

AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DOS AÇOS AISI 444 ¹

Theophilo Moura Maciel ²
Marco Antonio dos Santos ³
Marcos Mesquita da Silva ⁴
Francisco de Assis Souza Neto ⁵

Resumo

Neste trabalho estudou-se a soldabilidade dos aços AISI 444 para serem utilizados como “lining” em torres de destilação de petróleo. Para isto corpos de prova soldados por processo de Soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SAER), utilizando-se o eletrodo AWS E 309 MoL como metal de adição, foram submetidos a ensaios de envelhecimento por tempos de 1h, 10 e 100h a uma temperatura de 673K (400 °C). A dureza e as características microestruturais do Metal de Solda e da Zona Termicamente Afetada (ZTA) foram analisadas. Observou-se também o comportamento das juntas soldadas destes aços em testes de fadiga térmica, submetendo-se os corpos de prova a ciclos térmicos com temperatura de patamar de 673K (400 °C) durante 1/2, 1 e 1 ½ h, observando-se em seguida a presença de trincas através de ensaios por líquido penetrante. Os resultados indicaram ausência de trincas na ZTA, tanto nos testes de envelhecimento quanto naqueles de fadiga térmica, entretanto observou-se uma significativa sensibilidade deste aço com relação à extensão da ZTA e à granulometria em função da variação da energia de soldagem, bem como uma relação direta do tempo de tratamento de envelhecimento e da energia de soldagem com a dureza do MS e da ZTA

Palavras-chave: Aços AISI 444; Juntas soldadas; Granulometria; Microdureza.

EVALUATION OF THE WELDABILITY OF STEEL AISI 444

Abstract

In this work it was studied weldability of steel AISI 444 to be used as lining in towers of oil distillation. For this, hardness, microstructure, grain size and the Heat Affected Zone (HAZ) size of samples welded by Shielded Metal Arc Process using AWS E 309 MoL electrode as filler metal submitted to aging tests for 1, 10 and 100h at 673K (400 °C) were measured. The samples also were submitted to fatigue test at that temperature for 1/2, 1 and 1 ½ h and submitted to Liquid penetrant testing to identify cracks. The results showed no cracks evidence at the welded joints for both test, however, the steel presented a considerable grow size at the HAZ with the Heat Input increase and a little hardness increase with the time in the aging tests

Key words: AISI 444 Steel; Welded joints; Grain size ; Microhardness.

¹ *Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ*

² *Dr. Professor do Departamento de Engenharia Mecânica da UFCG/CCT*

³ *Dr. Professor do Departamento de Engenharia Mecânica da UFCG/CCT*

⁴ *Aluno de graduação em Eng. Mecânica da UFCG/CCT e bolsista ANP PRH-25*

⁵ *Aluno de graduação em Engenharia Mecânica da UFCG/CCT e bolsista REMULT*

1 INTRODUÇÃO

O petróleo, devido a sua composição química e a presença de diversas impurezas tais como, compostos orgânicos sulfurados, oxigenados, etc, apresenta um elevado grau de corrosividade. Assim, exigem-se dos diversos materiais, empregados nas unidades de destilação de petróleo, uma elevada resistência à corrosão, em especial à corrosão causada pelos ácidos naftênicos.

As torres de destilação de petróleo são normalmente fabricadas com chapas de aço ASTM A-516 Gr. 60 com “clad” de aço AISI 405. Os elevados teores de enxofre presentes nos óleos de mais baixa qualidade atacam, por corrosão naftênica, o “clad” de aço inoxidável AISI 405, expondo o aço estrutural ao contato com o meio agressivo, acelerando o processo de degradação da torre que exige uma intervenção para que seja recuperada e, portanto, uma perda de produtividade da unidade que pode ser de algumas horas, a dias, dependendo do tamanho do problema.

Atualmente, as torres são recuperadas pela aplicação de “lining” de aços inoxidáveis AISI 316-L soldadas entre si. Embora o uso do aço AISI 316-L garanta uma boa resistência à corrosão naftênica, surgem trincas na zona afetada termicamente (ZTA) da solda após um determinado período de operação da unidade. Essas trincas podem estar associadas a problemas metalúrgicos na ZTA da solda e, principalmente, à fadiga térmica que ocorre durante esta operação.

A utilização de aços inoxidáveis ferríticos em substituição aos aços austeníticos para esta aplicação, pode se constituir em uma alternativa viável devido ao menor coeficiente de dilatação térmica daqueles aços com relação aos austeníticos, além de reduzir os custos de operação.⁽¹⁾ Entretanto, a ZTA de juntas soldadas dos aços ferríticos, pode apresentar uma significativa perda de tenacidade devido ao excessivo crescimento do grão nesta região ou do aumento de dureza por precipitação de carbonetos ou de fase σ após permanência em elevadas temperaturas.⁽¹⁻³⁾

Na tentativa de melhorar a resistência à corrosão e a soldabilidade, novos aços inoxidáveis ferríticos vêm sendo desenvolvidos, entre eles o aço AISI 444 com menores teores de intersticiais, estabilizados com Nb e Ti e com um maior teor de Mo.⁽²⁾

Assim, o objetivo deste trabalho é avaliar a soldabilidade do aço AISI 444 como uma alternativa para a substituição dos aços AISI 316 L atualmente utilizados como “Lining” nas torres de destilação de petróleo.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O processo de soldagem empregado foi ao Arco Elétrico com Eletrodo Revestido (SAER), utilizando-se como metal de adição eletrodos austeníticos AWS E 309 MoL com 2,5 mm de diâmetro.

Os metais de base utilizados foram chapas de aços inoxidáveis AISI 444 com a mesma espessura dos “linings”, ou seja, 3 mm e chapas de aço carbono 1020 com 20 mm de espessura para simular as chapas de aço da estrutura das torres, sobre as quais foram executadas as soldagens.

As composições químicas do metal de base e do metal de adição estão apresentadas nas Tabelas 1 e 2 respectivamente

Para se obter os valores das correntes e tensões de soldagem, utilizou-se um sistema de aquisição de dados informatizado que fornecia os valores destas variáveis a cada meio segundo no computador para cada soldagem executada.

Tabela 1. Composição química do aço inoxidável AISI 444-A (% em peso).

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Co	V	Nb	Ti	N
0,015	0,12	0,54	0,02	0,001	17,6	0,2	1,86	0,01	0,03	0,017	0,04	0,16	0,13	0,01

Tabela 2. Composição química nominal do eletrodo AWS E 309-MoL.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
0,03	1,18	0,48	0,024	0,005	23,88	12,77	2,53	0,10

Fonte: NST Welding UK Ltda

As soldagens dos corpos de prova foram executadas com passes corridos laterais e passes de cobertura trançados, seguindo o mesmo procedimento utilizado nas torres. A Figura 1 ilustra o esquema dos passes de soldagem realizados no procedimento de soldagem e a Figura 2 a fotografia do conjunto soldado.

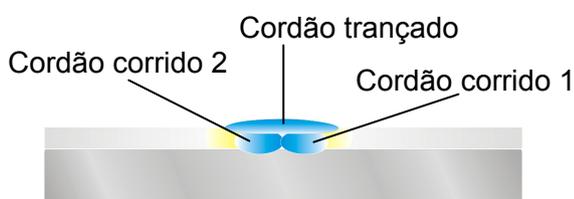


Figura 1. Ilustração dos passes de soldagem



Figura 2. Fotografia do corpo de prova

Foram realizadas soldagens com correntes variando de 50 a 81 A. (com base nos valores indicados nos catálogos dos fabricantes dos consumíveis). Os corpos de prova foram soldados com energia de soldagem variando de $0,31 \pm 0,05$ a $1,03 \pm 0,13$ KJ/mm

Após as soldagens as chapas foram submetidas a testes de envelhecimento submetendo os corpos de prova a aquecimentos em forno elétrico a uma temperatura de 673K (400 °C) durante 1, 10 e 100 h, avaliando-se em seguida a presença de trincas nas juntas soldadas através de ensaios por Líquido Penetrante. Posteriormente foi realizado exame metalográfico para avaliação do tamanho de grão e extensão da ZTA e ensaios de microdureza ao longo da junta soldada.

Como as torres de destilação operam em uma faixa de temperatura que varia entre 673K (400 °C) e 573K (300 °C), foram submetidos três corpos de prova (Figura 2) a 10 ciclos de aquecimento até uma temperatura de 673K (400 °C), permanecendo por ½, 1 e 1½ h nesta temperatura, resfriados dentro do forno até 573K (300 °C) e a partir desta temperatura resfriados ao ar livre. Após os ensaios de fadiga térmica os corpos de prova foram submetidos a ensaios por Líquido Penetrantes para a verificação da presença de trincas.

Os ensaios metalográficos foram realizados através de microscopia óptica.

A medida do tamanho de grão foi realizada através de um programa de cálculo do tamanho do grão (TG) do Analisador de Imagem. Foram feitas 3 leituras de TG com o objetivo de minimizar o erro na determinação do diâmetro médio do grão.

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados com uma carga de 0,3 kgf e tempo de penetração de 15 segundos. As medidas foram realizadas em duas linhas horizontais ao longo da extensão de toda junta soldada, obedecendo-se uma distancia entre as indentações de 0,25 mm para a ZTA e de 1,0 mm para o MS, totalizando 20 medidas no metal de solda e 10 na ZTA de grãos grosseiros. A Figura 3 ilustra a disposição das duas linhas de indentações passando desde o metal de base (MB), pela Zona Termicamente Afetada (ZTA) e pelo metal de solda (MS). As medidas da ZTA correspondem à média destas medidas na região de grãos grosseiros.



Figura 3. Disposição das duas linhas de indentações no metal de base (MB), na Zona Termicamente Afetada (ZTA) e no Metal de Solda (MS).

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Verificação da Presença de Trincas na Junta Soldada

O ensaio por líquido penetrante não identificou a presença de trincas na ZTA para nenhuma das condições utilizadas. Entretanto foram observadas trincas de solidificação no metal de solda de dois corpos de prova, Figura 4. Por outro lado, não se observou a influência do valor da energia de soldagem sobre as mesmas, já que estas surgiram com valores intermediários desta variável. As trincas ocorreram nos metais de solda dos passes corridos, na parte inferior do cordão que sofre maior efeito da restrição à dilatação.

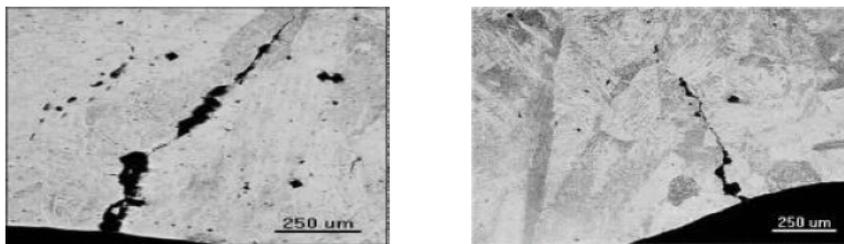


Figura 4. Aspectos das trincas nos metais de solda. Aumento de 50X.

Para os ensaios de fadiga térmica realizados neste trabalho não foram observadas trincas.

Efeito do Tempo de Tratamento

Na Tabela 3 e na Figura 5 observaram-se os valores de microdureza da ZTA em função da energia de soldagem (H) e do tempo de permanência na temperatura de 673K (400 °C). Os valores de energia de soldagem (H) neste caso correspondem à média das energias dos cordões corridos e trançados.

Tabela 3. Valores de microdureza da ZTA em função do tempo de permanência a 673K (400 °C) e da energia de soldagem

H (KJ/mm)	Desvio	1h	10h	100h
0,788	0,001500	184,92	188,96	190,99
0,785	0,000577	187,62	192,20	197,66
0,784	0,002646	187,58	192,16	197,44
0,782	0,001607	190,64	193,50	199,42
0,780	0,005058	191,59	199,51	201,12
0,777	0,003512	191,56	202,54	203,64
0,774	0,002784	192,93	203,81	204,83
0,770	0,002887	191,60	204,28	201,24
0,767	0,002255	193,70	204,96	212,55
0,766	0,004093	194,35	207,83	213,03
0,763	0,002930	195,18	210,41	217,69
0,760	0,002021	198,78	222,05	218,76

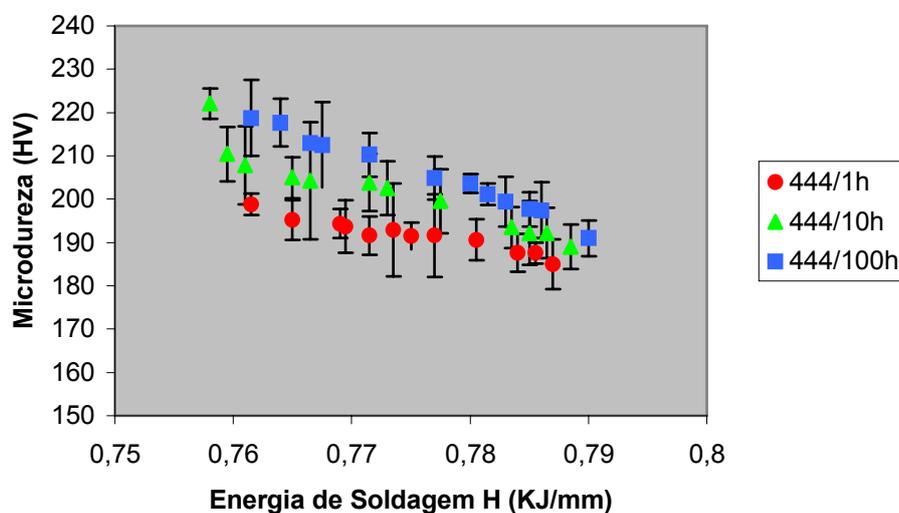


Figura 5. Efeito da energia de soldagem e do tratamento térmico sobre a dureza da ZTA

Analisando-se o Gráfico da Figura 5 percebe-se que os valores da microdureza da ZTA aumentaram com a redução da energia de soldagem e com o aumento do tempo de permanência a 673K (400 °C), apesar do aumento máximo ser de apenas 33 HV. O aumento da dureza com a redução da energia de soldagem poderia ser atribuído a uma maior formação de pequenas proporções de martensita nos contornos de grão, devido ao aumento da taxa de resfriamento na junta (Kou, S., 1987). Entretanto, vide Figura 6(a), não foi possível confirmar esta hipótese. Por outro lado o aumento da dureza em função do aumento do tempo de tratamento poderia ser atribuído a uma maior reprecipitação de carbonetos ou nitretos de Cr, Ti e/ou Nb ou de fases de dimensões mais reduzidas. Entretanto, não foi possível identificar mudanças significativas na quantidade e tamanho dos precipitados, ilustrados na Figura 6(b) e 6(c), que apresenta as microestruturas na ZTA para diferentes valores de dureza. Apesar destes acréscimos nos valores da dureza serem relativamente pequenos, o nível de nocividade em termos de perda de tenacidade da ZTA só poderá ser confirmado através de ensaios específicos para este fim, tais como os ensaios de impacto ou de tenacidade à fratura.

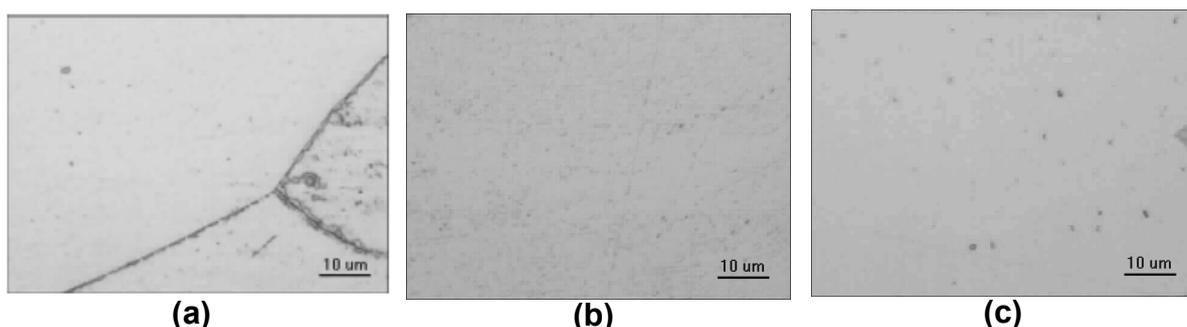


Figura 6. Contorno de grão na região da ZTA (a). Microestruturas da ZTA na região de grãos grosseiros com diferentes tempos de exposição de 1h (b) e 100h(c) a 673K (400 °C). Aumento 1000X.

Efeito no Metal de Solda

A Tabela 4 e a Figura 7 apresentam os valores de microdureza do Metal de Solda (MS) para tempos de permanência de 1, 10 e 100h à temperatura de 673K (400 °C). em função da energia de soldagem.

Tabela 4. Valores de microdureza do metal de solda (MS) em HV para tempos de 1, 10 e 100h à temperatura de 673K (400 °C).

H (KJ/mm)	Desvio	1h	10h	100h
0,811	0,0017	224,82	253,11	249,78
0,797	0,0021	233,60	257,31	267,86
0,779	0,0019	235,32	260,67	270,22
0,769	0,0023	239,08	265,04	275,86
0,764	0,0070	239,76	265,70	290,21
0,748	0,0034	240,33	280,06	309,56

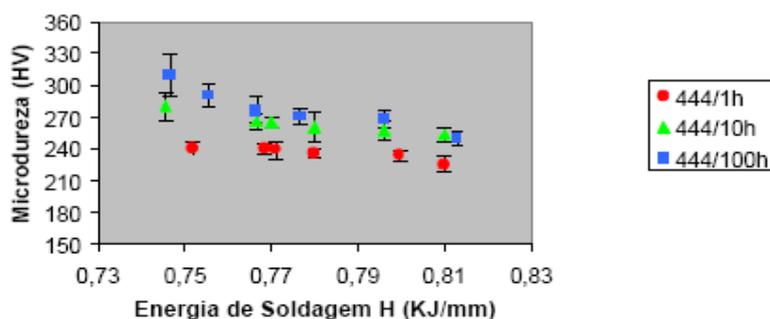


Figura 7. Efeito da energia de soldagem (H) e do tempo a 673K (400 °C) sobre a dureza do metal de solda.

Analisando-se o gráfico da Figura 7 percebe-se que os valores da microdureza no Metal de Solda (MS), da mesma forma que para a ZTA aumentaram com a redução da energia de soldagem (H) e com o aumento do tempo de permanência. Entretanto pode-se observar que houve alterações um pouco mais significativas nos valores de dureza em função destas variáveis, atingindo-se acréscimos de até 69 HV. Tendo em vista tratar-se de metal de solda austenítico o aumento da taxa de resfriamento devido à pequena redução da energia de soldagem não deveria proporcionar alterações deste porte nos valores de dureza. Entretanto, devido à grande participação de grãos ferríticos nos metais de solda o efeito da variação desta morfologia pode ser significativo. Mesmo em um único metal

de solda pode-se ter variações bastante significativas nos valores de dureza em função das diferentes morfologias e da possibilidade de formação de martensita, principalmente nos metais de solda corridos obtidos com menor energia de soldagem.⁽⁴⁻⁶⁾ As Figuras 8(a) e 8(b) apresentam duas regiões diferentes de um mesmo metal de solda onde se pode verificar a significativa diferença nos valores de dureza em função da microestrutura. A Figura 8(a) apresenta uma microestrutura acicular de aparência martensítica que proporcionou uma dureza 114 HV maior do que a da região correspondente à microestrutura da Figura 8(b).

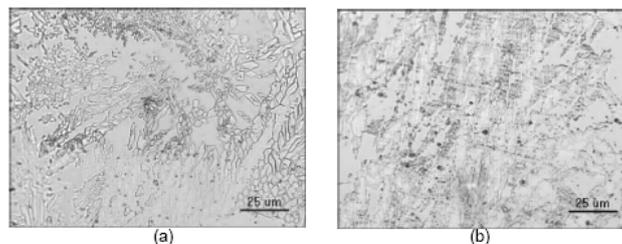


Figura 8. Microestruturas do metal de solda (MS). Aumento 500X.

Utilizando o diagrama de Schaeffer, devido à elevada participação do metal de base ferrítico na constituição do metal de solda (diluição em torno de 50 %), os metais de solda se encontram na região constituída de um elevado percentual de ferrita (em torno de 80 %) com a possibilidade da presença de martensita, conforme pode ser observado através da Figura 9.⁽⁵⁾ Esta possibilidade torna-se maior devido à maior taxa de resfriamento proporcionado pelo menor valor da energia de soldagem nestes cordões, variável esta não considerada no diagrama.

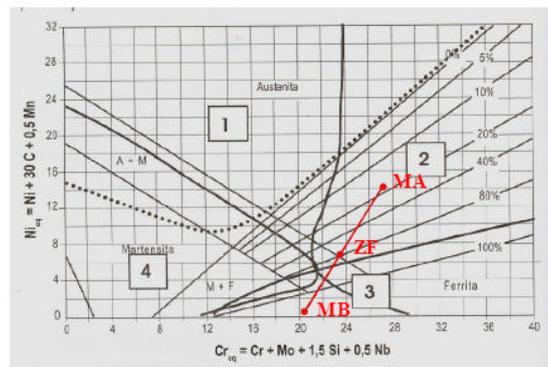


Figura 9. Diagrama de Schaeffer

A influência do tempo de tratamento poderia ser atribuído, da mesma forma que na ZTA, a uma maior precipitação de carbonetos ou fase sigma.⁽⁷⁾ Entretanto, pela Figura 10(a) e 10(b) não se verifica maiores proporções de precipitados ou variações significativas nas suas dimensões nas amostras submetidas a maiores tempos a 673K (400 °C), que pudessem justificar esta hipótese.

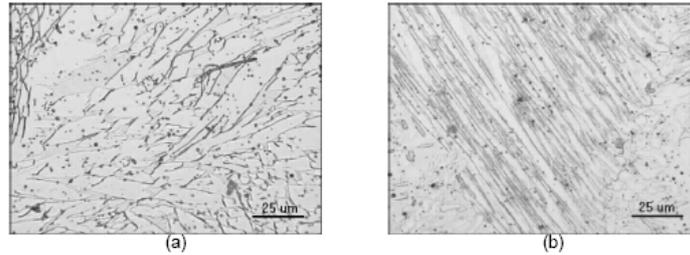


Figura 10. Região do metal de solda (MS) tratado em 1h (a) e 100h (b). Aumento 500X.

Efeito da Energia de Soldagem sobre a Extensão e Granulometria da ZTA

A Tabela 5 e a Figura 11 apresentam a relação entre a extensão da ZTA de grãos grosseiros com os valores das energias de soldagem (H).

Tabela 5. Valores das extensões da ZTA em função das energias de soldagem (H).

L_{ZTA} (mm)	DESVIO- L_{ZTA}	H (KJ/(mm))	DESVIO-H
1,35	0,354	0,638	0,110
1,50	0,141	0,756	0,279
1,90	0,141	0,762	0,286
2,10	0,141	0,782	0,243
2,30	0,141	0,819	0,270
2,50	0,141	0,842	0,133
3,05	0,071	0,865	0,265
3,45	0,495	0,895	0,392
4,05	0,212	0,906	0,181
4,35	0,212	0,900	0,304

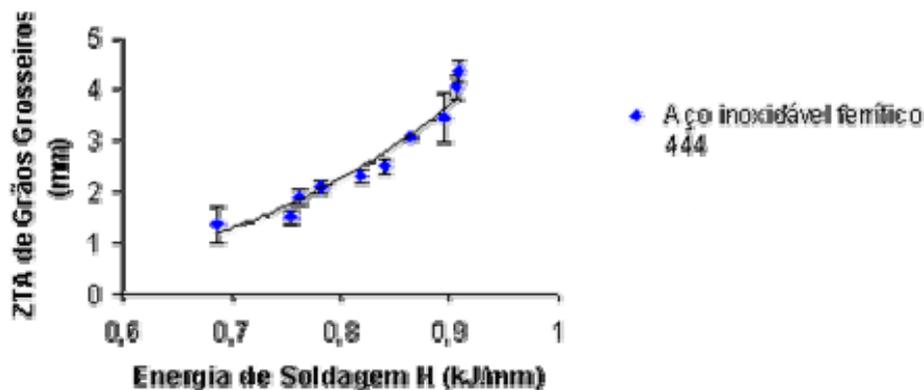


Figura 11. Relação entre a energia de soldagem (H) e a extensão da ZTA

Analisando-se a Figura 11 observa-se um aumento significativo da ZTA com o aumento da energia de soldagem. Foram observados aumentos de até 3 mm para um acréscimo de apenas 0,2 kJ/mm na energia de soldagem. Este aumento na ZTA de grão grosso pode prejudicar sensivelmente a tenacidade da junta soldada. O ideal, portanto, seria reduzir ao máximo a energia de soldagem. Entretanto esta redução na energia de soldagem (H) não deve ser muito alta, pois como se verificou anteriormente, pode conduzir a aumentos significativos de dureza nesta região.

Com relação à influência da energia de soldagem sobre o tamanho do grão ferrítico na vizinhança da linha de fusão, para a amostra soldada com uma energia

média na ZTA de 0,843 KJ/mm (Figura 12 (b)), o valor médio do tamanho de grão foi de 0,181 mm, enquanto que no metal de base o tamanho médio de grão foi de 0,064 mm. Verifica-se assim um aumento de 0,117 mm no diâmetro médio dos grãos da ZTA para uma energia de soldagem de 0,843 kJ/mm, apesar da presença de Nb e Ti que atuam como estabilizadores de crescimento de grão.

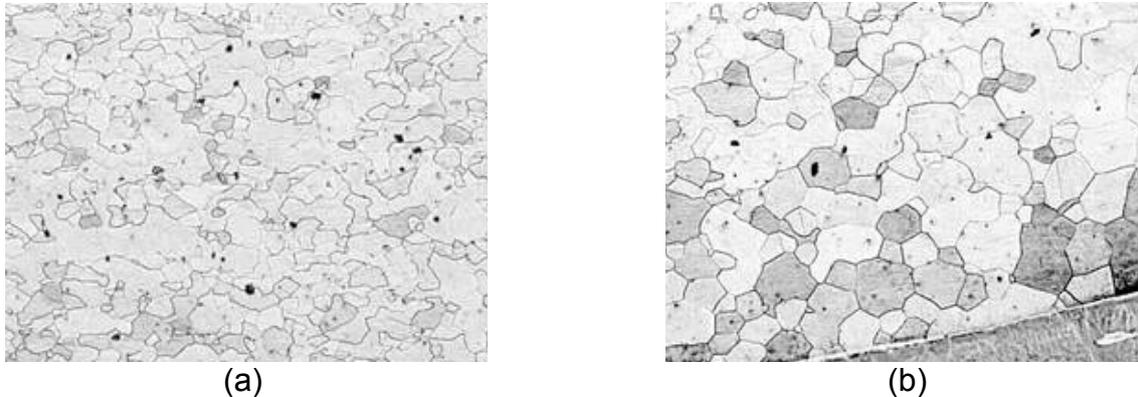


Figura 12. Metal de base (a). Região da ZTA para uma soldagem realizada com 0,843 kJ/mm (b). Aumento 50X.

4 CONCLUSÕES

Apesar de ter-se identificado trincas em alguns metais de solda não foi observada a presença destas na ZTA das juntas soldadas para todas as condições de soldagem, tanto nos ensaios de envelhecimento como nos de fadiga térmica.

Os valores de dureza do metal de solda e da ZTA apresentaram um discreto aumento com a redução da energia de soldagem e com o aumento do tempo de exposição à temperatura de 673K (400 °C), principalmente no metal de solda que apresentou acréscimos de dureza de até 69 HV.

As microestruturas dos metais de solda apresentaram uma variação significativa na morfologia e aparência dos grãos com reflexos significativos nos valores de dureza.

A extensão e a granulometria da ZTA apresentaram uma significativa dependência da variação da energia de soldagem apesar da presença de elementos estabilizadores do crescimento de grão.

Agradecimentos

Os autores agradecem à FINEP e ao CENEPES – PETROBRÁS pelo aporte de recursos financeiros para a realização da pesquisa.

REFERÊNCIAS

- 1 Lancaster, J. F. **Metallurgy of Welding**. London: George Allen & Unwin LTD, 1980.
- 2 Modenesi, P. J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. São Paulo: SENAI-SP, 2001.
- 3 Kou, S. **Welding Metallurgy**. New York: John Wiley & Sons, Inc., 1987.
- 4 Wang, Z.; Xu, B.; Ye, C. Study of the martensite structure at the weld interface and the fracture toughness of dissimilar metal joints. **Welding Journal**, v.72, p. 397-402, 1993.

- 5 Missori, S.; Koerber, C. Laser beam welding of austenitic-ferritic transition joints. **Welding Journal**, v.76, p. 125-134, 1997.
- 6 Gonzales, G. S.; Cruz, R. S.; Campos A. J.; Barcellos, E. J. B. Y. A fabricação por soldagem, de bocais para componentes nucleares. **Revista Soldagem & Materiais**, v.3, p. 28-34, 1991.
- 7 Castner, H. R. What you should know about austenitic stainless steels. **Welding Journal**, v.72, p. 53-59, 1993.

BIBLIOGRAFIA

- 1 Grong, Ø. **Metallurgical Modelling of Welding**. Cambridge: University Press, 1994.