

ESTUDO DA RESTRIÇÃO DE JUNTAS NA SOLDAGEM DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX E DOS EFEITOS NA MICROESTRUTURA, MICRODUREZA E TENACIDADE

Everton Barbosa Nunes, nunesbar@ibest.com.br¹
Marcelo Ferreira Motta, marcelof@ufc.br¹
Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, hamilton@ufc.br¹
Jesuado Pereira Farias, jpf@secrel.com.br¹
Hélio Cordeiro de Miranda, hmiranda@ufc.br¹
Francisco Necy Alves Junior, necy_alves@hotmail.com¹

¹Universidade Federal do Ceará, Campus do Pici, bloco 714, Fortaleza-CE

Resumo: Os aços inoxidáveis duplex apresentam em sua microestrutura ferrita e austenita, de modo a aliar boas propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Estes materiais possuem um vasto campo de aplicação na indústria química e petroquímica, sendo o AID UNS S31803 um dos mais conhecidos comercialmente. De forma geral, a soldagem é utilizada para o reparo e manutenção dos equipamentos, sendo que muitas vezes o processo por eletrodo revestido é bastante utilizado. Existem poucos trabalhos referentes ao estudo da influência do nível de restrição da junta na precipitação de austenita Widmanstätten. 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 Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e da Zona Fundida (ZF). Foram realizadas soldagens em juntas tipo V no aço inoxidável duplex UNS S31803 utilizando eletrodo revestido AWS E2209-17. Foram realizadas soldagens em dois níveis de energia: C1 (15 kJ/cm) e C2 (20 kJ/cm), com e sem restrição. A energia utilizada para a deposição do passe de raiz foi de 5 kJ/cm. Foi feito um aumento gradual da temperatura de interpasse com os passes depositados. 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 austenita Widmanstätten nas condições soldadas com restrição. De forma geral, a ZAC apresentou uma microestrutura mais grosseira nos passes de acabamento, de modo que não houve diferenças significativas quando comparadas às condições com e sem restrição. Em relação à microdureza, foram observados menores níveis nas condições que apresentaram maior quantidade de Widmanstätten. Não foram observadas diferenças na energia absorvida na ZAC e ZF, comparando as condições com restrição e sem restrição.

Palavras-chave: duplex; restrição; microestrutura; microdureza; tenacidade

1. INTRODUÇÃO

Os 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 (Londoño, 2001). 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 (Pohl, 1995). 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 (Martins & Casteletti, 2007).

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. 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 por corrosão por pites superior aos aços inoxidáveis austeníticos, 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 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 (Londoño, 2001). 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 (Muthupandi, 2003).

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 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 (Liljas, 1994). Grãos refinados aumentam o número de núcleos formados acima da temperatura de formação de Widmanstätten, facilitando a formação da morfologia alotrimórfica. Grãos maiores, por outro lado, relativamente poucos núcleos são formados a elevadas temperaturas, de modo que em baixas temperaturas, estas partículas ficam supersaturadas. De modo que a austenita irá nuclear e crescer na forma de Widmanstätten.

Ameyama e Weatherly (1992) 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. 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.

Southwick e Honeycombe (1980) 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.

Os AID apresentam menores coeficientes de expansão térmica e condutividade térmica maior do que nos aços inoxidáveis austeníticos, os tornando 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 (Charles, 1994). 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 (Lopes, 2006).

Estudos revelaram que amostras contendo 57% de ferrita apresentaram temperatura de transição dúctil-frágil 149°C menor que amostras com mesma composição química e tamanho de grão, 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 (Magnabosco, 2001). 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 (Nilsson, 1992).

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. 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.

2. METODOLOGIA

Foram soldados corpos de prova com soldagem por eletrodo revestido multipasse, de modo a verificar a influência da restrição na soldagem na morfologia da austenita precipitada e propriedades mecânicas (microdureza e tenacidade). Na Tabela 1 é mostrada a composição química do metal base e do metal de adição.

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	0,03	0,8	0,03	0,025	0,9	23	9	-	3,0	0,15

Foram selecionados dois níveis de energia de soldagem (15 e 20 kJ/cm), de forma a permanecer na faixa de 5 a 25 kJ/cm que é recomendada pela literatura, de modo a evitar precipitações de fases que poderiam comprometer de forma significativa as propriedades mecânicas e resistência à corrosão (Londoño, 2001). Para os passes de raiz foram utilizados eletrodos de \varnothing 3,25 mm e para os passes de acabamento foram utilizados eletrodos de \varnothing 4,0 mm. A soldagem foi realizada utilizando a fonte multiprocesso com sistema de aquisição de corrente e tensão de soldagem, com frequência de 9600 MHz. Na Tabela 2 são mostrados os parâmetros de soldagem realizados neste trabalho.

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)	
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

Vale salientar que não houve temperatura de preaquecimento. A temperatura de interpasse entre o 1^o e 2^o passe foi de 60°C, entre o 2^o e o 3^o 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.

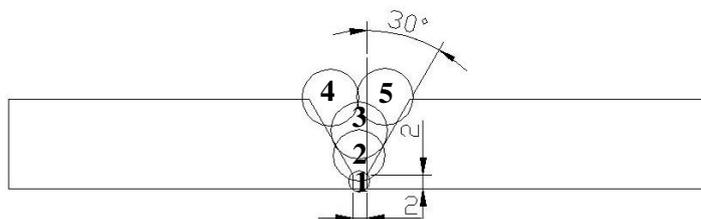


Figura 1. Ilustração do preenchimento da junta com a sequência de passes.

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).

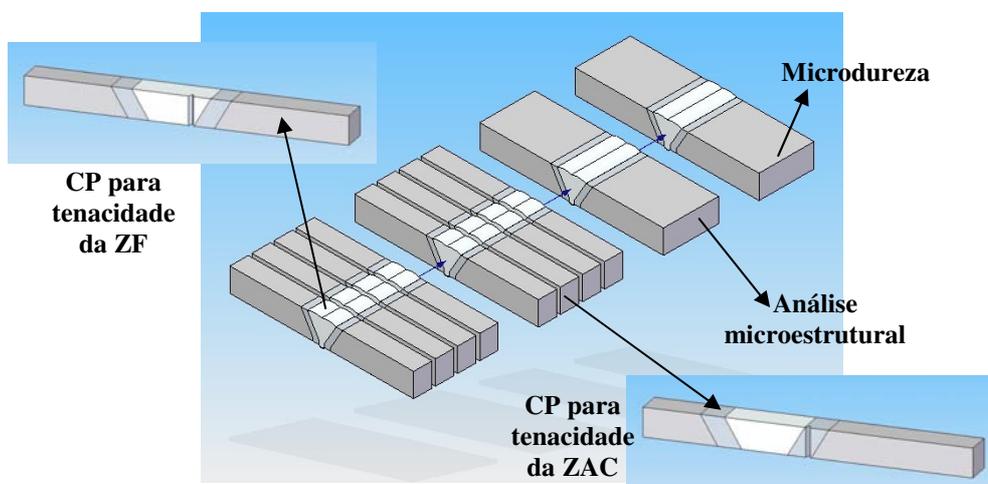


Figura 2. Divisão dos corpos de prova para caracterização.

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 μ m 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
Metabissulfato de potássio ($K_2S_2O_5$)	0,4 a 1,5 g

A fração volumétrica de ferrita foi determinada com o auxílio do ferritoscópio *FISCHER*. As medidas foram realizadas nos corpos de prova soldados na seção transversal. 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 (Muthupandi et al, 2005).

As medições de microdureza realizadas no trabalho foram feitas com a utilização de carga 100 g, segundo a norma (Norma ASTM E384-99, 2002). 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 realizado microdureza do metal de solda na última camada depositada até o metal base em linha horizontal (Figura 3).

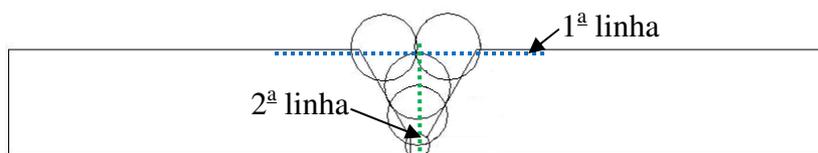


Figura 3. Ilustração das linhas de microdureza.

Para a realização do ensaio de Impacto Charpy, os corpos de prova foram fresados e retificados, segundo a norma (ASTM E23-02a, 2004), 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”, na temperatura de -40°C , resfriado pela utilização de nitrogênio líquido. Esta temperatura foi escolhida para avaliar a influência da precipitação de fases frágeis na tenacidade segundo a norma (ASTM A 923-03, 2003).

Foram separados quatro corpos de prova Charpy para verificação de energia absorvida na ZAC e quatro do metal de solda (Figura 2). As condições que foram realizadas este ensaio foram C2R e C2S para analisar o efeito da restrição na soldagem para a condição com energia de 20 kJ/cm. A orientação do plano da trinca foi paralela à direção de laminação, sendo a região mais crítica (Young et al, 2005). 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 ficou na posição do lado no qual foi depositado o penúltimo cordão de solda. Nos quatro corpos de prova, para cada condição, o entalhe ficou na mesma posição para haver maior reprodutibilidade nos resultados. Posteriormente, análises macroscópicas foram realizadas na região da fratura. Para a realização do ensaio de impacto foi utilizada a norma (ABNT NM 281-2, 2003). Os critérios de aceitação foram em relação ao percentual de ferrita (30 a 70%) (Walker & Gooch, 1991; Ureña, 2007), ZAC mais refinada, microdureza inferior a 310 HV (Technical Specification, 2006) e energia absorvida de 13,5 J no metal base e ZAC e 8,5 J na ZF (ASTM A 923-03, 2003).

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 pequena tendência de aumento de ferrita para a condição C2R em comparação com a condição C2S. Na soldagem com restrição há uma maior área 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%.

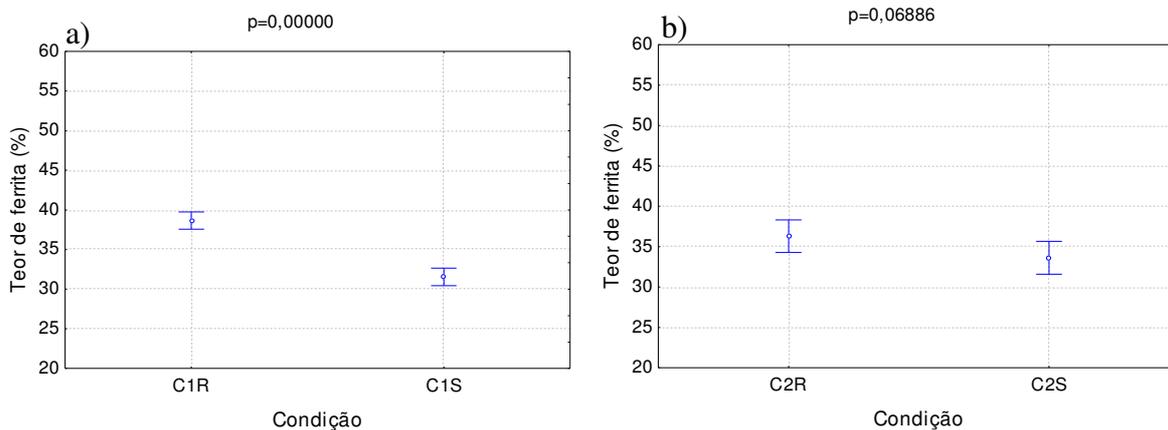


Figura 4. Efeito da restrição no teor de ferrita no metal de solda. a) Condição C1; b) Condição C2.

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 do passe de raiz até o 5º passe, com exceção da condição C1S, de modo que a sobreposição de passes provoca reaquescimentos consecutivos, proporcionando maior formação de austenita. O reaquescimento 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 (Brandi & Londoño, 2007). Durante o reaquescimento, seja por um tratamento isotérmico ou por reaquescimento devido ao processo de soldagem, a austenita secundária (γ_2) precipita a partir da ferrita, principalmente para soldagem em energias mais baixas (Londonõ, 2001). É verificado que a condição C1 (15 kJ/cm) obteve 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, porém a condição soldada com energia mais elevada (20 kJ/cm) obteve níveis baixos de ferrita no passe de raiz.

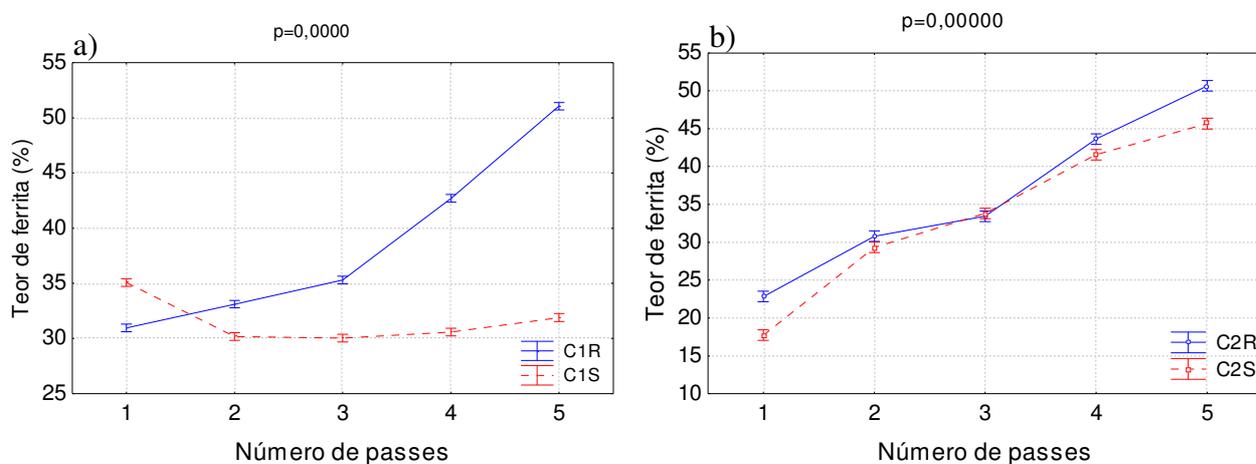


Figura 5. Teor de ferrita ao longo dos passes depositados. a) Condição C1; b) Condição C2.

Em relação à microestrutura, foi verificado que na condição soldada com restrição foram obtidos maiores percentuais de ferrita no metal de solda, além da maior precipitação de austenita Widmanstätten. As morfologias básicas da austenita precipitada foram: Widmanstätten, intragranular e alotrimórfica (Figura 6). 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 (Chen & Yang, 2002). Alguns pesquisadores verificaram que maiores taxas de resfriamento proporcionaram maior formação de Widmanstätten (Lindblom et al, 1991; Menezes et al, 2006). 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 (Campos et al, 2006). Devido à utilização do sistema de restrição, pode ter ocorrido maior propagação de calor devido ao maior volume de material presente (Rosenthal, 1946), de modo a proporcionar maiores taxas de resfriamento e consequentemente maiores percentuais de ferrita.

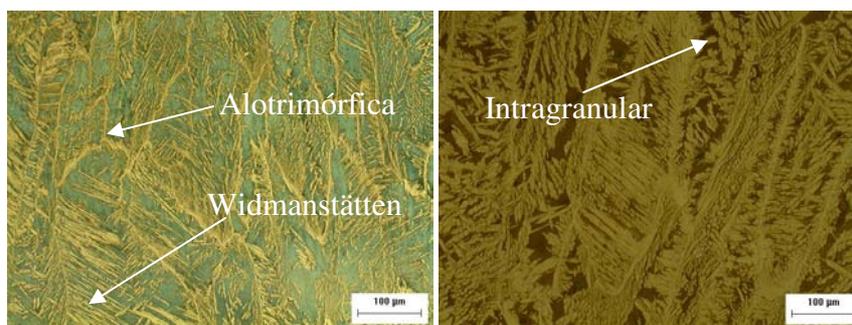


Figura 6. Microestrutura no metal de solda. a) Condição C1R; b) Condição C1S.

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 zero no caso de não haver nenhum esforço aplicado durante a transformação (Bhadeshia et al, 2007). Esta situação ocorreu nos casos que não foi utilizado sistema de restrição e foi observada menor formação de austenita Widmanstätten, podendo estar relacionado à utilização da restrição.

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

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. Na Figura 7 são verificados grandes percentuais de austenita no passe de raiz para a condição C2S.

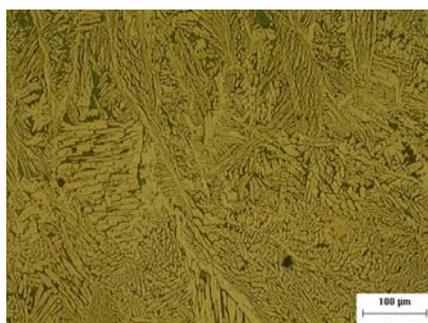


Figura 7. Microestrutura do metal de solda para a condição C2S.

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

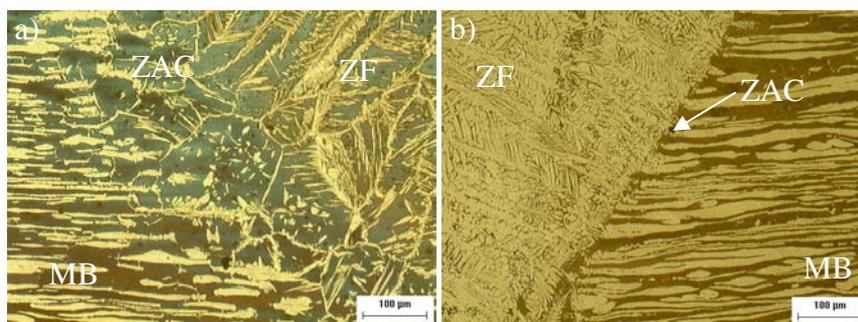


Figura 8. Microestrutura da ZAC para condição C1R. a) passe de enchimento; b) passe de raiz.

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. Vale salientar que as linhas verticais delimitam a região do metal de solda. 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 observadas níveis elevados de microdureza.

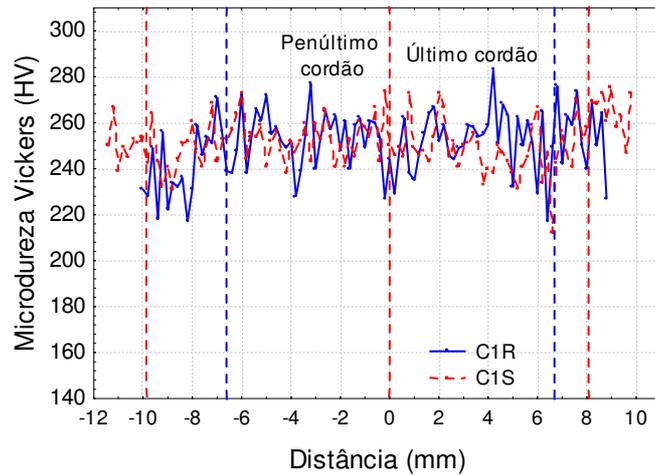


Figura 9. Perfil de microdureza na direção horizontal ao longo do passe de acabamento.

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. 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 que não é indicado para este material.

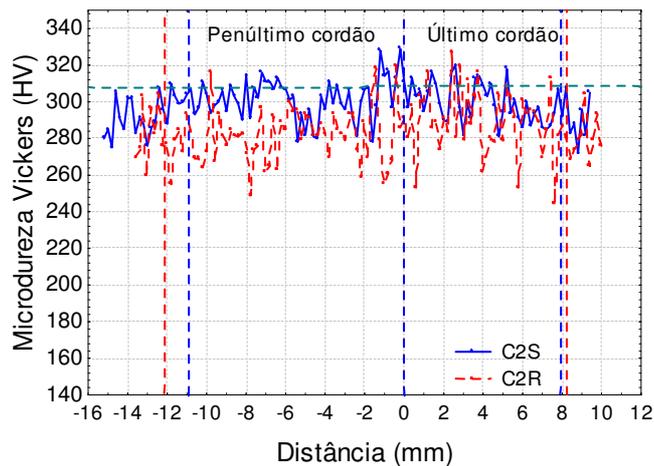


Figura 10. Perfil de microdureza na direção horizontal ao longo do passe de acabamento.

A Figura 11 apresenta os resultados de microdureza medidas na direção vertical como pode ser observado na Figura 3. É apresentada horizontal de cor verde que representa o nível limite de microdureza aceitável para este tipo de material (310 HV), de modo a evitar problemas de corrosão sob tensão. Nas medidas de microdureza obtidas 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 proporcionados pelos reaquecimentos sucessivos (Figura 5a). 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 à precipitação de austenita Widmanstätten. Na condição C2 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 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, de modo que o nível de energia foi o mesmo para a condição C2S e o percentual de ferrita similar. 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 apresentaram elevados picos de microdureza.

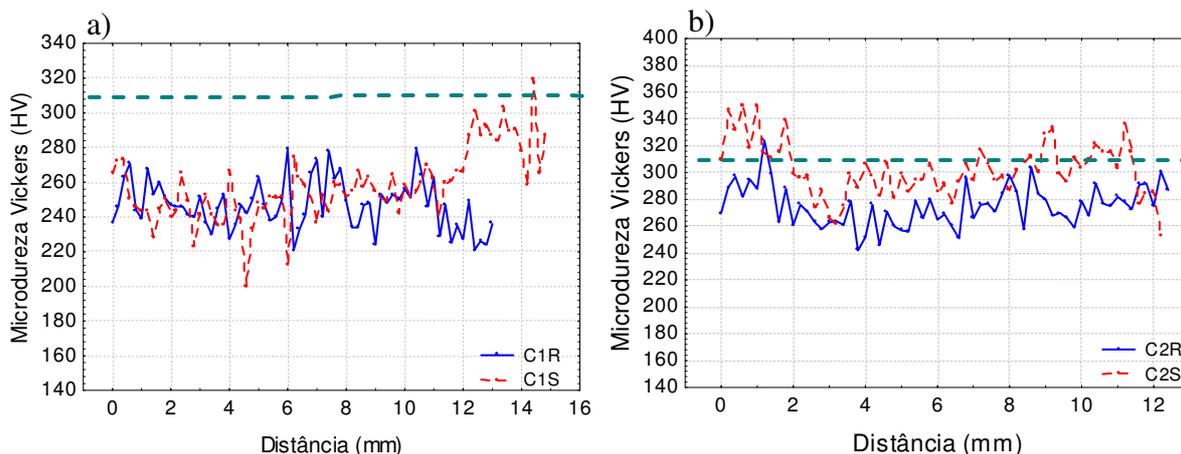


Figura 11. Perfil de microdureza ao longo do metal de solda. a) Condição C1; b) Condição C2.

Em relação à tenacidade 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 de austenita Widmanstätten na ZF e ZAC na condição C2R não implicou na maior energia absorvida no ensaio de impacto. A energia absorvida como recebido foi de $32,2 \pm 4$ J. 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. 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 (Muthupandi et al, 2003). Nota-se diminuição na tenacidade do material quando o entalhe é posicionado no metal de solda (condição C2S). Tal ocorrência pode ser relacionada à formação de estruturas mais delgadas de ferrita no metal de solda, que facilitaria a propagação de fratura frágil por clivagem nesta fase, 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.

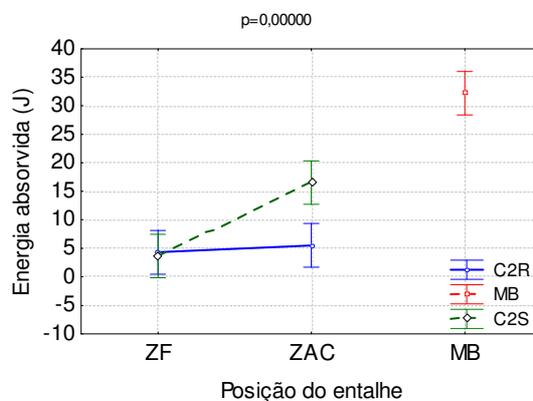


Figura 12. Efeito da restrição na energia absorvida.

4. CONCLUSÕES

Logo, foi verificado que a utilização da restrição na soldagem influenciou na maior precipitação de austenita Widmanstätten e na formação de ferrita no metal de solda. Em relação à microdureza, foi verificado que de forma geral, foram observados menores níveis de microdureza nas condições soldadas com restrição. Em relação à tenacidade, não foi verificado 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, de modo que na ZAC e ZF a energia absorvida foi menor em comparação com metal base.

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 pelo suporte financeiro.

6. REFERÊNCIAS

- ABNT NM 281-2, 2003. “Materiais metálicos parte 2”: Calibração de Máquinas de Ensaio de Impacto para Pêndulo Charpy.
- Ameyama, K.; Weatherly, G. C.; Aust, K. T., 1992: “Acta Metall. Mater”, 40, p.1835.
- 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”.
- ASTM E384-99, 2002. “Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials”.
- ASTM American Society for Testing and Materials – ASTM E23-02a, 2004. “Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials”.
- Bhadeshia, H. K. D. H.; Abreu, H. F. G.; Kundu, S., 2007. “Transformation Strain and Crystallographic Texture in Steels”. University of Cambridge. Departamento of Materials Science and Metallurgy. Dissertation submitted for the degree of Doctor of Philosophy at the University of Cambridge.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- Liljas, M., 1994. “The welding metallurgy of duplex stainless steels”. In: Conference Duplex Stainless Steels’94, Glasgow-Scotland, 1994. Proceedings, paper KV, England, TWI.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- Martins, M.; Casteletti, L. C., 2007. “Aços inoxidáveis duplex e super duplex–obtenção e caracterização”. Revista Fundação e Serviços, ano 17, nº 169.
- 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.
- Muthupandí, 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.
- Muthupandí, 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.
- Nilsson, J. O., 1992. “Overview- Super duplex stainless”. Materials Science and Technology, vol. 8, p.685-700.
- Pohl, M., 1995. “The ferrite/austenite ratio of duplex stainless steels”. Zeitschrift für Metallkunde, München, v. 86, n. 2, p. 97 – 102.
- 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.
- 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.
- Technical Specification., 2006. “General Requirements in Using Duplex and Super Duplex Stainless Steel for Subsea Pipelines”. CENPES-PETROBRAS.
- 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.
- 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.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no seu trabalho.



COMPROMETIDA COM A PROMOÇÃO DO DESENVOLVIMENTO
DA ENGENHARIA E DAS CIÊNCIAS MECÂNICAS

VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA
VI NATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING
18 a 21 de agosto de 2010 – Campina Grande – Paraíba - Brasil
August 18 – 21, 2010 – Campina Grande – Paraíba – Brazil

STUDY OF THE RESTRICTION OF JOINTS IN THE WELDING OF DUPLEX STAINLESS STEEL AND THE EFFECT IN THE MICROSTRUCTURE, MICROHARDNESS AND TOUGHNESS

Everton Barbosa Nunes, nunesbar@ibest.com.br¹
Marcelo Ferreira Motta, marcelof@ufc.br¹
Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, hamilton@ufc.br¹
Jesuado Pereira Farias, jpf@secrel.com.br¹
Hélio Cordeiro de Miranda, hmiranda@ufc.br¹
Francisco Necy Alves Junior, necy_alves@hotmail.com¹

¹Universidade Federal do Ceará, Campus do Pici, bloco 714, Fortaleza-CE

Abstract. *The duplex stainless steel present in its microstructure ferrite and austenite, in order to unite good mechanical properties and corrosion resistance. These materials possess are very used in chemical and petrochemical industry, being the DSS UNS S31803 one of the most known commercially. Generally, the manufacture and repair of any industrial equipment involve welding operations. The shielded metal arc welding had been carried for these situations. There aren't much works to the study of the influence of the precipitation of Widmanstätten austenite with application of restriction. Soon, this work has as objective to analyze the influence of the restriction of the together one in the phase balances, in the morphology of the precipitated austenite, in the microhardness and the toughness of the HAZ and the FZ. Coated electrode AWS E2209-17 had been carried through welding in V joint in the duplex stainless steel UNS S31803. Weldings in two levels of energy had been carried through: C1 (15 kJ/cm) and C2 (20 kJ/cm), with and without restriction. The energy used for the deposition of the root pass was of 5 kJ/cm. was made a gradual increase of the temperature of interpass with the deposited passes. In a generalized manner, it had greater amount of ferrite in the finishing passes in relation to the root and wadding passes. Bigger amounts of Widmanstätten austenite in the conditions welded with restriction had been observed. Generally, the HAZ had a coarser microstructure in the finishing passes, in way that did not have significant differences when compared with the conditions with and without restriction. In relation to the microhardness, lesser levels in the conditions had been observed that had presented greater amount of Widmanstätten. Differences in the energy absorbed in HAZ and the FZ had not been observed, comparing the conditions with restriction and without restriction. Soon, the influence of the use of the restriction in the welding was verified, mainly in the phase balances, microstructure and microhardness.*

Keywords: *duplex; restriction; microstructure; microhardness; toughness*