

ANÁLISE DA MICRODUREZA E DILUIÇÃO DE REVESTIMENTOS SOLDADOS DE INCONEL 625 EM AÇO 4340

Ricardo Vinícius Bubna Biscaia, Maycon Weiber Moreira, Henrique Ajuz Holzmann, Aldo Braghini Júnior

Resumo: Na última década, a exploração de poços de petróleo em águas ultraprofundas tem se intensificado, impulsionada principalmente pela descoberta de petróleo no pré-sal. Assim, faz-se necessário o desenvolvimento dos materiais com elevada resistência à corrosão e ao desgaste. Devido às propriedades mecânicas como alta dureza, ductilidade e resistência mecânica, o aço SAE 4340 é muito utilizado no setor petrolífero. Contudo, a corrosão é um fator que limita a utilização de determinados materiais, necessitando de medidas protetivas para uso em condições agressivas. O Inconel 625 por apresentar boa soldabilidade e excelente resistência à corrosão, mostra-se uma alternativa para aplicação como revestimento ao aço 4340. Esse trabalho visou comparar o efeito das variáveis de processo, na soldagem MAG, por meio dos perfis de microdureza e da diluição da liga Inconel 625 depositada em aço 4340 visando identificar o revestimento de maior qualidade além da análise de produtividade por meio da comparação dos tempos de soldagem. Os resultados mostraram a influência do pré-aquecimento e da tensão de soldagem na diluição, como também no perfil de dureza das amostras revestidas. As amostras com tensão de soldagem de 18,4 V, apresentaram menores valores de diluição e maiores concentrações de dureza, acima de 350 HV. Nas amostras com tensão de solda de 22,1 V, ocorreu maior diluição, dureza média acima de 325 HV e maior espessura da ZTA. Desta forma deve-se analisar os resultados obtidos no presente trabalho para a seleção dos parâmetros de processo que podem fabricar revestimentos com maior qualidade e produtividade.

Palavras chave: Aço SAE 4340, Revestimento Inconel 625, Perfil de dureza, diluição.

Analysis of microhardness and dilution of welding coatings of Inconel 625 on SAE 4340 steel.

Abstract: Over the past decade, the exploration of oil wells in ultra-deep waters has intensified, driven mainly by the discovery of pre-salt oil. Thus, the development of materials with high resistance to corrosion and wear is required. Thanks to its excellent mechanical properties such as high hardness, ductility and mechanical strength, SAE 4340 steel is widely used in the oil industry. However, corrosion is a limiting factor for use in harsh environments, requiring protective measures for use in these conditions. Inconel 625, due to its tensile strength, good weldability and excellent corrosion resistance, is an alternative for application as coating to 4340 steel. This work aimed to compare the effect of process variables in MAG welding by means of the profiles of microhardness and dilution of Inconel 625 alloy deposited in 4340 steel. The results showed the influence of preheating and welding stress on the dilution as well as the hardness profile of the coated samples. Samples with welding voltage of 18.4 V, have lower dilution values and higher hardness concentrations above 350 HV. For samples with 22.1 V welding voltage, they presented higher dilution and lower values with hardness above 325 HV, as well as higher ZTA thickness. Thus, one must analyze the results obtained in the present work for the selection of process parameters.

Key-words: SAE 4340 Steel, Inconel 625 coating, hardness profile, dilution.

1. Introdução

No Brasil, a produção de petróleo passa de 2,5 milhões de barris por dia (bbl/dia). A descoberta de novos campos nos últimos anos vem alavancando a produção de petróleo no

cenário brasileiro, a qual é sustentada principalmente pelas acumulações do pré-sal, espera-se que a produção de petróleo atinja 5,2 milhões bbl/dia em 2026 (BRASIL, 2016).

Cerca de 80% da extração total no período decenal compreendido entre 2016 e 2026 é prevista para unidades produtivas que estão localizadas em águas ultraprofundas (abaixo de 1.500 metros de lâmina d'água) (BRASIL, 2016).

Desse modo, verifica-se a necessidade do desenvolvimento de novas tecnologias e a atuação na engenharia de seleção e fabricação de materiais para que a exploração desses poços seja viabilizada e otimizada. A exploração de petróleo da camada pré-sal, basicamente limita-se à dificuldade de encontrar materiais resistentes mecanicamente como também resistentes à corrosão, que possam atender às necessidades da indústria (POTTMAIER et al., 2013).

Devido ao fato de apresentar dureza elevada, considerável resistência a tração (próximo à 200 kgf/mm²) para o material temperado e revenido, o aço SAE 4340 vem sendo utilizado na indústria do petróleo, desde a sua extração até as refinarias, em componentes sujeitos a carregamentos dinâmicos, obtendo ótimos resultados (CARVALHO, 2012; ASM, 1991). Não obstante, como o aço citado não possui boa resistência à corrosão, faz-se necessário medidas de proteção à superfície do material, visando evitar fragilização por hidrogênio como também a oxidação proporcionada pela corrosividade da água do mar e do petróleo (CARVALHO, 2012).

Nesse contexto, superligas de níquel, como o Inconel 625, que possui alta resistência à corrosão e resistência mecânica, podem ser empregadas no revestimento em estruturas metálicas no setor petrolífero e marítimo (KORRAPATI et al., 2014). Devido ao avanço de pesquisas no desenvolvimento de novos materiais, atualmente, os revestimentos são utilizados também para elevar a resistência ao desgaste, isolamento térmico e elétrico e contra incompatibilidades químicas e biológicas (ANTOSZCZYSZYN, 2014). O processo de soldagem MAG é um dos principais métodos empregado como processo de deposição de revestimentos, possuindo elevada produtividade, bom acabamento superficial, baixa porosidade (BENOIT et al., 2011).

Assim o presente trabalho visa comparar a influência da tensão de soldagem e da efetividade do pré-aquecimento do metal base na qualidade do revestimento, utilizando o processo de soldagem MAG. Desta forma, é possível avaliar qual combinação de parâmetros de soldagem proporciona as melhores características mecânicas, produtividade e qualidade, por meio da caracterização dos perfis de dureza e da diluição e análise do tempo de soldagem da superliga Inconel 625 depositada em barras de aço 4340 como metal base.

2. Metodologia

A fim de otimizar os experimentos utilizou-se a ferramenta de planejamento fatorial, considerando dois fatores e em dois níveis 2² obtendo 4 amostras para análise, definiu-se a utilização de uma réplica para cada amostra para o cálculo das médias e desvios padrão de medições quantitativas relacionadas à tempo, massa de material depositado, microdureza, corrente e diluição. Somando no total oito amostras para aplicação do revestimento de solda. A Tabela 1 apresenta as variáveis utilizadas para uma cada amostra.

Média	Amostra	Réplica	Pré-Aquecimento	Tensão (V)
M1	A1	A3	Sim – 150 °C	18,4
M2	A2	A4	Sim – 150 °C	22,1

M3	B1	B3	Não – 23°C (temp. ambiente)	18,4
M4	B2	B4	Não – 23°C (temp. ambiente)	22,1

Fonte: Autoria própria (2019)

Tabela 1 – Composição química dos materiais.

O fluxograma apresentado na Figura 1, apresenta as etapas seguidas neste trabalho.

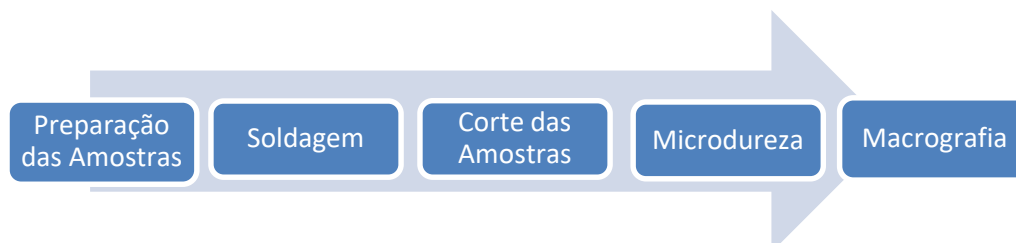


Figura 1 – Composição química dos materiais.

Fonte: Autoria própria (2019)

A preparação inicial teve como objetivo seccionar o material nas dimensões de 30 x 20 x 22 milímetros e preparar a superfície do mesmo para deposição do revestimento utilizado (Inconel 625). Para o substrato, ou metal base, utilizou-se o aço SAE 4340, a composição tanto do substrato quanto do revestimento são apresentadas na Tabela 2.

	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
AISI 4340	0,38 - 0,43	0,65 – 0,9	0,15 - 0,35	0 (máx)	0,01 (máx)	1,65 – 2	0,7 – 0,09	0,2 - 0,3	0,35 (máx)
Inconel 625	0,06	0,3	0,1	0,05	-	61	21	9	0,05

Fonte: Autoria própria (2019)

Tabela 2 – Composição química dos materiais.

Para estabelecimento da tensão de soldagem, utilizou-se as recomendações do manual da máquina de solda MIG/MAG marca Sumig, modelo Hawk 255, do laboratório de soldagem da Universidade Tecnológica Federal do Paraná – Campus Guarapuava, sendo a faixa de tensão de trabalho entre 16 e 27 Volts, utilizando os estágios de setup número 3 e 6, com valores de tensão de 18,4 Volts e 22,1 Volts.

O revestimento foi depositado nas amostras utilizando o processo MAG. Utilizou-se o arame de solda AWS ER NiCrMo-3 com diâmetro de 1,0 mm e velocidade de soldagem de 5 m/min. O gás de proteção utilizado foi uma mistura gasosa de 25% CO₂ + Ar, a uma vazão de 10 L/min.

Primeiramente foi realizada a soldagem das amostras sem pré-aquecimento. Na sequência as amostras com pré-aquecimento. O pré-aquecimento das amostras se deu em forno do tipo Mufla com temperatura controlada, do laboratório de ensaios mecânicos da Universidade Tecnológica Federal do Paraná – Campus Guarapuava, a uma temperatura de 150 °C. Para controle da temperatura da amostra, foi utilizada uma câmera termográfica.

Após deposição do revestimento nas amostras, as mesmas foram cortadas em secção transversal central, a fim de realizar as medições de microdureza. Para tanto utilizou-se uma metodologia para varredura da dureza, conforme Figura 2. Determinou-se 3 linhas de medição

(uma central e duas a 15 milímetros das extremidades), em cada linhas foram obtidos 14 pontos de medição. A execução do ensaio de microdureza foi realizado no Microdurômetro Shimadzu, modelo HVM-G 20-ST, localizado no laboratório de preparação metalográfica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná – Campus Ponta Grossa, com carga de 500 grama-força.

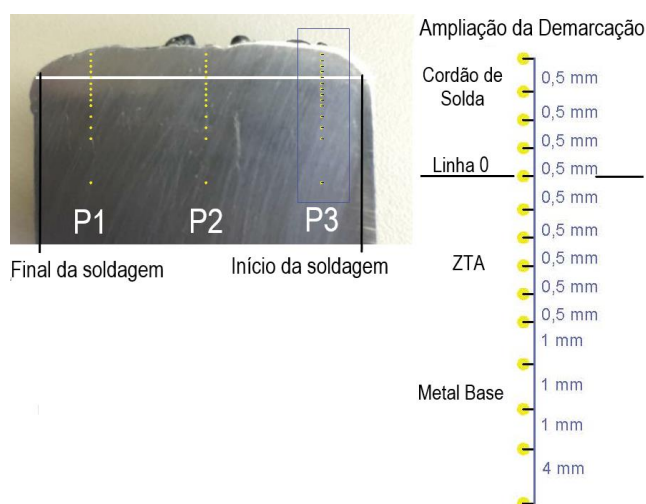


Figura 2 – Demarcação de pontos para ensaio de microdureza.

Fonte: Autoria própria (2019)

Após verificação das microdurezas, as amostras foram lixadas com a sequência de lixas de granulometria 220, 320, 400 e 600 mesh, esta etapa é necessária para realização do ataque químico para revelação precisa do cordão de solda, da zona de mistura e do metal base. Para o ataque utilizou-se Nital 10% durante 30 segundos. Destaca-se que apenas o metal base, e a zona de mistura é atacada, devido a elevada resistência do revestimento.

Na sequência foram obtidas fotografias das amostras atacadas, para assim realizar as delimitações de cada uma das regiões. Utilizou-se a técnica de medição de área em Software computacional, neste caso AutoCAD 2018, a Figura 3 exemplifica a delimitação realizada nas amostras.

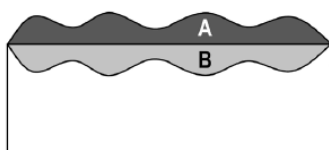


Figura 3 – Diluição medida na seção transversal do revestimento depositado sobre barra.

Fonte: Autoria própria (2019)

Após a demarcação calculou-se a diluição do revestimento, através da equação 1:

$$\delta = \left(\frac{B}{A+B} \right) \times 100 \quad \text{eq. 01}$$

Onde A é a área de massa fundida do metal de adição, B é a área da massa do metal de adição diluída no metal base, encontrada abaixo da linha zero (posição da superfície de depósito de solda, identificada antes da soldagem) e δ é o coeficiente de diluição.

Para obtenção da quantidade de massa de arame Inconel 625 depositada em cada amostra, utilizou-se os parâmetros: tempo de soldagem, dimensões, densidade de 8,4 g/cm³ e velocidade de alimentação do arame de solda. Com isso, foi possível estabelecer o volume de arame depositado em cada processo de soldagem o qual multiplicado pela densidade, resultou no revestimento total soldado sobre cada amostra. A equação 2 especifica o cálculo realizado.

$$m = (V_s \times t)(\pi \times r^2)d \quad \text{eq.02}$$

Onde: m é a massa (gramas); V_s a velocidade de alimentação do arame de solda (metros/segundo); t o tempo (segundos); r o raio do arame de solda (metros) e d a densidade (gramas/metro cubico).

3. Resultados e discussão

Para metais, a dureza é diretamente proporcional à tensão de escoamento uniaxial na deformação imposta pela indentação. Estudos teóricos e empíricos demonstram relações quantitativas entre a dureza e outras propriedades mecânicas de materiais, tais como resistência à tração, resistência à deformação, resistência à fadiga e fluência. A dureza de um revestimento resulta de sua composição química e também da sua microestrutura, contudo ambas são impactadas pelo processo de soldagem, uma vez que as regiões unidas (metal de adição e metal base) são fundidas, para que ocorra a coalescência dos materiais. Assim, o perfil de dureza é uma importante ferramenta para a caracterização da deposição de revestimentos (BLAU; P. J., 1992).

Os Gráficos de 1 e 2 apresentam os valores referentes às curvas de dureza das amostras.

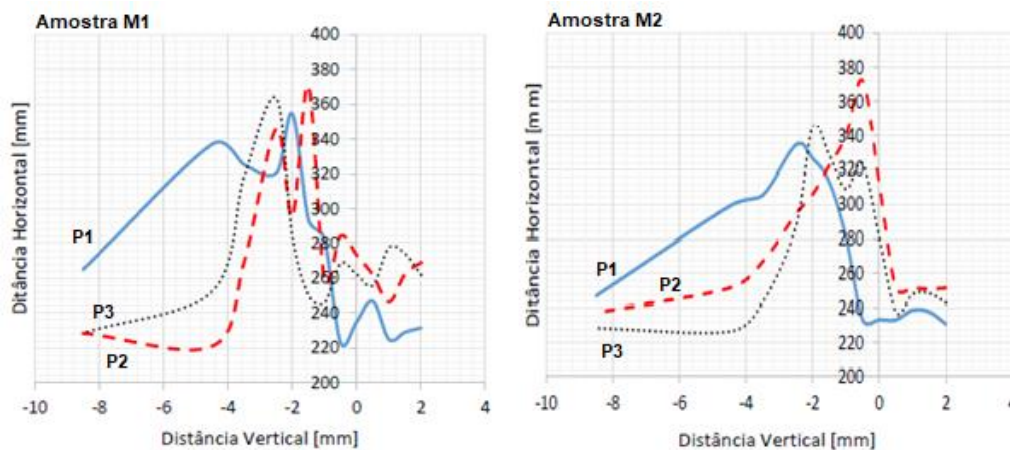


Gráfico 1 – Microdureza amostras M1 e M2.

Fonte: Autoria própria (2019)

Nota-se para a amostras M1, que há uma variabilidade entre as linhas, principalmente em relação à linha P1 comparando às outras duas linhas. Os maiores valores de dureza encontrados em P1, em comparação à P2 e P3 pode estar relacionada à maior profundidade da ZTA nessa região (entre -4 e -8 mm).

Uma tendência observada para as três linhas é o aumento exponencial da dureza na região próxima ao ponto zero, na ZTA. Cavalcante et al. (2016) encontraram resultados similares, na microdureza, revestindo de Inconel 625 um aço estrutural ASTM A387 por meio de soldagem

MAG. Os autores relataram a mesma tendência desse aumento abrupto logo após a linha zero, saltando de valores próximos de 220 HV no cordão de solda (Inconel 625), para valores de aproximadamente 330 HV para regiões próximas à interface do metal base e do revestimento. Verifica-se na amostra M1 uma média de 253,5 HV na região do cordão de solda e de 320 HV próximo à região da interface. É possível observar também que as regiões de pico estão concentradas entre -1,5 e -2,5 mm.

Korrapati et al. (2014), relatam uma tendência de aumento nos valores de microdureza próximos à interface do revestimento, na ZTA. Os autores citam que a provável causa desse fato é devido a formação de precipitados de Nb e Ti, que foi evidenciado em seu trabalho, utilizando o processo de soldagem PCGTA (Pulsed Current – Gas Tungsten Arc Welding). Para a amostra M2 nota-se uma aproximação entre as linhas P2 e P3 encontrada no Gráfico 1, apresentando maior variação na linha P1. O que pode ser ocasionado, assim como para amostras M1, pelo resfriamento mais rápido, sendo que a região foi a última a ser soldada.

Em M2, os picos de microdureza encontram-se entre -0,5 mm e -2,5 mm, contudo, se comparado a amostras M1, houve menor diminuição da microdureza ao longo das linhas verticais. Este fator pode ter ocorrido devido a uma maior energia de soldagem ocasionado pelo aumento da tensão de soldagem, fazendo com que a ZTA fosse estendida, mostrando menor taxa de redução da dureza.

A região de início de soldagem mostra uma dureza alta concentrada, o que se mantém na região central (linha P2), enquanto no final da soldagem (linha P1) apresenta valores menores de dureza, contudo estão distribuídos numa faixa maior de distância. Isso pode ter sido ocasionado pelo ciclo térmico aplicado às regiões de início de soldagem, o que não ocorreu na linha P1, devido ao fato de que o início da soldagem foi em P3, essa região sofreu maior número de ciclos térmicos, o que pode ter proporcionado maior refino de grão. De acordo com o que foi relatado por Cavalcante et al. (2016) em seu trabalho, a microestrutura apresentou-se mais refinada nas regiões que foram submetidas a maior número de ciclos térmicos.

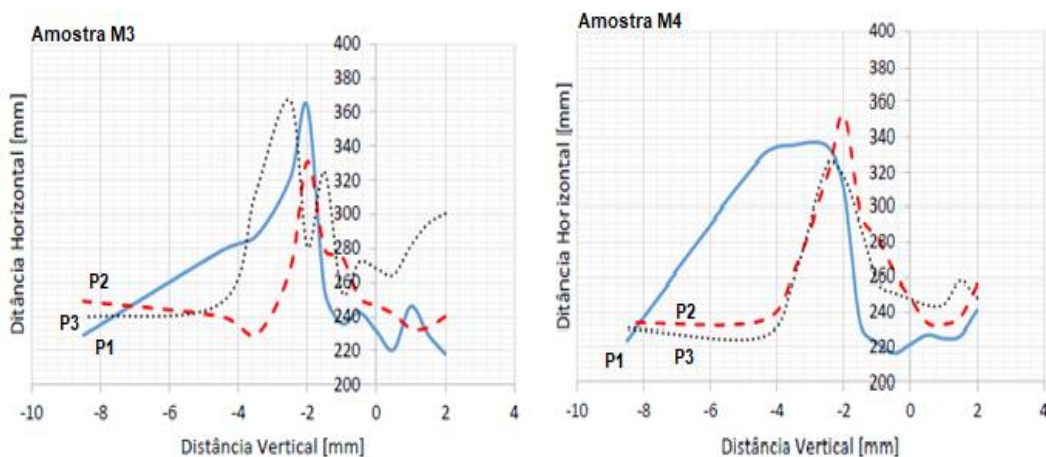


Gráfico 2 – Microdureza amostras M3 e M4.

Fonte: Autoria própria (2019)

Para amostra M3, como apresentado no Gráfico 2, as linhas de microdureza não mostraram-se tão próximas, se comparadas às linhas das amostras M1 e M2. A linha P1 apresentou uma curva com decaimento suave a partir de seu pico, distanciando-se da interface de solda, estando de acordo com os resultados encontrados em M1 e M2.

Foi possível identificar uma alteração no padrão dos gráficos, uma vez que encontrou-se uma região de alta dureza (acima de 350 HV), na linha P1, do final da soldagem. O que pode ter sido causado por algum carboneto no local de indentação. Percebe-se também que diferentemente de M1 e M2, a linha P2 apresentou o menor pico de dureza para M3.

Outra consideração a ser avaliada para amostra M2 é o aumento dos valores de microdureza encontrados em P3, na região do cordão de solda, distinguindo dos valores encontrados na mesma região para P2 e P1.

Assim como para as demais amostras, para M4 representada no Gráfico 2, identifica-se o mesmo padrão de aproximação das linhas P2 e P3. Observa-se também para P1, que entre -3 e -8 mm, a curva reduz os valores suavemente, apresentando valores acima de 280 HV entre -3 e -6 mm.

É possível observar que na região da interface do revestimento e do metal base houve um aumento significativo nos valores de microdureza, mais especificamente entre -1 e -2 mm, para as três linhas. O que pode ter ocorrido pela presença de uma zona parcialmente diluída. Segundo Da Mota et al. (2016), as ZPM (Zona Parcialmente Misturada) são macrosegregações inerentes à solda de materiais dissimilares e são propícias à fragilização pela formação de carbonetos e estrutura martensítica.

Na região do cordão de solda, à direita de 0 mm, verifica-se proximidade entre as três linhas, de um máximo de 258 HV em P3, para um mínimo de 222 HV em P1. O que está em próximo ao relatado por Ramkumar et al. (2014) em seu trabalho, onde obteve valor máximo de 249,5 HV para o Inconel 625.

Para M4, notou-se maior extensão de dureza elevada na linha P1, no final da soldagem, se comparado às linhas P2 e P3. Como foi comentado anteriormente para as outras médias, pelo fato de P1 encontrar-se no final da soldagem, isso pode ter sido causado pelo resfriamento mais rápido dessa região, sendo que foi exposta por menor tempo ao calor de soldagem, obtendo um resfriamento mais rápido.

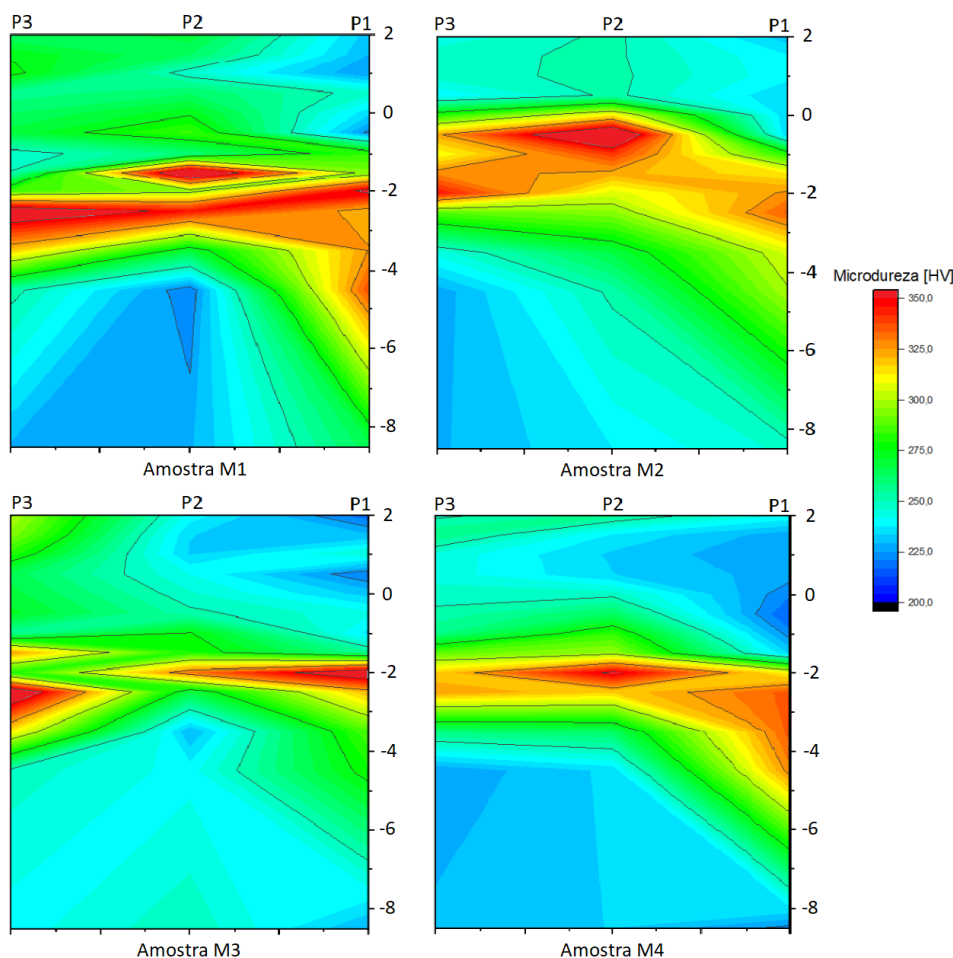


Figura 4 – Diluição medida na seção transversal do revestimento depositado sobre barra.

Fonte: Autoria própria (2019)

A Figura 4 apresenta uma representação topográfica de dureza média das amostras analisadas. Essa representação permite verificar e mapear as regiões de acordo com o início e fim da soldagem e a influência direta da energia no processo de soldagem. Percebe-se que nas 4 amostras a região de maior dureza é aquela compreendida na ZTA.

Quanto a análise da diluição, obteve-se os resultados apresentados na Tabela 3. Verifica-se que a média de diluição obtida nas amostras sem pré-aquecimento (M3 e M4) foram menores. Essa diferença foi ainda mais significativa para as amostras onde foi utilizado a tensão de 18,4 V (M1 e M3), se comparado às amostras onde foi utilizado tensão de 22,1 V (M2 e M4).

Oliveira (2014) soldou um revestimento de Inconel 625 em substrato de aço 4140, por duas técnicas diferentes, uma com TIG-Cold Wire e a outra com TIG - Hot Wire, que tiveram menores valores de diluição do que os soldados pela técnica TIG – Cold Wire, pelo fato do arame estar quente na técnica TIG – Hot Wire. Assim o arame necessita retirar menor calor do arco para a fusão, se comparado à técnica TIG – Cold Wire, fazendo com que a velocidade de soldagem aumente e reduza a energia de soldagem. Pode-se sugerir que o pré-aquecimento utilizado no metal base tenha função similar à citada pelo autor, necessitando de menor energia do arco para que o metal funda, aumentando a velocidade de soldagem e reduzindo a diluição.

Média	Ensaio e Réplica	Diluição	Média
-------	------------------	----------	-------

M1	A1	41%	38 ± 4%
	A3	35%	
M2	A2	30%	33 ± 4%
	A4	36%	
M3	B1	21%	28 ± 10%
	B3	35%	
M4	B2	32%	32 ± 1%
	B4	33%	

Fonte: Autoria própria (2019)

Tabela 3 – Diluição obtida nas amostras soldadas.

Contudo, para M1 e M2 isso não ocorreu, uma vez que as diluições médias foram maiores do que M3 e M4, nas quais não houve pré-aquecimento.

Dentre as amostras produzidas, a que obteve menor diluição foi a amostra B1, onde utilizou-se tensão de 18,4 V e sem pré-aquecimento. Já a média na qual obteve-se a maior diluição foi na amostra A1, onde utilizou-se tensão de 18,4 V e pré-aquecimento de 150 °C.

A Figura 5 apresenta a marcação das regiões de solda utilizadas para o cálculo da diluição. A partir da análise das regiões pode-se perceber que nas amostras com pré-aquecimento uma diminuição da ZTA, devido a diminuição da velocidade de resfriamento. Marques et al. (2012) relatam que assim como a energia de soldagem, o pré-aquecimento causa uma diminuição na velocidade de resfriamento (principalmente nas temperaturas mais baixas), como também nos gradientes térmicos.

Nota-se também, maior uniformidade no revestimento com tensão de solda de 22,1 V, proporcionada pela energia de soldagem maior e conforme relatado por Wainer, Brandi e Mello (1992), com o aumento da potência de soldagem, aumenta-se a largura do cordão de solda, o que pode ter influenciado no perfil menos marcado dos cordões de solda.

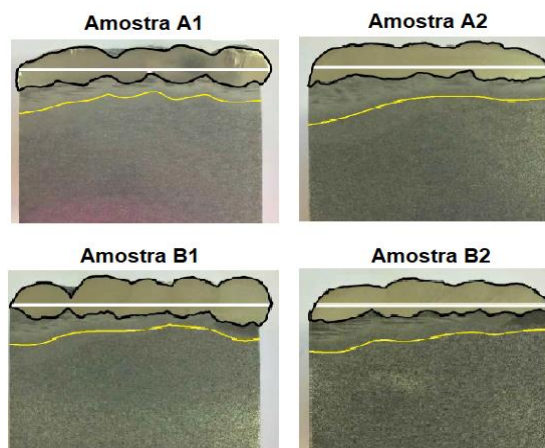


Figura 5 – Marcação das regiões do cordão de solda nas amostras de ensaio.

Fonte: Autoria própria (2019)

Da Mota et al. (2016), encontraram em seus resultados, que o aumento da energia de soldagem, nos diversos níveis de velocidade de arame, aumentou a diluição e a taxa de deposição por unidade de comprimento de solda, o que se assemelha ao encontrado nos resultados deste trabalho.

Na análise referente a produtividade relativa ao processo de soldagem, encontrou-se os valores apresentados na Tabela 4.

Média	Pré-Aquecimento	Tensão (V)	Numero de Cordões	Massa Depositada (g)	Tempo (s)	Amperagem Média (A)
M1	Sim – 150 °C	18,4	5	37,70± 1,13	67,63±2,07	124,94±0,50
M2	Sim – 150 °C	22,1	4	28,11±0,11	50,40±0,20	125,79±1,21
M3	Não	18,4	5	43,39±1,82	77,81±3,27	117,76±0,37
M4	Não	22,1	4	31,21±0,32	55,97±0,58	128,12±3,08

Fonte: Autoria própria (2019)

Tabela 4 – Parâmetros de processo das amostras.

Observa-se por meio da Tabela 4, a relação entre o aumento do tempo de soldagem e o aumento da massa depositada, o que é algo esperado, dado que a velocidade de alimentação do arame foi a mesma para todas as amostras.

Outra comparação que pode ser estabelecida é a relação do aumento da massa depositada para as amostras com 5 cordões de solda, comparado às amostras com 4 cordões.

Conforme relatado por Wainer, Brandi e Mello (1992), a potência de soldagem (V.I) é responsável pela largura do cordão, para uma tensão constante, aumentando-se a corrente (aproximando o eletrodo ao metal base), aumenta-se a largura do cordão de solda.

Dessa forma, mantendo-se a altura da tocha e aumentando-se a tensão de soldagem, implicou diretamente no aumento da largura do cordão de solda. O que explica a necessidade de um número maior de cordões utilizados nas amostras com tensão de 18,4 V, para preencher a superfície por completo, diferentemente das amostras nas quais empregou-se tensão de 22,1 V, em que foi necessário apenas 4 cordões para o recobrimento completo da superfície das amostras.

Em relação ao pré-aquecimento de 150 °C utilizado em M1 e M2, pode-se constatar que levaram menor tempo para serem soldadas em comparação às amostras sem pré-aquecimento. Isso pode ter sido ocasionado pela maior velocidade de soldagem, sendo que leva-se menor tempo para que ocorra a coalescência do metal de adição e o metal base, pelo fato do material base estar aquecido e atingir a temperatura de fusão mais rapidamente.

4. Conclusão

Com base nas análises dos resultados obtidos, pôde-se estabelecer algumas correlações entre os parâmetros de soldagem variados e seus efeitos, tanto nos perfis de microdureza quanto na diluição. Desta forma, conclui-se que:

Para as amostras onde utilizou-se tensão de soldagem de 18,4 V, os perfis de microdureza apresentaram-se, em geral, com valores mais altos em comparação às amostras onde foi utilizado tensão de 22,1 V. Porém, os perfis nos quais utilizou-se menor tensão, apresentaram-se concentrados numa faixa mais estreita do que nos perfis nos quais empregou-se maior tensão. Possivelmente devido à energia de soldagem mais baixa empregada, proporcionando taxas de resfriamento maiores, possibilitando formação de carbonetos muito duros na região da ZTA, mais especificamente próximos aos picos de temperatura, adjacentes à linha de fusão;

Os resultados das amostras nas quais utilizou-se a tensão de 22,1 V, obtiveram, em geral, menor número de valores de microdureza acima de 325 HV, possivelmente ocasionado pela

maior energia de soldagem empregada, diminuindo a taxa de resfriamento. Além disso, é possível ter ocorrido algum revenimento em regiões dessas amostras, as quais apresentaram valores menores de microdureza. Principalmente nas regiões de início de soldagem, por terem sido submetidas a maior tempo sob alta temperatura, devido à soldagem do restante da superfície da amostra. Isso também possibilitou possível redução nas tensões residuais da soldagem, reduzindo a possibilidade de trincas de solda desses materiais;

A análise do efeito do pré-aquecimento para as amostras mostrou uma tendência de aumento da região de microdureza acima de 275 HV. O que pode ocasionar regiões de altas tensões residuais e consequentemente possíveis trincas na região de soldagem;

No que se refere a diluição, em geral, nas amostras onde foi utilizado menor tensão de soldagem, obteve-se menor diluição, com exceção da amostra A1, a qual diferiu desse padrão, apresentando diluição de 41%. Isso pode ter sido ocasionado por variação de altura da tocha MAG;

Não verificou-se influência significativa da utilização do pré-aquecimento de 150 °C na diluição das amostras.

A partir dos pontos levantados, conclui-se que não houve uma variação de parâmetros que se sobressai. Uma vez que cada uma obteve melhor desempenho em diferentes quesitos. Dessa forma, se o objetivo for a obtenção de menor diluição, as amostras soldadas com tensão de 18,4 V apresentaram melhor desempenho. Mas se o objetivo for menor concentração de durezas acima de 350 HV, as amostras soldadas com tensão de 22,1 V mostraram-se como alternativas melhores. Assim, sugere-se que a escolha dos parâmetros de soldagem deve ser realizada de acordo com a necessidade de aplicação, com a produtividade desejada e qualidade requerida, fundamentando-se nos resultados obtidos no presente trabalho.

Referências

ANTOSZCZYSZYN, T. J. **Revestimentos de liga de níquel Inconel 625 por plasma com arco transferido (PTA) sobre aços api 5L X70 e AISI 316L**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Paraná, 2014.

ASM, Metals Handbook. **Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys**, vol 1, 1991.

BENOIT, A.; JOBEZ, S.; PAILLARD, P.; KLOSEK, V.; BAUDIN, T. **Study of Inconel 718 weldability using MIG CMT process**. Science and Technology of Welding and Joining, v. 16, n. 6, p. 477–482, 2011.

BLAU, P.J.; **Microindentation hardness testing**. Friction, Lubrication, and Wear Technology, v. 18, ASM handbook, ASM International, p.787-796, 1992.

CARVALHO, D. S.; JOIA, C. J. B.; MATTOS, O. R. **Corrosion rate of iron and iron-chromium alloys in CO₂ medium**. Corrosion Science, v. 47, n. 12, p. 2974–2986, 2005.

DA MOTA, C. A. M.; DO NASCIMENTO, A. S.; GARCIA, D. N.; et al. **Revestimento de níquel depositado pela soldagem MIG e MIG com arame frio**. Soldagem e Inspecao, v. 21, n. 4, p. 483–496, 2016.

KORRAPATI, P. K.; AVASARALA, V. K.; BHUSHAN, M.; et al. **Assessment of mechanical properties of PCGTA weldments of inconel 625**. Procedia Engineering, v. 75, p. 9–13, 2014.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Belo Horizonte, 2012.

OLIVEIRA, Waldemiro E. **Estudo do reparo do revestimento de Inconel 625 em aços baixa liga sem tratamento térmico pós-soldagem**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica e Tecnologia dos Materiais. CEFET/RJ, 2014.

POTTMAIER, D.; MELO, C. R.; SARTOR, M. N.; et al. **The Brazilian energy matrix: From a materials science and engineering perspective**. Renewable and Sustainable Energy Reviews, v. 19, p. 678–691, 2013.

RAMKUMAR, K. D.; MITHILESH, P.; VARUN, D.; et al. **Investigations on dissimilar weldments of inconel 625 and AISI 304**. Procedia Engineering, v. 75, p. 66–70, 2014.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia. 10. reimpressão**. São Paulo: Blucher, 1992.