,29 a 10,4 cm/min. Os corpos de prova, retirados da região da solda, foram polidos e atacados com reagente de Vilella. As micrografias obtidas com um microscópio óptico mostraram a microestrutura da zona termicamente afetada e da zona fundida bastante alteradas, tendo ocorrido um desbalanceamento entre as fases ferrita-austenita, devido ao resfriamento rápido. A zona fundida mostra uma extrema modificação na microestrutura, onde há predominância do metal de adição. Em todas as regiões da zona termicamente afetada e da zona fundida foi constatada uma grande precipitação de nitreto de cromo.

1 Departamento de Processos Metalúrgicos da Universidade Estadual da Zona Oeste - UEZO - mauroclsouza@hotmail.com

2 Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal Fluminense – UFF

3 Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais - COPPE/UFRJ

Abstract

The study of the microstructure of the welded joints of super duplex stainless steels is of great importance, due to its increasing application in industry, particularly shipbuilding and oil. During welding of these steels, there are two main events, due to the evolution of the microstructure during the cooling process of the welded joint. The first is an imbalance between the ferrite and austenite. The second is the precipitation of chromium nitrides mostly in the melting zone and the heat affected zone, which is not good for super duplex stainless steel, because it reduces its corrosion resistance and toughness. The microstructure of this welded region become very different of the base metal. These events depend on the chemical composition of steel as well as the thermal history of the welding process. In this work it was used a tube of super duplex steel UNS S32750, SAF 2507, circumferentially welded with bevel U. The welding was performed by GTAW process and shielding gas mixture of 97.5% argon and 2.5% oxygen. 8 passes were executed, including the root pass. Was used, respectively, from the root pass to the eighth pass the voltages between 10 to 13 V, current from 110 to 130 and the speed from 5.29 to 10.4 cm/min. The samples, taken from the weld region, were polished and attacked with Vilella's reagent. The micrographs taken with an optical microscope revealed the microstructure of the heat affected zone and the weld zone rather altered unbalance occurring between ferrite-austenite phases due to rapid cooling. The fusion zone shows an extreme change in the microstructure, which is more of the filler metal. In all regions of the heat affected zone and fusion zone was observed a high precipitation of chromium nitride.

Keywords

Super Duplex Steel
SAF 2507

Gtaw Welding Process

Microstructure Study

1. Introdução

O processo de soldagem é acompanhado por elevados gradientes de temperatura. A soldagem dos aços inoxidáveis super duplex é considerada, com bastante frequência, como uma operação delicada, que requer grande atenção e experiência do operador. A obtenção de uma junta soldada, com fração de fases bem balanceada e com a menor quantidade de precipitados é fundamental nas soldas dos aços duplex e super duplex. Esse procedimento envolve um controle preciso dos processos de soldagem, assim como os ciclos térmicos e também o melhor controle da composição química na poça de fusão, que está diretamente ligada à composição dos materiais de adição utilizados (VASCONCELLOS, *et al.*, 2010).

A composição química dos aços inoxidáveis duplex e super duplex, recentemente formuladas, exibem teores mais elevados de elementos de liga. Essa busca por novos aços busca também atender a uma melhora ao processo de corrosão, pois esses aços têm sido amplamente utilizados em ambientes e atmosferas agressivas, principalmente na indústria de petróleo e

gás. Mas, como consequência, a precipitação de fases intermetálicas é mais frequente nas soldagens desses novos aços (MODENESI, 2000).

Giraldo (2001) e Modenesi (2008), em trabalhos recentes, estudaram as mudanças microestruturais e todos os seus efeitos, que acontecem na Zona Termicamente Afetada (ZTA) das juntas soldadas. Um dos principais problemas na soldabilidade desses aços é o surgimento de trincas induzidas pelo hidrogênio, que é sabidamente um agente fragilizante. Há também perda de tenacidade, tanto na Zona Termicamente Afetada (ZTA), como na Zona Fundida (ZF), na soldagem desses aços. O aporte térmico elevado também contribui para esses efeitos. A soldabilidade desses aços é também muito afetada pelo teor de carbono presente na liga.

Em um levantamento efetuado por Modenesi (2010), em relação ao efeito dos teores de elementos de liga na soldagem desses aços, concluiu-se que baixos teores de carbono e teores entre 0,25 e 1,5 % de manganês os tornam de mais fácil soldagem, por vários processos utilizados. Para qualquer tipo de soldagem, recomenda-se o uso de eletrodos contendo baixos teores de hi-

drogênio. As peças devem ser submetidas à pré e pós aquecimento (entre 200°C e 350°C), com o objetivo de alívio de tensões residuais e redução da dureza, pois estas sofrem normalmente um rápido processo de resfriamento.

A microestrutura da ZTA é o resultado das mudanças na estrutura do metal de base, de acordo com os ciclos térmicos e deformações que ocorrem durante a soldagem. Essas características devem ser controladas de modo que as propriedades da junta sejam as melhores possíveis. Esse controle pode ser exercido através da composição química e, também, pelo ciclo térmico durante a soldagem. A composição química da zona fundida pode ser alterada através do metal de adição. Entretanto, o ciclo térmico é o principal responsável pela microestrutura da ZTA dos aços inoxidáveis e em parte da zona fundida. O número e dimensões dos cordões de solda e seus respectivos ciclos térmicos determinam as dimensões, as regiões e a microestrutura da ZTA (MODENESI, 2010).

Na região chamada Grosseira, a parte do metal de base, na superfície e subsuperfície do chanfro, aquecida acima da temperatura de crescimento de grão, resulta numa microestrutura austenítica de grãos grosseiros. Já na região de granulação fina, que é a mais afastada da linha de fusão, a estrutura resultante possui uma granulação fina e com aspecto de tratamento por recozimento e normalização. Na região intercrítica, a transformação austenítica é parcial que, em seguida, se transforma, produzindo regiões de elevadas dureza, alternando com regiões de baixas durezas. A região subcrítica se caracteriza por pequenas alterações microestruturais, mas que podem ser observadas, até mesmo ao microscópio óptico e, a perlita apresenta-se como esferoidizada (CHARLES, 1991).

De acordo com Lancaster (1987), a microestrutura final, resultante da transformação da austenita, depende dos teores de carbono e dos elementos de liga do aço. O tamanho de grão da austenita e taxa de resfriamento da região de crescimento de grão, também são relevantes.

Para se investigar a microestrutura da região de granulação grosseira das juntas soldadas dos aços, onde os gradientes térmicos são elevados e afetam o tamanho de grão austenítico e também sua homogeneidade, utilizam-se, com frequência, os simuladores de ciclos

térmicos, bem como as curvas de resfriamento. Uma análise direta pode também ser realizada com o uso do microscópio de transmissão (HORVART *et al.*, 1995).

Para soldagem, os aços super duplex necessitam ser pré-aquecidos, com temperaturas de, pelo menos, 380°C. Na fase de aquecimento, as mudanças microestruturais dependem da dissolução da austenita e os precipitados presentes no metal de base. Um aquecimento rápido retarda a dissolução da austenita e dos precipitados, enquanto que o aquecimento lento permitirá a completa dissolução da austenita em temperaturas próximas à temperatura *solvus*. Há predominância de crescimento de grãos ferríticos, quando a temperatura *solvus* é atingida (LIPPOLD, *et al.*, 1994).

Durante o resfriamento, abaixo da temperatura *solvus*, iniciam-se as mudanças microestruturais, onde está incluída a recuperação da austenita e a precipitação de fases intermetálicas. O tempo e a velocidade de resfriamento são determinantes nessas transformações (GIRALDO, 2001).

A microestrutura da junta soldada dos aços inoxidáveis apresenta modificações e variações importantes, desde a zona de fusão até o metal adjacente à solda na ZTA, onde ocorrem transformações no estado sólido, o que dificulta sua soldagem (MODENESI, 2010).

A composição química e o balanço entre austenita e ferrita, na microestrutura, são de fundamental importância nas propriedades da solda. Esse balanço pode ser ajustado pela alteração da composição química e pelo controle da temperatura durante o processo de soldagem. Na ZTA, esse balanço microestrutural, austenita-ferrita será determinado pelo aquecimento e resfriamento, pela temperatura máxima atingida e pelo tempo de permanência nessa temperatura. Esses fatores determinantes partem de uma análise da espessura do material, da energia de soldagem, da temperatura de pré-aquecimento e da temperatura de interpasses (GIRALDO, 2001).

De acordo com Baeslack e Lippold (1988), no estado sólido, podem ocorrer transformações de dissolução parcial da austenita e dos precipitados, durante o aquecimento, bem como a recuperação de austenita e precipitados durante o resfriamento em contornos de grãos ferríticos e, até mesmo, em sítios intergranulares.

À temperatura ambiente, a quantidade de ferrita presente na ZTA é função da velocidade de resfriamento, no intervalo de temperatura de cerca de 1200 °C e 800 °C. Dessa maneira, quando se aumenta a velocidade de resfriamento, o teor de ferrita é aumentado. Terasaki e Gooch (1995) verificaram que o tempo de resfriamento, nesse intervalo de temperatura, para as transformações ferrita-austenita, pode ser previsto, usando-se a mesma equação usada para os modelos de fluxo de calor existentes. O erro encontrado por esses autores é de aproximadamente 15 %, com relação às medidas experimentais encontradas por Baeslack e Lippold (1988). Os autores também verificaram que a composição da austenita e da ferrita é função da velocidade de resfriamento. Para velocidades mais rápidas, a austenita e a ferrita têm composições idênticas. Todavia, para velocidades mais baixas de resfriamento, a transformação é controlada por difusão e as fases apresentam variações nas composições.

Ao aplicarem ciclos térmicos a um aço duplex, usando temperaturas entre 20°C e 900°C, Horvart *et al.*, (1995) concluíram que a fração volumétrica e a estrutura dos grãos de austenita e ferrita perma-

necem inalteradas pelos ciclos térmicos. Em uma solda multipasse, o contínuo reaquecimento, geralmente, promove o aumento da fração de austenita. O teor de ferrita é maior, quanto mais próximo se estiver do centro do cordão de solda em questão (GÓMEZ DE SALAZAR *et al.*, 1998).

Para se evitar a precipitação de outras fases na zona termicamente afetada, é recomendado que o limite de tempo de resfriamento seja reduzido para cerca de 20 segundos. A aplicação dessa recomendação é imprescindível quando se praticam soldagens em chapas delgadas (FOLKHARD, 1988).

No presente trabalho, buscou-se realizar uma correlação entre as diferenças microestruturais encontradas entre metal de base (MB), a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF) do aço inoxidável super duplex UNS S32750 (SAF 2507).

2. Materiais e métodos

O aço super duplex SAF 2507 utilizado foi um tubo sem costura de 200 mm de diâmetro e 10 mm de espessura de parede. Sua composição química (% massa) é mostrada na tabela 1.

Tabela 1 – Composição química do aço super duplex SAF 2507 (% massa)

Fe	C	Cr	Mo	Ni	N	Mn	P	S	Si
Bal.	0,02	24,8	3,9	6,9	0,27	0,51	0,03	0,001	0,32

A tabela 2 exibe a composição química (% massa) dos eletrodos consumíveis, dos metais de adição, utilizados no passe de raiz (R) e nos passes de enchimento (E) e acabamento (A), utilizados na soldagem TIG.

Tabela 2 – Composição química dos eletrodos consumíveis (% massa).

Local	Eletrodo	Fe	C	Cr	Mo	Ni	N	Mn	P	S	Si
R	ER 2594	Bal.	0,018	24,9	3,64	9,2	0,25	0,64	0,028	0,001	0,36
E-A	ER 2594	Bal.	0,027	25,1	3,72	9,1	0,24	0,73	0,021	0,001	0,32

Os corpos de prova foram retirados do tubo soldado, circunferencialmente, pelo processo TIG.

Para a soldagem, as duas partes do tubo foram chanfradas em U. A soldagem foi execu-

da em 8 passes, com intervalos de aproximadamente 2 horas entre cada um, para permitir um resfriamento lento. Um esquema dos 8 passes é mostrado na figura 1.

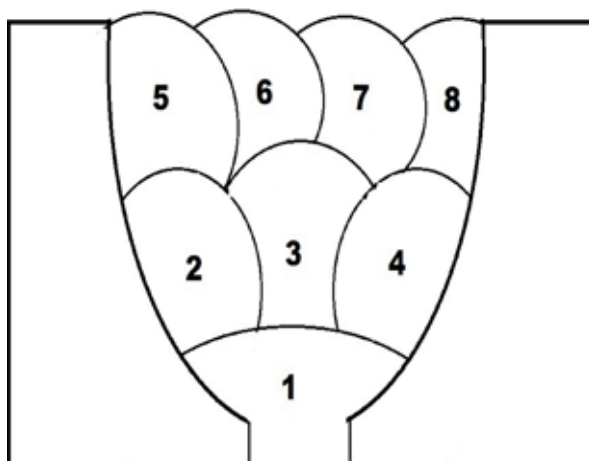


Figura 1 – Desenho esquemático da distribuição dos 8 passes realizados na soldagem.

A tabela 3 mostra todas as variáveis que foram utilizadas no processo de soldagem, para cada passe nas três camadas, onde está incluído o passe de raiz (numero 1).

Tabela 3 – Valores das variáveis da soldagem para os passes, nas três camadas.

Processo	Passe	Camada	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade (cm/min)	Energia (kJ/mm)
GTAW	1	1	10	110	5,29	1,28
GTAW	2,3,4	2	12	122	8,11	0,95
GTAW	5,6,7,8	3	13	130	10,40	0,86

Como pode ser visto na tabela 3, o processo TIG foi utilizado tanto no passe de raiz, como nos demais passes de enchimento e acabamento.

O gás de proteção utilizado foi uma mistura constituída de 97,5 % de Argônio e 2,5 % de Oxigênio. A vazão da mistura de gases oscilou entre 14,5 e 15 l/min. No passe de raiz foi utilizado o Nitrogênio como gás adicional de proteção, com uma vazão de 22 l/min.

A soldagem foi realizada utilizando-se corrente contínua com polaridade negativa (CC-).

Para realização da microscopia óptica, os corpos de prova foram submetidos aos lixamentos usuais, usando-se lixas com a sequência desde 100 Mesh até 600 Mesh. A seguir os corpos de prova foram polidos com pastas de alumina com granulometria de 0,5 μm e 0,1 μm e o acabamento final, com pastas de diamante de 6,0, 3,0 e 1,0 μm , sequencialmente.

Finalmente, os corpos de prova foram atacados com Reagente de Vilella (10 ml de metanol; 5 ml de HCl e 1 g de ácido pícrico – 2,4,6

– trinitrofenol, sob agitação), que forneceu o contraste necessário.

As imagens observadas da microestrutura da região da junta soldada foram obtidas com o Microscópio Óptico Leica DMRM e o Microscópio Óptico Olympus GX71.

3. Resultados e discussão

Numa análise inicial da região do metal de base, nas proximidades da ZTA verifica-se que microestrutura não apresentou mudanças significativas (Figura 2). Pode ser visto, com clareza, pela textura do material, o alongamento das estruturas ferríticas e austeníticas, a direção de extrusão do tubo de aço original do corpo de prova. A austenita apresenta estruturas alotriomórficas, ou seja, com formato assimétrico, que se forma por difusão através da ferrita. A ferrita (regiões mais claras da figura 2) apresenta uma estrutura de ripas, semelhantes à ferrita de Widmanstätten.

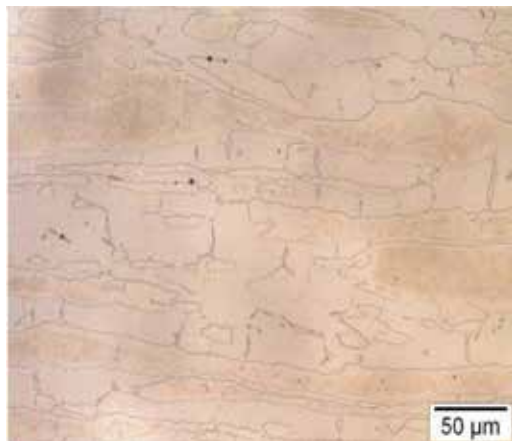


Figura 2 – Microestrutura do metal de base, com aumento de 500x, obtida ao microscópio óptico.

A figura 2, obtida com um microscópio óptico, com aumento de 500x, exibe uma microestrutura cristalina de austenita e ferrita, com os grãos de ferrita contornados por austenita. Os pontos pretos na imagem não fazem parte da microestrutura do material. São, provavelmente, defeitos causados durante o ataque com o Reagente de Vilella, no preparo da superfície.

A figura 3, obtida com aumento de 50x, também no microscópio óptico, mostra quatro regiões distintas de maior interesse. A região mais à esquerda corresponde à microestrutura do metal de base da amostra soldada. Apresenta, como visto na figura 2, uma microestrutura cristalina de austenita e ferrita. No centro da figura 3, uma faixa (de cima até embaixo) exibe a zona termicamente afetada (ZTA). A imagem mostra, nessa faixa, uma região com a microestrutura bastante alterada pelo excesso de calor, mostrando que houve aumento do tamanho de grãos por coalescimento.

Após a formação da austenita alitriomorfa, a austenita de Widmanstätten nucleou-se nos contornos da ferrita ou da austenita alitriomorfa pré-existent. Observa-se também dentro dos grãos de ferrita, austenita nucleada intergranularmente. Os contornos da ferrita mostram-se decorados com camadas contínuas de austenita policristalina.

Nessa mesma figura, a zona limítrofe entre a ZTA e a Zona Fundida (ZF) mostra extrema alteração na microestrutura. À esquerda da figura 3, encontra-se a zona fundida, onde há predominância do metal de adição e uma microestrutura completamente alterada em relação à do metal de base e da ZTA. Vale ressaltar que a observação da junta soldada, mostrada na figura 3, foi feita imediatamente no pós solda, ou seja, sem nenhum tratamento térmico para melhorar e corrigir a microestrutura da zona fundida.

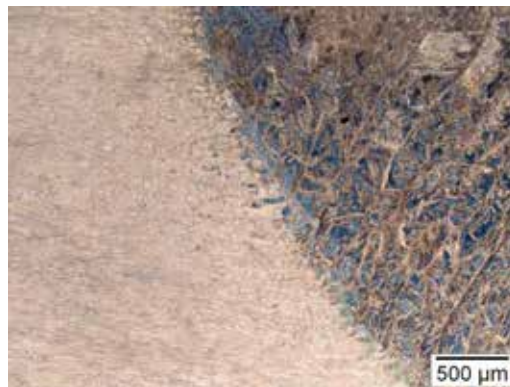


Figura 3 – Interface do metal de base com a zona fundida, com a sequência, da esquerda para a direita: metal de base; zona termicamente afetada e zona fundida, obtida ao microscópio óptico (50x).

Os passes de enchimento do chanfro, em geral, são executados com temperaturas crescentes e essa prática foi adotada no presente trabalho. A figura 4, obtida com microscópio óptico, com aumento de 200x, mostra a interface entre dois passes de cordões de solda que foram executados, com temperaturas diferentes. Acima da linha de separação entre dois cordões de solda, o teor de austenita é bem maior, decorrente do maior aporte de calor, originando um resfriamento mais lento. Já na parte inferior dos cordões, é possível visualizar que o passe foi executado com menos calor, formando, assim, menos austenita. Nessa região, há ilhas escuras de nitreto de cromo precipitado, vistas com clareza. Essas constatações foram também feitas por Ramirez *et al.*, (2004).

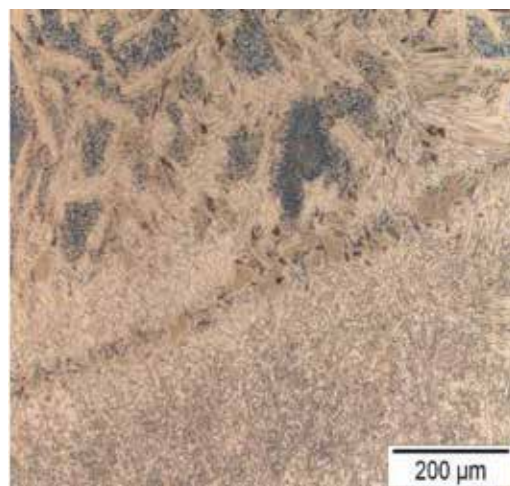


Figura 4 – Interface entre dois passes, executados com temperaturas diferentes, obtida ao microscópio óptico (aumento de 200x)

4. Conclusão

O presente trabalho permitiu concluir que, quando um aço inoxidável super duplex é sol-

gado, sua microestrutura local fica bastante alterada. Na zona de fusão e também na zona termicamente afetada ocorre um desbalanceamento entre as fases ferrita-austenita, devido ao resfriamento rápido, inerente ao processo de soldagem. O teor de austenita decresce e sua morfologia muda. Após a formação de austenita alitriomorfa, a austenita de Widmanstätten nu-

cleia-se nos contornos da ferrita ou da austenita alitriomorfa pré-existente.

Os ciclos térmicos de soldagem são severos e mudam o equilíbrio entre ferrita e austenita, inibindo a difusão. As micrografias mostraram que há uma grande precipitação de nitreto de cromo na zona termicamente afetada e na zona fundida.

5. Referências

ASM – International Handbook Comitee. Specialty Handbook, *Stainless Steels*, Ohio: American Society for Metals, 1994.

BAESLACK, W., LIPPOLD, J.C., **Phase transformation behavior in duplex stainless steel weldments**. Metal construction. v. 20, n. 1, p.26-31, 1988.

CHARLES, J., **Super duplex stainless steels: structure and properties**. In: Proc. Conf. Duplex Stainless Steels'91, Les Editions de Physique, vol. 1, Les Ulis Cedex, França, 1991.

FOLKHARD, E., **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag, Wien, New York, 1988.

GIRALDO, C. P. S., **Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade de São Paulo, 2001.

GOMEZ DE SALAZAR, J.M., URENA, A., ALVAREZ, M.J., **TIG Welding of Uranus 45N Duplex Stainless steel: Changes in microstructure and properties**. Welding International, v.12, n.7, p. 548-558, 1998.

HORVART, W., PRANTL, W., WERNMER, E., STÜWE, H.P., **Influence of thermal cycling on the microstructure of a ferritic-austenitic Duplex Stainless Steels**. Materials Characterization, v.34, n.4, p. 277-285, 1995

LANCASTER, J.F., **Metallurgy of Welding**. George Allen & Unwin, 4th Edition, London, 1987.

LIPPOLD, J.C., BRANDI, S., VAROL, I., BAESLACK, W.A., Heat affected zone microstructure and properties in commercial duplex stainless steels. In: **Fourth International Conference Duplex Stainless Steels**. Proceedings, Paper 116, Glasgow, Scotland, 1994.

MODENESI, P. J., **Introdução aos Processos de Soldagem**. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. UFMG. 2000.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas**, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. UFMG. 2008.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis**, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. UFMG. 2010.

RAMIREZ, A.J., BRANDI, S.D., LIPPOLD, J.C., **Secondary Austenite and Chromium Nitride precipitation in Simulated Heat Affected Zones of Duplex Stainless Steels**, Science and Technology of Welding and Joining, v. 9, n. 4, p. 301-306, 2004.

TERASAKI, T., GOOCH, T.G., **Prediction of cooling time for ferrite-austenite transformation in duplex stainless steels**, *ISIJ international*, v. 35, n.10, p. 1272-1276, 1995.

VASCONCELLOS, P. I. G., ROSENTHAL, R., PARANHOS, R. P. R., **Estudo da Soldagem de Tubos de Aço Inoxidável Duplex e Superduplex na Posição 5G**. Soldagem e Inspeção, v. 15, p. 191-199, 2010.