



## Avaliação das tensões residuais de revestimentos aplicados por soldagem – Parte 1

R. H. F. Melo<sup>1\*</sup>, V. R. Batista<sup>2</sup>, M. M. Silva<sup>2</sup>, T. M. Maciel<sup>1</sup>, M. A. Santos<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Depart. de Eng<sup>a</sup> Mecânica – UFCG – Av. Aprígio Veloso, 882, CEP 58429-900, Campina Grande-PB

<sup>2</sup>Depart. de Eng<sup>a</sup> de Materiais – UFCG – Av. Aprígio Veloso, 882, CEP 58429-900, Campina Grande-PB

(Recebido em 12/07/2011; revisado em 20/01/2012; aceito em 08/02/2012)

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

### Resumo:

A soldagem é o principal processo de fabricação utilizado na montagem e reparo de tubulações. Entretanto existe uma carência de informações sobre as alterações mecânico/metalúrgicas causadas pelos ciclos térmicos de soldagem, principalmente sobre os níveis de tensões residuais. O objetivo da primeira parte deste trabalho é avaliar o nível de tensões residuais, microdureza e microestrutura de revestimentos de aço inoxidável E-308L aplicados pelo processo de soldagem ao arco submerso (SAW) sobre chapas de aço C-Mn. As medições das tensões residuais na superfície dos revestimentos foram realizadas por um difratômetro portátil de raios – X. A natureza das tensões residuais na superfície dos revestimentos foi caracterizada por tensões compressivas. Com o aumento da energia de soldagem houve uma tendência de aumento dos níveis de tensões residuais, em módulo.

**Palavras-chave:** Tensões residuais; difração de raios – X; soldagem de revestimento; SAW.

### Abstract:

Welding is the main manufacturing process used in the assembly and repair of pipes. However, there is a lack of information about mechanical/metallurgical changes caused by welding thermal cycles, especially on residual stresses levels. The aim of the first part of this study is evaluate the level of residual stresses, microhardness and microstructure of stainless steel-308L overlay applied by the process of submerged arc welding (SAW) on plates of C-Mn steel. Measurements of residual stresses on the surface of the weld overlays were carried out by portable X-ray diffractometer. The nature of residual stresses on the surface of weld overlays was characterized by compressive stresses. With increasing heat input there was a tendency to increased levels of compressive residual stresses.

**Keywords:** Residual stress; X-ray diffraction; weld overlay; SAW.

## 1. Introdução

Tubulações industriais constituem uma classe de equipamentos essencial para o bom funcionamento das unidades de processamento em indústrias do setor petroquímico e nuclear. Estas tubulações, em geral, são montadas e reparadas por processos de soldagem ao arco elétrico, como GMAW, GTAW, FCAW, SAW e SMAW. O ciclo térmico de soldagem é capaz de promover inúmeras alterações metalúrgicas na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA), as quais podem causar efeitos danosos ao material e, conseqüentemente, comprometer sua vida em serviço [1].

Dentre as alterações na região da solda causadas pelo ciclo térmico podemos destacar o surgimento das tensões residuais de soldagem.

As tensões residuais são as tensões que existem em um corpo, se todos os carregamentos externos forem removidos. Elas são chamadas às vezes de tensões internas e podem ser

induzidas no material em quase todas as etapas de seu processamento, como por exemplo, fundição, laminação, flexão, corte à chama, forjamento, usinagem, soldagem, brazagem, aspersão térmica, eletrodeposição, tratamentos térmicos, termoquímicos e tratamentos superficiais [2,3].

Vários são os fatores que influenciam o nível de tensões residuais em soldagem, entre eles, podemos citar: o processo de soldagem, os materiais a serem soldados, a energia de soldagem e a técnica de soldagem [4].

Os prejuízos causados pela ação das tensões residuais de soldagem podem ser diversos. Muitas falhas que ocorrem em engenharia, e principalmente em soldagem, são devido à fadiga, trincamento induzido por hidrogênio, corrosão sob tensão, etc.; que são intensificados quando existe a presença de um alto nível de tensões residuais [5].

Neste contexto, este trabalho tem por objetivo avaliar o nível de tensões residuais superficiais de revestimentos de aço inoxidável E-308-L aplicados por soldagem ao arco submerso em chapas do aço ASTM A36, bem como o perfil de

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

microdureza e a microestrutura da zona fundida ao longo do revestimento.

**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. Como elemento de proteção foi utilizado um fluxo OK Flux 10.16, que é um fluxo neutro, básico e aglomerado, especial para soldagem de topo e soldagem de revestimento com arames e fitas de ligas de níquel e aço inoxidável.

Tabela 2. Parâmetros de soldagem

	U (volts)	Va (m/min)	Vs (cm/min)
1	30,0	6,0	20,0
2	40,0	6,0	20,0
3	30,0	7,0	20,0
4	40,0	7,0	20,0
5	30,0	6,0	26,0
6	40,0	6,0	26,0
7	30,0	7,0	26,0
8	40,0	7,0	26,0
9	35,0	6,5	23,0
10	35,0	6,5	23,0
11	35,0	6,5	23,0

**2.2 Procedimento Experimental**

As soldagens foram realizadas pelo processo SAW. Utilizou-se uma fonte eletrônica de soldagem e sistema de aquisição de dados para controle dos parâmetros de soldagem. O procedimento de soldagem foi executado sem restrição, na posição horizontal. Os parâmetros de soldagem utilizados nos experimentos estão apresentados na Tabela 2. 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 20 mm. 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 °C.

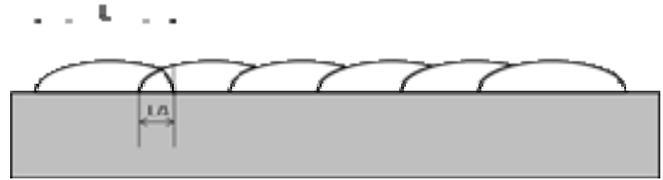


Figura 1. Ilustração da sobreposição entre os cordões

A análise de tensões foi realizada na superfície externa dos tubos utilizando um difratômetro portátil de raios – X (STRESSRAD – Radicon LTD Scientific Equipments), mostrado na Figura 2.

Na análise de aços austeníticos pode-se avaliar os planos {220} com um comprimento de onda de  $\lambda = 2,2896 \text{ \AA}$  e ângulo de pico ( $2\theta$ ) = 128.84°. Este comprimento de onda é produzido por um tubo anódico de cromo, através da radiação Cr- $k_\alpha$ [6].

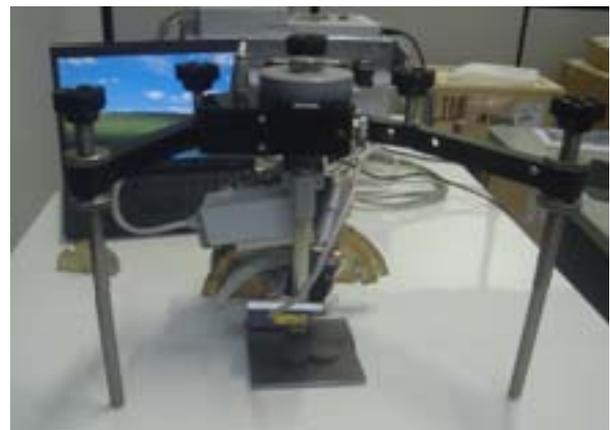


Figura 2. Difratômetro portátil utilizado na análise de tensões residuais.

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

O método empregado foi o  $sen^2\psi$ , com medidas realizadas para  $\psi = 0^\circ, 30^\circ, 33^\circ, 35^\circ, 37^\circ, 40^\circ, 42^\circ, 43^\circ, 44^\circ$  e  $45^\circ$ . Foram realizadas análises em três regiões distintas de todos os revestimentos. A Figura 3 ilustra a disposição dos pontos que foram analisados.

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 granulação 200 até a granulação 1200), polidas com alumina 4, 3 e 2 e, por fim, foram atacadas quimicamente com água régia fluorada (HF

48%:15%, HCl 45%, HNO<sub>3</sub> 15% e H<sub>2</sub>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 μm no MS, ZTA e MB. Em cada espécime foram realizadas medidas de microdureza Vickers (HV) ao longo de três linhas, conforme ilustra a Figura 4, 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, todas as imagens foram registradas no campo claro.

**3. Resultados e Discussão**

Nas Figuras 5 e 6 estão plotados os campos de tensões residuais longitudinais e transversais, respectivamente, para o revestimento SAW – 3, que teve energia de soldagem de 13,62 kJ/cm. As regiões 1, 2 e 3, bem como o início, meio e fim do revestimento estão ilustrados na Figura 3.

Da Figura 5 (a) nota-se que o máximo valor de tensão residual longitudinal foi de 988 MPa, em valor absoluto, na região 1 do início do revestimento. O menor valor de tensão residual longitudinal foi de 271 MPa, na região 2 do início do revestimento, em módulo.

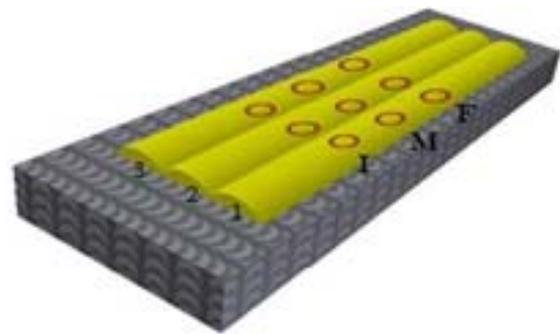


Figura 3. Regiões analisadas sobre os revestimentos

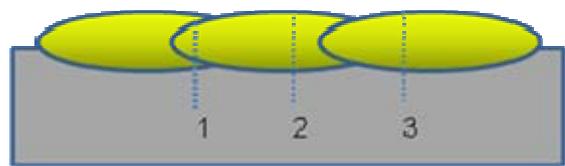


Figura 4. Disposição das endentações de microdureza

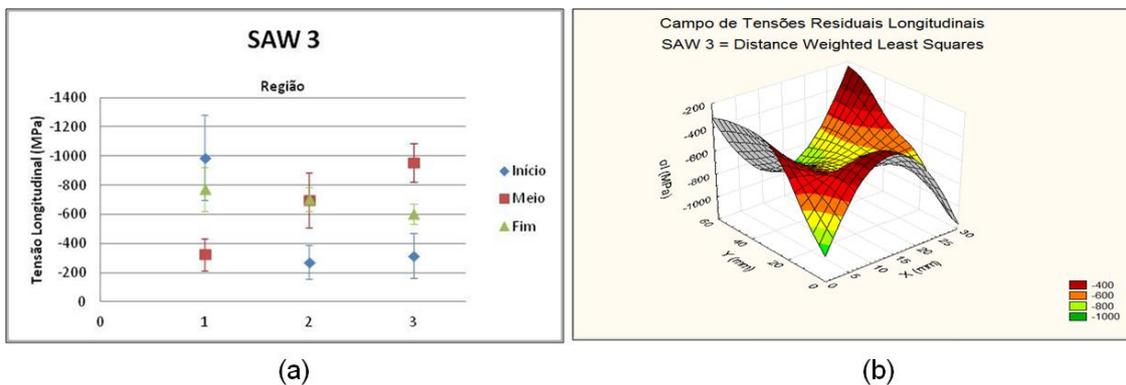


Figura 5. Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento SAW – 3 (b)

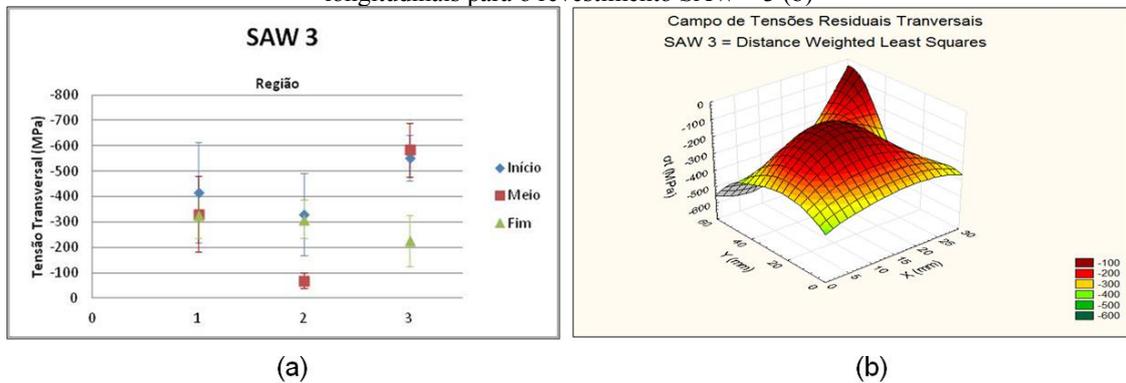


Figura 6. Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento SAW – 3 (b)

A Figura 5 (b) fornece uma estimativa da distribuição das tensões residuais longitudinais na superfície do revestimento. A partir desta figura podemos inferir que as tensões residuais longitudinais são mais compressivas na região central do revestimento do que na periferia. Observa-se que a distribuição de tensões flutua bastante, isto é devido a natureza austenítica dos revestimentos em estudo e as heterogeneidades do metal de solda.

Resultados da literatura [7, 8] indicam que as ligas 18-8 (%Cr-%Ni) apresentaram maior variação das tensões residuais ao longo da largura do cordão de solda. Tais flutuações indicam que as tensões residuais não são constantes nas áreas irradiadas.

A Figura 6 (a) indica que as tensões residuais transversais são menores, em valor absoluto, do que as longitudinais [9]. O máximo valor que a tensão residual transversal assumiu foi de 584 MPa, em valor absoluto. Analisando o campo de tensões residuais transversais na Figura 6 (b), nota-se que estas tensões são menos compressivas na região central do revestimento do que na periferia, divergindo do

comportamento observado na Figura 5 (b) para as tensões residuais longitudinais.

Logo, pode-se observar que há uma tendência destas tensões residuais procurarem um estado de equilíbrio entre si, através deste efeito compensador.

Um comportamento semelhante foi observado para outras condições de soldagem conforme pode ser observado nas Figuras 7 a 10.

Pode-se notar, portanto que há uma tendência na distribuição das tensões residuais sejam elas longitudinais ou transversais, quando da soldagem de revestimento com o processo SAW. A natureza da distribuição das tensões residuais esta intimamente ligada ao arco elétrico de soldagem característico do processo SAW, que é uma fonte do tipo cônica e bastante concentrada.

A Tabela 3 apresenta os valores das tensões residuais médias longitudinais e transversais e seus respectivos desvios, o coeficiente de variação fornece uma estimativa do quão confiável é a medida, este coeficiente é quantificado pela razão entre o desvio e a média

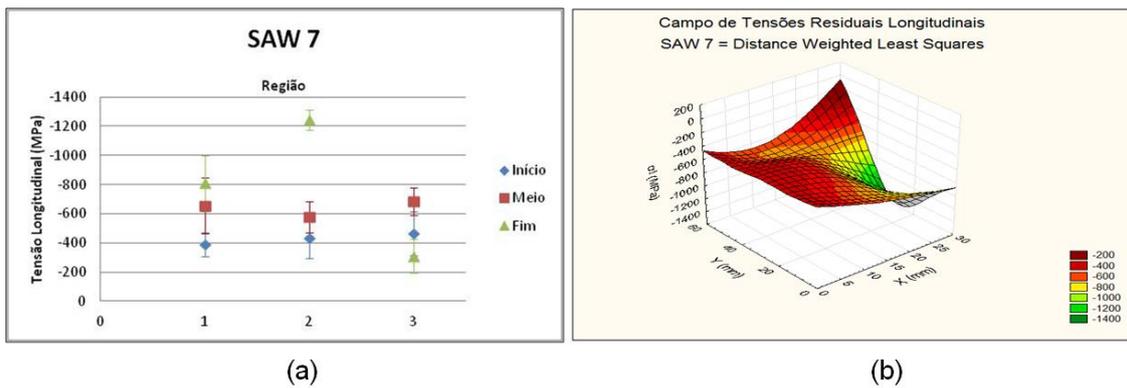


Figura 7. Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento SAW – 7 (b)

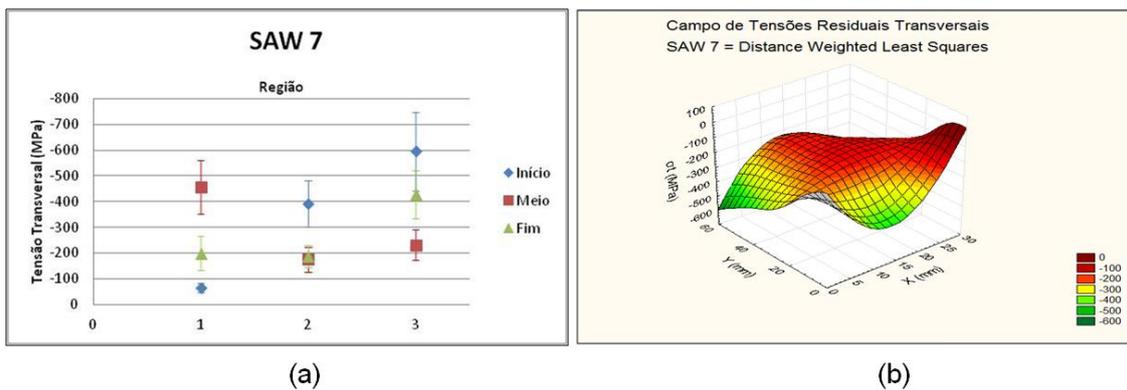


Figura 8. Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento SAW – 7 (b)

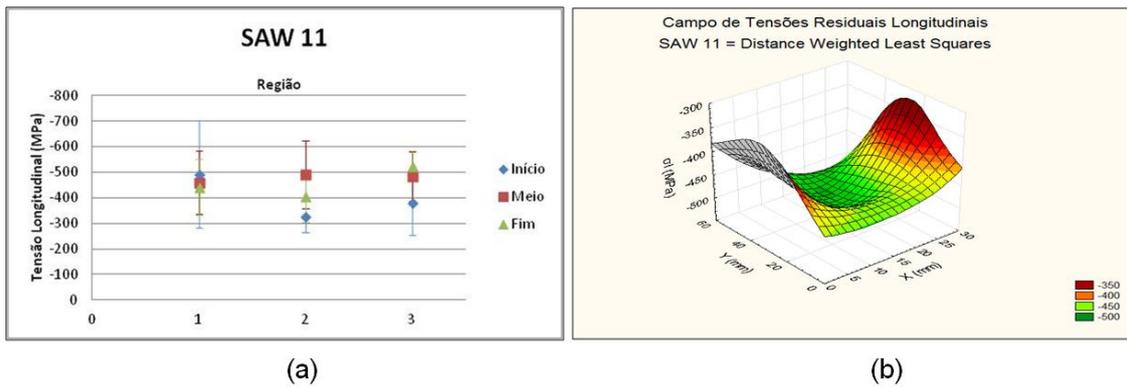


Figura 9. Valores médios de tensões residuais longitudinais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais longitudinais para o revestimento SAW – 11 (b)

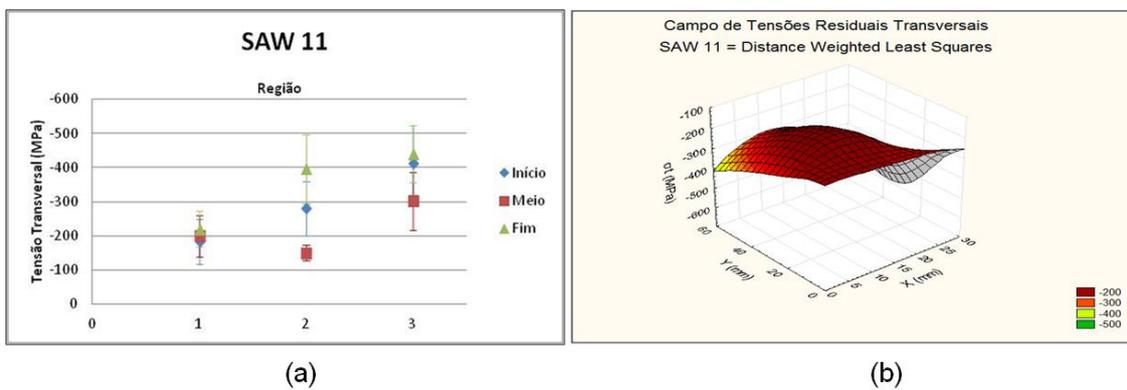


Figura 10. Valores médios de tensões residuais transversais e suas respectivas incertezas (a); Campo de tensões residuais transversais para o revestimento SAW – 11 (b)

Tabela 3. Tensões residuais médias para todas as condições de soldagem com processo SAW

	Longitudinais (MPa)			Transversais (MPa)		
	Média	Desvio	CV	Média	Desvio	CV
1	-686	118	0,1720	-300	76	0,2533
2	-1008	163	0,1617	-230	53	0,2304
3	-626	145	0,2316	-350	111	0,3171
4	-763	176	0,2307	-206	68	0,3301
5	-708	146	0,2062	-218	47	0,2156
6	-726	134	0,1846	-303	75	0,2475
7	-619	126	0,2036	-347	100	0,2882
8	-598	148	0,2475	-354	88	0,2486
9	-447	116	0,2595	-344	94	0,2733
10	-701	172	0,2454	-375	113	0,3013
11	-490	114	0,2327	-287	74	0,2578

A partir da Tabela 3 podemos ter uma idéia de quão menores são as tensões residuais transversais médias quando comparadas com as longitudinais médias. Todos os coeficientes de variação (CV) observados são próximos a 0,3; como critério de aceitação neste trabalho foi estabelecido que valores de CV menores que 0,5 são necessários para expressar

a média de forma representativa, e que valores de CV próximos de 0,3 são considerados ótimos.

A Figura 11 mostra a influência da energia de soldagem sobre o nível de tensões residuais. Pode-se inferir que quanto maior a energia de soldagem, mais compressivo será o nível de tensões residuais médio dos revestimentos na direção

longitudinal. De forma geral, um comportamento bastante semelhante pode ser observado para as tensões residuais transversais, excetuando-se os dois últimos pontos em que maiores energias de soldagem resultaram em tensões menos compressivas. Nota-se que quando as tensões residuais longitudinais tendem a tornar-se mais compressivas, as tensões residuais transversais tornam-se menos compressivas a fim de manter o equilíbrio.

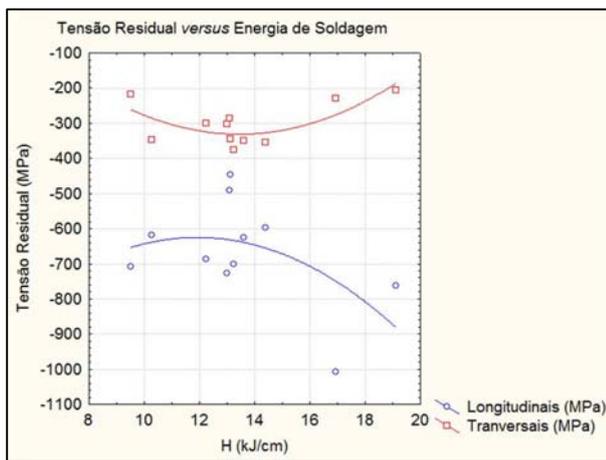


Figura 11. Influência do aporte térmico de soldagem sobre o nível de tensões residuais longitudinais e transversais no processo SAW

As tensões residuais foram predominantemente compressivas, como já era de se esperar [7, 8, 9]. A natureza compressiva das tensões nestes revestimentos pode ser explicada devido a uma característica física do metal de adição envolvido, o aço inoxidável austenítico. Durante o processo de solidificação do aço inoxidável austenítico ele passa por duas transformações de fase, a primeira de metal líquido para a ferrita  $\delta$ , estrutura cúbica de corpo centrado, a segunda transformação é da ferrita  $\delta$  para a austenita, que tem estrutura cúbica de face centrada. Nesta última transformação há uma expansão das células unitárias, uma vez que o parâmetro de rede da estrutura c.f.c é maior que o da c.c.c, esta expansão frente ao substrato de natureza ferrítica que tende a contrair durante o processo de solidificação localizada na zona fundida gera tensões residuais compressivas no revestimento de aço inox.

Como o coeficiente de expansão térmica do aço inoxidável ( $17 - 19 \text{ mm m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ ) difere bastante do observado no substrato estrutural, gerando assim tensões residuais compressivas na superfície dos revestimentos [8].

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 12 (a) e (b) apresentam o perfil de microdureza do revestimento SAW – 9 (a) e o box-plot da variação da microdureza no MS (b).

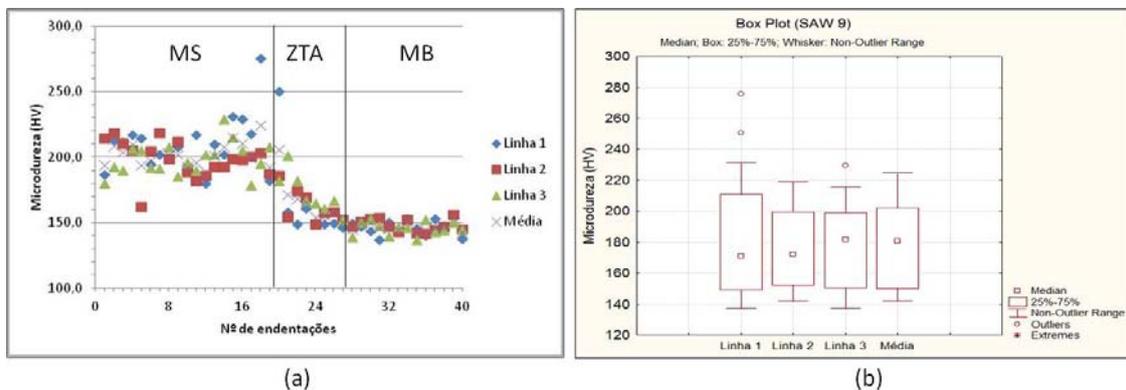


Figura 12. Perfil de microdureza em HV revestimento SAW – 9 (a); variação da microdureza no MS (b)

O revestimento SAW – 9 foi aplicado com energia de soldagem 13,13 kJ/cm. A partir da Figura 12(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 [10].

Na Figura 12(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 12, podemos afirmar que esta discrepância se deve ao fato das zonas parcialmente diluídas, que ocorrem junto à linha de fusão. A Figura 13 apresenta uma micrografia do revestimento SAW – 9.



Figura 13. 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 13 pode ser observada na forma de partículas circulares dispersas na matriz.

As micrografias das Figuras 14 (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.

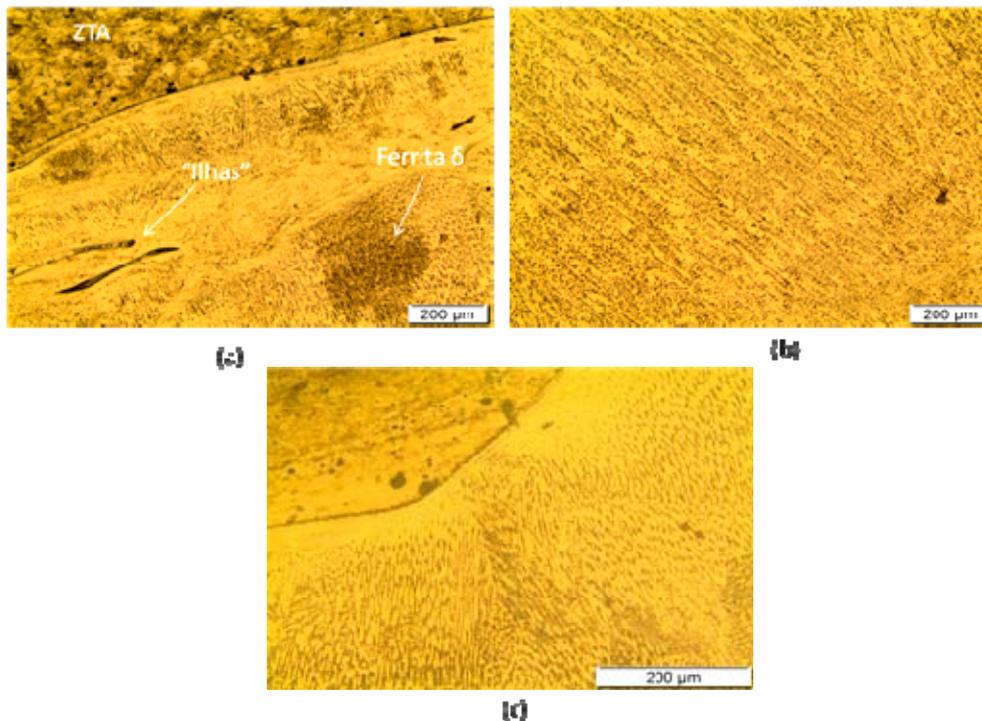


Figura 14. Interface MS/ZTA e região rica em ferrita delta, apresentando ZPD na morfologia de “ilhas” (a); Matriz austenítica com ferrita eutética e em espinha (b); Mudança na morfologia da ferrita eutética para ferrita  $\delta$  (c). Ampliação: 100x (a) e (b). Ampliação: 200x

A Figura 15 (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.

A Figura 16 apresenta as zonas parcialmente diluídas na morfologia de “praia” (a) e “ilha” e “península” (b). A Figura 16 (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

O perfil de microdureza do revestimento SAW – 1 está apresentado na Figura 17 (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 [11].

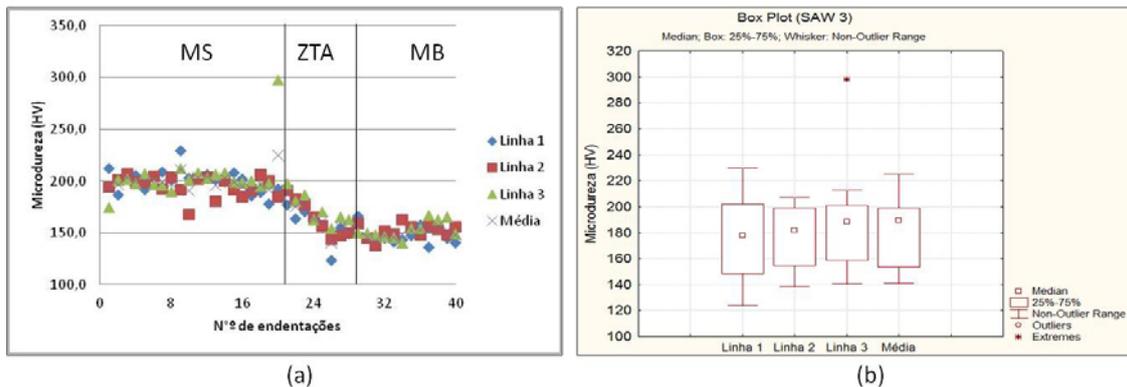


Figura 15. Perfil de microdureza em HV revestimento SAW – 3 (a); variação da microdureza no MS (b)

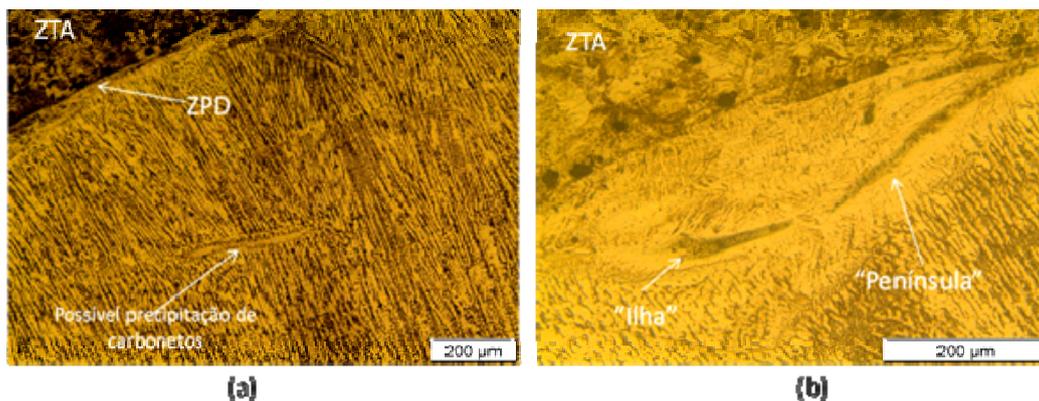


Figura 16. Micrografia apresentando o metal de solda do revestimento SAW – 3. Possível precipitação de carbonetos (a); Morfologia de “ilha” e “península” (b). Ampliação: 100x (a); Ampliação: 200x (b)

A partir da Figura 17 (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 18 indica a ocorrência de ZPD junto à linha de fusão na morfologia de “praias”.

A Tabela 4 apresenta os valores de dureza média 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 energia de soldagem, já que este revestimento foi aplicado com uma das menores energias de soldagem impostas nos experimentos referentes a este processo, o que leva a maiores taxas de resfriamento resultando, possivelmente, em uma microestrutura da zona fundida do tipo AF.

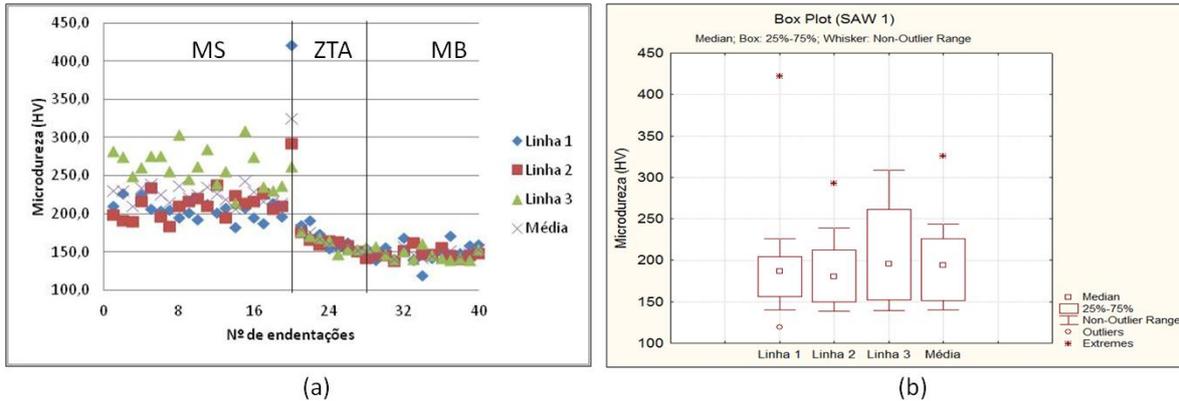


Figura 17. Perfil de microdureza em HV no revestimento SAW – 1

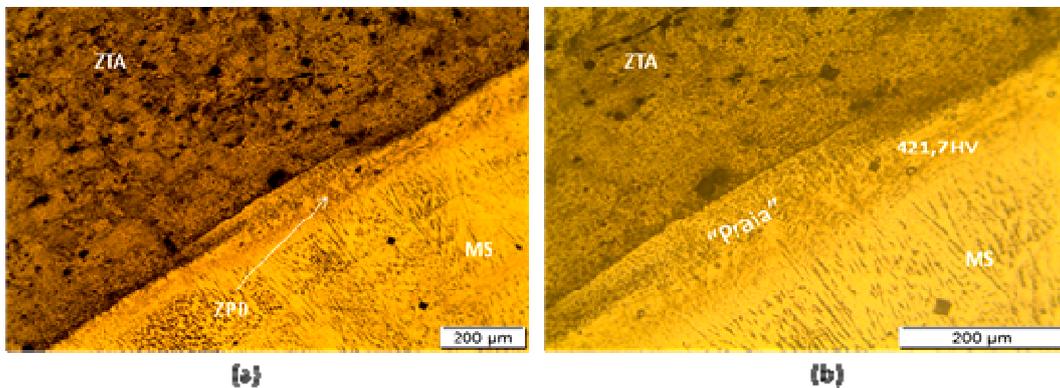


Figura 18. Micrografias do revestimento SAW – 1. Interface metal de solda/substrato (a); Zona parcialmente diluída com dureza de 421,7 HV (b). Ampliação: 100x (a); Ampliação: 200x (b)

Tabela 4. Durezas médias no MS

	SAW - 1		SAW - 3		SAW - 9	
	Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
Microdureza Vickers (HV).	230,3	24,6	200,3	7,7	202,9	8,7

#### 4. Conclusões

As tensões residuais superficiais de soldagem foram em sua totalidade de natureza compressiva. Com o aumento da energia de soldagem observou-se uma tendência de aumento na magnitude das tensões residuais. De uma forma geral a microestrutura observada no metal de solda foi austenítica com ferrita  $\delta$  em espinha e laminar e as menores energias de soldagem apresentaram maiores valores de microdureza por precipitarem microestruturas do tipo AF, naturalmente mais “duras”.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq pela concessão de bolsa de iniciação científica, ao Departamento de Engenharia Mecânica e ao Laboratório de Soldagem da UFCG.

#### Referências

- [1] Silva, C. C.; Neto, A. B. S.; Silva, F. D. A.; Júnior, F. E. S. F.; Farias, J. P. 2008, “Soldagem de Tubos de Aço ASTM A106 Gr. B para serviço em alta temperatura – Parte 1- Análise das Tensões Residuais” *Soldagem & Inspeção*, vol 13, p. 128 – 140.
- [2] Kou, S. *Welding Metallurgy*, 2nd Ed., John Wiley & Sons, 2002.
- [3] Masubuchi, K., 1983, *Residual stress and distortion, Metals Handbook*, 9th ed., vol 6. Metals Park, OH, American Society for Metals – ASM.
- [4] ASM. *Welding, Brazing and Soldering*. 11 Ed. Ohio: ASM International, v. 6. 1993b.
- [5] Francis, J. A.; Stone, H. J.; Kundu, S.; Rogge, R. B.; Bhadeshia, H. K. D. H.; Withers, P. J.; Karlsson, L. Transformation Temperatures and Welding Residual Stresses in Ferritic Steels. In: *Proceedings of PVP2007*

- 2007 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference. July 22-26, 2007, San Antonio, Texas.
- [6] Hauk, V., *Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods*, Elsevier, Amsterdam, 1997.
- [7] Kannengiesser, T.; Kromm, A. Formation of Welding Residual Stresses in Low Transformation Temperature (LTT) Materials. *Soldagem & Inspeção*. V. 14. N. 01. P 74-81. Jan/Mar. 2009.
- [8] Dey, H. C.; Bhaduri, A. K.; Mahadevan, S.; Jayakumar, T.; Shankar, V.; Rao, B. P. S. *Residual Stress Distribution in Hardfaced Austenitic Stainless Steel Sleeves*. *Trans. Indian Inst. Met.* V. 57. P 271-276, Jun. 2004.
- [9] Bhadeshia, H. K. D. H. Developments in Martensitic and Bainitic Steels: Role of the Shape Deformation. *Materials Science and Engineering A*, vol. A378, p. 34-39, 2004.
- [10] 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.
- [11] Modenesi, P. J., *Soldabilidade dos aços inoxidáveis*, São Paulo, SENAI-SP, 2001, 100p.