

CONEM2022-0028

MICROESTRUTURA E DUREZA DE REVESTIMENTO DE FE-CR-NI DEPOSITADOS POR APS E REFUNDIDOS POR TIG – PARTE 2: EFEITO DAS VARIÁVEIS DA CORRENTE DE REFUSÃO EM REGIME PULSADO

Ricardo Zimpel, rick_von@hotmail.com¹

Lucas Bassaco Nogueira, lucasnog1403@gmail.com¹

Igor Giacomelli Zanella, igor.zanella90@gmail.com²

Gustavo Bavaresco Sucharski, gustavobavaresco@gmail.com²

Inácio da Fontoura Limberger, oicanis@gmail.com¹

Natália de Freitas Daudt, daudt.natalia@gmail.com¹

Cristiano José Scheuer, cristiano.scheuer@ufsm.br¹

¹ Grupo de Tecnologia e Mecânica dos Materiais – Departamento de Engenharia Mecânica, UFSM, 97105-900, Santa Maria, RS, Brasil.

² Institutos LACTEC, Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento, 80210-170, Curitiba, PR, Brasil.

Resumo: A aspersão térmica constitui uma técnica que permite obter revestimentos com características distintas, expandindo o campo de aplicação de muitos materiais de engenharia. Isso se dá, pois esse processo permite o emprego de matérias-primas com propriedades específicas, e a obtenção de revestimentos com gradientes funcionais, ao passo que, afeta minimamente as propriedades originais dos componentes revestidos. Este método é conhecido pela facilidade de operação e baixo custo, o que faz com que sua aplicação seja largamente explorada no meio industrial. Em algumas aplicações, todavia, a elevada porosidade e oxidação do revestimento fazem com que se apliquem métodos de refusão buscando promover a sua densificação, melhorando a sua adesão ao substrato e sua coesão. Assim, levando em consideração as diferentes técnicas de refusão utilizadas para promover tal densificação e suas peculiaridades, faz-se necessário um estudo para otimizar tais processos, visando definir as condições mais adequadas de processamento. Dessa forma, este trabalho tem como objetivo avaliar o efeito dos parâmetros da corrente de refusão em regime pulsado empregando o processo TIG, sobre a microestrutura e dureza de revestimentos de liga a base de Fe-Cr-Ni depositados por aspersão térmica a arco elétrico (ASP) sobre substrato de aço carbono. Neste sentido, foi avaliada a influência da relação entre as intensidades de corrente pico – I_p e base – I_b (I_b de 50, 70 e 90% da I_p), tempos de pulso (20, 50 e 80 %), e frequência de pulsos (1, 5 e 10 pulsos/s). As amostras como-aspergida e refundidas foram caracterizadas através das técnicas de microscopia óptica, DRX e medidas de microdureza. Os resultados obtidos evidenciam que os parâmetros da corrente pulsada exercem efeito sobre a microestrutura e microdureza dos revestimentos refundidos. Estes apresentam microestrutura dendrítica, sendo constituídos pelas fases Fe- γ , Fe- α , Fe₃O₄ e Cr₂₃C₆. Todas as condições empregadas promoveram a completa refusão e diluição do revestimento ao substrato. A largura da zona fundida diminui com o aumento da frequência entre pulsos, e aumenta com o acréscimo de I_b e t_p ; o platô superficial de dureza, por sua vez, aumenta com o acréscimo na frequência de pulso e com redução de I_b e t_p , enquanto que, a profundidade de endurecimento aumenta com a redução na frequência de pulso e aumenta com o acréscimo de I_b e t_p . Finalmente, é possível concluir que o processo TIG pode ser utilizado com sucesso na refusão de revestimentos aspergidos termicamente, promovendo uma maior ligação do revestimento ao substrato e reduzindo a sua porosidade e oxidação interna.

Palavras-chave: Aspersão Térmica. Refusão a Arco Elétrico. Revestimento base de Fe-Cr-Ni.

1. INTRODUÇÃO

Os custos que uma determinada empresa possui é um dos principais fatores que influenciam no seu sucesso ou fracasso. Assim, uma indústria deve ser criteriosa quanto aos materiais utilizados em seus produtos, visto que, uma falha prematura dos mesmos pode representar um prejuízo indesejado. Na engenharia, falhas em componentes são muito comuns e as suas causas são diversas: especificação incorreta dos materiais, projeto e fabricação mal executados, inadequadas condições de uso, etc.; todas estas levando aos principais modos de degradação: corrosão e desgaste.

Ao levar em consideração que aproximadamente 30% da produção mundial de aço é destinada para repor peças de equipamentos e instalações deterioradas através da corrosão (NUNES; LOBO, 1990), ao longo dos últimos anos, foram desenvolvidas diversas formas de melhorar a resistência desses materiais contra esse modo de degradação. Desse modo, surgiu a engenharia de superfície, à qual corresponde à uma especialidade dentro da área de engenharia de materiais e

metalúrgica. Esta é composta por técnicas que possibilitam melhorar as características de superfície dos componentes, ao passo que não comprometem as propriedades do seu núcleo (BELL, 1990).

Nesse contexto, segundo Lima e Trevisan (2007), uma das técnicas que tem se destacado por apresentar resultados satisfatórios em aplicações práticas, ao mesmo tempo que permite que o processo – deposição do material – seja feita em campo, é a aspersão térmica. Esta constitui um conjunto de técnicas que permitem a deposição de revestimentos a partir de materiais metálicos, não metálicos e combinações entre eles. Essa deposição, em uma superfície previamente preparada, acontece a partir da pulverização dos mesmos no estado semifundido através de uma pistola de aspersão.

É possível citar duas variantes utilizadas, a aspersão térmica a arco elétrico, que utiliza energia elétrica para fundir o material, e a aspersão térmica a chama, que utiliza a combustão de um gás. Após a obtenção do estado desejado do material, o mesmo é projetado por meio de ar comprimido ou gases inertes, em direção a superfície do componente a ser revestido, e após a colisão do material na superfície, as partículas se deformam aumentando assim a área de contato e ancorando-se às suas asperezas durante o seu resfriamento. Quando em contato, uma elevada quantidade de energia cinética e térmica é transferida das partículas pulverizadas para o substrato (componente a ser revestido) e nesse instante, são satisfeitas as condições para que ocorra a difusão de alguns microconstituintes do material aspergido para o substrato, ou a ocorrência de pontos de microsoldagem nessas regiões (SUCHARSKI, 2016). Como resultado, a ligação entre o componente e o material aspergido pode se apresentar de diferentes formas, como a mecânica, química, física ou uma combinação entre elas (AWS, 1985).

A microestrutura do revestimento depositado pela técnica de aspersão térmica é diferente daquela observada quando o material é obtido por outras técnicas de fabricação. Esta é composta por partículas lamelares, respingos, óxidos e poros (SUCHARSKI, 2016). As propriedades gerais e o desempenho dos revestimentos aspergidos são dependentes do percentual de porosidade e inclusão de óxidos presentes, havendo uma relação inversa entre estes. Assim sendo, de modo a aumentar a vida útil de componentes revestidos por aspersão térmica frente à corrosão e ao desgaste, passou-se a realizar operações de pós-processamento através de técnicas refusão superficial. Esse procedimento promove o aumento da adesão do revestimento ao substrato, a partir da união química gerada pela refusão (TAKEMOTO; LONGA; UENO, 1994).

Neste sentido, diferentes técnicas são empregadas para promover essa otimização, dentre as quais merecem menção a: refusão em forno, a chama, a laser, por indução, a arco elétrico, etc. No caso da refusão a arco, os processos empregados constituem o arco elétrico com eletrodo de tungstênio e proteção gasosa – TIG (*Tungsten Inert Gas*, também designado na literatura internacional por GTAW – *Gas Tungsten Arc Welding*) e o arco plasma – PAW (*Plasma Arc Welding*). O processo TIG é tido como uma opção econômica e tecnicamente interessante devido a sua versatilidade e simplicidade quando comparado ao processo PAW, e aos demais citados. A partir da seleção e controle adequado dos parâmetros deste processo e das demais variáveis de influência, é possível obter um revestimento com microestrutura e propriedades similares aqueles obtidos por técnicas de cladeamento (HENKE, 2013). Dentre os principais fatores de influência sobre o desempenho dos revestimentos refundidos está a microestrutura resultante da refusão, a qual está diretamente relacionada ao aporte térmico empregado durante a operação e, consequentemente, aos parâmetros elétricos aplicados.

Frente ao exposto, o tema deste trabalho de conclusão de curso (TCC) corresponde a análise do efeito da frequência de pulso, intensidade da corrente e tempo de pulso (de pico e base) sobre a microestrutura e microdureza de revestimentos aspergidos termicamente refundidos por arco elétrico empregando processo TIG operando em regime de corrente pulsada (CP).

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Preparação das amostras e deposições dos revestimento

A matéria-prima empregada para a realização deste trabalho consistiu em barras de aço ABNT 1020 (substrato) (0.2%C; 0.4%Mn; 0.04%S; 0.03%P e %Fe em balanço) e arame de soldagem AWS ER 308LSi (revestimento) (0.023%C; 20.0%Cr; 10.1%Ni; 1.55%Mn, 0.75%Si e %Fe em balanço). Amostras nas dimensões de 10×50×100 mm (espessura × largura × comprimento) foram confeccionadas a partir das barras de aço ABNT 1020. Após corte, as amostras foram submetidas à operação de jateamento abrasivo com o intuito de obter-se nestas a rugosidade necessária ao ancoramento dos revestimentos aspergido termicamente. Para realização do jateamento abrasivo, foi utilizada uma cabine de jateamento da marca CMV modelo 65 9075, adotando-se os parâmetros apresentados na Tabela 1, os quais foram determinados com base naqueles adotados por Pukaszewicz *et al.* (2012).

Tabela 1. Parâmetros adotados no jateamento dos corpos de prova à serem revestidos.

Parâmetro	Valores empregados
Abrasivo	Óxido de alumínio branco (#36 mesh)
Pressão de jateamento	55-60 psi
Distância de jateamento	100 mm
Rugosidade – Ra (mínima/máxima)	7,6/9,38
Ângulo de jateamento	90°
Tempo de jateamento	2 min

Os revestimentos foram aplicados imediatamente após as amostras terem sido jateadas. Para a deposição dos revestimentos, empregou-se uma fonte elétrica marca Eutronic modelo Eutronic Arc Spray 4, e uma pistola de aspersão a arco elétrico da mesma marca. Os parâmetros que foram empregados durante as deposições são apresentados na Tabela 2. Estes parâmetros foram determinados através de ensaios preliminares.

Tabela 2. Parâmetros utilizados na deposição dos revestimentos.

Parâmetro	Valores empregados
Corrente	135 A
Tensão	30 V
Gás de transporte	Ar comprimido
Pressão do gás de transporte	60 psi
Distância pistola-peça	200 mm
Temperatura de pré-aquecimento	150 °C
Espessura do revestimento	800 ± 100 µm
Metal de adição	AISI 308LSi (Ø: 1.0 mm)

2.2 Refusão a arco elétrico dos revestimentos aspergidos

Os revestimentos depositados foram refundidos utilizando arco elétrico gerado através do processo de soldagem TIG, empregando um aparato experimental constituído por: uma fonte de soldagem multiprocesso da marca Lincoln Eletronic, modelo IM467-B dotada de sistema de ignição por alta frequência; um sistema mecanizado de movimentação de tocha de soldagem (tipo tartilope), com três graus de liberdade da marca White Martins, modelo MC 46; uma tocha de soldagem TIG refrigerada a água de ignição por interruptor da marca Vonder; e uma bancada de trabalho com dimensões aproximadas de 1,2×1,0×1,8 m (altura × largura × comprimento). O trabalho desenvolvido foi dividido em três estudos distintos, visando estudar o efeito: (1) a frequência de pulso; (2) a intensidade da corrente de pico (I_p) em relação a corrente de base (I_b); e (3) o efeito do tempo da corrente I_p em relação a I_b . Os parâmetros adotados em cada um estudo são descritos na Tabela 3. A velocidade de refusão manteve-se fixa em 100 mm/min, assim como. Empregou-se um eletrodo de tungstênio com adição 2% de óxido de tório (EWTh-2), com diâmetro de 1,6 mm e ângulo de afiação de 30°. A extensão livre de eletrodo utilizada foi de 3 mm, e a distância entre o eletrodo e a peça usada foi de 3 mm. Por fim, o gás utilizado foi o argônio, alimentado a uma vazão de 10 l/min.

Tabela 3. Parâmetros utilizados na refusão dos revestimentos em cada estudo realizado.

Estudo 1				
Etapas	Corrente de pico (A)	Corrente de base (%)	Tempo de pulso (%)	Pulsos por segundo
1	110	50	50	1
2	110	50	50	5
3	110	50	50	10
Estudo 2				
Etapas	Corrente de pico (A)	Corrente de base (%)	Tempo de pulso (%)	Pulsos por segundo
1	110	50	50	10
2	110	70	50	10
3	110	90	50	10
Estudo 3				
Etapas	Corrente de pico (A)	Corrente de base (%)	Tempo de pulso (%)	Pulsos por segundo
1	110	50	20	10
2	110	50	50	10
3	110	50	80	10

As refusões foram realizadas no sentido longitudinal das amostras. Ao todo, foram realizados dez passes de refusão, com o primeiro sendo efetuado próximo a extremidade direita da amostra, e o último, junto à extremidade esquerda. Adotou-se uma diluição de 50% entre refusões adjacentes (sempre alinhando o eletrodo junto a margem do cordão previamente refundido).

2.3 Caracterização do material processado

Após a operação de refusão, foram preparados corpos de prova a partir das amostras refundidas para realização das caracterizações metalográficas, de microdureza e de difração de raios X (Figura 1). As amostras refundidas foram seccionadas na sua região mediana utilizando uma cortadeira metalografica marca Struers-Panambrá modelo Mesoton, obtendo-se dois corpos de prova, conforme indicação da Figura 1. Estes corpos de prova foram cortados através de uma cortadeira de precisão da marca Buehler modelo Isomet 1000, de modo a obter-se corpos de provas de menor tamanho (vide Figura 1). Dois destes corpos de prova foram embutidos, empregando resina de embutimento a quente tipo Baquelite, em uma prensa embutidora metalográfica de amostras da marca Risitec modelo RS-30; sendo um destes embutido para análise da seção transversal e outra da seção longitudinal. Estas análises consistiram na avaliação metalográfica do material refundido, com o objetivo de avaliar as suas características microestruturais; e na avaliação da

microdureza Vickers. Para efetuar a primeira caracterização, utilizou-se um microscópio ótico da marca Olympus modelo BX60M; e para a segunda, um microdurômetro da marca Shimadzu modelo HMU-2, empregando-se uma carga de 300 gf, com tempo de aplicação de carga de 15 s. Antes de efetuar estas caracterizações, após o embutimento das amostras, estas foram preparadas por meio de operações de lixamento (utilizando-se lixas de carboneto de silício de 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh) e polimento (utilizando-se um disco de feltro e suspensão abrasiva de alumina com partículas de 1 μm), ambas as operações realizadas utilizando-se uma lixadeira politriz da marca Struers-Panambra modelo DP-10. Para revelação da microestrutura, empregou-se o reativo Nital 5% (5ml de ácido nítrico + 95ml de Álcool Etílico). O outro corpo de prova foi destinado à caracterização das fases metalúrgicas presentes na superfície refundida, a qual foi realizada usando um difratômetro marca Shimadzu modelo XRD 7000

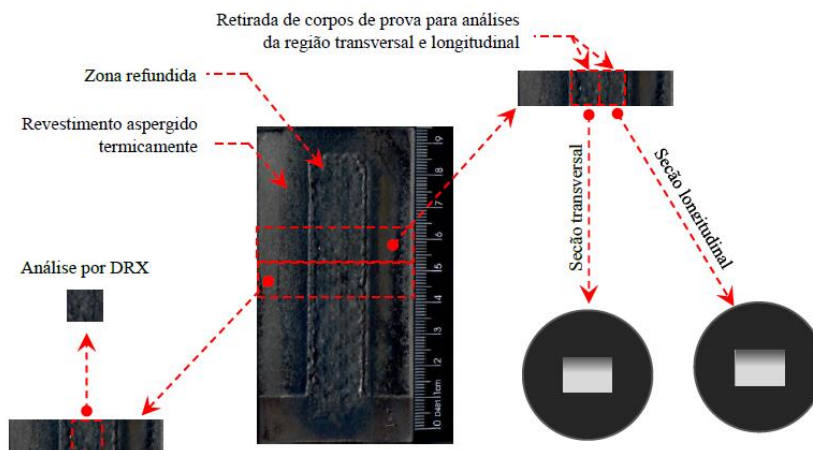


Figura 1. Indicação dos cortes realizados nas amostras refundidas para obter os corpos de provas para as caracterizações metalográficas, de microdureza e de DRX.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Caracterização dos revestimentos aspergidos termicamente

A morfologia da seção transversal e longitudinal do revestimento no estado como depositado, é mostrada nas Figura 2a e Figura 2b, respectivamente. É importante salientar que não foi empregado qualquer tipo de reagente químico metalográfico para revelação das microestruturas ilustradas na Figura 2, sendo esta típica dos revestimentos depositados por aspersão térmica. Analisando a Figura 2 observa-se que o revestimento aspergido apresenta as mesmas características tanto na seção transversal quanto na longitudinal, sendo constituído por lamelas (panquecas), óxidos, poros e partículas não fundidas (salpicos). Estes microconstituintes são identificados na Figura 2 da seguinte forma:

- Lamelas: partículas alongadas de coloração mais clara, paralelas à superfície do substrato;
- Óxidos: contornos interlamelares (ao entorno das lamelas) que apresentam coloração acinzentada;
- Poros: pontos com coloração preta, localizados entre as lamelas e filmes de óxidos, e na interface entre o substrato e o revestimento; e,
- Partículas não fundidas: partículas de simetria próxima à esférica, apresentando a mesma coloração das lamelas.

O padrão de DRX do revestimento aspergido termicamente no estado como depositado é apresentado na Figura 3a. Esta caracterização foi realizada sobre a superfície do revestimento. Com base no espectro de DRX obtido, pode-se afirmar que o revestimento como depositado é constituído pelas fases metálicas ferrita (ferro α) e austenita (ferro γ), e pela fase cerâmica de óxido de ferro tipo magnetita (Fe_3O_4). A fase γ é esperada, pois o arame de soldagem empregado na deposição do revestimento (AWS ER 308LSi) corresponde a um aço inoxidável de estrutura austenítica. No que se refere à fase α , por outro lado, embora sua ocorrência não seja esperada, esta já foi relatada anteriormente por outros autores em revestimentos de aço inoxidável austenítico (AISI 316 L) depositados pelos processos de aspersão térmica a frio (processo *Cold Spray*) e oxicombustível de alta velocidade (HVOF) sobre substrato de aço carbono (ADACHI; UEDA, 2018 e KUTSCHMANN *et al.*, 2019, respectivamente). Embora estes autores não tenham justificado a ocorrência da fase α nos seus resultados, supõe-se aqui que sua formação está relacionada ao fato da estrutura no estado como depositada ser equivalente à estrutura “bruta de fusão”. Neste sentido, analisando o diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni, para uma liga com teores de 10% de níquel e 20% de cromo (composição química do consumível adotado) é esperada a formação de uma estrutura bifásica composta por γ e α durante a sua solidificação (vide linha vertical vermelha). Segundo Folkhard (1988) a transformação do ferro α em γ ocorre somente caso a liga seja mantida por tempo suficiente na faixa de temperaturas nas quais a cinética de transformação é mais alta. Este não constitui o caso dos revestimentos aspergidos termicamente, pois devido às características inerentes ao processo de aspersão, o resfriamento do revestimento ocorre sob uma elevada taxa e, assim, resulta na retenção de α em temperatura ambiente. Analisando o diagrama de Schaeffler para a composição química de 10% de Ni e 20% de Cr, verifica-se que a microestrutura de solidificação para esta composição é composta por cerca de 15% de ferrita e 85% de austenita, justificando a ocorrência dos picos no espectro de DRX. A ocorrência dos picos referentes a fase Fe_3O_4 , por sua vez,

justifica-se em função deste formar-se devido à reação da gotícula metálica com o gás atomizador (ar comprimido) durante a sua projeção em direção ao substrato. Tendo em vista que o ar apresenta um percentual médio de oxigênio de 21% e de 78% de nitrogênio, seria esperada a formação de fases de nitreto de ferro na reação supracitada. Porém, isso não ocorre em decorrência da maior entalpia para formação da fase Fe_{2-3}N (+12,6 kJ/mol) quando comparada à de Fe_3O_4 (-744,8 kJ/mol) (ELDER *et al.*, 1993).

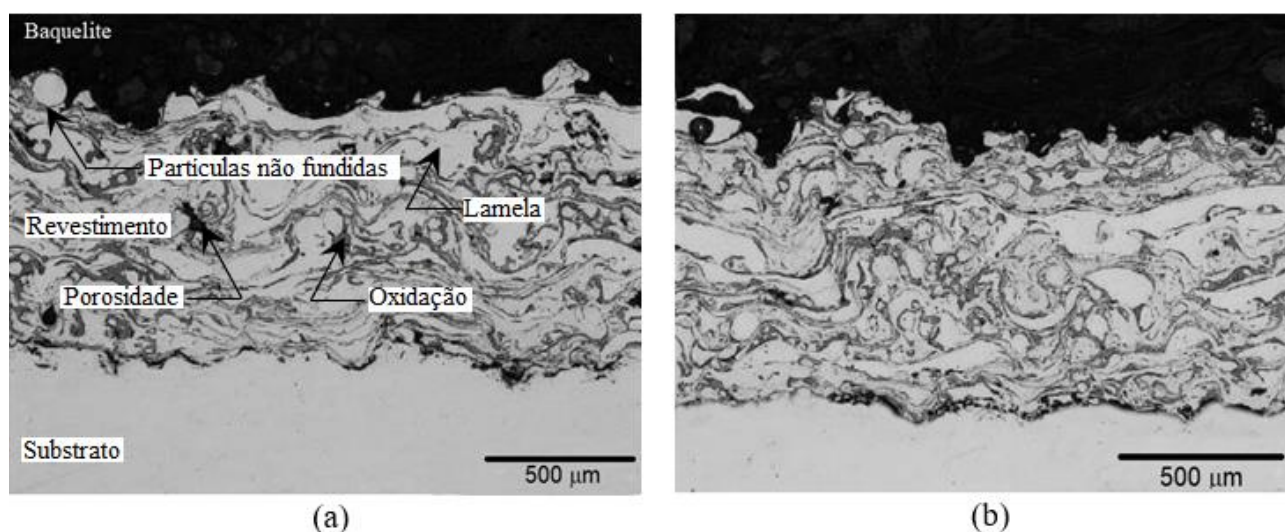


Figura 2. Microestrutura da seção transversal (a) e longitudinal (b) do revestimento na condição como depositados.

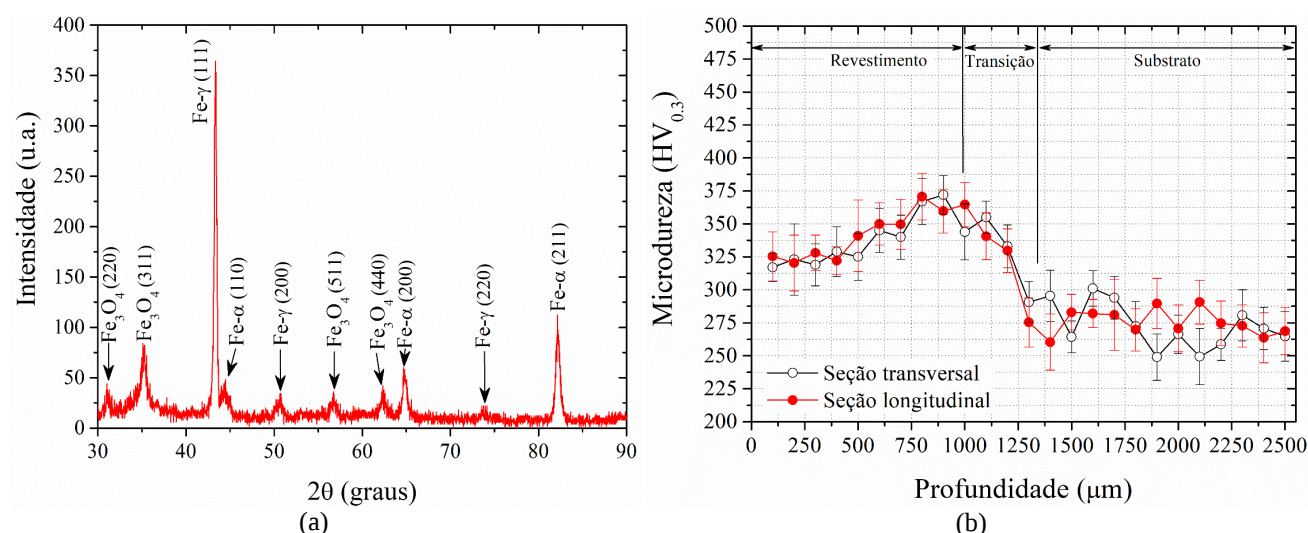


Figura 3. (a) Padrão de difração de raios X, e (b) Perfil de dureza na seção transversal e longitudinal do revestimento aspergidos termicamente na condição como depositado.

A dureza medida na seção transversal e longitudinal do revestimento no estado como depositado é ilustrada na Figura 3b. A análise desta permite observar que os valores de dureza ao longo da seção transversal dos revestimentos são similares em ambas as seções de leitura. Nota-se, também, que os valores de dureza crescem da região mais externa do revestimento em direção à região de ligação ao substrato. Segundo Lima e Trevisan (2007), esse comportamento é creditado à maior adesão das lamelas ao substrato (maior dureza próxima a zona de transição), e menor coesão entre as lamelas quanto mais distante estas estiverem do substrato (menor dureza junto a superfície do revestimento). É importante destacar que a baixa coesão entre as lamelas na região mais externa do revestimento, também promove uma menor resistência do revestimento ao desgaste por abrasão e erosão (PUKASIEWICZ *et al.*, 2012).

A formação da região de transição, segundo Paredes *et al.* (2006), deve-se à formação de uma faixa de diluição/difusão entre o material do revestimento (de adição) e o do substrato (de base). Lima e Trevisan (2007), ressalta que o efeito da ondulação da superfície do substrato, resultante da etapa de jateamento abrasivo realizada pré-deposição, pode influir sobre a dimensão da região de transição. Como pode ser observado na escala de distância no eixo 'x' da Figura 3b, a extensão da região de transição é da ordem de 250 µm, ao passo que, a espessura do revestimento é de aproximadamente 1000 µm.

3.2 Caracterização dos revestimentos refundidos variando-se a frequência de pulso

A Figura 4 ilustra o aspecto visual dos revestimentos (a) como aspergido e refundidos empregando corrente pulsada com frequência entre pulsos de (b) 1, (c) 5 e (d) 10 pulsos/s. Da Figura 4a é possível verificar a uniformidade do revestimento aspergido termicamente ao longo de toda a superfície da amostra, não sendo identificada a ocorrência de fissuras. Das Figura 4b-d nota-se que a largura da zona refundida diminui com o aumento da frequência entre pulsos, mantendo-se contínuos o número de passes (10 passes) e o percentual de sobreposição de (50%). Utilizando um paquímetro digital Mitutoyo Absolute (com resolução de 0,01 mm) foram medidas as dimensões de 17,7, 16,3 e 15,1 mm nos cordões refundidos empregando-se frequência entre pulsos de 1, 5 e 10 pulsos/s, respectivamente. Esse comportamento pode ser justificado pela menor energia transferida à poça de fusão com o aumento do número de pulsos por ciclo. Também, nota-se um aspecto azulado ao entorno do revestimento refundido, resultante da oxidação sofrida pelo material durante o seu resfriamento a partir da temperatura de refusão. Conforme reportado na literatura (SILVA; MEI, 2010), esse aspecto azulado ocorre nos aços carbono durante o seu revenimento em temperaturas da ordem de 300 °C. Dessa forma, acredita-se que, em virtude dos passes de refusão serem feitos um na sequência do outro, o corpo de prova tenha se mantido aquecido em temperaturas da ordem de 300 °C, o que causou o aspecto azulado mencionado. Por fim, é possível identificar também a ocorrência de defeitos intrínsecos do tipo “mordedura” e salpicos. Segundo Silva (2014), a ocorrência da “mordedura” é justificada pelo calor excessivo da junta, e os salpicos pela contaminação do consumível (oxidação, umidade, etc., presentes no interior do próprio revestimento aspergido).

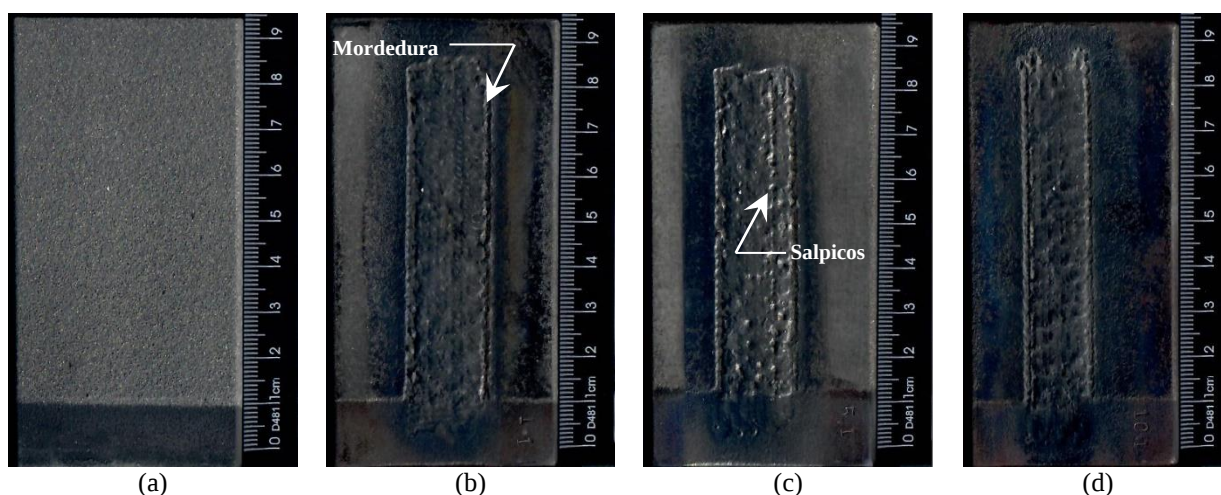


Figura 4. Aspecto visual dos revestimentos no estado (a) como depositado, e refundidos empregando-se corrente pulsada com frequências entre pulsos de (b) 1 pulso/s, (c) 5 pulsos/s e (d) 10 pulsos/s

Na Figura 5 é apresentada a micrografia da seção transversal dos revestimentos refundidos empregando-se corrente pulsada com frequências entre pulsos de (a) 1 pulso/s, (b) 5 pulsos/s e (c) 10 pulsos/s, mostrando as regiões (i) refundida, (ii) de transição, e (iii) zona afetada pelo calor (ZAC). Através da mesma é possível identificar que a microestrutura do revestimento refundido (zona fundida – ZF) é do tipo dendrítica. Embora não seja visível nas imagens apresentadas na Figura 5, a orientação de crescimento da estrutura dendrítica ocorre no sentido de deslocamento da tocha. Na linha denominada “(ii) transição” da Figura 5, é possível identificar que a formação das dendritas se processa seguindo a mesma orientação dos grãos do metal de base (crescimento epitaxial). Conforme relatado por Wainer *et al.* (2013), para a ocorrência do crescimento epitaxial é necessário promover um pequeno super-resfriamento do sistema (≈ 1 °C), o qual, possivelmente, é gerado pelo efeito de resfriamento promovido pelo conjunto da amostra e porta-amostra. Na terceira linha da Figura 5 é possível identificar a ocorrência de uma zona afetada pelo calor. Observa-se que tanto a microestrutura do revestimento quanto da ZAC apresenta tamanho de grão decrescente com o acréscimo da frequência de pulsos dentro do intervalo avaliado. Esse resultado reflete o efeito do ciclo térmico de soldagem sobre a microestrutura da região refundida e da região adjacente à esta, demonstrando que os valores de temperatura atingida nas adjacências da linha de fusão são superiores ao valor da temperatura crítica do material do substrato, promovendo a sua recristalização. As maiores frequências de pulsação geram um maior aporte de calor, o qual diminui a taxa de resfriamento do sistema promovendo o crescimento dos grãos na ZAC. Também é possível identificar através da Figura 5 que os microconstituintes da microestrutura granular da ZAC correspondem aos grãos de Ferrita proeutetóide (fase clara) e grãos de Perlita (fase escura). Essa corresponde à microestrutura típica do metal de base empregado. Embora não seja possível identificar nas micrografias apresentadas na Figura 5 a existência de uma camada de óxidos sobre a superfície dos revestimentos refundidos, esta é evidenciada pelos dados de DRX apresentados na sequência. Essa camada ocorre em virtude da flotação dos óxidos durante a refusão. Conforme reportado por Pukaszewicz *et al.* (2012), em virtude da flotação dos óxidos, as espessuras dos revestimentos refundidos apresentam valores de 20 a 30% inferiores ao do revestimento como depositado. Segundo os autores citados, este percentual corresponde à área somada de poros e óxidos existentes nos revestimentos como depositados. Tendo em vista que não foram observadas variações microestruturais entre as seções transversal e longitudinal dos cordões fundidos, estes últimos não serão aqui apresentados no intuito de encurtar o tamanho do documento.

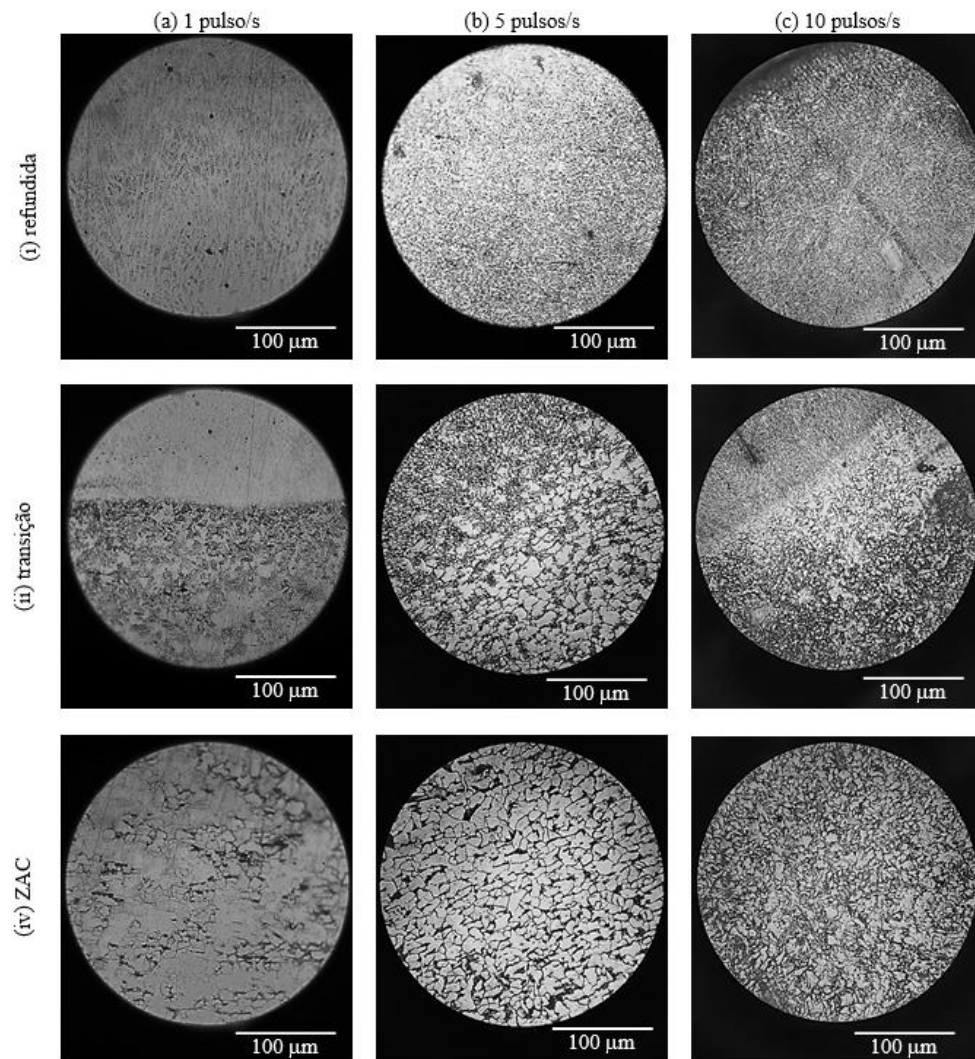


Figura 5. Microestrutura da seção transversal dos revestimentos refundidos empregando-se corrente pulsada com frequências entre pulsos de (a) 1, (b) 5 e (c) 10 pulsos/s, mostrando as regiões (i) refundida, (ii) de transição, (iii) zona afetada pelo calor, e (iv) metal de base.

O padrão de DRX dos revestimentos refundidos empregando-se corrente pulsada com variação da frequência entre pulsos é apresentado na Figura 6a. A título de comparação, o padrão de DRX do revestimento aspergido termicamente na condição como depositado (previamente apresentado na Figura 3) também foi introduzido na Figura 6a. Comparando-se os espectros da condição como depositado com aqueles das amostras refundidas, é possível identificar a ocorrência adicional de picos referentes à fase carboneto de cromo tipo Cr_{23}C_6 , além dos picos das fases $\text{Fe-}\alpha$, $\text{Fe-}\gamma$ e Fe_3O_4 . A formação da fase Cr_{23}C_6 ocorre, segundo Lippold e Damian (2005), durante o processamento dos aços inoxidáveis em temperaturas da ordem ou superiores a 500°C . Os autores citados também afirmam que esta fase apresenta cerca de 95% de cromo em peso (wt.), e que sua formação pode causar prejuízo à resistência à corrosão da superfície refundida. Conforme sabido, para o aço manter a sua inoxidabilidade, é necessário a presença de 11% wt. de cromo em solução sólida. Como a precipitação de carbonetos de cromo consome parte do conteúdo de cromo em solução sólida no aço, a intensa formação destes compostos pode consumir demasiado conteúdo deste elemento; permanecendo teores em solução abaixo do mínimo, o que causa prejuízo à sua resistência à corrosão.

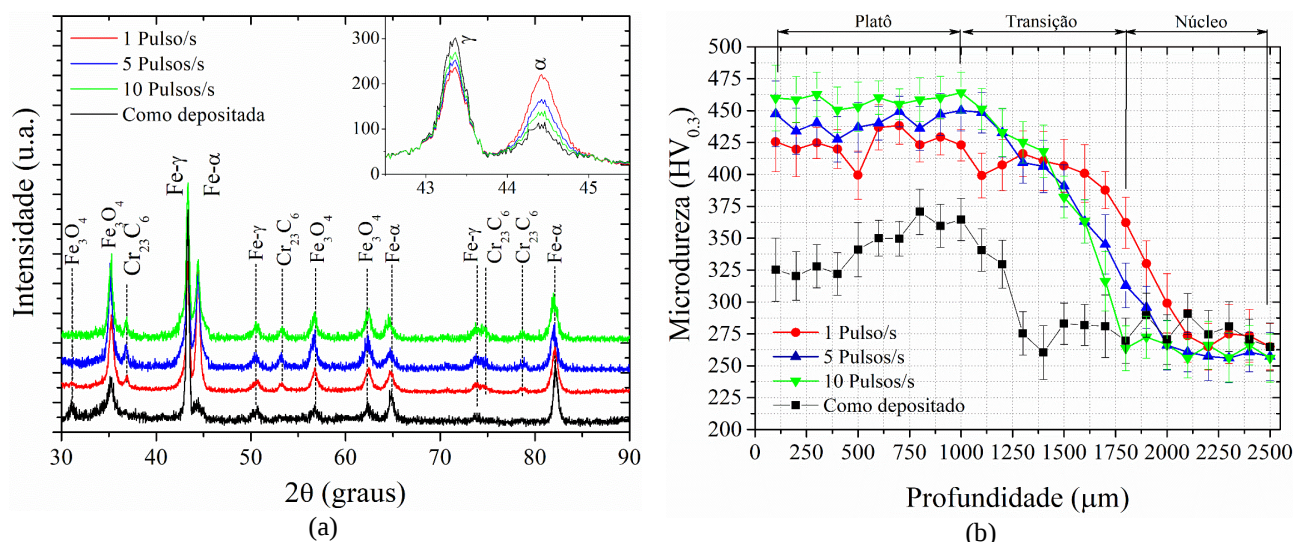


Figura 6. (a) Padrão de difração de raios X, e (b) perfil de dureza dos revestimentos aspergidos termicamente nas condições como depositado e refundidos empregando-se corrente pulsada com variação da frequência entre pulsos.

A análise da Figura 6a também permite observar que ocorre uma redução do pico de maior intensidade da fase Fe-γ, e aumento do pico de maior intensidade da fase Fe-α com a redução na frequência entre pulsos. As diferenças de intensidade entre picos de DRX para materiais multifásicos estão relacionadas com a quantidade presente de cada uma destas fases na amostra (GUINIER, 1952). Assim, o padrão indicado é justificado pelo provável aumento da diluição do revestimento (majoritariamente constituído pela fase γ) ao substrato (majoritariamente constituído por α), a qual é tanto maior quanto menor o número de pulsos. De acordo com argumentação apresentada anteriormente, o emprego de uma baixa frequência entre pulsos promove a transferência de uma maior quantidade de calor à poça de fusão, o que causa o acréscimo na diluição. Por fim, a manutenção dos picos da fase Fe₃O₄ é justificada em função destes óxidos sofrerem flotação durante a refusão, e formarem uma camada contínua sobre a superfície refundida. Conforme discutido na seção 2.1.3, o revestimento como aspergido apresenta óxidos interlamelares. Durante a refusão, em virtude da sua menor densidade, estes óxidos sobrenadam ao banho de metal fundido, formando um filme superficial contínuo durante a solidificação. É importante esclarecer que as análises de DRX foram realizadas sobre a superfície como refundida, sem realização de qualquer operação de decapagem.

Os perfis de dureza Vickers medidos na seção transversal dos revestimentos refundidos empregando-se corrente pulsada com variação da frequência entre pulsos é apresentado na Figura 6b. A título de comparação, os perfis de dureza do revestimento aspergido termicamente na condição como depositado (previamente apresentado na Figura 3b) também é apresentado. A análise dos perfis de dureza dos revestimentos refundidos permite observar a ocorrência de um platô de dureza superficial, com posterior transição suave dos valores medidos a partir deste em direção ao substrato, até atingir a dureza média do núcleo (vide indicação destas partes – platô, transição e núcleo – feita exclusivamente para a condição 10 pulsos/s de modo a não poluir visualmente a imagem). A comparação entre os perfis de dureza do revestimento como depositado com aqueles refundidos mostra que estes apresentam uma maior dureza superficial e maior profundidade de endurecimento. A maior dureza superficial possivelmente está relacionada à dois fatores: efeito de super-resfriamento da poça de fusão e tensões residuais geradas durante o seu resfriamento. Segundo Garcia (2001) o super-resfriamento promove uma intensificação da taxa de nucleação e do crescimento dos cristais durante a solidificação, promovendo a formação de uma microestrutura de solidificação com maior grau de refinamento (neste trabalho, acredita-se que as condições de super-resfriamento tenham sido estabelecidas pelo calor dissipado através substrato e porta-amostra). Por outro lado, conforme discutido por Marques *et al.* (2011), tensões residuais trativas são geradas durante a solidificação da poça de fusão em decorrência das restrições mecânicas impostas pela região não fundida sobre a região fundida. Estas tensões residuais dificultam a movimentação das discordâncias, aumentando a resistência mecânica do material.

Também, nota-se que a partir da Figura 6b que a profundidade de endurecimento decresce com o aumento da frequência de pulso, confirmando a menor diluição entre revestimento e substrato, conforme previamente discutido. Profundidades de diluição da ordem de 800, 700 e 500 μm podem ser estimadas a partir dos perfis de dureza das amostras refundidas utilizando a frequência de 1, 5 e 10 pulsos/s, respectivamente. Além disso, pode-se verificar uma queda suave dos valores de dureza a partir do platô superficial em direção ao substrato. Esse formato de perfil de dureza garante a manutenção de um comportamento em deformação, sob solicitação mecânica/térmica, similar entre o revestimento e o substrato; evidando o deslocamento do revestimento (PINEDO; MAGNABOSCO, 2015).

Ainda é possível identificar através da análise da Figura 6b, que a dureza do platô superficial do revestimento refundido, em média, é maior quando utilizadas maiores frequências de pulso. Supõe-se que esse resultado se deve ao refinamento de grão promovido tanto pelo efeito do super-refriamento ocorrido durante o período de corrente de base, quanto à agitação da poça de fusão promovida pela pulsação da corrente, a qual promove o refino da microestrutura de solidificação (REIS; SCOTTI, 2007).

3.3 Caracterização dos revestimentos refundidos variando-se a intensidade da corrente de base

A Figura 7 ilustra o aspecto visual dos revestimentos (a) como aspergido e refundidos empregando-se corrente pulsada com intensidade de corrente de base (I_b) de (b) 50%, (c) 70% e (d) 90% da corrente de pico (I_p). A comparação entre as Figura 7b-d mostra que a largura da zona fundida aumenta com o acréscimo da intensidade de I_b . Valores da ordem de 151, 163 e 179 mm são obtidos empregando-se os percentuais de I_b equivalentes a 50, 70 e 90% de I_p . Tendo em vista que no regime de corrente pulsada, durante o período de I_p ocorre maior aquecimento da poça de fusão, e durante os períodos de I_b supostamente seu resfriamento; o acréscimo no valor de I_b promove a manutenção de temperaturas mais elevadas na poça de fusão, favorecendo a formação de cordões refundidos de maior largura. Ademais, verifica-se a ocorrência da oxidação azul, fenômeno já observado nos resultados apresentados na Figura 5, sendo a sua formação creditada aos mesmos fatores anteriormente relatados. Adicionalmente, verifica-se igualmente a ocorrência de defeitos intrínsecos do tipo “mordedura” e salpicos (também observados na Figura 5), e do defeito geométrico do tipo sobreposição identificado na Figura 7d (marcas no sentido longitudinal dos cordões refundidos, ao entorno das margens de cada passe realizado). De acordo com Silva (2014), como uma das razões para a ocorrência da sobreposição, constitui o emprego de correntes demasiadamente elevadas. Dessa forma, a ocorrência deste defeito para a condição de refusão empregando um valor de I_b equivalente a 90% de I_p , deve-se ao elevado aporte térmico fornecido para a amostra nesta condição.

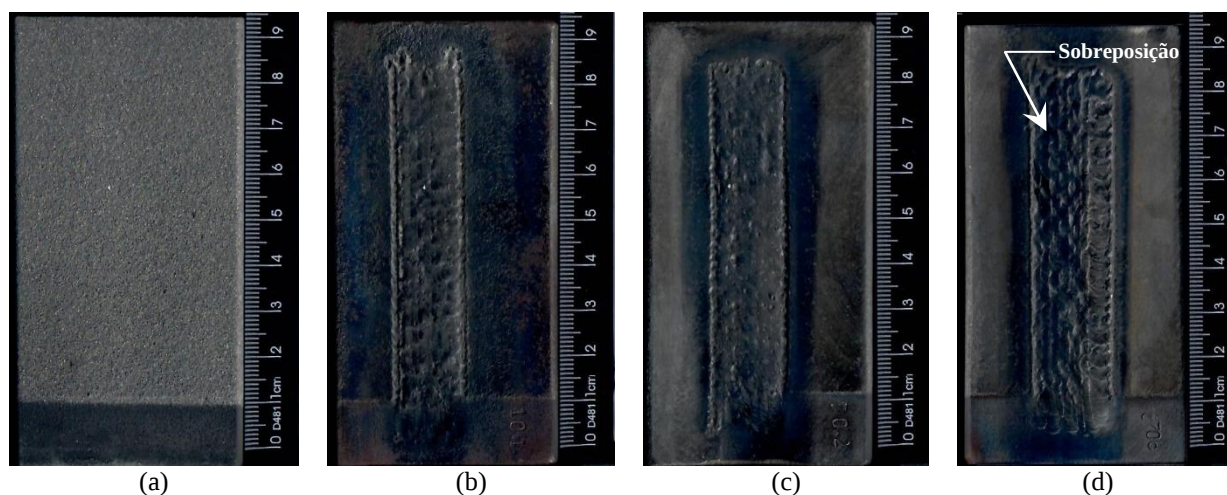


Figura 7. Aspecto visual dos revestimentos no estado (a) como depositado, e refundidos empregando-se corrente pulsada com intensidade de corrente de base de (b) 50%, (c) 70% e (d) 90% da corrente de pico.

Na Figura 8 é apresentada a micrografia da seção transversal dos revestimentos refundidos usando-se corrente pulsada com I_b de (a) 50, (b) 70 e (c) 90% da I_p , mostrando as regiões (i) ZF, (ii) de transição e (iii) ZAC. Mantendo o padrão apresentado na Figura 5, a microestrutura da ZF é constituída por dendritas formadas por crescimento epitaxial a partir da estrutura granular do substrato; e a ZAC apresenta microestrutura perlítica do tipo pró-eutetóide. Pela análise da Figura 8 é possível observar também que a estrutura granular da ZF e ZAC cresce com o incremento de I_b , o que se dá em virtude do maior aporte de calor causado.

Na Figura 9a é apresentado o padrão de DRX dos revestimentos como depositado e refundidos empregando-se corrente pulsada com valores de intensidade de I_b de 50%, 70% e 90% de I_p . Assim como mostrado anteriormente na Figura 6a, os espectros de DRX mostram a ocorrência das fases metálicas de ferro $Fe-\alpha$ e $Fe-\gamma$ e cerâmicas Fe_3O_4 e $Cr_{23}C_6$, sendo a sua ocorrência creditada aos mesmos fatores previamente discutidos. Igualmente, pode-se observar que a intensidade do pico α cresce com o aumento do valor de I_b , ao passo que, a intensidade de γ decresce. Esse comportamento novamente é justificado pelo efeito dos parâmetros de refusão empregados sobre o aporte térmico à poça de fusão. O acréscimo de I_b promove a transferência de maior energia à poça de fusão, causando uma maior profundidade de refusão e levando à uma maior diluição entre o revestimento e o substrato.

Na Figura 9b são apresentados os perfis de microdureza Vickers medidos na seção transversal dos revestimentos refundidos empregando-se corrente pulsada com valores de intensidade de I_b de 50%, 70% e 90% do valor de I_p . Nota-se que a dureza do platô superficial é maior quanto menor o valor de I_b adotado, e a profundidade de endurecimento cresce com o aumento de I_b , confirmando a ocorrência de uma maior diluição. Profundidades de diluição da ordem de 500, 600 e 900 μm podem ser estimadas, respectivamente, para as condições 50, 70 e 90 % de I_p . A maior dureza superficial para as condições de menor de I_b deve-se ao efeito de resfriamento da poça de fusão durante este período do ciclo, promovendo a formação de uma microestrutura de grão com maior refinamento. A estrutura de solidificação obtida para menores valores de I_p , possivelmente, possui uma maior quantidade de defeitos cristalinos, os quais aumentam o grau de tensão residual aumentando a dureza. Para o maior valor da profundidade de endurecimento encontrado, acredita-se que, é devido ao maior aporte térmico causar uma maior diluição entre o revestimento e o substrato.

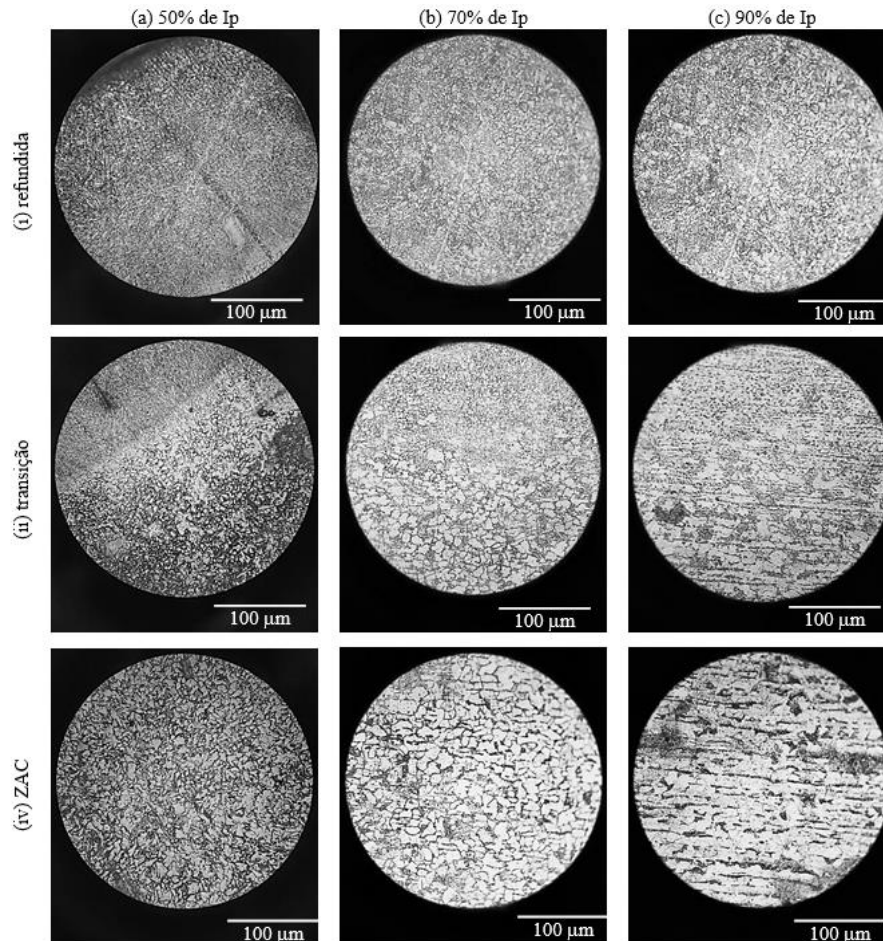


Figura 8. Microestrutura da seção transversal dos revestimentos refundidos empregando-se corrente pulsada com intensidade de corrente de base de (a) 50%, (b) 70% e (c) 90% da corrente de pico, mostrando as regiões (i) refundida, (ii) de transição, (iii) zona afetada pelo calor, e (iv) metal de base.

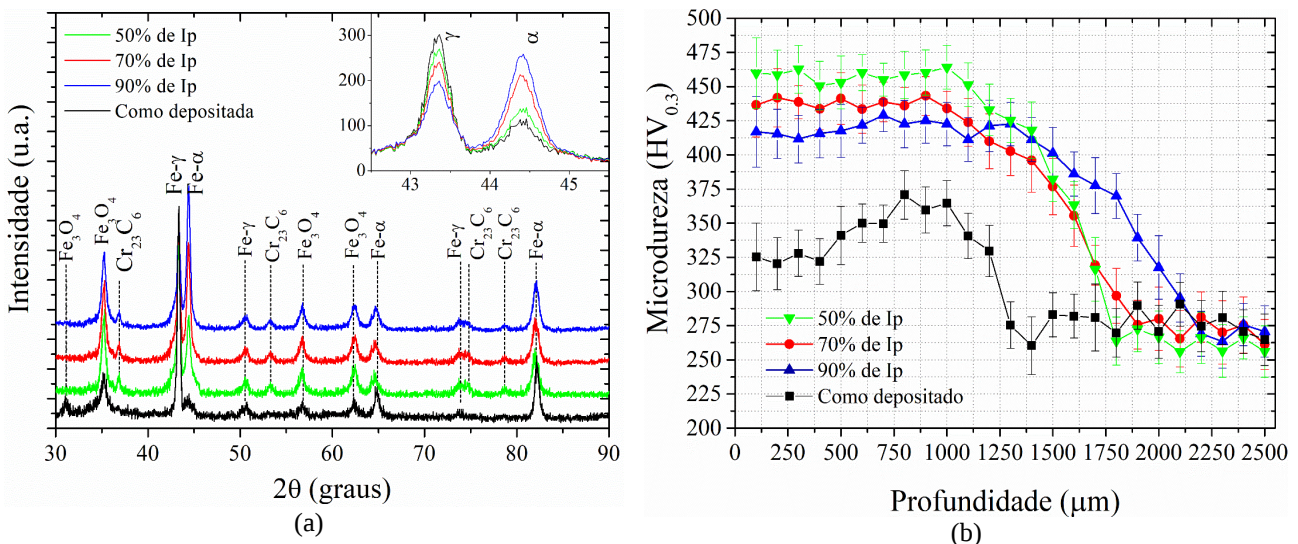


Figura 9. (a) Padrão de DRX, e (b) perfil de dureza dos revestimentos aspergidos termicamente nas condições como depositado e refundidos empregando-se corrente pulsada com variação da intensidade da corrente de base.

3.4 Caracterização dos revestimentos refundidos variando-se o tempo de pulso

A Figura 10 mostra o aspecto visual dos revestimentos (a) como aspergido e refundidos empregando-se corrente pulsada com tempo de pulso (tp) de (b) 20%, (c) 50% e (d) 80% do tempo de ciclo. Além da ocorrência dos defeitos intrínsecos e geométrico previamente observados nas Figura 5 e Figura 7 (“mordeduras”, salpicos e sobreposição), também é possível identificar através da análise da Figura 10 que a largura da zona fundida aumenta com o acréscimo do percentual de tp. Foram medidos valores de 9,7, 15,1 e 20,1 mm para as refusões realizadas empregando-se tp de 20, 50 e 80% do tempo total do ciclo. O aumento do tp faz com que a Ip atue sobre o corpo de prova durante um período maior à qual o Ib atua. Dessa forma, o tempo em que a poça de fusão é aquecida é superior àquele em que ela é

resfriada. Consequentemente, o maior calor transferido ao corpo de prova gera cordões refundidos com maior espessura. A partir da observação da Figura 10 também verifica-se que a oxidação azul não ocorre para a amostra refundida utilizando tp de 20%, o que se deve ao menor aporte térmico gerado empregando-se um maior tempo de ciclo resfriando a poça de fusão do que aquecendo-a.

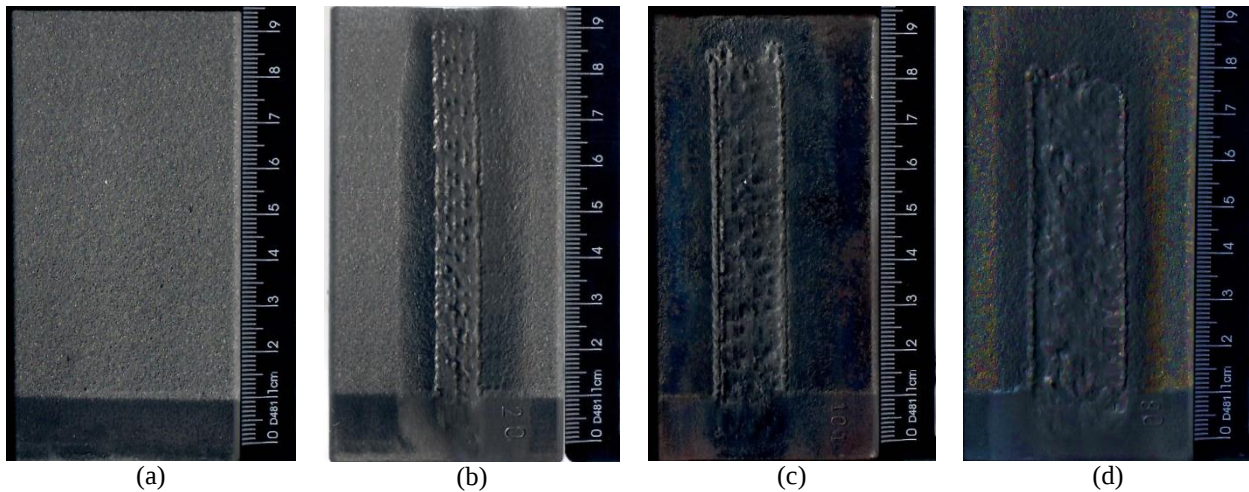
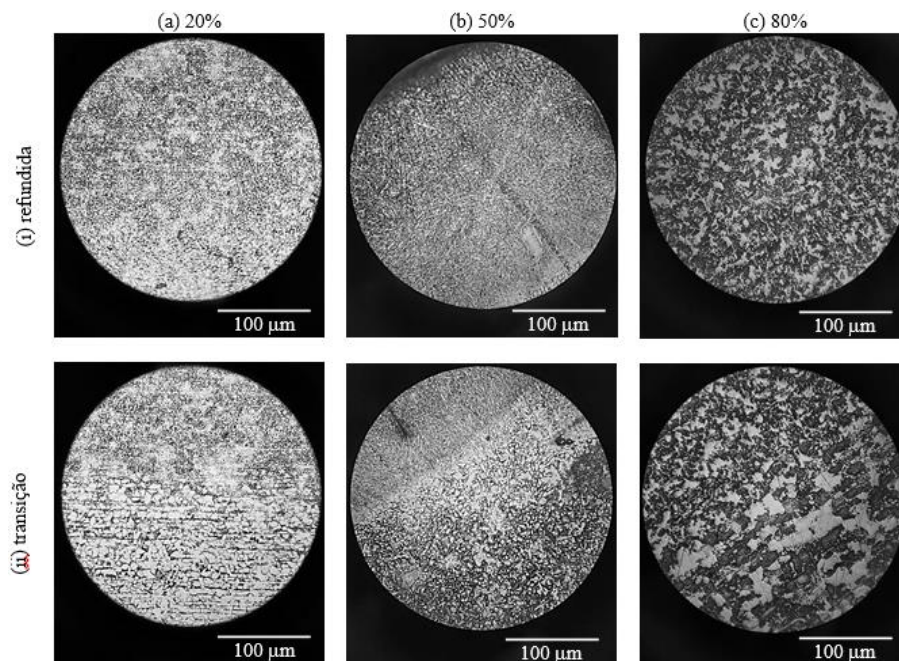


Figura 10. Aspecto visual dos revestimentos no estado (a) como depositado, e refundidos empregando-se corrente pulsada com tempo de pulso (tp) de (b) 20%, (c) 50% e (d) 80% do tempo total do ciclo.

Na Figura 11 é apresentada a micrografia da seção transversal dos revestimentos refundidos usando-se corrente pulsada orrente pulsada com tempo de pulso de (a) 20%, (b) 50% e (c) 80% do tempo total do ciclo, mostrando as regiões (i) ZF, (ii) de transição e (iii) ZAC. Da mesma forma como observando anteriormente nas Figura 6 e Figura 8, observa-se que uma microestrutura dendrítica na ZF e perlítica na ZAC. Na zona de transição é possível identificar o crescimento epitaxial da estrutura da ZF a partir da ZAC. Outrossim, verifica-se que os grãos crescem com o aumento do tempo de pulso tanto na ZF quanto na ZAC, confirmando o efeito do ciclo térmico evidenciados e discutidos a partir dos resultados da Figura 10.



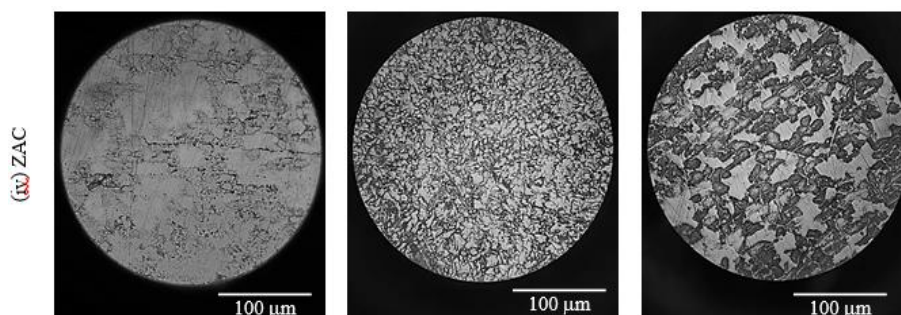


Figura 11. Microestrutura da seção transversal dos revestimentos refundidos empregando-se corrente pulsada com tempo de pulso de (a) 20%, (b) 50% e (c) 80% do tempo total do ciclo, mostrando as regiões (i) refundida, (ii) de transição, (iii) zona afetada pelo calor, e (iv) metal de base.

Os padrões de DRX dos revestimentos como depositado e refundidos empregando-se corrente pulsada com tp de 20%, 50% e 80% do tempo total do ciclo são mostrados na Figura 12a. Verifica-se a manutenção do mesmo padrão ilustrado e discutido previamente para as Figura 6b e Figura 9b: a ocorrência de picos referentes as fases Fe- α , Fe- γ , Fe₃O₄ e Cr₂₃C₆. Observa-se também que as alturas dos picos de maior intensidade das fases α e γ crescem e decrescem, respectivamente, com o aumento de tp, confirmando uma crescente diluição do revestimento ao substrato com o aumento no seu valor.

Por fim, na Figura 12b é mostrado os perfis de microdureza Vickers medidos na seção transversal dos revestimentos como depositado e refundidos empregando-se corrente pulsada com valores de tp de 20%, 50% e 80% do tempo total do ciclo. A partir da análise da Figura 12b observa-se que o platô de dureza dos revestimentos refundidos apresenta valores superiores, e em média iguais, para as condições de tp de 20 e 50%. Por outro lado, a condição de tp de 80% apresenta maior profundidade de endurecimento. A adoção de menores valores de tp acarreta um acréscimo no tempo de resfriamento da poça de fusão, causando o seu super-resfriamento e a obtenção de uma microestrutura de grãos mais refinada. Em contrapartida, o emprego do maior valor de tp reduz à 1/5 o tempo do ciclo de resfriamento, produzindo um maior aquecimento da poça de fusão durante o ciclo de aquecimento, resultando em uma maior diluição revestimento-substrato. Profundidades de diluição da ordem de 300, 500, e 700 µm podem ser estimadas a partir dos dados da Figura 12b para as condições de refusão usando tp de 20%, 50% e 80% do tempo total do ciclo, respectivamente.

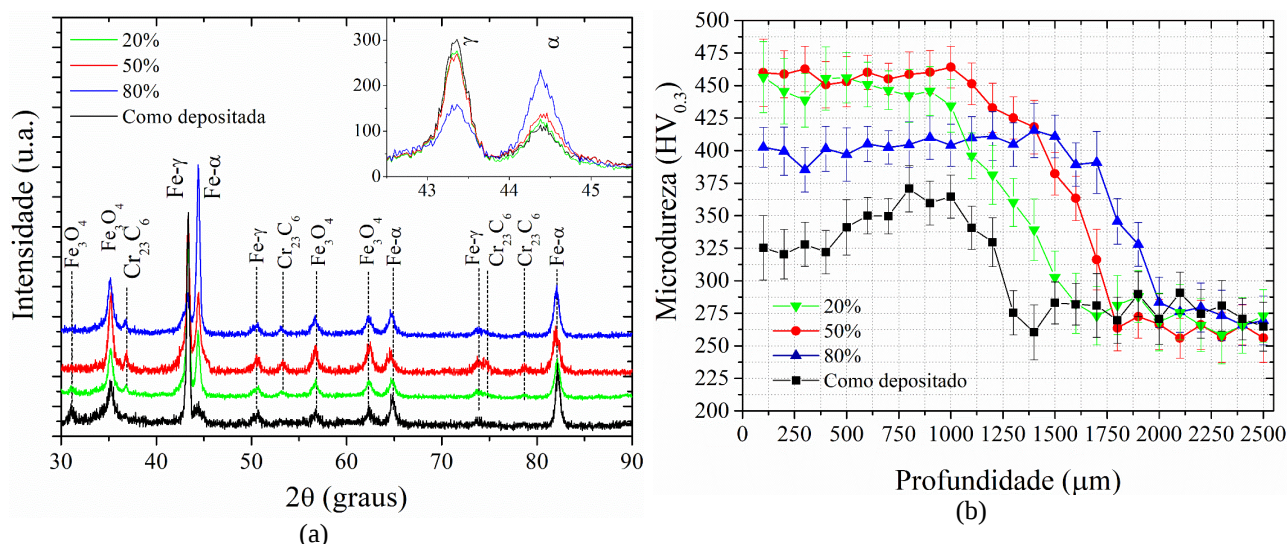


Figura 12. (a) Padrão de difração de raios X, e (b) perfil de dureza dos revestimentos aspergidos termicamente nas condições como depositado e refundidos empregando-se corrente pulsada com variação do tempo de pulsos.

4. CONCLUSÕES

Para as condições experimentais adotadas neste trabalho, com base na discussão dos resultados obtidos, é possível concluir que:

- A aplicação do processo TIG para a refusão superficial de revestimentos aspergidos termicamente permite obter um revestimento refundido com menor incidência de porosidade e oxidação interna;
- Os parâmetros da corrente de refusão em regime pulsado exercem efeito sobre a microestrutura e microdureza dos revestimentos refundidos;
- Todos os parâmetros de refusão estudados levaram à completa refusão do revestimento e a sua diluição ao substrato;

- A largura da zona refundida diminui com o aumento da frequência entre pulsos, e aumenta com o acréscimo da intensidade da corrente de base e tempo de pulso;
- A dureza do platô superficial aumenta com o acréscimo na frequência de pulso e com redução da intensidade da corrente de base e tempo de pulso;
- A profundidade de endurecimento aumenta com a redução na frequência de pulso e aumento da intensidade da corrente de base e do tempo de pulso;
- O revestimento refundido apresenta microestrutura dendrítica, ao passo que, a zona termicamente afetada e o metal de base são compostos pelos microconstituintes ferrita proeutetóide e perlita;
- Os padrões de DRX sugerem a presença das fases austenita, ferrita e óxido de ferro no revestimento como aspergido. Nos revestimentos refundidos, além destas fases foi identificada também a ocorrência de carboneto de cromo; e,
- Com base nos resultados obtidos, pode-se apontar como parâmetros ótimos a frequência de pulso de 10 pulsos/s, Ib de 50% de Ip, e tp de 20% do tempo de ciclo, uma vez que, levam à uma menor diluição e maior dureza superficial.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Adachi S.; Ueda, N. Wear and Corrosion Properties of Cold-Sprayed AISI 316L Coatings Treated by Combined Plasma Carburizing and Nitriding at Low Temperature. *Coatings*, v. 8(12), p. 456, 2018.
- American Welding Society (AWS). Thermal Spray: practice, theory, and application. United States of America, Florida, 1985.
- Bell, T. Surface engineering: past, present and future. *Surface Engineering*, v. 6, n.1, p. 31–40, 1990.
- Elder, S.H.; Disalvo, F.J.; Topor, L.; Navrotsky, A. Thermodynamics of Ternary Nitride Formation by Ammonolysis: Application to LiMoN₂, Na₃WN₃ and Na₃WO₃N. *Chemistry of Materials*, v. 5(10), p. 1-41, 1993.
- Folkhard, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Springer-Verlag, New York-Wien, 1988.
- Garcia, A. *Solidificação: Fundamentos e aplicações*. 1ª ed. São Paulo: Editora Unicamp, 2001.
- Guinier, A. *X-ray crystallographic technology*. London: Hilger and Watts LTD, 1952.
- Guinier, A. *X-ray crystallographic technology*. London: Hilger and Watts LTD, 1952.
- Henke, S. L. Efeito da refusão por tocha plasma na resistência à fadiga de um aço inoxidável martensítico macio. 2013. Monografia (Especialização em Engenharia da Soldagem)–Universidade Federal do Paraná, Curitiba, PR, 2013.
- Kutschmann, P.; Lindner, T.; Börner, K.; Reese U.; Lampke, T. Effect of Adjusted Gas Nitriding Parameters on Microstructure and Wear Resistance of HVOF-Sprayed AISI 316L Coatings. *Materials*, v. 12(11), p. 1760, 2019.
- Lima, C.C.; Trevisan, R. *Aspersão térmica: fundamentos e aplicações*. 2ª ed. São Paulo: Editora Artliber, 2007.
- Lippold C. J.; Damian K. J.; *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Canada. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken. 2005.
- Marques, P. V.; Modenesi, P. J.; Bracarense, A. Q. *Soldagem: Fundamentos E Tecnologia*. 3. Ed. Belo Horizonte, 2011.
- Nunes, L. P.; Lobo, A. C. O. *Pintura industrial na proteção anticorrosiva*. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 1990.
- Paredes, R. S. C.; Amico, S. C.; D’oliveira, A. S. C. M. The Effect of Roughness and Pre-Heating of the Substrate on the Morphology of Aluminium Coatings Deposited by Thermal Spraying. *Surface & Coatings Technology*, v. 200, p. 3049-3055, 2006.
- Pinedo, C. E.; Magnabosco R. Mecanismos de nitretação sob plasma do aço inoxidável martensítico AISI 420 nitretado a alta e baixa temperatura. *Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração*, v. 12, p. 257–64, 2015.
- Pukasiewicz, A.G.M.; Oliveira, F.R.O.; Capra, A.R.; Paredes, R.S.C. Influência da refusão por plasma na microestrutura de um revestimento Fe-Mn-Cr-Si depositado por aspersão térmica arco elétrico sobre aço inoxidável ASTM A743-CA6NM. *Soldagem & Inspeção*, v. 17 (1), p. 65-75, 2012.
- Reis, R. P.; Scotti, A. *Fundamentos e Prática da Soldagem a Plasma*. 1. ed. São Paulo SP, 2007.
- Silva, A. L. C.; Mei, P. R. *Aços e ligas especiais*. 3.ed. São Paulo: Blucher, 2010.
- Silva, F. J. G. *Tecnologia da Soldadura: uma abordagem técnico-didática*. Porto: Publindústria. 2014.
- Sucharski, G. B. Estudo da erosão por cavitação sobre diferentes morfologias de revestimentos de FeMnCrSiB aplicados por aspersão térmica chama FS e HVOF com tratamento de shot peening. 2016. 148 p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) –Universidade Federal do Paraná, Curitiba, PR, 2016.
- Takemoto, M.; Longa, Y.; Ueno, G. Metallurgical properties and corrosion resistance of SUS 316L coatings deposited on the carbon steel by a portable atmosphere-controlled thermal spraying system. *Journal Corrosion Control*, v. 10, p. 351-357, 1994.
- Wainer E, Brandi Sd, Mello Fdh. *Soldagem: processos e metalurgia*. 9ª reimpressão. São Paulo: Blucher, 2013.

6. RESPONSABILIDADE AUTORAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho.

CONEM2022-0028

MICROSTRUCTURE AND HARDNESS OF FE-CR-NI COATING DEPOSITED BY APS AND REMELTING BY TIG - PART 2: EFFECT OF REMELTING CURRENT VARIABLES IN PULSED REGIME

Ricardo Zimpel, rick_von@hotmail.com¹

Lucas Bassaco Nogueira, lucasnog1403@gmail.com¹

Igor Giacomelli Zanella, igor.zanella90@gmail.com²

Gustavo Bavaresco Sucharski, gustavobavaresco@gmail.com²

Inácio da Fontoura Limberger, oicanis@gmail.com¹

Natália de Freitas Daudt, daudt.natalia@gmail.com¹

Cristiano José Scheuer, cristiano.scheuer@ufsm.br¹

¹ Grupo de Tecnologia e Mecânica dos Materiais – Departamento de Engenharia Mecânica, UFSM, 97105-900, Santa Maria, RS, Brasil.

² Institutos LACTEC, Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento, 80210-170, Curitiba, PR, Brasil.

Abstract:

Thermal spraying is a technique that makes possible to obtain coatings with distinct characteristics, expanding the field of application of many engineering materials. This is due thermal spraying process allows the use of raw materials with specific properties, and obtaining coatings with functional gradients, while minimally affecting the original properties of the coated components. This method is known for its ease of operation and low cost, which makes its application widely explored in the industrial environment. However, in some applications the high porosity and oxidation of the coating make it necessary to apply remelting methods in order to promote its densification, improving its adhesion/cohesion. Thus, taking into account the different remelting techniques used to promote such densification and their peculiarities, a study is necessary to optimize such processes, aiming to define the most appropriate processing conditions. Thus, this work aims to evaluate the effect of pulsed remelting current parameters using the TIG process on the microstructure and hardness of Fe-Cr-Ni-based alloy coatings deposited by arc spraying process (ASP) on carbon steel substrate. The influence of the relationship between peak – I_p and base – I_b current intensities (I_b of 50, 70 and 90% of I_p), pulse times (20, 50 and 80 %), and pulse frequency was evaluated. (1, 5 and 10 pulses/s). The as-sprayed and remelted samples were characterized using optical microscopy, XRD and microhardness measurements. The results obtained show that the parameters of the pulsed current have an effect on the microstructure and microhardness of the remelted coatings. These present dendritic microstructure, being constituted by the phases Fe- γ , Fe- α , Fe₃O₄ and Cr₂₃C₆. All conditions employed promoted complete remelting and dilution of the coating to the substrate. All conditions employed promoted complete coating remelting and dilution to the substrate. The width of the fused zone decreases with increasing frequency between pulses, and increases with increasing I_b and t_p ; the surface hardness plateau, in turn, increases with an increase in pulse frequency and with a reduction in I_b and t_p , while the hardening depth increases with a decrease in pulse frequency and increases with an increase in I_b and t_p . Finally, it is possible to conclude that the TIG process can be successfully used in the remelting of thermally sprayed coatings, promoting greater bonding of the coating to the substrate and reducing its porosity and internal oxidation.

Keywords: Thermal Spray. Electric Arc Remelting. Fe-Cr-Ni based coating.