

CONEM2022-0027

**MICROESTRUTURA E DUREZA DE REVESTIMENTO DE FE-CR-NI
DEPOSITADOS POR APS E REFUNDIDOS POR TIG – PARTE 1: EFEITO
DO REGIME (CC E CP) E INTENSIDADES DAS CORRENTES DE
REFUSÃO**

Gabriel Amaral Ferreira, g_18g@yahoo.com.br¹

Gabriel Ximenes Quinhones, gquinhones9@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 aplicação de revestimentos a base de Fe-Cr-Ni é usada com o objetivo de melhorar o desempenho à corrosão de componentes fabricados a partir de aço baixo carbono. Neste contexto, os processos de aspersão térmica são amplamente utilizados em meio industrial para deposição de revestimentos, em decorrência do seu baixo custo e facilidade de execução. No entanto, a elevada oxidação, porosidade e baixa aderência/coesão dos revestimentos tem sido um limite à sua aplicação em determinadas condições. Com o objetivo de contornar essa limitação, inúmeros estudos têm sido realizados com o propósito de reduzir a porosidade e aumentar a adesão/coesão dos revestimentos aspergidos termicamente, submetendo-os aos tratamentos de refusão. Dentre as técnicas disponíveis, o emprego do arco elétrico de soldagem demonstrou bons resultados em aplicações práticas, possibilitando a melhora do desempenho nos revestimentos. Assim, esse trabalho tem como objetivo, avaliar o efeito do tipo e intensidade da corrente de refusão através do processo TIG, sobre a microestrutura e microdureza de revestimentos de liga a base de Fe-Cr-Ni depositados por aspersão térmica a arco elétrico sobre substrato de baixo carbono. Para tanto, foi avaliado o efeito do emprego de intensidades de corrente no intervalo entre 90 e 150 A nos regimes contínuo e pulsado. As amostras como aspergida e refundidas foram caracterizadas através de microscopia óptica, difração de raios X e medidas de microdureza Vickers. Os resultados obtidos evidenciam que o tipo e intensidade de corrente de refusão exerce efeito sobre a microestrutura e microdureza do revestimento refundido. Os revestimentos refundidos apresentam microestrutura dendrítica, sendo constituídos pelas fases Fe- γ , Fe- α , Fe₃O₄ e Cr₂₃C₆. A completa refusão e diluição do revestimento aspergido no metal de base ocorre para valores de corrente de 90 A no regime pulsado, e 110 A no regime contínuo. O aumento da intensidade de corrente nos regimes contínuo e pulsado promove um acréscimo na diluição do revestimento ao metal de base, evidenciado pelo aumento da profundidade de endurecimento; e um aumento do tamanho de grão na zona termicamente afetada. Também foi observado que para uma mesma intensidade de corrente, o regime pulsado promove uma menor diluição quando comparado ao regime contínuo. Por fim, é possível concluir que o processo TIG pode ser empregado com sucesso na refusão de revestimentos aspergidos termicamente, promovendo a obtenção de um revestimento refundido isento de porosidade e oxidação interna.

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

1. INTRODUÇÃO

Em meio ao atual cenário de contínua inovação tecnológica, a oferta de novos materiais estendeu o campo de emprego de metais e suas ligas para aplicações em ambientes de extrema severidade. Neste sentido, atualmente, um dos maiores desafios dos projetistas é a seleção de uma determinada liga metálica com propriedades adequadas ao tipo de solicitação estabelecida no ambiente de aplicação do material, atendendo aos requisitos de custo, segurança, manufaturabilidade, etc.

Embora a rota tradicional de fabricação buscava o desenvolvimento de novos metais e novas ligas, atualmente uma atenção maior tem sido dada aos processos de otimização de propriedades através de técnicas de engenharia de superfície. Através destes tratamentos é possível estender a vida útil de componentes sujeitos a solicitações severas de desgaste, corrosão, fadiga mecânica e térmica, etc.; através da modificação da microestrutura e/ou composição química da superfície do componente. Uma das técnicas de engenharia de superfície que tem sido satisfatoriamente aplicada com esta finalidade corresponde a aspersão térmica. Este método consiste em aspergir uma camada de material fundido sobre

um substrato previamente preparado, empregando uma pistola que fornece o calor necessário à fusão do material de adição (através da queima de um combustível gasoso, arco elétrico ou empregando dinâmica de gases), o qual é projetado sobre a superfície do substrato na forma de pequenas partículas com o uso de um gás inerte ou ar comprimido. O fornecimento do material de adição pode se dar no estado de pó, vareta, arame ou bastão (LIMA; TREVISAN, 2007).

As partículas fundidas de material de adição ao colidirem com superfície do substrato sobre a qual são projetadas, deformam-se aumentando a sua área de contato, ancorando-se mecanicamente às suas asperezas durante o resfriamento, formando uma microestrutura lamelar corriqueiramente denominada por ‘paquedas’. Além disso, no momento do contato das partículas pulverizadas com o substrato, uma elevada quantidade de energia cinética e térmica é transferida daquelas para este, gerando as condições necessárias para que ocorra a difusão de alguns microconstituintes do material aspergido para o interior do substrato, ou a ocorrência de pontos de microsoldagem (SUCHARSKI, 2016). Dessa maneira, a ligação entre o revestimento e o material de base pode ser mecânica, química, física ou uma combinação dessas (AWS, 1985).

Conforme mencionado anteriormente, o custo é um fator determinante e limitante nos projetos de engenharia, logo a aspersão térmica possibilita o uso de substratos mais econômicos (materiais menos ‘nobres’), aplicando uma camada de revestimento a partir de um material de adição de maior custo (mais ‘nobre’). Neste sentido, a aplicação de revestimentos a base de ligas de Fe-Cr-Ni (aços inoxidáveis austeníticos) é usada muitas vezes com o objetivo de melhorar o desempenho à corrosão em componentes fabricados a partir de aço baixo carbono. Esse procedimento permite uma grande redução nos custos de produção de componentes, mesmo embutindo uma nova operação de fabricação no seu ciclo de produção. A aspersão térmica difere dos demais tratamentos de superfície em virtude de promover a obtenção de camadas mais espessas de revestimento, possibilitando corrigir irregularidades ou variações na superfície do substrato devido ao seu desgaste, fratura ou corrosão; constituindo uma alternativa para recuperação de componentes danificados (LIMA; TREVISAN, 2007). No entanto, uma limitante à aplicação desta técnica tem sido a elevada porosidade e oxidação dos revestimentos obtidos, resultando em uma baixa aderência/coesão do depósito, reduzindo a sua vida útil. O baixo grau de adesão entre a camada aspergida e o substrato, e coesão entre as partículas lamelares que constituem o revestimento, possibilita o fácil deslocamento das ‘panquecas’ danificando o depósito.

Face a isso, atualmente diversos autores tem buscado por alternativas que permitam aumentar a adesão/coesão do revestimento, através da diminuição da sua porosidade e oxidação. Dentre as técnicas que tem sido empregadas com este propósito, o processo de refusão com o uso de arco elétrico tem apresentado bons resultados em aplicações práticas. Esse procedimento permite a obtenção de revestimentos refundidos com microestrutura e propriedades similares aqueles alcançados por técnicas de cladeamento (HENKE, 2013). Essa alternativa é atrativa tanto do ponto de vista econômico, pois não encarece sobremaneira o custo do componente; quanto do ponto de vista técnico, pois é de fácil realização e pode ser efetuada utilizando o mesmo equipamento empregado na realização do depósito. Porém, em virtude do grande número de parâmetros elétricos para o controle do arco, a seleção adequada destes, com o intuito de otimizar as propriedades finais do revestimento, constitui uma tarefa complexa e trabalhosa.

Neste sentido, neste trabalho foi avaliado o efeito do tipo e intensidade da corrente elétrica de refusão através do processo TIG (*Tungsten Inert Gás*), sobre a microestrutura e microdureza dos depósitos de aço AISI 308LSi aspergidos termicamente sobre um substrato aço ABNT 1020.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Preparação das amostras e deposições dos revestimento

Os materiais usados neste TCC foram barras de aço ABNT 1020 (0.2%C; 0.4%Mn; 0.04%S; 0.03%P e %Fe em balanço) como metal de base, e arame de soldagem classe AWS ER 308LSi como metal de adição (0.023%C; 20.0%Cr; 10.1%Ni; 1.55%Mn, 0.75%Si e %Fe em balanço).

As barras de aço ABNT 1020 foram cortadas em amostras com dimensões de 10×50×100 mm (espessura × largura × comprimento). Estas amostras foram jateadas com abrasivo de óxido de alumínio (tamanho #36 mesh) utilizando uma cabine de jateamento abrasivo da marca CMV modelo 65 9075, adotando parâmetros baseados no trabalho de Pukasiewicz *et al.* (2012) e apresentados na Tabela 1.

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

Logo na sequência do jateamento abrasivo, realizou-se a deposição dos revestimentos. Para isso, foi utilizado uma fonte elétrica da marca Eutronic modelo Arc Spray 4 e, acoplada a esta, uma pistola de aspersão térmica a arco elétrico da mesma fabricante. Os parâmetros usados na execução das deposições são apresentados na Tabela 2. Os valores destes parâmetros foram determinados por meio 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 aspergidos termicamente foram refundidos utilizando o processo de soldagem TIG. O aparato experimental empregado é composto por: uma fonte de soldagem da marca Lincoln Eletronic, modelo IM467-B, a qual é constituída por um sistema de ignição por alta frequência; um sistema mecanizado de movimentação de tocha de soldagem do tipo tartilope da marca White Martins, modelo MC 46; uma tocha para soldagem TIG da marca Vonder, com sistema de refrigeração por circulação de água; e uma bancada de trabalho sobre a qual foi montado o porta amostra e o tartilope.

Os parâmetros do processo de refusão aqui estudados foram a intensidade e o modo da corrente de refusão. Os parâmetros adotados em cada um destes estudos são apresentados na Tabela 3. Para realizar as refusões foi utilizado um eletrodo de tungstênio classe EWTh-2 (com adição 2% de óxido de tório) de 1,6 mm de diâmetro e ângulo de afiação de 30° (o ângulo de afiação foi verificado após cada refusão, sendo o eletrodo re-afiado quando verificado o seu desgaste). O gás utilizado foi o argônio. As refusões foram realizadas no sentido longitudinal das amostras revestidas, sendo realizados dez passes da direita para a esquerda. Adotou-se uma diluição de 50% entre passes adjacentes, sempre alinhando o eletrodo junto a margem do cordão previamente refundido.

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

Tipo de corrente	Corrente (A)	Corrente média (A)	T _p /T _b ^a (s)	DEP ^b (mm)	DBP ^c (mm)	V _{PRO} ^d (l/min)	V _{ref} ^e (mm/min)
CC	150	-	-	3,0	6,0	10,0	100,0
CC	130	-	-	3,0	6,0	10,0	100,0
CC	110	-	-	3,0	6,0	10,0	100,0
CC	90	-	-	3,0	6,0	10,0	100,0
CP	220-80	150	0,5/0,5	3,0	6,0	10,0	100,0
CP	180-80	130	0,5/0,5	3,0	6,0	10,0	100,0
CP	140-80	110	0,5/0,5	3,0	6,0	10,0	100,0
CP	100-80	90	0,5/0,5	3,0	6,0	10,0	100,0

^a T_p tempo de corrente de pico/T_b tempo de corrente de base

^b Distância eletrodo-peça

^c Distância bocal-pela

^d Vazão de gás de processo

^e Velocidade de refusão

2.3 Caracterização do material processado

As amostras refundidas foram caracterizadas microestrutural (através de ensaio metalográfico e difração de raios X – DRX) e mecanicamente (por medidas de microdureza Vickers). Para possibilitar a realização destas caracterizações, as amostras foram cortadas em corpos de prova com dimensões inferiores. Neste sentido, foram extraídos dois corpos de prova na região mediana das amostras, através da realização de três cortes na seção transversal das mesmas (Figura 1). Para a execução destes cortes, utilizou-se uma cortadeira metalográfica da marca Struers-Panambrá modelo Mesoton. Na sequência, estes corpos de prova foram novamente seccionados, agora na seção longitudinal, com o intuito de obter corpos de prova de dimensões menores para viabilizar as operações posteriores (vide detalhe da Figura 1). Estes cortes foram realizados em uma cortadeira de precisão da marca Buehler modelo Isomet 1000, utilizando disco diamantado.

Dois destes corpos de prova foram moldados, um na seção transversal e outro na seção longitudinal, utilizando uma prensa embutidora metalográfica da marca Risitec modelo RS-30 e resina de embutimento a quente. Posteriormente, estes foram preparados por meio de operações de lixamento e polimento, empregando-se uma lixadeira politriz da marca Struers-Panambrá modelo DP-10. Após preparo, a microestrutura destes corpos de prova foi revelada através de ataque químico com o reativo Nital 5% (5ml de ácido nítrico + 95ml de Álcool Etilico). A análise da microestrutura dos revestimentos refundidos foi realizada por meio de microscopia óptica, usando um microscópio óptico da marca Olympus modelo BX60M. As medições da microdureza ao longo da seção transversal do revestimento refundido foram realizadas utilizando um microdurômetro da marca Shimadzu modelo HMu-2, aplicando-se uma carga de 300 gf por 15 s.

Por fim, o outro corpo de prova foi destinado à caracterização das fases presentes na superfície refundida, através da técnica de DRX. Para realização desta caracterização foi utilizando um difratômetro de raios X da marca Shimadzu modelo XRD 7000. É importante destacar que as amostras submetidas à caracterização por DRX foram somente limpas em banho de ultrassom utilizando álcool etílico, não sendo submetidas à qualquer operação de remoção dos óxidos superficiais formados durante a refusão.

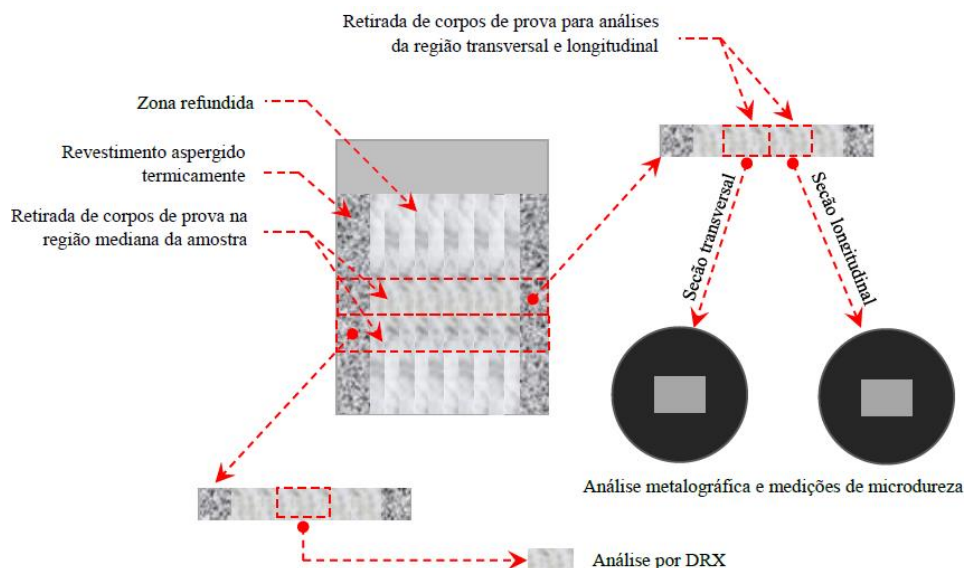


Figura 1. Indicação dos cortes realizados nas amostras refundidas para obter os corpos de provas para as caracterizações metalográficas, de microdureza e de DRX.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Caracterização dos revestimentos aspergidos termicamente

Na Figura 2 (a) e (b) é apresenta, nesta ordem, a morfologia das seções transversal e longitudinal dos revestimentos aspergidos termicamente na condição como depositado (não refundido). Pode ser observado a partir destas, que o revestimento aspergido termicamente é constituído pelos seguintes microconstituintes:

- Lamelas (panquecas): correspondem às partículas aspergidas, as quais na Figura 2, apresentam geometria alongada paralela à superfície do substrato;
- Filmes de óxidos: localizados nos contornos das panquecas (interlamelares), os quais na Figura 2, apresentam uma tonalidade acinzentada.
- Porosidade: microporos localizados entre as panquecas e filmes de óxidos, os quais na Figura 2, apresentam uma tonalidade preta;
- Partículas não fundidas (salpicos): distribuídas aleatoriamente ao longo do revestimento aspergido termicamente, as quais na Figura 2, são correspondem às pequenas partículas esféricas.

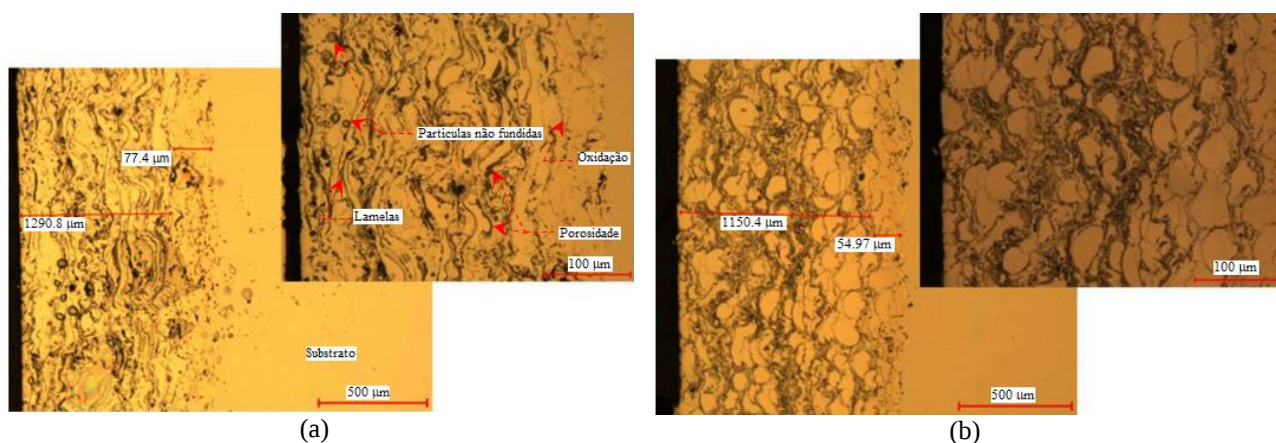


Figura 2. Microestrutura da seção transversal (a) e longitudinal (b) do revestimento na condição como depositados.

É importante mencionar que a morfologia dos revestimentos indicada na Figura 2 foi obtida sem a aplicação de qualquer reagente químico para revelação da grafia microestrutural, e corresponde a microestrutura típica de um revestimento obtido por aspersão térmica.

Na Figura 3 é apresentado o perfil de microdureza medidos nas seções transversal e longitudinal dos revestimentos aspergidos termicamente. É possível observar que não há variação nos valores de dureza medidos na seção transversal com aqueles da seção longitudinal. Verifica-se também que, para ambas as seções de medição, os valores de dureza aumentam a partir da superfície da amostra até a região de ligação com o substrato. Esse resultado, segundo Lima e Trevisan (2007), deve-se à maior adesão das lamelas ao substrato, e à menor coesão entre as lamelas à medida em que estas estão mais distantes deste. Da mesma forma, é possível notar a partir da Figura 3, que há uma região de transição entre os valores de dureza máximos do revestimento e os valores correspondentes aos do substrato. Segundo

Paredes *et al.* (2019), essa região de transição corresponde às regiões onde o material do revestimento dilui-se ao metal de base, ou difunde-se neste. Lima e Trevisan (2007) destacam que a ondulação da superfície do substrato pode influenciar sobre a extensão da região de transição. Conforme indicado previamente na Figura 2, a extensão da região de transição é da ordem de 50 a 100 μm . 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).

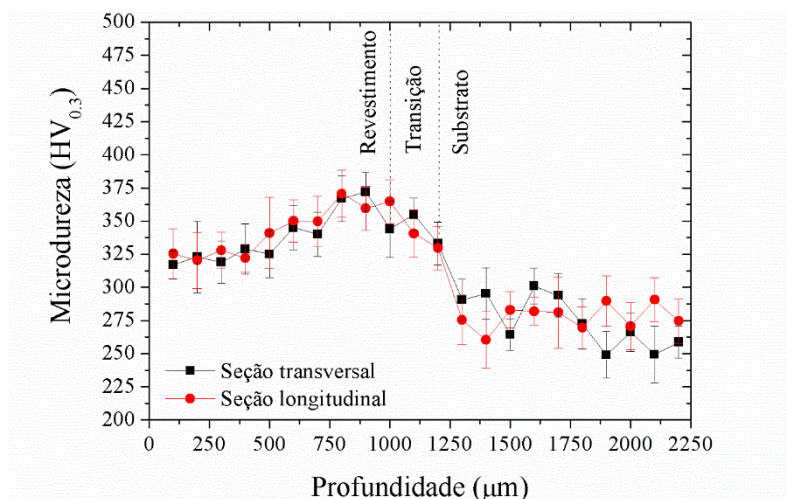


Figura 3. Perfil de microdureza na seção transversal e longitudinal dos revestimentos na condição como depositados.

Na Figura 4 é apresentado o padrão de DRX do revestimento aspergido termicamente na condição como depositado. Verifica-se que o espectro de DRX é constituído basicamente por picos das fases austenita (γ), ferrita (α) e óxido de ferro (Fe_3O_4). A presença de picos da fase α , embora não esperada, também foi verificada por Adachi e Ueda (2018) e Kutschmann *et al.* (2019) em revestimentos de aço inoxidável austenítico AISI 316 L depositados pelos processos de aspersão térmica a frio (*Cold Spray*) e HVOF, respectivamente, sobre aço carbono. Embora os autores citados não tenham discutido a ocorrência desta fase, acredita-se que esta ocorra em função da estrutura como aspergida ser equivalente à “bruta de solidificação”. Conforme pode ser verificado pela análise do diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni, para teores de Ni de 10% e Cr de 20% (composição do consumível adotado neste trabalho), durante a solidificação ocorre a formação de uma estrutura bifásica composta por austenita e ferrita delta (δ). A transformação da ferrita δ em γ é completada somente se o aço permanecer por um tempo suficientemente longo na faixa de temperaturas na qual a cinética de transformação é mais rápida (FOLKHARD, 1988). Este não é o caso de revestimentos aspergidos termicamente, onde o resfriamento rápido causa a retenção de ferrita delta até a temperatura ambiente. A análise do diagrama de Schaeffler para a composição química do consumível utilizado evidencia que a microestrutura de solidificação deste é constituída por cerca de 10% de ferrita delta, o que justifica a ocorrência dos picos no espectro de DRX. A ocorrência dos picos da fase Fe_3O_4 , por sua vez, é justificada em virtude deste óxido ser sintetizado por reação da gotícula metálica com o gás de atomização (ar comprimido), durante a sua projeção a partir do bico aspersor em direção à superfície do substrato. A formação de uma fase de óxido em oposição a um nitreto (dada o maior percentual de nitrogênio no ar quando confrontado ao teor de oxigênio – 78 e 21%, respetivamente) deve-se a maior entalpia de formação dos nitretos de ferro (+12.6 kJ/mol) quando comparada à de Fe_3O_4 (-744,8 kJ/mol) (ELDER *et al.*, 1993).

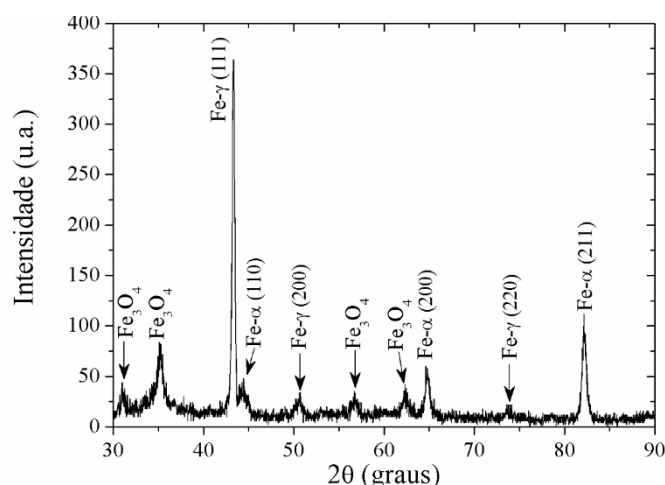


Figura 4. Padrão de difração de raios X do revestimento aspergidos termicamente na condição como depositado.

3.2 Caracterização dos revestimentos refundidos utilizando corrente contínua

Na Figura 5 é apresentada a micrografia da seção transversal dos revestimentos refundidos variando-se a intensidade de corrente no modo contínuo. Observa-se que para a intensidade de corrente de 90 A (Figura 5a) não ocorreu diluição do revestimento sobre o metal de base, ao passo que, para todos os demais valores de corrente contínua de soldagem empregados, ocorre diluição. Esse resultado demonstra que a intensidade de corrente de 90 A não gera aporte térmico suficiente para promover a fusão total do revestimento, fundido somente uma parcela inferior a sua espessura, conforme pode ser visualizado no canto superior direito da Figura 5a para este valor de corrente (a parte escura nesta figura corresponde à região do revestimento que efetivamente foi refundida. Pode-se notar que entre esta região e o metal de base existe uma faixa de revestimento que não fundiu). Observa-se que existe uma camada de óxidos entre o revestimento refundido e a resina utilizada na moldagem da amostra. Essa camada ocorre em virtude da flotação dos óxidos durante a refusão. Conforme reportado na literatura (PUKASIEWICZ *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. Através da Figura 5a também é possível identificar que a microestrutura do revestimento refundida é do tipo dendrítica. Embora não seja visível nas imagens apresentadas na Figura 5a, a orientação de crescimento da estrutura dendrítica ocorre no sentido de deslocamento da tocha. Na Figura 5b, para as correntes contínuas com intensidades de 110 a 150 A, 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 ($\approx 1^\circ\text{C}$), o qual, possivelmente, é gerado pelo efeito de resfriamento promovido pelo porta-amostra que apresenta grande volume. Comparando-se as Figura 5c e d é possível identificar a ocorrência de uma zona termicamente afetada (ZTA) (Figura 5c) para as intensidades de CC de 110 a 150 A, a qual apresenta tamanho de grão inferior ao do metal de base (MB) (Figura 5d). Observa-se também que o tamanho de grão na região da ZTA é tanto maior quanto maior for o valor da corrente de refusão empregada. Esses resultados refletem o efeito do ciclo térmico de soldagem sobre a microestrutura da região adjacente à refundida, demonstrando que os valores de temperatura atingida nesta são superiores ao valor da temperatura crítica do material do substrato, promovendo a recristalização. As maiores intensidades de corrente geram um maior aporte térmico, o qual diminui a taxa de resfriamento do sistema promovendo o crescimento dos grãos nesta região. Também é possível identificar através das Figura 5c e d que os microconstituintes da microestrutura granular da ZTA e do MB é composta por grãos de Ferrita proeutetóide (fase clara) e grãos de Perlita (fase escura). Essa corresponde à microestrutura típica do metal de base aqui empregado.

A micrografia da seção longitudinal dos revestimentos refundidos utilizando-se diferentes intensidades de corrente contínua (não apresentadas aqui), evidenciou que não há grandes variações microestruturais entre a seção transversal e longitudinal do sistema revestimento refundido/metal de base.

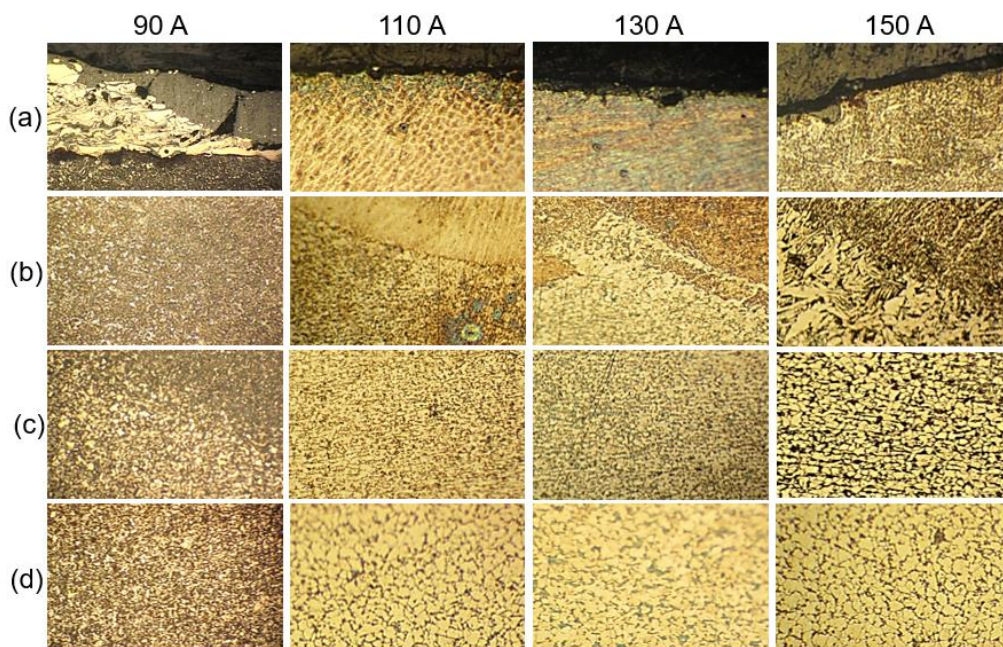


Figura 5. Microestrutura da seção transversal dos revestimentos refundidos variando-se a intensidade de corrente no modo CC; mostrando as regiões (a) refundida, (b) de transição, (c) zona afetada pelo calor, e (d) metal de base. Aplicação de 400 $\times$.

Na Figura 6 são apresentados os perfis de microdureza Vickers medidos nas seções transversal (a) e longitudinal (b) dos revestimentos refundidos utilizando-se corrente no modo contínuo. A título de comparação, foram introduzidos também os valores da condição de referência (como aspergido – 0 A). A análise da curva referente a condição de refusão empregando corrente contínua com intensidade de 90 A na Figura 6a exibe valores de dureza superiores à condição de

0 A até uma profundidade de 750 μm , apresentando valores similares para profundidades superiores a este valor, indicando que a profundidade de refusão do revestimento para esta condição é desta ordem de grandeza. Para todos os demais valores de intensidade de corrente contínua adotados, é possível verificar que o acréscimo de dureza se dá para profundidades superiores àquela observada na 0 A, confirmando a completa diluição do revestimento no metal de base promovida pela refusão. Esse acréscimo de dureza é creditado às tensões residuais compressivas geradas na região refundida. Segundo MARQUES *et al.* (2017), estas tensões residuais compressivas são geradas em decorrência das transformações de fases ocorridas, e pelas restrições mecânicas impostas pela região não fundida sobre a região fundida. Verifica-se também que quanto maior a intensidade da corrente contínua de soldagem adotada, maior é a profundidade de endurecimento observada, e maior é o efeito do ciclo térmico sobre a redução de dureza na ZTA, em virtude do crescimento de grãos. A análise da Figura 6b permite inferir que os resultados das medidas de microdureza realizados na seção longitudinal concordam com aqueles da transversal.

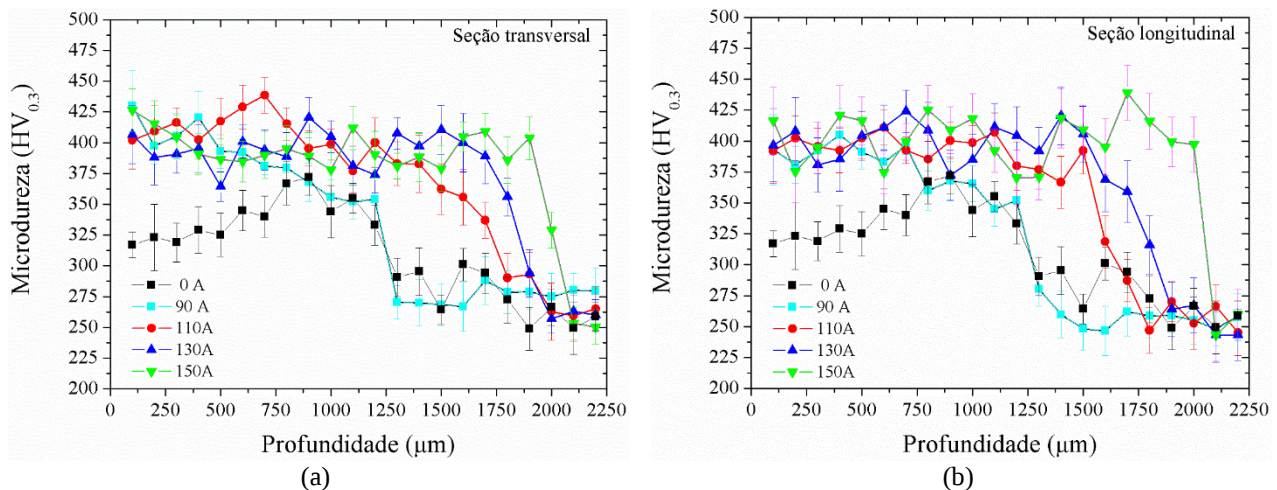


Figura 6. Perfil de microdureza nas seções transversal (a) e longitudinal (b) dos revestimentos refundidos variando-se a intensidade de corrente no modo CC.

Na Figura 7 é apresentado o padrão de difração de raios X dos revestimentos nas condições como depositado e refundidos variando-se a intensidade de corrente no modo contínuo. Confrontando-se os espectros da condição de referência com aqueles obtidos a partir das amostras refundidas, é possível identificar a ocorrência adicional de picos referentes a fase carboneto de cromo (Cr_{23}C_6) nas amostras refundidas. Segundo Lippold e Damian (2005), o processamento dos aços inoxidáveis em temperaturas superiores a 500 $^{\circ}\text{C}$ promove a precipitação deste tipo de composto químico. Ainda segundo os autores citados, o Cr_{23}C_6 apresenta cerca de 95% de cromo em peso. Dessa forma, a formação desta fase pode causar prejuízo à resistência à corrosão da superfície refundida. A análise da Figura 7 também permite afirmar que há uma redução do pico de maior intensidade da fase $\text{Fe-}\gamma$, e um aumento do pico de maior intensidade da fase $\text{Fe-}\alpha$. Observa-se que essa alteração na intensidade dos picos referentes as fases γ e α é tanto maior quanto maior o valor de CC adotado. Esse comportamento possivelmente está vinculado à maior diluição do revestimento sobre o substrato com o aumento da intensidade de CC adotada, em virtude do aporte térmico superior. Por fim, a manutenção da ocorrência dos picos referentes à fase Fe_3O_4 é justificada em função da flotação dos óxidos durante a refusão e formação de uma camada destes na superfície refundida.

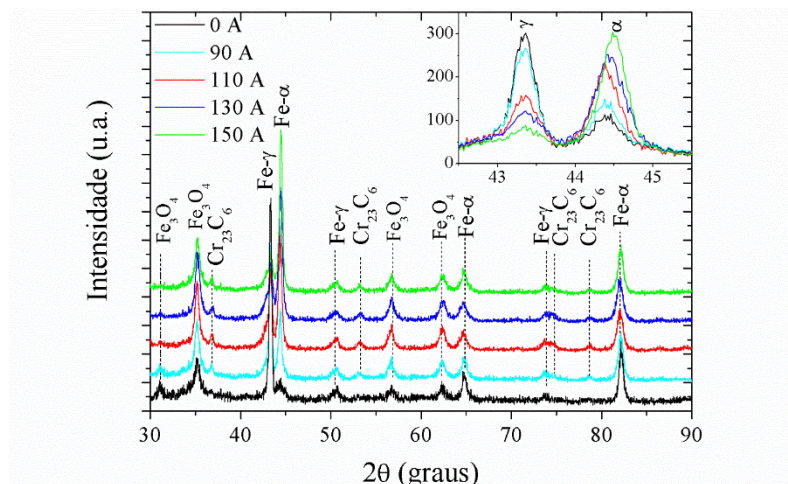


Figura 7. Padrão de difração de raios X dos revestimentos aspergidos termicamente nas condições como depositado e refundidos variando-se a intensidade de corrente no modo CC.

3.3 Caracterização dos revestimentos refundidos utilizando corrente pulsada

Na Figura 8 é apresentada a micrografia da seção transversal dos revestimentos refundidos variando-se a intensidade de corrente pulsado. Verifica-se que houve diluição do revestimento no substrato para todas as intensidades de CP usadas. Para um mesmo valor de corrente média (I_m) contínua, e adotando-se uma corrente de pico com intensidade ligeiramente superior ao valor de I_m , o emprego do modo CP promove um maior aquecimento da poça de fusão, promovendo a fusão do revestimento mesmo para uma I_m de 90 A. A orientação na formação da estrutura dendrítica também foi alterada com o emprego do modo CP. A maior agitação da poça de fusão gerada pelos pulsos de corrente promove a quebra do crescimento das dendritas durante o pulso de base causando a alteração no sentido de crescimento destas. Por fim, a estrutura granular da ZTA e do MB apresentam as mesmas características e comportamento daquelas apresentadas na Figura 5 para o modo CC. A micrografia da seção longitudinal dos revestimentos refundidos utilizando-se diferentes intensidades de corrente pulsada (não apresentadas aqui), evidenciou que não há grandes variações microestruturais entre a seção transversal e longitudinal do sistema revestimento refundido/metal de base.

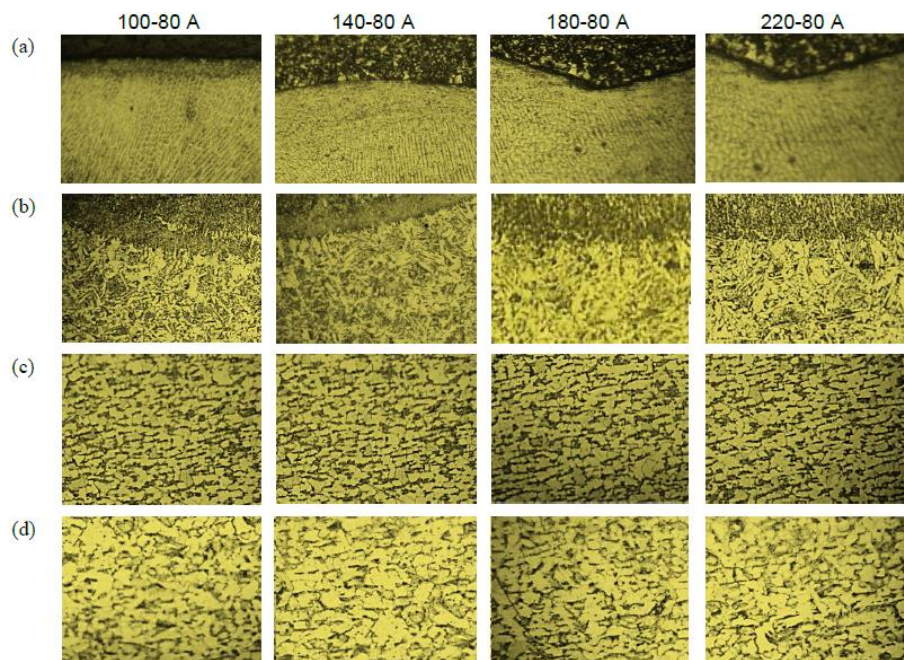


Figura 8. Microestrutura da seção transversal dos revestimentos refundidos variando-se a intensidade de corrente no modo CP; mostrando as regiões (a) refundida, (b) de transição, (c) zona afetada pelo calor, e (d) metal de base. Aplicação de 400 $\times$.

Na Figura 9 são apresentados os perfis de dureza das seções transversal (a) e longitudinal (b) dos revestimentos refundidos empregando-se corrente no modo pulsado. Diferentemente do observado na Figura 6, a análise da curva da condição de refusão empregando corrente pulsada com intensidade média de 90 A exibe valores de dureza superiores à condição de referência para uma profundidade da ordem de 1500 μm , confirmando a completa refusão do revestimento aspergido ao metal de base. Confrontando-se os perfis da Figura 9 com a Figura 6, observa-se que a profundidade de endurecimento é menor quando empregado o modo de corrente CP, sugerindo uma menor extensão da ZTA. Esse resultado possivelmente deve-se ao efeito do resfriamento sofrido pela poça de fusão durante a corrente de base do ciclo.

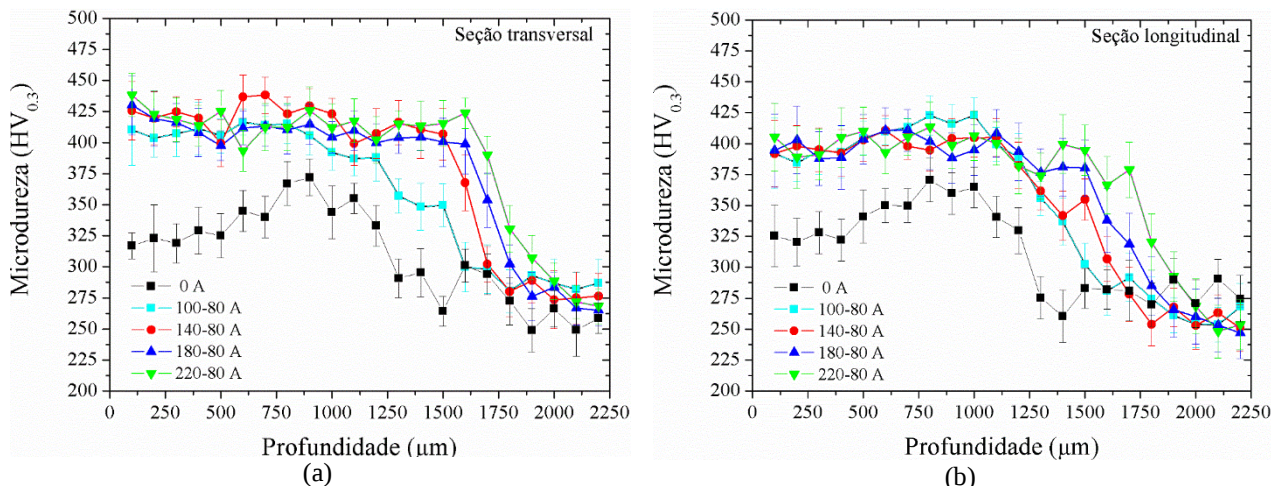


Figura 9. Perfil de microdureza nas seções transversal (a) e longitudinal (b) dos revestimentos refundidos variando-se a intensidade de corrente no modo CP.

Na Figura 10 é apresentado o padrão de difração de raios X dos revestimentos nas condições como depositado e refundidos variando-se a intensidade de corrente no modo pulsado. É possível identificar a ocorrência dos mesmos resultados observados para as amostras refundidas empregando corrente contínua: ocorrência de picos referentes à fase Cr_{23}C_6 , manutenção dos picos referentes à fase Fe_3O_4 , e redução do pico de maior intensidade da fase $\text{Fe-}\gamma$ e aumento do pico de maior intensidade da fase $\text{Fe-}\alpha$. Confrontando-se os detalhes da Figura 10 e Figura 7, é possível verificar que o aumento da intensidade do pico referente a fase $\text{Fe-}\alpha$ é menor nas amostras refundidas empregando CP. Esse resultado possivelmente deve-se à menor diluição entre o revestimento e substrato, em virtude do resfriamento da poça de fusão durante o ciclo de base da CP.

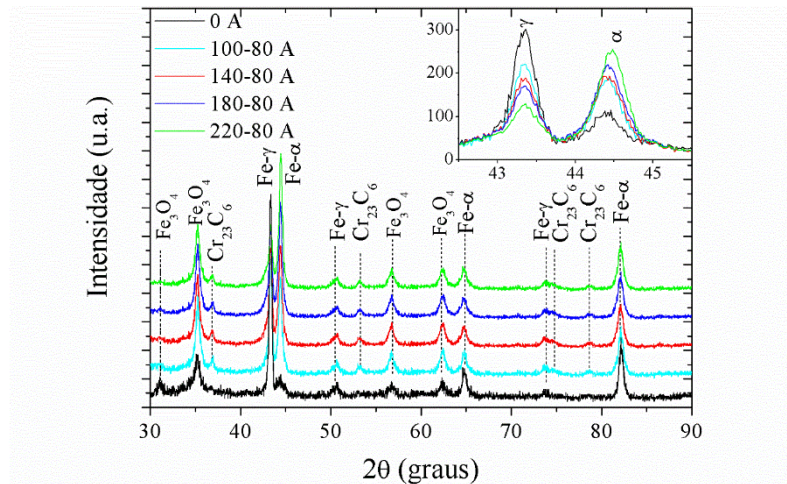


Figura 10. Padrão de difração de raios X dos revestimentos aspergidos termicamente nas condições como depositado e refundidos variando-se a intensidade de corrente no modo CP.

4. CONCLUSÕES

For the experimental conditions adopted in this work, based on the discussion of the obtained results, it is possible to conclude that:

- A aplicação do processo TIG para a refusão superficial de revestimentos aspergidos termicamente permite obter um revestimento refundido isento de porosidade e oxidação interna;
- A adoção de intensidades de corrente contínua de 110 A, promove a completa refusão do revestimento e a sua diluição no metal de base. Para a corrente pulsada, a completa fusão ocorre para uma intensidade de corrente média de 90 A;
- O acréscimo na intensidade tanto da corrente contínua quanto da corrente pulsada promove um aumento no tamanho de grão na região da zona termicamente afetada e no metal de base;
- O acréscimo na intensidade tanto da corrente contínua quanto da corrente pulsada promove um aumento na profundidade de endurecimento, sugerindo um crescente percentual de diluição do revestimento no metal de base;
- Para o mesmo valor de intensidade de corrente, o uso do regime pulsado promove uma menor profundidade de endurecimento quando comparado ao regime contínuo, sugerindo uma menor diluição do revestimento ao substrato;
- 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; e,
- Os padrões 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.

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. Estados Unidos, Florida, 1985.
- Elder, S.H.; Disalvo, F.J.; Topor, L.; Navrotsky, A. Thermodynamics of Ternary Nitride Formation by Ammonolysis: Application to LiMoN_2 , Na_3WN_3 and $\text{Na}_3\text{WO}_3\text{N}$. *Chemistry of Materials*, v. 5(10), p. 1-41, 1993.
- Folkhard, E. Welding Metallurgy of Stainless Steels. Springer-Verlag, New York-Wien, 1988.
- Henke, S.L. Efeito da refusão por tocha plasma na resistência à fadiga de um aço inoxidável martensítico macio. 48 f. Monografia (Especialização em Engenharia da Soldagem) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 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.
- Marques, P.V.; Modenesi, P.J.; Bracarense A.Q. Soldagem: Fundamentos e tecnologia. 4ª ed. Rio de Janeiro: Elsevier Editora Ltda, 2017.
- Lima, C.C.; Trevisan, R. Aspersão térmica: fundamentos e aplicações. 2ª ed. São Paulo: Editora Artliber, 2007.
- Paredes, R.S.C., Nikkel, W., Sucharski, G.B.; Costa P.P.B. Optimization of arc-sprayed iron-based tungsten carbide hard coatings on harvester blades. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, v 41, p. 217, 2019.

Pukaszewicz, 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.

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*. 148 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2016.

Wainer E, Brandi Sd, Mello Fdh. *Soldagem: processos e metalurgia*. 9ª reimpressão. São Paulo: Blucher, 2013.

6. RESPONSABILIDADE AUTURAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho.

MICROSTRUCTURE AND HARDNESS OF FE-CR-NI COATING DEPOSITED BY APS AND REMELTING BY TIG - PART 1: EFFECT OF REMELTING CURRENT REGIME (CC AND CP) AND INTENSITIES

Gabriel Amaral Ferreira, g_18g@yahoo.com.br¹

Gabriel Ximenes Quinhones, gquinhones9@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. *The Fe-Cr-Ni based coatings is used to improve the corrosion performance of components made from low-carbon steel. Thermal spraying processes are widely used in industrial environments for the deposition of coatings, due to their low cost and easy execution. However, the high coatings oxidation, porosity and low adhesion/cohesion has been a limit to their application under certain conditions. In order to overcoming this limitation, numerous studies have been carried aiming reducing porosity and increasing adhesion/cohesion of thermally sprayed coatings, subjecting them to remelting treatments. Among the available techniques, the use of electric arc welding has shown good results in practical applications, enabling improved coatings performance. Thus, this work aims to evaluate the effect of the type and intensity of remelting current through the TIG welding process, on the microstructure and microhardness of Fe-Cr-Ni-based alloy coatings deposited by arc spray process on a low carbon substrate. Therefore, the effect of using current intensities between 90 and 150 A in CC and CP regimes was evaluated. Samples as sprayed and remelted were characterized by optical microscopy, XRD and Vickers microhardness measurements. The results obtained show that the type and intensity of remelting current exerts an effect on the microstructure and microhardness of the remelted coating. The remelted coatings have a dendritic microstructure, consisting of Fe- γ , Fe- α , Fe₃O₄ and Cr₂₃C₆ phases. The complete remelting and dilution of the sprayed coating on the base metal occurs for current values of 90 A in the CP regime, and 110 A in the CC regime. The increase in current intensity in the CC and CP regimes promotes an increase in the coating dilution, evidenced by the increase in the hardening depth; and an increase in heat-affected zone grain size. It was also observed that for the same current intensity, the CP regime promotes a lower dilution when compared to the CC regime. Finally, it is possible to conclude that the TIG process can be successfully used in the remelting of thermally sprayed coatings, promoting the achievement of a remelted layer free of porosity and internal oxidation.*

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