

LEVANTAMENTO DE METODOLOGIA DE AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À ABRASÃO DE REVESTIMENTOS DE INCONEL 625 DEPOSITADOS POR PTA*

Regina Paula Garcia Santos¹

Temístocles Luz²

Henara Lillian Costa³

Resumo

Inconel 625 é utilizado na indústria petrolífera em sistemas de bombeamento onde pode ocorrer movimento relativo na presença de partículas abrasivas, mas devido ao seu elevado custo este pode ser depositado em substratos mais baratos tornando-se uma alternativa viável. A deposição pelo processo PTA permite altas taxas de deposição e baixa diluição. Realizou-se a parametrização do processo PTA para obter depósitos espessos em único passe (> 3 mm) de Inconel 625 sobre aço ABNT 1045. Corrente, velocidade de soldagem e taxa de alimentação foram variados. Análises macrográficas permitiram a medição das características geométricas dos cordões. Foram identificadas duas famílias, uma com uma diluição menor (<6%) e outra entre 7,5 e 11,9%. Perfis de microdureza e análise SEM-EDX caracterizaram a microestrutura dos depósitos, os quais exibiram microestruturas dendríticas, com segregação de Nb nas regiões interdendríticas, mais finas próximo à linha de fusão. Como proposta para metodologia de caracterização da resistência à abrasão dos depósitos de Inconel foram realizados ensaios de microabrasão. Duas esferas diferentes (aço martensítico duro e zircônia) foram usadas nos testes. Condições tribológicas que resultaram em deslizamento e rolamento de partículas foram identificadas.

Palavras-chave: PTA; Inconel 625; Microabrasão; Mecanismos de desgaste.

MICROABRASION OF PTA INCONEL 625 DEPOSITS ONTO AISI 1045

Abstract

Inconel 625 has been used in pumping systems in off-shore petroleum extraction where relative movement under the presence of abrasive sand particles can occur. However, due to its high cost, it is normally deposited onto much cheaper substrates. Plasma Transferred Arc (PTA) deposition allows high deposition rates and low dilution. Parametrization of PTA deposition of Inconel 625 onto carbon steel substrates aimed to produce thick deposits (>3 mm) in a single layer. Current, welding speed and powder feeding rate were varied. Macrographic analysis allowed measurement of the geometric features of the beads. Two families of deposits were identified, one with lower dilution (<6%) and the other with dilution between 7.5 and 11.9%. Microhardness profiles and SEM-EDX analysis evaluated the microstructure of the deposits, which exhibited dendritic microstructures, with Nb segregation into the interdendritic regions. A methodology based on microabrasion tests was proposed to evaluate the abrasion resistance of Inconel. Two different balls (hard martensitic steel and zirconia) were used in tests. Conditions that resulted in sliding and rolling of abrasives were identified.

Keywords: PTA; Inconel 625; Microabrasion; Wear mechanisms.

¹ Mestre, Aluna de doutorado, Laboratório de Tribologia e Materiais, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil.

² Doutor, Professor, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, Brasil.

³ PhD, Professor, Laboratório de Tribologia e Materiais, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Inconel 625 é uma série de superligas à base de níquel com uma composição química nominal em peso de 58% de Ni (min.), 20 a 23% de Cr, 8 a 10% de Mo, 3,15 a 4,15% de Nb e 5% de Fe (max). Em geral, apresenta uma fase γ rica em Ni com estrutura cúbica de face centrada (CFC), que é endurecida por solução sólida. Quando a liga é aquecida dentro do intervalo de temperatura de 550 a 980 °C, carbonetos, fases intermetálicas e fases metaestáveis ($M_{23}C_6$, M_6C , MC, γ'' , γ , δ) podem precipitar-se [1, 2]. Outro ponto sobre a microestrutura de Inconel 625 é que o Nb tende a segregar-se na área interdendrítica durante a solidificação, o que, normalmente, termina com a formação de uma fase intermetálica rica em Nb, em geral do tipo Laves [1, 3].

Devido aos elevados custos de ligas à base de níquel, é comum a utilização de revestimentos dessa liga sobre substratos mais baratos, por meio de diferentes técnicas de deposição. Revestimentos depositados por soldagem têm sido preferidos em relação a outros processos por proporcionarem uma ligação metalúrgica com o substrato, quando comparados com os métodos por aspersão térmica [4, 5]. Dentre as técnicas de deposição por soldagem, a soldagem por plasma pó (Powder Plasma Transferred Arc, PTA) apresenta como principais vantagens em relação às demais baixa diluição, alta taxa de deposição e obtenção de microestruturas mais finas [6].

No processo PTA, o uso de pó de alimentação assegura que as propriedades do depósito possam ser adaptadas para diversas aplicações. [7]. Os pós são obtidos por meio de atomização numa atmosfera protegida, assegurando uma distribuição homogênea do tamanho de grão e possibilitando ausência de oxidação, o que poderia causar porosidade na camada depositada [6]. Devido às suas altas taxas de deposição, tal processo pode produzir depósitos espessos de alta qualidade em uma única camada [8], que apresentam baixa diluição (5 a 10%), muito menor do que os obtidos com outros processos de soldagem a arco que são em torno de 20 a 25%, microestrutura fina, devido a altas taxas de resfriamento, e de alta aderência entre o revestimento e o substrato.

Há um interesse crescente da indústria petroquímica na utilização do Inconel 625 em componentes de bombas e válvulas e tubulações com o intuito de resistir à corrosão. No entanto, muitas dessas aplicações envolvem também o movimento relativo e, portanto, atrito e desgaste. Apesar disso, estudos sobre o desempenho tribológico de Inconel são escassos na literatura [9-11]. A sua resistência em ambientes contendo partículas abrasivas tem sido negligenciada [12], provavelmente devido à sua dureza relativamente baixa quando comparada com outros materiais tradicionalmente resistentes à abrasão. O desgaste abrasivo pode ocorrer devido à presença de partículas de areia. A corrosão-erosão do Inconel 625 tem sido o foco de alguns estudos [13], mas nas aplicações em questão as partículas abrasivas circulam no sistema em velocidades muito mais baixas, diferentemente do que ocorre na erosão por partículas sólidas.

A diluição entre o substrato e o revestimento pode alterar drasticamente a microestrutura dos depósitos [14], que é muito susceptível mesmo a quantidades muito pequenas de C [15] e Si [16] e também depende fortemente da quantidade de Fe [3]. Portanto, condições de soldagem adequadas precisam ser encontradas para a sua deposição em substratos de aço. A avaliação dos depósitos requer a investigação da sua resistência à abrasão, resistência à corrosão e da sinergia entre abrasão e corrosão em função das condições de deposição. Assim sendo, o primeiro

passo envolve o estudo da abrasão do Inconel 625 depositado por PTA, de forma que trabalhos futuros possam estender essa avaliação a situações envolvendo abrasão e corrosão simultâneas. Este trabalho utiliza testes de microabrasão para estabelecer uma metodologia de para análise da resistência ao desgaste abrasivo de Inconel 625 depositado por PTA sob diferentes condições de soldagem.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A deposição foi realizada em chapas de aço AISI 1045 de 12,7 milímetros de espessura usando Inconel 625 em pó atomizado (Nistelle liga 625 PTA da Kennametal Stellite) com tamanho nominal entre 53 e 150 μm . O aspecto esférico do pó foi confirmado por uma análise EDX, a qual forneceu uma composição química de Ni-60,6%; Cr-21,2%; Mo+Nb-15,4%; Fe-2,6%, a qual está dentro da faixa nominal do Inconel 625. A soldagem foi realizada na posição plana, sob corrente contínua utilizando uma fonte do modelo Digitec A7PO 450, fabricado pela IMC Soldagem. Argônio puro (99,9%) foi utilizado como gás de proteção, gás de plasma e gás de transporte. O eletrodo utilizado foi de tungstênio dopado com 2% de tório, diâmetro de 4 mm e ângulo de ponta de 60°. O bocal constritor arrefecido a água tinha um ângulo de convergência de 60° e um diâmetro de 4,8 mm.

Os principais parâmetros que controlam a qualidade da soldagem são: a taxa de alimentação, as vazões dos gases de proteção, plasma e arraste, a corrente de soldagem, a distância bico-peça (DBP) e a velocidade de soldagem [17]. A fim de escolher condições de soldagem adequadas, a parametrização do processo foi realizada com base em duas premissas: (a) condições de soldagem que resultassem em diluição inferior a 10%, uma vez que alta diluição deve ter um impacto sobre microestrutura e resistência à corrosão do depósito, e (b) condições que produzissem cordões com a geometria adequada, em termos de largura e de reforço em única camada. Isto resultou na seleção de um conjunto de parâmetros fixos mostrados na Tabela 1.

Tabela 1. Parâmetros Fixos Usados na Deposição por PTA.

Parâmetros	Valores
Taxa de gás de proteção	12 l/min
Taxa de gás de arraste e plasma	3 l/min
Reco	1,5 mm
Distância Bico Peça (DBP)	20 mm

Além desse conjunto de parâmetros fixos, a parametrização demonstrou que três parâmetros poderiam variar dentro de um determinado intervalo, que foram a corrente de soldagem (170 a 190 A), a taxa de alimentação de pó (0,8 a 1,2 g / s) e a velocidade soldagem (10,7 a 12,7 $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$). Os depósitos foram efetuados segundo os parâmetros fixos descritos na Tabela 1, e associados conforme Tabela 2, a fim de verificar a capacidade técnica para produzir depósitos de boa qualidade caso os parâmetros de soldagem variassem dentro de uma faixa estreita.

Para análise macrográfica, as amostras foram lixadas usando lixas (# 400), atacadas com Nital 10% e fotografadas utilizando um escaneador digital HP Deskjet F4180. As características das medições dos cordões estão definidas na Figura 1, e foram obtidas com ajuda do programa ImageJ. A diluição (D) pode ser definida como o grau de mistura entre o metal de base e o metal de adição, como $D = \text{AMB} / (\text{AMA} + \text{AMB}) \times 100$ (%).

Tabela 2. Parâmetros variáveis corrente (I), taxa de alimentação de pó (Tx), velocidade de soldagem (Vs)

Amostra	I (A)	Tx (g/s)	Vs (mm.s ⁻¹)
A1	170	1.2	10.7
A2	170	1.2	12.7
A3	170	0.8	10.7
A4	170	0.8	12.7
A5	180	1.2	10.7
A6	180	1.2	12.7
A7	180	0.8	10.7
A8	180	1.2	12.7
A9	190	1.2	10.7
A10	190	1.2	12.7
A11	190	0.8	10.7
A12	190	0.8	12.7

Para a análise microscópica, as seções transversais dos cordões foram lixadas até granulometria 2000 e em seguida polidas com óxido de cromo, pasta de diamante 6 μm e sílica coloidal 0,5 μm . O ataque eletrolítico utilizou uma solução de ácido crômico em água destilada (10% em peso) sob 2V durante 10 s. Microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDX) ajudaram a identificar as microestruturas em função das condições de deposição. Perfis de microdureza foram obtidos utilizando um penetrador Vickers, 7 mN, 15 s, para detectar diferenças de dureza ao longo do cordão. Dois perfis foram medidos ao longo da direção x , o primeiro a uma distância de 0,5 mm a partir da interface entre substrato e o depósito e o outro a 1,5 mm do topo do depósito. Além disso, outro perfil foi medido ao longo da direção y .

As amostras para o ensaio de microabrasão foram obtidas retificando 1,5 mm a partir do topo do cordão e na sequência lixadas até a lixa granulometria 600. A resistência à abrasão dos depósitos foi avaliada por um microabrasomêtro de esfera livre, e como contra corpo foram utilizadas esferas de aço AISI 52100 e zircônia de diâmetro de 25,4 mm. O interesse em também utilizar-se esferas de zircônia orgina-se do fato que o uso de esferas eletricamente isolantes é necessário para a avaliação da abrasão-corrosão [18], a qual é assunto de investigações futuras. A carga normal induzida pela esfera de aço foi de $0,190 \pm 0,010$ N e pela esfera de zircônia foi de $0,165 \pm 0,15$ N. Como abrasivo utilizou a sílica (SiO_2) com partículas de diâmetro médio de 2,25 μm , que foram diluídas em água destilada em concentrações de 1 e 40% em peso. A rotação do eixo de acionamento foi mantida constante em 80 rpm, que corresponde a uma velocidade relativa entre as superfícies da esfera e da amostra de cerca de 0,1 m.s⁻¹. Cada configuração testada foi repetida três vezes. Os mecanismos de desgaste depois dos ensaios de microabrasão foram investigados por MEV.

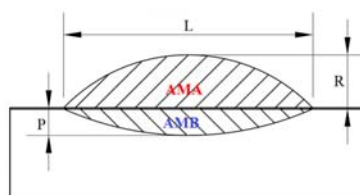


Figura 1. Características do cordão de solda, L (largura), R (reforço), P (penetração), AMA (área adicionada pelo metal de adição), AMB (área fundida do metal de base).

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Todos os revestimentos produzidos apresentavam visualmente características homogêneas e livres de micro trincas, poros e falta de fusão. As pequenas variações na corrente de soldagem, taxa de alimentação de pó, e velocidade de soldagem não produziram alterações significativas na qualidade e na macrogeometria dos depósitos. Dois exemplos de cordões produzidos são apresentados na Figura 2. Todos os depósitos apresentaram reforço maior que 3 mm. Esta espessura, depositada em uma única camada, foi considerada razoável para ser utilizada em condições de desgaste abrasivo. Não houve variação significativa na largura dos depósitos. Porém, foi possível detectar dois grupos de depósitos, um com maior diluição, entre 7,5 e 11,9 % e outro com menor diluição, menor que 6%. Desta forma, foram selecionados dois depósitos, um característico da família de menor diluição (A11) e outro característico da família de maior diluição (A2). Todos os resultados a seguir são relativos a estes dois depósitos. Porém, vale salientar que mesmo a amostra A2 apresentou uma diluição pequena (11,9%) quando comparada com a obtida com outros métodos de soldagem. A baixa diluição do PTA, quando comparada com outras técnicas, baseia-se no fato da energia de soldagem não estar centrada diretamente sobre o substrato, o qual é isolado do arco pela poça de fusão [19]. Em vez disso, a energia térmica é absorvida pelo pó.

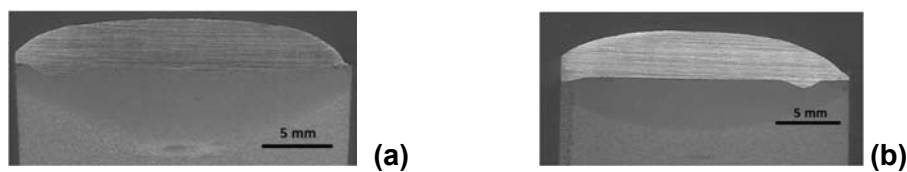


Figura 2. Macrografia dos depósitos (a) amostra A2 e (b) amostra A11.

As características geométricas dos depósitos A2 e A11 são quantificadas na Tabela 3. Os resultados apresentados para cada amostra representam a média \pm o desvio padrão de 9 medições (3 secções transversais diferentes para cada amostra, e 3 medições em cada seção transversal). A amostra A2, com maior diluição, apresenta uma maior penetração e uma maior zona afetada pelo calor (ZAC).

Tabela 3. Características geométricas e diluição

Amostra	L (mm)	P (mm)	R (mm)	D (%)	ZAC (mm)
A2	24.6 \pm 0.4	0.9 \pm 0.1	3.4 \pm 0.2	11.9 \pm 0.2	5.5 \pm 0.1
A11	23.8 \pm 0.1	0.5 \pm 0.3	3.8 \pm 0.1	3.3 \pm 1.7	3.9 \pm 0.1

A microestrutura dos depósitos é complexa e varia com a distância a partir da interface, com o substrato. Na Figura 3, para a amostra A2, a linha de fusão, próxima ao substrato de aço, mostra uma fina camada de grãos equiaxiais finos, como mostrado na Figura 3.b. Esta formação ocorre provavelmente porque o substrato serve como local de nucleação para a nucleação heterogênea, e a sua taxa de resfriamento é maior. Na posição a 0,5 mm da linha de fusão (Figura 3.c), a microestrutura consiste de dendritas primárias alinhadas ao longo da direção do fluxo de calor e uma fase eutética na região interdendrítica. A primeira fase formada a partir do resfriamento no estado líquido das ligas à base de níquel, produzidas pelo processo PTA, é uma dendrita primária rica em Nb e o restante do líquido solidifica por uma reação eutética [20]. Próximo ao topo do depósito, as dendritas primárias não são orientadas mais na direção do fluxo de calor e as partículas que constituem

a fase interdendrítica eutética são ligeiramente maiores. O alto contraste verificado nas imagens por MEV pode ser devido ao enriquecimento de Nb, uma vez que o Nb apresenta um peso atômico bem maior que os demais elementos. A segregação de Nb pode levar à precipitação de fases intermetálicas ricas em Nb, que tendem a ser mais brilhantes do que a fase rica em Ni [3]. Variações microestruturais semelhantes foram verificadas para todos os depósitos.

Mapas de EDX demonstraram variações químicas das diferentes fases observadas. A matriz mostrou-se rica nos elementos (Ni, Cr e Fe) e as partículas dentro da região interdendrítica mostrou-se empobrecida destes elementos e rica em Nb e Mo. Isto é exemplificado para a amostra A2 na Figura 4.

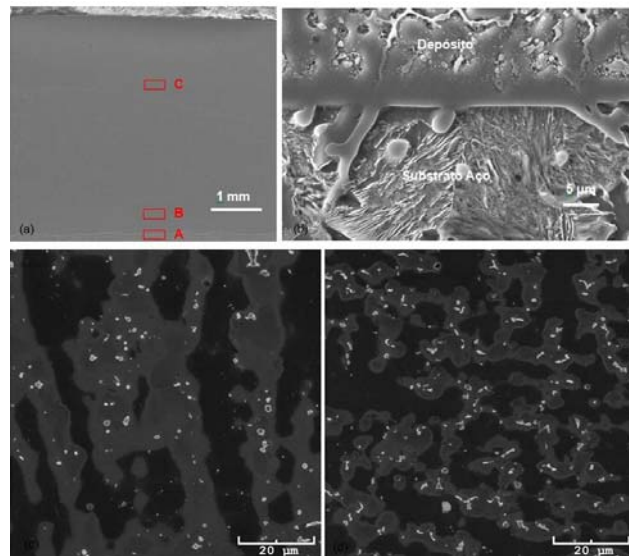


Figura 3. Imagens de MEV (EDX) dos depósitos, amostra A2: (a) visão geral do depósito; (b) região A próxima à interface com o substrato; (c) região B a 0,5 mm da interface; (d) região C a 1,5 mm do topo do depósito.

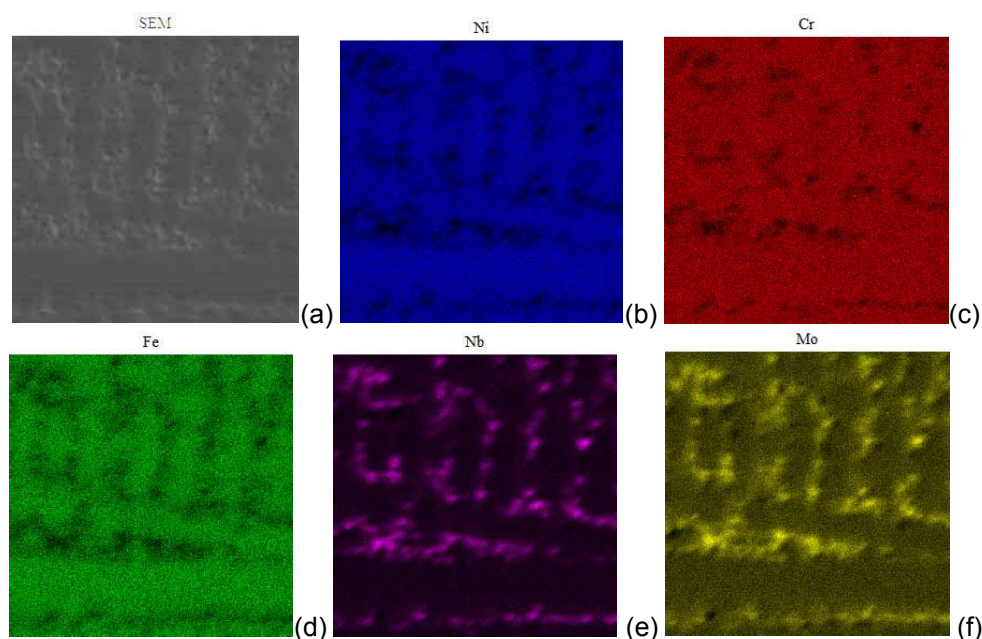


Figura 4. Análise EDX para amostra A2 na região C, em aproximadamente 1,5 mm a partir do topo do depósito: (a) imagem de referência MEV; (b) mapa Ni; (c) mapa Cr; (d) mapa Fe; (e) mapa Nb; (f) mapa Mo.

Segundo [15], a solidificação das ligas à base de Ni ricas em Nb quando depositadas por soldagem ocorre em três etapas: (1) solidificação primária do líquido em fase γ , seguida por (2) uma reação eutética do tipo $L \rightarrow (\gamma + NbC)$, a qual ocorre ao longo de uma ampla faixa de temperatura, seguida por (3), a reação eutética final $L \rightarrow (\gamma + Laves)$, que ocorre numa baixa faixa de temperatura. Na condição recozida, o Inconel 625 não apresenta nenhuma fase topologicamente compacta (TCP), mas na condição soldada, a presença de fases TCP, tais como a fase Laves, é comum [21]. Aparentemente, as condições de não-equilíbrio envolvidas na solidificação durante a soldagem levam a uma segregação localizada que é suficiente para impulsionar termodinamicamente a sua formação.

A avaliação quantitativa dos vários componentes da microestrutura foi realizada também em diferentes locais do depósito. Regiões individuais foram analisadas e estão marcadas na Figura 5. Análises em áreas retangulares foram realizadas para avaliar a composição química da matriz e análises pontuais foram realizadas para avaliar pequenas partículas na região interdendrítica. Os valores das composições químicas são apresentados na Tabela 4 para todos os pontos avaliados.

Tabela 4. Composição química por EDX para os pontos marcados na Figura 6.

Amostra	Região Cordão	Pontos	Composição Química (%wt.)				
			Ni	Cr	Fe	Nb	Mo
	B	1	81.1	7.8	8.9	0.4	1.8
		2	79.4	7.8	8.9	1.3	2.6
		3	31.6	6.6	3.8	53.9	4.1
		4	40.8	6.0	5.9	45.5	1.9
		5	29.7	5.9	3.1	59.9	1.3
Amostra A2	C	1	80.7	8.4	8.3	0.5	2.1
		2	81.1	8.7	7.2	0.5	2.4
		3	80.1	8.5	8.1	0.8	2.1
		4	80.3	8.5	7.5	0.9	2.8
		5	80.7	8.7	8.1	0.7	1.9
Amostra A11	B	1	86.4	8.8	2.1	0.5	2.2
		2	86.4	8.2	2.0	0.9	2.6
		3	66.8	12.9	1.9	13.8	4.7
		4	59.5	9.2	1.3	27.5	2.4
	C	1	82.8	8.8	1.9	2.3	5.3
		2	77.2	10.3	1.4	3.5	3.6
		3	66.2	20	1.5	6.4	1.9
		4	78.1	8.4	1.6	6	5.9

A primeira característica visualizada pela Tabela 4 é a grande quantidade de Fe para a amostra A2, que possui maior diluição. Devido ao tamanho pequeno dos átomos de carbono, os mesmos não foram detectados utilizando EDX, mas também a diluição do carbono nos depósitos é esperada. O enriquecimento dos depósitos com ferro deve afetar sua resistência à corrosão. Além disso, a presença de ferro é de suma importância para a precipitação de fases Laves [3]. Um aumento na quantidade de ferro no Inconel 625 eleva o potencial de segregação de Nb e reduz a composição eutética para a reação eutética $L \rightarrow (\gamma + Laves)$ [15]. A amostra A2, na região B (0,5 mm a partir da linha de fusão) mostrou a presença de fases secundárias com alto teor de Nb (pontos 3, 4 e 5 na Figura 5.a). Com base na sua composição química e morfologia, eles provavelmente consistem em fases Laves, como relatado em [16, 22]. A 1,5 mm do topo do cordão, as fases secundárias (3, 4 e 5 na Figura 5.b), são levemente enriquecidas em Nb e apresentam quantidades

consideráveis de Fe. Supõe-se que provavelmente a diluição de carbono do substrato no depósito, combinada com a baixa taxa de resfriamento nessa região, pode ter suprimido a reação $L \rightarrow (\gamma + \text{Laves})$. Apesar de a diluição do Fe favorecer essa reação [3, 15], mesmo pequenas quantidades de C, que, provavelmente, foram incorporados ao depósito, têm um forte efeito contrário de inibir a formação da fase Laves [15, 16].

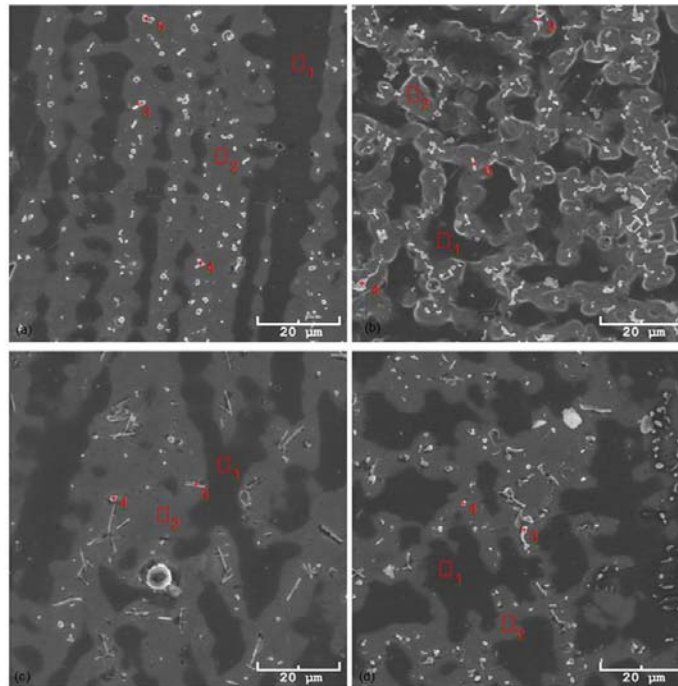


Figura 5. Identificação microestrutural dos pontos analisados por EDX para análise da composição química: (a) Amostra A2, região B (a 0,5 mm da interface); (b) Amostra 2 região C (1,5 mm do topo do cordão); (c) Amostra A11, região B (a 0,5 mm da interface); (d) Amostra A11 região C (1,5 mm do topo do cordão)

Para a amostra A11, na região próxima à interface, a composição química das fases secundárias de formato alongado (ponto 3 na Figura 5.c) demonstra um teor menor de Nb do que nas fases mais pequenas e arredondas (ponto 4 na Figura 5.c). Eles assemelham-se a carbonetos de Nb que foram encontradas em [15, 16] para a deposição de Inconel 625 por TIG. A 1,5 mm do topo do cordão (Figura 5.d), as fases secundárias (pontos 3 e 4 na Figura 5.d) também apresentam menor teor de Nb do que na linha de fusão. Novamente supõe-se que, para baixas taxas de resfriamento, reduz-se segregação de Nb na região interdendrítica. No entanto, todas estas hipóteses precisam ser investigadas em maior profundidade, em particular utilizando técnicas que permitam uma identificação mais precisa das fases secundárias.

Os perfis de microdureza Vickers obtidas na posição B (0,5 mm a partir da linha de fusão) e C (a 1,5 mm do topo do cordão) não foram significativamente diferentes. Por outro lado, os valores de microdureza nas fronteiras dos cordões eram menores, embora isso possa ser associada a efeitos de borda, o que poderia induzir a erros durante as medições de dureza. O valor médio de microdureza da amostra A2 foi de $2839,9 \pm 389,7$ MPa e para a amostra A11 foi de $3216,6 \pm 666,7$.

Os coeficientes de desgaste abrasivo k foram calculados por V/SN , onde V é o volume de material removido, S é a distância de deslizamento e N é a força normal, tal como proposto em [23]. A evolução do coeficiente de desgaste k com o tempo

mostrou que, após variações iniciais, k tende a um valor constante, à medida que o tempo de ensaio aumenta. Considerou-se que um regime estável de desgaste ocorreu quando a variação de k foi inferior a 5%, como exemplificado na Figura 6. Esta figura mostra que é necessário um período de tempo maior para a estabilização do k para as lamas com concentrações mais baixas de abrasivo (1%) do que para concentrações mais elevadas (40%). Tendências similares foram obtidas para todos os testes em todas as condições.

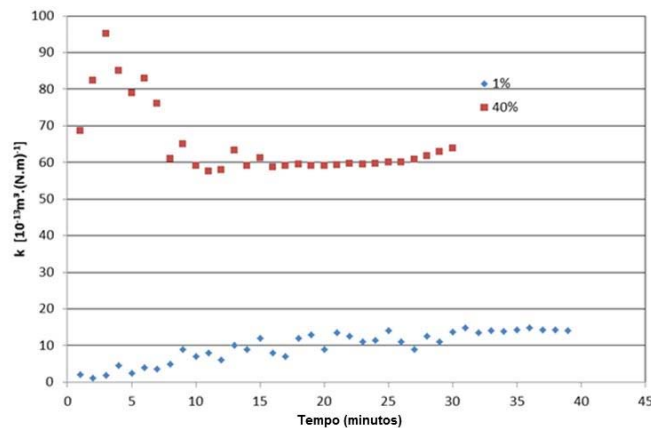


Figura 6. Evolução típica de desgaste durante microabrasão para amostra A2 usando uma esfera de metal para concentrações de 1% e 40%

As crateras foram avaliadas, para identificar os mecanismos de desgaste. Com as esferas de aço, o aumento na concentração da solução abrasiva resultou num desgaste mais uniforme e em crateras mais arredondadas. Todas as crateras produzidas utilizando esferas de zircônia mostraram um desgaste muito menos uniforme, apesar do aumento na concentração melhorar a uniformidade de crateras. Para as esferas de aço, o aumento na concentração da solução abrasiva mudou o mecanismo de desgaste de riscamento, causado pelo deslizamento de partículas abrasivas, para um regime misto, onde entre os riscos foram vistas várias indentações causadas pelo rolamento de partículas abrasivas. Esta transição do mecanismo de desgaste de riscamento, para um mecanismo misto, e, eventualmente, a um mecanismo de rolamento, tem sido bem investigada na literatura [24-26]. Para as esferas de zircônia e para a solução de menor concentração, a cratera apresenta poucos sulcos. Com o aumento da concentração da solução abrasiva, os riscos aumentam significativamente. A tendência para um regime misto, para esta esfera, também foi verificada, mas de forma mais amena do que para as esferas de aço. Aparentemente o arraste de partículas pela esfera de zircônia era mais difícil do que para a esfera de aço. Quando a esfera é excessivamente dura e/ou lisa as partículas abrasivas podem aderir à amostra e permanecerem estacionadas na zona do contato [27, 28]. Isso pode justificar a forte tendência para o riscamento observada com as esferas de zircônia e crateras menos regulares. Uma vez que a utilização de rígidas esferas de cerâmica é muitas vezes a melhor escolha para testes de abrasão-corrosão, os resultados aqui apresentados evidenciam a necessidade de melhorar o arrastamento de partículas nesses testes. A utilização de um aparelho simples para modificar a topografia da superfície das esferas de zircônia foi usada para produzir esferas com diferentes rugosidades [28]. O aumento da rugosidade da esfera mudou a dinâmica de partículas de riscamento para rolamento e foi observado um grande aumento no coeficiente k (510%). Isto foi atribuído a um maior número de partículas arrastadas para o contato porque as

asperezas da superfície da esfera ajudaram as partículas abrasivas a se fixarem na esfera. Portanto, sugere-se que, para avaliar a microabrasão de depósitos de Inconel 625, utilizando esferas de zircônia, deve-se aumentar a sua rugosidade superficial e controlá-la dentro de um intervalo estreito, tal como sugerido em [28].

4 CONCLUSÕES

O processo PTA foi usado para depositar Inconel 625 sobre substratos de aço carbono. A parametrização do processo permitiu identificar condições de soldagem que levaram a depósitos de boa qualidade. Todos os revestimentos produzidos, visualmente apresentavam características homogêneas, livres de microfissuras e poros e apresentavam pequena diluição. Pequenas variações na corrente de soldagem, na taxa de alimentação de pó e velocidade de soldagem não produziram alterações significativas na qualidade e macrogeometria dos depósitos. No entanto, foram produzidas duas famílias de depósitos, com uma diluição menor (inferior a 6%) e com uma maior diluição (11,9%). A microestrutura dos depósitos foi muito complexa e variou dependendo da distância a partir da linha de fusão (interface). Procurou-se estabelecer uma metodologia para avaliar a resistência à abrasão dos depósitos usando ensaios de microabrasão. O uso de esferas de zircônia de alta dureza produziram crateras mais irregulares e de baixo k , mas o uso de soluções abrasivas com concentrações mais elevadas reduziu esses efeitos. Acredita-se que outras medidas que ajudam o arrastamento de partículas também poderiam ser utilizadas, tais como a variação da rugosidade das esferas de zircônia.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq, à Capes e à Fapemig (Brasil) pelo apoio financeiro.

REFERÊNCIAS

- 1 Cieslak, M.J., et al., A melting and solidification study of Alloy 625. Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, 1988. 19: p. 2319-2331.
- 2 Shankar, V., K.B.S. Rao, and S.L. Mannan, Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy. Journal of Nuclear Materials, 2001. 288(2-3): p. 222-232.
- 3 Chang, K.-M., H.-J. Lai, and J.-Y. Hwang, Existence of Laves Phase in Nb-Hardened Superalloys in Superalloys 718,625,706 and Various Derivatives E.A. Loria, Editor 1994, The Minerals, Metals & Materials Society. p. 683-694.
- 4 Liu, Y.F., et al., Microstructure and wear behavior of (Cr,Fe)(7)C-3 reinforced composite coating produced by plasma transferred arc weld-surfacing process. Surface & Coatings Technology, 2006. 201(3-4): p. 863-867.
- 5 Badisch, E. and M. Kirchagassner, Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide. Surface & Coatings Technology, 2008. 202(24): p. 6016-6022.
- 6 Gatto, A., E. Bassoli, and M. Fornari, Plasma Transferred Arc deposition of powdered high performances alloys: process parameters optimisation as a function of alloy and geometrical configuration. Surface & Coatings Technology, 2004. 187(2-3): p. 265-271.
- 7 Keränen, M., Effect of welding parameters of plasma transferred arc welding method on abrasive wear resistance of 12v tool steel deposit, in Department of Engineering Design and Production 2010, Aalto University.

- 8 Fernandes, F., A. Cavaleiro, and A. Loureiro, Oxidation behavior of Ni-based coatings deposited by PTA on gray cast iron. *Surface & Coatings Technology*, 2012. 207: p. 196-203.
- 9 Hong, J.K. and I.S. Kim, Environment effects on the reciprocating wear of Inconel 690 steam generator tubes. *Wear*, 2003. 255: p. 1174-1182.
- 10 Kim, H., et al., Reciprocating sliding wear of Inconel 600 tubing in room temperature air. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003. 351(1-2): p. 309-313.
- 11 Fox, G.R. and H. Liang, Wear Mode Comparison of High-Performance Inconel Alloys. *Journal of Tribology-Transactions of the Asme*, 2010. 132(2).
- 12 Ramesh, C.S., et al., Slurry erosive wear behaviour of thermally sprayed Inconel-718 coatings by APS process. *Wear*, 2011. 271(9-10): p. 1365-1371.
- 13 Neville, A. and T. Hodgkiess, Characterisation of high-grade alloy behaviour in severe erosion-corrosion conditions. *Wear*, 1999. 233: p. 596-607.
- 14 Ahn, Y., et al., Effect of dilution on the behavior of solidification cracking in PTAW overlay deposit on Ni-base superalloys. *Metals and Materials International*, 2002. 8(5): p. 469-477.
- 15 DuPont, J.N. and C.V. Robino, The influence of Nb and C on the solidification microstructures of Fe-Ni-Cr alloys. *Scripta Materialia*, 1999. 41(4): p. 449-454.
- 16 Silva, C.C., et al., New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay. *Journal of Materials Research and Technology*, 2013. 2(3): p. 228-237.
- 17 Diaz, V.V., J.C. Dutra, and A.S.C. D'Oliveira, Hardfacing by Plasma Transferred Arc Process, in *Arc Welding*, W. Sudnik, Editor 2011, InTech.
- 18 Wood, R.J.K., et al., Interpretation of electrochemical measurements made during micro-scale abrasion-corrosion. *Tribol. Intern.*, 2010. 43(7): p. 1218-1227.
- 19 Bewley, J.G., Plasma-transferred-arc Wearfacing. *Tooling & Production*, 1980: p. 54-55.
- 20 Hou, Q.Y., et al., Influence of molybdenum on the microstructure and wear resistance of nickel-based alloy coating obtained by plasma transferred arc process. *Materials & Design*, 2007. 28(6): p. 1982-1987.
- 21 Ogborn, J.S., D.L. Olson, and M.J. Cieslak, Influence of solidification on the microstructural evolution of nickel base weld metal. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 1995. 203(1-2): p. 134-139.
- 22 Cieslak, M.J., et al., A comparison of the solidification behaviour of INCOLOY 909 and INCONEL 718. *Metallurgical Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, 1990. 21(2): p. 479-488.
- 23 Rutherford, K.L. and I.M. Hutchings, A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems. *Surface & Coatings Technology*, 1996. 79(1-3): p. 231-239.
- 24 Adachi, K. and I.M. Hutchings, Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test. *Wear*, 2003. 255: p. 23-29.
- 25 Silva, F.J.G., et al., Role of abrasive material on micro-abrasion wear tests. *Wear*, 2011. 271(9-10): p. 2632-2639.
- 26 Trezona, R.I., D.N. Allsopp, and I.M. Hutchings, Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. *Wear*, 1999. 225: p. 205-214.
- 27 Allsopp, D.N., R.I. Trezona, and I.M. Hutchings, The effects of ball surface condition in the micro-scale abrasive wear test. *Tribology Letters*, 1998. 5(4): p. 259-264.
- 28 Costa, H.L., et al., Effect of surface topography on the dynamics of the abrasive particles. *Wear*, 2015. 324-325: p. 129-139.