

AVALIAÇÃO DA MICRODUREZA E MICROESTRUTURA DE JUNTAS SOLDADAS DO AÇO API 5L GR B REVESTIDO COM LIGA DE NÍQUEL

Fernando da Silva Araújo, fernandoaraujo083@gmail.com¹
Francisco de Assis Souza Neto, nportosouza@yahoo.com.br¹
Marcelo César Dias da Cunha, marcelocjs8@yahoo.com.br¹
Theophilo Moura Maciel, theo@dem.ufcg.edu.br¹
Marco Antonio dos Santos, santos@dem.ufcg.edu.br¹

¹Universidade Federal de Campina Grande (UFCG), Rua Aprígio Veloso, 882 –UAEM - CEP: 58429-140, LABSOL
Tel: (83) 3310-1358 – Campina Grande –PB.

Resumo: Este trabalho teve como objetivo avaliar a influência dos parâmetros de soldagem, sobre a microdureza e a microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) de juntas soldadas de segmentos de dutos de aço API 5L Gr B revestidos por soldagem com liga a base de níquel (Inconel 625). O processo de soldagem utilizado tanto para soldagem do duto como para a aplicação do revestimento foi o processo GMAW. Para o enchimento da junta utilizou-se como consumível o arame ER 70S-3 protegido com mistura de argônio com 25% de CO₂, enquanto que para a aplicação do revestimento, passe de raiz e passe quente utilizou-se o arame ERNiCrMo-3(Inconel 625) com proteção de argônio puro. Foram executadas soldagens com e sem a aplicação de preaquecimento de 423 K (150 °C), tensão de 22 e 24 V, e velocidade de alimentação do arame de 8×10^{-2} e $1,2 \times 10^{-1}$ m/s resultado em variações de 1030 a 1670 kJ/m na energia média de soldagem. Os resultados da microdureza indicaram a presença de trincas e de regiões na interface da junta (Inconel+Aço) com valores de dureza superiores a 300 HV. Por outro lado, os valores de dureza média na ZTA e MS (Inconel) ficaram abaixo de 250 HV

Palavras-chave: Microdureza; Junta soldada; Revestimento; Microestrutura; ZTA

1. INTRODUÇÃO

O petróleo, devido a sua composição química e a presença de diversas impurezas, apresenta um elevado grau de corrosividade. O processo de corrosão, principalmente por corrosão naftênica, que ocorre no interior dos dutos, que transportam óleo ou gás, é um problema de relevância na indústria do petróleo e pode afetar de forma significativa a vida útil dos mesmos, causando aumento de custos de manutenção, produção e até a interrupção da tubulação para a substituição de alguma parte da mesma.

Quando o referido processo não é controlado, ocorre o inevitável vazamento das tubulações, causando danos irreparáveis ao meio ambiente. Este aspecto exige dos diversos tipos de materiais, empregados na fabricação dos dutos uma elevada resistência à corrosão.

Assim, na maioria dos casos, consumíveis de soldagem como Inconel, são usados para revestir e unir tubulações de aço de alta resistência de baixa liga (ARBL) formando metais de solda dissimilares. Jang et al (2007) afirma que arames à base de Inconel são utilizados para acomodar a expansão térmica dos dois metais, devido as diferenças na composição química, e resistir ao ataque corrosivo do fluido, neste caso, o petróleo.

Há um interesse por soldagem de metal dissimilar em ambientes sulfurosos, pois estas juntas exibem pequenas zonas localizadas ao longo da linha de fusão que podem ter dureza acima de 400 HV. Doody (1992) relata que estas zonas podem ser susceptíveis à fissuração por corrosão sob tensão. Lundin (1982) descreve as zonas duras como zonas enriquecidas de carbono que podem conter muitos constituintes tais como martensita, mas predominância de carbonetos. Doody (1992) e outros autores referem-se às zonas duras como zonas não misturadas (UMZs), zonas de transição ou zonas intermediárias misturadas (IMZs) ou ainda zonas parcialmente diluídas (ZPD). Essas regiões são muito finas, de camadas descontínuas, tipicamente de 30 µm. Podem apresentar dezenas de microns de largura, diversas morfologias e composição química de baixa liga, ou seja, uma composição intermediária entre o metal de base (substrato) e o metal de solda (Paranhos, 2008; Omar 1998 e Kejelin et al, 2006). Devido a estas características, as ZPD tornam-se susceptíveis a ataques corrosivos por pitting, fragilização por hidrogênio e corrosão sob tensão. A NACE (National Association of Corrosion Engineers) MR0175/ 2003 recomenda uma dureza máxima de 22 HRC (250 HV) para juntas soldadas submetidas a ambientes agressivos. Entretanto, Doody (1992) comenta que não há limites de dureza definidos com relação às ZPDs devido sua microestrutura e elevada dureza

Este trabalho teve como objetivo avaliar o efeito da variação dos parâmetros de soldagem sobre os valores de dureza, presença de ZPDs e trincas na interface do passe de raiz (PR) e passe quente (PQ) depositados com liga de Ni (Inconel 625) em juntas de aço API 5L grau B utilizado no transporte de petróleo e gás revestidos com esta mesma liga de Ni utilizando processo de soldagem GMAW.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para este estudo utilizou-se para a confecção dos corpos de provas um tubo de aço API 5L GR B de 323 mm de diâmetro e 18 mm de espessura fornecido pelo CENPES-PETROBRÁS. Para a deposição do passe de raiz e passe quente foi utilizado o arame ER NiCrMo-3 (Inconel 625) com diâmetro de 1,2 mm, e o processo MIG (*Metal Inerte Gas*) com proteção de argônio puro. Já para o enchimento da junta foi utilizado o arame ER 70S-3 com 1,0 mm de diâmetro e por processo MAG (*Metal Active Gas*) com proteção de mistura (Argônio+25%CO₂). As vazões dos gases foram de 20 L/min e todas as soldagens realizadas com polaridade reversa. As composições químicas nominais dos arames estão apresentadas nas Tab. (1), (2) e (3).

Tabela 1. Composição Química (% em peso) nominal do metal de base.

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
API 5L GR B	0,19	0,24	0,7	0,018	0,02	0,06	0,008	0,07

Fonte: CENPES (Petrobrás)

Tabela 2. Composição Química (% em peso) nominal do metal de adição (ER NiCrMo-3).

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	Fe
ER NiCrMo-3	0,03	0,2	0,2	0,015	0,01	22,0	9,0	60,0	3,4	5,0

Fonte: AWS SFA-5.14

Tabela 3. Composição Química (% em peso) nominal do metal de adição (ER 70S-3).

Material	C	Si	Mn	P	S
ER 70S-3	0,06-0,15	0,45-0,70	0,90-1,40	0,014	0,021

Fonte: AWS SFA A5.18

As soldagens foram realizadas com tensões de 22 e 24 V e velocidade de alimentação (V_a) do arame de 8×10^{-2} e $1,2 \times 10^{-1}$ m/s. Todos estes parâmetros foram utilizados para soldagem na condição sem e com pré-aquecimento (T_0) de 423 K (150 °C). Nas etapas de enchimento e conclusão da soldagem a temperatura de interpasse foi controlada, permanecendo em torno 423 K (150 °C). A nomenclatura dos corpos de prova (CP) indica o seguinte: 1° símbolo (tensão de soldagem em V), 2° (velocidade de alimentação em m/min) e 3° (pré-aquecimento-C, sem pré-aquecimento-S). A nomenclatura dos corpos de prova e a especificação do procedimento de soldagem são mostradas na Tab. (4).

Tabela 4. Nomenclatura dos corpos de prova e parâmetros de soldagem utilizados.

CP	T_0 (K)	Tensão (V)	V_a (m/s)	H ($\eta=80\%$) (kJ/m)	
				Passe raiz PR	Passe quente PQ
22-5-C	423	22	8×10^{-2}	898	1280
22-7-C	423	22	$1,2 \times 10^{-1}$	896	1160
24-5-C	423	24	8×10^{-2}	1216	2130
24-7-C	423	24	$1,2 \times 10^{-1}$	953	1250
22-5-S	300	22	8×10^{-2}	941	1560
22-7-S	300	22	$1,2 \times 10^{-1}$	869	1350
24-5-S	300	24	8×10^{-2}	1094	1940
24-7-S	300	24	$1,2 \times 10^{-1}$	936	2000

A preparação das amostras para análise metalográfica foi realizada com o procedimento convencional: corte lixamento, polimento, ataque químico (Nital 3%) para se fazer análise e registro das microestruturas.

Para se fazer o ensaio de microdureza Vickers utilizou-se a carga de 0,1 kg aplicada por um tempo de 15 s e também uma carga de 0,025 kg durante um tempo de 15 s para medir a dureza das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's), devido às suas reduzidas dimensões. Primeiro as medidas foram realizadas na seção transversal em 4 (quatro) linhas horizontais em pontos do Metal de Solda (MS) e Zona Termicamente Afetada (ZTA), como pode ser observado na Fig.(1). A primeira linha ficou a uma distância de 0,5 mm da face da raiz, enquanto que as demais linhas foram realizadas mantendo-se uma distância de 2 mm entre as mesmas. As distâncias entre a linha de fusão (LF), ZTA e MS foram de 0,04 e 0,1 mm, respectivamente. As distâncias entre as identações foram de 0,2 mm na ZTA e 0,5 mm para o Metal de Solda (MS).

Além disso, foi realizado o ensaio de microdureza Vickers ao longo de uma linha vertical (5ª) na região central da junta obedecendo a uma distância entre as identações de 2 mm, totalizando 8 medidas, varrendo assim todo o metal de solda (Inconel 625 e ER 70S-3).

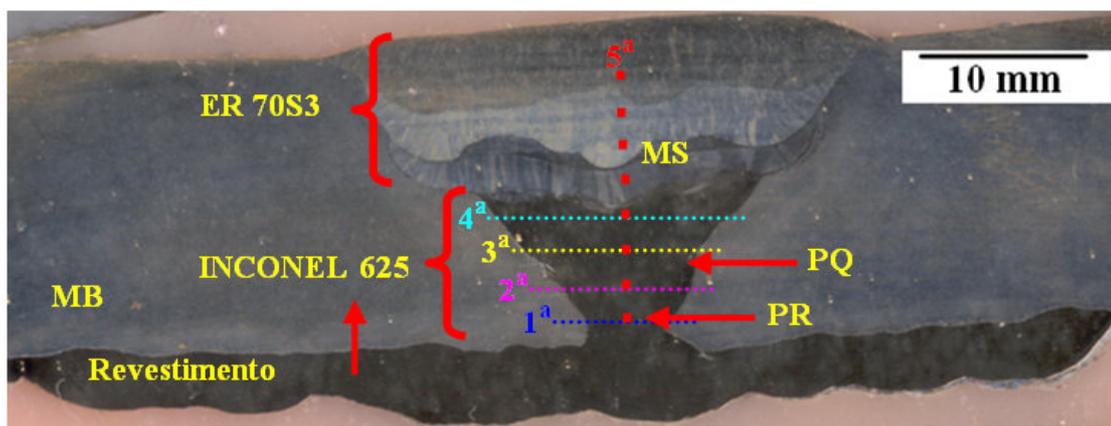


Figura 1. Junta soldada de corpo de prova revestido com Inconel 625 e ilustração das linhas de microdureza na região do passe de raiz e passe quente.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Tabela (5) apresenta a relação entre a extensão da ZTA na junta com os valores das energias média de soldagem (H) para todas as amostras analisadas.

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

CP	Tensão (V)	V _a (m/s)	H _{Média} (η=80%) (kJ/m)	Extensão da ZTA (mm)
22-5-C	22	8x10 ⁻²	1090	2,8±0,6
22-7-C	22	1,2x10 ⁻¹	1030	2,6 ± 0,7
24-5-C	24	8x10 ⁻²	1670	4,5±0,9
24-7-C	24	1,2x10 ⁻¹	1100	3,4±0,3
22-5-S	22	8x10 ⁻²	1250	3,5 ±0,4
22-7-S	22	1,2x10 ⁻¹	1110	3,4±0,9
24-5-S	24	8x10 ⁻²	1520	3,8±0,5
24-7-S	24	1,2x10 ⁻¹	1470	3,5±0,6

Pela Tabela (5) observa-se que não houve um aumento significativo da ZTA com o aumento da energia de soldagem. Observou-se que para obter-se aumento de até 1,7 mm da ZTA foi necessário incremento na energia de soldagem de 580 kJ/m. Para todos os níveis de energia de soldagem empregados verificou-se que não houve a formação de ZTA de grão grosseiros que pode prejudicar sensivelmente a tenacidade da junta soldada, conforme pode ser observado na Fig.(2). Este fato decorre do tratamento sofrido pelos grãos devido à soldagem do passe subsequente, provocando assim homogeneidade microestrutural.

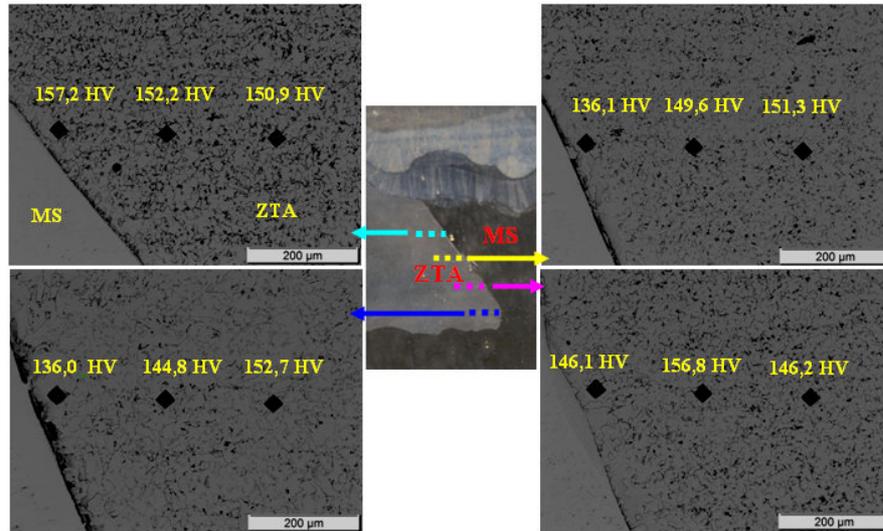


Figura 2. Microestrutura da ZTA de grãos refinados ao longo da interface Inconel 625-API 5L GR B.

Nos gráficos das Figuras (3a) e (3b) são apresentados os perfis de dureza das quatro linhas realizadas ao longo da junta soldada (raiz e passe quente) na interface ZTA-MS, com tensão de 22 V, velocidade de alimentação de 8×10^{-2} e $1,2 \times 10^{-1}$ m/s, sem e com pré-aquecimento de 423 K (150 °C) e o nível exigido pela NACE para evitar riscos de corrosão.

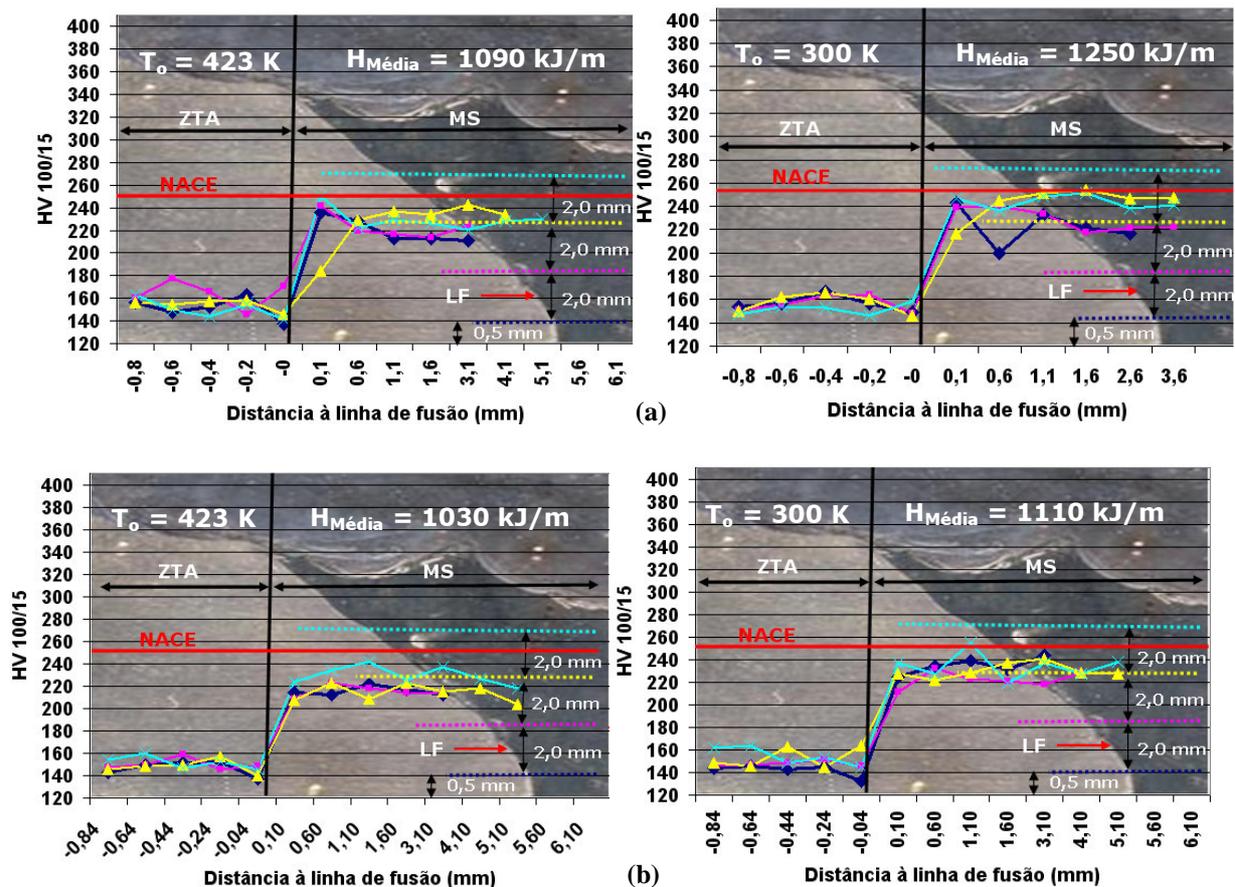


Figura 3. Perfil de microdureza na interface ZTA-MS (Inconel 625) com tensão de 22 V. (a) velocidade de alimentação, $V_a = 8 \times 10^{-2}$ m/s e (b) $V_a = 1,2 \times 10^{-1}$ m/s. Figuras à esquerda: $T_o = 423$ K e figuras à direita: $T_o = 300$ K.

Observa-se no gráfico da Figura (3) que não houve um efeito significativo do pré-aquecimento na condição de 22 V e 8×10^{-2} m/s em relação à redução da dureza na ZTA. Por outro lado, se verifica uma maior uniformidade nos valores de dureza para a soldagem com pré-aquecimento principalmente na região do metal de solda, Fig. (3a). Além disso, os

pontos a 0,1 mm (MS) e -0,04 mm (ZTA) da LF apresentaram aumento e redução da dureza, respectivamente. Lundin (1982) afirma que nesta região próxima a interface, ocorre migração de carbono que proporciona aumentos de dureza no MS (zona enriquecida de carbono) e diminuição da resistência na ZTA de estrutura ferrítica.

Observa-se que a dureza ao longo das quatro linhas de microdureza na ZTA da junta soldada para as condições sem e com e pré-aquecimento de 423 K, tensão de 22 V e velocidades de alimentação do arame de $1,2 \times 10^{-1}$ m/s como mostra a Fig. (3b), apresentou o mesmo comportamento que a amostra soldada na condição com velocidade de alimentação de 8×10^{-2} m/s, entretanto houve uma pequena redução nos valores médios de dureza da ZTA, Tab. (6).

Percebe-se pela Figura (4) que não houve uma variação microestrutural ao longo da junta, sendo esta composta por grãos refinados devido ao ciclo térmico que os passes anteriores são submetidos quando da soldagem dos passes subsequentes, característica de soldagem multipasse. Neto (2003) trabalhando com soldagem em aços ARBL, afirma que este fato provoca melhores propriedades mecânicas nesta região. Verifica-se que mesmo sem pré-aquecimento, há a tendência da formação de uma ZTA maior com o aumento da energia de soldagem, porém, os valores de dureza na ZTA são praticamente os mesmos que aqueles apresentados pela amostra soldada com pré-aquecimento, Fig. (3b).

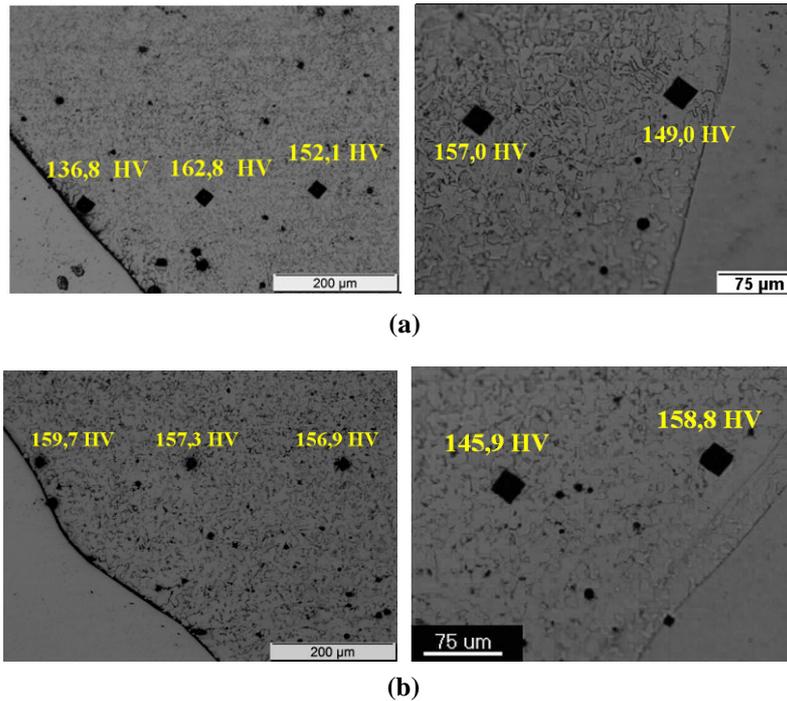


Figura 4. Microestrutura da ZTA na condição 22 V e 8×10^{-2} m/s: (a) 1^a linha a 0,5 mm da raiz. (b) na 4^a linha a 6,5 mm da raiz. Figuras à esquerda: $T_o = 423$ K. Figuras à direita: $T_o = 300$ K.

Observa-se na Figura (5) a microestrutura na região próxima ao passe de raiz para corpos de prova soldados com tensão de 22 V e velocidade de alimentação de $1,2 \times 10^{-1}$ m/s, onde se verifica que esta região é formada por grãos refinados de baixa dureza.

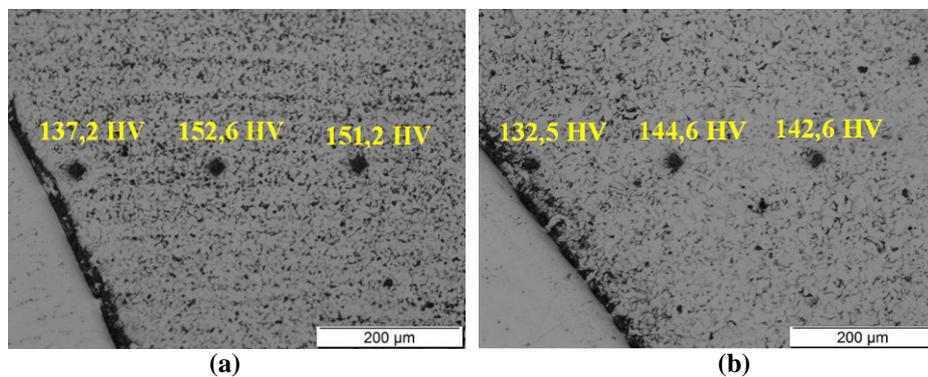


Figura 5. Microestrutura da ZTA na condição 22 V, $1,2 \times 10^{-1}$ m/s na 1^a linha a 0,5 mm da raiz com indentação a 0,04, 0,24 e 0,44 mm da linha de fusão. (a) Com pré-aquecimento 423 K (150 °C); (b) Sem pré-aquecimento.

Os gráficos das Figuras (6a) e (6b) apresentam os perfis de dureza ao longo da interface ZTA-MS (região da raiz e passe quente) da junta soldada com e sem pré-aquecimento, tensão de 24 V e velocidades de alimentação do arame de 8×10^{-2} e $1,2 \times 10^{-1}$ m/s.

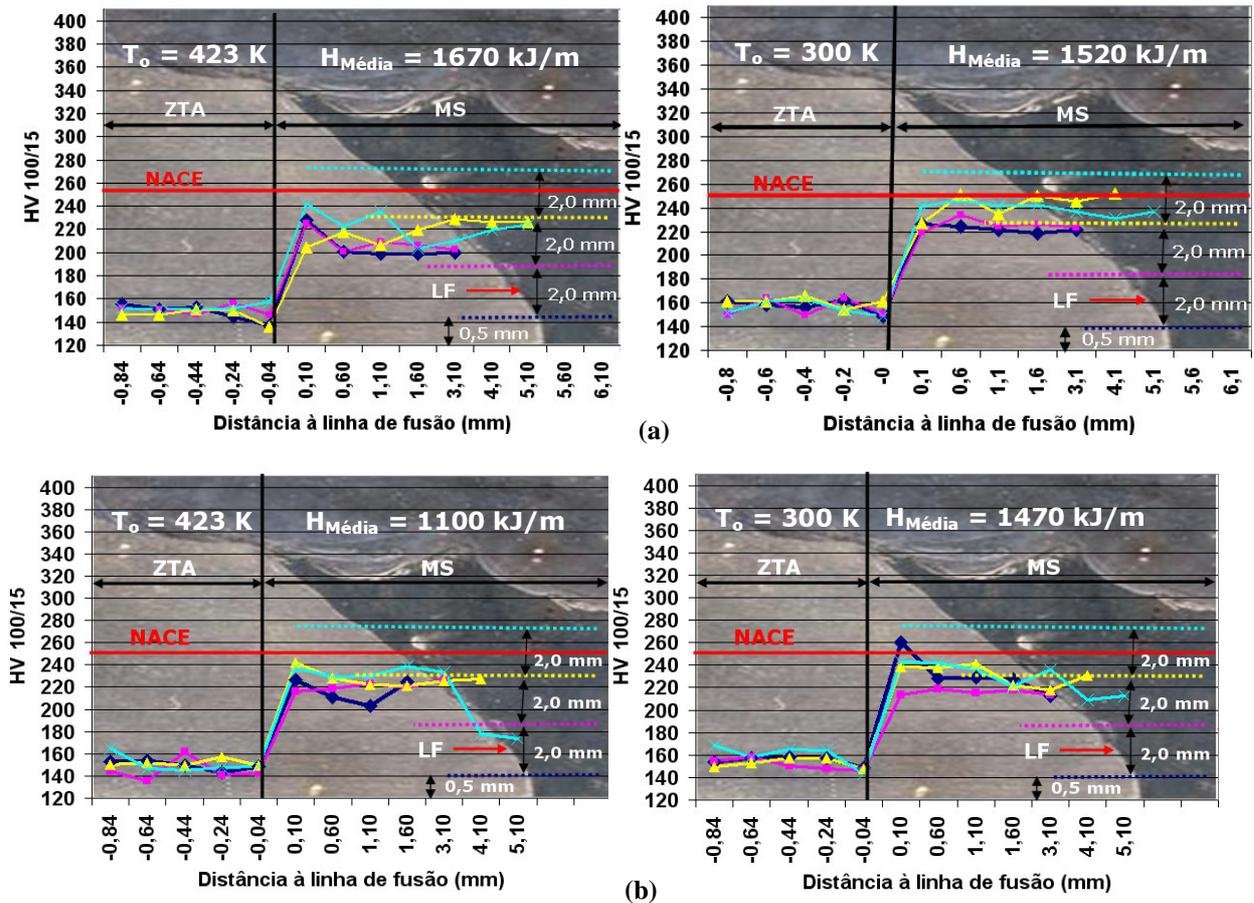


Figura 6. Perfil de microdureza na interface ZTA-MS (Inconel 625) com tensão de 24 V. (a) velocidade de alimentação, $V_a = 8 \times 10^{-2}$ m/s e (b) $V_a = 1,2 \times 10^{-1}$ m/s. Figuras à esquerda: $T_o = 423$ K. Figuras à direita: $T_o = 300$ K.

Observa-se que para as soldagens com 24 V, com maior aporte térmico, não foi suficiente para reduzir a dureza média da ZTA, Tab. (6). Por outro lado, se obteve microestruturas de grãos refinados ao longo de toda a ZTA da junta semelhantes as das amostras soldadas com 22 V. No gráfico da Figura (6b) com $T_o = 423$ K os pontos da 4ª linha (cor turquesa) localizados a 4,10 e 5,10 mm da LF pelo lado do metal de solda apresentaram valores de dureza bem abaixo da dureza média. Nessa amostra estes pontos se localizaram na região próxima a interface da solda Inconel+ER 70S-3, onde ocorre uma maior difusão de ferro.

Tabela 6. Valores médios de dureza em (HV) na ZTA e MS (Inconel 625) da junta soldada dos corpos de prova com suas respectivas nomenclaturas.

CP's	22-5-C	22-5-S	22-7-S	22-7-C	24-5-C	24-5-S	24-7-S	24-7-C
MS _{Inconel} (HV)	221,0 ±12,5	231,9 ±14,9	228,4 ±6,8	215,2 ±10,4	218,4 ±15,1	233,4 ±14,1	211,5 ±4,1	225,8 ±2,0
ZTA (HV)	155,0 ±10,2	155,4 ±6,8	149,2 ±8,1	149,1 ±5,9	149,3 ±5,6	157,4 ±5,8	154,8 ±6,6	149,1 ±6,7
H _{médio} (kJ/m)	1090	1250	1110	1030	1670	1520	1470	1100

Os gráficos da Figura (7) apresentam o perfil de dureza ao longo da junta soldada, desde o passe de raiz (pontos 1 e 2) e passe quente (pontos 3 e 4) ambos soldados com Inconel 625, interface entre Inconel 625 e ER 70S-3 (ponto 5) e passes de enchimento e acabamento soldados com ER 70S-3 (pontos 6, 7 e 8) para todas as condições de soldagem.

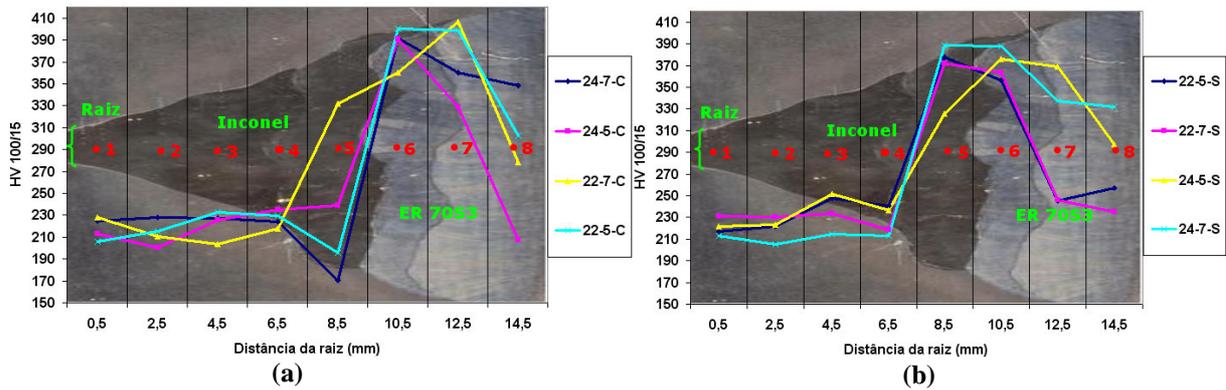


Figura 7. Perfil de microdureza ao longo da junta soldada, desde a raiz (ponto 1) até o passe de acabamento (ponto 8) para todas as condições de soldagem. (a) pré-aquecimento 423 K (150 °C) e (b) sem pré-aquecimento.

Observa-se na Figura (7) que na região do passe de raiz e passe quente (pontos 1, 2, 3 e 4) não houve uma variação significativa dos valores de dureza, estando todos os valores médios abaixo do limite estabelecido pela norma NACE MR0175/ 2003. Nunes (2006) aplicando revestimento em aço ASTM A-213 T9 com liga Inconel 625 e soldando passe de raiz e passe quente também com Inconel 625 encontrou valores de dureza nessa região variando de 200-300 HV.

Neste estudo foi verificada uma variação muito significativa de dureza na região da interface do par Inconel 625/ER 70S-3, onde se obteve variações de 190-390. Os valores mais baixos de dureza em torno de 170 HV foram constatados na região mais próxima a solda com Inconel.

Pérez (2005) declara que isto ocorre devido à contaminação com ferro. Por outro lado, se obteve durezas na ordem de 380 HV na região mais próxima da solda de ER 70S-3. Pérez (2005) também afirma que tanto as soldas de enchimento como as de acabamento com o eletrodo E-505-15 sofrem diluição com o Ni e o Mo da solda com Inconel. Esta diluição provoca uma mudança da microestrutura de martensítica para austenítica ou talvez uma mistura de ambas, justificando assim a variação de dureza ao longo da região de enchimento.

Para todas as condições de soldagem ocorreu o surgimento de trincas na interface entre Inconel 625 e ER-70S3 e no metal de solda do enchimento. Na região de interface entre Inconel 625 e ER-70S3 conforme ilustrado na Fig. (8). Por outro lado não se verificou a presença de trincas na região compreendida pelo passe de raiz e passe quente. Entretanto, foi verificado o aparecimento de falta de fusão na raiz da solda em praticamente todas as amostras, Fig. (8b).

Nunes (2006) e Pérez (2005) ao realizar soldagens dissimilares entre Inconel 625 e E-505-15 verificaram, também, a presença de trinca na interface destes materiais e no passe de raiz feito com Inconel 625. Segundo Cieslack (1987) e Dupont (1996) citados por Nunes (2006) a presença de trinca em Inconel 625 está associada à contaminação com enxofre e fósforo de eutético tipo Laves e carboneto de Nb.

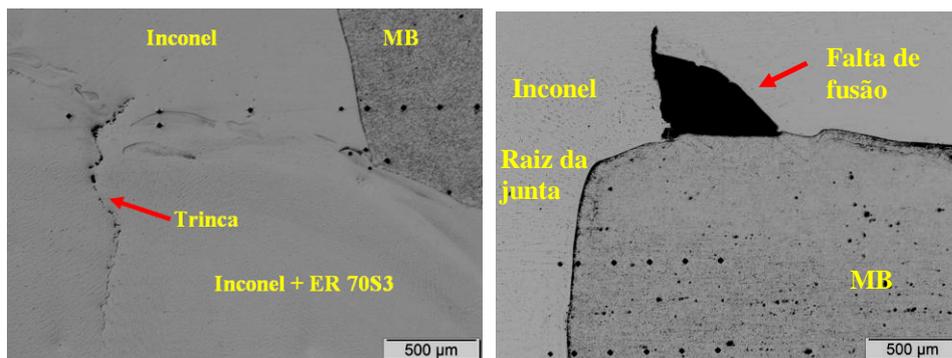


Figura 8. Defeitos encontrados na junta soldada. (a) Trinca na interface entre Inconel 625 (passe quente) e ER-70S-3 e (b) falta de fusão na raiz da junta. (Ataque com o reagente Nital 3%).

Pérez (2005) relata que estes defeitos (trincas) ficam em uma região de alta concentração de segundas fases identificadas como fases Laves. Além disso, Sireesha (2002) justifica que as falhas presentes na interface de materiais podem ser provocadas pela diferença de expansão térmica de soldas dissimilares. Isto é um fator relevante já que em tubulações de transporte a diferença de temperatura na operação gera ciclos térmicos que podem provocar falhas prematuras nas juntas.

Ao longo da interface do revestimento foram encontrados valores muito elevados de dureza acima de 400 HV indicando a formação de zonas parcialmente diluída (ZPD's), Fig. (9).

Dehmlaieb (2008) afirma que a variação da largura da ZPD é atribuída ao fluxo de convecção do metal fundido na parte superior e inferior, resultando em uma melhor mistura dos materiais de adição e base para formar o metal de

solda. No entanto, o fluxo do líquido ou a convecção no metal de solda não é suficiente para eliminar estas regiões, pois há sempre uma camada limite laminar na frente se solidificando. Nesta camada laminar limite, a mistura dos metais é controlada pela difusão no líquido.

Foi constatado que ocorre uma maior quantidade e extensão de ZPD's na região do passe quente, do tipo trançado, onde neste utilizou-se uma maior energia de soldagem. Além disso, observa-se na Figura (9b) que quanto maior a energia de soldagem maior a ocorrência e dimensões das ZPD's.

Observou-se que as ZPD's são formadas em regiões individuais ao longo da junta soldada, enquanto que a maior parte da interface entre o metal de solda e metal de base não apresenta qualquer heterogeneidade. Este fato também foi relatado por Kejelin et al (2006). Em relação aos valores de dureza obtidos acima de 350 HV nestas regiões, Doody (1992) afirma que estas zonas podem ser susceptíveis à fissuração por corrosão sob tensão e que estas durezas estão dentro da faixa de dureza característica das microestruturas martensíticas (acima de 340 HV).

Kejelin et al (2006) afirmam que o principal problema metalúrgico encontrado em soldas de metais dissimilares é a formação, ao longo da interface da linha de fusão, de regiões que podem atingir durezas superiores a 400 HV, o que indicam estarem constituídas de martensita e, portanto, serem frágeis. Estas regiões apresentam espessuras de dezenas de micrometros. Neste trabalho foram obtidas diversas formas de ZPD's, além de espessura da mesma de até 223 µm, estando acima dos valores encontrados na literatura.

Doody (1992) também encontrou ZPD's com variedade de formas (ilhas, penínsulas e praias) e tamanhos, espessuras de ZPD's de até 50 µm, que ocorrem numa frequência bastante irregular. Segundo este pesquisador a largura da ZPD poderá ter uma influência significativa sobre o início de defeitos na interface, pois a ZPD pode tornar uma solda dissimilar susceptível ao ataque localizado de corrosão por *pitting*, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sob tensão em meios ácidos e ruptura por fadiga.

Silva et al (2009) ao realizar soldagem dissimilar de aço AISI 317L em substratos de aço ASTM A516 Gr 60 com processo de soldagem Mig/Mag com duplo arame verificou a presença de ZPD's de estrutura martensita e espessuras de dezenas de micrometros.

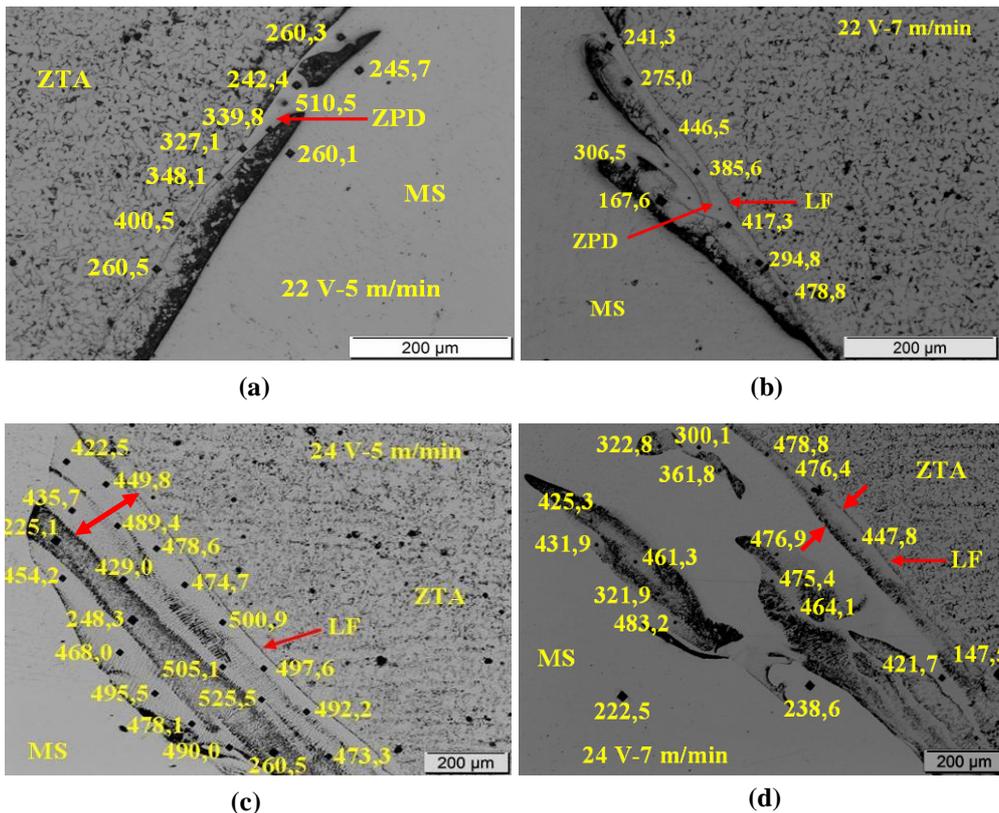


Figura 9. Interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas em diferentes condições de tensão e velocidade de alimentação. (a) $H_{PQ} = 1280$ kJ/m, (b) $H_{PQ} = 1160$ kJ/m (c) $H_{PQ} = 1940$ kJ/m e (d) $H_{PQ} = 2000$ kJ/m. Valores em HV.

4. CONCLUSÕES

Não houve um aumento significativo da ZTA com o aumento da energia de soldagem. Para obter-se aumento de até 1,7 mm da ZTA foi necessário incremento na energia de soldagem de 5,8 kJ/cm.

Para todos os níveis de energia de soldagem empregados verificou-se que não houve a formação de ZTA de grão grosseiros. Toda a ZTA apresentou estrutura de grãos refinados.

O pré-aquecimento de 423 K (150 °C) não teve influência significativa na redução da dureza da ZTA e MS localizados no passe de raiz, visto que esta região sofreu diversos ciclos térmicos.

A dureza média da ZTA e MS depositado com Inconel 625 apresentaram-se abaixo do limite (250 HV) estabelecido pela norma NACE MR0175/ 2003 para todos os parâmetros de soldagem utilizados.

Apesar de ter-se identificado trincas em todos os metais de solda da região soldada com ER 70S-3 não foi observada a presença destas na ZTA e região depositada com Inconel 625 para todas as condições de soldagem utilizadas.

Verificou-se que a energia de soldagem possui forte influência sobre a ocorrência e a extensão das ZPD's, visto que estas foram encontradas com maior frequência na região do passe quente, depositado com maior aporte térmico.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a Agência Nacional de Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis (ANP), PRH-25, a Rede Multitarefa de Materiais Avançados do Norte e Nordeste (REMULT) através do Núcleo de União e Revestimentos de Materiais (UNIREV), ao CNPq e a Unidade Acadêmica de Engenharia Mecânica (UAEM-UFCG).

6. REFERÊNCIAS

- Dehmolaieb R, Shamaniana M, Kermanpura A, 2008, "Effect of electromagnetic vibration on the unmixed zone formation in 25Cr-35Ni heat resistant steel/Alloy 800 dissimilar welds". *Materials characterization*, Vol.59: pp.1814-1817.
- Doody, Thomas, 1992, "Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service". *Welding Journal*, Vol. 71, pp. 55-60.
- Jang, Changheui, et al, 2008, "Mechanical property variation within Inconel 82/182 dissimilar metal weld between low alloy steel and 316 stainless steel" *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 85, pp.635-646.
- Kejelin, N.Z, 2006, "Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares", Florianópolis, Universidade Federal de Santa Catarina, 2006. 127 p. Dissertação (Mestrado).
- Lundin, C.D, 1982, "Dissimilar Metal Welds-Transition Joints Literature Review". *Welding Journal*, Vol. 61, pp. 58-63.
- Neto, Norival Ferreira dos Santos, 2003, "Caracterização de soldas em aços API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento", Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2003. 87 p. Dissertação (Mestrado).
- Nunes, Cristiana dos Santos, 2006, "Caracterização de fases e análise de trincas em junta soldada de inconel 625 e aço 9cr-1mo após envelhecimento" Dissertação apresentada ao curso de Pós Graduação em Engenharia e Ciências de Materiais da Universidade Federal do Ceará como requisito para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais.
- Omar, A. A.. 1998, "Effects of Welding Parameters on Hard Zones Formation at Dissimilar Metal Welds" *Welding Journal*, Miami, Vol. 77, n. 2, pp.86-93.
- Paranhos, R, 2008, "Revestimento de Aço Carbono com Aço Inoxidável Austenítico". Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/download/12ddc.pdf>>. Acesso em: 26 de maio de 2008.
- Pérez, G. J. A.; 2005, "Caracterização das Fases Presentes em Depósito de Níquel ER-NiCrMo-3 em Tubos de Aço 9Cr-1Mo Usados em Fornos de Refinaria de Petróleo". Dissertação de Mestrado, UFC, 2005.
- Silva, Marcos Mesquita da et al, 2009 "Avaliação de revestimentos de aços AISI 317L depositados por soldagem em aços ASTM a 516 gr 60 para utilização no setor de petróleo e gás. In: 64º Congresso Anual da ABM, 2009, Belo Horizonte-MG. Anais.
- Sireesha, M.; Albert, S. K.; Sundaresan, S, 2002, "Thermal cycling of transition joints between modified 9Cr-1Mo steel and alloy 800 for steam generator application". *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 79, pp. 819-827.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído neste trabalho.

MICROHARDNESS AND MICROSTRUCTURE EVALUATION OF API 5L GR B STEEL WELDED JOINTS COATED WITH NICKEL ALLOY.

Fernando da Silva Araújo, fernandoaraujo083@gmail.com¹

Francisco de Assis Souza Neto, nportosouza@yahoo.com.br¹

Marcelo César Dias da Cunha, marcelocjs8@yahoo.com.br¹

Theophilo Moura Maciel, theo@dem.ufcg.edu.br¹

Marco Antonio dos Santos, santos@dem.ufcg.edu.br¹

¹Federal University of Campina Grande (UFCG), Aprígio Veloso Street, 882 –UAEM - CEP: 58429-140, LABSOL
Phone: (83) 3310-1358 – Campina Grande –PB.

Abstract: *The objective of this work was to evaluate the influence of welding parameters on microhardness and microstructure of heat affected zone (HAZ) of API 5L Gr B steel welded joints coated with Inconel 625. GMAW process was used for both welding and coating. ER 70S-3 wire with mixture of argon+ 25% CO₂, and ERNiCrMo-3 wire with pure argon were used as consumable for the filling bead and cladding, root and hot pass application respectively. Welds without and with preheat of 423 K (150 °C), 22 and 24 V tension, 8×10^{-2} and 2×10^{-1} m/s wire feed speed resulting in heat input range from 1030 to 1670 kJ/m were done. The results of microhardness indicated the presence of cracks and regions at the interface of the joint (Inconel + Steel) with microhardness values above 300 HV. Moreover, all the values of hardness in the HAZ and WM (Inconel) were below 250 HV.*

Key words: *Microhardness; Welded Joint; Coating; Microstructure, HAZ.*