

Estudo dos Efeitos da Restrição na Microestrutura, Microdureza e Tenacidade em Juntas Soldadas em Aço Inoxidável Duplex

(Study of Restriction Effects on Microstructure, Microhardness and Toughness in Welded Joints of Duplex Stainless Steel)

Everton Barbosa Nunes ¹, Marcelo Ferreira Motta ¹, Hamilton Ferreira Gomes de Abreu ¹, Jesualdo Pereira Farias ¹, Hélio Cordeiro de Miranda ¹, Francisco Neco Alves Junior ¹

¹Universidade Federal do Ceará, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais/Laboratório de Soldagem (ENGESOLDA), Fortaleza, Ceará, Brasil, nunesbar@ibest.com

Resumo

Os aços inoxidáveis duplex (AID) apresentam em sua microestrutura ferrita e austenita, de modo a aliar boas propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Estes materiais possuem grande aplicação na indústria petroquímica, sendo o UNS S31803 um dos mais conhecidos. Existem poucos trabalhos referentes ao estudo da influência da restrição na soldagem da junta na formação de Widmanstätten. Logo, este trabalho tem como objetivo analisar a influência da restrição no balanceamento de fases, na morfologia da austenita, na microdureza e na tenacidade da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e da Zona Fundida (ZF). Foram realizadas soldagens em juntas tipo V utilizando eletrodo revestido AWS E2209-17 com dois níveis de energia: 15 kJ/cm e 20 kJ/cm, com e sem restrição. De maneira geral, houve maior quantidade de ferrita nos passes de acabamento em relação aos passes de enchimento e de raiz. Foram observadas maiores quantidades de Widmanstätten nas condições soldadas com restrição. A ZAC apresentou uma microestrutura mais grosseira nos passes de acabamento. No entanto, não foram observadas diferenças significativas nas microestruturas quando comparadas as condições com e sem restrição. As condições que apresentaram maior quantidade de Widmanstätten obtiveram menores níveis de microdureza. Não foram observadas diferenças na energia absorvida na ZAC e ZF.

Palavras-chave: Duplex; Restrição; Microestrutura; Microdureza; Tenacidade.

Abstract: Duplex stainless steels present ferrite and austenite in their microstructure in order to join good mechanical properties and corrosion resistance. These materials are very used in petrochemical industry, being the DSS UNS S31803 one of the most commercially known. There were not much published literature to study the influence of the precipitation of Widmanstätten austenite in joints with some restriction. This work has as objective to analyze the influence of the restriction in the phase balance of austenite and ferrite, in the morphology of the austenite, in the microhardness and the toughness of both HAZ and FZ. Shielded electrode AWS E2209-17 was used to weld V joints in the duplex stainless steel UNS S31803. Welding has been performed in two levels of energy C1 (15 kJ/cm) and C2 (20 kJ/cm), with and without restriction. In a generalized manner, it was observed a greater amount of ferrite in the finishing passes when compared to the first passes. Bigger amounts of Widmanstätten austenite in the conditions welded with restriction had been observed. Generally, the HAZ presented a coarser microstructure in the finishing passes, in way that did not show significant differences when compared with the conditions with and without restriction. Microhardness level was lower when large amount of Widmanstätten has been presented. Differences in energy absorbed in HAZ and FZ has not been observed when comparing conditions with and without restriction. The influence of the use of restraint in welding, especially in balancing phase, microstructure and microhardness has been observed.

Key-words: Duplex; Restriction; Microstructure; Microhardness; Toughness.

1. Introdução

Os aços inoxidáveis duplex (AID) modernos possuem uma excelente resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas. Esta combinação de propriedades tem popularizado o seu uso em ambientes altamente agressivos [1]. Os AID apresentam uma estrutura composta por ferrita e austenita, resistência mecânica

maior do que a dos aços inoxidáveis comuns, bem como boa resistência à corrosão intergranular, localizada, e à corrosão sob tensão [2]. Uma grande vantagem da utilização dos AID é que a combinação de elementos como: cromo, molibdênio e nitrogênio, conferem uma boa estabilidade química em ambientes salinos como a água do mar, que antigamente (décadas de 70 e 80) só era possível de se obter usando-se materiais com altas concentrações de cobre, como por exemplo, os bronzes e materiais com altas concentrações de níquel, como os Hastelloys, os Inconéis e os Monéis [3].

Uma grande parcela das aplicações industriais dos AID está nos setores químico, petroquímico e de papel e celulose,

(Recebido em 11/02/2011; Texto final em 30/06/2011).
Artigo originalmente publicado no CONEN 2010

geralmente em equipamentos cuja fabricação envolve operações de soldagem. São utilizados em vasos (tratadores eletrostáticos), tubulações de água produzida e injetada, tubos permutadores, evaporadores de água, *hard pipes*, no abastecimento em tubulações, trocadores de calor e *clad*. Esse material também foi usado em alguns equipamentos de plataformas, principalmente por apresentar resistência mecânica e resistência à corrosão por pites superior aos aços inoxidáveis austeníticos, sendo o aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205) um dos mais conhecidos comercialmente. No Brasil, a utilização destes materiais cresceu a partir da década de 90.

Nessas aplicações citadas, seja na fabricação ou na manutenção dos equipamentos ou componentes, a soldagem é utilizada. Se não for executada com os devidos cuidados, as vantagens dos AID sobre os aços inoxidáveis tradicionais podem ser perdidas [1]. Com isto, na soldagem dos AID, deve-se obter um controle dos parâmetros de soldagem para a junta possuir níveis aceitáveis do teor de ferrita e boas propriedades mecânicas, de modo a eliminar o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), proporcionando 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 para aliar boa resistência mecânica e resistência à corrosão [4].

Nos AID, a energia de soldagem está diretamente associada às transformações microestruturais e ao desempenho da junta soldada. Assim, de forma geral, uma energia de soldagem elevada provoca uma baixa velocidade de resfriamento, favorecendo a precipitação de austenita. Porém, fases secundárias podem precipitar. Por outro lado, uma baixa energia de soldagem, resulta numa elevada velocidade de resfriamento, retardando a precipitação de austenita. Além disso, na soldagem multipasse, há pouca informação disponível na literatura atual sobre a influência destes parâmetros na forma e equilíbrio das fases, nos precipitados resultantes, na tenacidade da junta soldada, sendo de fundamental importância o estudo e a seleção adequada dos parâmetros de soldagem. Além da busca de uma energia de soldagem ótima, deve-se ainda considerar o fato de que, na soldagem multipasse, a junta é submetida a vários ciclos térmicos. Isto significa que a região soldada passa por aquecimentos e resfriamentos consecutivos, comumente pouco controlados. Tais variações de temperatura podem modificar a microestrutura original e, conseqüentemente afetar o desempenho da junta, modificando suas propriedades.

Em geral, a austenita do metal de solda dos AID é formada a partir 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. A morfologia da austenita depende do tamanho de grão ferrítico e taxa de resfriamento [5]. Grãos refinados aumentam o número de núcleos formados acima da temperatura de formação de Widmanstätten, facilitando a formação da morfologia alotrimórfica. Em grãos ferríticos maiores, por outro lado, relativamente poucos núcleos são formados a elevadas temperaturas, de modo que em baixas temperaturas, estas regiões ficam supersaturadas, de modo que a austenita irá nuclear e crescer na forma de Widmanstätten.

Ameyama e Weatherly reportaram que a austenita

Widmanstätten nucleia separadamente nas superfícies dos contornos de grão da austenita alotrimórfica e cresce dentro do grão da ferrita delta com mecanismo difusional [6]. A austenita de Widmanstätten, resultante de uma reação martensítica, pode ser benéfica, por apresentar uma microestrutura tenaz com baixo teor de carbono, além de poder proporcionar um alívio de tensões dependendo da temperatura de transformação.

Southwick e Honeycombe realizaram um intensivo estudo da decomposição da ferrita em um aço inoxidável duplex com 26% de cromo e 5% de níquel, propondo que, em temperaturas um pouco baixas (cerca de 500°C e abaixo), a austenita pode se formar a partir da ferrita por um mecanismo martensítico de forma cisalhante. Reações a altas temperaturas ocorrem por uma nucleação difusional e crescimento do referido processo, sendo que a baixas temperaturas ocorre uma transformação martensítica adifusional [7].

Os AID apresentam menores coeficientes de expansão térmica e condutividade térmica maior do que nos aços inoxidáveis austeníticos, tornando-os bons candidatos à utilização em trocadores de calor. São fortemente magnéticos devido à presença de ferrita, permitindo o uso de fixadores magnéticos durante o processo de usinagem. Os AID apresentam numerosas vantagens sobre os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos tradicionais. A resistência mecânica dos AID é aproximadamente o dobro dos aços inoxidáveis austeníticos, combinada com uma boa tenacidade. A sua soldabilidade é superior à dos aços inoxidáveis ferríticos [8]. No entanto, os aços inoxidáveis duplex são menos apropriados que os austeníticos em aplicações acima de +250°C, devido à precipitação de fases que fragilizam a ferrita, e abaixo de -50°C, em virtude da ferrita absorver pouca energia na fratura em baixas temperaturas [9].

Estudos revelaram que amostras contendo 57% de ferrita apresentaram temperatura de transição dúctil-frágil 149°C menores que amostras com composições químicas e tamanhos de grãos idênticos, porém contendo 80% de ferrita. Tal fato é resultado do impedimento, por parte da austenita, da propagação das trincas de clivagem originadas na ferrita. Apesar de se observar, com o aumento da fração volumétrica de ferrita, aumentos consideráveis de dureza e limite de escoamento, não houve alteração significativa no limite de resistência, havendo, no entanto, severas reduções no alongamento total e na tenacidade [10]. A combinação entre os elevados valores de alongamento da austenita com o elevado limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis duplex forma um conjunto de notáveis propriedades mecânicas, chegando a alongamento mínimo de 25% e dureza de 260 HV [11].

No entanto, os estudos com soldagens multipasse têm sido pouco e bastante superficiais, indicando uma grande motivação para realizações de trabalho na área. Portanto, uma grande importância tem sido dada a este tema pela comunidade científica e pelos produtores destes aços. Acredita-se que a utilização da restrição possa promover formação de austenita Widmanstätten por transformação martensítica que possa melhorar as propriedades mecânicas do material soldado. Logo, este trabalho tem como objetivo analisar a influência da restrição da junta no balanceamento de fases, na morfologia da austenita precipitada, na microdureza e na tenacidade da ZAC e da ZF.

Tabela 1. Composição química do aço inoxidável duplex UNS S31803 e do eletrodo revestido AWS E2209-17.

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	0,030	0,800	0,030	0,0250	0,900	23,000	9,000	-	3,000	0,150

Tabela 2. Parâmetros de soldagem da junta.

Corpo de prova	Preenchimento			Passe de raiz			Observações
	E (kJ/cm)	I (A)	Vs (cm/min)	E (kJ/cm)	I (A)	Vs (cm/min)	Restrição
C1R	15	100	10	4,8	80	25	sim
C1S	15	100	10	4,8	80	25	não
C2R	20	135	10	5,04	95	28	sim
C2S	20	135	10	5,04	95	28	não

2. Materiais e Métodos

Foram realizadas soldagens multipasse em prova com o processo eletrodo revestido, de modo a verificar a influência da restrição da junta na morfologia da austenita precipitada e nas propriedades mecânicas (microdureza e tenacidade). Na Tabela 1 é mostrada a composição química do metal base e do metal de adição.

Foram selecionados dois níveis de energia de soldagem (15 e 20 kJ/cm), de forma a permanecer na faixa recomendada pela literatura (5 a 25 kJ/cm) e evitar precipitações de fases que poderiam comprometer de forma significativa as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão [1]. Para os passes de raiz foram utilizados eletrodos de Ø 3,25 mm e para os de acabamento foram utilizados eletrodos de Ø 4,0 mm. A soldagem foi realizada utilizando a fonte multiprocesso, com sistema de aquisição dos sinais de corrente e tensão de soldagem a uma frequência de 9600 MHz. Na Tabela 2 são mostrados os parâmetros de soldagem empregados neste trabalho.

Vale salientar que não houve temperatura de preaquecimento. A temperatura de interpasse entre o 1º e 2º passe foi de 60°C, entre o 2º e o 3º foi de 100°C e entre os passes seguintes foi de 135°C, com o controle feito por termopar. O aumento da temperatura de interpasse pode ser justificado pela redução da eficiência térmica do processo, à medida que o chanfro fica menos profundo. As soldagens foram realizadas em chanfros de 30°, com as dimensões 150x100x13 mm. Na Figura 1 é mostrado como foi feito o preenchimento das juntas.

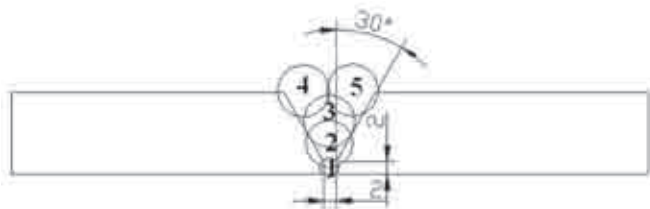


Figura 1. Ilustração do preenchimento da junta com a sequência de passes.

Em cada condição soldada, também houve separação de amostra para análise microestrutural ao longo da seção transversal, microdureza e ensaio de impacto Charpy, de forma a analisar o metal de solda e ZAC (Figura 2).

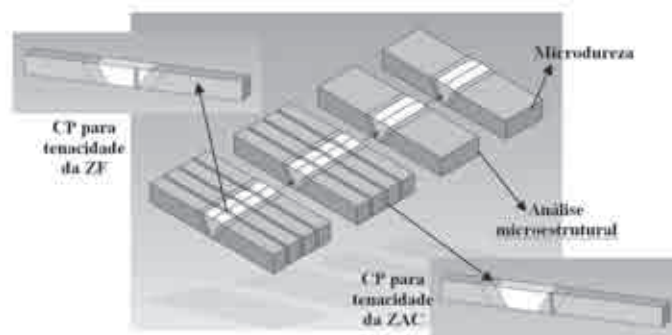


Figura 2. Divisão dos corpos de prova para caracterização.

O procedimento de preparação das amostras para a caracterização metalográfica dos AID soldados consistiu no lixamento de 80 até 1200 mesh e polimento manual com pasta de diamante na sequência 6, 3 e 1 µm de tamanho médio de partícula, utilizando lubrificação com água destilada e limpeza adequada da amostra entre os polimentos. A caracterização metalúrgica das amostras soldadas foi feita por microscopia ótica, de modo que o reagente para o ataque do aço inoxidável duplex foi o Behara (conforme ilustrado na Tabela 3), que é um dos mais indicados para diferenciar as fases presentes (austenita e ferrita). O tempo de imersão do ataque variou de acordo com a concentração do metabissulfato de potássio e foi interrompido com água corrente, sendo que a superfície de observação foi secada através da evaporação de álcool etílico absoluto, auxiliada por jato de ar quente.

Tabela 3. Composição do reagente metalográfico utilizado descrito por Behara.

Componente	Composição
Água destilada	100 mL
Ácido clorídrico (HCL) P.A.	30 mL
Metabissulfito de potássio (K ₂ S ₂ O ₅)	0,4 a 1,5 g

Os corpos de prova foram cortados de forma transversal, de modo que a fração volumétrica de ferrita foi determinada com o auxílio do ferritoscópio FISCHER ao longo do metal de solda, desde o passe de raiz até o passe de acabamento. Este equipamento não necessita de ataques de revelação da microestrutura, nem de técnicas de análise de imagens, sendo uma análise magnética. A utilização desta técnica para obtenção da fração volumétrica de ferrita é bastante confiável e foi utilizado em diversos trabalhos [12].

As medições de microdureza realizadas no trabalho foram feitas com a utilização de carga 100 g, segundo a norma [13]. Foram realizados perfis de microdureza ao longo do metal de solda desde o passe de acabamento até o passe de raiz na direção vertical com espaçamento de 0,2 mm. Também foi determinado o perfil de microdureza do metal de solda na última camada depositada até o metal base em linha horizontal (Figura 3).

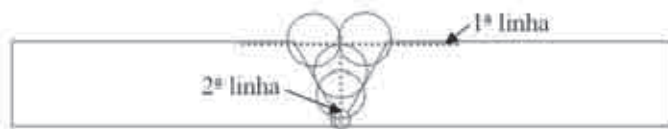


Figura 3. Ilustração das linhas de microdureza.

Para a realização do ensaio de Impacto Charpy, os corpos de prova foram fresados e retificados, segundo a norma [14], sendo que o entalhe foi feito em uma máquina de brochamento. A máquina de ensaio Charpy utilizada tem capacidade máxima

de 150 J. As dimensões de todos os corpos de prova para ensaio de impacto Charpy foram de forma reduzida: 5x5x55 mm, com entalhe em "V". Os ensaios foram feitos a -40°C, resfriados pela utilização de nitrogênio líquido. Esta temperatura foi escolhida para avaliar a influência da precipitação de fases frágeis na tenacidade segundo a norma [15].

Foram separados quatro corpos de prova Charpy para verificação de energia absorvida na ZAC e quatro no metal de solda (Figura 2). As condições que foram realizadas estes ensaios foram C2R e C2S, para analisar o efeito da restrição das juntas nas suas propriedades mecânicas e microestrutura. A orientação do plano da trinca proporcionado pelo entalhe foi paralela à direção de laminação, sendo a região mais crítica [16]. Foram realizados também entalhes na região do metal base como recebido para comparação com a ZAC e ZF dos materiais soldados. Para o posicionamento do entalhe, foi feito um ataque eletrolítico com ácido oxálico 10% a 8 Vcc por 1 minuto, para melhor visualização da região soldada.

No metal de solda, o entalhe ficou no centro do último cordão de acabamento depositado. Em relação à ZAC, o entalhe foi feito próximo ao penúltimo cordão de solda. Nos quatro corpos de prova, para cada condição, o entalhe ficou na mesma posição para haver maior repetitividade nos resultados. Posteriormente, análises macroscópicas foram realizadas na região da fratura. Para a realização do ensaio de impacto foi utilizada a norma [17]. Os critérios de aceitação foram em relação ao percentual de ferrita (30 a 70%) [18,19], ZAC mais refinada, microdureza inferior a 310 HV [20] e energia absorvida de 13,5 J no metal base e ZAC e 8,5 J na ZF [15].

3. Resultados e Discussão

Na Figura 4 é mostrada a quantificação de ferrita obtida no metal de solda. Na Figura 4a foi observada uma maior quantidade de ferrita para a condição soldada com restrição, havendo uma diferença de 7% de ferrita, aproximadamente. No entanto, na condição C2 (Figura 4b) não houve um efeito significativo da restrição no teor de ferrita, apesar de haver uma

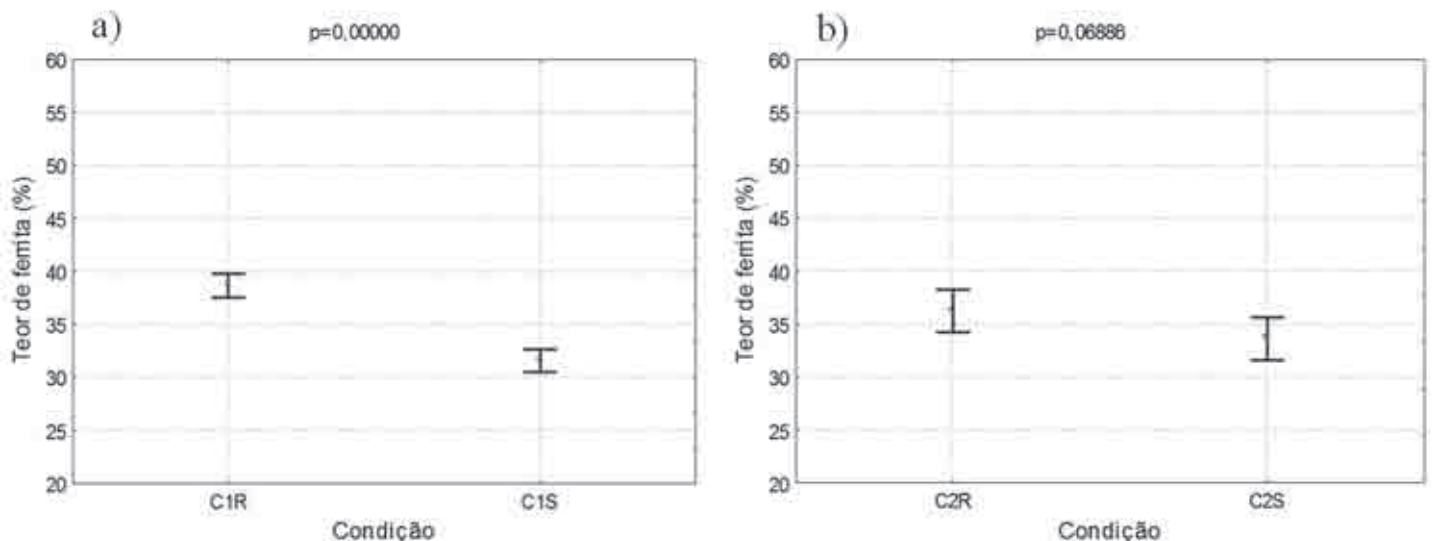


Figura 4. Efeito da restrição no teor de ferrita no metal de solda. a) Condição C1 (15 kJ/cm); b) Condição C2 (20 kJ/cm).

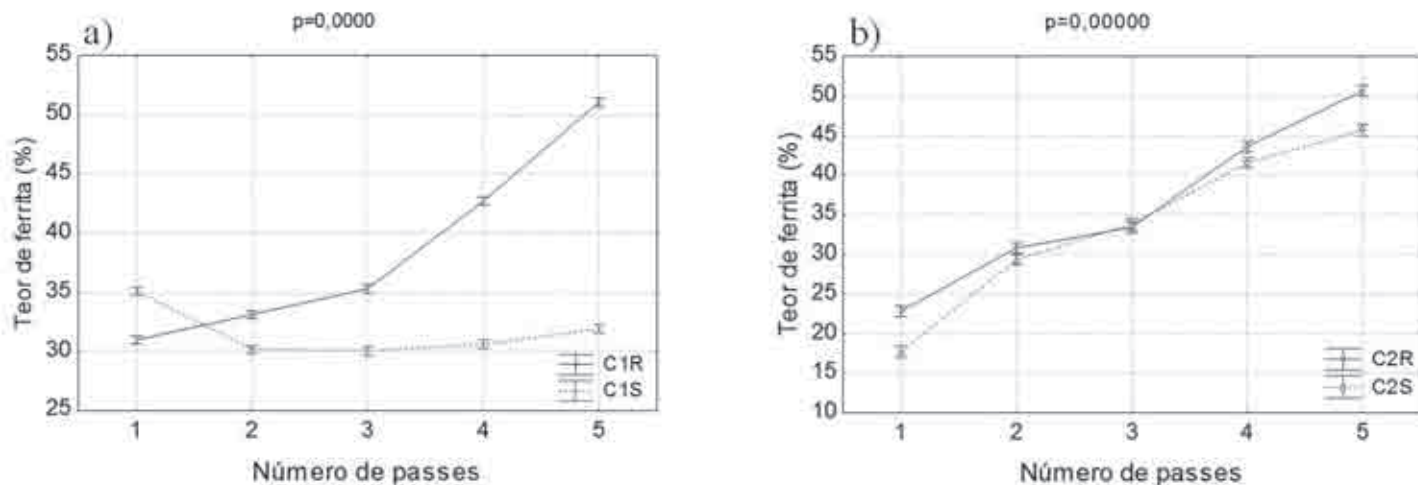


Figura 5. Teor de ferrita para cada passe depositado. a) Condição C1 (15 kJ/cm); b) Condição C2 (20 kJ/cm).

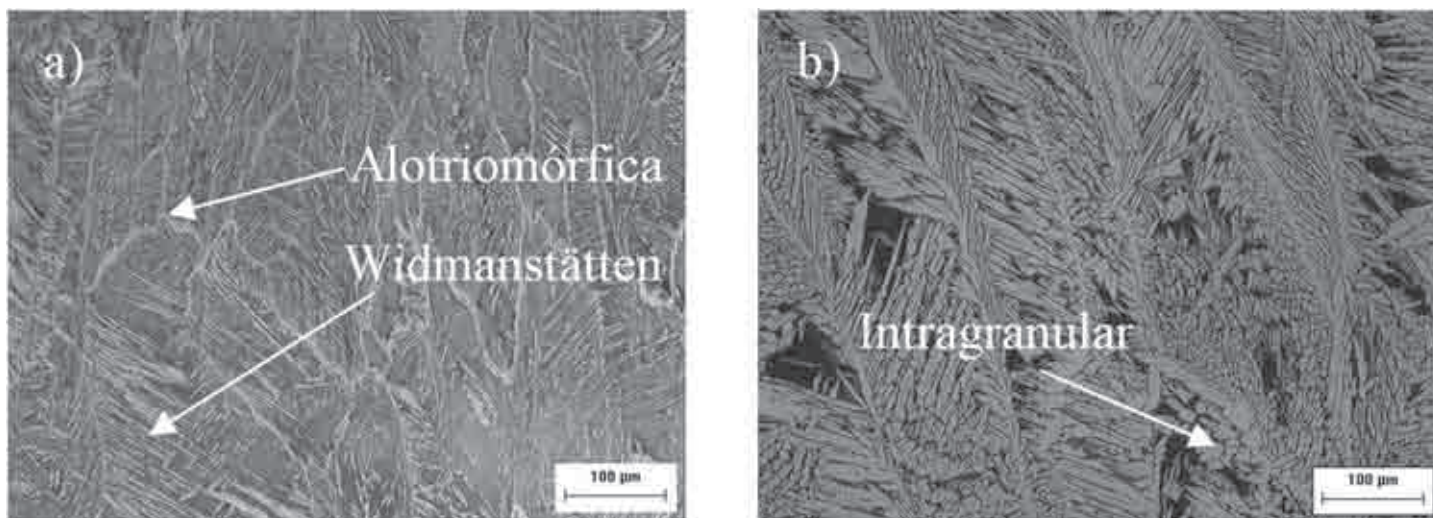


Figura 6. Microestrutura no metal de solda no passe de acabamento. a) Condição C2R; b) Condição C2S.

pequena tendência de aumento de ferrita para a condição C2R em comparação com a condição C2S. Na soldagem com restrição há uma maior área para dissipação de calor devido à utilização do sistema de restrição, podendo ocasionar maior velocidade de resfriamento, desta forma provocando maior percentual de ferrita no metal de solda. As condições C1R, C2R, C1S e C2S apresentaram, na média, teores de ferrita acima de 30%.

Na Figura 5 é mostrada a variação do percentual de ferrita ao longo dos passes depositados, desde o passe de raiz (ponto 1) até o passe de acabamento (ponto 5). Para esta condição, foi observada uma tendência de aumento de ferrita no 5º passe em relação ao passe de raiz, com exceção da condição C1S, de modo que a sobreposição de passes provoca reaquecimentos consecutivos, proporcionando maior formação de austenita, de modo que a quantificação foi realizada depois dos corpos de prova soldados. O reaquecimento repetido da ZF e da ZAC pode levar à precipitação de nitretos e fases intermetálicas, como a fase sigma e fase R, além do aumento da fração de austenita [21]. Durante o reaquecimento, seja por um tratamento isotérmico ou por reaquecimento devido ao processo de soldagem, a austenita

secundária (γ_2) precipita a partir da ferrita, principalmente para soldagem em energias mais baixas [1]. Analisando o gráfico da Figura 5a, verifica-se que na condição C1 (15 kJ/cm) ocorreram diferenças significativas em relação ao percentual de ferrita, comparando a condição soldada com restrição (C1R) com a soldada sem restrição (C1S). A condição soldada com menor energia de soldagem obteve níveis satisfatórios de ferrita no metal de solda de pelo menos 30%, porém a condição soldada com energia mais elevada (20 kJ/cm) obteve níveis baixos de ferrita no passe de raiz, de no máximo 23 % (C2R).

Em relação à microestrutura, foi verificado que na condição soldada com restrição foi obtido maior percentual de ferrita no metal de solda nos passes de enchimento e acabamento, além da maior precipitação de austenita Widmanstätten. As morfologias básicas da austenita precipitada foram: Widmanstätten, intragranular e alotriomórfica (Figura 6). A morfologia Widmanstätten nucleia nos contornos de grão da ferrita delta ou da austenita alotriomórfica pré-existente e cresce ao longo de planos específicos da matriz como placas paralelas [22]. Alguns pesquisadores verificaram que maiores taxas de

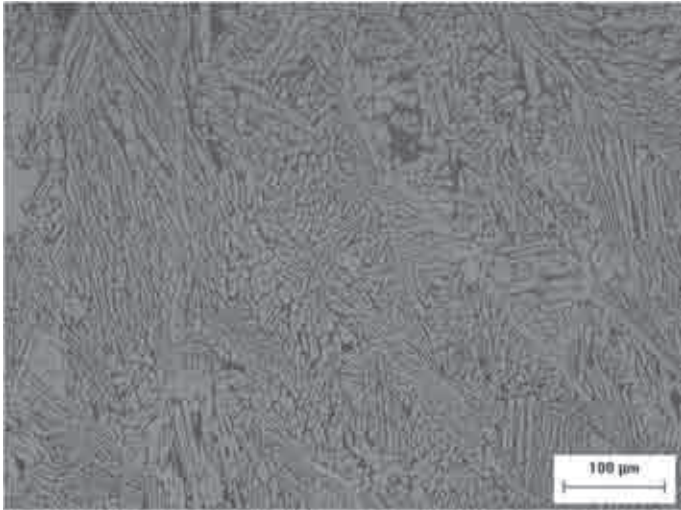


Figura 7. Microestrutura do metal de solda no passe de raiz para a condição C2S.

resfriamento proporcionaram maior formação de Widmanstätten [23,24]. Quando a porcentagem de austenita é bem maior do que a de ferrita, a formação de fases provenientes de um possível processo martensítico (Widmanstätten) é maior, apesar de ser uma morfologia com baixo teor de carbono [25]. Devido à utilização do sistema de restrição, pode ter ocorrido maior propagação de calor devido ao maior volume de material presente [26], de modo a proporcionar maiores taxas de resfriamento e consequentemente maiores percentuais de ferrita.

A energia livre total obtida pela Eq. (1) ocasionada pela transformação martensítica é obtida pela soma das componentes química e mecânica, de modo que a última parcela é nula no caso de não haver nenhuma tensão aplicada durante a transformação [27]. Esta situação ocorreu nos casos que não foi utilizado sistema de restrição e foi observada menor formação de austenita Widmanstätten. A condição soldada com restrição pode ter contribuído para maior energia de transformação para formação da austenita Widmanstätten, como verificado na Figura 6.

$$\Delta G = \Delta G_{\text{CHEM}} + \Delta G_{\text{MECH}} \quad (1)$$

De forma geral, foram observados maiores percentuais de austenita nos passes de enchimento e de raiz em relação aos passes de acabamento devido à sobreposição de passes posteriores para o preenchimento da junta, principalmente com morfologia Widmanstätten. Na Figura 7 são verificados grandes percentuais de austenita no passe de raiz (82%) para a condição C2S, de modo que foi observada pouca quantidade de austenita Widmanstätten.

Em relação à ZAC (Figura 8), não foram observadas mudanças significativas proporcionadas pela restrição, de modo que nos passes de acabamento a ZAC apresentou uma microestrutura mais grosseira e extensa em relação à ZAC do passe de raiz.

As Figuras 9 e 10 apresentam os resultados de microdureza medidas na 1ª linha na direção horizontal (Figura 3). Em relação à microdureza, não foram observadas diferenças significativas na utilização da restrição na soldagem para a condição C1 (15 kJ/cm) nas medidas realizadas ao longo do passe de acabamento, mesmo a condição C1R possuindo maiores percentuais de ferrita conforme pode ser observado na Figura 9. A maior quantidade de austenita Widmanstätten pode ter influenciado para a condição C1R não apresentar níveis elevados de microdureza [28]. Vale salientar que as linhas verticais delimitam a região do metal de solda, de modo que as regiões vizinhas aos cordões são ZAC e MB. A condição C1R obteve média de 252 ± 14 HV e a condição C1S média de $251,4 \pm 11,2$ HV. Nas duas condições não foram observados níveis elevados de microdureza.

Na condição soldada com energia mais elevada (20 kJ/cm) não foram observadas diferenças relevantes na microdureza em relação à utilização de restrição durante a soldagem (Figura 10). A condição C1R pode ter contribuído para menores valores de microdureza em determinadas regiões. A condição C1R obteve média de 284 ± 16 HV e a condição C1S média de 301 ± 11 HV. Foram observados picos de microdureza acima de 310 HV, o que não é recomendado para este material devido possivelmente à precipitação de fases frágeis [1].

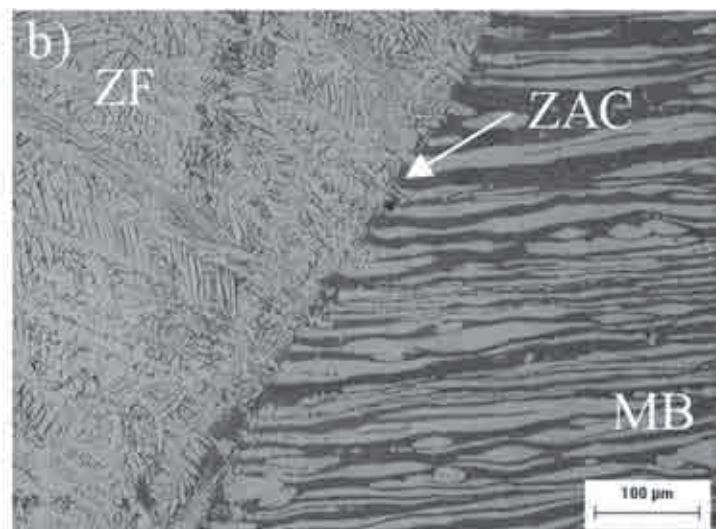
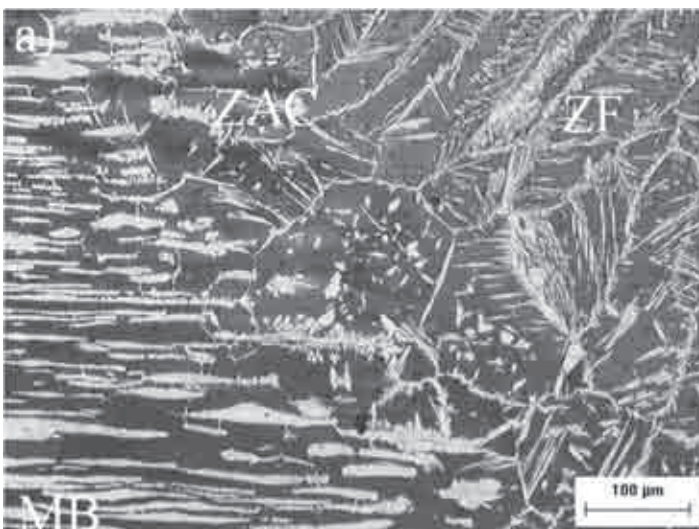


Figura 8. Microestrutura da ZAC para condição C1R. a) passe de enchimento; b) passe de raiz.

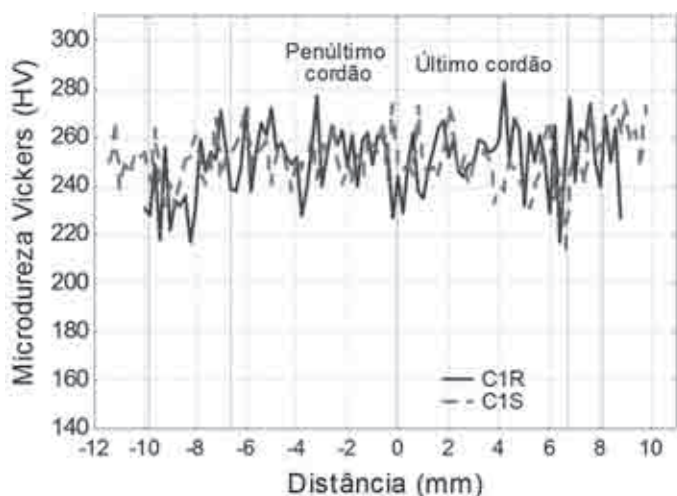


Figura 9. Perfil de microdureza na direção horizontal ao longo do passe de acabamento para condição C1.

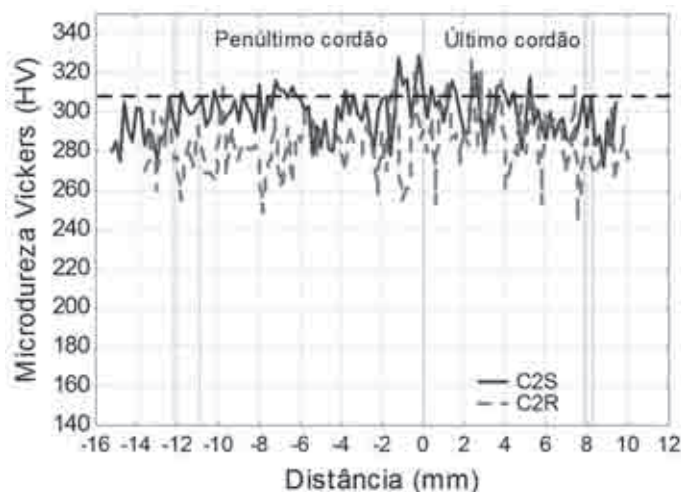


Figura 10. Perfil de microdureza na direção horizontal ao longo do passe de acabamento para condição C2.

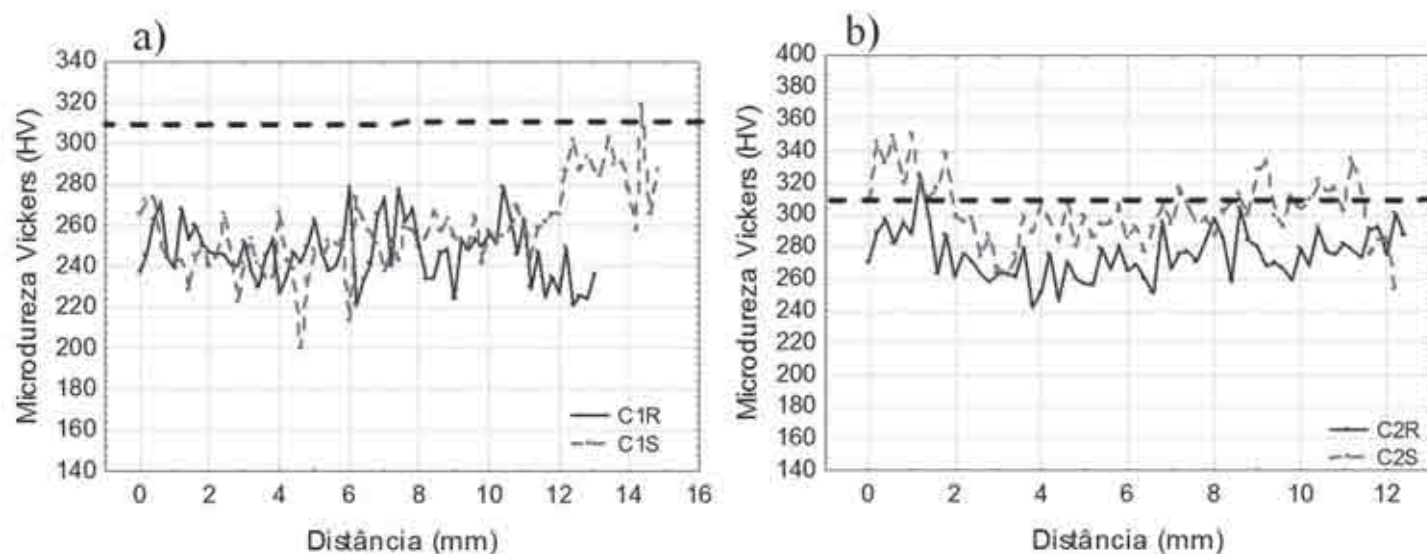


Figura 11. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda. a) Condição C1; b) Condição C2.

A Figura 11 apresenta os resultados de microdureza medidas na direção vertical como pode ser observado na Figura 3. A linha tracejada horizontal representa o nível limite de microdureza aceitável para este tipo de material (310 HV), de modo a evitar problemas de corrosão sob tensão [20]. Nas medidas ao longo do metal de solda para a condição C1, foram observados maiores níveis de microdureza no passe de raiz para a condição C1S, devido aos maiores percentuais de ferrita e possíveis precipitações de fases frágeis proporcionadas pelos reaquecimentos sucessivos (Figura 5a) [2,16]. A condição C1R obteve média de 246 ± 14 HV e a condição C1S média de $257,5 \pm 20$ HV. Apesar da condição C1R apresentar maiores percentuais de ferrita, esta condição apresentou níveis baixos de microdureza, devido possivelmente às precipitações de austenita Widmanstätten. Nos corpos de prova soldados com a energia maior, foram observados percentuais de ferrita similares, comparando as condições C2R e C2S. Porém, foram observados em determinadas regiões menores níveis de microdureza para a condição C2R, sendo que este resultado pode também estar relacionado à maior quantidade de austenita Widmanstätten. A condição C2R obteve média de 275 ± 15 HV e a condição C2S média de 302 ± 20 HV. Na condição C2S foram observados diversos picos acima de 310 HV devido possivelmente à diferença de morfologia da austenita precipitada, sendo do tipo intragranular e alotriomórfica (Figura 6). A condição C2 em relação à condição C1 obteve níveis maiores de microdureza devido possivelmente à maior energia de soldagem que proporcionam precipitações de fases frágeis. As condições que obtiveram menor quantidade de austenita Widmanstätten (C1S e C2S) apresentaram elevados picos de microdureza.

Em relação à tenacidade (Figura 12), foi verificada nenhuma diferença na energia absorvida na ZF. Porém, na ZAC, a condição soldada com menor energia (15 kJ/cm), sem restrição absorveu maior energia devido possivelmente à maior precipitação de austenita. O fato de haver maior presença ferrita na ZF na condição C2R não implicou na menor energia absorvida no ensaio de impacto. A diferença de tenacidade não

pode ser atribuída somente ao teor de ferrita, já que na região analisada na ZAC, ZF e MB não foi tão diferente. Foi observada maior quantidade de austenita Widmanstätten na condição C2R (Figura 6a), de modo que pode ter contribuído para redução da tenacidade. Além disso, outras razões podem estar relacionadas, como: tensões residuais, dureza, tamanho de grão e esferoidização de partículas de austenita intragranular, além de formação de fases fragilizantes [4]. É observada redução na tenacidade do material quando o entalhe é posicionado no metal de solda em relação à ZAC, de modo que tal ocorrência pode ser relacionada à formação de estruturas mais delgadas de ferrita no metal de solda, que facilitariam a propagação de fratura frágil por clivagem nesta fase [29]. Além disso, encontra-se a provável formação de nitreto de cromo que se trata de um microconstituente fragilizante em aços inoxidáveis duplex, o que favoreceu também para a diminuição da tenacidade do material, além da presença de oxigênio e inclusões que são inerentes ao processo de eletrodo revestido que reduz de forma significativa a tenacidade no metal base [30,31,32]. Na ZAC foi observada maior energia absorvida na condição C2S em relação à condição C2R. A condição C2S apresentou percentual de ferrita médio de $49\pm 3\%$ e a condição C2R $50\pm 2\%$, de modo que a diferença não é significativa para modificar a tenacidade do material. A morfologia da austenita Widmanstätten também foi similar nos dois casos. Possivelmente, a restrição utilizada pode ter contribuído para surgimento de tensões residuais trativas, e desta forma, contribuir para redução da tenacidade. Vale salientar que devido à geometria da junta utilizada, o entalhe pode ter sido posicionado de modo a ter contribuição do metal de solda e metal base. Devido à utilização de corpos de prova de tamanho reduzido há impossibilidade de comparação com ensaios realizados com corpos de prova de tamanho padrão, de acordo com a norma ASTM A-923-03 [15]. A energia absorvida do metal base foi de $32,2 \pm 4$ J.

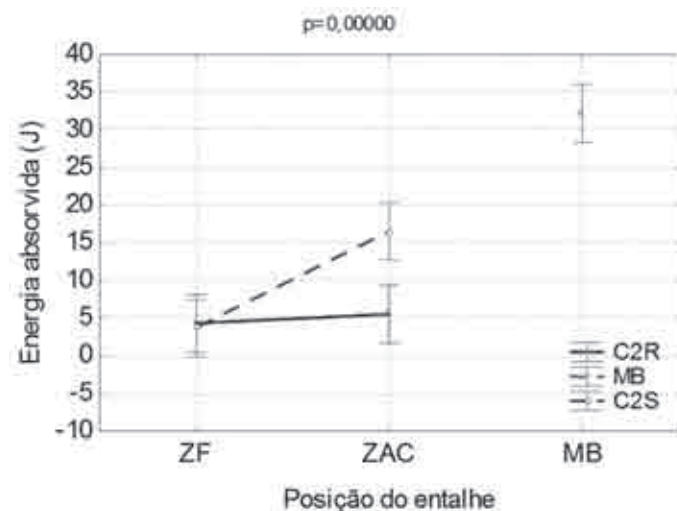


Figura 12. Efeito da restrição na energia absorvida com ensaios realizados a -40°C .

4. Conclusões

Foi verificado que a utilização da restrição na soldagem influenciou na maior precipitação de austenita Widmanstätten e na maior formação de ferrita no metal de solda dos passes de acabamento. Em relação à microdureza, foram observados menores níveis de microdureza nas condições soldadas com restrição, principalmente para a condição com maior nível de energia (20 kJ/cm). Em relação à tenacidade, a energia absorvida na ZF e ZAC foram menores que no metal base. Não foi verificada influência da restrição na energia absorvida na Zona Fundida (ZF), porém na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) foi observada menor energia absorvida na condição com restrição.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem ao Laboratório de Engenharia de Soldagem (ENGESOLDA) e Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) da Universidade Federal do Ceará pelo apoio laboratorial, além do Programa de Recursos Humanos Prh-31 da Agência Nacional do Petróleo (ANP) e FUNCAP e CNPq pelo suporte financeiro.

6. Referências Bibliográficas

- [1] Londoño, A. J. R., 2001. "Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex". Tese (Doutorado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo, São Paulo.
- [2] Pohl, M., 1995. "The ferrite/austenite ratio of duplex stainless steels". Zeitschrift für Metallkunde, München, v. 86, n. 2, p. 97 – 102.
- [3] Martins, M.; Casteletti, L. C., 2007. "Aços inoxidáveis duplex e super duplex—obtenção e caracterização". Revista Fundação e Serviços, ano 17, nº 169.
- [4] Muthupandi, V.; Srinivasan, P.B.; Seshadri, S.K.; Sundaresan, S., 2003. "Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds". Materials Science and Engineering A358.
- [5] Liljas, M., 1994. "The welding metallurgy of duplex stainless steels". In: Conference Duplex Stainless Steels'94, Glasgow-Scotland, 1994. Proceedings, paper KV, England, TWI.
- [6] Ameyama, K.; Weatherly, G. C.; Aust, K. T., 1992. "Acta Metall. Mater", 40, p.1835.
- [7] Southwick, P.D.; Honeycombe, W.K., 1980. "Decomposition of ferrite to austenite in 26%Cr-5%Ni stainless steel". Metal Science. v. 14, n. 7, p. 253-261.
- [8] Charles, J., 1994. "Structure and mechanical properties of duplex stainless steels". In Conference Duplex Stainless Steels'94, Glasgow-Scotland, 1994. paper K1, Proceedings. England, TWI.
- [9] Lopes, J. T. B., 2006. "Influência da presença de fases frágeis e da temperatura nas propriedades de propagação de trinca por fadiga do aço inoxidável duplex UNS S31803". Tese (Doutorado)- Departamento de Eng. de Materiais, Faculdade de Eng. Mecânica, U. Estadual de Campinas, Campinas.
- [10] Magnabosco, R., 2001. "Influência da microestrutura

no comportamento eletroquímico do aço SAF 2205”. Tese (Doutorado em engenharia)–Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo.

[11] Nilsson, J. O., 1992. “Overview- Super duplex stainless”. *Materials Science and Technology*, vol. 8, p.685-700.

[12] Muthupandi, V.; Srinivasana, P. B.; Shankar, V.; Seshadri, S. K.; Sundaresan, S., 2005. 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.

[13] ASTM E384-99, 2002. “Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials”.

[14] ASTM American Society for Testing and Materials – ASTM E23-02a, 2004. “Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials”.

[15] ASTM American Society for Testing and Materials – ASTM A 923-03, 2003. “Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels”.

[16] Young, M. C.; Chan, S. L. I.; Tsay, L. W.; Shin, C. S., 2005. “Hydrogen-enhanced cracking of 2205 duplex stainless steel welds”. *Materials Chemistry and Physics* 91 p. 21–27.

[17] ABNT NM 281-2, 2003. “Materiais metálicos parte 2”: Calibração de Máquinas de Ensaio de Impacto para Pêndulo Charpy.

[18] Walker, R. A., Gooch, T. G., 1991. “Pitting resistance of weld metal for 22Cr-5Ni ferritic-austenitic stainless steels”. *British corrosion journal* n. 1 v. 26 p. 51-9.

[19] Ureña, A.; Otero, E.; Utrilla, M. V.; Múñez, C. J., 2007. “Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding”. *Journal of Materials Processing Technology* 182 p. 624–631.

[20] Technical Specification., 2006. “General Requirements in Using Duplex and Super Duplex Stainless Steel for Subsea Pipelines”. CENPES-PETROBRAS.

[21] Brandi, S. D.; Ramírez, A. J., 1997. “Precipitation of intermetallic phases in the HAZ of multipass welding of duplex and superduplex stainless steels”. In: *International Conference Duplex Stainless Steels’97, Maastricht-The Netherlands. Proceedings. The Netherlands, KCI, 1997, p. 411-418.*

[22] Chen, T. H.; Yang, J. R., 2002. “Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel”. *Materials Science and Engineering A338* 166-181.

[23] Lindblom, B. E. S.; Lundqvist, B.; Hannerz, N. E., 1991 “Grain growth in HAZ of duplex stainless steels”. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 20 p.305–315.

[24] Menezes, J. W. A.; Abreu, H. F. G.; Kundu, S.; Bhadeshia, H. K. D. H.; Kelly, P. M., 2006. “Crystallography of Widmanstätten Austenite in Duplex Stainless Steel Weld Metal”. *Editorial Manager(tm) for Science and Technology of Welding and Joining*.

[25] Campos, M.; Bautista, A.; Cáceres, D.; Abenojar, J.; Torralba, J. M., 2003. “Study of the interfaces between austenite and ferrite grains in P/M duplex stainless steels”. *Journal of the European Ceramic Society* 23 p. 2813–2819.

[26] Rosenthal, D., 1946. “The theory of moving sources of

heat and its application to metal treatments”. *Transactions of the ASME*. v. 68, November, p. 849-866.

[27] Patel, J. R. and Cohen, M. Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation. *Acta Metallurgica*, 1:531{538, 1953.

[28] VAROL, I.; BAELASCK III, W. A.; LIPPOLD, J. C. Characterization of weld solidification cracking in a duplex stainless steel. *Metallography*. 23:1-19, 1989.

[29] Modenezi, P. M. Tenacidade do Aço UNS S31803 após Soldagem. Relatório Final da FEI. São Bernardo do Campo, 2008.

[30] Fedele, R. Corrosão intergranular em juntas soldadas - parte III. revista soldagem & inspeção – ano 6. n° 5.

[31] Londoño, A. J. R. Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Eng. Metalúrgica da Escola Politécnica da USP, São Paulo, 1997.

[32] Nilsson, J.O.; Wilson, A. Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of super duplex stainless steel SAF 2507. *Materials Science and Technology*. v. 9, n. 7, p. 545-554, 1993.