

AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS DE AÇOS AISI 317L DEPOSITADOS POR SOLDAGEM EM AÇOS ASTM A 516 GR 60 PARA UTILIZAÇÃO NO SETOR DE PETRÓLEO E GÁS¹

Marcos Mesquita da Silva²
Wellington Cordeiro Oliveira³
Marcelo Ferreira Motta⁴
Theophilo Moura Maciel⁵
Marco Antonio dos Santos⁶

Resumo

Este trabalho teve como objetivo avaliar as características microestruturais de revestimentos de aço AISI 317L depositados por soldagem em aço ASTM A 516 Gr 60. Os revestimentos foram aplicados por soldagem utilizando-se o processo Mig/Mag com duplo arame e o metal de adição AWS E317L. Durante as soldagens empregou-se dois níveis de energia de soldagem (11,7 kJ/cm e 15,3 kJ/cm) e um gás de proteção correspondendo a uma mistura de argônio e oxigênio (95% Ar e 5% O₂). Além disso, as soldagens foram realizadas sem pré-aquecimento, mas com temperatura interpasso de 423 K. Em seguida, as amostras foram caracterizadas utilizando-se ensaios de microscopia ótica e microdureza. Os resultados obtidos indicaram um aumento na diluição e na extensão da zona termicamente afetada (ZTA) com o aumento da energia de soldagem. Além disso, também houve a formação de zonas de dureza elevada (ZDE) na interface revestimento/substrato, apresentando valores acima de 300 HV. A quantidade de ZDE também foi maior para o nível de energia de soldagem mais elevado. Apesar da energia de soldagem de 11,7kJ/cm promover uma redução na quantidade de ZDE, outros parâmetros de soldagem devem ser variados para se obter uma redução mais significativa.

Palavras-chave: Revestimento; Mig/Mag duplo arame; AISI 317L; DEZ.

EVALUATION OF AISI 317L STEEL WELD OVERLAY ON ASTM A516 GR 60 STEEL USED IN OIL AND GAS INDUSTRIES

Abstract

The aim of this study was to evaluate the metallurgical characteristics of AISI 317L weld overlay on ASTM A516 Gr 60 steel. The weld overlays were carried out using the Twin Wire GMAW process and E317L filler metal. During welding it was employed two levels of heat input ($H = 11,7\text{kJ/cm}$ and $H = 15,3\text{kJ/cm}$) and a mixture of argon and oxygen (95% Ar and 5% O₂) as shielding gas. Besides, all welds were carried out without preheat, however, an interpass temperature of 423K was used. Then, the specimens were characterized using optical microscopy and microhardness tests. The results showed an increase in dilution and heat affect zone extension when the heat input increases. Moreover, there was also the formation of hard zones (HZ) along the fusion line, presenting values above 300HV. The formation of HZs as $H = 15,3\text{kJ/cm}$ it was larger than $H = 11,7\text{kJ/cm}$. Although heat input of 11,7kJ/cm have promoted a reduction on formation of HZs, others welding parameters must be modified in order to optimize this reduction or eliminate the HZs.

Key words: Weld overlay; Twin wire GMAW; AISI 317L; Hard Zones.

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

² Aluno de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, UFCG. marcos_m_silva@yahoo.com.br

³ Aluno de Graduação em Engenharia Mecânica, UFCG. wellingtonserido@yahoo.com.br
⁴ Engº Mecânico, Prof. Doutor, Deptº. de Engenharia Mecânica, UFC. marcelo@ufc.br

⁵ Engº Mecânico, Prof. Doutor, Deptº. de Engenharia Mecânica, UFCG. theo@dem.ufcg.edu.br

⁶ Engº Mecânico, Prof. Doutor, Deptº. de Engenharia Mecânica, UFCG.: santos@dem.ufcg.edu.br

1 INTRODUÇÃO

O conceito original de soldagem de aços dissimilares (SAD) se refere à união de dois sistemas de ligas diferentes, isto é, a união de dois metais de base (MB) de composições químicas significativamente diferentes – utilizando-se um metal de adição devidamente selecionado – resultando numa junta de aços dissimilares (JAD).⁽¹⁻³⁾ Em geral, os MB a serem unidos são aços ferríticos e austeníticos e os metais de adição empregados são os aços inoxidáveis austeníticos ou ligas de Níquel. Por razões econômicas, este tipo de soldagem vem sendo utilizado na fabricação de juntas de transição numa variedade de equipamentos e aplicações. Na Indústria de Petróleo e Gás JAD são algumas vezes utilizadas ao invés de juntas flangeadas em ambientes corrosivos de elevadas pressões e temperaturas.⁽¹⁾

Outro tipo de aplicação de SAD são os revestimentos metálicos depositados por soldagem em substratos menos nobres a fim melhorar a resistência à corrosão destes substratos. De modo análogo as JAD, geralmente os revestimentos são depositados através de soldagem ao arco elétrico com metais de adição de aços inoxidáveis austeníticos ou de ligas de Ni.^(1,4) Na Indústria Petroquímica estes revestimentos metálicos podem ser aplicados em equipamentos submetidos a meios agressivos contendo sulfeto de hidrogênio tais como vasos de pressão, reatores, tubulações, entre outros.^(1,5,6)

Uma aplicação muito comum na indústria de petróleo e gás é o revestimento de substratos de aço carbono com aço inoxidável. As razões para esta aplicação incluem o baixo custo e maior resistência mecânica dos aços carbono (substrato) em relação aos inoxidáveis (revestimento). Por outro lado, os aços inoxidáveis apresentam uma boa resistência à corrosão necessária em aplicações em que um meio agressivo esteja em contato com alguma parte do equipamento.⁽⁷⁾ No entanto, uma das preocupações durante a soldagem de aço inoxidável austenítico (composição de alta liga) em aços carbonos corresponde ao nível de diluição resultante das condições e processo de soldagem. Quanto menor a diluição, menor a probabilidade de formação de microestruturas frágeis e susceptíveis à corrosão.⁽⁸⁾ Além disso, devido à grande diferença de composição química entre os aços inoxidáveis e carbono e às condições de soldagem, zonas de dureza elevada (ZDE) – com dureza acima de 300HV – podem se formar ao longo da linha de fusão. Estas zonas podem apresentar dezenas de microns de largura, diversas morfologias e composição química de baixa liga, ou seja, uma composição intermediária entre o MB e o metal de solda (MS).^(1,2,3,6) A literatura afirma que estas ZDE podem ser constituídas de martensita, precipitados e/ou fases intermetálicas tais como, *Sigma* e *Chi*.^(1,9) Devido a estas características, as ZDE tornam-se susceptíveis a ataques corrosivos por *pitting*, fragilização por hidrogênio, corrosão sob tensão podendo resultar em falhas na interface MS/MB da estrutura.⁽¹⁾ Portanto, torna-se necessário buscar condições de soldagem que minimizem ou até eliminem estas ZDE.

Assim, objetivo deste trabalho é avaliar as características microestruturais de revestimentos de aço AISI 317L depositados por soldagem em aço ASTM A 516 Gr 60.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Neste trabalho a deposição dos revestimentos de aço AISI 317L em substratos de aço ASTM A516 Gr 60 foi realizada através do processo de soldagem

Mig/Mag com duplo arame. As composições químicas do revestimento e do substrato estão dispostas nas Tabelas 1 e 2, respectivamente.

Tabela 1: Especificação de composição química do aço ASTM A516 Gr 60⁽¹⁰⁾

ASTM A516 Gr 60	Composição (% em peso)				
	C*	Mn	P*	S*	Si
	0,21	0,60- 0,90	0,035	0,035	0,15- 0,40

* Teores máximos aceitáveis.

Tabela 2: Composição química nominal do metal de adição E317L⁽¹¹⁾

Metal de adição	Composição (% em peso)						
	C	Cr	Ni	Mo	Fe	Mn	Si
E317L	0,03	18,50	13,00	3,80	8,00	1,00	0,70

Já na Tabela 3 têm-se os principais parâmetros de soldagem adotados durante a aplicação dos revestimentos. Estes revestimentos foram executados no Laboratório de Engenharia de Soldagem (ENGESOLDA) na Universidade Federal do Ceará. Todas as soldagens foram realizadas sem pré-aquecimento. Entretanto, foi mantida uma temperatura de interpasse de 423 K (150°C). Estas soldagens foram realizadas através de um robô industrial e, como gás de proteção, foi empregada uma mistura de 95% de argônio e 5% de O₂. Os revestimentos foram aplicados em substratos cuja geometria e principais dimensões estão indicadas na Figura 1a. O comprimento do substrato foi de 160 mm.

Tabela 3: Parâmetros de Soldagem utilizados

CP	I (A)	V _S (m/min)	Energia (kJ/cm)
1	170	0,40	15,3
2	130	0,40	11,7
3	170	0,52	11,7
4	170	0,40	15,3

Após o revestimento dos substratos realizaram-se análises metalográficas – no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Campina Grande (DEM/UFCG) – através de técnicas convencionais (corte, lixamento, polimento, ataque químico e documentação de microestruturas), em espécimes de cada condição de soldagem. Nestas análises empregou-se o reagente químico nital (1,5%).

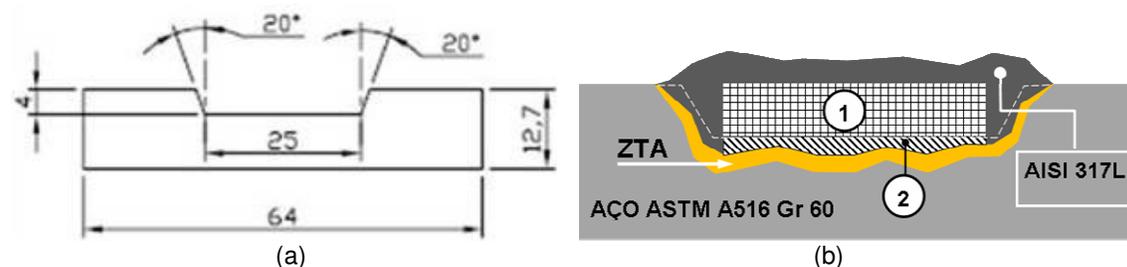


Figura 1. (a) Principais dimensões do CP substrato, (b) identificação das regiões para o cálculo das diluições.

Após os ensaios metalográficos, foram calculadas as diluições para cada condição de soldagem. As medições das áreas 1 e 2 (Figura 1b) foram realizadas no aplicativo Autocad®. Assim, a diluição foi definida conforme a equação abaixo,

$$\text{Diluição (\%)} = [\text{área 2} / (\text{área 1} + \text{área 2})] \times 100\% \quad \text{Equação (1)}$$

As diluições laterais do metal de solda (Figura 1b) não participaram da Equação (1), já que em situações reais estas áreas não estariam presentes. Já os ensaios de microdureza foram executados de acordo com duas metodologias. Na primeira as impressões foram feitas ao longo de seis linhas verticais (Figura 2a), adotando-se uma carga de 300gf por 15 segundos, com a intenção de observar o gradiente de dureza ao longo das regiões MS, ZTA e MB. A distância entre impressões no MS foi de 0,5mm, enquanto que na ZTA e no MB esta distância foi de 0,25mm. Já na segunda metodologia as impressões foram realizadas adjacentes à linha de fusão pelo lado do MS (Figura 2b). Para isso, utilizou-se uma carga de 100gf por 15s em cada impressão. A carga foi reduzida para 100gf a fim de que os tamanhos das impressões não fossem maiores do que as ZDE. Nesta metodologia, a distância entre impressões foi de 0,25mm. Quanto à extensão da ZTA (E_{ZTA}), a mesma foi medida conforme apresenta o detalhe da Figura 2b, tomando-se três medidas ao longo da seção e, portanto, obtendo-se uma média.

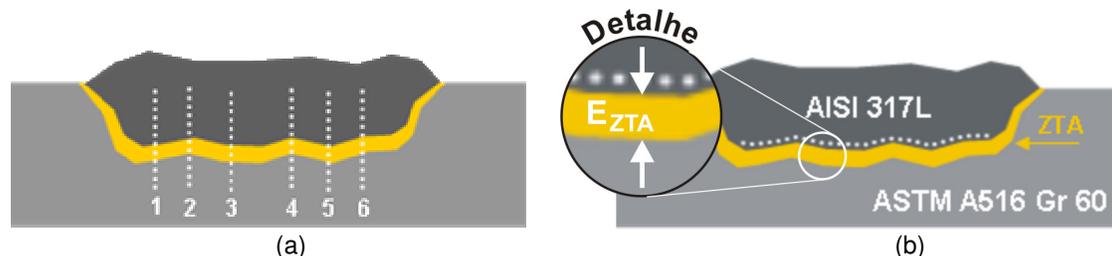


Figura 2. Ensaio de microdureza (a) ao longo de linhas verticais com uma carga de 300gf e (b) próxima à interface revestimento/substrato (carga: 100gf).

3 RESULTADOS

Após a aplicação dos revestimentos, realizou-se a microscopia ótica das regiões resultantes desta aplicação. A Figura 3a apresenta a macrografia de uma seção transversal do CP revestido enquanto a Figura 3b exibe a micrografia do substrato de aço ASTM A516 Gr 60.

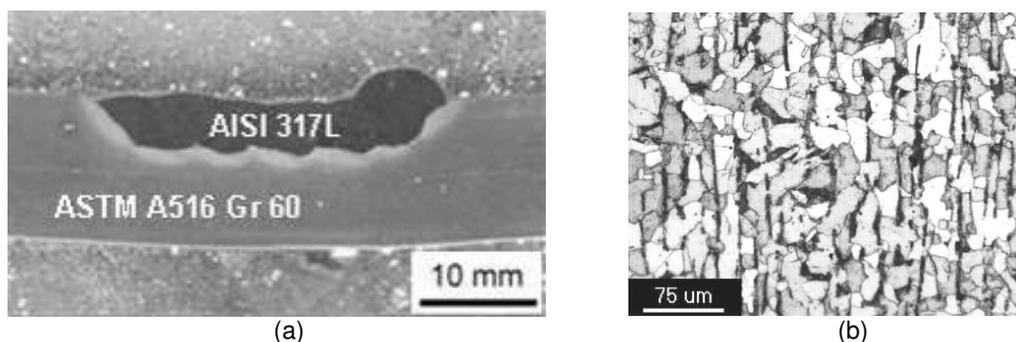


Figura 3. (a) Macrografia da seção transversal do CP revestido e (b) micrografia do substrato ASTM A516 Gr 60. Ataque: nital 1,5%.

A Figura 4a mostra a influência da energia de soldagem (H) sobre a diluição. Já na Figura 4b, verificam-se os efeitos da corrente e velocidade de soldagem na diluição. A Tabela 4 resume as influências destes parâmetros de soldagem na diluição.

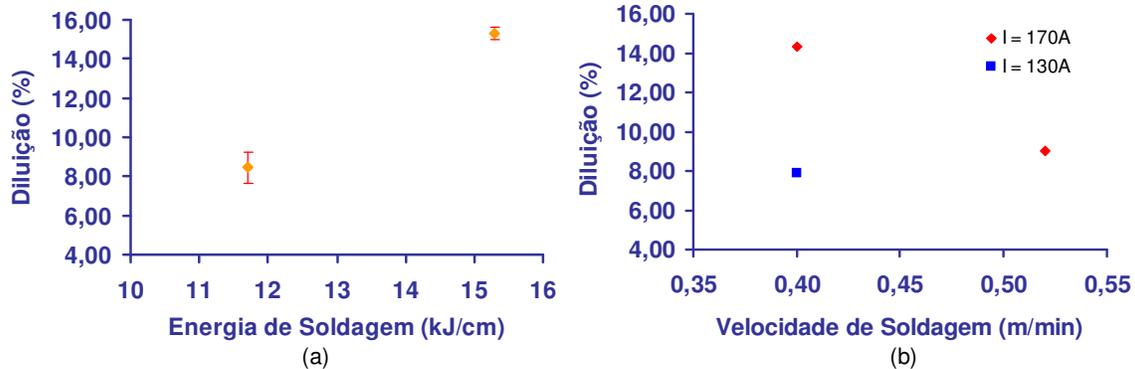


Figura 4. (a) Influência da energia de soldagem e das (b) velocidade e corrente de soldagem na diluição.

Tabela 4. Efeito dos parâmetros de soldagem na diluição

CP	I (A)	V _S (m/min)	Energia (kJ/cm)	Diluição (%)
1	170	0,40	15,3	13,88
2	130	0,40	11,7	7,90
3	170	0,52	11,7	9,02
4	170	0,40	15,3	14,35

Os resultados dos ensaios de microdureza realizados com uma carga de 300gf estão dispostos nas Figuras 5a e b. Nestas figuras estão os valores de dureza para cada uma das seis linhas de impressões, conforme indica a Figura 2a.

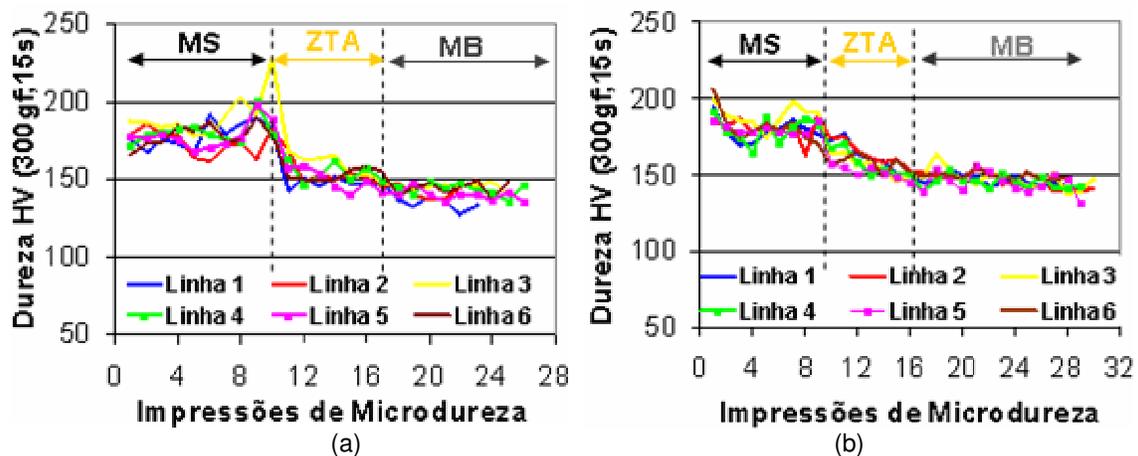


Figura 5. Microdureza ao longo das linhas verticais para (a) H = 15,3kJ/cm e (b) H = 11,7kJ/cm.

As Figuras 6 e 7 mostram os valores de dureza ao longo da interface revestimento/substrato para valores de energia de soldagem de 15,3 kJ/cm e 11,7 kJ/cm, respectivamente. Estes resultados são oriundos daquele ensaio de microdureza realizado com uma carga de 100 gf com as impressões dispostas ao longo da interface de acordo com a Figura 2b.

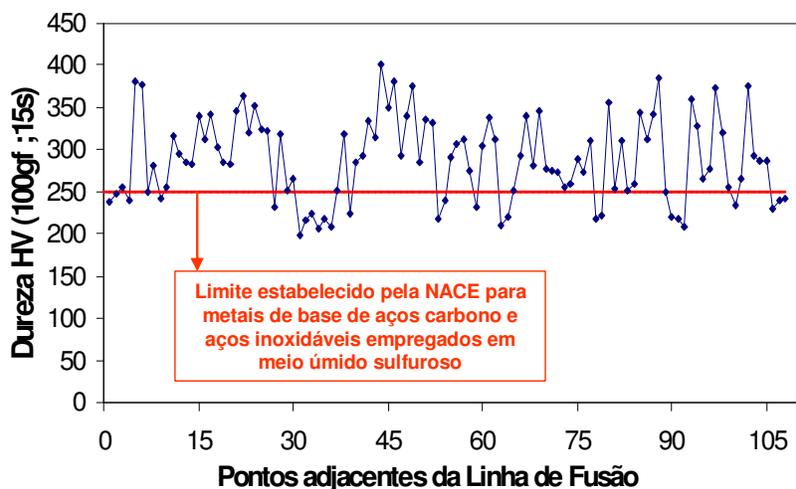


Figura 6. Gradiente da dureza ao longo da interface revestimento/substrato para 15,3kJ/cm.

Nestas figuras também está contido o limite de dureza estabelecido pela NACE (*National Association of Corrosion Engineers*) para metais de base de aço carbono, inoxidável e metais de solda, quando estes são aplicados em meios úmidos sulfurosos. Este limite é de 250 HV. A Tabela 5 apresenta um comparativo entre os resultados obtidos para os dois níveis de energia de soldagem adotados.

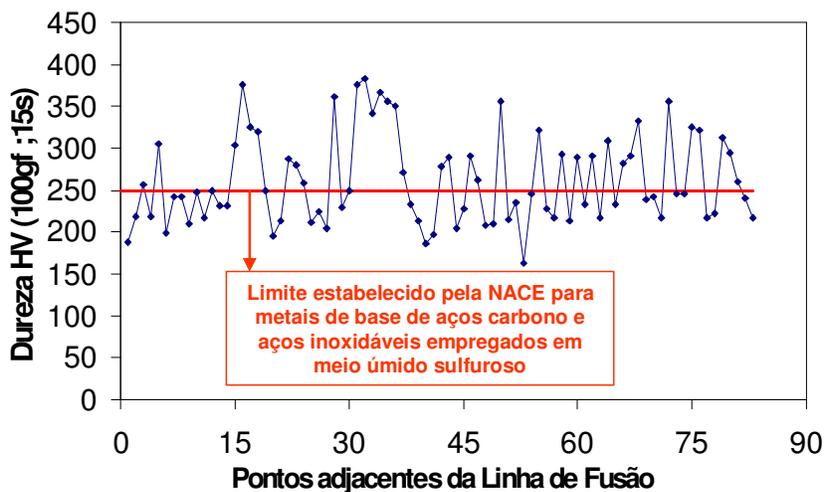


Figura 7. Gradiente da dureza ao longo da interface revestimento/substrato para 11,7kJ/cm.

Tabela 5. Comparativos entre os níveis de dureza ao longo da LF para H=15,3kJ/cm e H=11,7kJ/cm

IMPRESSÕES ADJACENTES À LINHA DE FUSÃO (LF)				
NÍVEL DE DUREZA	H = 15,3 kJ/cm		H = 11,7 kJ/cm	
	Nº de Impress.	Percentual	Nº de impress.	Percentual
Dureza acima de 200HV	107	99,07%	77	92,77%
Dureza acima de 250HV*	80	74,07%	27	32,53%
Dureza acima de 300HV	43	39,81%	20	24,10%
Dureza acima de 350HV	13	12,04%	8	9,64%
Dureza acima de 400HV	1	0,93%	0	0,00%
Total de impressões	108		83	

* Limite estabelecido pela NACE ^(1,2).

Estes valores de dureza elevados encontrados na interface revestimento/substrato – para ambos os níveis de energia de soldagem – são devidos à presença de regiões localizadas que apresentam zonas frágeis com morfologias de “península”, “praia” ou “ilha”. Em geral, nos contornos destas zonas – pelo lado do MS – existe uma grande probabilidade de se encontrar pontos de dureza elevada.

As Figuras 8a e b mostram a presença de “praias” ao longo da linha de fusão (interface), do lado do metal de solda.

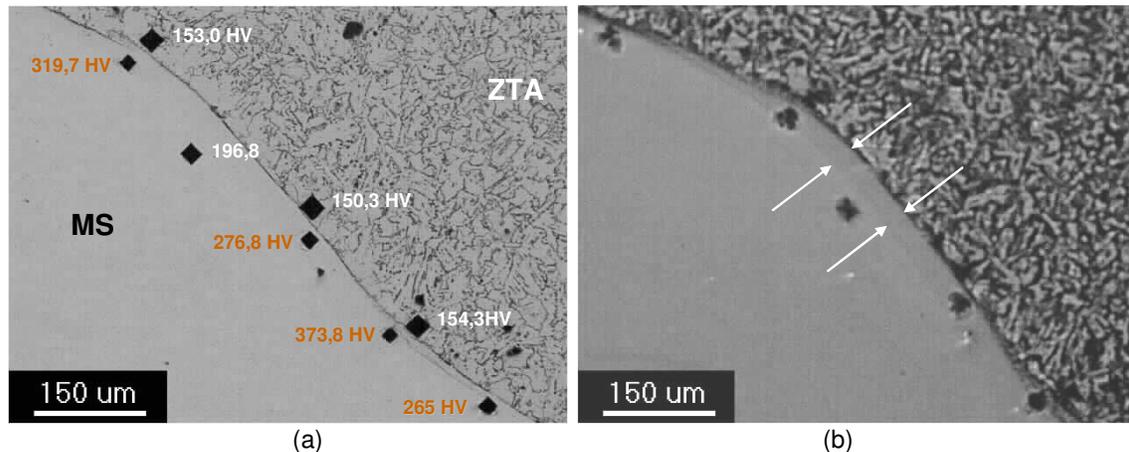


Figura 8: Morfologia “praia” (a) medidas de dureza confirmando a presença desta morfologia e (b) a mesma região com o foco alterado buscando ênfase à estreita faixa de dureza elevada. Ataque: nital (1,5%), por 10 a 20s.

As “penínsulas” também foram encontradas neste trabalho. A Figura 9a exibe a morfologia típica desta zona.

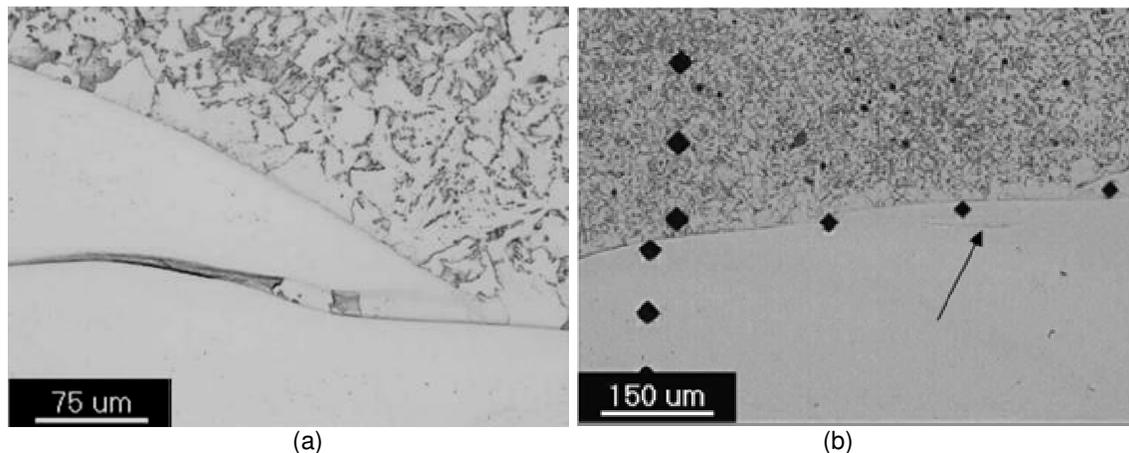


Figura 9. (a) “Península” e (b) “Ilha” de pequenas dimensões. Ataque: nital (1,5%).

Foi constatada também a presença de “ilhas” próxima à linha de fusão, apesar das mesmas serem de pequenas proporções. A Figura 9b mostra uma “ilha” de pequenas dimensões.

Após a análise através de metalografia com um reagente químico Nital (1,5%) por 10 s a 20 s, utilizou-se este mesmo reagente, porém com um tempo de ataque de 3 minutos. Daí, verificou-se que houve zonas de dureza elevada que não foram sensíveis ao ataque, conforme mostra a Figura 10a e outras que foram sensíveis ao

ataque (Figura 10b). As Figuras 11a e b apresentam a ZDE da Figura 10b em aumentos de 500X e 1.000X, respectivamente.

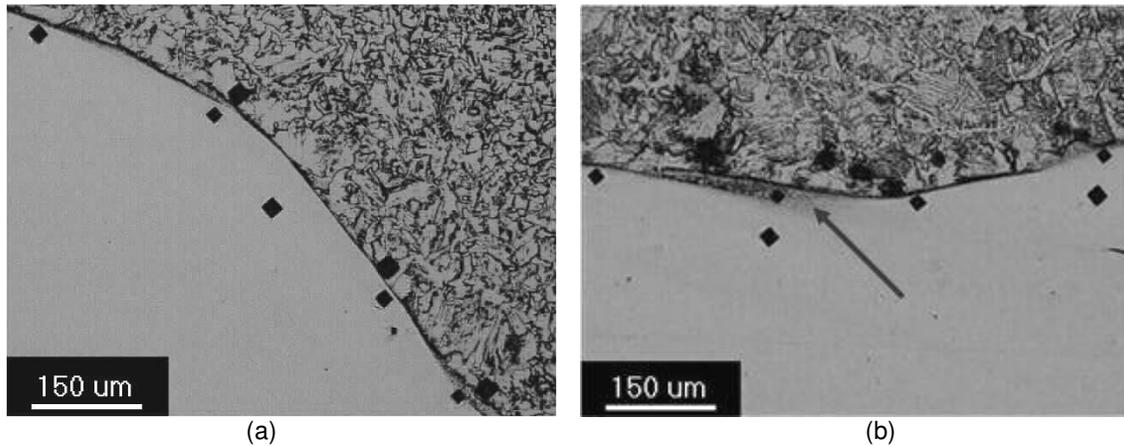


Figura 10. Zonas de dureza elevada. (a) Indiferente ao ataque nital (1,5%) por 3 min e (b) ZDE sensível ao ataque.

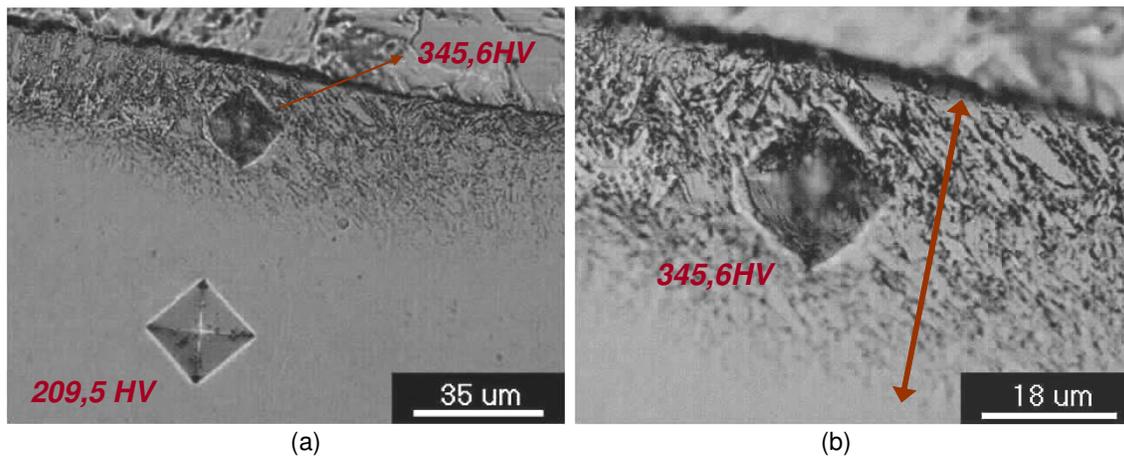


Figura 11. Microestrutura de uma zona de elevada dureza. (a) Microestrutura com ampliação de 500x e (b) a mesma microestrutura com ampliação 1000x. Ataque: nital (1,5%), por 3 min.

Outra característica destas ZDE é que elas são localizadas e não contínuas ao longo da interface. A Figura 12a apresenta uma região com ausência de ZDE.

A extensão da ZTA (E_{ZTA}) também foi determinada. A Figura 12b mostra o efeito da energia de soldagem na extensão da ZTA.

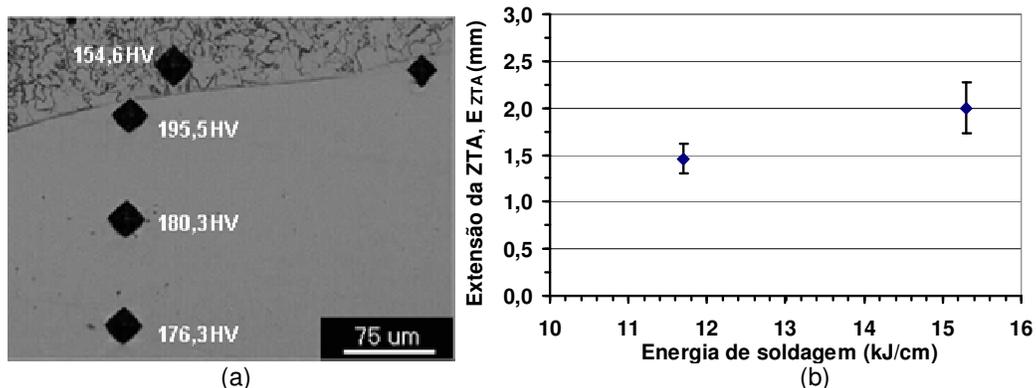


Figura 12. (a) Ausência de ZDE. (b) Efeito da energia de soldagem na extensão da ZTA.

4 DISCUSSÃO

A fim de facilitar a obtenção de espécimes para análises de propriedades mecânicas, optou-se por um corpo de prova – para o substrato – com um rasgo trapezoidal usinado a partir da sua superfície, conforme mostra a Figura 1a. A Figura 3a apresenta o resultado da aplicação do revestimento de aço AISI 317L neste substrato de aço ASTM A516 Gr 60 (Figura 3b). Apesar de ser um tema de extrema relevância em SAD, a análise de propriedades mecânicas está fora do escopo do corrente trabalho. Este tema será abordado em trabalhos futuros.

Analisando-se a Figura 4a, verifica-se a influência da energia de soldagem no nível de diluição resultante no revestimento. Ou seja, para um aumento de 3,6 kJ/cm na energia de soldagem, houve um incremento de 5,6% no nível de diluição. Na Figura 4b, observa-se a influência da corrente e da velocidade de soldagem sobre a diluição. Nota-se que é possível obter valores de diluições aproximadamente equivalentes para valores de correntes (I) diferentes desde que se alterem os valores de velocidade de soldagem (v_s). A Tabela 4 exibe os valores dos parâmetros de soldagem e a influência dos mesmos na diluição resultante. Observa-se que os menores valores de diluição foram obtidos para valores mais baixos de energia e corrente de soldagem e para velocidades de soldagem mais alta. Quanto maior for a diluição, maior será a participação de ferro e carbono no metal de solda. Assim, uma diluição reduzida é sempre desejada, pois além de minimizar a formação de microestruturas de alta temperabilidade e susceptíveis a ataque corrosivo, também contribui para evitar trincas de solidificação no MS.^(6,13)

Os gradientes de dureza ao longo do revestimento, isto é, nas regiões MS, ZTA e MB, podem ser verificados através das Figuras 5a e b, para ambos os níveis de energia de soldagem. Verifica-se que o MS apresenta um nível de dureza mais alto, enquanto que a dureza da ZTA é levemente superior ao MB. Nota-se também que não houve variações significativas nos gradientes de dureza para os dois níveis de energia de soldagem. Em termos de valores médios, para a $H = 15,3\text{kJ/cm}$ as durezas do MS e ZTA foram, respectivamente, $180,0\text{ HV} \pm 9,0\text{ HV}$ e $152,0 \pm 6,0\text{ HV}$. E para $H = 11,7\text{kJ/cm}$, as durezas do MS e ZTA foram $182,0\text{HV} \pm 8,0\text{ HV}$ e $158,0 \pm 7,0\text{ HV}$, respectivamente. O MB apresentou uma dureza de $145,0 \pm 4,0\text{ HV}$. Estas medidas de dureza para a obtenção destes gradientes foram obtidas com uma carga de 300 gf e não foram realizadas impressões adjacentes à linha de fusão, ou seja, não se realizou nenhuma medida de dureza em ZDE com a carga de 300 gf.

As durezas das regiões adjacentes à linha de fusão foram medidas com uma carga de 100 gf – conforme a metodologia da Figura 2b – pois essas regiões podem conter ZDE, que são zonas estreitas, e a impressão – correspondente a uma carga elevada – pode ser maior do que a largura da mesma e, portanto, poderá não refletir a verdadeira dureza da região. Analisando-se as Figuras 6 e 7, constata-se que para $H = 15,3\text{kJ/cm}$ ocorreram mais pontos que apresentaram valores de dureza acima de 250 HV, que é o limite estabelecido pela NACE para metais de base de aços carbonos, inoxidáveis e metais de solda utilizados em meios úmidos sulfurosos.^(1,2)

A Tabela 5 expõe de forma comparativa os resultados do ensaio de microdureza ao longo da linha de fusão para as energias de soldagem de 15,3 kJ/cm e 11,7 kJ/cm. Observa-se que 74,07% das impressões apresentaram valores de dureza acima do limite estabelecido pela NACE, para $H = 15,3\text{ kJ/cm}$. Ao comparar estes resultados com aqueles obtidos para $H = 11,7\text{ kJ/cm}$, nota-se uma redução significativa de impressões que exibiram um valor de dureza acima do limite da NACE, isto é, 32,53% das impressões apresentaram valores acima de 250 HV

quando se reduziu a energia para 11,7 kJ/cm. Este resultado está coerente com aqueles obtidos para a diluição, já que esta energia de 11,7 kJ/cm proporcionou valores menores para a diluição e, conseqüentemente, reduzindo a quantidade de ZDE.

Na literatura, alguns pesquisadores denominam estas ZDE de zonas parcialmente diluídas.⁽⁶⁾ Outros denominam as mesmas de zonas frágeis localizadas.⁽¹²⁾ Ainda existem outras denominações tais como *hard zones*, *unmixed zones* ou *Intermediate mixed zones*.^(1,2,3)

Apesar de ocorrer uma redução na formação de ZDE quando se reduziu a energia de soldagem, para ambos os níveis de energia de soldagem houve a presença de pontos com dureza acima de 300HV, ou seja, ocorreu a formação de ZDE. Conforme pode ser observado nas Figuras 8 e 9, estas ZDE podem apresentar várias formas e tamanhos. Geralmente aqueles pontos de dureza acima de 300 HV se localizam nos contornos destas ZDE, do lado do MS. A Figura 8a indica a presença de uma ZDE na forma de “praia” ao longo da linha de fusão. Na Figura 8b buscou-se alterar o foco no microscópio a fim de evidenciar a estreita faixa desta zona, que apresentou uma largura de aproximadamente 34 μm . Já a Figura 9a mostra uma outra morfologia de ZDE, isto é, uma “península” – região parcialmente rodeada pelo MB. Além das “praias” e “penínsulas”, também se verificou a presença de “ilhas” – mesmo sendo de pequenas dimensões. Estas “ilhas” são regiões totalmente cercadas pelo MS. Além de pequenas, as “ilhas” são mais escassas do que as outras morfologias, principalmente em aplicações de revestimentos.⁽²⁾

A partir das Figuras 10a e b, verifica-se que houve uma ZDE indiferente ao ataque Nital (1,5% por 3 min), e a outra foi atacada por este reagente. As Figuras 11a e b apresentam a ZDE da Figura 10b em aumentos de 500x e 1.000x, respectivamente. Nota-se, portanto, que a ZDE que foi sensível ao ataque apresentou uma estrutura acicular, confirmando a presença de martensita. Ainda da Figura 11b, observa-se a existência de uma ZDE de até 48 μm de largura.

Alguns autores afirmam que estas ZDE apresentam estrutura martensítica.⁽¹⁴⁾ No entanto, parece existir no mínimo dois tipos microestruturas – ou uma mistura delas – nestas zonas de elevada dureza. Conforme pode ser verificado nas Figuras 10a e b, a primeira não foi sensível ao ataque, já a segunda teve sua microestrutura revelada. O certo é que ambas apresentaram valores de dureza acima de 300 HV. De acordo com a literatura as ZDE também podem conter precipitados ou intermetálicos formados durante a soldagem.^(1,15) Assim, devem-se buscar outros reagentes químicos para atacar aquela ZDE da Figura 10a e analisá-la com mais detalhes. Outra característica das ZDE é que elas se formam – ao longo da linha de fusão – de maneira localizada. Por exemplo, a Figura 12a indica a ausência de zonas de elevada dureza.

Estas ZDE são fenômenos metalúrgicos indesejáveis durante uma SAD, pois são regiões susceptíveis à corrosão localizada (*pitting*), fragilização por hidrogênio e corrosão sob tensão.^(1,2,15,16) Ocorreu uma redução significativa na formação da ZDE quando se reduziu de 3,6 kJ/cm a energia de soldagem. Em atividades futuras serão alterados outros parâmetros de soldagem a fim de minimizar ainda mais ou até eliminar a ocorrência destas zonas. Segundo a literatura, os parâmetros de maior influência na formação de ZDE são as composições químicas dos metais de adição e de base juntamente com a taxa de resfriamento na soldagem.⁽¹⁾ Por sua vez, a taxa de resfriamento não só é influenciada pela energia de soldagem, como também pela temperatura de pré-aquecimento e espessura do substrato. Já com relação ao tratamento térmico após a soldagem, parece ser unânime entre os

pesquisadores que o mesmo apresenta um efeito negativo nas propriedades mecânicas da estrutura. As principais causas deste efeito negativo são: a migração de carbono do MB para o MS e a conseqüente perda de resistência mecânica da região empobrecida em carbono.^(1,13,15)

Analisando-se a Figura 12b, nota-se a influência da energia de soldagem na extensão da ZTA (E_{ZTA}). Verifica-se, portanto, que para um aumento de 3,6 kJ/cm na energia de soldagem média, a E_{ZTA} média aumentou de 0,5 mm. Entretanto, é necessário fazer ensaios mecânicos para analisar se este aumento de 0,5 mm implicou em mudanças significativas nas propriedades mecânicas da estrutura.

5 CONCLUSÕES

Uma análise da aplicação de revestimentos de aço AISI 317L em substratos de aço ASTM A516 Gr 60, através do processo de soldagem Mig/Mag com duplo arame e para diferentes níveis de energia de soldagem, foi apresentado. Constatou-se que a extensão da ZTA, a diluição e quantidade de zonas de elevada dureza diminuíram com redução da energia de soldagem. Para uma redução de 3,6kJ/cm na energia de soldagem, ocorreram reduções de 0,5mm na extensão da ZTA e de 5,6% na diluição. Para $H = 11,7$ kJ/cm, 32,53% das impressões de microdureza na interface revestimento/substrato apresentaram valores de dureza acima de 250 HV. Já para $H = 15,3$ kJ/cm este percentual subiu para 74,07%. Entretanto, apesar destas reduções, ainda ocorreram pontos de dureza acima de 300 HV para ambos os níveis de energia de soldagem, o que indica a presença de microestruturas susceptíveis a ataques corrosivos e fragilização por hidrogênio. Torna-se, portanto, necessário variar outros parâmetros de soldagem a fim de reduzir ainda mais ou eliminar estas zonas de elevada dureza.

Agradecimentos

Os autores agradecem a Agência Nacional de Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis, a Rede Multitarefa de Materiais Avançados do Norte e Nordeste (REMULT) através do Núcleo de União e Revestimentos de Materiais (UNIREV), e ao CNPq.

REFERÊNCIAS

- 1 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.
- 2 DOODY, T.. Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. **Welding Journal**, Vol. 71, pgs. 55-60, 1992.
- 3 AVERY, Richard E.. Pay attention to dissimilar-metal welds. **Chemical Engineering Progress**, New York, v. 87, n. 5, p.70-75, 1991.
- 4 ZEEMANN, A.. **Diluição**. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/download/50dda.pdf>>. Acesso em: 26 maio 2008.
- 5 MISSORI, S.; KOERBER, C.. Laser Beam Welding of Austenitic-Ferritic Transition Joints. **Welding Journal**, Miami, v. 76, n. 3, p.125-134, 1997
- 6 KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; BOHÓRQUEZ, C. E. N.. **Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625**. Disponível em: <http://www.labsolda.ufsc.br/noticias/2007/soldagem_dissimilar.pdf>. Acesso em: 02 fev. 2008.

- 7 PARANHOS, R.. **Revestimento de Aço Carbono com Aço Inoxidável Austenítico**. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/download/12ddc.pdf>>. Acesso em: 26 maio 2008.
- 8 WAINER, E.; BRANDI, S. Duarte.; MELLO, Fábio. D. H.. **SOLDAGEM: Processos e Metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1992.
- 9 GOOCH, T. G.. Corrosion behavior of welded stainless steel. **Welding Journal**, Miami, v. 75, n. 5, p.135-154, 1996.
- 10 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). A516/516M: **Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, for Moderate – and Lower-Temperature Service**. United States, 2004.
- 11 BÖHLER WELDING GROUP. **Aceros Inoxidables**. Disponível em: <http://www.bohlerweldinggroup.com.ar/spanish/50_ESN_HTML.htm>. Acesso em: 27 out. 2008.
- 12 POPE, A. M. *et al.* Tenacidade à Fratura de Juntas Soldadas de Aços Dissimilares. In: ENCONTRO TÉCNICO DE SOLDAGEM (I ENSOLD), 1, 2004, Rio de Janeiro.
- 13 LIPPOLD, John C.; KOTECKI, Damian J.. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Hoboken: Wiley Interscience, 2005. 357 p.
- 14 WANG, Zhihui; XU, Biyu; YE, Ciqi. Study of the Martensite Structure at the Weld Interface and the Fracture Toughness of Dissimilar Metals Joints. **Welding Journal**, Miami, v. 72, n. 8, p.397-402, 1993.
- 15 LUNDIN, C. D.. Dissimilar Metal Welds: Transition Joints Literature Review. **Welding Journal**, Miami, v. 61, n. 2, p.58-63, 1982.
- 16 ROWE, D.; NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.. Hydrogen-Induced Cracking Along the Fusion Boundary of Dissimilar Welds. **Welding Journal**, Miami, v. 78, n. 2, p.31-37, 1999.