

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE ASPERSÃO NA QUALIDADE DA REFUSÃO POR TIG DE REVESTIMENTOS DE AÇO INOXIDÁVEL DEPOSITADOS POR ASP

Jefferson Santos de Jesus

Universidade Federal do Paraná (UFPR), Curitiba, PR

jefferson.jesus@ufpr.br

Gustavo Bavaresco Sucharski

Instituto Lactec, Curitiba, PR

gustavobavaresco@gmail.com

Ramón Sigifredo Cortés Paredes

Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná (UFPR), Curitiba, PR

ramon@ufpr.br

Resumo: Alternativas à defeitos em revestimentos depositados por aspersão térmica tem acarretado na busca de tratamentos pós-processamento que os mitiguem. Nessa circunstância, tem-se como alternativa a refusão por soldagens autógenas, que produzem união metalúrgica com o substrato e reconstrução da microestrutura, gerando um revestimento de maior qualidade, ganhos de aderência e redução da porosidade e oxidação. O objetivo deste trabalho visa investigar como a aspersão afeta a qualidade da refusão. Para isso, foram produzidos revestimentos de aço inox AWS309L sobre um substrato de aço SAE 1020 pelo processo ASP variando os parâmetros distância de aplicação e pressão do ar comprimido, seguido de um processo de soldagem TIG autógeno, com corrente do tipo contínua pulsada. Após a refusão, observou-se principalmente porosidade, trincas e mordeduras com grandes diluições, bem como escória na periferia dos cordões, apontando a ocorrência do efeito Marangoni com gradiente de tensão superficial invertido, resultado do O₂ envolvido no processo. Os percentuais de Cr ficaram abaixo daqueles previstos pelos diagramas de *Schaeffler* e *Delong*, resultando em uma fase martensítica. Tais resultados indicaram uma forte influência do gás de arraste, e que o uso de gases inertes na aspersão ou de um revestimento contendo elementos desoxidantes é essencial.

Palavras chave: Refusão; Aspersão Térmica; Arc Spray Process; Soldagem TIG; Revestimento de aço inoxidável.

1. INTRODUÇÃO

O processo de aspersão térmica ASP (Arc Spray Process) produz revestimentos de boa qualidade e com boa aderência de maneira pouco onerosa, sendo por isso um processo altamente produtivo, o que justifica sua larga utilização na produção de revestimentos para os mais variados fins. Contudo, a dinâmica do processo e seus efeitos podem acarretar em prejuízo da performance dos mesmos. Conforme relata Cortés (2012), o controle desses defeitos é de suma importância na medida que aqueles afetam diretamente algumas propriedades físicas, como condutividade elétrica, térmica, resistência à corrosão e ao desgaste, por exemplo. A refusão do revestimento pode ser uma alternativa para minimizá-los. Esta consiste na criação de uma continuidade metalúrgica entre o substrato e o revestimento por meio de soldagens autógenas, dado que apenas a aspersão ASP não entrega essa característica, se assemelhando assim a um processo de brasagem, ou seja, apenas uma ancoragem ou colagem. A criação dessa continuidade na superfície poderia solucionar diversos defeitos, na medida que permitiria ao material refundido preencher poros, vazios, reordenar os produtos da oxidação entre as lamelas aspergidas, além de eliminar problemas relacionados à aderência. Assim ter-se-ia em mãos uma combinação acessível para a obtenção de revestimentos de alta qualidade envolvendo aços carbono e aços inoxidáveis, o que num primeiro momento viabilizaria o maior uso do primeiro em meios corrosivos, diminuindo custos de fabricação e podendo-se extrapolar a outros processos, como numa eventual manufatura aditiva de alta velocidade e baixo custo.

Os poucos relatos na literatura sobre a refusão relatam melhorias no desempenho do revestimento. No trabalho de Cui *et al.* (2003) foi verificado que a refusão do revestimento de NiTi com laser incrementou a resistência à cavitação, proporcionando efeitos como formação de novas fases finamente dispersas, alterações na microestrutura da matriz com refino de grão, numa estrutura densa. O trabalho de Hiraga *et al.* (1999) constatou um aumento na resistência à erosão devido a união metalúrgica criada no revestimento de NiTi com laser sobre um substrato de Ti-6Al-4V, bem como esse aumento foi mais significativo conforme a energia envolvida na soldagem foi aumentada. Pukasiewicz *et al.* (2012)

mostraram como os parâmetros do plasma de arco transferido (PTA), utilizado como fonte de soldagem, têm influência no comportamento mecânico, os quais foram aplicados sobre revestimentos de Fe-Mn-Cr-Si depositados num substrato de um aço Inoxidável ASTM A743-CA6NM por ASP. Foi observado o alto refinamento dos grãos e a reordenação da microestrutura dendrítica, semelhante ao que Henke (2010) encontrou em seu trabalho.

Assim, supõe-se que a refusão seja um tratamento aplicável a mais tipos de ligas e, em especial aos aços inoxidáveis. Estes poderiam ter sua performance otimizada a depender dos efeitos da refusão, bem como tais descobertas poderiam se desdobrar em técnicas para uso em manufatura aditiva, se possuírem resultados semelhantes aos relatados. Portanto fica justificada a investigação do comportamento dos aços inoxidáveis sob a refusão.

Primeiramente deve-se levar em conta alguma das possíveis interações podem gerar algumas alterações metalúrgicas que afetarão o desempenho final de um revestimento de aço inoxidável, tais como:

- Possíveis formações de novas fases, alterando a dureza e sua resistência tribológica e/ou corrosiva, podendo induzir o risco de formação de trincas durante a solidificação;
- Alteração do Cr-Ni equivalente devido ao efeito de difusão impulsionado pela alta temperatura da ZTA.
- Fenômeno da sensitização, deixando o revestimento suscetível à corrosão;
- Solidificação em direções preferenciais e liquação devido à taxa de resfriamento, alterando sua resistência mecânica final;

Dentre as várias opções possíveis de combinação aspersão + refusão, pode-se optar pela escolha dos processos que conciliam produtividade, qualidade e acessibilidade em cada categoria, como o processo de aspersão a Arco Elétrico (ASP) e o processo de soldagem TIG. Assim, devem ser levantadas as influências de cada técnica no resultado final.

Como o processo TIG se daria de forma semelhante a um processo de soldagem, cujo comportamento é conhecido, o foco pode ser dado no processo de aspersão e assim avaliar de que forma as variações dos parâmetros interferem na qualidade final da refusão e responder às questões: é possível obter revestimento refundidos de qualidade com esses dois processos? Em que grau os parâmetros da aspersão, isoladamente, interferem no resultado final? Caso a primeira questão tenha resposta afirmativa, essa combinação abriria caminho para a entrada de novos materiais produzidos por aspersão térmica com boa qualidade a um custo relativamente baixo e de fácil automação. E, se a segunda questão for esclarecida, é possível atingir parâmetros otimizados mais facilmente.

Para testar essa hipótese, serão verificados neste trabalho dois dos parâmetros básicos da aspersão ASP: Distância de aplicação e pressão do ar comprimido. A influência desses fatores varia conforme o conjunto substrato e material de deposição e devem ser avaliadas, dado que interferem na morfologia e na composição final do revestimento, o que poderia interferir na refusão. Após isso serão levantadas as condições de soldagem que permitam a verificação de aspectos como a morfologia dos cordões e o cálculo de diluição sob uma condição única de refusão, dado que tais condições irão variar conforme o conjunto substrato + revestimento. Espera-se que os parâmetros de soldagem para esse processo devam ser os mais próximos possíveis dos utilizados por Pukasiewicz (2012).

2. MATERIAIS E METODOLOGIA

2.1. Produção dos Revestimentos

O substrato utilizado constitui numa chapa metálica em forma de paralelepípedo com dimensões 100mm x 50mm x 10 mm composto de aço carbono AISI 1020, cuja composição se encontra na Tab. 1.

Tabela 1 - Composição Química do Substrato (Catálogo Favorit Aço AISI 1020/DIN C20).

Composição wt%	C	Mn	Si	P máx	S máx
AISI 1020	0,18 – 0,23	0,3 – 0,6	0,10 – 0,20	0,04	0,05

Antes do processo de aspersão, os substratos foram preparados de modo que se pudesse atingir a condição mínima de aspersão de acordo com a norma ABNT NBR6405, no grau Sa3 como é habitualmente usado. Após a limpeza, as amostras foram pré-aquecidas até 150 °C, e então foram submetidas à aspersão. Foram produzidas deposições com 1 mm de espessura.

O material utilizado para a deposição é um arame tubular de 1,2 mm de diâmetro. É composto de aço inoxidável AWS 309L, cuja composição química se encontra na Tab.2. Este material é largamente utilizado como metal de adição em soldagem envolvendo aços inoxidáveis, pois a diluição resultante do processo envolvendo tal metal de adição gera um material na Zona Fundida de composição química favorável ao surgimento de uma microestrutura que não seja suscetível a trincas nem a formação de fases que podem causar excessivo endurecimento do cordão, dentro de uma determinada faixa de diluição.

Tabela 2 - Composição química do arame para revestimento (Catálogo Sandvik de consumíveis para soldagem).

Composição wt%	C	Cr	Ni	Mn	Si	P máx	S máx
AWS 309L	<0,025	23,5	13,5	1,8	0,4	0,02	0,015

A aspersão foi realizada pelo método ASP, num equipamento VALUARC 300E da *Sulzer Metco*. Os parâmetros do processo foram variados nas faixas contidas na Tab. 3. Os experimentos foram montados conforme a metodologia de Taguchi. Foram estipulados dois valores de pressão média do ar comprimido e dois valores de distância de aplicação. Ao passo que a tensão e a corrente aplicadas se mantivessem em torno de um valor aproximadamente constante. Quatro amostras foram utilizadas, cada uma correspondendo a um teste. As pressões e correntes máximas foram setadas na máquina, parâmetros que se mantém em torno de um valor médio durante o processo.

Tabela 3 – Parâmetros de Aspersão

	TENSÃO (V) (valor médio)	CORRENTE (A) (valor médio)	DISTÂNCIA DE APLICAÇÃO (mm)	PRESSÃO DO AR COMPRIMIDO (kPa)
TESTE 1	34	95	150	289
TESTE 2	37	97	250	289
TESTE 3	37	100	250	359
TESTE 4	37	100	150	359

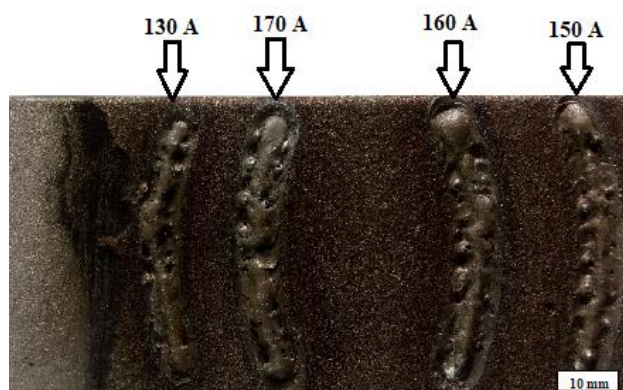
2.2. Refusões

As amostras foram refundidas por meio de soldagens TIG autógenas. As refusões foram feitas com velocidade de soldagem constante. Em cada amostra aspergida foram testadas quatro condições de soldagens, como mostrados na Fig. 1. Os parâmetros se encontram na Tab. 4. As correntes de teste utilizadas foram do tipo contínua pulsada com frequência de 10 Hz. A vazão de gás, bem como as distâncias do eletrodo à peça foram adotados de modo se atingir parâmetros de soldagem semelhantes aos testados no trabalho de PUKASIEWICZ (2012). O eletrodo utilizado foi o da classe vermelha, o qual contém aproximadamente 2% de Th na sua composição, indicado para soldagens de aços. O gás de proteção utilizado foi 100% Argônio.

Tabela 4 – Parâmetros de Soldagem

Corrente média (A)	Corrente de base (A)	Corrente de pico (A)	Frequência (Hz)	Reco do Eletrodo (mm)	Distância eletrodo-peça (mm)	Vazão de gás (L/min)	Velocidade de Soldagem (cm/min)
130	80	180	10	0,8	3	12	11,50
150	80	220	10	0,8	3	12	11,50
160	100	220	10	0,8	3	12	11,50
170	100	240	10	0,8	3	12	11,50

Figura 1 - Esquematisação dos cordões feitos sobre a peça.



2.3. Caracterização

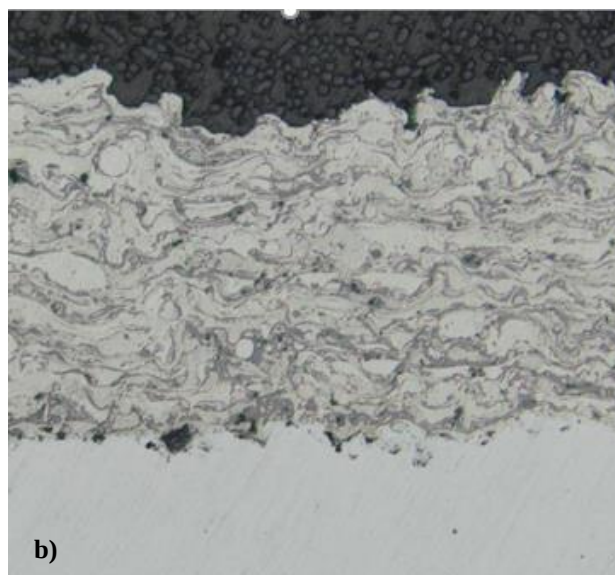
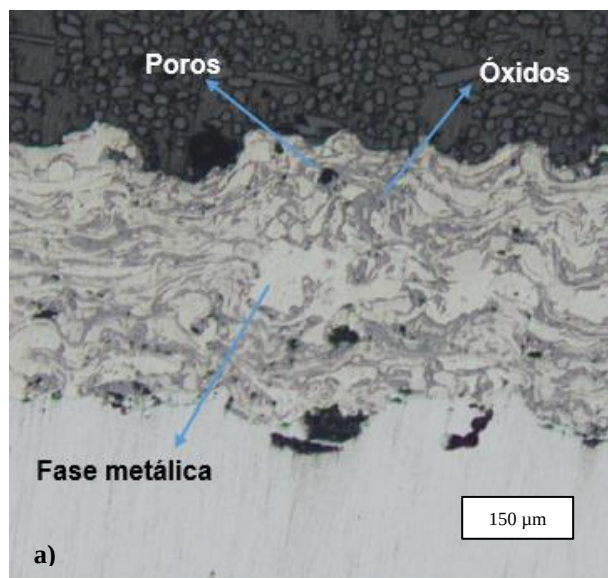
Após a aspersão, as amostras como aspergidas foram preparadas conforme método I sugerido pela norma ASTM E1920 (2008) e analisadas afim de quantificar a porcentagem de óxidos e poros retidos na microestrutura do revestimento. A caracterização metalográfica foi realizada em um microscópio OlympusBX60, com a aquisição de imagens por meio do software *Analysis 5,1*. Em seguida, as imagens feitas no microscópio foram para o processo de estimativa da quantidade de material oxidado e do nível de porosidade, realizado com auxílio do software *Fiji Image J*, foi feito por meio da captura de uma determinada área do revestimento e contagem de pixels nestas imagens, contrastando os pixels de diferentes tonalidades. As imagens de referência têm ampliação de 20x, para que a captura de porosidades seja feita de forma mais ampla, devido ao seu tamanho reduzido em relação aos outros microconstituintes. O procedimento foi executado com a tomada de sete áreas em cada revestimento, e estimadas as médias e desvios-padrão dos resultados. Posteriormente, foi feita uma análise de variância (ANOVA) para se determinar se houve influência dos parâmetros de aspersão nos resultados, seguido de um estudo 2² fatorial com réplicas, utilizando o software estatístico R, para se determinar o grau de influência de cada parâmetro.

Após a análise macroscópicas e a devida preparação, as amostras foram atacadas quimicamente com reagente MARBLE. Em seguida, foi realizada análise química a partir das imagens do MEV e EDS no pontual de composição química das regiões refundidas e não refundidas do revestimento para certificar de que a composição da fase metálica não sofreu grandes alterações devido ao forte processo oxidativo, e se constatar se as composições se mantiveram como previstas no diagrama de Schaeffler. As análises MEV foram feitas num microscópio VEGA-TESCAN no centro de microscopia eletrônica (CME) da UFPR.

3.RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Revestimentos como aspergidos

O aspecto microestrutural das amostras como aspergidas estão demonstradas nas Fig. 2 a-d. Nas imagens, observa-se um elevado teor de oxidação nas amostras. Nos testes 1 e 2 (testes realizados com pressão de ar menor) pode-se notar um teor menor comparado aos testes 3 e 4. Visualmente, o teste 2 aparenta ser o menos oxidado, enquanto o teste 4 aparenta ser o mais oxidado. Não é possível distinguir visualmente a porosidade entre os quatro testes. Os teores médios de oxidação e porosidade se encontram na Tab.5



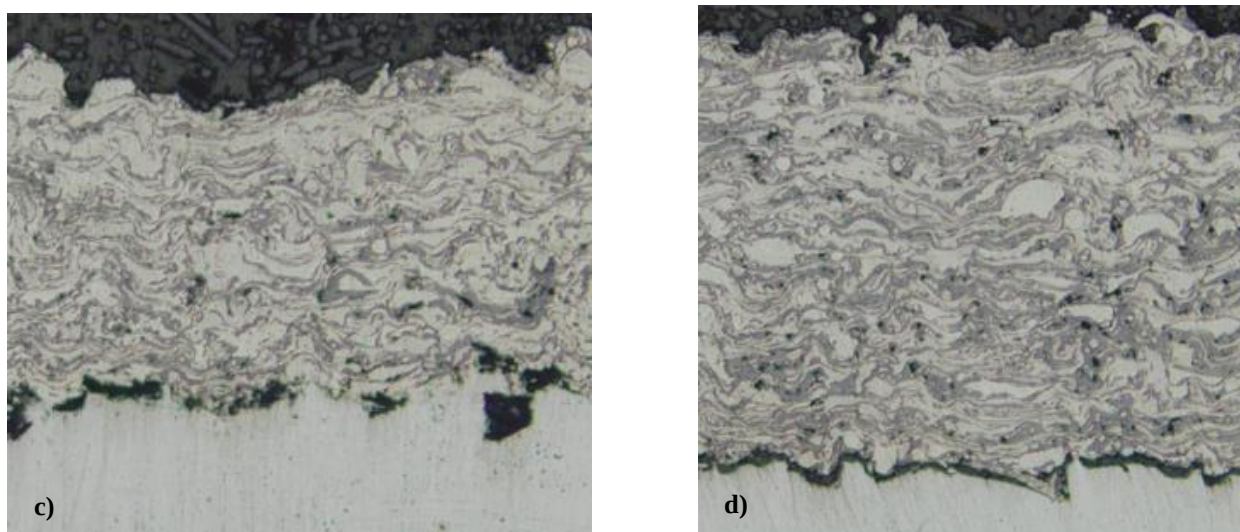


Figura 2 – Aspectos dos revestimentos como aspergidos: a) Teste 1; b) Teste 2; c) Teste 3; d) Teste 4.

Tabela 5 – Teores médios de Oxidação e Porosidade em cada amostra

	Teste 1	Teste 2	Teste 3	Teste 4
Oxidação	36,96%	33,21%	42,29%	45,36%
Porosidade	1,83%	1,62%	1,51%	2,05%

As hipóteses estatísticas de homogeneidade das variâncias e independência dos resíduos foram satisfeitas, com 95% de confiabilidade, e foi verificado que tanto a pressão do ar comprimido quanto a distância de aplicação influenciaram no grau de oxidação revestimento, ao passo que a porosidade não variou significativamente nem com a distância de aplicação nem com a pressão do ar comprimido. Assim, se houver relação da qualidade da refusão com o percentual oxidado, pode-se inferir que tanto a distância de aplicação quanto a pressão teriam influência significativa no resultado final.

O efeito da pressão do ar sobre a oxidação é esperado, dado que as maiores pressões implicam em concentração maiores de O_2 e consequentemente uma acentuação da reação química de oxidação por um dos mecanismos ao qual as partículas estão submetidas durante o voo até o substrato, conforme já foi relatado por Rodriguez (2002). Já em relação à distância de aplicação, foi constatada uma relação inversa com o grau de oxidação, o que pode ser explicado pelo estado no qual as partículas aspergidas atingem o substrato. Quanto maior a distância, menor a tendência de que cheguem ao estado totalmente fundido no substrato, pois durante o voo há um intervalo de tempo suficiente para que ocorra alguma solidificação e consequentemente ficam impedidas de ficarem expostas ao terceiro mecanismo de oxidação que ocorre no processo ASP, quando as partículas ainda fundidas colidem com o substrato e ficam expostas ao oxigênio atmosférico, ocorrendo a oxidação. No estado sólido, essa reação fica mais lenta, de acordo com o modelo proposto por Zhang *et al.* (2001) e Rodriguez (2002), resultando também em menores concentrações de O_2 retidos na microestrutura.

Estatisticamente foi verificado que nessa faixa de pressões e distâncias, a influência da pressão é 2,6 vezes mais intensa que a influência da distância, tornando o primeiro como principal fator de alteração das características do revestimento

3.2. Revestimentos Refundidos

A Fig. 3 a-d mostra o aspecto em um dos cordões, separados pela corrente média imposta. Nos cordões refundidos, observou-se a formação de muitos defeitos, com grande presença de mordeduras, trincas e poros, em todas as amostras. Tais defeitos são indícios de uma grande presença de gases na microestrutura, os quais durante a refusão se expandem e causam porosidade. Também é indicativo de que pode ter ocorrido a formação de alguma fase frágil, como escórias, ou fases que possuam uma grande diferença de coeficiente de expansão térmica do substrato, evidenciada pelas trincas, de acordo com MODENESI (2011). Além disso observa-se reentrâncias sem o devido preenchimento, provavelmente pelo fato de não ter havido metal líquido suficiente para preencher, podendo indicar a ausência de aporte térmico suficiente para promover a fusão. Como as correntes e velocidades utilizadas são usuais para soldagem de aços inoxidáveis, fica descartada a hipótese de que tais parâmetros teriam sido insuficientes. Assim, essa falta de aporte térmico pode ser devido a concentração de escória promovendo isolamento térmico e se aglomerando em inclusões, além de poderem estar promovendo instabilidade no arco, conforme já foi relatado por NOVICKI (2008). Altos teores de óxidos, principalmente FeO no revestimento provocam distúrbios no campo magnético próximo ao arco, o que induz a instabilidade.

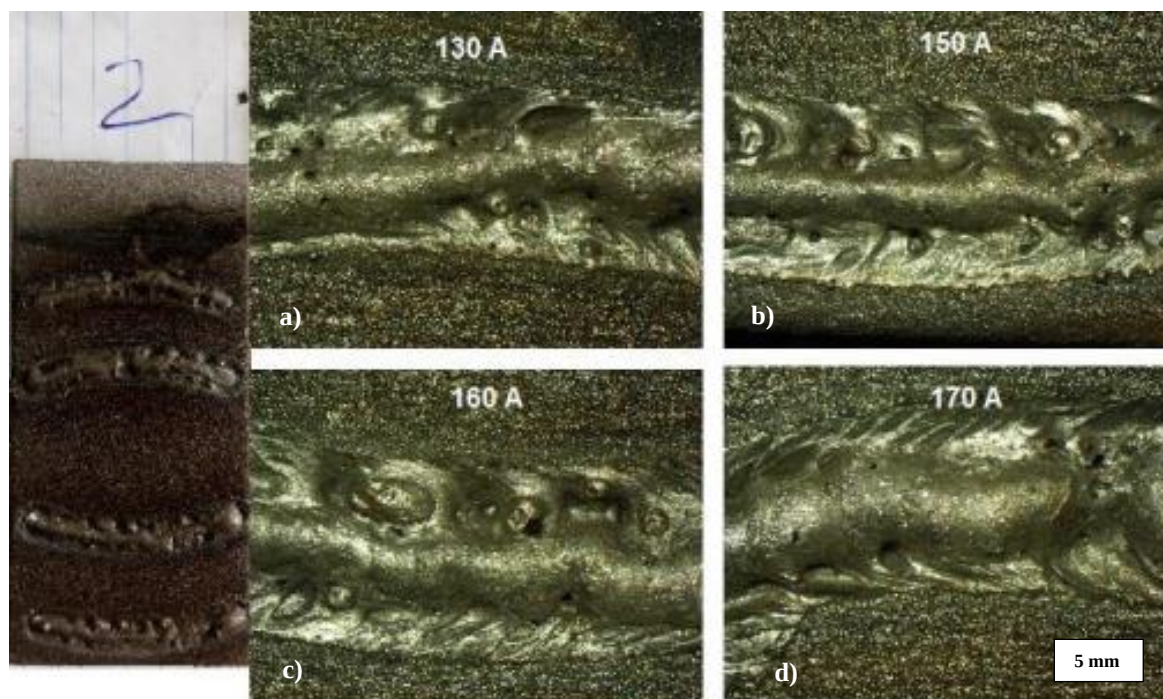


Figura 3 – Aspectos macroscópicos dos cordões refundidos na amostra do TESTE 2: a) Corrente média de 130A; b) Corrente média de 150A; c) Corrente média de 160A; d) Corrente média de 170A.

A conclusão da observação é que de forma geral os cordões apresentam um grande número de defeitos, e que seria muito difícil replicar as exatas condições de refusão executadas por Pukasiewicz (2012). Os cordões não apresentaram diferenças significativas na qualidade visual, por isso, a corrente média escolhida para a análise comparação dos efeitos foi a de 160 A, pois assim a análise seria menos prejudicada por conta dos defeitos. A Fig. 4 revela o aspecto transversal de tal cordão.

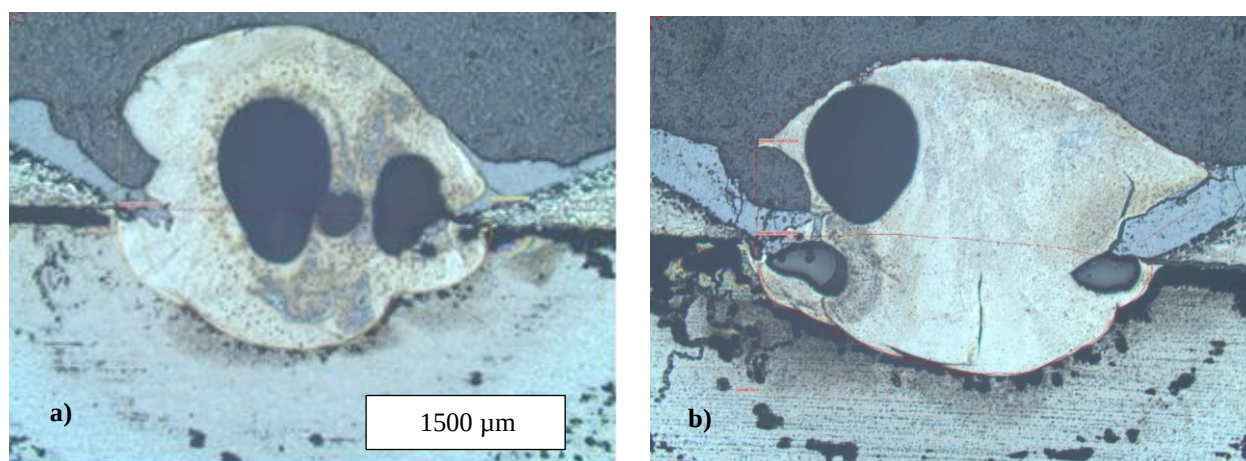


Figura 4 – Aspecto microscópico transversal dos cordões refundidos: a) Teste 2; b) Teste 3. Ataque químico com reagente MARBLE.

Os cordões no geral adquiriram a mesma aparência, com grandes poros internos, alguns com trincas no centro do cordão e acúmulo de escória na região de interface do cordão e do revestimento não refundido. As diluições medidas estão entre 38% e 41%, acima dos 20 a 30% considerados comuns para soldagens TIG. Também se observa a formação de regiões escuras nas bordas do cordão refundido, indicando que sejam inclusões de escória, confirmando a hipótese anterior de que haveria alguma fase dificultando a difusividade térmica pelo cordão refundido e assim originando as mordeduras. A Fig. 5 revela mais detalhes da microestrutura dos cordões. Nota-se a formação de pequenas placas

dispostas em formato de agulha, o que indica a formação de fase martensítica, o que explicaria o surgimento das trincas ao longo da região central do cordão, confirmando a hipótese a respeito da formação de fases frágeis.

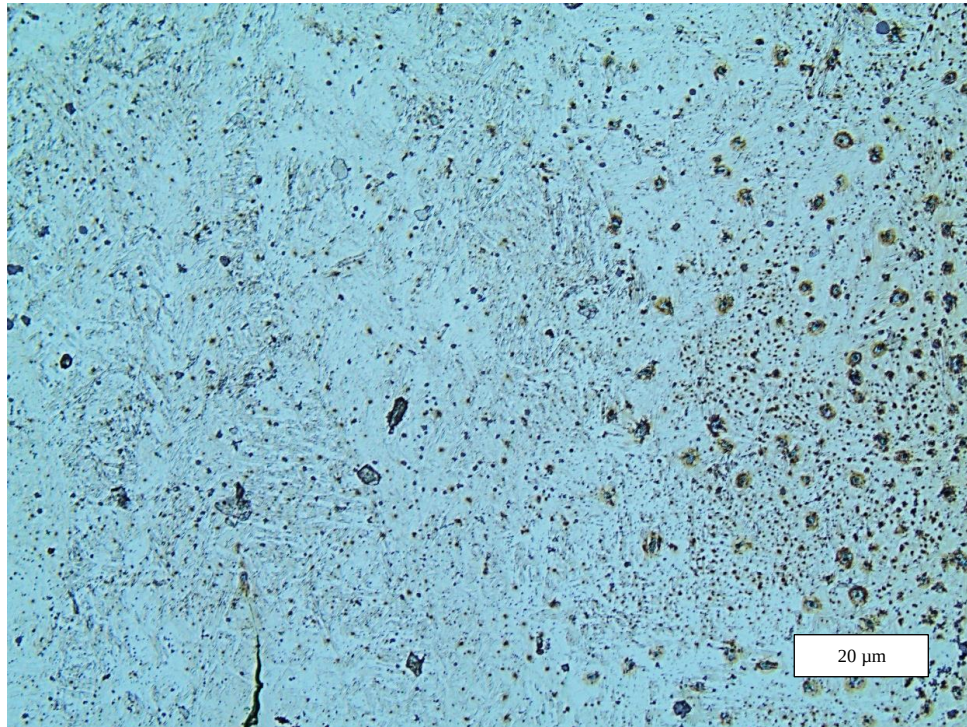


Figura 5 – Detalhe da região de diluição da solda na amostra do Teste 3.

A determinação da possível microestrutura formada pode ser feita pelo diagrama de Schaeffler. Tomando assim as porcentagens dos elementos químicos do metal do substrato e do metal do revestimento, calcula-se os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} de acordo com a fórmula proposta por Schaeffler (1949). Os valores obtidos estão na Tab. 6. Os pontos onde se situam os materiais no diagrama e a reta que representa o processo de soldagem estão mostrados na Fig. 8. O cálculo do ponto que representa a zona fundida foi feito considerando a diluição observada de aproximadamente 40%.

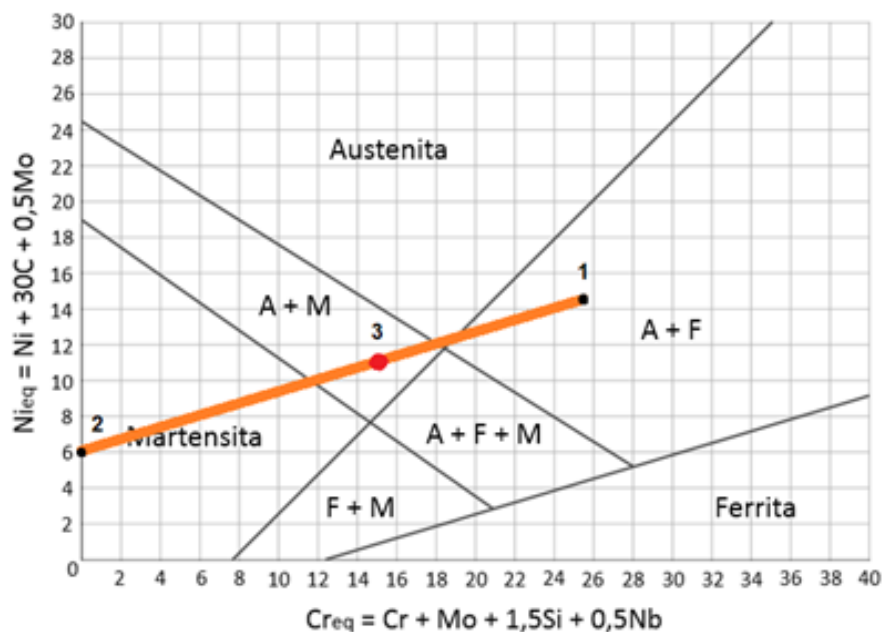


Gráfico 1 – Diagrama de Schaeffler contendo: 1 – Material do revestimento; 2 – Material do Substrato; 3 – Região Diluída encontrada.

Material	Cr _{eq}	Ni _{eq}
AISI 1020 (substrato)	0,22	6,23
AWS 309L (revestimento)	25,35	14,65

Tabela 6 – Valores de Cromo equivalente e Níquel equivalente de acordo com a fórmula proposta por Schaeffler .

Fonte: Programa Soldinox por Guedes (2010).

A região de diluição é composta por uma mistura de austenita e martensita. Dessa maneira, tal região seria suscetível a trincas à frio devido ao efeito das tensões atuantes e da falta de tenacidade da estrutura martensítica, e também trincas à quente, devido à diferença de expansividade da austenita e dos microconstituintes do metal do substrato. Os efeitos poderiam ser minimizados com diluições menores no cordão.

3.3 Caracterização Química e Mecânica

No primeiro momento foram feitas análises EDS pontuais de composição química de regiões do revestimento não refundido para certificar de que a composição da fase metálica não sofreu grandes alterações devido ao forte processo oxidativo, como mostrado na Fig. 6. Em seguida as análises foram feitas nas regiões refundidas, a fim de se constatar se as composições se mantiveram como previstas no diagrama de Schaeffler, como na Fig. 7.

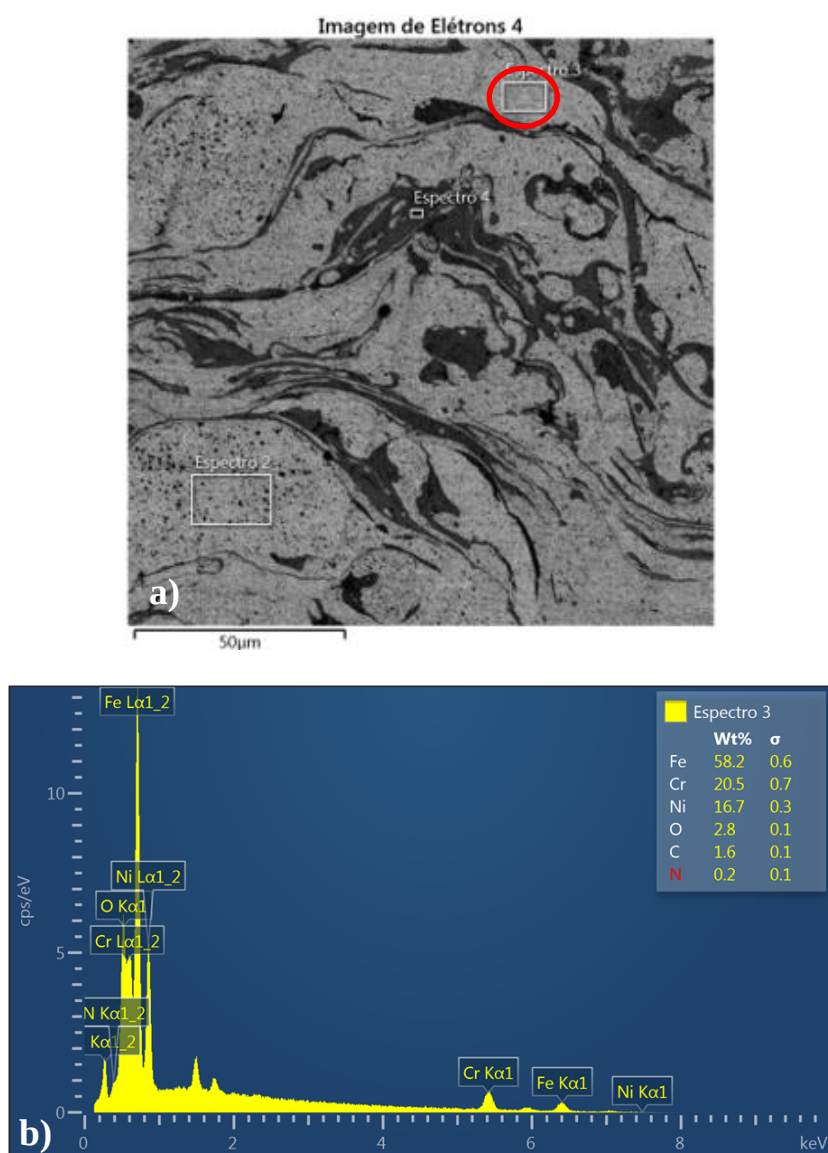


Figura 6 – Análise EDS de uma região não refundida do revestimento (destacado em vermelho): a) Espectros; b) Resultado.

No espectro 3, correspondente à fase metálica, observa-se uma redução do teor de Cr, um aumento do teor de Ni. A redução do teor de Cr estaria relacionada com a oxidação durante a aspersão. Estas alterações fazem com que a fase metálica migre para a região totalmente austenítica, devido ao Cr_{eq} e maior Ni_{eq} . Todavia, nestas situações isso não altera significativamente a previsão teórica da microestrutura da zona fundida, mas por outro lado não se sabe como será o comportamento dinâmico da poça de fusão durante a refusão.

Em seguida, foi feita uma análise EDS da região refundida a fim de se constatar se as composições se mantiveram como previstas no diagrama de Schaeffler. Na Tab. 7 encontram-se as composições encontradas e os cálculos de Cr_{eq} e Ni_{eq} médios de cada cordão. Pode-se perceber que as composições químicas resultantes são completamente distintas das previstas. O percentual de Cr é inferior a 11%, o que o descaracterizaria o material como um aço inoxidável. Nessa situação portanto, muito provavelmente o revestimento não exerceria sua função de proteção contra a corrosão.

Tabela 7 – Composição química final de cada cordão.

TESTE	Cr	Mo	Si	Ni	C	Mn	Cr_{eq}	Ni_{eq}
1	7,3	0,75	0,9	8,7	0,12	0	9,4	12,3
2	6,8	0,75	0,9	9,6	0,12	0	8,9	13,2
3	8,2	0,75	0,9	12,5	0,12	0	10,3	16,1
4	6,6	0,75	0,9	7,4	0,12	0	8,7	11

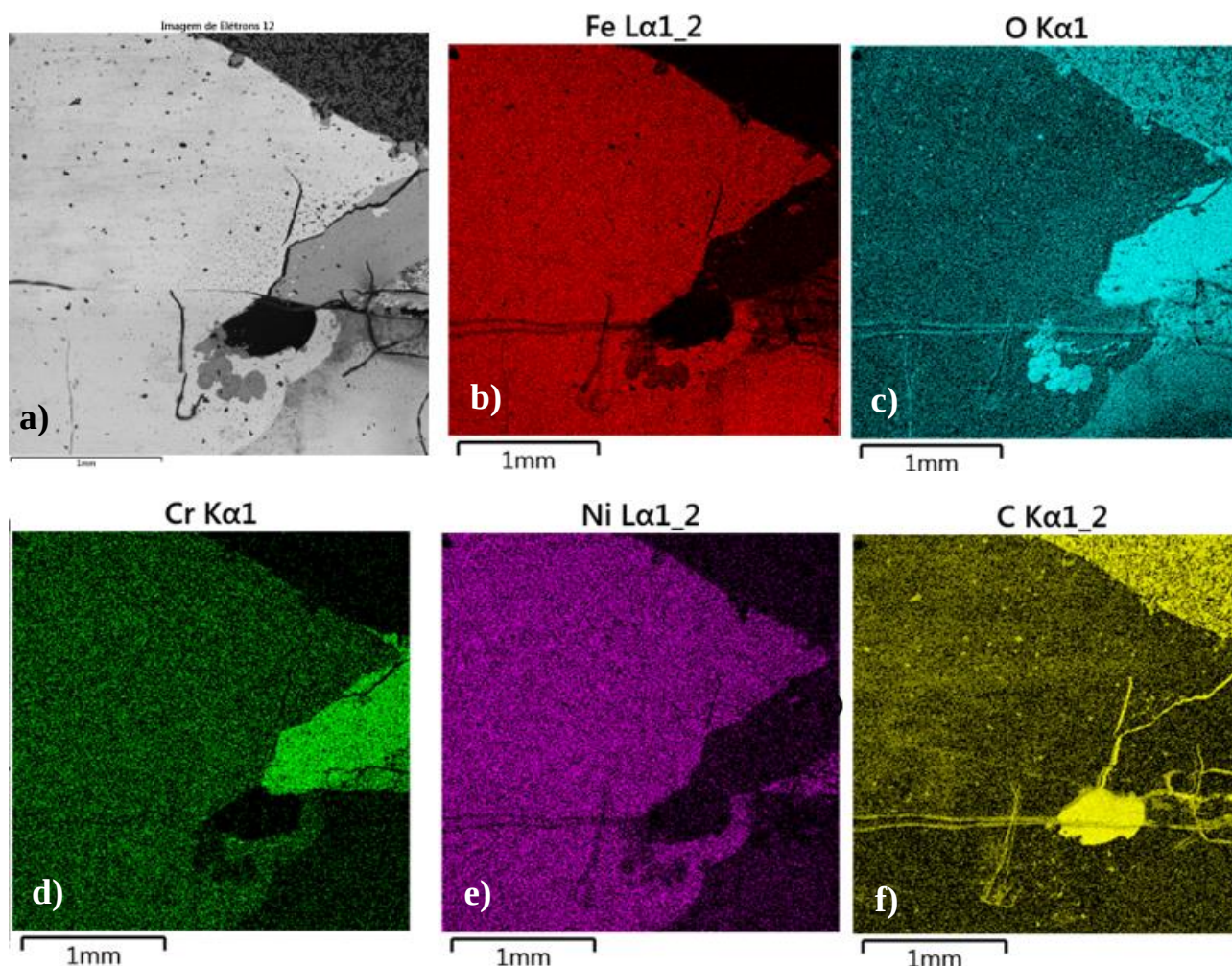


Figura 7 – Análise EDS da região refundida da amostra do Teste 3: a) Aspecto Geral; b) Identificação de Fe; c) Identificação de O; d) Identificação do Cr; e) Identificação de Ni; f) Identificação de C.

Na Figura 7 a-f estão os mapas de composição química. Percebe-se que os a maioria dos elementos químicos ficaram distribuídos de forma homogênea no cordão, com exceção do cromo e do oxigênio, que estão concentrados na região da borda do cordão onde se concentra a escória, indicando que boa parte do cromo foi oxidada durante o processo de refusão e ficou concentrado na forma de óxido. Uma espectroscopia pontual foi feita na região da escória, e constatou-se que a escória é constituída de óxidos de ferro e de cromo. Isto é um indício de que há alguma fonte de oxigênio na poça de fusão, bem como algum fator que promove agitação e separação da escória nas laterais do cordão além do empuxo que faz com que os óxidos flutuem devido à menor densidade, o qual também deve se originar pela dinâmica do processo de fusão na poça

As imagens revelaram que os cordões no geral se tornaram profundos, porosos, não muito largos, com muita concentração de óxidos de cromo na periferia, muito pouco no centro do cordão e com uma redução bastante grande do teor deste último no revestimento. Isso aponta para que haja uma concentração excessiva de oxigênio provida da aspersão, já que durante a refusão um gás de proteção inerte é utilizado. Esse padrão morfológico é muito semelhante ao que é observado nos trabalhos de LU (2006) e de Novicki (2008), como resultado de uma alta preponderância do efeito Marangoni com inversão do gradiente de tensão superficial no cordão. A Figura 8 mostra como se dá esse fenômeno de acordo com o modelo proposto por Heiple & Hoper (1982).

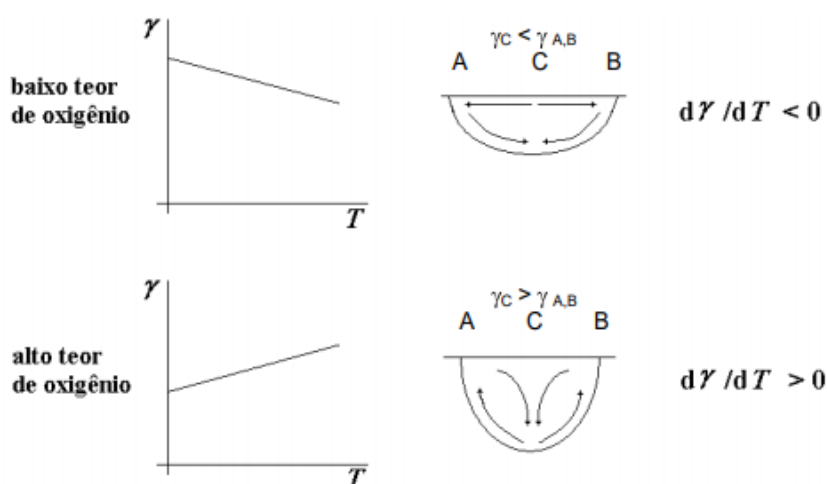


Figura 8 – Influência do Oxigênio no gradiente de tensão superficial e sua interferência no movimento de convecção da poça de fusão. Adaptado de Novicki (2008).

Elementos denominados ativos, como oxigênio, enxofre, selênio e telúrio, alteram o sinal do gradiente de tensão superficial do ferro quando presente na poça de fusão acima de determinada concentração. Com isso, as maiores tensões superficiais se encontram nos pontos de maior temperatura, e então, forças que atuavam sobre o fluido de forma radial em direção às bordas, passam a atuar com sentido invertido em direção ao centro, o que encurta a poça e favorece a penetração. Isso explicaria porque as diluições observadas se tornaram excessivas mesmo em condições de corriqueiras de soldagem TIG. Isso indica que o teor de oxigênio, está acima de pelo menos acima de 50 ppm, segundo Heipler & Hoper (1982), em todas as amostras. Todavia, Lu *et al* (2006) e Taimatsu *et al* (1992) observaram que existe um limite de concentração de oxigênio para que tal efeito seja observável. Acima dele a inversão cessa. Isso se deve ao limite de solubilidade do oxigênio na poça, o qual se superado, implica na precipitação de óxidos na poça, os quais se aglomeram e dificultam a convecção, o que altera novamente a geometria da poça de fusão. Ambos os trabalhos observaram que a faixa dessa concentração crítica de uma nova inversão está entre 150 ppm – 350 ppm. Isso aponta que o teor de oxigênio possa estar muito maior que 50 ppm, acima até do valor limite para a solubilização de O₂ na poça, que é em torno de 200 ppm, induzindo a formação de uma espessa capa de óxidos. Também em seu trabalho, Novicki (2008) mediu a concentração de oxigênio em cordões refundidos, e comparou os teores de revestimentos depositados utilizando ar comprimido com revestimentos depositados por argônio. Com pressão do gás de 0,5 MPa, foram observados teores na faixa de 574 ppm – 888 ppm. Já na aspersão utilizando argônio, foram observados teores na faixa de 474 ppm – 594 ppm. Além disso, foi observado que os teores tendem a crescer com a espessura do revestimento. A espessura máxima revestida utilizada naquele trabalho foi de 0,75 mm. Como os revestimentos neste trabalho foram mais espessos, utilizando ainda ar comprimido, pode-se afirmar que o limite de 200 ppm foi ultrapassado, e sem dúvida estaria alterando significativamente a dinâmica da poça, interferindo nos resultados.

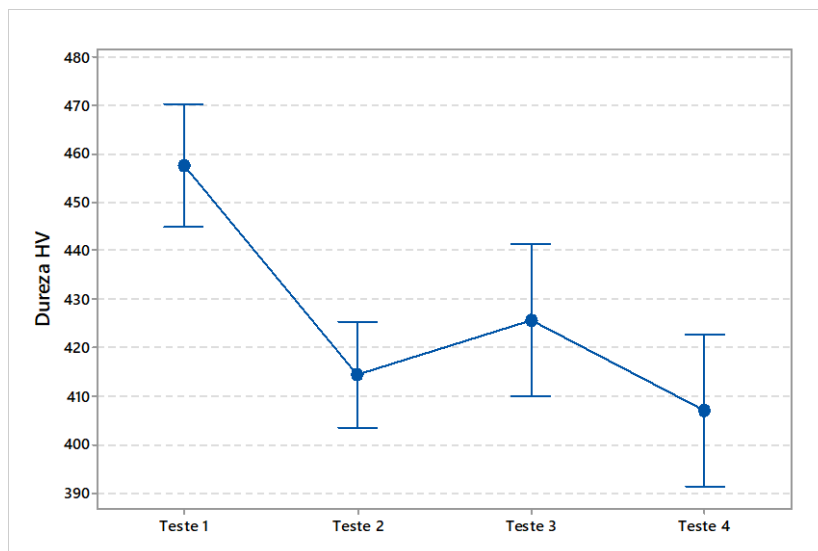
Deve-se ressaltar que a concentração de energia no centro do cordão faz com que estes óxidos fundam, ao contrário do que ocorre na periferia. Dessa maneira, a parte central sofre a inversão do movimento de convecção pela inexistência da camada de óxido, a qual funciona como uma barreira térmica. Assim, a tendência é de que o cordão seja mais profundo na região central que na periferia.

As fontes de oxigênio podem ser várias, mas pode-se atribuir como principais: o gás de arraste durante a aspersão, o ar circundante às partículas depositadas e a decomposição de óxidos instáveis na poça de fusão. As duas primeiras estão relacionadas à quantidade de ar aprisionado no revestimento, dado que a oxidação e a alta temperatura das partículas reduzem a capacidade de solubilização do oxigênio no metal, bem como os espaços vazios frutos da falta de coesão entre as lamelas, que funcionam como câmaras isoladas de ar em meio ao metal.

Conforme observado por NOVICKI, o uso de Argônio pode contornar o problema da diluição na medida que a penetração da zona fundida diminui. Dessa forma, imagina-se que a utilização de gás inerte não produza cordões com o aspecto observado. Além do efeito do gás, a adição de certos elementos na composição do revestimento pode auxiliar na remoção desse oxigênio residual. Os óxidos formados por tais elementos tendem a se tornarem fumos durante o processo de refusão. É o caso do manganês, que como observado no trabalho de Pukasiewicz (2012), por ter potencial de redução menor entre os elementos presentes na no arame, tende a formar óxidos facilmente, e se desprenderem da poça sob a forma de fumo de soldagem se o aporte de calor for suficiente, o que é constatado pela redução do teor de manganês após a refusão, e isso contribuiu para que não ocorresse o efeito Marangoni invertido no processo de refusão.

Por fim, foi feita a estimativa das propriedades mecânicas do revestimento foi feita por meio da medição de dureza. Os resultados das medidas se encontram no Gráfico 2. Observa-se uma redução na dureza entre as amostras dos testes 1 e 2 e um aumento entre as amostras 3 e 4. Uma análise ANOVA foi conduzida com o intuito de se verificar se tais médias possuem diferenças significativas e quais delas diferem entre si, e constatou-se que o teste 1 é estatisticamente discrepante, enquanto que o restante dos testes não apresenta diferenças significativas sob um índice de significância de 5%. No entanto, essa observação pode ser explicada por meio de uma análise metalúrgica mais apurada dos cordões. Durante a refusão, a composição química do revestimento foi bastante alterada, e se tratando de aços inoxidáveis, elementos como cromo e níquel desempenham um papel maior nesse estudo. A Tab. 7 mostra as composições químicas de cada cordão.

Gráfico 2 – Durezas médias observadas nos cordões refundidos



As diferenças de dureza podem ser explicadas pelas diferenças de composições finais e com base no efeito que cada elemento possui sobre a integridade metalúrgica. De acordo com Cortés (2008), o níquel é um elemento estabilizador de austenita. Dessa maneira, nos cordões que possuírem um teor de níquel mais elevado, a chance de que aconteça uma transformação martensítica é menor, assim é esperado que essa microestrutura se apresente mais dúctil. O carbono por sua vez, provindo da diluição com o substrato atua como um forte austenitizante, ao mesmo tempo que facilita a transformação martensítica ao deslocar a curva TTT para a direita. Logo, tais microestruturas tendem a se apresentar mais duras e frágeis. Já o cromo exerce um efeito metalúrgico complexo. Ao mesmo tempo que atua como ferritizante, aumenta fortemente a temperabilidade do aço. Nos cordões refundidos, os teores da maioria dos elementos apresentaram valores semelhantes. O percentual de carbono que saltou de 0,03 para 0,12 contribuiu para alavancar o valor de Ni_{eq} e aumentar a probabilidade de formação de martensita. Em relação ao cromo, os cordões que apresentam as maiores proporções são os mais facilmente temperáveis. Isso se verifica ao comparar as durezas dos cordões com menores quantidades de cromo com os de maiores quantidades. Os testes 2 e 4 apresentam os menores teores e menores durezas, enquanto que os cordões dos testes 1 e 3 apresentam os maiores teores e maiores durezas. Já em relação ao níquel, os que apresentarem maiores quantidades serão menos duros. Comparando os testes 1 e 3, pode-se verificar que o teste 3 apresenta um teor maior. Assim, essa microestrutura possui uma quantidade maior de austenita e possui então menor dureza.

4. CONCLUSÃO

Os experimentos conduzidos mostraram que o processo de aspersão tem grande influência no comportamento do revestimento de aço inoxidável quando este é refundido, e consequentemente na qualidade da refusão, principalmente quando o processo acarreta numa inserção ou remoção de elementos químicos bastante reativos (como o oxigênio) ou que sejam capazes de promover profundas alterações metalúrgicas no material depositado, como é o caso do processo ASP. Assim, dificilmente é possível obter uma microestrutura metalúrgica íntegra. Todavia, é possível manejar os procedimentos de maneira com que o padrão metalúrgico resulte num comportamento adequado à aplicação do revestimento. Dessa forma, se for entendido como qualidade da refusão a manutenção da integridade metalúrgica dos revestimentos, dependerá da escolha dos parâmetros as quais devem ser feitas com cautela, considerando principalmente os seguintes aspectos:

- **Gás de Arraste:** o uso de ar comprimido é um problema, pois seus constituintes promovem intensa oxidação das partículas aspergidas, além de se acumularem em grandes quantidades no revestimento e durante a refusão interferirem na dinâmica da poça de fusão, alterando o perfil do cordão e reduzindo o teor de cromo na matriz pela formação de grades quantidades de óxido, podendo reduzir seu teor a níveis que não sejam capazes de promover a passivação do aço, inutilizando o revestimento. Além disso esses gases induzem a porosidades no cordão, além da formação de outros óxidos que desestabilizam o arco. O ideal é o uso de gases inertes como argônio ou hélio. Tal conclusão pode se estender a outros processos de aspersão que podem inserir nos revestimentos elementos que alteram as características metalúrgicas dos revestimentos.
- **Pressão do Ar Comprimido:** a correlação positiva entre o grau de oxidação e a pressão do ar revela como esta última pode acarretar numa maior ou menor quantidade de oxigênio retido, o que irá interferir na dinâmica da poça de fusão e consequentemente na microestrutura e na composição química. Pode-se inferir que pressões menores resultariam numa probabilidade menor de que ocorra o efeito Marangoni com gradiente inverso e a oxidação do cromo do revestimento.
- **Elementos Desoxidantes no Arame:** a adoção de uma porcentagem de elementos desoxidantes pode contribuir para reduzir o efeito do oxigênio ou de outros elementos deletérios. Assim, essa possibilidade deve ser considerada quando não se puder fazer uso de um gás inerte.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao LATES - UFPR pela disponibilidade dos equipamentos de soldagem, ao CME pelas análises em MEV e ao profº Dr. Sérgio Luiz Henke pelo auxílio nas análises metalúrgicas.

6. REFERENCIAS

- ASM, American Society for Metals, **Surface Engineering**, Materials Park, v. 5, OH, Estados Unidos, ASM Handbook, 1994.
- ASM, American Society for Metals. **Handbook of Thermal Spray Technology**, Materials Park, OH, Estados Unidos, ASM Handbook, 2004.
- ASM, American Society for Metals. **Handbook of Welding, Brazing and Soldering**, Materials Park, OH, Estados Unidos, ASM Handbook, 2004.
- ASM, American Society for Metals. **Handbook of Surface Engineering**, Materials Park, OH, Estados Unidos, ASM Handbook, 2004.
- AMERICAN WELDING SOCIETY; AMERICAN WELDING SOCIETY (ORGS.). **Thermal spraying: practice, theory, and application**. Miami, Fla: American Welding Society, 1985
- CORTÉS P.Ramón. **Tecnologia de Aspersão Térmica: Aspectos teóricos, processos e caracterização de revestimentos**. UFPR 1998.
- CUI, Z.D., et al., Cavitation erosion–corrosion characteristics of laser surface modified NiTi shape memory alloy, **Surface & Coatings Technology**, v.162, n.2-3, p.147–153, jan. 2003.
- HEIPLE, C. R., ROPER, J. R. Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry. **Welding Research – Supplement to the Welding Journal**, v.61, n.4, p.97s-102s, april 1982
- HENKE, S., L. Efeito da soldagem Plasma Pulsada na Microestrutura e Resistência à Fadiga de um Aço inoxidável Supermartensítico. Tese (doutorado). **Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná**. Curitiba, 2010
- HIRAGA, H., et al., Cavitation erosion mechanism of NiTi coatings made by laser plasma hybrid spraying, **Wear**, v.231, n.2, p.272-278, jul.1999.
- KOU, S. **Welding Metallurgy**. USA: John Wiley & Sons, 2nd ed, 2003.
- LANCASTER, J. F. The Physics of welding. **Ireland: Physics technologic**, v. 15, 1984. 73-79 p

- LEE, S. Y. A. N. S. J. A numerical analysis of a stationary gas tungsten welding arc considering various electrode angles. **Welding Journal**, v. 75, p. 269-279, Set 1996.
- LIMA, C.C., TREVISAN, R., **Aspersão Térmica Fundamentos e Aplicações**. Artliber Editora, São Paulo, Brasil, 2007.
- LIN, M. L.; EAGAR, T. W. Pressures Produced by Gas Tungsten Arcs. **Metallurgical Transactions B**, v. 17B, p. 601606, Set 1986.
- LU, S., FUJII, H., MANABU, T., NOGI, K. Marangoni convection and gas tungsten arc weld shape variations on pure iron steel. **Iron Steel Institute of Japan**, v.46, n.2, p.276-280, 2006.
- MARQUES, P. V. **Aspersão Térmica**. Infosolda -2003. Acesso no dia 06/04/2009 às 09:35 horas
- MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. Belo Horizonte: Ed. UFMG, 2011.
- MENDEZ, P. F.; EAGAR, T. W. Penetration and defect formation in high-current arc welding. **Welding Journal**, v. 82, p. 296-306, Out 2003
- MILLS, K. C., KEENE, B. J., BROOKS, R. F., SHIRALI, A. Marangoni effects in welding. **Philosophical Transactions of The Royal Society, A**, v.356, n.1739, p.911-925, 1998.
- NOVICKI, N. **Aplicação da Aspersão Térmica na Soldagem em Operação de Tubulações com Pequena Espessura Remanescente**. Tese de Doutorado. Universidade Federal De Santa Catarina. Florianópolis, 2008.
- PAREDES, R. S. C.; **Aspersão Térmica**, Texto Guia da Disciplina de Aspersão Térmica na Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFPR (disponível na Biblioteca da UFPR-Centro Politécnico). Universidade Federal do Paraná, 2009.
- PAWLOWSKI, L., **The science and engineering of thermal spray coatings**. England: John Wiley & Sons, 2008.
- PIERCE, S. W., BURGARDT, P., OLSON, D. L. Thermocapillary and arc phenomena in stainless steel welding. **Welding Research – Supplement to the Welding Journal**, v.78, n.2, p.45s–52s, february 1999.
- PUKASIEWICZ, A. G. M.; OLIVEIRA, F. R.; CAPRA, A. R.; PAREDES, R. S. C. **Influence of Plasma Remelting on the Microstructure of Fe-Mn-Cr-Si Arc thermal spray Coating Deposited on ASTM A743-CA6NM Stainless Steel**. *Soldagem & Inspeção*, v. 17, p. 65–75, 2012.
- RODRIGUEZ, R. M. H. P, SILVA, J. M. LIMA, D. F. B. PAREDES, R. S. C. **Formação de óxidos e alumínio na aspersão térmica**. 2002
- SUCHARSKI, G., B. **Deposição de revestimentos tipo barreira térmica por aspersão térmica**. Dissertação (mestrado). Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2012
- SUNDARESAN S., JANAKI RAM G. D., MADHUSUDHAN REDDY G., Microstructural refinement of weld fusion zones in α - β titanium alloys using pulsed current welding. **Materials Science and Engineering A262**, 1999, p88-100.
- SOBOLEV, V. V., GUILLEMANY, J. M. Oxidation of coatings in thermal spraying. **Material Letters**, v. 37, p.231-235, april 1998.
- TAIMATSU, H., NOGI, K., OGGINO, J. Surface tension of liquid Fe-O alloy. *Journal High Temperature Society of Japan*, v.18, n.1, p.14-19, 1992.
- TSAI, M. C., KOU, S. Electromagnetic-force-induced convection in weld pools with a free surface. **Welding Research – Supplement to the Welding Journal**, v.69, n.6, p.241s-246s, june 1990.
- XU, Y. L., DONGI, Z. B., WEI, Y. H., YANG, C. L. Marangoni convection and weld shape variations in A-TIG welding process. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v.48, p.178-186, 2007.
- WU, C. S. . U. M. A. T. M. Analysis of the TIG welding arc behavior. **Computational Materials Science**, v. 7, p. 308-314, 1997.
- ZHANG, H, et al. **Studies of splat morphology and rapid solidification during thermal spraying**. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. March 2001.
- ZIMMERMANN, S. and KREYE, H. **Testes de corrosão em camadas térmicamente aspergidas**. Curso de especialização “Proteção contra a corrosão por revestimentos depositados por aspersão térmica”, realizado na UFSC/EMC/Labsolda - Florianópolis. Abril 1997