

EVALUATION OF THE WELDABILITY OF THE SUPERDUPLEX STAINLESS STEEL UNS S32750

Lima, Daniela Bianchi Ponce Leon, daniela.leon@pucpr.br

Borsatto, Karin Soldatelli, karin.borsatto@pucpr.br

Pontifícia Universidade Católica do Paraná, Rua Imaculada Conceição, 1151, Prado Velho, Curitiba, PR.

Paredes, Ramón Sigifredo Cortés, ramon@demec.ufpr.br

Universidade Federal do Paraná, Rua Francisco H dos Santos, s/n, Jardim das Américas, Curitiba, PR.

Abstract *The superduplex stainless steels are Cr-Fe-Ni-Mo alloys that exhibit a balanced austenite-ferrite microstructure. The effect of a simple deposition during welding was been studied with three different welding energy levels and a multipass welding. Thermal cycles were carried out in order to simulate working conditions between 400 °C and 750 °C. After tensile strength tests, measurement of hardness and microstructural characterization, it could be noticed that the mechanical resistance mechanics was not compromised after welding, even after delta ferrite precipitation and changes on the amount of austenite and ferrite percentage in the heat affected zone (HAZ). Regarding hardness, it changed with the variation of the welding energy and with 1 and 5 thermal cycles and was more relevant after the multipass welding. In the fusion zone the solidification structures varied with delta ferrite also precipitated in the dendrites and, in both case, with the precipitation of chromium nitrides in the austenitic grains.*

Keywords: *superduplex stainless steels, heat affected zone, microstructural characterization*

1. INTRODUCTION

Os aços inoxidáveis duplex (AID) surgiram na década de 30 e adquiriram uma certa importância comercial na década de 40. Dessa data até os nossos dias, estas ligas têm sofrido inúmeras modificações que vão desde a sua composição, até as tecnologias usadas na sua produção. Os AID modernos possuem uma excelente resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas, combinação que tem impulsionado o seu uso cada vez mais em ambientes altamente agressivos. Com o interesse de melhorar a resistência à corrosão, as ligas mais recentemente introduzidas no mercado, chamadas de aços inoxidáveis superduplex (AISD) possuem uma maior quantidade de elementos de liga.

Na década de 70 foram introduzidos os AISD com maior teor de elementos de liga, principalmente de nitrogênio para obtenção de uma maior resistência à corrosão por pite. Esta é medida pelo índice equivalente de resistência ao pite (PRE), que, nestes aços, tem valor maior que 40. A maior quantidade dos elementos de liga os torna mais susceptíveis à precipitação de fases intermetálicas, requerendo-se um maior cuidado durante o processamento desses aços.

Uma grande parcela das aplicações dos AID está em equipamentos para a indústria de base, cuja fabricação envolve operações de soldagem. Se esta não for executada com os devidos cuidados, as vantagens dos AID sobre os aços inoxidáveis convencionais podem ser perdidas. Portanto, uma grande importância tem sido dada a este tema pela comunidade científica e pelos produtores destes aços. Os AID modernos têm sido desenvolvidos pensando-se principalmente na boa resistência à corrosão generalizada das estruturas austeníticas e a excelente resistência à corrosão sob tensão das estruturas ferríticas, aliadas à sua soldabilidade.

Durante o processo de soldagem, a junta soldada experimenta ciclos térmicos diferentes, permanecendo em intervalos de temperatura nos quais podem precipitar nitretos de cromo, carbonetos e fases indesejáveis nos AID modificando suas propriedades mecânicas. Essas fases podem ser intermetálicas como a sigma. Em geral, são formações ricas em cromo e molibdênio que criam ao seu redor uma zona empobrecida desses elementos, afetando a resistência à corrosão e as propriedades mecânicas dos AID.

Quando a soldagem é realizada com passes múltiplos, a probabilidade de existência dessas fases aumenta porque elas podem ser formadas durante o primeiro passe e crescer ou formar novas fases nos passes subsequentes.

É possível também que, em condições de serviço, a temperaturas elevadas, maiores de 400°C, ocorra a formação de fases críticas.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Material base

O material utilizado neste trabalho foi fornecido pela empresa SANDVIK DO BRASIL na forma de tubo de aço superduplex 170 mm de diâmetro, 8 mm de espessura de parede e 910 mm de comprimento, conforme esquematizado na Figura 1.

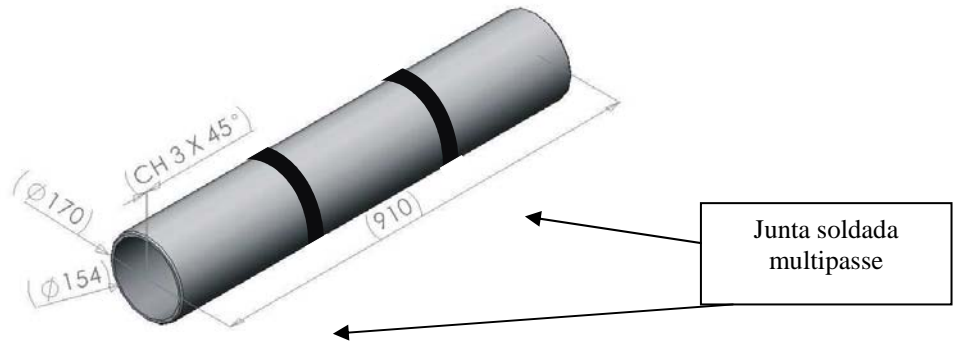


Figura 1. Representação esquemática do tubo de aço Superduplex UNS S32750

O tubo possui duas uniões soldadas produzidas pela empresa SANDVIK DO BRASIL em sentido transversal, realizados com 300 mm de distância entre os mesmos e a mesma distância em relação às extremidades. A composição química deste aço está apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química (% massa) da liga em estudo [SANDVIK DO BRASIL].

Tipo	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%C	%Mn	%Si	%P	%S	Bal.
UNS S32750 (SAF 2507)	24,95	6,91	3,79	0,263	0,015	0,43	0,26	0,017	0,001	Fe

As propriedades mecânicas do aço superduplex encontram-se na Tabela 2.

Tabela 2. Propriedades mecânicas típicas do aço UNS S32750 à temperatura ambiente [SANDVIK DO BRASIL].

Aço	UNS	Estrutura	Limite Resistência MPa	Limite escoamento MPa	Alongamento (%)	Dureza Vickers (Max)
SAF 2507	S32750	Superduplex	800 - 1000	550	25	290

Com os cordões de solda, já seccionados em direção transversal à direção de laminação do tubo e separados do restante do tubo, foram confeccionados corpos de prova para os ensaios metalográficos e de microdureza.

2.2. Soldagem

Para a realização dos ensaios metalográficos e de microdureza utilizando os cordões de solda já existentes no tubo, o mesmo foi seccionado transversalmente, na região dos cordões, como mostra a Figura 2 b.

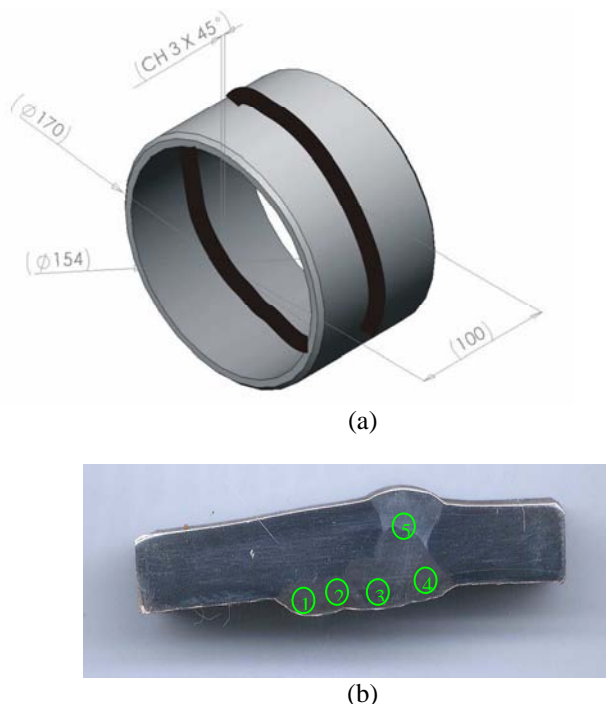


Figura 2. (a) Junta soldada produzida pela Sandvik do Brasil e (b) representação esquemática do tubo de aço inoxidável Superduplex UNS S32750 mostrando a solda transversal à direção de retirada dos copos de prova para os ensaios de metalografia e dureza.

Os cordões de solda foram realizados através do processo TIG, utilizando, como material de adição, arame ER317, cuja composição química encontra-se na Tabela 3.

Tabela 3. Composição química do metal de adição ER317 [46].

Classificação	%C	%Cr	%Ni	%Mo	%Mn	%Si	%P	%S	%Cu	%Nb
ER317	0,06	18,5- 20,5	13,0- 15,0	3,0-4,0	1,0-2,5	0,30- 0,65	0,03	0,03	0,75	0,60

Os cordões foram confeccionados através de 5 passes múltiplos no lado externo do tubo e um passe único no lado interno do mesmo, conforme a Figura 2a.

A largura máxima ocupada pelo cordão de solda no sentido longitudinal do tubo é 5 mm. O tubo foi solubilizado a 1100 °C por 30 minutos e imediatamente resfriado em água, após o processo de soldagem [Procedimento da SANDVIK DO BRASIL].

Os dados da soldagem fornecida pela na empresa SANDVIK DO BRASIL estão apresentados na Tabela 4:

Tabela 4. Parâmetros de soldagem realizada na empresa SANDVIK DO BRASIL.

Parâmetros de Soldagem	Passes nº	Corrente (A)	Tensão (V)	Fluxo de Gás Argônio (l/s)
1	1	160	14	16
2	2	180	16	20
3	3, 4, 5 e 6	140	16-18	22

2.2.1. Determinação do procedimento e parâmetros de soldagem

- Parâmetros de soldagem do processo GTAW:

- o Corrente
 - o Tensão
 - o Fluxo de gás argônio
 - o Velocidade de soldagem
- Procedimento
- o Substrato sem preaquecimento

2.3. Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural foi realizada através de microscópio ótico marca OLYMPUS modelo BX51M, com registro fotográfico via computador.

2.3.1. Microscópio ótico

O objetivo da caracterização microestrutural utilizando microscópio ótico foi documentar as metalografias das zonas fundidas e zona termicamente afetada.

2.3.1.1. Preparação dos corpos de prova para metalografia

Os corpos de prova foram embutidos com baquelite a quente e preparados para metalografia através de lixamento entre as lixas 220 até 1200. Após, foi realizado o polimento manual com alumina 1µm. Para a revelação das fases pertencentes à microestrutura foi utilizado o reativo de Behara modificado, cuja composição é 20 ml de ácido clorídrico, 80 ml de água destilada e deionizada e 1 g de metabissulfito de potássio; a esta solução em estoque foram adicionados 2 g de bifluoreto de amônio e o ataque pode então ser conduzido durante 20 a 30 segundos de imersão a frio. O ataque foi interrompido com água e a superfície de observação foi seca através da evaporação do álcool etílico absoluto, auxiliado por jato de ar quente.

Para a revelação dos contornos de grão de ferrita e austenita, os contornos de grão entre as fases e a revelação das maclas presentes na fase austenítica, foi realizado o ataque eletrolítico com solução 10% de ácido oxálico. O ataque foi efetuado com uma tensão de 6 Vcc durante 1 minuto sendo então interrompido com água. A superfície das amostras foi seca através da evaporação de álcool etílico absoluto, auxiliado por jato de ar quente.

2.3.1.2 Metalografia quantitativa conforme norma ASTM E -112-96

A metalografia quantitativa realizada com o auxílio do microscópio ótico foi empregada para avaliar a fração em área de austenita e ferrita e tamanho de grão destes microconstituintes nas amostras como recebidas, soldadas e tratadas termicamente. O ataque químico utilizado foi a solução de Behara, pois esta permite uma boa diferenciação entre as fases presentes.

Os métodos de teste, segundo a norma ASTM E-112-96, determinam a medida do tamanho de grão médio e incluem o procedimento de comparação, (ou Jeffries) o procedimento planimétrico, e os procedimentos do interseção. Também podem ser aplicados aos materiais não metálicos com as estruturas que têm as aparências similares àquelas das estruturas metálicas mostradas em cartas de comparação. Estes métodos do teste aplicam-se principalmente às estruturas de grão de regiões monofásicas, mas podem ser aplicados para determinar o tamanho médio de um tipo particular de estrutura de grão em uma amostra multifase ou multiconstituinte. São usados a fim de determinar o tamanho de grão médio das amostras com uma distribuição unimodal de áreas do grão, de diâmetros, ou de comprimentos do interseção.

Segundo esta norma, tratam somente da determinação do tamanho de grão planar, isto é, da caracterização das seções bidimensionais da grão reveladas pela secção do plano.

Estes métodos do teste descrevem as técnicas executadas manualmente usando uma série padrão de imagens classificadas em cartas para o método da comparação. Tratam somente dos métodos recomendados no teste e nada neles deve ser interpretado como definindo ou estabelecendo limites de aceitabilidade ou aptidão em relação à finalidade dos materiais testados.

Os valores medidos são indicados nas unidades do SI, que são consideradas como o padrão.

4.4.2. Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza foi realizado com a escala Vickers, de acordo com a norma ASTM E384-89 “Standard test methods for microhardness of materials” [31]. O objetivo destes ensaios é mapear a variação de dureza desde a região soldada até o metal de base zona termicamente afetada. O equipamento utilizado foi um TUKON TESTER, marca Wilson. A carga aplicada foi de 0,3 kgf.

As medições de dureza foram realizadas entre os passes da soldagem multipasse. Utilizou-se um espaçamento de 0,2 mm entre cada indentação. As regiões das medições entre os passes foram identificadas pelos números de 1 a 5, conforme a Figura 3. Utilizou-se, para a construção do diagrama de dureza, as médias dos resultados.

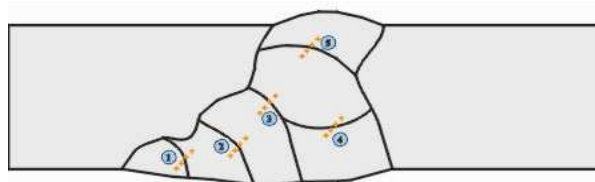


Figura 3. Representação esquemática dos locais de medição da microdureza nas amostras de aço inoxidável superduplex soldado com os parâmetros SANDVIK 2.1. Section titles and subtitles

4.5. Ciclagem térmica

O ensaio de ciclagem térmica foi realizado no Laboratório de Materiais e Tratamentos Superficiais – LAMATS - da UFPR em forno marca LINN ELEKTROTHERM. A cada ciclo, um conjunto de 2 amostras produzidas com a junta soldada já existente no tubo como recebido foram aquecidas de 400 até 750°C, permanecendo nesta temperatura por 1h. Esta faixa de temperaturas foi escolhida considerando que, uma possível aplicação no processo de refino de petróleo, durante seu processamento, pode atingir picos de temperatura de até 750°C. As temperaturas usuais de operação devem variar entre 550 e 600°C. As amostras foram submetidas a um resfriamento lento (resfriamento ao forno) até a temperatura de 400°C.

Após o primeiro ciclo, que pode ser observado na Figura 4, foi retirada do forno, com apenas um ciclo, uma amostra da junta soldada já existente no tubo como recebido. Estas sofreram resfriamento lento (em forno) até atingirem a temperatura ambiente.

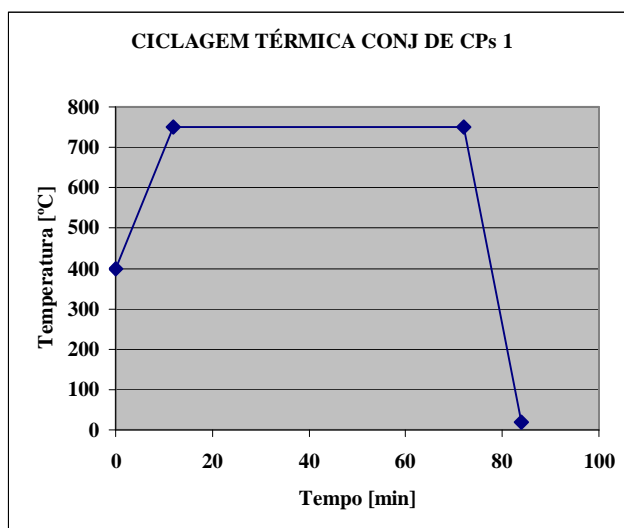


Figura 4. Representação de 1 ciclo térmico.

A outra amostra sofreu 5 ciclos térmicos ininterruptos, conforme a Figura 5, e mais uma amostra da junta soldada já existente no tubo não passou nenhum ciclo térmico e permaneceu no estado de como soldada, conforme a Tabela 5.

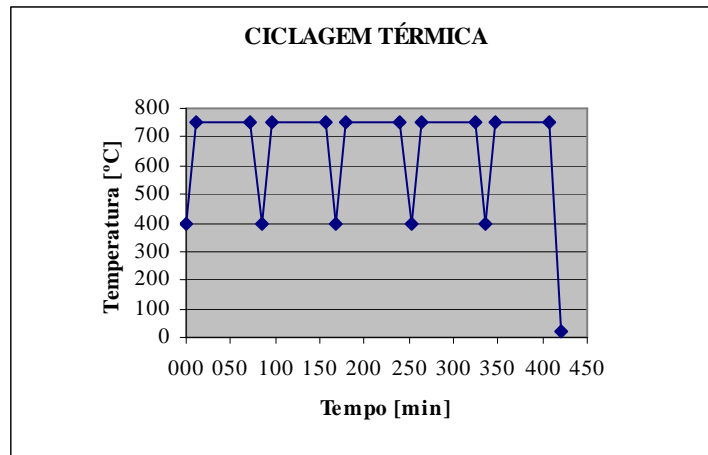


Figura 5. Ciclagem Térmica

Tabela 5. Representação do número de amostras submetidas e não submetidas a ciclos térmicos

Número de ciclos térmicos entre 400 e 750°C	Amostra
1	1
5	1
Nenhum	1

O objetivo da ciclagem térmica é verificar o comportamento das uniões soldadas simulando condições de serviço, principalmente com relação à formação das fases χ e α' .

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Medição da Microdureza

Os ensaios de dureza foram realizados na escala Vickers com o objetivo de detectar possíveis variações de dureza na junta decorrentes do processo de soldagem. Estes ensaios foram realizados com a carga de 0,3 kg em corpos de prova polidos e atacados eletroliticamente com uma solução de ácido oxálico a 10%, conforme a Figuras 6..

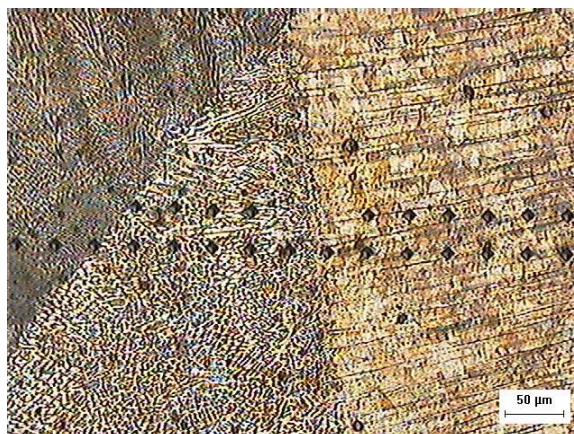


Figura 6 – Indentações do Ensaio Vickers ($HV_{0,3}$) realizado na série de amostras. Ampliação 50x

Os perfis de microdureza podem ser melhor compreendidos, considerando que as medições nos múltiplos cordões foram feitas observando-se a numeração existente na Figura 7.

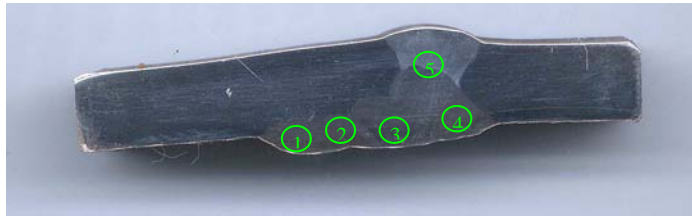


Figura 7 – Localização das medições de dureza dos múltiplos passes.

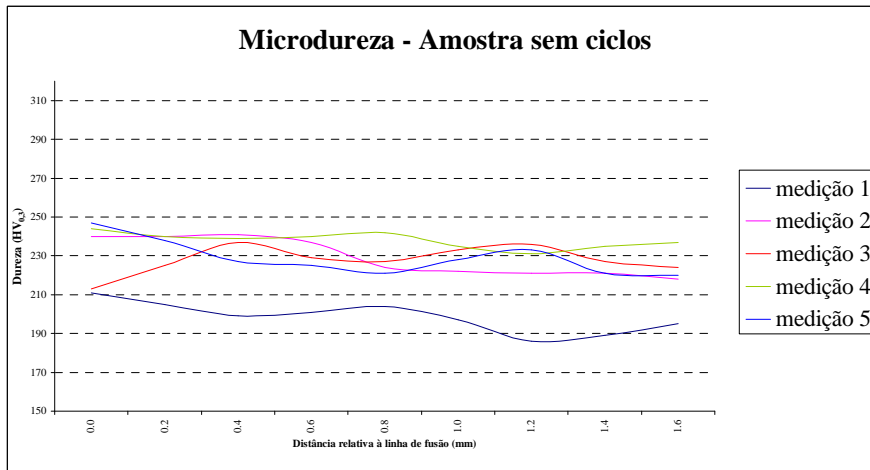


Figura 8. Variação da dureza em relação à linha de fusão para junta soldada com os parâmetros Sandvik para amostra não submetida a ciclos térmicos.

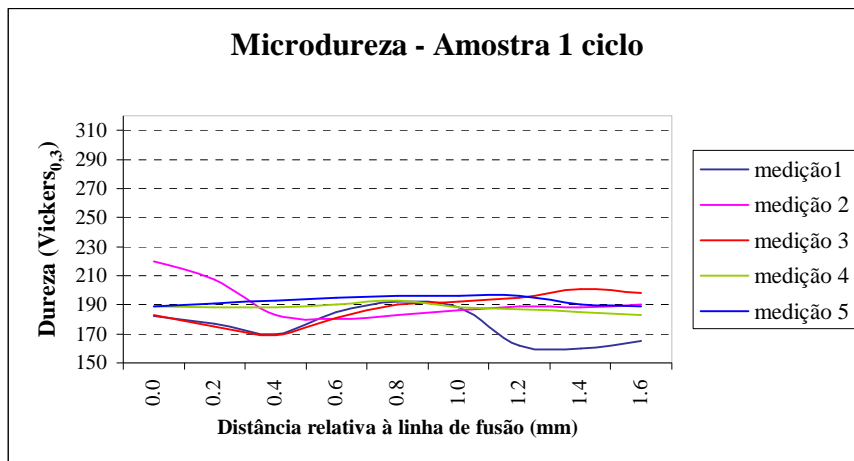


Figura 9. Variação da dureza em relação à linha de fusão para junta soldada com os parâmetros Sandvik para amostra submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C.

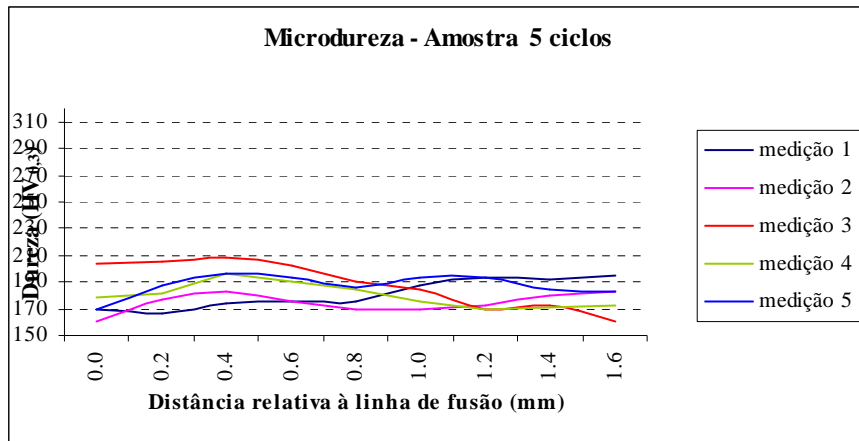


Figura 10. Variação da dureza em relação à linha de fusão para junta soldada com os parâmetros Sandvik para amostra submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C.

Propriedades mecânicas da junta soldada - Dureza - [Parâmetros de soldagem realizada na empresa SANDVIK DO BRASIL]

O objetivo da análise da influência do número de passes é conhecer o efeito dos ciclos térmicos na estrutura de solidificação dos cordões, considerando o efeito da diluição e o tratamento térmico realizado pelo segundo passe sobre o primeiro. Esta é a amostra do tubo como soldada que recebeu uma sobreposição de 5 passes, permitindo com isso possíveis transformações na microestrutura da ZF e da ZTA. Os perfis de dureza são mostrados nas Figuras 8, 9 e 10.

A Figura 8 mostra as medições realizadas na união soldada sem tratamento de ciclagem térmica e observa-se que a dureza é homogênea na faixa de 240 Vickers no passe de raiz e 210 Vickers no enchimento, o que era de se esperar toda vez que o tubo soldado foi submetido a tratamento térmico após soldagem. A Figura 9 mostra os resultados das medições de dureza após 1 ciclo térmico entre 400 °C e 750 °C, observando-se uma queda de dureza de aproximadamente de 50 Vickers. E após 5 ciclos (Figura 10) uma queda de 70 Vickers, para toda a união soldada.

Durante a soldagem multipasse, o efeito dos ciclos térmicos de soldagem pode ser compreendido através da transformação da ferrita em austenita secundária. A energia fornecida para o segundo passe seria suficiente para o restabelecimento do estado de equilíbrio entre as fases. Corresponde a dizer que começa a formar-se austenita a partir da ferrita. Durante esse processo, a ferrita é convertida em austenita secundária, que não possui o mesmo teor da austenita inicial, pois não há energia suficiente para ocorrer o processo de difusão. Há uma diferença significativa nos tamanhos de grão da austenita e da austenita secundária na zona fundida e também na quantidade dessas fases. O segundo passe permite o refinamento dos grãos, além de restabelecer o equilíbrio entre a ferrita e austenita presentes. Isto explicaria que no metal de solda e na ZTA os valores apresentam-se praticamente uniformes nas três condições estudadas. Deve-se, também, levar em consideração, em relação aos resultados que o tubo, já soldado pela empresa SANDVIK DO BRASIL, foi solubilizado a 1100°C por 30 minutos e resfriado em água.

The section titles and subtitles must be aligned to left, typed with Times New Roman, size 10, bold style font. They must be numbered using Arabic numerals separated by points. No more than 3 sublevels should be used. One single line must be included above and bellow each section title/subtitle.

5.2. Caracterização Microestrutural

a) Metal de Base

A proporção em área de ferrita e austenita e o tamanho dos grãos no metal de base sem submissão a ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos são apresentados na Tabela 7.

Tabela 7 – Proporção em área de ferrita e austenita e granulometria no metal de base do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C.

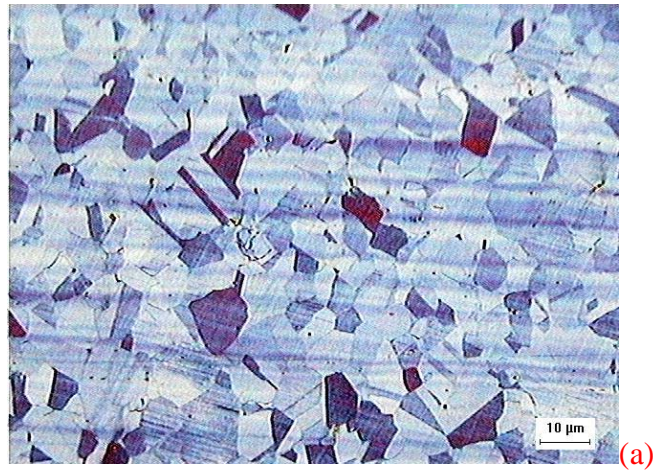
METAL BASE UNS S32750	Sem ciclos térmicos	1 ciclo térmico	5 ciclos térmicos
Porcentagem em área	36% ferrita 64% austenita	55% ferrita 45% austenita	34% ferrita 66% austenita
Granulometria	austenita 1,6 ferrita 3,1	austenita 1,3 ferrita 3,3	austenita 2,8 ferrita 5,0

Segundo a Tabela 7, pode-se deduzir que, de acordo com a norma ASTM-E112, analisando o metal de base inoxidável superduplex UNS S32750 sem submissão a ciclos térmicos entre 400 e 750° C, tem-se 36% de ferrita e 64% de austenita em área, sendo que o tamanho de grão da austenita (1,6) é maior que o da ferrita (3,1). Após 1 ciclo térmico, a quantidade em área de ferrita aumenta (56%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos, enquanto a quantidade em área de austenita diminui (44%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos. O grão austenítico aumenta de tamanho levemente (1,3) e o grão ferrítico fica levemente menor (3,3). Quando a amostra é submetida a 5 ciclos térmicos, o grão austenítico diminui de tamanho (2,8), bem como o grão ferrítico (5,0) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos. A proporção em área de ferrita e austenita da amostra submetida a 5 ciclos térmicos praticamente não apresenta variações em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos.

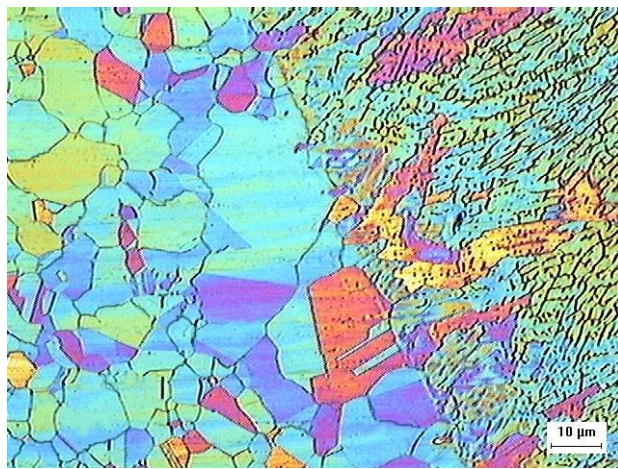
Os aços com alto teor de cromo, como o aço superduplex UNS S32750 utilizado neste trabalho (24,95% Cr) têm uma tendência à formação de fase Sigma e Epsilon a temperaturas entre 600 e 800° C, o que representa diminuição de resistência à corrosão e perda de propriedades mecânicas [16][37]. As temperaturas de formação destas fases nos aço inoxidáveis ricos em Cromo, como é o caso do aço utilizado neste trabalho, são mais baixas do que para a formação das mesmas fases no aço duplex [22]. Por este motivo, uma possível formação destas fases pode ter influenciado nos resultados dos teores de ferrita e austenita observado na Tabela 16, na situação em que o metal de base foi submetido a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C. A análise quantitativa de imagens somente pode detectar regiões claras e escuras na amostra analisada. Pela microscopia ótica, as regiões claras devem evidenciar os grãos austeníticos e as regiões escuras devem evidenciar os grãos ferríticos. Porém, no analisador de imagens, as regiões escuras (em vermelho, na imagem do analisador) podem estar evidenciando, além dos grãos ferríticos, também as formações de Sigma, que surgem nas interfaces ferrita/ferrita ou ferrita/austenita e têm composição química e formação semelhantes à da ferrita [6]. A formação de fase Epsilon (rica em cromo) também pode estar sendo relacionadas à formação de ferrita na proporção mostrada através do analisador de imagens. Devido à isso, pelo resultado do analisador de imagens, a proporção em área de ferrita aumentou de 36% (metal de base sem ciclos térmico) para 55% (metal de base com 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C).

Quando as amostras do aço UNS S32750 são submetidas a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C, sofrem, conseqüentemente, 5 ciclos de resfriamento lento em atmosfera controlada. Estes ciclos de aquecimento e resfriamento podem restabelecer os teores de ferrita e austenita, conforme foi observado na Tabela 16. Neste caso, é possível a ocorrência de uma possível recristalização e refino da microestrutura porque o tamanho dos grãos de austenita e ferrita diminuiu em relação à amostra sem ciclagem térmica e à amostra submetida a 1 ciclo térmico.

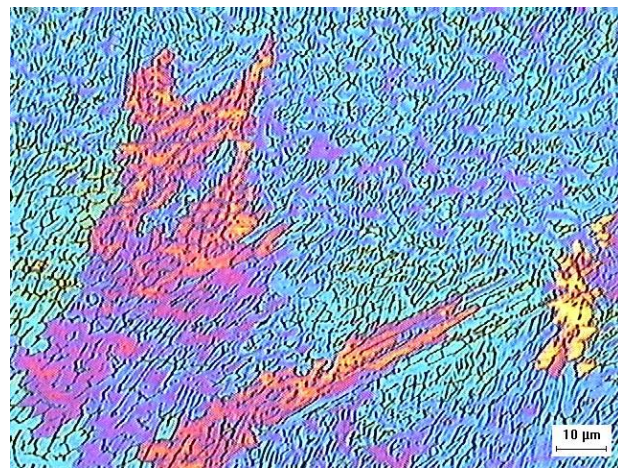
Nas Figuras 11, 12 e 13 pode-se observar a microestrutura do metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida do aço UNS S32750 soldado com parâmetros Sandvik e posteriormente solubilizadas a 1000 °C, sem submissão a ciclos térmicos, submetido a 1 ciclo térmico entre 400 e 750° C e submetido a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C.



(a)



(b)



(c)

Figura 11. Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada, sem submissão a ciclos térmicos. (a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) ZF (200x). Ataque: Behara II

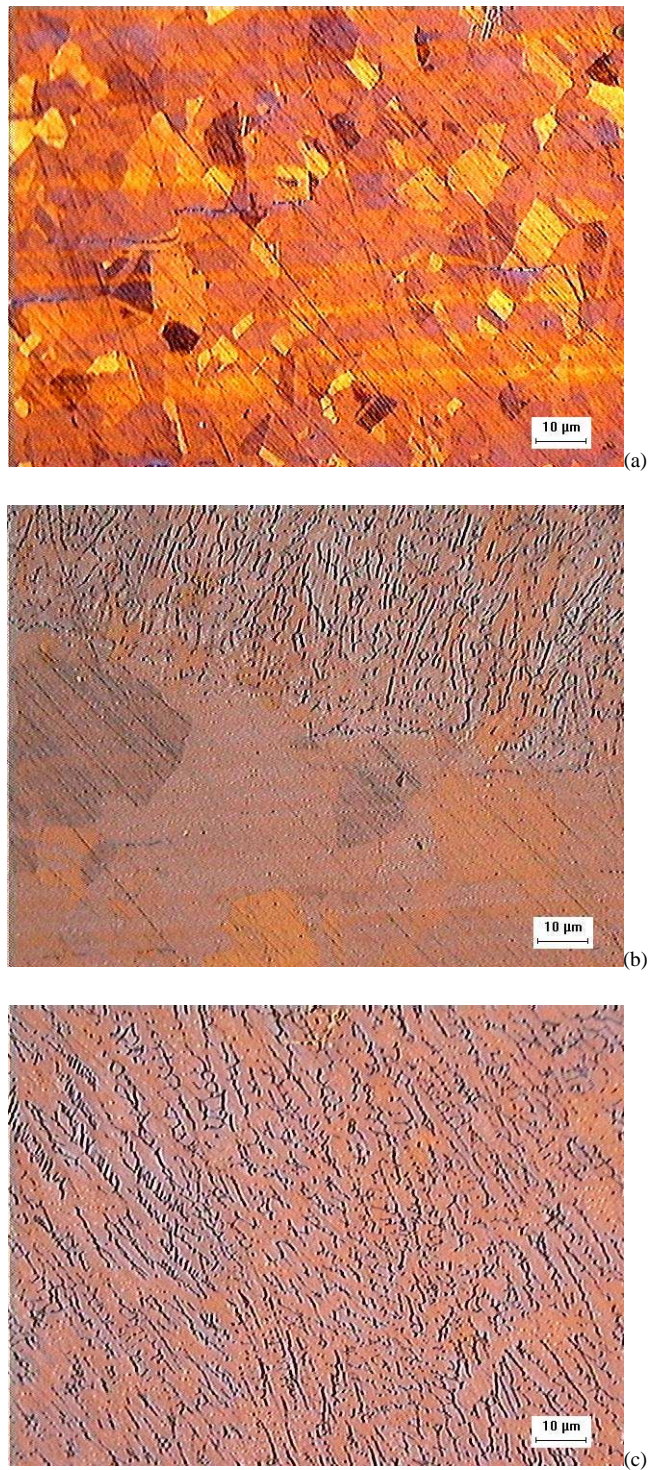


Figura 12. Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada submetida a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C.
(a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) ZF (200x). Ataque: Behara II

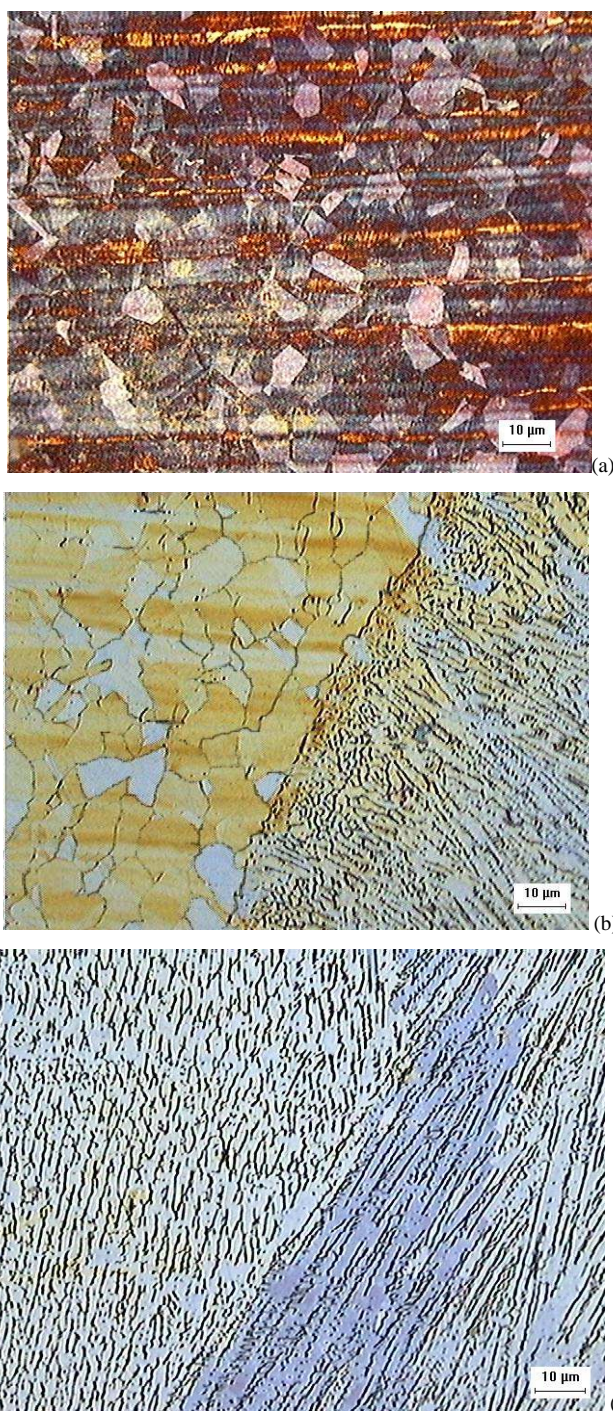


Figura 13. Microestruturas do AISD UNS S32750, da amostra soldada submetida a 5 ciclos térmicos entre 400 e 750°C. (a) Metal de base (200x); (b) Interface cordão/ZTA (200x); (c) ZF (200x). Ataque: Behara II

A proporção em área de ferrita e austenita e o tamanho dos grãos na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com os parâmetros SANDVIK através do processo multipasse, sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C são apresentados na Tabela 8.

Tabela 8. Proporção em área de ferrita e austenita e granulometria na ZTA do aço inoxidável superduplex UNS S 32750 soldado com parâmetros SANDVIK, sem submissão e ciclos térmicos e submetido a 1 e 5 ciclos térmicos entre 400 e 750° C e metal de base não submetido a ciclos térmicos.

ZTA – Parâmetros SANDVIK	METAL DE BASE UNS S32750 Sem ciclos térmicos	Amostra soldada - sem ciclos térmicos	Amostra soldada - 1 ciclo térmico	Amostra soldada - 5 ciclos térmicos
Porcentagem em área	36% ferrita 64% austenita	39% ferrita 61% austenita	44% ferrita 56% austenita	58% ferrita 42% austenita
Granulometria	austenita 1,6 ferrita 3,1	austenita 4,9 ferrita 6,2	austenita 2,9 ferrita 3,6	austenita 3,1 ferrita 2,2

Segundo a Tabela8, pode-se concluir que, de acordo com a norma ASTM-E112, analisando a ZTA do segundo cordão do aço inoxidável superduplex UNS S32750 soldado com parâmetros SANDVIK, sem submissão a ciclos térmicos entre 400 e 750° C, tem-se 39% de ferrita e 61% de austenita em área, sendo que o tamanho de grão da austenita (4,9) é maior que o da ferrita (6,2). Após 1 ciclo térmico, a quantidade em área de ferrita aumenta (44%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos, enquanto a quantidade em área de austenita diminui (56%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos. O grão austenítico aumenta de tamanho (2,9) em relação à amostra não submetida a ciclo térmico e o grão ferrítico fica maior (5,5), em relação à amostra não submetida a ciclo térmico. Quando a amostra é submetida a 5 ciclos térmicos, o grão austenítico aumenta levemente de tamanho (3,1), bem como o grão ferrítico (2,2) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos. Na amostra submetida a 5 ciclos térmicos, a proporção em área de ferrita aumenta (58%) e a de austenita diminui (42%) em relação à amostra não submetida a ciclos térmicos.

Caracterização Microestrutural – junta soldada - SANDVIK

Para temperaturas menores que aproximadamente 1000°C ocorre a formação de fase sigma e austenita às custas da ferrita, justificando dessa maneira o aumento do teor de austenita. A observação das amostras no microscópio ótico mostrou que uma grande parte da austenita formada coalesceu, evidenciando que o resfriamento das amostras ao forno foi muito lento e favoreceu este coalescimento.

A temperatura de precipitação da austenita, que é uma reação que ocorre no estado sólido e que gera uma quantidade de calor pequena é de difícil determinação por análise térmica. Neste caso, a velocidade de aquecimento e resfriamento influencia mais na determinação da temperatura que no caso do intervalo de solidificação. Acredita-se que o início de precipitação de austenita determinado pelo resfriamento é mais preciso que o fim da reação de precipitação de austenita, determinado no aquecimento. Uma explicação para esse fato é que no resfriamento pode ocorrer a precipitação de uma segunda fase, cuja fração volumétrica aumenta com a diminuição da temperatura e, conseqüentemente, a geração de calor é maior. Por outro lado, no aquecimento a fração volumétrica da austenita vai diminuindo até o aço tornar-se completamente ferrítico.

Durante a soldagem pelo processo TIG pode haver contaminação pelo nitrogênio, num teor de 0,06%, que pode somar-se ao nitrogênio já contido no aço superduplex UNS S32750. O teor deste elemento pode influir na temperatura de precipitação da austenita. Quanto maior o teor de nitrogênio do aço, mais altas serão as temperaturas para precipitação da austenita. Para o aço com teor de nitrogênio de 0,15%, a temperatura de transformação de ferrita para austenita é da ordem de 1250°C. No caso de um aço com 0,05% N, a temperatura de transformação é próxima aos 1220°C. Neste trabalho, o aço utilizado possui um teor de 0,26% N e a transformação, no resfriamento, da ferrita para a austenita, será de uma ordem superior aos 1250°C. Da mesma maneira, o aço UNS S32750 possui 3,79% Mo, entre 1,79 e 0,79% mais que o UNS S31803. Como o Mo é um elemento que estabiliza a ferrita, uma quantidade maior implicaria em uma temperatura de precipitação da austenita bastante alta.

6. CONCLUSÕES

A soldagem multipasse do aço inoxidável superduplex UNS S32750 não produz redução da resistência à tração, quando comparada ao metal base, mesmo com a presença de ferrita delta na ZTA da união soldada. Também não produz redução da dureza na ZTA.

O metal de base não submetido a ciclos térmicos possui maior quantidade de austenita que ferrita e os grãos de austenita são maiores. Quando o metal de base é submetido a 1 ciclo térmico entre 400 e 750°C a quantidade de ferrita resultante é maior que a quantidade de austenita e o tamanho dos grãos austeníticos continua sendo maior. Após submetido a 5 ciclos térmicos, a proporção de ferrita e austenita retorna aos valores do metal de base não submetido a

ciclos térmicos e o tamanho dos grãos ferríticos diminui em relação ao metal de base não submetido a ciclos térmicos, sendo que o grão austenítico é maior que o grão ferrítico.

A quantidade de austenita na ZTA do aço com soldagem multipasse é maior que a quantidade de ferrita e o tamanho do grão austenítico é maior que o tamanho de grão ferrítico tanto para o aço não submetido a ciclos térmicos quanto para o aço submetido a 1 ciclo térmico.

Quando a amostra é submetida a 5 ciclos térmicos, a quantidade de ferrita torna-se menor que a quantidade de austenita e o tamanho de grão austenítico é menor que o grão ferrítico.

Na soldagem multipasse, a dureza é homogênea porque os ciclos térmicos de soldagem restabelecem o equilíbrio entre a austenita e a ferrita. A estrutura de solidificação é mista para 1 e 5 ciclos térmicos. O efeito dos ciclos térmicos de soldagem produz queda na dureza, tanto no passe de raiz, como nos passes de enchimento. A dureza na amostra submetida à soldagem multipasse não apresenta variação na zona fundida e na ZTA.

A estrutura do metal base após ciclagem térmica apresenta precipitação de nitretos de cromo no interior dos grãos austeníticos e aumenta com o aumento da energia de soldagem.

Na zona fundida, a estrutura de solidificação é mais refinada para baixa energia de soldagem.

7. REFERENCES

- ASM HANDBOOK – Volume 9 – Metallography and Microstructures. P. 228-293.
- AUDOUARD, J. P. Corrosion performance of duplex stainless steels for kraft pulp digesters application. In: Conference Duplex Stainless Steel 97. **Proceedings**. The Netherlands, 1997. p. 565-72.
- BAESLACK, W; LIPPOLD, J.C. Phase transformation behavior in duplex stainless steels weldments. **Metal construction**. v.20, n.1, p.26R-31R, 1988.
- BORSATO, K. S. **Caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas de chapas espessas de aço inoxidável duplex UNS S31803, submetido a ciclos térmicos de soldagem**. 2001. Tese de doutorado, UFSC, Florianópolis.
- BRANDI, S.D. **Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex DIN W. 1.4462 (UNS S31803)**. 1992. Tese de doutorado, USP, São Paulo.
- CORTÉS, R. Apostila de soldabilidade de aços inoxidáveis. Departamento de engenharia Mecânica. UFPR, Curitiba – Paraná.
- FOLKHARD, E. **Welding Metallurgy of Stainless Steels**. Springer-Verlag Wien, New York, 1988.
- GLICKSTEIN, S. S. et al. Heat flow in welding. In: American Welding Society. **The Welding Handbook**. V. 1, 8ª Ed., USA, 1987. Cap. 3, p. 65-87.
- HEMMER, H.; GRONG. A process model for the heat-affected zone microstructure evolution in duplex stainless steel weldments. Part 1. The model. **Metallurgical and Material Transactions A**, v.30A, p.2915-2929, Nov. 1999.
- HONEYCOMBE, R.W.K. **Steel Microstructure and properties**. Ed. Edward Arnold Publishes Ltd., 1981.
- LOPES, A. C.; **Avaliação da soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais EBI/P44**. 2005. Dissertação de mestrado, UFPR, Curitiba, Paraná.
- MAGNABOSCO, R. Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável SAF 2205. Tese (Doutorado em engenharia) – Departamento de Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade de São Paulo, 2001 p. 6-14.
- PADILHA, A.F.; GUEDES, L.C. Aços inoxidáveis austeníticos – microestrutura e propriedades, Hemus Editora Ltda, 1994. 170 p.
- ROSENTHAL, D. The theory of moving sources of heat and its application to metal treatments. **Transactions of the ASME**. V. 68, November, p. 849-866, 1946.
- SANTOS, R. J.; BOLFARINI, C. Controle da evolução microestrutural durante a solidificação de fundidos de aços inoxidáveis superduplex. **12º CONAF – Congresso de Fundição**. 2005 São Paulo.
- SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. Duplex stainless steels – a tale of two phases. In: Conference Duplex Stainless Steels 1994. **Proceedings**. Ohio, 1984, p. 693-757.
- WELLS, A. A. Heat flow in welding. **Welding Journal**, v. 31, n. 5, p. 263s-267s, 1952.

8. RESPONSIBILITY NOTICE

The authors are the only responsible for the printed material included in this paper.