

Efeito da Energia de Soldagem sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Zona Afetada pelo Calor de Juntas de Aço Inoxidável Duplex

(Effect of the Welding Heat Input on the Microstructure and Mechanical Properties of the Heat Affected Zone of Multipass Welded Joints of Duplex Stainless Steel)

Everton Barbosa Nunes¹, Francisco Neco Alves Junior¹, Hélio Cordeiro de Miranda¹, Jesualdo Pereira Farias¹, Hamilton Ferreira Gomes de Abreu², Cleiton Carvalho Silva¹, Marcelo Ferreira Motta¹

¹Universidade Federal do Ceará, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – Laboratório de Engenharia de Soldagem, Fortaleza, Ceará, Brasil, nunesbar@ibest.com.br

²Universidade Federal do Ceará, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – Laboratório de Caracterização de Materiais, Fortaleza, Ceará, Brasil

Resumo

O objetivo deste trabalho é analisar a influência da energia de soldagem na zona afetada pelo calor (ZAC), de juntas soldadas do aço inoxidável duplex UNS S31803. Foram realizadas soldagens com eletrodo revestido AWS E2209-17 em junta tipo V de Aço Inoxidável Duplex UNS S31803, com dois níveis de energia (15 e 20 kJ/cm). A condição soldada com energia mais elevada apresentou uma ZAC mais extensa e microestrutura mais grosseira nos passes de acabamento. No entanto, nos passes de enchimento e de raiz, as ZAC's destas regiões foram mais refinadas e menos extensa. Em relação à microdureza, a condição soldada com energia de 15 kJ/cm apresentou níveis menores. Em relação à tenacidade, não foi verificada diferença significativa nos resultados.

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

Abstract: The aim this work is to evaluate the influence of multipass welding heat input on the microstructure and mechanical properties of the heat affected zone (HAZ) of UNS S31803 duplex stainless steel multipass welded joints. The shielded metal arc welding process using as filler metal the AWS E2209-17 covered electrode were employed had been carried through V joint groove UNS S31803 DSS, so that two levels of energy (15 and 20 kJ/cm) had been used in this experiment. The condition welded with higher energy higher a HAZ extensive and coarser microstructure in the finishing passes. On the other hand, in the wadding passes and root pass, the HAZ this region was more refined and less extensive. In respect of microhardness, the condition welded with energy of 15 kJ/cm got lower levels. In relation to toughness, it was not observed significant differences.

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

1. Introdução

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 [1-4]. Esta combinação de propriedades tem popularizado o seu uso em ambientes altamente agressivos [5,6]. É primordial a obtenção do balanço microestrutural de 50% austenita e 50% ferrita de modo a aliar boas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão [7].

Os aços inoxidáveis duplex (AID) surgiram em 1930 na França com o objetivo de reduzir o problema de corrosão intergranular dos aços inoxidáveis austeníticos e, por isso, adquiriram importância

comercial. Dentre algumas características importantes dos AID pode-se destacar a condutividade térmica que é maior do que nos aços inoxidáveis austeníticos, a qual em conjunto com a baixa expansão térmica, os tornam bons candidatos à utilização em trocadores de calor. A temperatura de transição dúctil-frágil para os aços duplex está em torno de -50°C enquanto que a liga 316L não apresenta este fenômeno. A transição dúctil-frágil dos aços duplex é característica da fase ferrítica [8]. Ainda assim, os aços inoxidáveis duplex apresentam alta resistência ao impacto na temperatura ambiente (25°C). Contudo, sua tenacidade está limitada à fração volumétrica e distribuição da ferrita. Com uma fração volumétrica de austenita de 40% obtêm-se prevenção efetiva no crescimento de trincas [9]. 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 [10]. Especificamente no aço inoxidável duplex UNS S31803 o alongamento em 50 mm é superior a 32% [11,12]. Dependendo

(Recebido em 02/07/2011; Texto final em 29/08/2011).
Artigo originalmente publicado no CONSOLDA 2010

da norma de fabricação aplicada e do material substituído, a economia em peso pode chegar a 50%, na substituição do aço AISI 316L pelo UNS S31803, reduzindo custos [13].

Desde então, estas ligas têm sofrido inúmeras modificações, que vão desde a sua composição química até as tecnologias usadas na sua produção. Os AID modernos possuem uma excelente resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas. 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% [14]. O limite de escoamento do UNS S31803 é próximo de 515 MPa (praticamente o dobro do encontrado em aços inoxidáveis austeníticos como os AISI 304 e 316) [5]. Young et al. [15] verificaram uma dureza na ferrita de 288 HV e 270 HV na austenita no metal de solda.

Uma grande parcela das aplicações industriais dos AID está nos setores químico, petroquímico e de papel e celulose, geralmente em equipamentos cuja fabricação envolve operações de soldagem, sendo que um dos mais conhecidos comercialmente é o aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205). No Brasil, a utilização destes materiais cresceu a partir da década de 1990. Podem ser utilizados em torres de dessulfuração, torres de destilação, estruturas de plataformas, vasos de pressão, dentre outros. 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 e AISD sobre os aços inoxidáveis tradicionais podem ser perdidas [5].

Geralmente, a precipitação de austenita ocorre a partir dos contornos de grão ferríticos e no interior dos grãos ferríticos em altas temperaturas. As partículas de austenita tendem a se formar mantendo relações especiais de orientação com a matriz ferrítica, como forma de baixar o excesso de energia livre do núcleo crítico nos estágios iniciais da reação [16].

Os estudos com soldagens multipasse em juntas tem 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 e ao desempenho da junta soldada. Eckenrod e Pinnow [11], trabalhando com a liga SAF 2205 (UNS 31803) na condição recozida e soldada, afirmam que a melhor combinação de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão podem ser encontradas se a fração volumétrica de ferrita estiver entre 35% e 65%.

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. O reaquecimento repetido da ZF e da ZAC pode levar à precipitação de nitretos e fases intermetálicas, como a fase sigma e fase R [17,18].

Portanto, uma grande importância tem sido dada a este tema pela comunidade científica e pelos produtores destes aços, principalmente no caso dos AID. Diversos pesquisadores têm estudado as mudanças microestruturais acontecidas na zona afetada pelo calor submetida à temperatura elevada (ZACTE), e seu efeito no desempenho da junta soldada, já que esta região é de difícil controle. Isto posto, o presente trabalho tem como objetivo avaliar a influência da energia de soldagem sobre as fases presentes e seu reflexo sobre as propriedades mecânicas de juntas multipasse do aço inoxidável duplex UNS S31803.

2. Materiais e Métodos

Foram utilizadas chapas do AID UNS S31803 (SAF 2205), com chanfros tipo V, soldadas com eletrodo revestido AWS E2209-17, de 4 mm de diâmetro para passes de acabamento e enchimento e 3,25 mm para passe de raiz. A composição química dos materiais utilizados é mostrada na Tabela 1, conforme especificação dos fornecedores. O metal de adição foi fornecido pela Sandvik do Brasil S.A. e o metal base pela MEGALIGAS.

As soldagens foram realizadas com o auxílio de uma fonte multiprocesso com corrente nominal de 300 A. Foram feitos estudos exploratórios para determinar a faixa adequada de energia

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

Material	Composição Química (%)									
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Cu	Mo	N
Metal base	0,017	1,45	0,025	0,001	0,43	22,12	5,58	0,21	3,08	0,16
Metal de adição	0,03	0,8	0,03	0,025	0,9	23	9	-	3,0	0,15

Tabela 2 - Parâmetros de soldagem por eletrodo revestido.

Corpo de prova	Preenchimento			Passe de raiz		
	E (kJ/cm)	I (A)	Vs (cm/min)	E (kJ/cm)	I (A)	Vs (cm/min)
C1	15	100	10	4,8	80	25
C2	20	135	10	5,04	95	28
C3	15	135	13	5,04	95	28

de soldagem. Os parâmetros de soldagem foram escolhidos de modo a analisar a influência da energia de soldagem na ZAC. O objetivo foi avaliar a influência da variação da energia de soldagem pela alteração da corrente de soldagem (condições C1 e C2), e aumento da energia de soldagem pela redução da velocidade de soldagem (condições C2 e C3). Por fim, foram realizadas comparações das condições C1 e C3 que foram soldadas com mesma energia de soldagem, mas com parâmetros de soldagem diferentes. 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. O aumento da temperatura de interpasse pode ser justificado pela redução da eficiência térmica do processo, à medida que o chanfro fica menos profundo. Na Figura 1 é mostrada a junta tipo V soldada, com as sequências de deposição dos passes, com nariz e abertura de raiz de 2,0 mm e ângulo de chanfro de 30°.

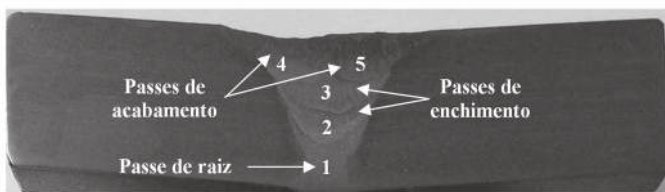


Figura 1 - Sequência de passes na soldagem multipasse.

Na Tabela 2 são mostrados os parâmetros de soldagem utilizados nos passes de preenchimento (acabamento e enchimento) e passe de raiz, sendo esta soldada com energia mais baixa.

Posteriormente, foi realizada preparação metalográfica utilizando o reagente Behara para revelar a ferrita e austenita na ZAC. As microestruturas foram analisadas com microscópio e registradas com fotos. Para medir os níveis de microdureza, foi utilizado um microdurômetro com carga de 100 g durante 15 s. Não foram realizadas durezas com cargas mais elevadas devido à incapacidade de analisar de forma mais detalhada a influência das fases presentes (ferrita e austenita), além de possíveis influências de finas precipitações no interior dos grãos e nas interfaces. Microdurezas superiores à 310 HV são maléficas para as juntas, sendo aceitas condições que obtiverem níveis menores de microdureza, pois minimizam o efeito do surgimento de trincas quando submetidos a um meio corrosivo [19].

Os corpos de prova foram usinados na dimensão reduzida (5x5x55 mm) para realização de ensaio *Charpy* (entalhe em "V"). O entalhe foi realizado na ZAC com a utilização de uma brochadeira. Nos corpos de prova submetidos ao ensaio de impacto a uma temperatura de -40°C, foram feitos ataques eletrolíticos com ácido oxálico 10% a 8 V_{cc} por 1 minuto, para melhor visualização da ZAC, segundo recomendações da norma ASTM E 23-02 [20]. O critério aceitável foi estipulado em 13,5 J. Na Figura 2 é mostrada as regiões de onde foram tirados os corpos de prova para o ensaio de Impacto *Charpy*.

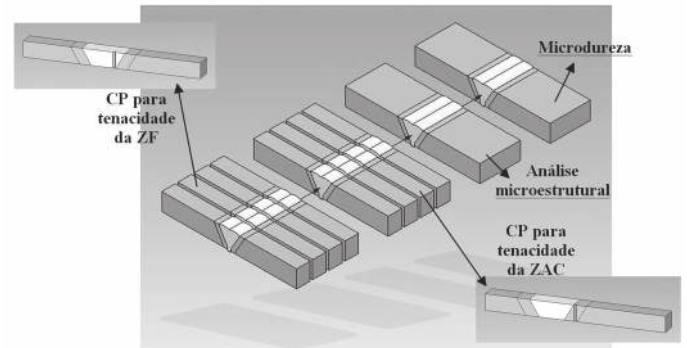


Figura 2 - Divisão dos corpos de prova para caracterização [21].

3. Resultados e Discussão

A evolução da microestrutura da ZAC dos AID é complexa, dependendo da microestrutura original do metal base, da temperatura de pico experimentada, do tempo de permanência na temperatura de pico e das taxas de aquecimento e resfriamento. O pico de temperatura elevada e o tempo de exposição a essa temperatura promovem um maior crescimento de grãos ferríticos, além de poder propiciar precipitações de fases intermetálicas nos contornos de grãos.

3.1. Variação da Energia de Soldagem

A condição C1 (menor aporte térmico) apresentou ZAC menos grosseira em relação às demais condições. A análise foi feita de forma qualitativa, na região em que foi depositado o último passe de acabamento, ou seja, que não sofreu influência de nenhum passe subsequente e no penúltimo passe que apresentou regiões com maior extensão da ZAC. Essa avaliação qualitativa pode ser observada ao se comparar os grãos das ZAC's do último passe de acabamento das condições: C1 (Figura 4b), C2 (Figura 5b) e C3 (Figura 6b). Foram observadas nas

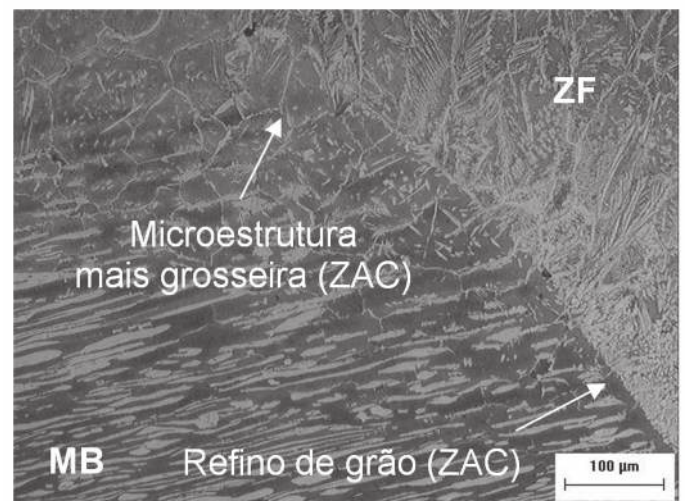


Figura 3 - Microestrutura da ZAC da condição C1 no 4º cordão soldado.

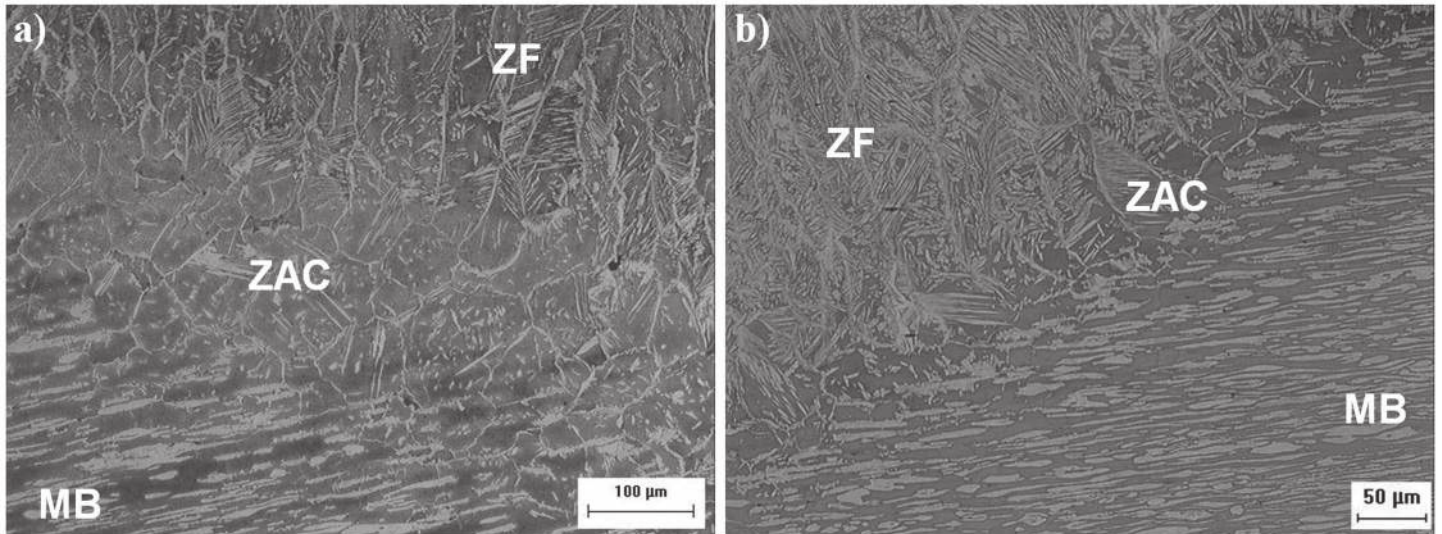


Figura 4 - Microestrutura da ZAC da condição C1. a) 4º cordão; b) 5º cordão.

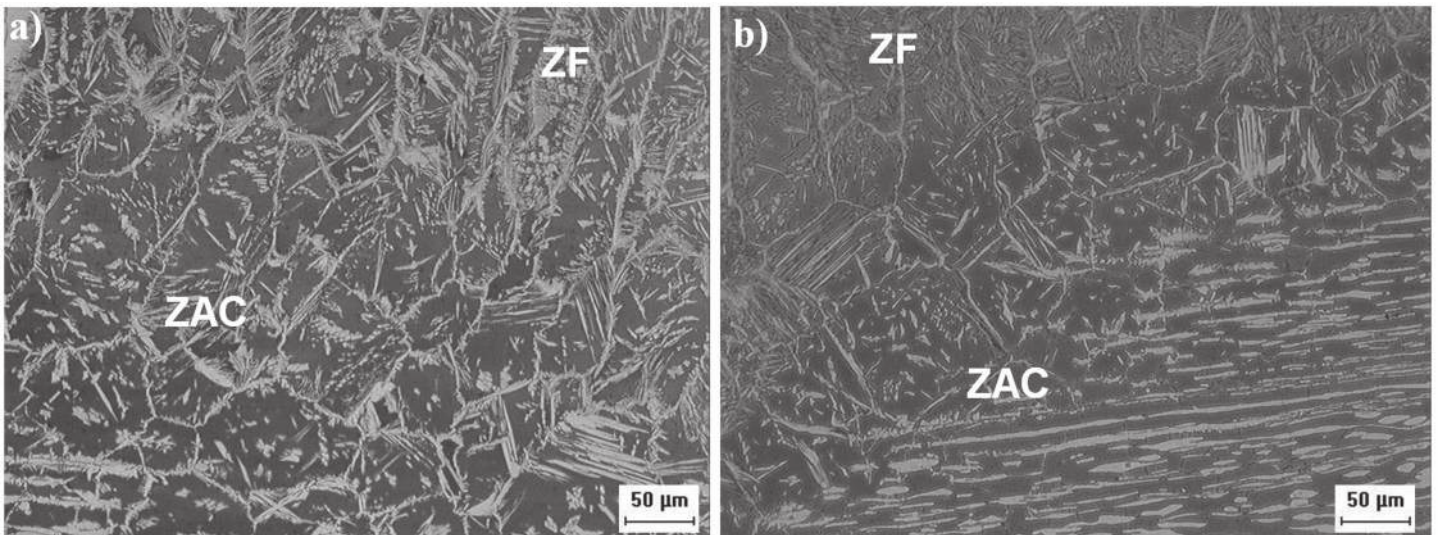


Figura 5 - Microestrutura grosseira da ZAC da condição C2. a) ZAC do 4º cordão; b) ZAC do 5º cordão.

regiões com crescimento de grãos as seguintes morfologias da austenita: alotriomórficas, que se formam nos contornos dos grãos ferríticos, austenita intragranular e pequenas quantidades de austenita Widmanstätten (Figura 6).

Nas três condições experimentadas, foram observadas nos passes de acabamento, ZAC's com regiões com microestrutura grosseira, sendo mais próximas a superfície e outras com microestrutura mais refinada, apresentando uma certa heterogeneidade. A granulação mais fina é consequência dos reaquecimentos causados pelos passes subsequentes (Figura 3).

Na ZAC mais afastada da linha de fusão, chamada de zona afetada pelo calor de granulação fina (ZAC-GF), não ocorrem transformações significativas na microestrutura em relação à morfologia da austenita, ao balanço de fases e ao tamanho de grão. Nesta região, praticamente toda austenita que existia originalmente foi transformada durante o aquecimento em ferrita, com exceção de pequenas partículas de austenita. Esta dissolução da austenita permitiu a formação de grandes grãos

de ferrita. Durante o resfriamento, a austenita nucleia nos contornos de grão da ferrita de forma alotriomórfica e algumas precipitações de austenita intragranular tendem a ocorrer nas regiões de baixo cromo, onde a austenita originalmente existia. Este comportamento foi verificado no trabalho de Nelson et al. [22].

A condição C1 (15 kJ/cm) apresentou uma ZAC com microestrutura mais refinada no 5º passe (Figura 4b) em relação ao 4º passe (Figura 4a). Este comportamento pode ser devido ao reaquecimento proveniente da sobreposição do último passe de acabamento, proporcionando maior crescimento de grão à ZAC do 4º passe. A condição C2 (20 kJ/cm), devido à maior energia de soldagem ocasionada pela alteração da corrente de soldagem, proporcionou um maior tempo de exposição a temperaturas elevadas, apresentando uma ZAC mais grosseira e extensa nos passes de acabamento (Figura 5) em relação à condição C1 (15 kJ/cm). A Figura 5 mostra a ZAC da condição C2 (20 kJ/cm), sendo que mesmo no 5º passe, que apresentou

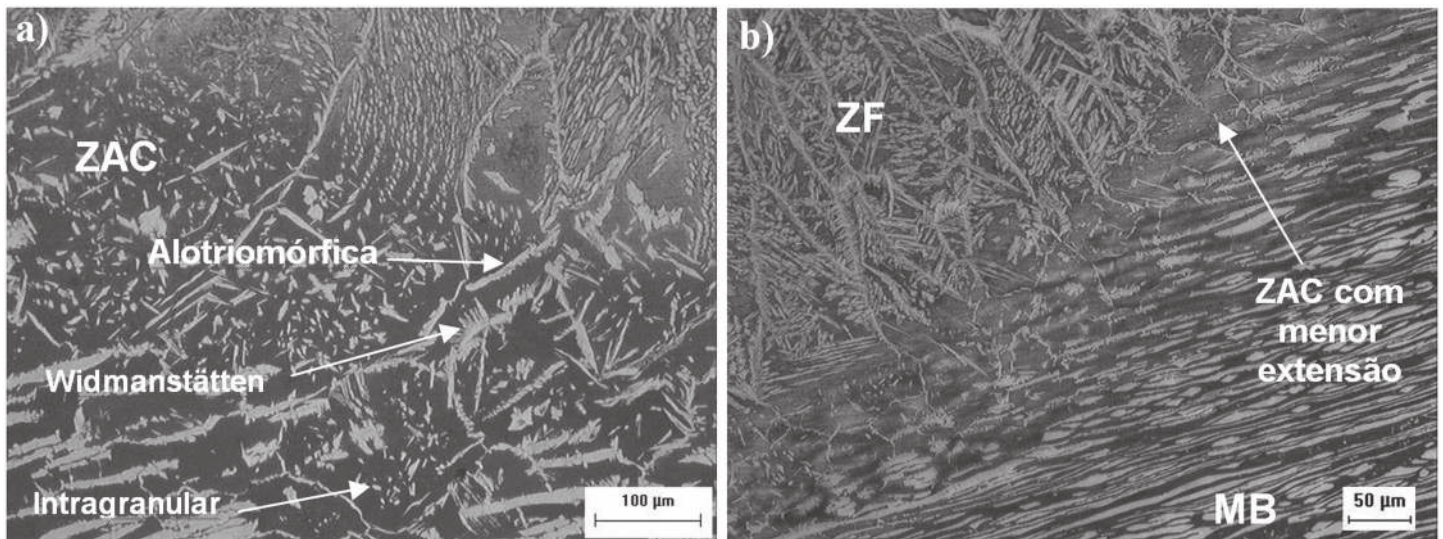


Figura 6 - Microestrutura da ZAC da condição C3. a) ZAC do 4º cordão; b) ZAC do 5º cordão.

um menor crescimento de grão, ainda foi verificada uma ZAC-GG com microestrutura grosseira (Figura 5b). As extensões das ZAC's dos penúltimos passes (4º passe) das condições C1 e C2 foram medidas utilizando um *software* de análise de imagens por ter sido a região mais crítica em relação à maior extensão da ZAC. Verificou-se que a ZAC da condição C2 (20 kJ/cm) apresentou uma extensão de $0,7 \pm 0,2$ mm (Figura 5a) e da condição C1 (15 kJ/cm), de $0,3 \pm 0,15$ mm (Figura 4a), confirmando os resultados qualitativos já citados. Vale salientar que as medidas realizadas pelo software foram realizadas com mesmo aumento no microscópio óptico e em toda extensão da ZAC, ou seja, próximo à superfície até próximo da ZAC do passe de enchimento, de modo que as micrografias apresentadas mostram apenas algumas destas regiões. No nível mais alto de energia, não foi verificada microestrutura refinada nos passes de acabamento.

A condição C3 (15 kJ/cm) em relação à condição C2 (20 kJ/cm) apresentou menores regiões com microestrutura mais grosseira e variação da extensão ao longo da ZAC, apresentando regiões com menores extensões (Figura 6b), de modo na condição C2 houve regiões de microestrutura mais grosseira de forma mais uniforme ao longo da ZAC dos passes de acabamento.

3.2. Técnica da Energia

Realizando soldagens com mesmo nível de energia, não necessariamente apresentam resultados semelhantes, de modo que a variação da energia de soldagem pela alteração da corrente ou velocidade de soldagem podem apresentar resultados distintos. A condição C3, soldada com mesma energia que a condição C1 (15 kJ/cm), apresentou uma ZAC mais grosseira e extensa ($0,45 \pm 0,3$ mm), medido pelo software ao longo de toda ZAC do penúltimo passe de acabamento, sendo a região mais crítica devido ao maior crescimento de grão e maior extensão da ZAC em relação às outras regiões. Este comportamento pode ter ocorrido devido à utilização da maior corrente de soldagem (135 A) que proporciona maior pressão e ação do arco no metal

base, gerando movimento convectivo ainda maior na poça de fusão, ocasionando com melhor rendimento térmico. Com a velocidade de soldagem mais elevada e com nível de corrente mais alto, o arco pode não agir de forma mais consistente e direta sobre a poça, mas a frente, melhorando o rendimento térmico e proporcionando uma ZAC mais extensa. Quanto menor a velocidade, maior se torna o efeito de sobreposição da poça, ocasionando aumento do reforço que serve como barreira entre o arco e o substrato, alterando quantidade de calor que é repassado para o mesmo. Mas, por outro lado, quanto maior a velocidade de soldagem, menor o calor aportado por unidade de comprimento da solda e menor penetração. Menores velocidades de soldagem deixam o efeito da sobreposição da poça prevalecer, sendo que para maiores velocidades o efeito do calor de aporte se torna o principal, sendo de suma importância a faixa de velocidade aplicada [23]. Logo, para a velocidade de soldagem e corrente empregada, a condição C3 apresentou mais extensa e grosseira, levando em consideração os efeitos destes fatores na ZAC.

Miranda et al. [24] soldando com o processo TIG com alimentação automática a frio verificaram que a condição soldada com maior nível de corrente e velocidade de soldagem em comparação com outra condição com mesma energia, mas parâmetros diferentes, apresentou maiores níveis de diluição, maior penetração e uma ZAC mais extensa e com microestrutura mais grosseira. Esses resultados apontam para a necessidade de aprofundamento de estudos que avaliem o efeito da corrente de soldagem, conseqüentemente da potência do arco, sobre o aporte térmico, e sua relação com a velocidade de soldagem.

A condição C3 ($E = 15$ kJ/cm, $I = 135$ A e $V_s = 13$ cm/min) apresentou, predominantemente, regiões com microestrutura mais grosseira (Figura 6a) ao longo da ZAC, porém algumas regiões foi observado um certo grau de refino da microestrutura e menor extensão da ZAC (Figura 6b).

3.3. Comparação de Refino entre Passes

Em todas as condições foi observada, que nos passes de

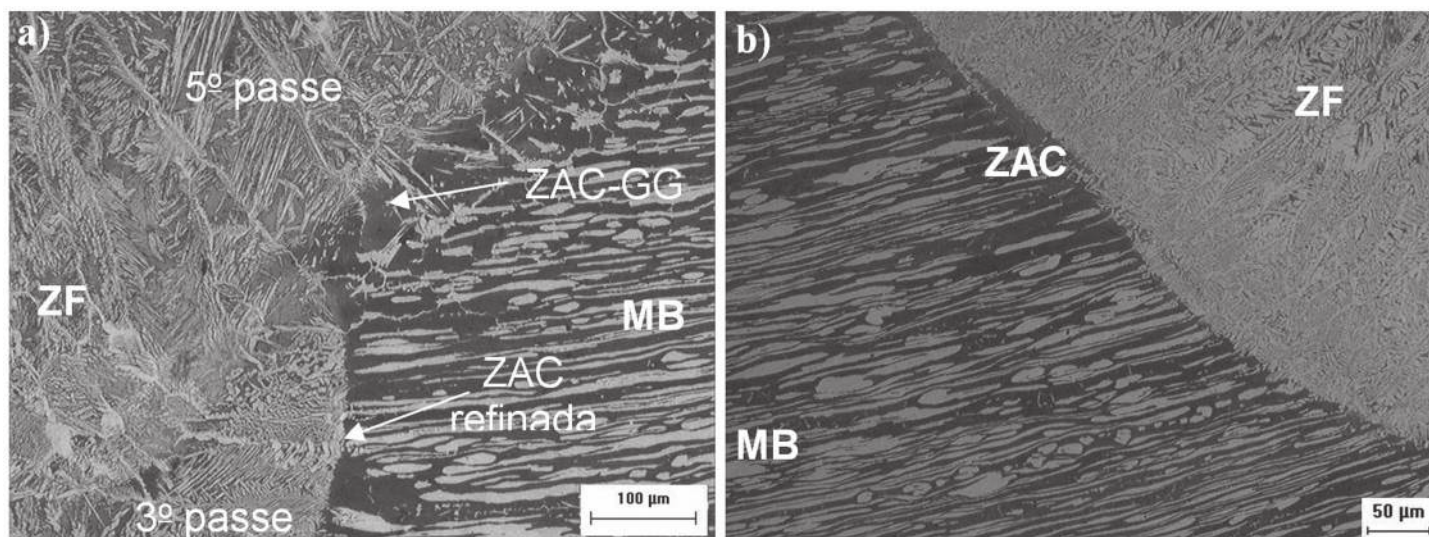


Figura 7 - Condição C1. a) Influência da sobreposição de passes no refino de grão; b) Passe de raiz.

enchimento e de raiz, a ZAC foi mais refinada em relação à ZAC do passe de acabamento devido à sobreposição de passes. Na Figura 7a observa-se que a ZAC do 5º passe (acabamento) é uma microestrutura mais grosseira que a ZAC do 3º passe (enchimento). Na Figura 7b é mostrada a microestrutura mais refinada da ZAC no passe de raiz.

Na Figura 7a pode-se observar que os primeiros passes apresentaram uma ZAC mais estreita e microestrutura mais refinada em relação aos passes de acabamento, mostrando que se for feito o adequado controle das energias de soldagem entre os passes e considerando o efeito da sobreposição de ciclos térmicos, o refino de grão nessas regiões críticas da ZAC poderá ser favorecido. 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 7a). A técnica da dupla camada pode ser uma opção para o revenimento e refino para a soldagem multipasse do duplex, sendo que uma técnica bastante aplicada na soldagem de aços C-Mn, através de relações de energia [25,26].

Na condição C2 (20 kJ/cm) foi observada microestrutura grosseira mesmo nos passes de acabamento devido à maior energia de soldagem, o mesmo comportamento observado nos passes de enchimento, sendo a única condição soldada com microestrutura grosseira nos passes de enchimento (Figura 8).

Foram realizados ensaios de microdureza e de impacto Charpy na ZAC dos passes de acabamento, por esta região apresentar microestrutura mais grosseira e mais extensa. Na Tabela 3 são mostrados os valores médios de microdureza para as condições soldadas e suas respectivas dispersões. Foram realizadas 12 impressões ao longo da ZAC, de modo que foi realizada análise de variância (ANOVA) com nível de confiança de 95 %. O critério de análise adotado foi que um determinado fator de controle afetou estatisticamente uma determinada resposta, quando o valor de p obtido for inferior a 5 %.

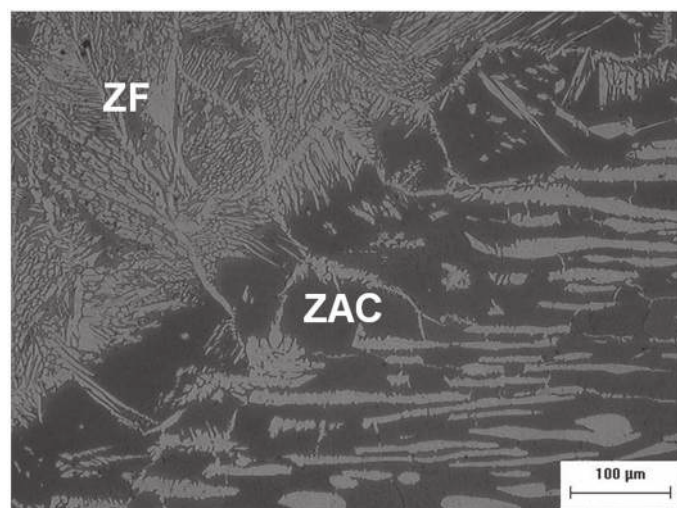


Figura 8 - Microestrutura da condição C2 no passe de enchimento.

Tabela 3 - Microdureza das ZAC's nos passes de acabamento

Condição	Microdureza no penúltimo passe de acabamento (HV)	Microdureza no último passe de acabamento (HV)
C1	256 ±13	257,8 ±8
C2	290 ±12	284,8 ±13
C3	278,5 ±20	274,3 ±8

A ZAC refinada pode ter efeito benéfico, pois melhora as propriedades da junta soldada. Isto pode ser confirmado nos valores de microdureza obtidos que são mostradas na Tabela 3. A condição C1 apresentou menor microdureza na ZAC nos passes de acabamento. A condição C2 que apresentou ZAC mais grosseira e mais extensa apresentou níveis maiores de microdureza em relação à condição C1, chegando a possuir média de 290 HV na ZAC do penúltimo passe. Devido aos maiores grãos ferríticos

muitas medidas foram realizadas na fase ferrítica que apresenta microdureza mais elevada. Outro fator que pode contribuir para maiores níveis de microdureza são as precipitações de fases frágeis devido à menor velocidade de resfriamento. A condição C3 apresentou não apresentou diferenças significativas de microdureza em relação à condição C2, porém apresentou maior microdureza em relação à condição C1, de mesma energia de soldagem. Logo, as duas condições soldadas com mesma energia de soldagem, porém com parâmetros de soldagem diferentes, apresentaram resultados diferentes em relação à microdureza. Vale salientar que nenhuma das condições teve microdureza maior que 310 HV, valor estipulado pela norma [19].

As análises dos resultados de microdureza não são simples, pois nos aços inoxidáveis duplex há a presença de fases complexas com propriedades diferentes, como: ferrita, austenita de Widmanstätten, sigma, austenita intragranular, nitretos de cromo, *chi*, etc. Em soldagens de simples deposição, os resultados de microdureza não mostram grande variação em decorrência da variação da razão austenita/ferrita, pois não há diferença significativa na composição destas fases porque os elementos substitucionais não têm tempo para se separarem durante a soldagem [27]. No entanto, em soldagem multipasse a avaliação é mais complexa devido ao efeito de sobreposição de ciclos térmicos, provocando aquecimento e reaquecimento e proporcionando maior formação de austenita, principalmente nos primeiros cordões, podendo contribuir para redução da microdureza nesta região. Em contrapartida, é importante salientar que nesta região há maior suscetibilidade de formação de fases intermetálicas que são fragilizantes, principalmente em condições soldadas com energia mais elevada, conseqüentemente com a velocidade de resfriamento mais lenta, podendo ocasionar formação de fase *chi*, sigma etc.

Na Tabela 4 são mostradas as energias absorvidas para as condições que houve variação da energia de soldagem (15 e 20 kJ/cm). A condição C3 não foi selecionada para a realização de ensaio de impacto devido ao pior comportamento microestrutural e de microdureza em relação à condição C1. Vale salientar que os ensaios foram realizados em corpos de prova reduzidos que proporcionam uma redução do limite aceitável de energia absorvida devido à redução da área que deve suportar ao impacto durante o ensaio. Outra observação importante é a posição do entalhe na ZAC. Devido à ZAC estreita e geometria da junta em forma de “V”, pode haver participação do metal base e zona fundida no entalhe, pois é difícil localizar o entalhe apenas na ZAC, podendo alterar os resultados obtidos no ensaio. Foi observada que a condição C1 obteve maior energia absorvida chegando a 8,8 J em um dos corpos de prova.

Em relação à energia absorvida não foi verificada que a condição soldada com menor energia (15 kJ/cm) de soldagem proporcionou níveis diferentes de energia absorvida em relação à condição de maior energia de soldagem (20 kJ/cm), de forma significativa. Porém, na condição C1 (20 kJ/cm) houve menor região brilhante com maior presença de regiões opacas, característica de uma fratura dúctil, além da presença de descontinuidades na fratura de forma vertical e maior nível de deformação lateral (Figura 9a). Outra observação feita na ZAC, é que houve desvio do caminho esperado da superfície

de fratura, tendendo para o metal base, aumentando a área da fratura e consumindo mais energia. Na condição C2 foram observadas presença de facetas brilhantes do lado esquerdo da Figura 9b e algumas regiões pontuais brilhantes do lado direito, não ocorrendo comportamento similar da condição C1.

Tabela 4 - Energias absorvidas no ensaio de Impacto Charpy a -40°C com corpo de prova reduzido (5x5x55 mm).

Condição	ZAC (J)	Rompimento
C1 (15 kJ/cm)	14,7	Não
	10,8	Não
	8,8	Sim
	4,9	Sim
C2 (20 kJ/cm)	5,4	Não
	8,3	Não
	5,4	Sim
	3	Sim

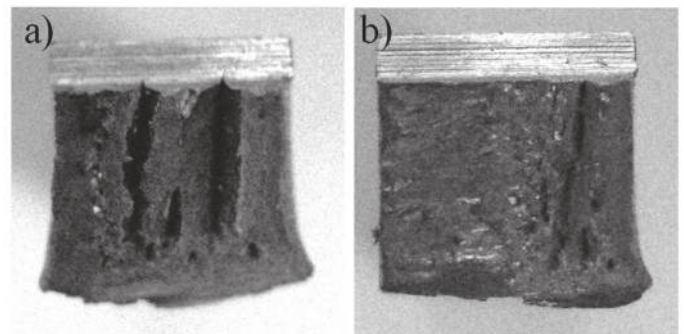


Figura 9 - Aspecto da fratura da ZAC. a) C1 (15 kJ/cm); b) C2 (20 kJ/cm).

Na condição C2 pode ter ocorrido precipitação de fases frágeis que pode ter ocasionado menor energia absorvida, além da presença de microestrutura mais grosseira. Outro fator é a dureza, de modo que as amostras soldadas com a condição C2 apresentaram maiores níveis de microdureza, podendo estar relacionado com maior precipitação de fases frágeis, contribuindo para menor energia absorvida na ZAC. Nenhum dos corpos de prova da condição C2 atingiu resultado aceitável que é de no mínimo de 13,5 J, mesmo para as condições não rompidas.

4. Conclusões

Baseado nos resultados deste trabalho, onde verificou-se a influência da energia de soldagem na microestrutura e propriedades mecânicas, foi possível concluir que:

- A variação da energia de soldagem influenciou na microestrutura da ZAC, de modo que a condição de maior energia (20 kJ/cm) obteve microestrutura mais grosseira e extensa;
- A variação da corrente de soldagem influenciou de forma

mais significativa na microestrutura da ZAC, sendo que para condição com maior corrente, esta foi mais extensa e os grãos foram mais grosseiros, para a mesma energia de soldagem;

- O aumento da energia de soldagem pela alteração da corrente proporcionou aumento dos níveis de microdureza ao longo da ZAC, porém o aumento da energia de soldagem pela redução da velocidade de soldagem não evidenciou diferenças significativas na microdureza da ZAC nos passes de acabamento;
- A condição soldada com maior intensidade de corrente (135 A) apresentou maiores níveis de microdureza da ZAC, nos passes de acabamento, em relação à condição soldada com corrente de 100 A, para a mesma energia de soldagem (15 kJ/cm);
- A variação da energia de soldagem influenciou na energia absorvida da Zona Afetada pelo Calor, de modo que o aumento da energia de soldagem reduziu a energia absorvida;
- De forma geral, a condição de menor energia (15 kJ/cm) e corrente de soldagem (100 A), obteve níveis satisfatórios de microdureza e microestrutura mais refinada na ZAC.

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] POHL, M. The ferrite/austenite ratio of duplex stainless steels. *Zeitschrift für Metallkunde*, München, v. 86, n. 2, p. 97 – 102, fev. 1995.

[2] DAVISON, R. M., REDMOND, J. D. Practical Guide to Using Duplex Stainless Steels. *Materials Performance*, Houston, v. 29, n. 1, p.57-62, jan., 1990.

[3] UL-HAQ, A., WEILAND, H., BUNGE, H.-J. Textures and Microtextures in Duplex Stainless Steel. *Materials Science and Technology*, London, v. 10, n.4, pp 289– 298, out. 1994.

[4] MACHADO, I. F. Transformações de Fase no Estado Sólido em alguns Aços Inoxidáveis Austeníticos e Ferríticos-austeníticos (duplex) Contendo Altos Teores de Nitrogênio. 176p. + anexo. Tese (Doutorado), Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1999.

[5] LONDOÑO, A. J. R. 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, 2001

[6] KAÇAR, R.; ACARER, M. Microstructure–property Relationship in Explosively Welded Duplex Stainless steel–steel. *Materials Science and Engineering A363* 290–296, 2003.

[7] 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.

[8] GIRALDO, C. P. S. Precipitação de Fases Intermetálicas na Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Baixa (ZACTB) na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo. São Paulo, 2001.

[9] WALLEN, B., HENRIKSON, S. Effect of Chlorination on Stainless Steel in Seawater. In: *Corrosion'86 National Association of Corrosion Engineers*, paper 403, 1986.

[10] LOPES, J. T. B. 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, 2006.

[11] ECKENROD, J. J., PINNOW, K. E. Effects of Chemical Composition and Thermal History on the Properties of Alloy 2205 Duplex Stainless Steel. In: *New Developments in Stainless Steel Technology*. p. 77-87, 1984.

[12] AGARWAL, D. C. Duplex stainless steels – The Cost Effective Answer to Corrosion Problems of Major Industries. *Key Eng. Mater.* n.2 v.20-28 p.1677-92, 1998.

[13] CHARLES, J. Why and Where Duplex Stainless Steel. In *Conference Duplex Stainless steels 97. Proceedings. The Netherlands*, p. 29-42, 1997.

[14] NILSSON, J. O. Overview- Super duplex stainless. *Materials Science and Technology*, vol. 8, p.685-700, August 1992.

[15] YOUNG, M. C.; CHAN, S. L. I.; TSAY, L. W.; SHIN, C. S. Hydrogen-enhanced Cracking of 2205 Duplex Stainless Steel Welds. *Materials Chemistry and Physics* 91, p. 21-27, 2005.

[16] MONLEVADE, E. F. Relações de Orientação Resultantes da Precipitação de Austenita em Ferrita em Aço Inoxidável Duplex. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo, São Paulo, 2002.

[17] RAMÍREZ-LONDOÑO, A.J. 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. São Paulo, 1997. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo.

[18] BRANDI, S.D.; RAMÍREZ, A.J. 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, 1997. Proceedings. The Netherlands, KCI, 1997*, p. 411-418.

[19] TECHNICAL SPECIFICATION. General Requirements in Using Duplex and Super Duplex Stainless Steel for Subsea Pipelines. CENPES-PETROBRAS.

[20] ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM E23-02a - Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, de 01 de Dezembro de 2004.

[21] NUNES, E. B.; MOTTA, M. F.; ABREU, H. F. G. de.; FARIAS, J. P.; MIRANDA, H. C. de. Estudo dos Efeitos da Restrição na Microestrutura, Microdureza e Tenacidade em

Juntas Soldadas em Aço Inoxidável Duplex. Soldagem & Inspeção, 2011, São Paulo, Vol.16, No. 2, p.156-164.

[22] 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 p. 215-225, 1985.

[23] SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. Soldagem MIG/MAG: Melhor Entendimento, Melhor Desempenho. São Paulo: Artliber Editora, 2008.

[24] MIRANDA, E. C. et al. Efeito da Técnica sobre a Extensão da ZAC na Soldagem de Revestimento com o Processo TIG com Alimentação Automática de Arame Frio. 65º Congresso da ABM. Rio de Janeiro, 2010.

[25] 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.

[26] NUNES, E. B. Técnica da Dupla Camada sem TTPS no aço ABNT 4140. Fortaleza, 2007. Projeto Final de Curso. UFC.

[27] SOLOSANDO, S. G. Efeito Bauschinger em Aços Inoxidáveis. Relatório final, 2007.

to.