

# INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM NA MICROESTRUTURA E NA MICRODUREZA NA DEPOSIÇÃO DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX<sup>1</sup>

*Everton Barbosa Nunes<sup>2</sup>*

*Marcelo Ferreira Motta<sup>3</sup>*

*Hamilton Ferreira Gomes de Abreu<sup>3</sup>*

*Hélio Cordeiro de Miranda<sup>3</sup>*

*Jesualdo Pereira Farias<sup>3</sup>*

*Francisco Nocy Alves Junior<sup>4</sup>*

## **Resumo**

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência da corrente e da velocidade de soldagem no teor de ferrita, na microestrutura e na microdureza do metal de solda. Foram realizadas as soldagens com diversas energias e feitas as análises necessárias. O aumento da energia de soldagem, através da variação da corrente, resultou em uma maior fração da fase austenítica. No entanto, o aumento da energia com a redução da velocidade de soldagem proporcionou uma maior fração de ferrita. A soldagem multipasse proporcionou uma grande formação de fase austenítica, principalmente na primeira camada. As microestruturas básicas da austenita formada foram alotrimórfica, Widmanstätten e intragranular. De forma geral, as condições de soldagem que proporcionaram maior teor de ferrita resultou em maior microdureza, com exceção da condição com energia elevada.

**Palavras-chave:** Duplex; Energia de soldagem; Microestrutura; Microdureza.

## **INFLUENCE OF WELDING PARAMETERS ON MICROSTRUCTURE AND MICROHARDNESS IN DEPOSITION OF DUPLEX STAINLESS STEEL**

### **Abstract**

The aim of this work is to evaluate the influence of welding current and speed in ferrite content, microstructure and microhardness of weld metal. The weldings were carried out with diverse energies and were done the necessary analyses. The increase of welding energy, through variation of current resulted in a bigger fraction of the austenitic phase. On the other hand, the increase of energy with the reduction of welding speed promoted a bigger ferritic fraction. The multipass welding promoted a large formation of austenitic phase, mainly in the first layer. The basic microstructures of formed austenitic were allotrimorphic, Widmanstätten and intragranular. As a rule, the welding conditions which provided large ferrite content resulted in higher microhardness, with exception of the condition with high energy.

**Key words:** Duplex; Welding energy; Microstructure; Microhardness.

<sup>1</sup> *Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.*

<sup>2</sup> *Mestrando do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.*

<sup>3</sup> *Doutor e professor do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.*

<sup>4</sup> *Graduando do curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal do Ceará (UFC)-Fortaleza-CE.*

# 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.<sup>(1,2)</sup>

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.<sup>(3,4)</sup> 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.<sup>(5)</sup>

Uma grande parcela das aplicações industriais de soldagem com duplex está nos setores químico, petroquímico e de papel e celulose, geralmente em equipamentos cuja fabricação envolve operações de soldagem. Estão sendo 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, *clad*, equipamentos de plataforma etc.

No Brasil, a utilização destes materiais cresceu a partir da década de 90 com a aplicação de revestimento em substrato de material menos nobre. Se a soldagem não for executada com os devidos cuidados, as vantagens de aplicação de revestimento com aço inoxidável duplex sobre os aços inoxidáveis tradicionais podem ser perdidas.<sup>(1)</sup>

Dada à relevância do problema e os poucos trabalhos disponíveis na literatura que tratam da soldagem multipasse deste material, o tema tem despertado o interesse dos pesquisadores da área. São inúmeros os problemas que podem surgir na soldagem, o que requer o conhecimento e o adequado controle dos parâmetros de soldagem, com o propósito, por exemplo, de conferir ao aço níveis aceitáveis de propriedades mecânicas, de modo a eliminar o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS). Com isto, haveria redução de custos, pois diminuiria o tempo de parada e minimização de falhas.

Outra questão ainda não totalmente esclarecida é o percentual das fases austenita e ferrita, que também está diretamente ligada à energia de soldagem, conseqüentemente, à velocidade de resfriamento. Nos aços inoxidáveis duplex, 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 e o equilíbrio microestrutural desejado. Porém, fases secundárias podem precipitar. Por outro lado, uma baixa energia de soldagem, resulta numa elevada velocidade de resfriamento, podendo retardar a precipitação de austenita e o equilíbrio das fases na microestrutura. A importância do controle dos parâmetros de soldagem está no domínio da microestrutura pretendida. Muitos trabalhos apontam que é primordial a obtenção do balanço microestrutural, de modo que em aplicações práticas, uma adequada proporção de ferrita na zona fundida deve ser na faixa de 30% a 40%.<sup>(6)</sup> No entanto, os estudos com soldagens multipasse têm sido poucos e bastante superficiais, indicando uma grande motivação para realizações de trabalho na área. Eckenrod e Pinnow,<sup>(7)</sup> 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 encontrados se a fração volumétrica de ferrita estiver entre 35% e 65%.

Trabalhos recentes realizados no Laboratório de Engenharia de Soldagem da Universidade Federal do Ceará-Engesolda<sup>(8,9)</sup> reforçam a importância de se conhecer adequadamente os efeitos dos parâmetros de soldagem, com o intuito de controlar a energia de soldagem e velocidade de resfriamento. Os resultados destes trabalhos mostraram que a variação da energia de soldagem com alterações da corrente resultou em cordões de soldas com características geométricas diferentes dos obtidos com a variação da energia, por alterações na velocidade de soldagem. Desta forma, soldas realizadas com a mesma energia de soldagem, porém com correntes e velocidades de soldagem distintas, apresentaram larguras, reforços, penetrações e diluições distintas. Este aspecto praticamente não é considerado nos estudos que envolvem energia de soldagem, particularmente nas soldagens dos aços inoxidáveis duplex. Mudanças nas características geométricas dos depósitos podem afetar a soldagem multipasse no número de soldas realizadas, no aporte térmico, no resfriamento, na diluição e provavelmente nos percentuais e tipos de fases presentes.

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 presente trabalho tem como objetivo avaliar a influência da variação da corrente e velocidade no balanceamento de fases, microestrutura e propriedades mecânicas na soldagem multipasse, de modo a manter o balanceamento de fases e boas propriedades mecânicas do material depositado.

## 2. MATERIAIS E MÉTODOS

A soldagem foi realizada no metal base ASTM A516 Gr.60 com as dimensões 150x100x13 mm. O eletrodo revestido utilizado como metal de adição foi o AWS E2209-17 (Sandvik 22.9.3.LR) com diâmetro de 4,0mm.<sup>(10)</sup> A composição química dos materiais utilizados é mostrada na Tabela 1.

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

Material	Composição Química (%)									
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Cu	Mo	N
Metal base	0,18	0,99	0,023	0,008	0,20	0,004	-	-	-	-
Metal de adição	0,03	0,8	0,03	0,025	0,9	23	9	-	3,0	0,15

Foi realizado um estudo exploratório, de modo que as energias empregadas foram variadas de forma a permanecer na faixa de 0,5 kJ/mm a 2,5 kJ/mm. Esta etapa teve como objetivo estudar a influência da energia de soldagem, bem como de forma intrínseca, de variáveis como corrente e velocidade de soldagem na morfologia da microestrutura do metal de solda, no balanceamento de fases e na microdureza. A soldagem foi realizada utilizando a fonte multiprocesso Inversal 300,

com sistema de aquisição de sinais de corrente e de tensão de soldagem, empregando o software *Catman*.

Foram definidas cinco energias de soldagem: 6 kJ/cm, 10 kJ/cm, 15 kJ/cm, 20 kJ/cm e 24 kJ/cm e três níveis de corrente: 100 A, 135 A e 160 A. Neste estudo exploratório foram utilizadas sete velocidades de soldagem: 8,5 cm/min, 10 cm/min, 13 cm/min, 15 cm/min, 20 cm/min, 25 cm/min e 32 cm/min. Foi verificada a influência dos parâmetros de soldagem na microestrutura e microdureza do metal de solda. Soldagens multipasse foram feitas com sobreposição de 30% a 50% na 1ª camada com a energia de soldagem especificada para cada corpo de prova. Posteriormente, foi realizada a soldagem da 2ª camada com os mesmos parâmetros de soldagem da camada anterior. Houve um controle da temperatura de interpasse de 130°C e foi evitado o preaquecimento e pós-aquecimento, de modo a minimizar formação de fases intermetálicas e diminuir o tempo de soldagem, para aproximar da condição real de operação. São mostrados na Tabela 2 os parâmetros de soldagem com a utilização do eletrodo AWS 2209-17.

**Tabela 2.** Parâmetros de soldagem por eletrodo revestido

<b>Corpo de prova</b>	<b>Energia de soldagem (kJ/cm)</b>	<b>Corrente de soldagem (A)</b>	<b>Velocidade de soldagem (cm/min)</b>
C1	15	100	10
C2	20	135	10
C3	24	160	10
C4	15	135	13
C5	24	135	8,5
C6	6	135	32
C7	10	135	20
C8	6	100	25
C9	10	100	15

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

A metodologia utilizada teve como objetivo avaliar o efeito da corrente de soldagem nas propriedades e microestrutura (corpos de prova C1, C2 e C3). No entanto, para avaliar este efeito não foi possível realizar estudos para energias menores, pois a corrente mínima indicada para o eletrodo pelo fabricante era de 100 A. Mesmo utilizando velocidades de soldagem maiores, a variação das energias seria muito pequena, não possuindo resultados suficientes para análise. Posteriormente, utilizando a corrente intermediária de 135 A realizaram-se as soldagens dos corpos de prova C4, C5, C6 e C7 para avaliar o efeito da velocidade de soldagem também na microdureza e microestrutura. Para verificar se este comportamento era o mesmo para outro nível de corrente, foram realizados mais dois ensaios complementares (C8 e C9) para a corrente média de 100 A, de modo a também ver o comportamento nestas energias.

Foi feita uma caracterização microestrutural com análise metalográfica, de modo a avaliar a microestrutura presente no metal de solda para os diferentes níveis de energia. A caracterização metalográfica consistiu no lixamento e no polimento manual com pasta de diamante. O reagente para o ataque do metal de solda foi o

Behara (Tabela 3), sendo que é um dos mais indicados para diferenciar as fases presentes (austenita e ferrita). O metabissulfito de potássio foi acrescentado à solução de água destilada e ácido clorídrico no momento do ataque, pois seu tempo de atuação é bastante curto.

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

<b>Componente</b>	<b>Composição</b>
Água destilada	100mL
Ácido clorídrico (HCL) P.A.	30mL
Metabissulfito de potássio ( $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ )	1,1g

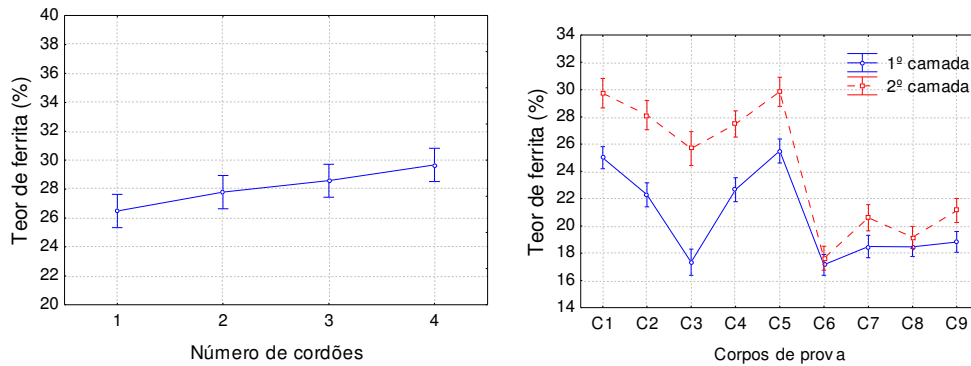
A análise foi feita por microscopia ótica utilizando o microscópio da marca *OLYMPUS* de modelo GX41. Demais fases que se precipitaram são de difícil identificação com essa técnica, por se tratarem de precipitados muito finos o que dificulta a caracterização. O registro das fotos foi realizado com a ajuda de software de detecção de imagens que é acoplado ao microscópio. A fração volumétrica de ferrita foi determinada com o auxílio do ferritoscópio FISCHER, calibrado com o auxílio de padrões, tendo resolução de detecção 0,1% de ferrita.

As medidas para avaliação do teor de ferrita foram realizadas na seção transversal dos cordões de solda para avaliar os efeitos dos ciclos térmicos dos passes laterais e da 2ª camada em relação à 1ª camada. O nível de significância dos parâmetros de soldagem foi avaliado utilizando um programa de análise estatística.

Para melhor análise do ensaio de microdureza das amostras, foram realizadas medidas ao longo da 2ª camada que é uma região importante na análise de revestimento. Para o 1º cordão soldado, foram realizados ensaios de microdureza em diversos pontos no início do 1º cordão e calculado o valor médio. Posteriormente, foram realizadas as medidas na região central deste mesmo cordão de solda e finalmente, as medidas foram realizadas na região próxima da intersecção entre dois cordões consecutivos. Este levantamento foi feito em todos os cordões para cada condição. A carga utilizada para este ensaio foi de 0,98 N com aplicação durante 15 s.

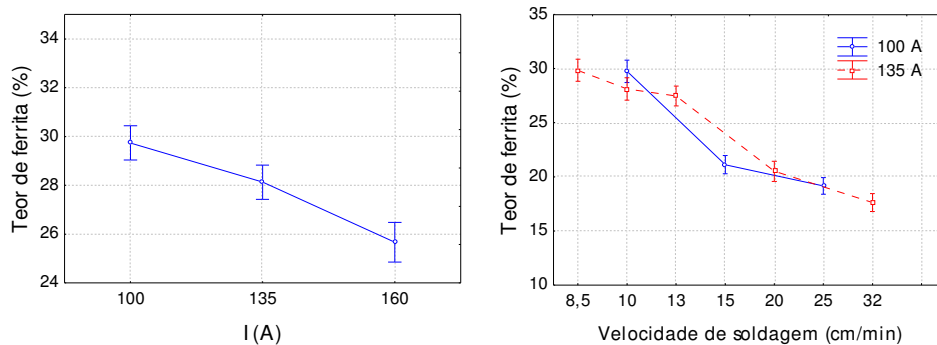
### **3 RESULTADOS**

Os teores de ferrita não são homogêneos ao longo da seção transversal devido ao aquecimento e resfriamento provenientes da soldagem. Na Figura 3 são mostradas duas situações. Na Figura 3a observa-se uma tendência de aumento do teor de ferrita ao longo dos passes laterais que ocorreu de forma significativa estatisticamente. Foi verificada também na Figura 3b a diferença do teor de ferrita comparando as duas camadas depositadas em todas as condições soldadas.

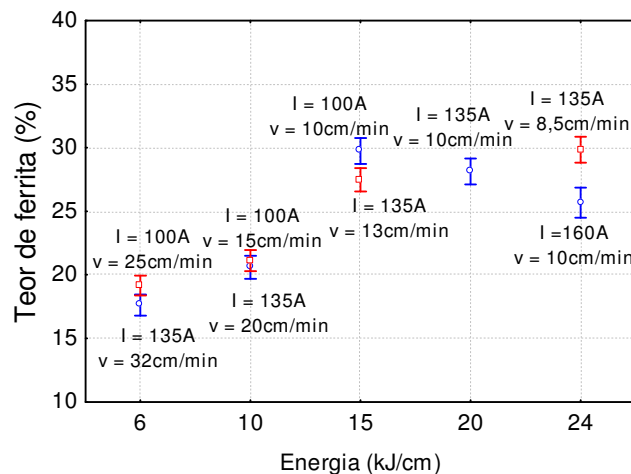


**Figura 3.** a) Influência dos passes laterais no teor de ferrita no metal de solda para a condição C2. b) Influência da deposição de camadas no teor de ferrita no metal de solda.

Para avaliar o efeito da corrente de soldagem no teor de ferrita, foram realizados os ensaios C1, C2 e C3, de forma a variar a corrente em três níveis, respectivamente: 100 A, 135 A e 160 A, como mostrado na Figura 4a. Na Figura 4b ilustra o efeito da velocidade de soldagem no teor de ferrita no metal de solda. A Figura 5 ilustra o comportamento do percentual de ferrita em função da variação da energia de soldagem, com diferentes parâmetros de soldagem.

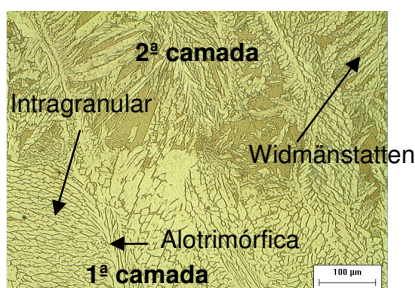


**Figura 4.** a) Efeito da corrente de soldagem no teor de ferrita no metal de solda para velocidade de soldagem de 10 cm/min; b) Efeito da velocidade de soldagem para corrente de 100 e 135 A.



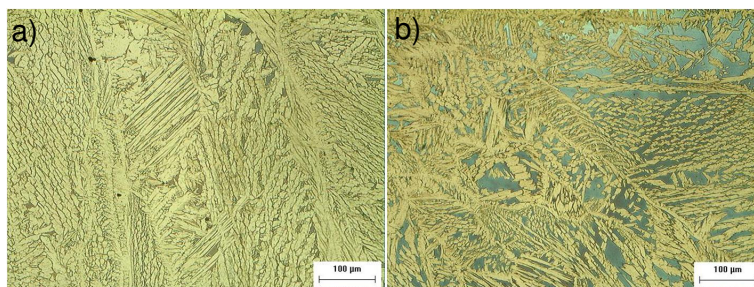
**Figura 5.** Influência da energia de soldagem no teor de ferrita no metal de solda.

Na solidificação, três diferentes morfologias de austenita foram observadas no metal de solda: alotrimórfica, Widmanstätten e intragranular. De forma geral, nas condições de soldagens em que a energia de soldagem foi alterada pela variação apenas da corrente, o corpo de prova soldado com maior corrente, portanto de maior energia, apresentou maior formação de Widmanstätten. Nas condições com variação da velocidade de soldagem, foram observadas maiores frações de Widmanstätten para as situações com maior velocidade de soldagem, mas essa diferença não foi significativa e houve heterogeneidade ao longo do cordão de solda. Na primeira camada foi observado um elevado teor de austenita em todas as condições soldadas devido aos ciclos térmicos dos passes laterais e da segunda camada. Na Figura 6 é mostrada a intersecção entre a 2ª e 1ª camada, onde percebe-se uma maior quantidade de austenita intragranular na 1ª camada.



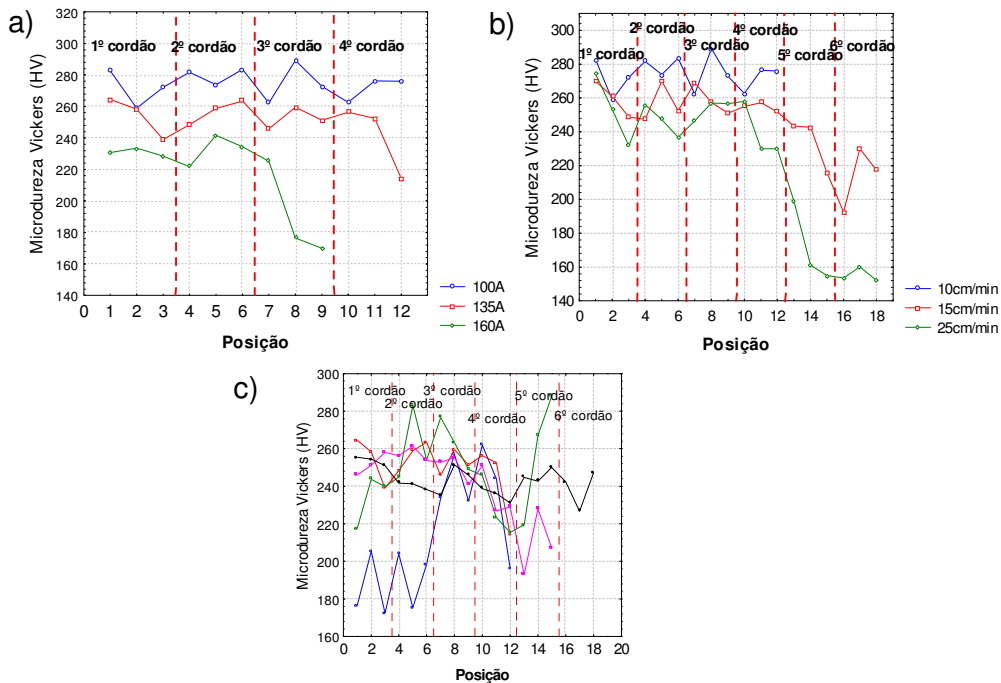
**Figura 6.** Microestrutura mostrando a intersecção entre a 1ª e a 2ª camada para energia 24 kJ/cm, v=8,5 cm/min e I=135 A.

Foi observada também uma maior fração de austenita no 1º cordão de solda em relação ao último cordão soldado em todas as condições soldadas (Figura 7).



**Figura 7.** Microestrutura da condição C6. a) 1º cordão de solda; b) 6º cordão de solda.

As análises dos resultados de microdureza não são simples, pois há a presença de fases complexas com propriedades diferentes, como: ferrita, austenita Widmanstätten, sigma, austenita intragranular, nitretos de cromo etc. Na Figura 8 são mostrados os perfis de microdureza ao longo da segunda camada, para as condições em que foram variadas a corrente e velocidade de soldagem.



**Figura 8.** Perfis de microdureza: a) variando a corrente de soldagem para  $v=10$  cm/min; b) variando velocidade de soldagem para  $I=100$  A; c) variando velocidade de soldagem para  $I=135$  A.

## 4 DISCUSSÃO

Neste trabalho foi observado um baixo teor de ferrita, sendo explicado pelos ciclos térmicos gerados pela soldagem multipasse, que facilitam a formação da austenita. Além disso, a adição de níquel pelo eletrodo consumível favorece a formação da austenita. É importante salientar que este baixo teor de ferrita não se deve exclusivamente à formação de austenita, mas também a presença de outras fases, como: nitretos, carbonetos, sigma e principalmente austenita secundária. Os valores médios de ferrita variam de 10% a 34%, aproximadamente. De forma geral, em relação à modificação do teor de ferrita, este aumenta ao longo da varredura, realizada do primeiro até o último cordão de solda, como mostrado na Figura 3a. O primeiro cordão de solda não tem preaquecimento, mas sofre influência do ciclo térmico dos passes laterais seguintes, ocorrendo aquecimento e resfriamento subseqüentes, promovendo uma maior formação da fase austenítica. O último cordão de solda sofre preaquecimento devido à temperatura de interpasse, mas não sofre influência de passes subseqüentes, sendo que de forma geral a fração de fase austenítica é menor em comparação com os primeiros cordões.

É visto na Figura 3b, de forma geral, que há um menor percentual de ferrita na 1ª camada em relação à 2ª camada para cada condição de soldagem. Isto é devido aos ciclos térmicos provocados pelos passes laterais e pela 2ª camada em relação à primeira, que provocaram um aumento da fração de austenita. Além disso, o carbono presente no aço estrutural por ter afinidade com o cromo presente na 1ª camada, pode ter proporcionado a formação de carbonetos de cromo, aumentando o teor de elementos austenizantes na 1ª camada. A 2ª camada sofreu apenas a influência dos ciclos térmicos devido aos passes laterais, possuindo desta forma uma menor fração de austenita quando comparado com a 1ª camada. Foram verificados nesses ensaios perfis característicos dos teores de ferrita, comparando



as energias de soldagem e as duas camadas. Energias mais elevadas (C1, C2, C3, C4 e C5) provocaram uma maior diferença entre os teores de ferrita entre 1ª e 2ª camadas, sendo que para energias mais baixas (C6, C7, C8 e C9) houve uma maior aproximação dos valores obtidos.

É observado na Figura 4a que elevadas correntes de soldagem proporcionaram um menor teor de ferrita, sendo um efeito significativo segundo a análise de variância. Este resultado está em consistência com a literatura. Com o aumento da corrente de soldagem há um aumento da energia de soldagem, proporcionando uma menor velocidade de resfriamento. Desta maneira, há um maior tempo para a austenita nuclear e crescer.

Na Figura 4b é observado um comportamento oposto. Uma redução significativa no teor de ferrita também ocorre, porém com decréscimos nos níveis de energia, obtidos pelo aumento da velocidade de soldagem de 8,5 até 32 cm/min, para corrente constante de 135 A. O teor de ferrita caiu de 29,8 para 17,6%, aproximadamente. Foram realizadas mudanças da velocidade de soldagem para corrente constante de 100 A e também foi observada uma queda significativa do teor de ferrita, para o aumento de velocidade de soldagem de 10 cm/min até 25 cm/min. Para velocidade de 10 cm/min o teor médio de ferrita foi de 29,7% e para a velocidade de soldagem 25 cm/min foi observado um teor médio de ferrita de 19,1%.

Os resultados obtidos em relação à velocidade de soldagem vão de encontro à literatura que diz que uma maior energia facilitaria uma maior formação da fase austenítica. No entanto, a realização da soldagem multipasse é bem complexa, não podendo ser analisada da mesma maneira que soldagens em simples depósito. Logo, não se pode afirmar que sempre uma maior taxa de resfriamento ocasionará uma maior formação de ferrita. Menezes et al.<sup>(11)</sup> verificaram um maior teor de ferrita quando aumentou a energia de 4 para 6 kJ/cm, pois o aporte térmico não foi suficiente para toda fase austenítica passar para ferrita delta durante aquecimento, além de energias mais altas proporcionarem uma maior área de exposição ao campo ferrítico. Katayama e Matsunawa,<sup>(12,13)</sup> David et al.,<sup>(14)</sup> e Brooks e Thompson<sup>(15)</sup> compararam microestruturas que se formam em baixas e altas velocidades de resfriamento. Os estudos deles mostraram que em ligas com baixas razões Cr/Ni, o teor de ferrita diminui com o aumento da taxa de resfriamento e para ligas com altas razões Cr/Ni, ocorreu um aumento no teor de ferrita com o acréscimo da taxa de resfriamento, mas os autores não apresentaram um mapeamento completo das faixas. Elmer et al.<sup>(16)</sup> verificaram que em geral baixas razões Cr/Ni solidificam com maior teor de austenita na matriz e o teor de ferrita diminui com a maior velocidade de resfriamento porque a segregação do soluto durante a solidificação é reduzida. Por outro lado, para elevadas razões Cr/Ni, o teor de ferrita aumenta com a maior taxa de resfriamento, porque a transformação de ferrita delta para austenita possui menor tempo para ocorrer, em elevadas taxas de resfriamento.

Além disso, com a soldagem multipasse realizada, pode ter proporcionado a formação de austenita secundária a partir da ferrita delta para elevadas taxas de resfriamento, que ocorre principalmente em ligas com adição de nitrogênio. Alguns trabalhos com aço inoxidável duplex, como por exemplo de Londoño,<sup>(1)</sup> no qual foi realizada variação da corrente, mantendo a velocidade de soldagem constante, foi observado que quanto maior a energia, maior a fração de fase austenítica. Outros trabalhos,<sup>(17,18)</sup> nos quais se alterou a velocidade de soldagem com utilização de corrente constante, foi verificado que quanto maior a energia, maior o teor de ferrita na zona fundida. Logo, não se pode afirmar que sempre uma baixa energia de

soldagem proporcionará um maior teor de ferrita, e que em energias altas, o teor de ferrita será relativamente baixo.

Na Figura 5, pode-se observar que há uma diferença significativa no percentual de ferrita para uma mesma energia, obtida com parâmetros de soldagem diferentes. Este resultado é relevante, pois mostra a importância de se avaliar os parâmetros de soldagem, principalmente, corrente e velocidade de soldagem, além da energia, na elaboração de procedimentos para soldagem de revestimentos.

Com relação às fases resultantes no metal de solda dos ensaios realizados, a austenita alotrópica, que é formada a altas temperaturas, nucleou heterogeneamente nos contornos de grão da ferrita delta durante o resfriamento, sendo formada possivelmente por um mecanismo de transformação difusional (Figura 6). Depois a morfologia Widmanstätten nucleou nos contornos de grão da ferrita delta ou da austenita alotrópica pré-existente e cresceu ao longo de planos específicos da matriz como placas paralelas (Figura 6). Esta morfologia foi encontrada em maior quantidade na 2ª camada das condições soldadas. Foi observada a nucleação de austenita intragranular nos grãos de ferrita (Figura 6). Estas são precipitadas a temperaturas mais baixas devido à supersaturação da matriz ferrítica, como foi verificado no trabalho de Chen e Yang.<sup>(19)</sup> Na Figura 6 é mostrada de forma clara a maior precipitação de austenita de morfologia intragranular na 1ª camada. Foi observado maior teor de austenita nos primeiros cordões de solda, como mostrado na Figura 7. Este resultado foi provocado pelo reaquecimento e precipitação de austenita e comprovado também pela medição feita pelo ferritoscópio.

Em soldagens de simples deposição, os resultados de microdureza não apresentam grandes variações, 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 haver segregação durante a soldagem.<sup>(20)</sup> No entanto, em soldagem multipasse a avaliação é mais complexa devido ao efeito dos passes laterais, provocando aquecimento e reaquecimento, 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.

Na Figura 8a são mostradas as microdurezas nas regiões analisadas nas condições C1 (15 kJ/cm), C2 (20 kJ/cm) e C3 (24 kJ/cm), na qual foi variada somente a corrente de soldagem. É observado que a condição que teve o nível de corrente mais baixo (100 A) obteve os maiores níveis de microdureza, ocorrendo média de 274 HV. Na corrente intermediária (135 A) foi observado um valor médio de 251 HV. Finalmente, para o nível de corrente mais elevado (160 A) foi obtida a média de 218 HV. Assim, quanto maior a corrente, menores os valores de microdureza obtidos. Estes resultados estão coerentes com os de teores de ferrita medidos e apresentados na Figura 4a porque as condições com maiores teores de ferrita, provenientes das mais baixas energias de soldagem, propiciaram maiores níveis de microdureza. Para as energias de 20 kJ/cm e 24 kJ/cm, foi observado um valor mais baixo de microdureza na última região do último cordão soldado (Figura 8a). Este comportamento pode ser explicado devido à maior formação de precipitados nas regiões que sofreram reaquecimentos, provocados pelos ciclos térmicos dos passes laterais. O comportamento mais homogêneo foi observado na condição soldada com a energia de 15 kJ/cm.

A Figura 8b mostra os perfis de microdureza ao longo do metal de solda da 2ª camada, variando a velocidade de soldagem, para a corrente de 100 A. Foi observado que a menor velocidade de soldagem (10 cm/min) obteve os maiores níveis de microdureza, sendo que esta corresponde à energia de 15 kJ/cm. Ao longo das medidas não foi observado nenhum decréscimo ou acréscimo drástico da microdureza. A média obtida neste ensaio foi de 274 HV. Na velocidade de soldagem intermediária de 15 cm/min (10 kJ/cm) foi observado uma queda mais acentuada na microdureza nos últimos cordões soldados com média de 246 HV. Na velocidade de soldagem de 25 cm/min (6 kJ/cm), foram obtidos os menores valores de microdureza, com média de 220 HV. Este resultado também condiz com a análise realizada com os resultados dos teores de ferrita como um todo, ou seja, condições que resultaram em teores mais baixos de ferrita (Figura 4b), provenientes das mais baixas energias de soldagem, propiciaram menores níveis de microdureza. Nos ensaios realizados para as velocidades de 15 e 25 cm/min foi observado uma queda da microdureza nos últimos cordões, mesmo esta região possuindo maiores teores de ferrita, sendo que pode ter ocorrido precipitações provenientes do ciclo térmico, aumentando o nível de microdureza nos primeiros cordões.

Na Figura 8c são mostradas as microdurezas para os casos em que a corrente foi mantida constante a 135 A. Para o caso da velocidade mais baixa de 8,5 cm/min houve uma microdureza baixa em torno de 213 HV de média. A condição com velocidade 10 cm/min apresentou microdureza de 251 HV, bem acima em relação ao caso anterior. A condição com velocidade 13 cm/min apresentou microdureza de 248 HV e a de 20 cm/min obteve microdureza de 241 HV. A velocidade de 32 cm/min obteve microdureza de 242 HV. O resultado inesperado, levando apenas em consideração o teor de ferrita, ficou por conta da condição com velocidade de 8,5 cm/min. Uma explicação para isto, pode ser devido ao crescimento de grão devido à elevada energia (Figura 6), de modo a aumentar o tempo de exposição na zona ferrítica, diminuindo, desta forma, a resistência mecânica.

## **5 CONCLUSÃO**

Os primeiros cordões obtiveram um maior teor de austenita em comparação com os últimos cordões. O aumento da corrente de soldagem provocou uma maior fração da fase austenítica e menor nível de microdureza. No entanto, a redução da velocidade de soldagem proporcionou uma maior quantidade de ferrita e conseqüentemente maior microdureza, com exceção da velocidade de 8,5 cm/min que pode ser devido ao crescimento de grão. A primeira camada obteve maior fração de austenita devido aos ciclos térmicos dos passes laterais e da 2ª camada. As morfologias da austenita encontradas foram: Widmanstätten, intragranular e alotrimórfica, sendo que nas regiões que houve reaquecimento consecutivo ocorreram maior formação de austenita intragranular. Nenhuma das condições obtiveram microdureza acima de 310 HV.

## **Agradecimentos**

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

## REFERÊNCIAS

- 1 LONDOÑO, A. J. R. Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. São Paulo, 2001. Tese (Doutorado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo.
- 2 KAÇAR, R.; ACARER, M. Microstructure–property relationship in explosively welded duplex stainless steel–steel. *Materials Science and Engineering A363* 290–296, 2003.
- 3 POHL, M. The ferrite/austente ratio of duplex stainless steels. *Zeitschrift für Metallkunde, München*, v. 86, n. 2, p. 97 – 102, fev. 1995.
- 4 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.
- 5 MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C. Aços inoxidáveis duplex e super duplex–obtenção e caracterização. *Revista Fundação e Serviços*, ano 17, nº 169, 2007.
- 6 PETTERSSON, C.; FAGER, S. Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507. AB Sandvik Steel, S-811 81 Sandviken, Sweden.
- 7 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.
- 8 MAGALHÃES, S. G. Avaliação do Revestimento a Base de Liga de Níquel em Aço Estrutural Empregando o Metal de Adição ERNiCrMo-3 Através da Soldagem MIG/MAG. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2008.
- 9 Miranda, E. C. Estudo Exploratório de Parâmetros de Soldagem de Revestimentos com Ligas de Níquel Empregando o Processo TIG com Alimentação de Arame Frio. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, 2009.
- 10 Catálogo Welding electrodes Sandvik 22.9.3.LR., 2007.
- 11 MENEZES, J. W. A; REIS, F. E. U; ABREU, H. F. G; MIRANDA, H. C; RIBEIRO, J. E. M; OLIVEIRA, H. R. Efeito da energia de soldagem sobre a fração volumétrica da fase ferrítica no aço inoxidável duplex UNS S31803. 3º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás.
- 12 KATAYAMA, S., MATSUNAWA, A., Proc. International Congress on Applications of Laser and Electro-Optics 84, 44: 60–67, 1984.
- 13 KATAYAMA, S.; MATSUNAWA, A., in Proc. International Congress on Applications of Laser and Electro-Optics 85, San Francisco, 1985, IFS Ltd., Kempston, Bedford, UK, 1985, p. 19.
- 14 DAVID, S. A., VITEK, J. M., AND HEBBLE, T. L., *Weld. J.*, 66: 289s, 1987.
- 15 BROOKS, J. A.; THOMPSON, A.W., *Int. Mater. Rev.*, 36: 16, 1991.
- 16 ELMER, J. W.; ALLEN, S. M.; EAGAR, T. W., *Metall. Trans.*, 20A: 2117, 1989.
- 17 FEDELE, R.; BRANDI, S. D.; LEBRÃO, S. G. Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex UNS S31803 por eletrodo revestido. *Revista soldagem & inspeção – ano 6. Nº 1 – suplemento técnico BR*.
- 18 UREÑA, A.; OTERO, E.; UTRILLA, M. V.; MÚNEZ, C. J. Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding. *Journal of Materials Processing Technology* 182 pp. 624–631, 2007.
- 19 CHEN, T. H.; YANG, J. R. Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering A338* 166-181, 2002.
- 20 GUNN, R. N. Duplex stainless steels-Microstructure properties and applications, Abington Publishing, Cambridge, UK, 1997.