

5º CONGRESSO BRASILEIRO DE PESQUISA E DESENVOLVIMENTO EM PETRÓLEO E GÁS



TÍTULO DO TRABALHO:

EFEITO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 PELO PROCESSO ELETRODO REVESTIDO

AUTORES:

Everton Barbosa Nunes, Marcelo Ferreira Motta, Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, Hélio Cordeiro de Miranda, Jesualdo Pereira Farias, Francisco Necy Alves Junior.

INSTITUIÇÃO:

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS / UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ

Este Trabalho foi preparado para apresentação no 5º Congresso Brasileiro de Pesquisa e Desenvolvimento em Petróleo e Gás- 5º PDPETRO, realizado pela Associação Brasileira de P&D em Petróleo e Gás-ABPG, no período de 15 a 22 de outubro de 2009, em Fortaleza-CE. Esse Trabalho foi selecionado pelo Comitê Científico do evento para apresentação, seguindo as informações contidas no documento submetido pelo(s) autor(es). O conteúdo do Trabalho, como apresentado, não foi revisado pela ABPG. Os organizadores não irão traduzir ou corrigir os textos recebidos. O material conforme, apresentado, não necessariamente reflete as opiniões da Associação Brasileira de P&D em Petróleo e Gás. O(s) autor(es) tem conhecimento e aprovação de que este Trabalho seja publicado nos Anais do 5ºPDPETRO.

EFEITO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 PELO PROCESSO ELETRODO REVESTIDO

Abstract

The aim of this work is to evaluate the influence of welding current and speed in the microstructure of the fusion zone (FZ) and Heat Affected Zone (HAZ). The weldings were carried out with diverse energies and were done the necessary analyses. The increase of welding energy, through variation of current resulted in a bigger fraction of the Widmanstätten phase. On the other hand, the formation de Widmanstätten with the reduction of welding speed was suppressed. The multipass welding promoted a large formation of austenitic phase and the basic microstructures of formed austenitic were allotriomorphic, Widmanstätten and intragranular. The condition of the higher energy (24 kJ/cm) promoted excessive grain growth near the fusion line.

Introdução

Os aços inoxidáveis duplex (AID) se caracterizam por possuir boas propriedades mecânicas e excelente resistência à corrosão. Esta combinação de propriedades tem popularizado o seu uso em ambientes altamente agressivos [1,2]. Os AID possuem um vasto campo de aplicação, como: hard pipes, tubulações de água produzida e injetada, torres de dessulfuração, trocadores de calor, clads, estruturas de plataformas, entre outros. No Brasil, a utilização destes materiais cresceu a partir da década de 90, sendo que um dos mais conhecidos comercialmente é o duplex UNS S31803. Geralmente, a fabricação e reparo destes equipamentos envolvem operações de soldagem, sendo que se a soldagem não for executada com os devidos cuidados, as vantagens dos AID sobre os aços inoxidáveis tradicionais podem ser perdidas [1]. Portanto, é importante verificar as mudanças microestruturais provenientes da soldagem de modo a manter o balanceamento de fases.

A austenita por ter seu comportamento instável, metaestável a baixas temperaturas, pode dar origem a uma transformação martensítica, sendo que muitas vezes está relacionada aos teores de carbono dos aços duplex e que pode atribuir características de baixa dureza e razoável ductilidade, às vezes [3]. HE et al. [4] relataram a ocorrência de transformação martensítica em temperaturas bem baixas (-53°C). A austenita de Widmanstätten de placas laterais resultante de uma reação martensítica, pode ser benéfica, por apresentar uma microestrutura tenaz e possuir uma estrutura CCC com baixo teor de carbono, além de poder proporcionar um alívio de tensões. Com isto, deve-se obter um controle dos parâmetros de soldagem para a junta possuir níveis aceitáveis de propriedades mecânicas e quantificação de fases, de modo a eliminar o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS). Com isto, haveria redução de custos, pois diminuiria o tempo de parada e minimização de falhas.

É primordial a obtenção do balanço microestrutural de 50% austenita e 50% ferrita. No entanto, os estudos com soldagens multipasse têm sido pouco e bastante superficiais, indicando uma grande motivação para realizações de trabalho na área. Nos aços inoxidáveis duplex, a energia de soldagem está diretamente associada às transformações microestruturais. Assim, de forma geral, uma energia de soldagem elevada provoca uma baixa velocidade de resfriamento, favorecendo a precipitação de austenita e o equilíbrio microestrutural desejado. Porém, fases secundárias podem precipitar [5]. A precipitação de fases, a partir da ferrita, pode levar a uma séria redução da tenacidade e da resistência à corrosão destes aços. Por outro lado, uma baixa energia de soldagem, resulta numa

elevada velocidade de resfriamento, retardando a precipitação de austenita e o equilíbrio das fases na microestrutura, mas pode facilitar na precipitação de nitretos de cromo [6]. Além disso, não há o conhecimento total da influência dos parâmetros na soldagem multipasse, sendo de fundamental importância a escolha adequada destes parâmetros.

A microestrutura típica de um AID laminado é formada por lamelas (policristalinas) alternadas de ferrita (α) e austenita (γ). A microestrutura formada depende da composição química da liga, do tratamento termomecânico e das condições de resfriamento [7,8].

Em geral, a austenita do metal de solda dos AID é formada da ferrita em três modos: como alotrimórficas nos contornos de grão da ferrita primária, como Widmanstätten de placas laterais com crescimento dentro dos grãos dos alotrimórficos e como precipitados intragranulares. Em alguns trabalhos [9,10,11,12] verificou-se maior formação de Widmanstätten para condições que obtiveram taxas mais lentas de resfriamento. No entanto, também foi observada maior formação de Widmanstätten para altas taxas de resfriamento [13,14]. Foi verificado também em outros trabalhos que quando a porcentagem de austenita é bem maior do que a ferrita, a formação de fases provenientes de um possível processo martensítico é maior, apesar de ser uma morfologia com baixo teor de carbono [15]. Logo, o comportamento não é simples de prever, principalmente em soldagens multipasse. Logo, o objetivo deste trabalho é avaliar a influência da velocidade e corrente de soldagem na microestrutura na soldagem multipasse.

Metodologia

Neste trabalho foi avaliado o efeito da soldagem na zona fundida (ZF) e na zona afetada pelo calor (ZAC) no aço inoxidável duplex UNS S31803 fornecido pela MEGALIGAS com a utilização do eletrodo revestido AWS E2209-17 de 4 mm de diâmetro em soldagem multipasse. Na Tabela 1 é mostrada a composição química do metal base e metal de adição.

Tabela 1. Composição química do metal base e metal de adição.

Material	Composição Química (%)									
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Cu	Mo	N
Metal base	0,017	1,450	0,025	0,001	0,430	22,120	5,580	0,210	3,080	0,160
Metal de adição	0,03	0,8	0,03	0,025	0,9	23	9	-	3,0	0,15

Foram realizadas quatro condições de soldagem, de modo a realizar a análise da variação da corrente de soldagem para a velocidade de 10 cm/min e variação da velocidade de soldagem para a corrente de 135 A (Tabela 2). As soldagens foram realizadas com a deposição de duas camadas com sobreposição de 30 a 50% entre os passes laterais, sendo que a temperatura de interpasso foi mantida a aproximadamente 135 °C, de modo que todas as soldagens houve o mesmo sistema de restrição.

Tabela 2. Parâmetros de soldagem.

Corpo de prova	Energia de soldagem (kJ/cm)	Corrente de soldagem (A)	Velocidade de soldagem (cm/min)
C1	15	100	10
C2	20	135	10
C4	15	135	13
C5	24	135	8,5

Obs.: As soldagens foram realizadas com tensão média de 31 V.

Posteriormente, foi realizada a caracterização metalúrgica de modo a avaliar a microestrutura existente. A preparação metalográfica foi realizada com lixamento até 1200 *mesh* e posterior polimento mecânico com pasta de diamante de 6, 3 e 1 μ m. O ataque químico realizado foi com Behara com tempo de exposição de 15 a 20 segundos para revelar a microestrutura em toda a amostra. Foi verificada a microestrutura formada no metal de solda e ZAC, de modo a observar a influência da soldagem multipasse na morfologia da austenita formada.

Resultados e Discussão

O conhecimento da microestrutura formada durante a solidificação proveniente dos ciclos térmicos para as diferentes condições soldadas é de fundamental importância para o conhecimento do efeito dos parâmetros de soldagem na microestrutura no metal de solda e Zona Afetada pelo Calor (ZAC), principalmente. Este controle se torna primordial no efeito dos parâmetros de soldagem na ZAC, pois este tipo de controle é mais difícil, sendo que no metal de solda com a adição dos elementos de liga é mais fácil o controle das propriedades da zona fundida.

Na solidificação, três diferentes morfologias básicas de austenita foram observadas no metal de solda: alotrimórfica, Widmanstätten e intragranular. A austenita alotrimórfica, que é formada a altas temperaturas, nucleia heterogeneamente nos contornos de grão da ferrita delta durante o resfriamento, sendo formado possivelmente por um mecanismo de transformação difusional. Depois da austenita alotrimórfica formada, a morfologia Widmanstätten nucleia nos contornos de grão da ferrita delta ou da austenita alotrimórfica pré-existente e cresce ao longo de planos específicos da matriz como placas paralelas. De forma geral, nas condições no qual houve variação de corrente de soldagem, o corpo de prova com maior corrente (Figura 1b) obteve maior formação de Widmanstätten, sendo essas análises feitas de forma qualitativa. Nas condições com variação da velocidade de soldagem, houve maior percepção de maiores frações de Widmanstätten para as situações com maior velocidade de soldagem (Figura 1d), mas essa diferença não foi tão brusca, além da heterogeneidade ao longo do cordão de solda.

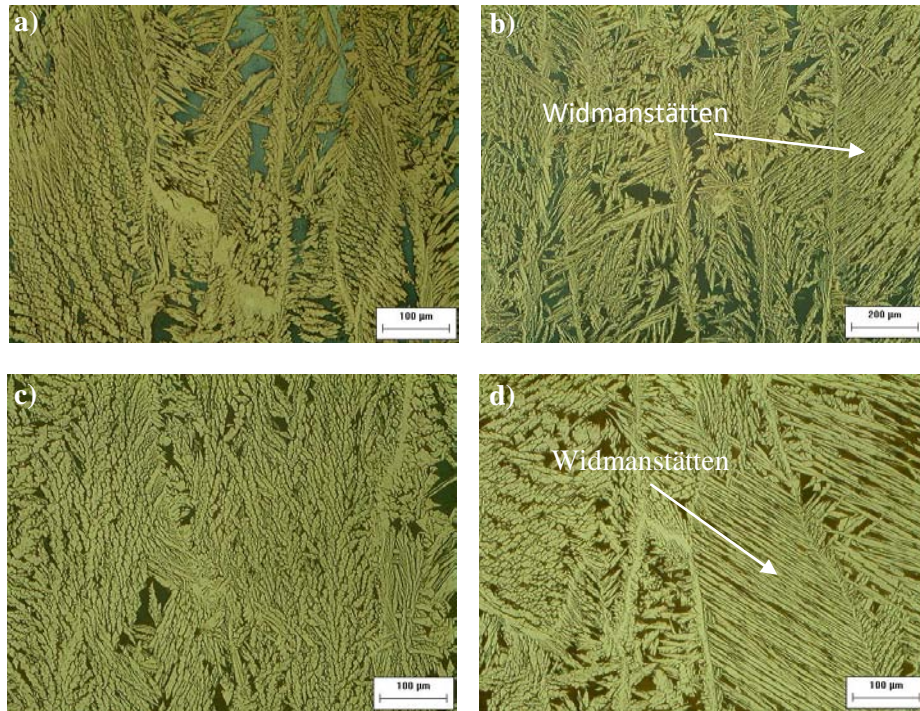
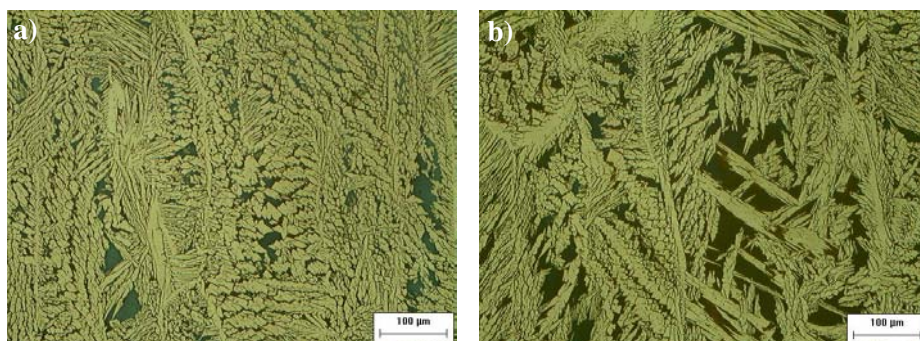


Figura 1. Microestrutura do metal de solda dos parâmetros: a) I=100 A e v=10 cm/min; b) I=135 A e v=10cm/min; c) I=135 A e v=8 cm/min e I=135 e v=13 cm/min.

Foi observada a nucleação de austenita intragranular nos grãos de ferrita. Estas são precipitadas a temperaturas mais baixas devido à supersaturação da matriz ferrítica, como foi verificado no trabalho de CHEN e YANG [16]. É observada uma grande heterogeneidade da microestrutura ao longo dos passes laterais no metal de solda.

Em todas as condições foi observada grande quantidade de austenita no metal de solda devido à sobreposição de ciclos térmicos e adição de níquel do metal de adição que contribui para a maior precipitação de austenita. De forma geral, foi observado em todas condições grandes quantidades de austenita (fase mais clara) no 1º cordão de solda (Figura 2a) em comparação ao último cordão depositado (Figura 2b) devido à sobreposição de passes laterais. Na região reaquecida, no qual foi ferritizada, houve maior precipitação de austenita (Figura 2c), de modo que nesta região o teor de austenita Widmanstätten foi reduzida e de intragranular aumentada. Na 1ª camada depositada, no qual houve influência da deposição da 2ª camada, também foi observada grande precipitação de austenita (Figura 2d)



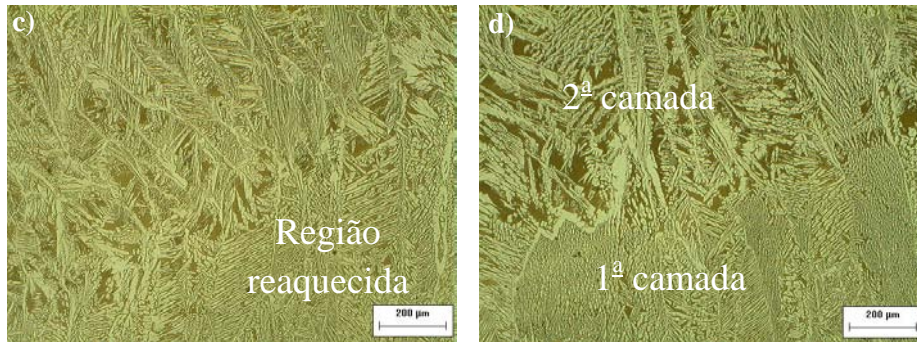


Figura 2. Microestrutura do metal de solda. a) 1º cordão de solda da condição C1; b) 4º cordão de solda da condição C1; c) Influência da sobreposição de passes laterais na condição C4; d) Influência da sobreposição de camadas na condição C4.

Porém, foram observadas grandes quantidades de ferrita no metal de solda na 1ª camada na região próxima à linha de fusão. A diferença na taxa de resfriamento entre a região central do metal de solda e a região próxima à linha de fusão afeta o equilíbrio da razão austenita/ferrita no metal de solda. A região próxima à linha de fusão possui uma taxa de resfriamento mais elevada, sendo caracterizada por possuir maior quantidade de ferrita [17].

O efeito da soldagem na ZAC é importante, de modo que a evolução da microestrutura da ZAC é também complexa, dependendo da microestrutura original do metal base, da temperatura de pico experimentada em particular na região da ZAC, o tempo de duração na temperatura de pico e taxas de aquecimento e resfriamento. Na ZAC foi observada uma certa descontinuidade na austenita formada. É observado também um aumento do tamanho de grão na região próxima à linha de fusão.

A ZAC próxima da linha de fusão ocorre transformações em relação à sua microestrutura original. O pico de temperatura elevado e o tempo de exposição a essa temperatura promove um maior crescimento de grão ferrítico, além de poder propiciar precipitações de fases intermetálicas nos contornos de grãos, de modo que a constatação da presença destes precipitados não foi possível identificar por microscopia ótica. Na ZAC mais afastada, chamada de zona afetada pelo calor de granulação fina (ZAC-GF) não ocorre transformações significativas na microestrutura em relação à morfologia da austenita, ao balanceamento de fases e tamanho de grão. Nesta região, praticamente toda austenita que existia originalmente é transformada durante o aquecimento em ferrita, com exceção de pequenas partículas de austenita. Esta dissolução da austenita permite a formação de grandes grãos de ferrita. Durante o resfriamento, a austenita nucleia nos contornos de grão de forma alotrimórfica e algumas precipitações de austenita intragranular nas regiões de baixo cromo onde a austenita originalmente existia. Este comportamento foi verificado no trabalho de NELSON et al. [18]. Além disso, a austenita cresce epitaxialmente a partir de pequenas partículas de austenita que não se dissolveram durante o aquecimento.

Nas regiões da ZAC bem próximas do metal base (Figura 3e) os picos de temperatura promovem uma transformação parcial de austenita para ferrita no aquecimento. Embora as regiões que foram transformadas em ferrita e que durante a solidificação ficaram retidas como ferrita, o tempo é insuficiente para ocorrer difusão do cromo através da fase ferrítica. A microestrutura pouco difere do metal base que não foi afetado termicamente.

Outra observação importante é o fato do refino de grão devido à sobreposição dos passes laterais. Já foi comprovada que esta técnica de soldagem promove o refino e revenimento da ZAC que foi afetada pela sobreposição lateral por meio de relações de energia adequadas entre as camadas [19,

20]. No duplex UNS S31803 foram observados grãos refinados, mas na região de intersecção entre passes não ocorreu o refino devido à sobreposição de ZAC's de granulação grosseira (Figura 3b).

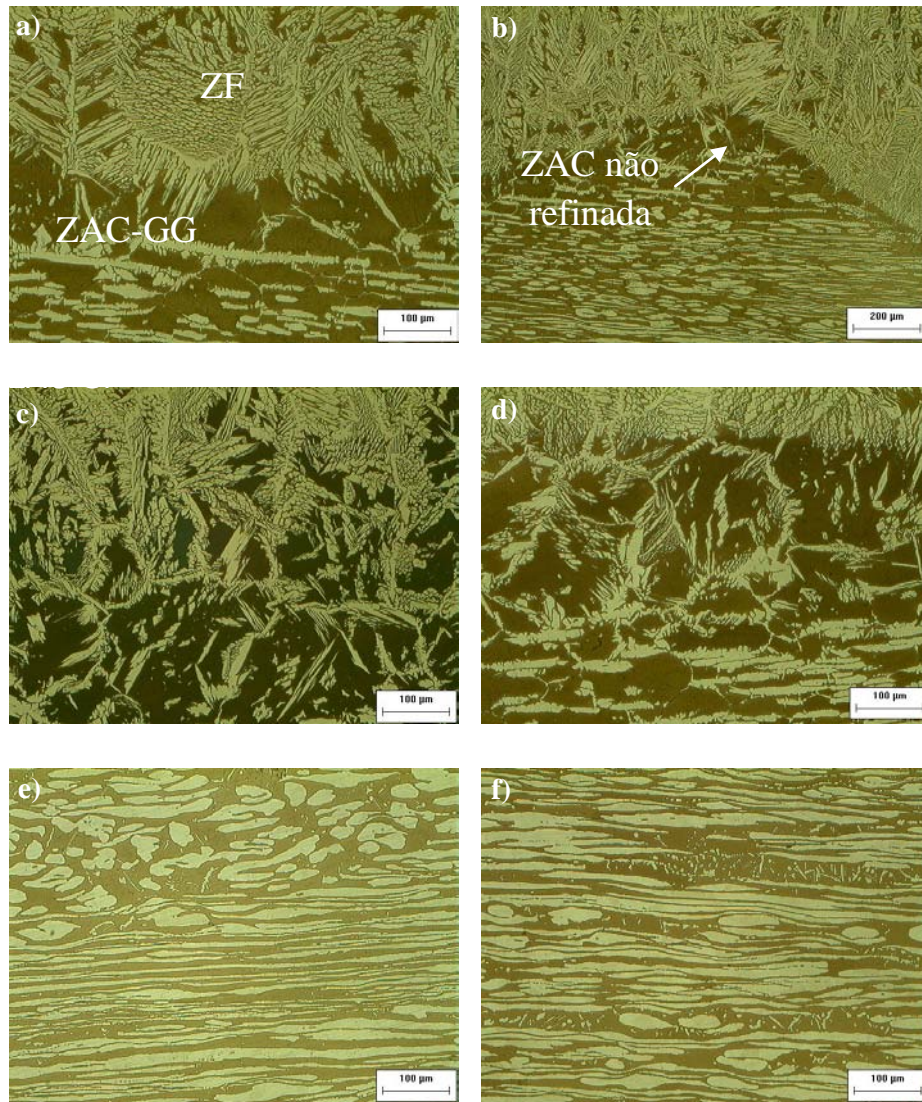


Figura 3. Microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S31803. a) ZAC da condição C1; b) ZAC de grãos grosseiros na região de intersecção entre dois passes subsequentes; c) ZAC da condição C4; d) ZAC da condição C5; e) Região de interface da ZAC e metal base; f) Metal base.

Na Figura 3a é mostrada a ZAC para a condição C1 que foi a condição que obteve uma ZAC mais reduzida e com menores tamanhos de grão. A condição C2 que foi soldada com corrente mais elevada de 135 A obteve maior crescimento de grão. A condição C4 foi soldada com mesma energia de soldagem em comparação com a condição C1. No entanto, a condição C4 obteve maior crescimento de grão em determinadas regiões (Figura 3c).

Na Figura 3d é mostrado o excessivo tamanho de grão para a soldagem com energia de 24 kJ/cm na ZAC, além da maior extensão, sendo que este comportamento pode ser prejudicial, de modo a ter uma possível redução da tenacidade. O crescimento de grão observado em todas as condições nesta liga, no qual não houve refino de forma eficiente, faz com que impeça a formação de grande quantidade de austenita ao longo de toda a ZAC. Um pequeno tamanho de grão é benéfico para

formação de austenita devido à maior área dos contornos de grão, onde a fase pode ser nucleada. No entanto, este não é o único fator, sendo também muito importante a composição química da liga. Na Figura 3f é mostrada a microestrutura do metal base com grãos alongados de ferrita (mais escura) e de austenita (mais clara) sem nenhuma alteração da sua microestrutura original e aparentemente livre de precipitações.

Conclusões

De acordo com os ensaios realizados foi observada influência da sobreposição de camadas e de passes laterais na microestrutura resultante do material devido à maior precipitação de austenita. Maior formação de austenita Widmanstätten para condição soldada com corrente mais elevada e velocidade de soldagem mais elevada, podendo ser um bom indicativo na influência das propriedades mecânicas do material. As condições soldadas com corrente mais elevada apresentaram ZAC mais extensa com crescimento de grão excessivo, principalmente na condição soldada com energia de 24 kJ/cm.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer ao Laboratório de Engenharia de Soldagem e Laboratório de Caracterização de Materiais da Universidade Federal do Ceará pela realização dos experimentos, além da Agência Nacional do Petróleo –Prh31 e FUNCAP pelo suporte financeiro.

Referências Bibliográficas

- [1] LONDOÑO, A. J. R. Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. São Paulo, 2001. Tese (Doutorado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo.
- [2] KAÇAR, R.; ACARER, M. Microstructure–property relationship in explosively welded duplex stainless steel–steel. *Materials Science and Engineering A363* 290–296, 2003.
- [3] MORENO, J. R. S. Degradação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex, devido ao envelhecimento em baixas temperaturas por tempos prolongados. Tese (Doutorado)-Universidade Federal de São Carlos, 2004.
- [4] HE, J.; HAN, G.; FUKUYAMA, S. and YOKOGAWA, K. Tensile behaviour of duplex stainless steel at low temperature. *Materials Science and Technology*.;v. 15, August 1999, p. 909-920.
- [5] SIEURIN, H.; SANDSTROM, R. Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205. *Materials Science and Engineering*, Royal Institute of Technology, Brinellv. Stockholm, Sweden, 25 November 2005.
- [6] LILJAS, M.; QVARFORT, R. Influence of nitrogen on weldments in UNS S31803. In: *Duplex, stainless steels'86. Proceedings*. The Hague, 1986, p. 244-256.
- [7] SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. A tale of two phases. In: *Conference Duplex Stainless Steels'82*, St. Louis-USA, 1982. *Proceedings*. Ohio, American Society of Metals, 1983, p. 693-756.
- [8] CHARLES, J. Super duplex stainless steels: structure and properties. In: *Conference Duplex Stainless Steels'91*, Beaune Bourcogne-France, 1991. *Proceedings*. France, 1991, p. 3-48.

- [9] MUTHUPANDI, V.; SRINIVASAN, P.B.; SESHADRI, S.K.; SUNDARESAN, S. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Materials Science and Engineering A358*. Janeiro, 2003.
- [10] LIOU, H.; HSIEH, R.; TSAI, W. Microstructure and stress corrosion cracking in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. *Corrosion Science* 44, 2002, p. 2841-2856.
- [11] MUTHUPANDI, V.; SRINIVASANA, P. B.; SHANKARB, V.; SESHADRIC, S. K.; SUNDARESAN, S. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. *Materials Letters* 59 2305 – 2309, 2005.
- [12] UREÑA, A.; OTERO, E.; UTRILLA, M. V.; MÚNEZ, C. J. Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding. *Journal of Materials Processing Technology* 182 pp. 624–631, 2007.
- [13] LINDBLOM, B. E. S.; LUNDQVIST, B.; HANNERZ, N. E. Grain growth in HAZ of duplex stainless steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 20:305–315, 1991.
- [14] MENEZES, J. W. A.; ABREU, H. F. G.; KUNDU, S.; BHADSHIA, H. K. D. H.; KELLY, P. M. Crystallography of Widmanstätten Austenite in Duplex Stainless Steel Weld Metal. Editorial Manager(tm) for Science and Technology of Welding and Joining.
- [15] CAMPOS, M.; BAUTISTA, A.; CÁCERES, D.; ABENOJAR, J.; TORRALBA, J. M. Study of the interfaces between austenite and ferrite grains in P/M duplex stainless steels. *Journal of the European Ceramic Society* 23 pp. 2813–2819, 2003.
- [16] CHEN, T. H.; YANG, J. R. Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A338* 166-181, 2002.
- [17] BADJI, R. BOUABDALLAH, M.; BACROIX, B.; KAHLOUN, C.; BELKESSA, B.; MAZA, H. Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds. *Materials characterization*, 2007.
- [18] NELSON, D. E.; BAESLACK III, W. A.; LIPPOLD, J. C. Characterization of the weld structure in a duplex stainless steel using color metallography. *Metallography* 18 pp. 215-225, 1985.
- [19] CRUZ, R. L. S. Avaliação dos Efeitos da Técnica da Dupla Camada na Soldagem do Aço ASTM A516 Grau 60 sem Tratamento Térmico Posterior. Fortaleza, 2006. Dissertação de Mestrado, UFC.
- [20] NUNES, E.B. Técnica da Dupla Camada sem TTPS no aço ABNT 4140. Fortaleza, 2007. Projeto Final de Curso. UFC.