



## Efeito do processo de soldagem na microestrutura, microdureza e composição química de revestimentos de aço inoxidável aplicados por soldagem

R. H. F. de Melo<sup>1\*</sup>, J. Costa<sup>2</sup>, R. A. C. Santa<sup>2</sup>, T. M. Maciel<sup>3</sup>

<sup>1,3</sup>Universidade Federal de Campina Grande, Programa de Pós-graduação em Mecânica, Campina Grande, Paraíba, Brasil.

<sup>2</sup>Universidade Federal de Campina Grande, Unidade Acadêmica de Química, Cuité, Paraíba, Brasil

(Recebido em 27/08/2012; revisado em 03/12/2012; aceito em 04/12/2012)

(Todas as informações contidas neste artigo são de responsabilidade dos autores)

### Resumo:

Este trabalho avaliou a influência dos parâmetros de soldagem sobre a composição química, a microestrutura e a microdureza de revestimentos de aço inoxidável aplicados pelo processo FCAW e SAW, sobre um aço C-Mn utilizando o arame AWS E 308 L T1 como metal de adição. A caracterização da composição química foi realizada por EDX (*Energy Dispersive X-ray Analysis*), a microestrutura foi avaliada por microscopia ótica e ensaios de microdureza pelo método Vickers. Os teores de Cr, Ni, Mn, Mo, Nb e Si variaram em função dos parâmetros de soldagem, a microestrutura e microdureza variaram em função da energia de soldagem e composição química. A microestrutura resultante apresentou uma matriz austenítica com ferrita rendilhada e ferrita FA, com dureza média de 191,6 HV para o processo FCAW e 210 HV para o processo SAW.

**Palavras-chave:** Composição química; microestrutura; revestimentos; FCAW; SAW.

### Abstract:

This study evaluates the influence of welding parameters on the chemical composition of weld overlays of the AWS E 308-L T1 applied by the FCAW and SAW process, as well as their influence on the microstructure and microhardness of the weld overlays. The characterization of chemical composition was performed by EDX (*Energy Dispersive X-ray Analysis*), the microstructure was investigated by optical microscopy and Vickers microhardness. The contents of Cr, Ni, Mn, Mo, Nb and Si varied as a function of welding parameters, the microstructure and microhardness varied as a function of heat input and chemical composition. The resulting microstructure showed an austenitic matrix with lacy ferrite and ferrite FA, with an average hardness of 191.6 HV for the FCAW process and 210 HV for the SAW process.

**Keywords:** Chemical composition; microstructure; microhardness; FCAW; SAW.

## 1. Introdução

As pressões econômicas e o elevado custo do petróleo estão forçando cada vez mais as refinarias do mundo a utilizarem petróleo pesado nos seus processos. A vantagem neste caso está no preço de venda mais baixo (cerca de 80%), quando comparado ao petróleo dito leve [1].

No Brasil, a produção de petróleo com alto índice de acidez naftênica está relacionado diretamente com as bacias produtoras existentes, sendo o tipo de exploração mais difundido a *offshore* a alta profundidade, cujos óleos explorados devido a sua composição química e a presença de diversas impurezas apresentam um elevado grau de corrosividade [2,3]. Este aspecto exige dos diversos materiais empregados nas unidades de processamento e transporte de petróleo uma elevada resistência à corrosão e em especial à corrosão naftênica [2].

Há uma grande variedade de materiais que atendem a estes requisitos, como os aços inoxidáveis e as ligas de níquel. Devido às condições de trabalho estes materiais devem apresentar excelente resistência mecânica, à corrosão, ao desgaste e às altas temperaturas, ou mesmo em alguns casos devem possuir uma combinação de todos estes fatores [4].

Entretanto, devido ao elevado custo de fabricação de equipamentos ou componentes maciços constituídos por estas ligas, uma alternativa razoável é a aplicação de revestimentos por soldagem, na qual se deposita uma camada de material mais nobre (aço inoxidável ou ligas de níquel) sobre um substrato menos nobre (aços C-Mn e aços de baixa liga). A aplicação destes revestimentos em equipamentos industriais pode ser feita na forma de “*clad*”, “*lining*” e “*overlay*”. Esta última é realizada através da deposição de uma camada de material com características desejáveis (resistência à corrosão ou ao desgaste, etc.) sobre um substrato. O uso do aço

\*Email: [raphael.engmec@gmail.com](mailto:raphael.engmec@gmail.com) (R. H. F. de Melo)

inoxidável austenítico AWS E 308-L é justificável no combate a corrosão naftênica, apesar de apresentar apenas 0,75% de molibdênio em sua composição química, desde que apresente um teor razoável de ferrita  $\delta$  na microestrutura do metal de solda [5]. As especificações a respeito do teor mínimo de molibdênio deve-se a influência de teores crescentes deste elemento favorecer o aparecimento da ferrita  $\delta$ , no entanto ainda deve-se ponderar que teores crescentes de Mo também favorecem a precipitação de compostos intermetálicos, principalmente a fase  $\sigma$ , o que pode tornar seu uso impróprio em algumas aplicações [6].

Dentre os vários processos de soldagem utilizados para a aplicação de revestimentos pode-se destacar o processo de soldagem ao arco submerso (SAW) e ao arame tubular (FCAW), este último enquadra-se como processo de soldagem moderno, pois utiliza arame fino e altíssimas densidades de corrente, levando a um aumento da produtividade [4,7].

Um fator importantíssimo e decisivo sobre a resistência à corrosão dos revestimentos aplicados por soldagem é o nível de diluição do substrato no metal de solda, uma vez que menores valores de diluição implicam em uma menor probabilidade de precipitação de microestruturas frágeis e susceptíveis a corrosão ao longo de todo o volume do metal de solda, devido a menor participação da composição química do metal de base, metal menos nobre nas séries eletroquímicas quando comparado ao metal de adição, no metal de solda. A relação entre o reforço e a largura ( $r/L$ ) também é bastante importante, já que cordões mais largos proporcionam um melhor espalhamento e uniformidade do revestimento além de

otimizar o processo produtivo, revestindo os tubos internamente de forma mais rápida.

Diante disso, o presente trabalho tem por objetivo verificar a influência de alguns parâmetros de soldagem sobre a diluição, microestrutura e microdureza de revestimentos aplicados pelo processo SAW e FCAW, lançando mão da metodologia do planejamento experimental fatorial e análise morfológica da microestrutura do metal de solda.

## 2. Materiais e Métodos

### 2.1. Consumíveis

Neste trabalho foram utilizados como substrato chapas de aço ASTM A36 e como metal de adição o arame de aço inoxidável AWS E308-L com diâmetro de 1,2 mm. A Tabela 1 apresenta a composição química dos materiais empregados.

### 2.2. Procedimento experimental

As soldagens foram realizadas pelo processo ao arco elétrico com arame tubular (FCAW-*Flux Cored Arc Welding*) e ao arco submerso (SAW - *Submerged Arc Welding*). Utilizando-se uma fonte eletrônica de soldagem e sistema de aquisição de dados para controle dos parâmetros. O procedimento de soldagem foi executado sem restrição, na posição plana. Os parâmetros de soldagem variados nos experimentos foram a tensão (U) e as velocidades de deslocamento da tocha e de alimentação do arame ( $V_s$  e  $V_a$ ) conforme apresentado na Tabela 2.

Tabela 1. Composição química (% em peso) dos consumíveis empregados.

	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	P	S	Fe
E 308-L	0,03	19,5 - 22,0	9,0 - 11,0	0,75	1,0 - 2,5	0,30 - 0,65	0,75	-	-	Balanço
A 36	0,18-0,23	-	-	-	0,30-0,60	-	-	0,03 máx.	0,05 máx.	Balanço

Foram mantidos fixos: inclinação da tocha de soldagem ( $\theta=15^\circ$  com a vertical), sentido de soldagem “empurrando”, modo de corrente com polaridade reversa CC+ e DBCP de 15 mm para o processo FCAW e 20 mm para o processo SAW. Utilizou-se também uma sobreposição de  $L/3$  em relação à largura do primeiro cordão, conforme a Figura 1, procurando sempre manter a temperatura de interpasse menor ou igual a  $100^\circ\text{C}$ . Como elementos de proteção foram utilizados uma mistura de Ar-CO<sub>2</sub>25% no processo FCAW e um fluxo EN 760: SA AF 2 DC na soldagem ao arco submerso. Para avaliação da diluição (D%) foram retiradas 3 amostras da seção transversal de cada chapa revestida, a fim de obter-se valores médios e seus respectivos desvios para a diluição D(%), calculada conforme ilustrado na Figura 2.

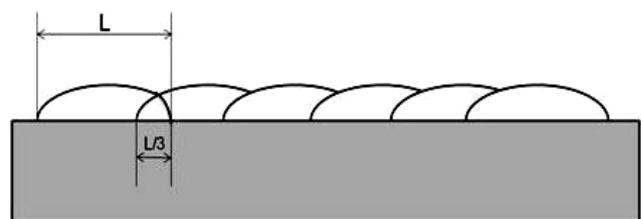


Figura 1. Ilustração da sobreposição entre os cordões.

Onde a diluição é dada por:

$$D(\%) = \frac{A_d}{(A_d + A_f)} \times 100 (\%) \quad (1)$$

Para  $A_d$  = Área depositada do cordão e  $A_f$  = Área fundida do metal de base

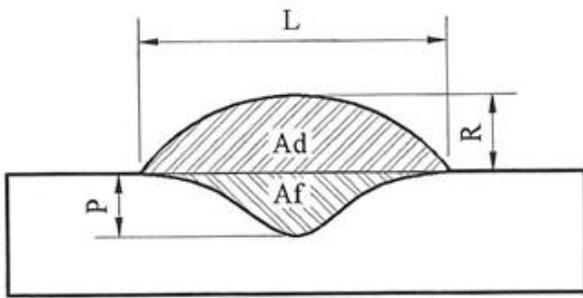


Figura 2. Representação esquemática das dimensões geométricas das seções transversais dos cordões/revestimentos soldados [4].

A composição química foi determinada na superfície de cada um dos revestimentos através da técnica de espectroscopia de raios-X.

Para avaliação da microdureza e microestrutura foi retirado um espécime da região central de cada revestimento, com aproximadamente 10 mm de largura. As amostras, depois de cortadas, foram lixadas (da granulagem 200 até a granulagem 1200), polidas com alumina de granulometria 4 (3  $\mu\text{m}$ ), 3 (1  $\mu\text{m}$ ) e 2 (0,5  $\mu\text{m}$ ) e, por fim, foram atacadas quimicamente com água régia fluorada (HF 48%:15%, HCl 45%,  $\text{HNO}_3$  15% e  $\text{H}_2\text{O}$  25%), a fim de revelar a microestrutura do metal de solda (MS) e da zona termicamente afetada (ZTA).

Os ensaios de microdureza foram executados aplicando-se uma carga de 100 gramasforça (gf) – por 15 segundos – com espaçamento entre as impressões de 200  $\mu\text{m}$  no MS, ZTA e metal de base (MB). Em cada espécime foram realizadas medidas de microdureza Vickers (HV) ao longo de três linhas, conforme ilustra a Figura 3, para tanto foi utilizado um microdurômetro digital FM-700 da Future Tech. Esta metodologia foi empregada a fim de se conhecer o gradiente de dureza ao longo do revestimento (MS) e do substrato (ZTA e MB). Para o registro metalográfico utilizou-se um microscópio óptico Olympus BX 51M, com todas as imagens registradas no campo claro.

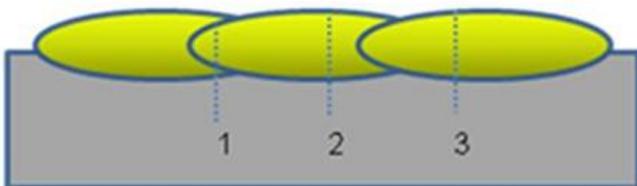


Figura 3. Disposição das endentações de microdureza.

### 3. Resultados e Discussão

#### 3.1. Níveis de diluição

A Tabela 3 apresenta os valores da energia de soldagem empregada e da diluição de ambos os processos.

Para o processo FCAW a diluição (D) variou de 9,23 a 14,28 %, enquanto que para o processo SAW a diluição variou de 11,07 a 27,01 %. Valores na faixa de 10 a 15% são considerados ideais para revestimentos metálicos aplicados por soldagem para aplicações como revestimentos duros e revestimentos resistentes à corrosão [7]. No entanto quanto mais baixo este valor maior a garantia de maior resistência à corrosão. Por outro lado, a Petrobras, adota para vasos de pressão com revestimento interno valores na faixa de 10% [8].

#### 3.2. Composição química

A Tabela 4 apresenta a composição química em peso dos revestimentos na condição como soldados. Espera-se que quanto maior for o valor do cromo equivalente (CR eq) e menor for o valor do níquel equivalente (Ni eq) maior será a precipitação de ferrita  $\delta$ , pois o FN (*ferrite number*) também aumentará [8]. Espera-se que estes revestimentos (de maior FN) apresentem um melhor desempenho quanto à resistência à corrosão [5], como os revestimentos CP 4, 5, 6, 7 e 8 para o processo FCAW e os revestimentos CP 1, 2, 3, 8 e 10 para o processo SAW (Tabela 4).

Tabela 3. Energia de soldagem empregada na aplicação dos revestimentos e a diluição resultante para ambos os processos.

CP	H (kJ/cm)	D (%)	H (kJ/cm)	D (%)
1	19,65	9,23	12,25	11,61
2	26,19	12,56	16,94	22,14
3	21,2	10,13	13,62	11,27
4	28,19	14,28	19,12	20,28
5	10,97	10,45	9,52	19,15
6	14,51	12,86	13,01	27,01
7	11,82	9,96	10,28	15,65
8	15,99	13,92	14,41	24,95
9	16,94	12,7	13,13	17,85
10	17,52	10,62	13,25	14,22
11	17,44	11,8	13,1	20,21

Ainda com base na Tabela 4 pode-se notar que os teores de manganês presente nos revestimentos aplicados pelo processo FCAW são bem menores que aqueles observados nos aplicados pelo processo SAW. Pode-se levantar a hipótese de que a perda acentuada deste composto deve-se a maior volatilização dos elementos de liga na poça de fusão do processo FCAW, que utiliza gás como elemento de proteção da poça de fusão, em detrimento do processo SAW que utiliza

um fluxo granulado como elemento de proteção, o que pode favorecer o aprisionamento do manganês na poça evitando assim a sua volatilização, além de fornecer certa quantidade Mn. Os maiores teores de silício presentes na composição química do metal de solda dos revestimentos aplicados pelo processo SAW deve-se ao fluxo utilizado, que é rico em silício. Pode-se esperar dos revestimentos aplicados pela soldagem ao arco submerso menor porosidade e ausência de trincas à quente devido aos elevados teores de Mn e Si presentes no metal de solda, além de maior resistência mecânica e, conseqüentemente, menor tenacidade.

A Figura 4 apresenta o diagrama WRC – 1992. Com base nos teores de cromo equivalente e níquel equivalente apresentados na Tabela 3, pode-se afirmar que a fração volumétrica de ferrita presente nos revestimentos aplicados

pelo processo FCAW e SAW varia entre 6 e 10% (apresentados no interior da elipse na Figura 4), o modo de solidificação é misto, variando entre ferrita FA e ferrita rendilhada. No entanto, as condições 1, 3 e 10 do processo SAW (representados pelo ponto na Figura 4) apresentam valores de Cromo Equivalente maiores que 19%, que resultará em uma microestrutura isenta de ferrita AF e FA, além de aumentar a fração volumétrica de ferrita δ, que para estes revestimentos é cerca de 20%. Portanto, espera-se que os revestimentos 1, 3 e 10 do processo SAW apresentem uma maior resistência à corrosão que as demais condições de soldagem. Teores de ferrita δ menores que 8% levam a uma zona de transição da susceptibilidade a trinca de solidificação.

Tabela 4. Composição química em peso dos revestimentos.

	CP	U (V)	Va (m/min)	Vs (cm/min)	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Nb	Cu	Si	S	Cr eq	Ni eq
FCAW	1	25	8	15	70,47	18,80	9,56	0,10	1,03	0,04	0,00	0,00	0,00	18,92	10,08
	2	30	8	15	71,04	18,67	9,38	0,10	0,73	0,02	0,00	0,06	0,00	18,87	9,74
	3	25	9	15	71,23	18,55	9,34	0,09	0,77	0,02	0,00	0,00	0,00	18,65	9,72
	4	30	9	15	70,8	19,20	9,25	0,09	0,64	0,02	0,00	0,00	0,00	<b>19,3</b>	<b>9,57</b>
	5	25	8	25	71,44	18,83	9,47	0,10	0,00	0,03	0,08	0,05	0,00	<b>19,02</b>	<b>9,47</b>
	6	30	8	25	71,26	18,58	9,20	0,09	0,81	0,02	0,00	0,04	0,00	<b>18,74</b>	<b>9,6</b>
	7	25	9	25	69,82	19,35	9,54	0,09	1,12	0,02	0,00	0,06	0,00	<b>19,54</b>	<b>10,1</b>
	8	30	9	25	71,13	19,01	9,23	0,09	0,28	0,02	0,00	0,06	<u>0,18</u>	<b>19,2</b>	<b>9,37</b>
	9	27,5	8,5	20	71,49	18,93	9,43	0,09	0,00	0,02	0,00	0,04	0,00	19,09	9,43
	10	27,5	8,5	20	71,55	18,63	9,71	0,09	0,00	0,02	0,00	0,00	0,00	18,73	9,71
	11	27,5	8,5	20	71,66	18,62	9,56	0,09	0,00	0,02	0,00	0,05	0,00	18,795	9,56
SAW	1	30	6,0	20	70,41	18,30	8,96	0,09	1,12	0,03	0,14	0,96	0,00	<b>19,83</b>	<b>9,52</b>
	2	40	7,0	26	75,10	15,78	7,20	0,07	1,06	0,02	0,10	0,67	0,00	<b>16,87</b>	<b>7,73</b>
	3	30	6,0	20	70,27	18,46	8,69	0,09	1,11	0,03	0,18	1,04	<u>0,13</u>	<b>20,13</b>	<b>9,25</b>
	4	40	7,0	26	72,80	16,98	8,35	0,09	1,11	0,02	0,10	0,56	0,00	17,91	8,91
	5	30	6,0	20	72,91	17,14	8,36	0,09	1,01	0,00	0,00	0,49	0,00	17,97	8,86
	6	40	7,0	26	75,68	15,59	7,47	0,08	0,98	0,02	0,09	0,09	0,00	15,81	7,96
	7	30	6,0	20	71,67	17,99	8,84	0,09	1,08	0,02	0,00	0,32	0,00	18,56	9,38
	8	40	7,0	26	75,09	15,06	7,31	0,08	1,08	0,02	0,07	1,30	0,00	<b>17,09</b>	<b>7,85</b>
	9	35	6,5	23	73,30	16,72	8,19	0,08	1,12	0,02	0,10	0,47	0,00	17,52	8,75
	10	35	6,5	23	71,69	17,42	8,52	0,09	1,12	0,03	0,05	1,09	0,00	<b>19,16</b>	<b>9,07</b>
	11	35	6,5	23	73,30	16,66	7,98	0,08	1,07	0,02	0,09	0,68	<u>0,11</u>	17,77	8,52

A condição de soldagem 8 do processo FCAW bem como as condições 3 e 11 do processo SAW, em negrito e sublinhado na Tabela 3 para ambos os processos, também deveram apresentar elevadíssima susceptibilidade a trinca de solidificação devido o elevadíssimo teor de enxofre (S) em sua composição química.

Como os parâmetros de soldagem possuem uma influência significativa na poça de fusão e nos fenômenos metalúrgicos que nela ocorrem, é bastante razoável esperar que os mesmos exerçam uma determinada influência na composição química final dos revestimentos. A Figura 5 apresenta os gráficos de Pareto, indicando a influência dos

parâmetros de soldagem sobre o cromo equivalente e o níquel equivalente, estes gráficos foram obtidos através de uma análise estatística com base em um planejamento experimental fatorial.

Em termos de parâmetros de entrada de primeira ordem que mantém influência estatisticamente significativa sobre o cromo equivalente tem-se a velocidade de alimentação do arame ( $V_a$ ) no caso dos revestimentos aplicados pelo processo FCAW e a tensão referência para os revestimentos aplicados pelo processo SAW. Já o níquel equivalente é influenciado pela tensão de referência em ambos os processos.

A Figura 6 apresenta a influência de alguns parâmetros de soldagem (estatisticamente significativos) sobre o cromo equivalente e o níquel equivalente. As curvas possuem  $R^2=0,88$  e confiabilidade de 95%.

Da Figura 6 pode-se inferir que aplicando os revestimentos por soldagem ao arco elétrico com arame tubular com velocidade de soldagem elevada (cerca de 25 cm/min), utilizando uma velocidade de alimentação de 9,0 m/min e uma tensão de soldagem de 30 Volts, é possível obter revestimentos com a composição química adequada. Já para o processo de soldagem ao arco submerso a composição química adequada é obtida utilizando uma velocidade de alimentação de aproximadamente 6,5 m/min e uma tensão de 28 Volts. A composição química mais adequada é aquela com elevado cromo equivalente e baixo valor de níquel

equivalente, possibilitando obter maiores teores de ferrita  $\delta$  e consequentemente maior resistência à corrosão.

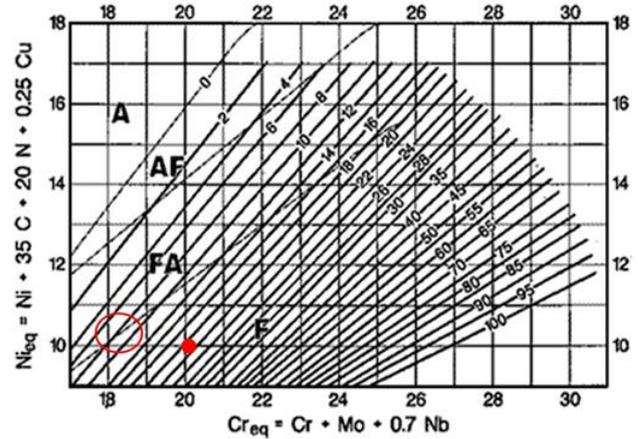


Figura 4. Diagrama WRC – 1992 utilizado na predição da fração volumétrica de ferrita  $\delta$ .

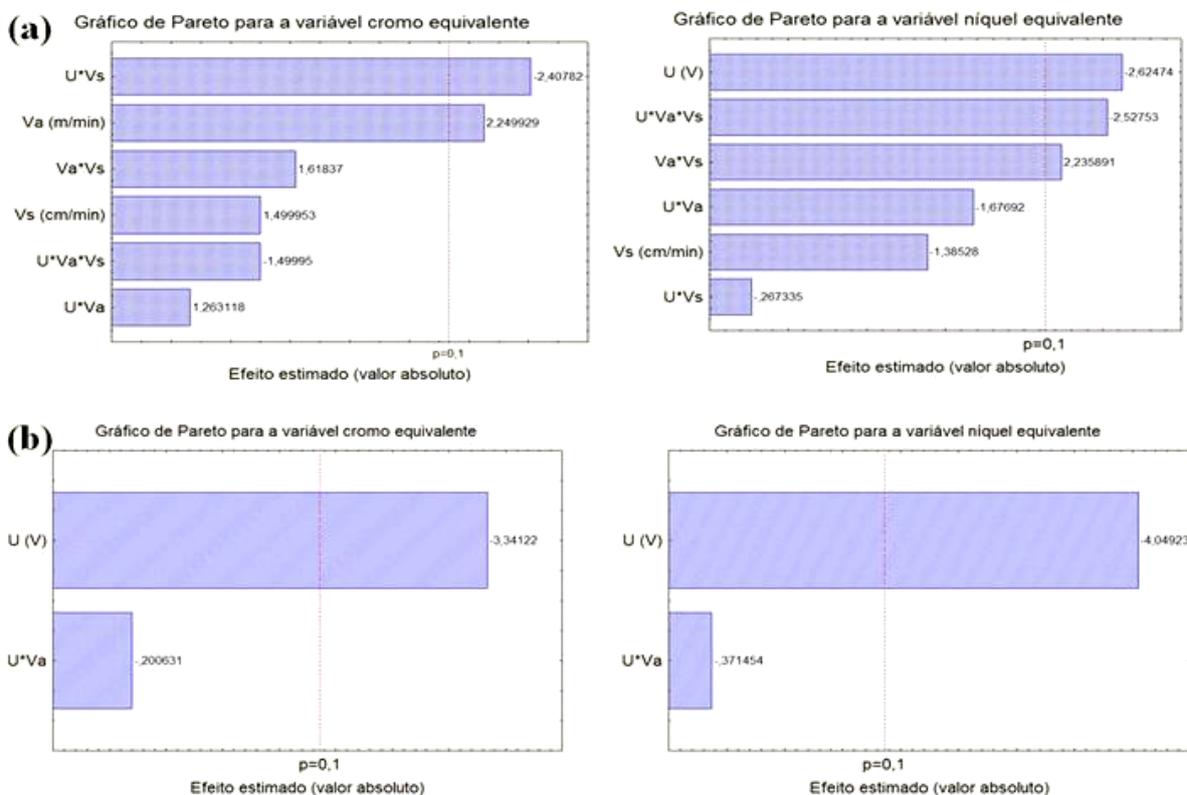


Figura 5. Gráficos de Pareto ilustrando a influência dos parâmetros de soldagem sobre a composição química para os processos FCAW (a) e SAW (b).

### 3.3. Microestrutura e Microdureza do Processo SAW

Foi levantado o perfil de microdureza nos revestimentos ao longo da seção transversal, compreendendo as zonas de metal de solda (MS), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB). As Figuras 7 (a) e (b) apresentam o perfil de microdureza do revestimento SAW – 9 (a) e o *box-plot* da variação da microdureza no MS (b).

O revestimento SAW – 9 foi aplicado com energia de soldagem 13,13 kJ/cm. A partir da Figura 7 (a) nota-se que a dureza no metal de solda foi superior àquela observada na ZTA e metal de base. Ainda pode-se notar que a extensão média da ZTA foi de aproximadamente 1,8 mm; a extensão da ZTA está ligada ao tamanho dos grãos grosseiros, logo ZTA's

mais extensas apresentam menor tenacidade ao impacto na interface MS/MB.

Aumentos de 0,5 mm na extensão da ZTA resultam em uma redução média de 390 kJ/m<sup>2</sup> na energia específica Charpy, quando do entalhe localizado na interface metal de solda/ZTA de revestimentos de aços inoxidáveis à temperatura ambiente [14].

Na Figura 7 (b) observa-se que para a primeira linha de microdureza há dois pontos que diferenciaram bastante do comportamento geral do metal de solda. Unindo as informações da Figura 7, podemos afirmar que esta discrepância se deve ao fato das zonas parcialmente diluídas, que ocorrem junto à linha de fusão. A Figura 8 apresenta uma micrografia do revestimento SAW – 9.

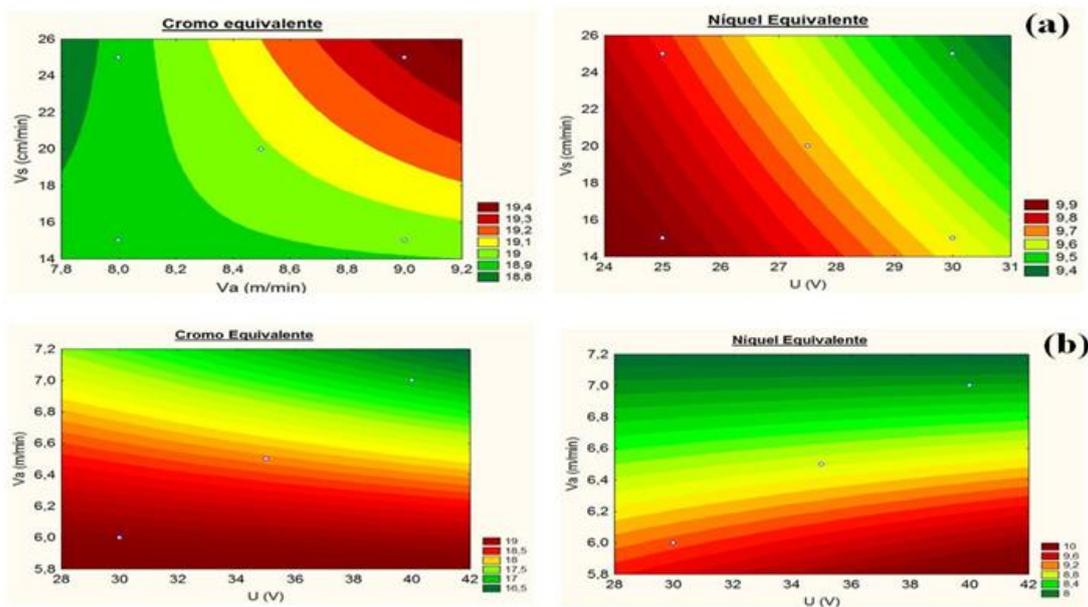


Figura 6. Influência dos parâmetros de soldagem sobre o cromo equivalente e o níquel equivalente dos revestimentos aplicados pelo processo FCAW (a) e SAW (b).

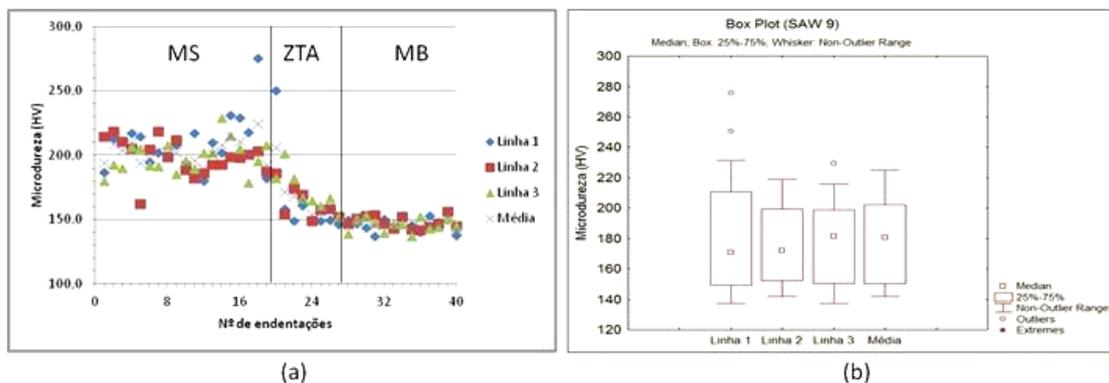


Figura 7. Perfil de microdureza em HV revestimento SAW – 9 (a); variação da microdureza no MS (b).



Figura 8. Micrografia apresentando o metal de solda, zona parcialmente diluída (ZPD) e a ZTA do revestimento SAW – 9. Ampliação: 100x.

As zonas parcialmente diluídas apresentam composição de baixa liga, sendo uma região de mistura dos componentes do metal de solda e metal de base. O carbono migra do metal

de base em direção à poça de fusão fazendo com que haja precipitação de carbonetos de cromo de elevada dureza, este fenômeno é observado apenas na região da linha de fusão, uma provável ocorrência de carbonetos na Figura 9 pode ser observada na forma de partículas circulares dispersas na matriz.

As micrografias das Figuras 9 (a) e (b) e (c) apresentaram uma microestrutura basicamente austenítica, onde se pode observar a formação de uma microestrutura típica de solda de aço inoxidável com modo de solidificação FA na zona fundida rica em ferrita  $\delta$  com morfologia em espinha e laminar.

A Figura 10 (a) apresenta o perfil de microdureza no revestimento SAW – 3, que teve energia de soldagem de 13,62 kJ/cm. De maneira qualitativa não houve mudança no perfil de microdureza do revestimento SAW – 3 para o SAW – 9. De forma análoga ao revestimento SAW – 9 nota-se que junto à linha de fusão ocorreram valores elevados de dureza, caracterizando novamente o aparecimento de zonas parcialmente diluídas. O tamanho médio da ZTA para esta condição de soldagem foi de aproximadamente 1,4 mm.

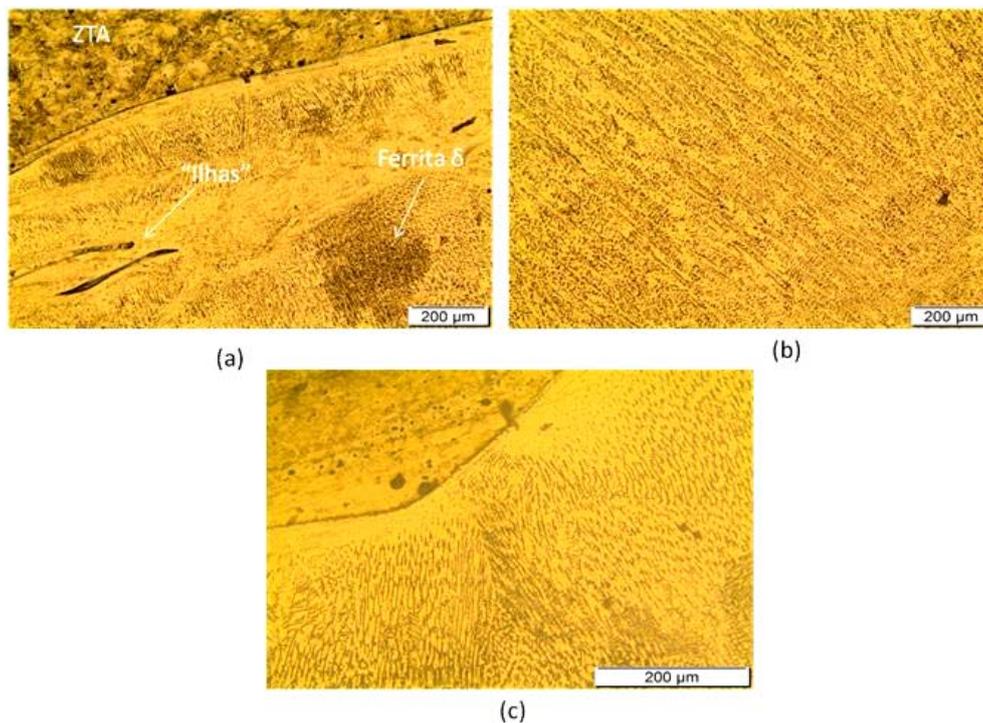


Figura 9. Interface MS/ZTA e região rica em ferrita delta, apresentando ZPD na morfologia de “ilhas” (a); Matriz austenítica com ferrita eutética e em espinha (b); Mudança na morfologia da ferrita eutética para ferrita  $\delta$  (c). Ampliação: 100x (a) e (b). Ampliação: 200x.

A Figura 11 apresenta as zonas parcialmente diluídas na morfologia de “praia” (a) e “ilha” e “península” (b). A Figura

11 (a) apresenta a possível precipitação de carbonetos, devido a sua morfologia. Carbonetos de cromo empobrecem

localizadamente o metal de solda em cromo, deixando-o susceptível a corrosão por pite.

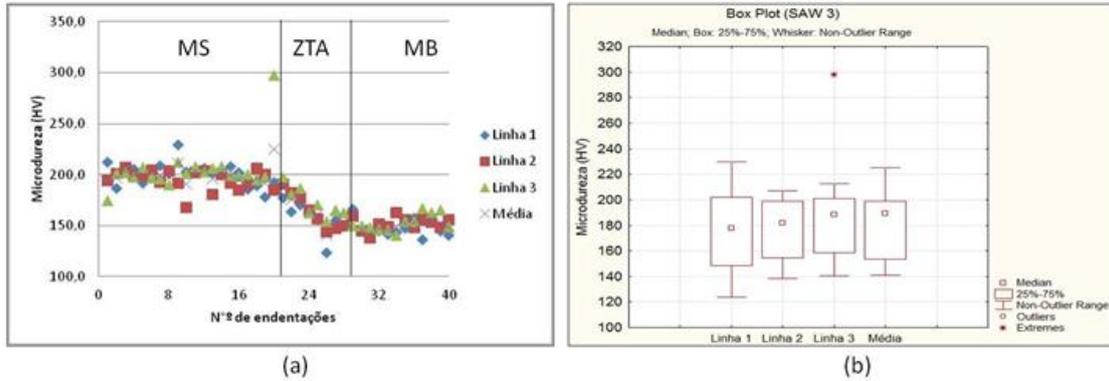


Figura 10. Perfil de microdureza em HV revestimento SAW – 3 (a); variação da microdureza no MS (b).

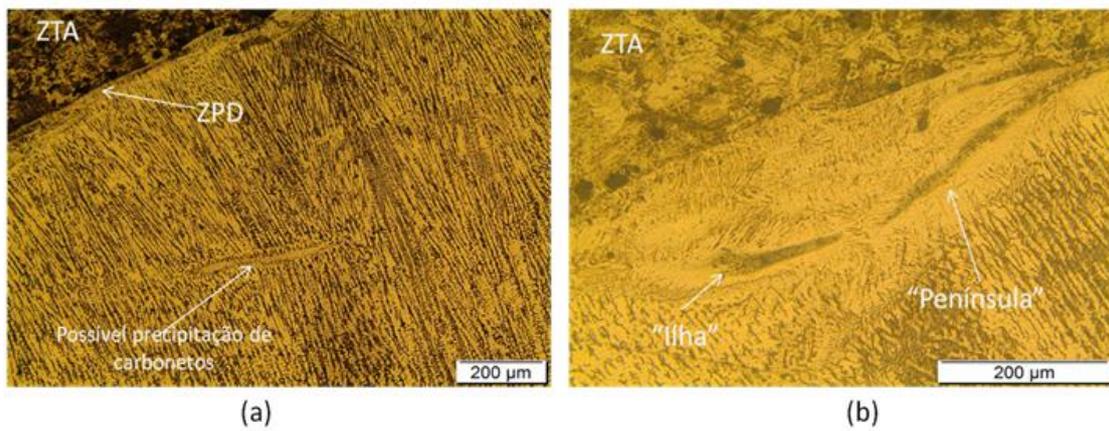


Figura 11. Micrografia apresentando o metal de solda do revestimento SAW – 3. Possível precipitação de carbonetos (a); Morfologia de “ilha” e “península” (b). Ampliação: 100x (a); Ampliação: 200x (b).

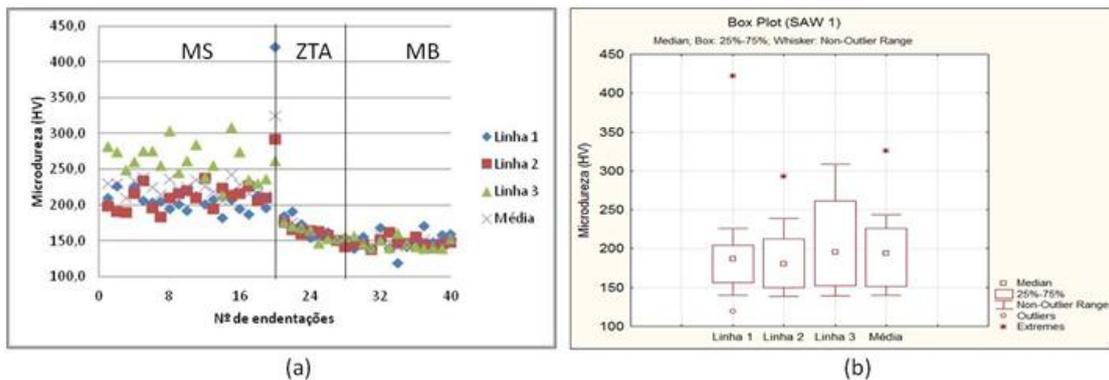


Figura 12. Perfil de microdureza em HV no revestimento SAW – 1.

O perfil de microdureza do revestimento SAW – 1 está apresentado na Figura 12 (a) e (b), este revestimento foi aplicado com energia de soldagem de 12,25 kJ/cm. Ele foi o único a apresentar variações severas nos valores de dureza no

metal de solda, isto pode ter sido causado por altas taxas de resfriamento, uma vez que menores energias de soldagem resultam em taxas maiores de resfriamento, fazendo com que o metal de solda “passasse” muito rápido pelo campo

austenítico do diagrama Fe-Cr, precipitando estruturas com morfologia do tipo AF, que apresentam valores de dureza maiores que a morfologia do tipo FA, que é formada por austenita + ferrita em espinha ou vermicular, sendo esta última a morfologia mais comumente observada em soldas de aços inoxidáveis austeníticos [15].

A partir da Figura 12 (a) notamos que a ZTA se estendeu por aproximadamente 2 mm, sendo a maior extensão média entre os revestimentos do processo SAW. Neste trabalho, nos revestimentos aplicados ao arco submerso, a ZTA tende a ser mais extensa quanto menor for a energia de soldagem.

Os valores mais discrepantes de microdureza foram observados na terceira linha de endentações. O calor imposto aos dois cordões anteriores pode ter revenido a microestrutura

do metal de solda de tal sorte que os valores de dureza foram menores que o observado no terceiro cordão (último cordão do revestimento). Também foram observados elevados valores de dureza junto à linha de fusão, de forma semelhante aos demais revestimentos. A Figura 13 indica a ocorrência de ZPD junto à linha de fusão na morfologia de “praias”.

A Tabela 4 apresenta os valores médios de dureza para o metal de solda. Não houve grandes variações de dureza nos revestimentos soldados pelo processo SAW, exceto pelo revestimento SAW – 1, que apresentou um aumento na dureza de aproximadamente 30 HV. Este aumento pode ser atribuído a mudanças na microestrutura da zona fundida.

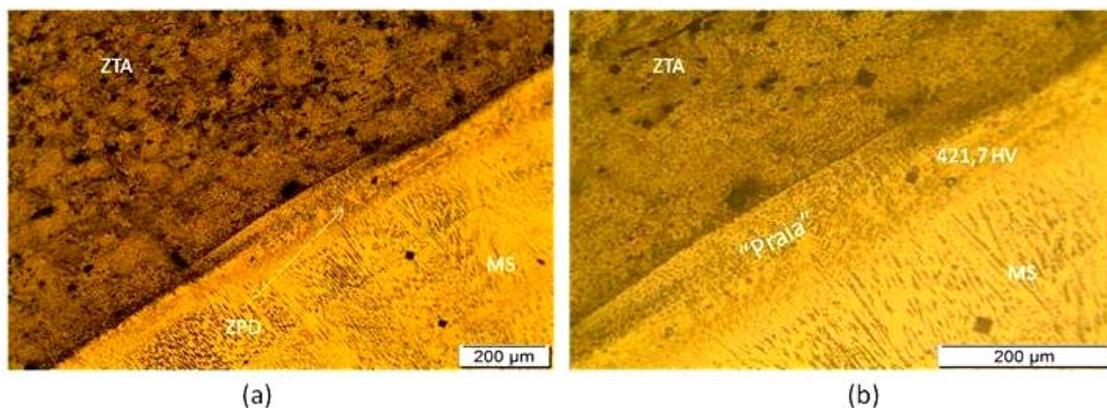


Figura 13. Micrografias do revestimento SAW – 1. Interface metal de solda/substrato (a); Zona parcialmente diluída com dureza de 421,7 HV (b). Ampliação: 100x (a); Ampliação: 200x (b).

Tabela 4. Durezas médias no MS dos revestimentos aplicados pelo processo SAW.

	SAW – 1 (H= 12,25 kJ/cm)		SAW – 3 (H= 13,62 kJ/cm)		SAW – 9 (H= 13,13 kJ/cm)	
	Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
Microdureza Vickers (HV).	230,3	24,6	200,3	7,7	202,9	8,7

### 3.4. Microestrutura e Microdureza do Processo FCAW

As Figuras 14, 15 e 16 apresentam os perfis de microdureza (a) e o *box-plot* da variação da microdureza no MS (b) dos 3 revestimentos podendo se visualizar também a extensão da zona termicamente afetada (ZTA) do substrato.

O revestimento FCAW – 4 aplicado com energia de soldagem de 28,19 kJ/cm apresentou uma dureza média no revestimento de 183,8 HV, um pouco inferior às durezas dos outros dois revestimentos aplicados com menores energias de soldagem. Pode-se perceber também que a extensão da ZTA, maior que 4mm foi superior à dos outros revestimentos. A partir da Figura 14 (a) podemos notar que este apresentou uma ZTA maior que 4 mm, devido a elevada energia de soldagem com que foi aplicado. A partir das Figuras 14 (a) e (b) nota-se que a dureza média no metal de solda foi de 183,8 HV,

mantendo a configuração de que a dureza no MS é maior que na ZTA e MB. O *box-plot* deixa bastante nítida a influência sobre a dureza dos cordões subsequentes, pois verifica-se um aumento do valor da dureza no último cordão do revestimento. Esta é uma condição crítica em que os projetistas da área de soldagem devem atentar para a execução de um passe de soldagem autógena a fim de reverter a microestrutura do último cordão de solda. Ainda no *box-plot* observa-se alguns valores de microdureza discrepantes em relação ao comportamento geral do revestimento na linha 3, estes pontos ocorreram junto a linha de fusão dos cordões, caracterizando a presença de zonas parcialmente diluídas (ZPD's). As ZPD's apresentam composição química de aços baixa liga, sendo uma região de mistura dos componentes do revestimento e do substrato. Devido a incorporação de

elementos de liga como o cromo e o níquel, além do próprio carbono, para o metal de base líquido, que não se mistura completamente ao metal de adição ao longo da linha de fusão, aumentando significativamente a temperabilidade desta região resultando em microestrutura martensítica e/ou bainítica. O

carbono migra do metal de base em direção à poça de fusão fazendo com que haja precipitação de carbeto de cromo de elevada dureza [15,16,17].

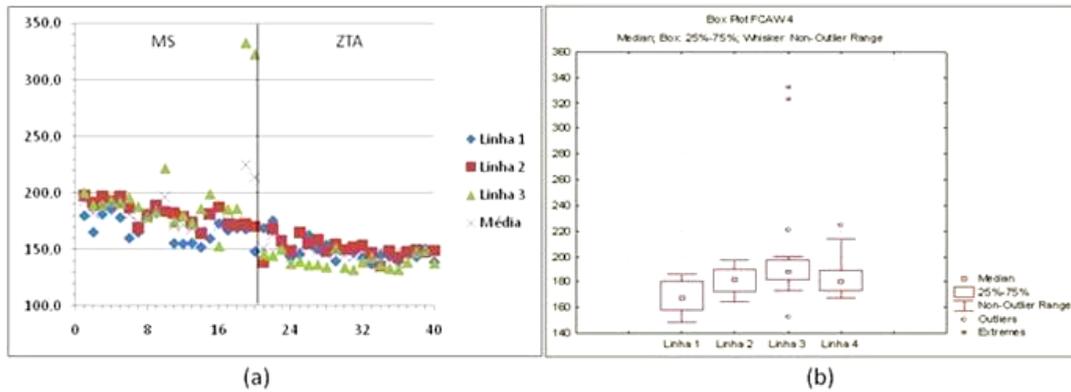


Figura 14. Perfil de microdureza em HV do revestimento FCAW – 4 (a); variação da microdureza no MS (b).

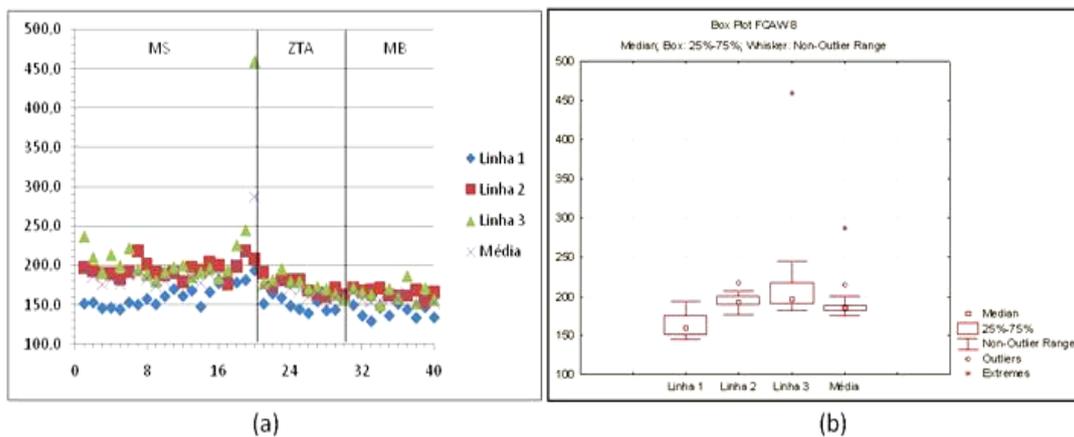


Figura 15. Perfil de microdureza em HV do revestimento FCAW – 8 (a); variação da microdureza no MS (b).

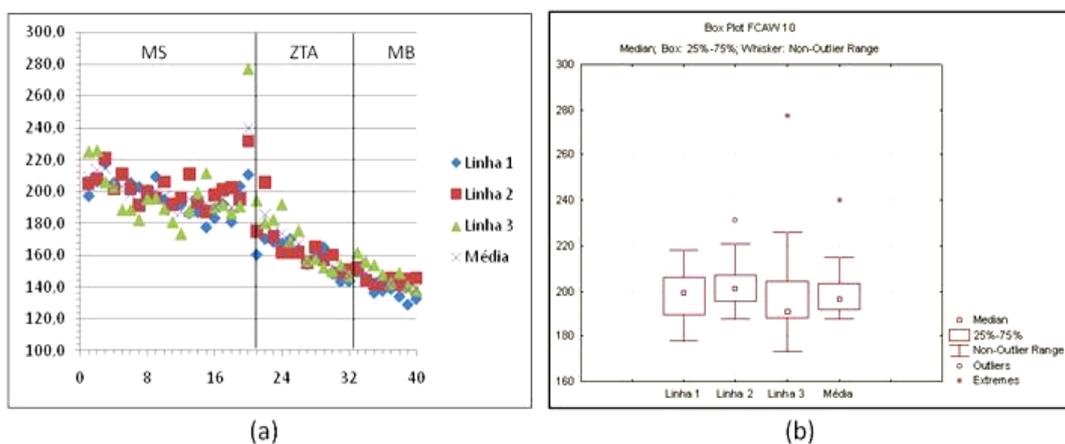


Figura 16. Perfil de microdureza em HV para o revestimento FCAW – 10 (a); variação da microdureza no MS (b).

O perfil de microdureza do revestimento FCAW – 8, aplicado com aporte térmico de 15,99 kJ/cm está apresentado na Figura 15 (a) o qual teve um valor médio de dureza de 191,1 HV. Verifica-se que a ZTA neste revestimento se estendeu por aproximadamente 2 mm, um valor correspondente a 50% do observado no revestimento FCAW – 4. Esta diferença significativa na extensão da ZTA confirma a importância do valor da energia utilizada. O comportamento do perfil de microdureza deste revestimento é bem próximo do FCAW – 4. Pode-se notar que as linhas 1 e 2 apresentaram durezas menores que a terceira linha, pelos motivos já expostos anteriormente. Novamente na linha 3 observa-se a presença de valores elevados de microdureza, da ordem de 450 HV, caracterizando a presença de zonas parcialmente diluídas.

O perfil de microdureza do revestimento FCAW – 10 aplicado com energia de 17,52 kJ/cm esta apresentado nas Figuras 16 (a) apresentando a mesma configuração dos outros

dois com os valores de dureza decrescendo do revestimento para o substrato. A ZTA deste revestimento se estendeu ao longo de 2,4 mm, sendo ligeiramente maior que a observada no revestimento FCAW – 8 e bastante menor que a do FCAW – 10, confirmando a influência da energia de soldagem com relação à esta variável. Os valores mais discrepantes de microdureza foram observados na 3ª linha de endentações. O calor imposto aos dois cordões anteriores pode ter homogeneizado a microestrutura e gerado um perfil mais constante de microdureza do que aquele observado na 3ª linha (último cordão do revestimento). Também foram observados elevados valores de dureza junto à linha de fusão, de forma semelhante aos demais revestimentos, indicando a presença de zonas parcialmente diluídas.

As Figuras 17 e 18 apresentam micrografias da microestrutura do MS dos revestimentos FCAW – 4 e FCAW – 10, respectivamente.

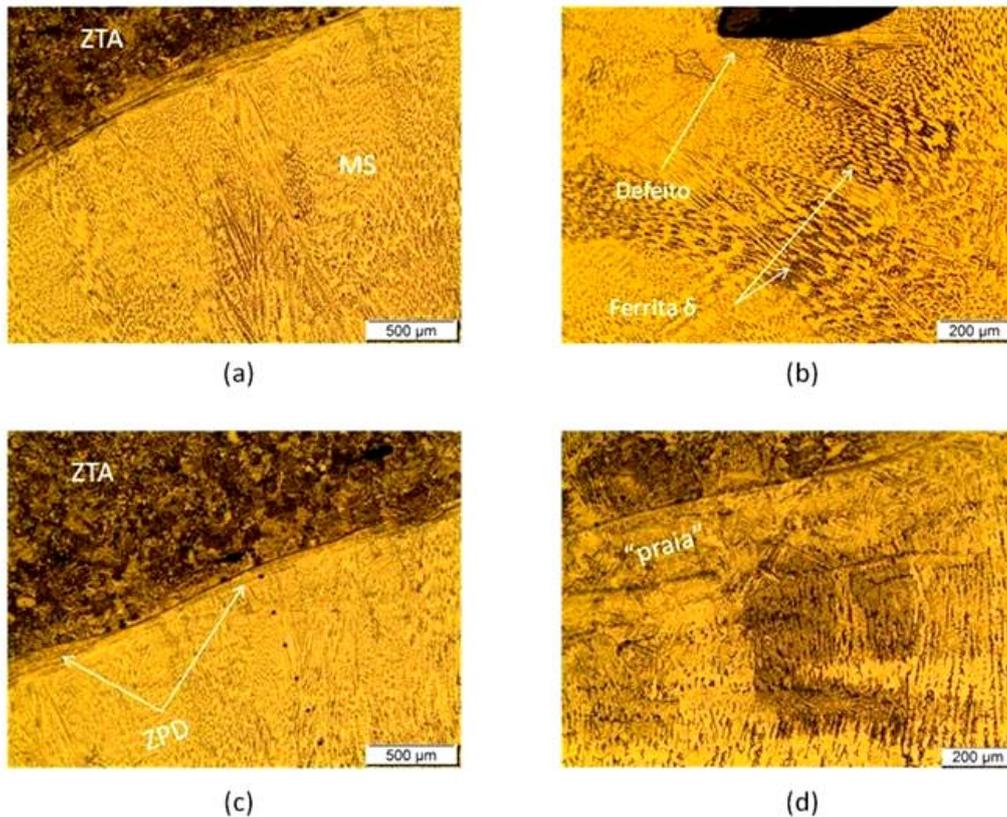


Figura 17. Metal de solda rico em ferrita  $\delta$  (a); Presença de defeito de soldagem junto à linha de fusão do revestimento (b); Presença de zonas parcialmente diluídas (c) e “praia” com estrutura martensítica (d). Ampliação: 50x (a) e (c); 100 x (b) e (d).

Devido ao grande aporte térmico imposto durante a soldagem do revestimento FCAW – 4 o metal de solda resfriou lentamente, possibilitando a nucleação preferencial de ferrita  $\delta$ , como é possível ver nas Figuras 17 (a) e (b),

justificando assim os valores de dureza obtidos. O defeito de soldagem observado na Figura 17 (b) foi originado devido a um acúmulo do fluxo que há no arame tubular quando da sobreposição dos cordões de solda. As Figuras 17 (c) e (d)

apresentam a presença de zonas parcialmente diluídas, justificando os resultados dos ensaios de microdureza.

Das Figuras 18 (a), (c) e (d) verifica-se a tendência a formação de ferrita eutética (AF). A Figura 18 (d) em especial mostra a presença de austenita + ferrita eutética (AF) localizada nos contornos de dendritas, resultante da solidificação em austenita primária com formação de ferrita em reação eutética ao final da solidificação [15]. As diferenças nas microestruturas são justificáveis devido aos diferentes parâmetros de soldagem utilizados em cada caso o que além de gerar diferentes taxas de solidificação

proporciona diferentes valores de diluição que implica em variações na composição química dos revestimentos [17].

A Tabela 5 apresenta um resumo dos valores de dureza média para cada revestimento. Considerando-se os desvios padrão apresentados pode-se considerar que as variações aplicadas no aporte térmico não foram suficientes para influenciar significativamente os valores de dureza dos revestimentos. Além disso, todos ficaram abaixo do valor máximo estipulado pela NACE MR - 0175 que é de 250 HV [16] para revestimentos contra corrosão.

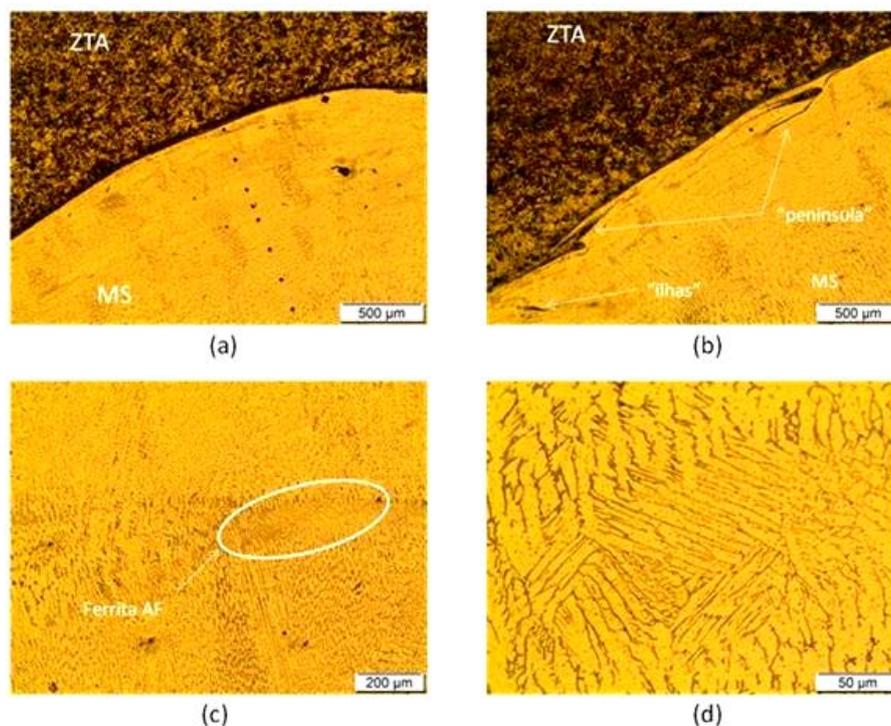


Figura 18. Micrografia do MS apresentando baixa tendência à formação de ferrita  $\delta$  (a); Presença de ZPD's na morfologia de "ilhas" e "península" (b); Presença de ferrita AF no MS (c); Morfologia da ferrita FA (d). Ampliação: 50x (a) e (b); 100x (c) e 500x (d).

Tabela 5. Durezas médias no MS dos revestimentos aplicados pelo processo FCAW.

	FCAW - 4 (H=28,19 kJ/cm)		FCAW - 8 (H=15,99 kJ/cm)		FCAW - 10 (H=17,52 kJ/cm)	
	Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
Microdureza Vickers.	183,8	14,85	191,2	24,52	199,9	12,20

#### 4. Conclusões

- A composição química variou em função de alguns parâmetros de soldagem como tensão e velocidade de alimentação, onde maiores valores de velocidade de soldagem resultaram em maiores valores do Cromo Equivalente e menores valores de tensão resultaram em maiores teores de Níquel equivalente nos revestimentos aplicados pelo processo

de soldagem FCAW. Já para os revestimentos aplicados pelo processo SAW os maiores valores de Cromo Equivalente foram obtidos com menores velocidades de alimentação e maior tensão, enquanto que o Níquel Equivalente teve sofrer influência de forma análoga ao processo FCAW;

- As grandes variações nos teores de manganês e silício quando da mudança do processo de soldagem deve-se exclusivamente ao fluxo protetor utilizado nas soldagens ao

arco submerso, aumentando assim a resistência mecânica do metal de solda e diminuindo a susceptibilidade a trinca à quente;

- De uma forma geral a microestrutura observada no metal de solda foi austenítica com ferrita  $\delta$  em espinha e laminar, sendo influenciada pela energia de soldagem empregada, ou seja, quanto maior a energia de soldagem maior a fração volumétrica de ferrita  $\delta$  observada, qualitativamente, nas micrografias;
- As ZPD's apresentaram-se como praias, ilhas e penínsulas sempre adjacentes a linha de fusão com microestrutura martensítica com valores de microdureza de até 450 HV, ultrapassando o limite estabelecido pela NACE MR - 0175, que é de 250 HV;
- A Microdureza não apresentou variações significativas em função da energia de soldagem, as leves variações que ocorreram devem-se as variações dos teores de elementos de liga em peso no metal depositado.

#### Agradecimentos

A CAPES pela concessão da bolsa de mestrado e à Finep e à Petrobrás pelo financiamento do projeto.

#### Referências

- [1] Capra, A. R. Desenvolvimento de Intermetálicos de Fe/Al através de Aspersão Térmica e Tratamento Posterior, 2005. Dissertação M. Sc. (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal do Paraná, Curitiba, PR, Brasil.
- [2] dos Santos, I. S. Corrosão por Ácidos Naftênicos em Unidades de Destilação Atmosférica e a Vácuo. 1992. Comunicação: Documento Interno REPLAN/SEIEQ/PETROBRAS, p 18.
- [3] Abdalla, F. E. S. Aplicação das variantes MAG pulsado e MAG térmico com arame maciço em soldas de revestimento do tipo “lining”, 2005. Dissertação. M.Sc. (Mestrado em Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil.
- [4] Passos, D. O., Otubo, J. A influência da ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos forjados. Revista da Escola de Minas, Ouro Preto, v. 63, nº1, p. 057-063, 2010.
- [5] Zapelini, A. Corrosão naftênica: interação entre ácidos naftênicos e compostos sulfurados contidos nos petróleo. ITA - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 1996. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica).
- [6] Pessoa, A. R. P., Revestimento de Ligas de Níquel pelo Processo MIG/MAG com Transferência por Curto-Circuito. 2009. 126p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, Ceará.
- [7] Silva, M. M. Caracterização Metalúrgica e Tenacidade de Revestimentos em Aços Inoxidáveis 317L Aplicados por Soldagens MIG Manual e Robotizado para Equipamentos do Setor de Petróleo e Gás. 2009. 110p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Unidade Acadêmica de Engenharia de Materiais. Centro de Ciências e Tecnologia. Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba.
- [8] Wainer, E., Brandi, S., Mello, F. D. H. Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1992.
- [9] Petrobras N – 1707. Projeto de vaso de pressão com revestimento. Rio de Janeiro – RJ: Petróleo Brasileiro S.A. 1999.
- [10] Costa, S. C., Ribeiro, L. G. Otimização dos Parâmetros de Pulso de um Processo de Soldagem Mig Através de Análise Fatorial em dois Níveis. In: XXI Encontro de Engenharia de Produção, Salvador - BA, Anais do XXI Encontro de Engenharia de Produção, Salvador-BA: ENEGEP, 2001.
- [11] Batista, V. R., Silva, M. M., Maciel, T. M., Melo, R. H. F., Araújo, F. S., Santos, M. A. Influência dos Parâmetros de Soldagem Sobre as Características de Revestimentos de Liga Níquel Aplicados em Aços API 5L Gr B. In: 19º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais (CBECIMat), 10, 2010, Campos do Jordão. Anais do 19º CBECIMat, Campos do Jordão, 2010 v. I. p 6534 – 6543.
- [12] Haaland, P. D., Experimental Design in Biotechnology. Marcel Dekker, INC., N.Y. 1989.
- [13] Scotti, A. & Ponomarev, V. Soldagem MIG/MAG: Melhor entendimento, melhor desempenho. 1. Ed. São Paulo: Artlibre. 2008. 248p.
- [14] Rodrigues, L. O. Análise e Otimização de Parâmetros de Soldagem com Arame Tubular. 2005. 82p. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, Minas Gerais.
- [15] Silva, M. M. Caracterização Metalúrgica e Tenacidade de Revestimentos em Aços Inoxidáveis 317L Aplicados por Soldagens MIG Manual e Robotizado para Equipamentos do Setor de Petróleo e Gás. 2009. 110p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Unidade Acadêmica de Engenharia de Materiais. Centro de Ciências e Tecnologia. Universidade Federal de Campina Grande, Campina Grande, Paraíba.
- [16] Modenesi, P. J., Soldabilidade dos aços inoxidáveis, São Paulo, SENAI-SP, 2001, 100p.
- [17] Omar, A. A. Effects of Welding Parameters on Hard Zones Formation at Dissimilar Metal Welds. Welding Journal, Miami, v. 77, n. 2, p.86-93, 1998.
- [18] Guimarães, R. F. Avaliação Comparativa dos “Linings” dos Aços AISI 444 e AISI 316L para Aplicação em Torres de Destilação de Petróleo. 2005. 109p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais), Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, Ceará.