

Resistência à Corrosão de Juntas Dissimilares dos Aços AISI 316L e da Liga Inconel 718

Gianne Moreira da Silva¹ , Elivelton Alves Ferreira^{1,2} , José Adilson de Castro¹ 

¹ Universidade Federal Fluminense, Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda, Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Volta Redonda, RJ, Brasil.

² Universidade Federal Fluminense, Instituto de Ciências Exatas – ICEx, Volta Redonda, RJ, Brasil.

Como citar: Silva GM, Ferreira EA, Castro JA. Resistência à corrosão de juntas dissimilares dos aços AISI 316L e da liga Inconel 718. Soldagem & Inspeção. 2019;24:e2422. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI24.22>

Resumo: A soldagem dissimilar (Dissimilar Metal Welds – DMWs), união de dois diferentes materiais metálicos, tem muitas aplicações industriais, com destaque para trocadores de calor nas usinas nucleares. Portanto, devem resistir à corrosão e a esforços mecânicos, entre outros requisitos. Neste trabalho foi abordada a susceptibilidade à corrosão da junta de união (feita por soldagem TIG – Tungsten Inert Gas), de forma autógena, de dois materiais distintos: Inconel 718 e o aço AISI 316L. Foram realizadas soldagens sob diferentes condições de aportes térmicos e correspondentes quantificações de fases utilizando microscopias e ferritoscopia e correlacionadas com o comportamento eletroquímico desta união em meios contendo cloretos. As análises microscópicas e ferromagnéticas mostraram que não houve formação da fase sigma durante a soldagem e a existência de altos teores de ferrita na região da zona fundida próxima a ZAC (zona afetada pelo calor) do aço 316L. Os ensaios eletroquímicos de corrosão mostram que as amostras nas diferentes regiões apresentaram a seguinte ordem decrescente de resistência à corrosão localizada: Amostra com maior aporte térmico (0,50 J/mm), na interface ZF/Inconel > Amostra com menor aporte térmico (0,33 J/mm) na interface ZF/Inconel > Amostra com menor aporte térmico, na interface ZF/316L > Amostra com maior aporte térmico, na interface ZF/316L > aço 316L. Finalmente, os diferentes aportes térmicos não provocaram diminuição da resistência à corrosão comparados ao aço 316L nas diferentes regiões de solda.

Palavras-chave: TIG autógeno; Corrosão; Dissimilar; Aporte térmico; Curva de polarização cíclica.

Corrosion Resistance of Dissimilar Joints of AISI 316L and Inconel 718 Alloys

Abstract: Dissimilar Metal Welds (DMWs) union of two different metallic materials has many industrial applications, with emphasis for heat exchangers in nuclear power plants. Therefore, they must have enhanced corrosion and mechanical stress resistances, among other properties. The focus of this work is the analysis of the susceptibility to corrosion of the joint (made by TIG welding – Tungsten Inert Gas) of two different materials: Inconel 718 and AISI 316L stainless steel, without filler metal. Micrographic and ferrospectroscopy analyses were performed for different heat input conditions and correlated with the electrochemical behavior of this joint in an environment containing chlorides. The metallographic and ferrospectroscopy analyses did not reveal sigma phase formation during welding and showed high ferrite content in the region of the fusion zone near the HAZ (heat affected zone) of the 316L. The electrochemical corrosion tests showed that the samples in the different regions presented the following decreasing order of localized corrosion resistance: Sample with higher heat input (0.50 J / mm), at the interface ZF / Inconel > Sample with lower heat input (0.33 J / mm) at the interface ZF / Inconel > Sample with lower heat input, at interface ZF / 316L > Sample with higher heat input at interface ZF / 316L > 316L. Finally, the different heat inputs did not cause a significant decrease in the corrosion resistance in the different regions of the weld in relation to 316L.

Key-words: Autogenous TIG; Corrosion; Dissimilar; Heat input; Polarization curve.

1. Introdução

A união de juntas dissimilares tem diversas aplicações industriais devido à necessidade da combinação de diferentes propriedades dos materiais e de otimizar, além da sua vida útil, os custos de produção e segurança do equipamento. A união da liga de Inconel 718 com o aço AISI 316L é muito encontrada nos trocadores de calor do tipo casco e tubos das indústrias nucleares, onde a circulação de dois fluidos de características químicas e físicas diferentes determinam os tipos de materiais que apresentam melhor desempenho em longo prazo. Os tubos, geralmente em aço inox, são posicionados nas perfurações da placa, conhecida como espelho, e por mandrilhamento são expandidos para melhor acoplamento no espelho. Entretanto, esse tipo de processo não impede a ocorrência de corrosão por frestas nas interfaces entre os tubos e o espelho, além de permitir maior

Recebido: 03 Mai., 2019. Aceito: 04 Ago., 2019.

E-mails: gianmoreira@id.uff.br (GMS), eliveltonalves@id.uff.br (EAF), joseadilsoncastro@id.uff.br (JAC)



Este é um artigo publicado em acesso aberto (*Open Access*) sob a licença [Creative Commons Attribution Non-Commercial](https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/), que permite uso, distribuição e reprodução em qualquer meio, sem restrições desde que sem fins comerciais e que o trabalho original seja corretamente citado.

vibração do conjunto. A soldagem destes tubos ao espelho, após sua expansão por mandrilamento é o processo utilizado para erradicar estes inconvenientes.

O comportamento corrosivo destas junções é uma preocupação significativa, uma vez que o método de processamento e o ambiente de serviço podem melhorar ou piorar a resistência à corrosão destes materiais.

Dentre os aços inoxidáveis austeníticos, aços com as melhores propriedades de resistência à corrosão entre as famílias de aços inoxidáveis, o uso do aço inox 316L é justificado por sua apreciável resistência à corrosão em diferentes meios. Sua resistência à corrosão deve-se também ao fato de contar com molibdênio em sua composição, que combinado ao cromo estabiliza o filme passivo na presença de cloretos aumentando a resistência à corrosão intergranular e corrosão por pites [1]. Os fornecedores de aços inoxidáveis fizeram várias tentativas de avaliar o efeito da composição os quais podem ser complexos e interativos. A resistência equivalente por pites (PREN) foi desenvolvido baseando-se na composição e descrito pelo parâmetro composicional; $\%Cr + 3.3(\%Mo) + 16(\%N)$ [2]. Além disso, o seu baixo teor de carbono faz com que seja minimizada a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos que provoca o surgimento de uma fina região, junta aos contornos, empobrecida em cromo, fazendo os contornos se comportarem anodicamente em relação aos carbonetos, sendo, menos resistentes à corrosão [3].

A união dissimilar é comum neste tipo de aplicação e sua justificativa está no desempenho necessário para a aplicação como vibrações, resistência à corrosão, condutividade térmica e outras propriedades mecânicas. Além de tudo, na série galvânica o inconel e o aço inoxidável encontram-se próximos um do outro e, selecionar materiais nesta condição, é um dos meios para que a corrosão galvânica seja evitada [4]. A escolha do par de materiais dissimilares esta relacionada às propriedades mecânicas e de corrosão requeridas para o meio aplicado. A produção de uma região dissimilar compatível mecanicamente, com menores descontinuidades e boa soldabilidade são essenciais para esta escolha. No caso de trocadores de calor de usinas nucleares o inconel e o aço inoxidável atendem a estes preceitos, além de apresentar excelente custo benefício. A união de materiais de forma autógena leva à formação de uma região de propriedades de resistências à corrosão previsíveis, porém não garantidas. Os testes eletroquímicos ganham sua importância também nos estudos da resistência à corrosão em meios cloretos deste tipo de união. Quando uma solda dissimilar está em um ambiente onde o líquido pode ser um eletrólito, o metal de solda deve ser catódico (mais resistente à corrosão do que) em relação a ambos os metais de base. Se a solda é anódica (menos resistente à corrosão), pode sofrer corrosão galvânica acelerada [5]. Logo, o ideal é que a zona fundida assim como as regiões ZF/aço e ZF/inconel apresentem resistências similares ao do Inconel.

Foram encontrados na literatura alguns trabalhos sobre a soldagem entre os aços Inconel e os inoxidáveis [4-8], no entanto não há estudos de resistência à corrosão através de ensaios de polarização cíclica combinando a junção especificamente do Inconel 718 com o aço 316L de forma autógena pelo processo TIG. Alguns estudos foram feitos com a mesma união e processo ou com união e processos similares, mas nenhum destes autores fizeram a utilização do levantamento dessas curvas para caracterizar a resistência à corrosão nesta junção. Dokme et al. [6] fizeram a caracterização da microestrutura e das propriedades mecânicas de amostras de inconel 625 soldadas ao aço 316L pelo processo TIG com corrente pulsada a e corrente contínua variando também os metais de adição. Cortés et al. [7] realizaram ensaios mecânicos como testes de impacto e dureza em chapas de Inconel 718 soldadas pelo processo TIG com a utilização de metal de adição e submetidas a recozimento após a soldagem. Demarque et al. [8] realizaram estudos em amostras com a mesma composição avaliando a microestrutura obtida e utilizando modelamento estatístico para estimar as características metalúrgicas da zona fundida produzida por um processo autógeno. Rankumar [9,10] fez estudos em junções dos mesmos metais base de nosso estudo, porém utilizando processos distintos e ainda metais de adição, visando obter as propriedades metalúrgicas, mecânicas e de corrosão da união. Apesar de ter feito também um estudo de corrosão nesta junção, o estudo foi feito através de perda de massa. Levando-se em conta estes fatores o objetivo deste trabalho é avaliar o efeito da energia do aporte térmico na resistência à corrosão da solda entre os aços 316L e Inconel 718.

2. Materiais e Métodos

A preparação das amostras para a caracterização eletroquímica da junta teve início com a soldagem de três chapas de Inconel 718 a três chapas de aço AISI 316L, todas com de dimensões de 20 mm de largura, 5 mm de espessura e aproximadamente 120 mm de comprimento. O Inconel 718 e o aço AISI 316L foram fornecidos pela empresa Novalloy e pela ArcelorMittal, respectivamente. A Tabela 1 traz a composição química dos materiais conforme relatório de qualidade do fabricante.

Tabela 1. Composição química do AISI 316L e Inconel 718.

Composição química dos metais de base (%)								
Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
316L	0,0210	1,33	0,420	0,0340	0,00100	17,1	10,0	2,03
Inconel 718	0,0210	0,0200	0,0300	<0,00500	0,00100	18,0	52,4	2,95
Elemento	Al	B	Cu	N2 (PPM)	Co	Nb+Ta	Ti	PREN
316L	0,00360	0,00150	0,101	324	-	-	-	23,8
Inconel 718	0,440	-	0,0100	-	0,05	5,02	0,98	27,7

A soldagem pelo processo TIG foi realizada de forma autógena com três passes de solda. O eletrodo de tungstênio utilizado no processo foi um eletrodo do tipo WT20 com ângulo de afiação de 45°, mantido a uma distância de 1,5 mm da junção. O gás argônio foi utilizado (100%) consumido sob uma vazão de 16 L/min. A velocidade de soldagem foi de 4,3 mm/s.

As amostras foram unidas inicialmente por ponteamento com eletrodo revestido e em seguida foram fixados ao longo da junção três termopares tipo “k” para monitoramento das temperaturas de interpasse durante a execução do processo. Os valores de temperatura foram registrados através da conexão destes termopares a um sistema de aquisição de dados da HBM, modelo *Spider 8*. O software *Catman 4.5* foi utilizado para o levantamento das curvas de ciclo térmico. Uma certa variação na energia de soldagem foi imposta dentre as amostras durante sua junção para que a fusão experimentasse diferentes aportes térmico através de variações na corrente imposta e com imposição também de diferentes temperaturas de interpasse. Na tentativa de manter as temperaturas de interpasse dentro de uma faixa em que não houvesse transformação de fases ou formação de precipitados, a utilização de uma temperatura de interpasse maior de diante a um input de energia menor, e vice-versa, teve como objetivo equilibrar os resultados microestruturais, obter uma ZTA com diluição e propriedades mecânicas potencializadas e ainda assim contar com uma combinação otimizada de parâmetros de soldagem para esta união.

Os valores de tensão foram ajustados a 15 V mas sofreram variação na soldagem sendo registrados os valores obtidos da máquina.

A eficiência do processo TIG utilizada nos cálculos foi de 80%. A equação de energia térmica foi utilizada para cálculo do aporte térmico, definida pela Equação 1 [11].

$$H = \eta \times \frac{VI}{v} \quad (1)$$

Onde H é a energia de soldagem (em J/mm), η é o rendimento térmico do processo de soldagem adotado, V é a tensão da fonte (volts), I é a corrente (em amperes) e v é a velocidade de soldagem (em mm/s). A Tabela 2 traz informações a respeito da soldagem pertinentes a cada amostra.

Tabela 2. Parâmetros impostos e obtidos para cada amostra soldada.

Amostras	Temperaturas de Interpasses (°C)	Corrente (A)	Tensão (V)	Aporte térmico (J/mm)
0-33	445 ± 100	140	12,7	0,33
0-40	555 ± 95,0	160	13,5	0,40
0-50	320 ± 80,0	180	14,9	0,50

Logo após a soldagem, as juntas foram cortadas, sob refrigeração, em pequenas amostras com dimensões de 40 mm de largura, 5 mm de espessura 15 mm de comprimento. Na preparação metalográfica fez-se uso de lixas d’água de granulometrias 600, 800, 1000, 1200, 2500 e 4000 seguido de polimento com pastas de diamante de 3 e 1 micra, sucessivamente. A limpeza das amostras foi realizada em dois passos: o primeiro uma lavagem com água e detergente neutro e o segundo com álcool etílico 100%. A secagem foi feita com jato de ar quente. Após este procedimento, as amostras foram submetidas aos testes de corrosão. Para as caracterizações microestruturais as superfícies das diferentes amostras foram tratadas quimicamente submergindo o lado de inox em conforme ASTM E 407, reagente 20 e para o Inconel e a região fundida foi utilizado o reagente 94 da mesma norma [12].

Os ensaios de corrosão foram realizados em cinco diferentes regiões nas diferentes amostras: Inconel, aço inox, zona fundida e nas interfaces entre a zona fundida e o inconel e a zona fundida e o aço AISI 316L (Figura 1). Foi utilizada, para isso, uma célula eletroquímica do tipo Tait e três eletrodos sendo um de referência (Ag|AgCl|KCl_{sat.}), um de trabalho (amostra com superfície exposta de 1,1 mm²) e um contra-eletrodo (eletrodo de platina). Os ensaios foram conduzidos em solução 3,5% (em massa) de cloreto de sódio (NaCl), preparada com água deionizada, e utilizada na condição naturalmente aerada a temperatura ambiente. Os dados foram coletados por um potenciostato portátil da PalmSens, modelo EmStat. As curvas de polarização cíclicas foram geradas pelo software PStace com tempo de equilíbrio (tempo em que o software ajusta a faixa de corrente equivalente ao sistema) em 60s, com potencial inicial da varredura em -0,150 V [vs. Potencial em circuito aberto (E_{ocp})], logo após a amostra ficar imersa em solução em circuito aberto por 30 min. Em seguida varreu-se os potenciais na velocidade de varredura de 1mV/s para potenciais positivos até ocorrer o aumento abrupto da densidade de corrente em função do aumento do potencial. A partir deste potencial, a varredura do potencial foi invertida a fim de determinar se o processo de corrosão seria por pites [2].

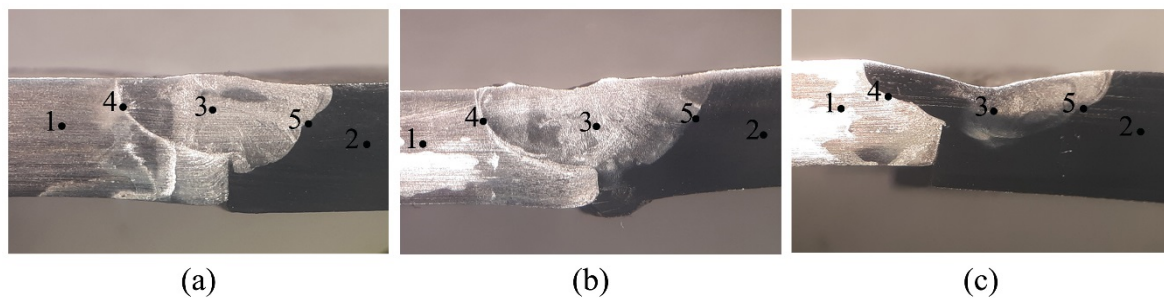


Figura 1. Imagem das amostras soldadas 0-33 (a), 0-40 (b) e 0-50 (c) e a indicação das diferentes regiões analisadas eletroquimicamente: 1) 316L; 2) Inconel 718; 3) Zona fundida (ZF); 4) região entre 316L e ZF; 5) região entre Inconel e ZF.

As análises de microscopia óptica (MO) e de varredura eletrônica (SEM) e a Espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS) foram realizadas para que fosse possível estabelecer uma relação entre microestrutura e composição com o comportamento eletroquímico apresentado pelas áreas das diferentes amostras. Os microscópios utilizados foram um ótico da marca Olympus BX51M e o de varredura da marca Zeiss, EVO MA 10. Finalmente, foi analisado também o teor de ferrita nas diferentes regiões da solda com um ferritoscópio da marca Fischer, modelo FMP30.

Para o cálculo do PREN (*Pitting Resistance Equivalent Number*) da zona fundida e dos metais base fez-se uso da Equação 2 [2]:

$$PREN = \%Cr + 3,3(\%Mo) + 16(\%N) \quad (2)$$

3. Resultados e Discussões

3.1. Caracterizações microestruturais

Primeiramente foram feitas imagens por MO e por SEM para caracterizar as diferentes regiões de solda produzidas nos diferentes aportes térmicos e realizar uma possível correlação entre os parâmetros microestruturais e os resultados dos testes de corrosão. Na Figura 2 são mostradas as micrografias das regiões entre a solda e os metais base da amostra 0-50. Na zona fundida pode ser observado o crescimento epitaxial a partir dos metais base (Inconel 718 e aço inox 316L), fator benéfico para a região já que a continuidade dos grãos a partir do metal base evita que esta região seja uma região de concentração de tensão [13].

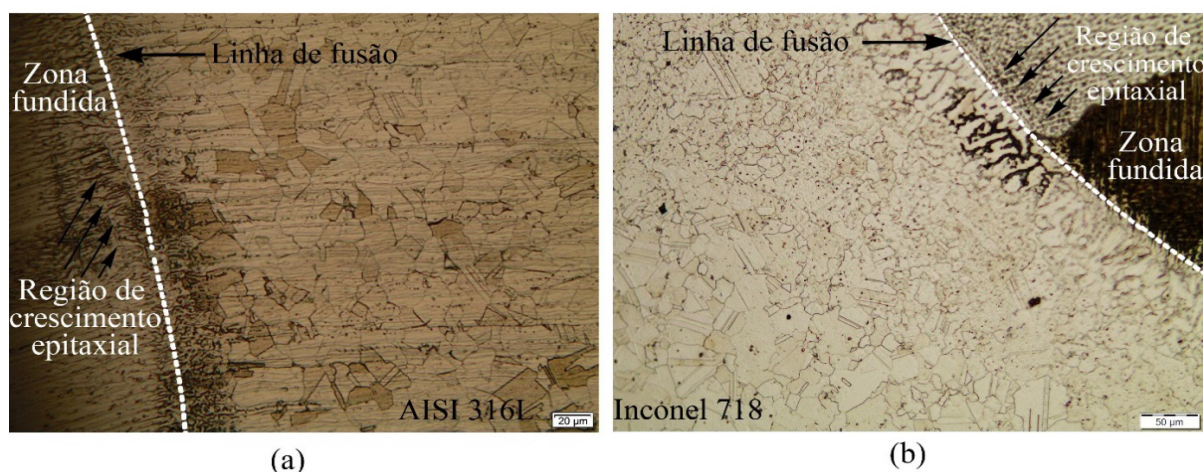


Figura 2. Micrografia evidenciando a região de crescimento epitaxial (a) aço 316L da amostra 0-50 - 200X e (b) Inconel 718 da amostra 0-50 - 100X.

O crescimento epitaxial também pode ocorrer devido à presença de mais de uma fase na microestrutura do material [14]. Na Figura 3a fica evidente a presença da ferrita delta enfileirada numa microestrutura austenítica no metal base do aço inoxidável 316L da amostra 0-50, como resultado de altas temperaturas no processo de fabricação desta liga. Também é característica de altas taxas de resfriamento na região de ZTAs (Zonas Termicamente Afetadas) a presença de ferrita *lathy* nesta região [15]. A Figura 3b traz a imagem das regiões da zona fundida e da ZTA do aço inox evidenciando esta afirmação.

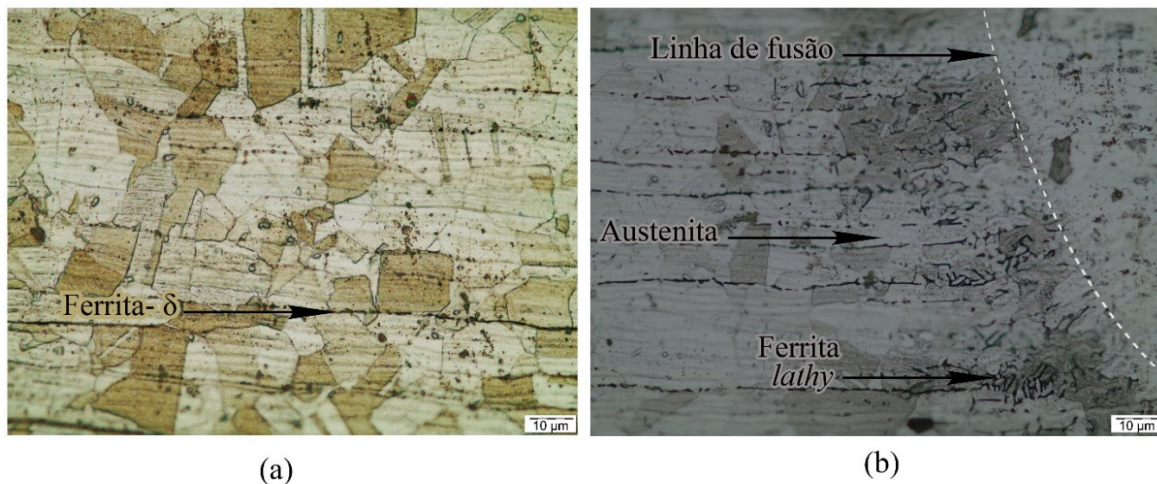


Figura 3. Micrografia do AISI 316L – Microscopia Ótica: (a) evidências de ferrita delta enfileiradas na austenita da amostra 0-50 – 500X e (b) presença de ferrita lathy na ZTA a partir da linha de fusão da amostra 0-50 - 500X.

Não foi observada a presença da fase sigma nas ZFs e ZTAs nas análises micrográficas realizadas, embora ela possa existir mesmo que não seja possível sua visualização com a utilização do microscópio. A fase sigma necessita para sua precipitação, que o material seja exposto a altas temperaturas por um longo período de tempo [16]. A Figura 4 traz o ciclo térmico ao qual a amostra 0-33 foi submetida, mostrando que o resfriamento foi rapidamente atingindo ($\sim 400\text{s}/7\text{ min}$). As curvas de ciclo térmico das amostras 0-40 e 0-50 foram similares, quase se sobrepondo. logo as regiões suscetíveis ao aporte térmico durante a soldagem não estiveram sob o tempo necessário para precipitação de tal fase deletéria

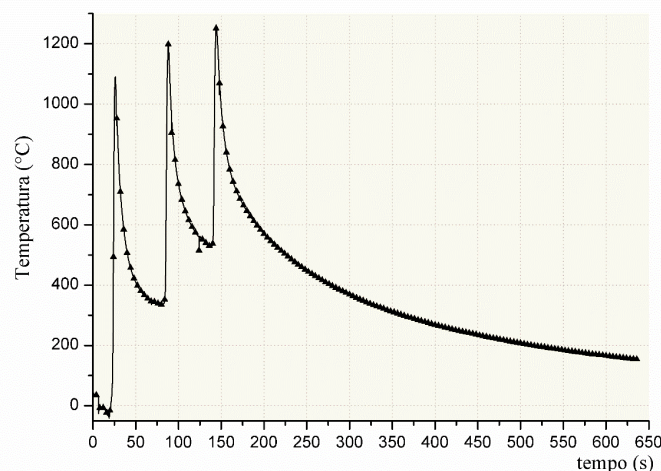


Figura 4. Ciclo térmico de soldagem para a amostra 0-33.

Com relação a medição de ferrita foi observado para os diferentes aportes térmicos que a medida em que analisamos a região da zona fundida próxima ao aço 316L em direção à região próxima ao Inconel 718 os teores de ferrita vão assumindo valores decrescentes e nunca maiores que 3%. Alguns pontos não puderam ter seus níveis de ferrita mensurados, talvez por conterem um teor muito ínfimo da fase. As regiões mais internas, nas proximidades da linha de fusão com o aço 316L apresentam maiores teores de ferrita que as regiões mais próximas à superfície do aço.

A Figura 5 mostra a região da junta composta pela zona fundida e pelo Inconel 718 da amostra 0-50. Nela é possível notar uma região (ZTA) apreciavelmente corroída próxima à linha de fusão onde possivelmente tem-se a presença de vários precipitados. A Figura 6 traz a análise de EDS em precipitados mais afastados da linha de fusão, porém próximos à região corroída. As análises de EDS destes precipitados revelaram ser ricos em Nióbio/Titânio devido ao alto teor desses elementos registrado pelo equipamento, constituindo possivelmente carbeto de nióbio e carbonitretos de titânio. Outros estudos apontam a presença de precipitados composição e tamanhos similares aos encontrados neste trabalho [17]. O precipitado aqui encontrado não teve seu tamanho substancialmente alterado pela energia de soldagem pois não houve tempo suficiente para seu crescimento.

Dentre as regiões analisadas a que apresenta melhor resposta à corrosão por pites é a zona fundida. As análises de EDS apontaram para o Cr, Mo e Ni, na zona fundida, teores de 15,8, 4,1 e 28,4%, respectivamente. Isso permite a determinação do PREN da zona fundida com o maior PREN apresentado: 29,3 contra 27,7 para o Inconel 718 e 23,8 para o aço 316L.

Finalmente, será mostrado na próxima seção que estas informações a respeito da formação de precipitados entre o Inconel e a ZF e a composição dos metais bases e da ZF foram de extrema importância visto que o processo de corrosão por pites estão associados a estes parâmetros.

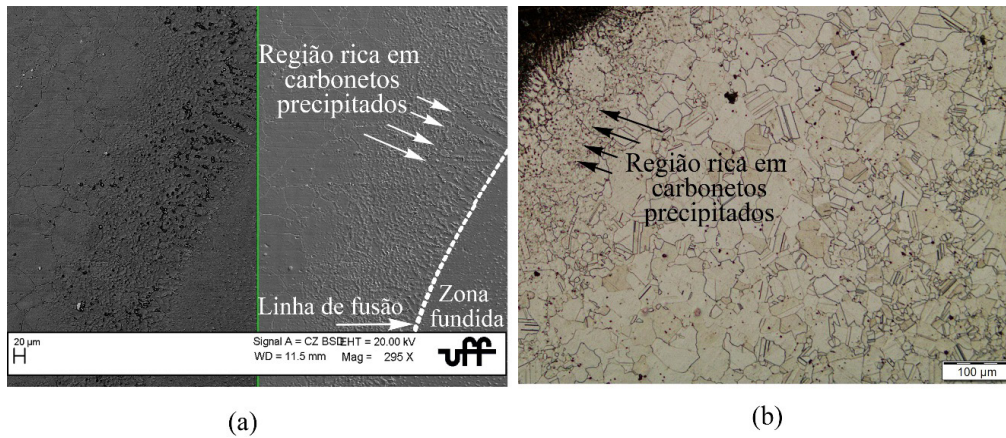


Figura 5. Microscopia eletrônica de varredura da região da zona fundida e do Inconel da amostra 0-50. À esquerda imagem captada por BSD e à direita, via SE. Ataque: ASTM E 407 (# 13.b).

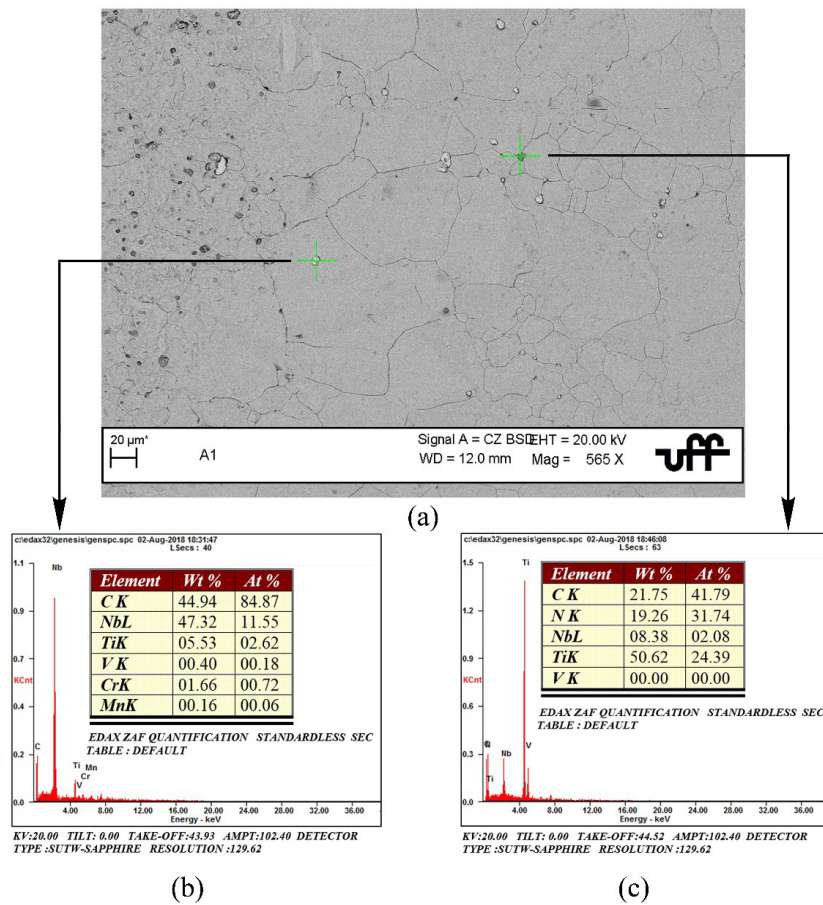


Figura 6. Microscopia eletrônica de varredura (BSD - Backscattered electrons) da região da zona fundida e do Inconel da amostra #2 mostrando os pontos onde os precipitados analisados se encontravam (a). Análise via EDS evidenciando carbonetos/carbonitretos ricos em (b) titânio e (c) nióbio. Ataque: ASTM E 407 (#13.b).

3.2. Ensaios de corrosão

A resistência à corrosão dos metais base e da zona fundida da junta entre o aço 316L e Inconel 718 foram avaliadas através das curvas de polarização potenciodinâmica cíclica. Pode ser observado na figura 7a que as regiões dos metais base e solda da amostra apresentaram valores idênticos de potencial em circuito aberto (E_{ocp}) [ou de corrosão (E_{corr})] e que a partir deste potencial elas apresentaram comportamentos similares até próximo de 0,5 V sendo a região 1 associada à injeção de defeitos nos filmes previamente formados durante a previa exposição em circuito aberto por 30 min [18].

A região 2 (Figura 7a) está associada com o espessamento do filme de óxido passivante. Acima de 0,5 V (região 3') o aço 316L apresentou um abrupto aumento da densidade de corrente devido ao processo de corrosão localizada. Por outro lado, o Inconel e a zona fundida mantiveram o ligeiro aumento da densidade de corrente acima deste potencial. Próximo a 1,0 V é observado um aumento exponencial da densidade de corrente que pode estar associada com a transpassivação destas regiões da junção (região 3).

A inversão do potencial de varredura pode confirmar se houve ou não corrosão localizada (regiões 3 e 3') [2,19].

Depois da inversão do potencial, os valores de densidades de correntes menores que as densidades de corrente referentes à varredura direta (ou à histerese negativa) indicam que o material não sofreu corrosão localizada, porém sofreram o processo de transpassivação em potenciais próximos de 1,0 V (região 4). Este comportamento foi observado tanto para o Inconel quando para a zona fundida, porém, para o aço inoxidável foi observado uma histerese positiva caracterizando o processo de corrosão como sendo a localizada.

A diferença entre o E_{pit} (Potencial de pites) e o E_{ocp} , indica a tendência do material metálico em sofrer este tipo de corrosão [19].

Na junta analisada, o aço 316L apresentou uma pequena diferença neste potencial podendo atuar como área anódica em relação às outras áreas de solda. Pode ser observada também, no caso do aço 316L, a tendência da densidade de corrente se manter elevada depois da inversão do potencial até o potencial inicial (o de E_{ocp}) (região 4'). Este comportamento mostra que o material não sofre repassivação e, por consequência, não há a extinção da corrosão localizada.

Não foram observadas diferenças significativas entre os potenciais de corrosão das amostras nas diferentes regiões de solda obtidas nos diferentes aportes térmicos.

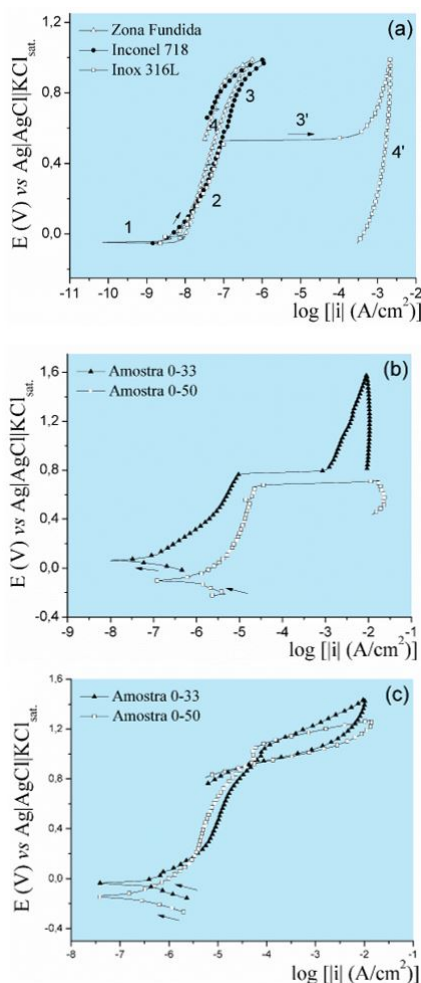


Figura 7. Curvas de polarização cíclica dos metais base (aço 316L e do Inconel 718) e da zona fundida da amostra 0-40 (a) e das interfaces ZF/Aço 316L (b) e ZF/Inconel (c) das amostras 0-33 e 0-50 na velocidade de varredura de 1 mV/s.

Foram também avaliadas regiões entre a ZF e os metais base uma vez que esta região, por ser termicamente afetada, pode apresentar maior suscetibilidade de corrosão.

As curvas de polarização nas interfaces entre o aço inox 316L e a zona fundida para as amostras 0-33 e 0-50 inicialmente apresentam ramo catódico encerrando o mesmo no potencial de corrosão da região (64 e -100 mV, respectivamente), conforme mostra a Figura 7b. A curva então passa a se comportar de modo anódico até que seja atingido um potencial cuja corrente sofre brusco aumento, o E_{pit} (763 e 666 mV, respectivamente). Após a inversão do potencial as histereses acontecem de forma positiva, o que indica que houve, realmente, um ataque localizado e não houve a repassivação da região o que leva à conclusão de que a repassivação dos pites não será completa e pites pré-existentes continuarão a crescer e se propagar. Estes resultados foram confirmados através das análises de microscopia óptica e mostraram que, na região entre a ZF e o aço inoxidável, o aço 316 L sofre corrosão preferencial (Figura 8).

As curvas para a polarização da interface entre a zona fundida e o Inconel destas amostras podem ser vistas na Figura 7c. Estas também têm início com um ramo catódico, o que evidencia o início do ensaio tendo sido abaixo de seu potencial de corrosão. Quando o potencial de corrosão (-36 e -148 mV para a amostra 0-33 e 0-50, respectivamente) é alcançado a curva caminha em comportamento passivo com acréscimo nos valores de seu potencial até atingir o potencial de pites (1034 e 1015 mV para a amostra 0-33 e 0-50, respectivamente). Após a reversão do potencial a histerese é positiva, indicando a corrosão localizada. Após a histerese os valores para a densidade de corrente são decrescentes até atingir o potencial de repassivação (E_{rep}) com valores de 934 e 902 mV para a amostra 0-33 e 0-50, respectivamente). Abaixo desse potencial, os pites são repassivados e o metal torna-se protegido novamente.

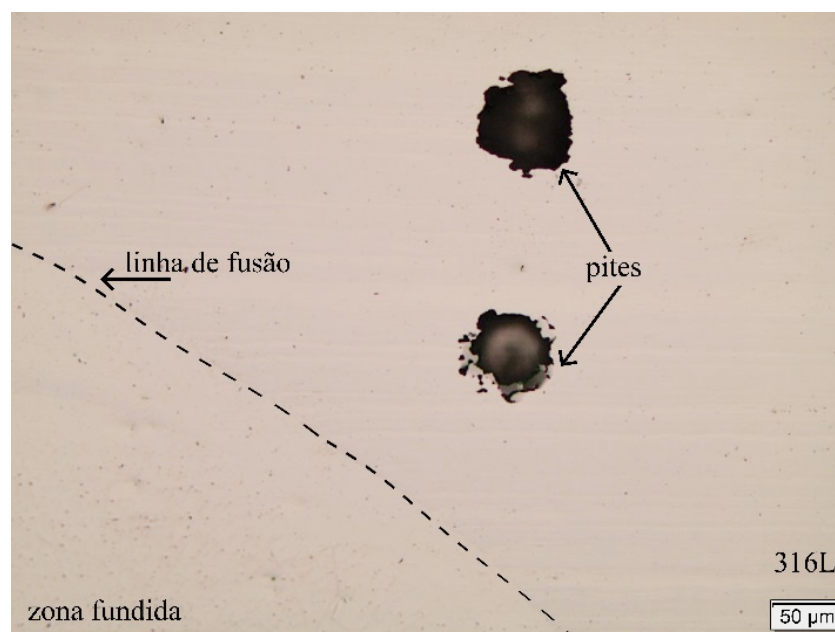


Figura 8. Micrografia da região de interface ZF/AISI 316L da amostra 0-50 com a presença de pites. Microscopia óptica. Sem ataque metalográfico.

A Figura 9 mostra o ataque corrosivo nas interfaces ZF x Inconel para a amostra 0-50 que evidencia uma região que possui visualmente um ataque mais severo. Esta região é a ZTA do Inconel e conforme já discutido anteriormente, apresenta intensa precipitação de carbeto/carbonitretos de nióbio, um fenômeno deletério ao material. Alguns estudos já foram realizados com indicação de que, em amostras de Inconel 718, os carbeto de nióbio eram responsáveis por decréscimo na resistência à corrosão por pites em suas amostras [20,21].

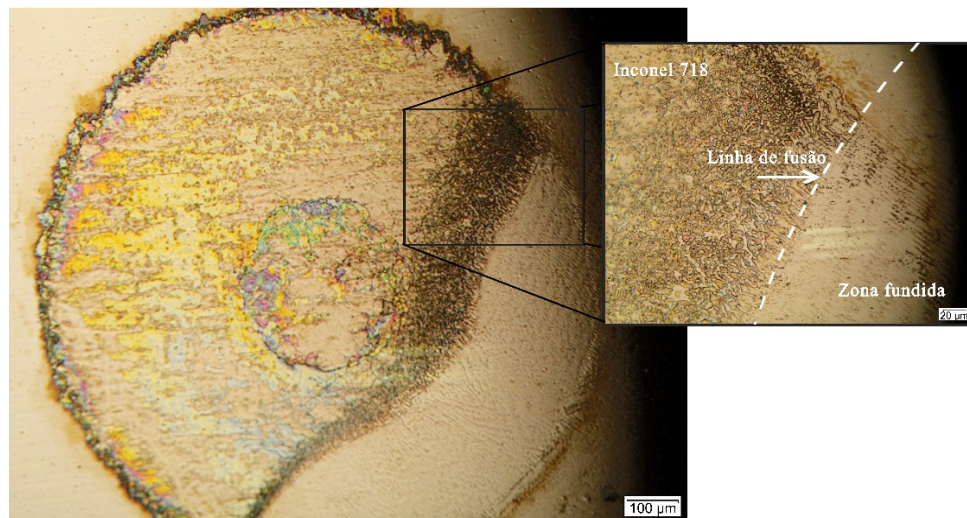


Figura 9. Micrografia da região de interface ZF/Inconel 718 mostrando região de corrosão mais severa na ZTA do Inconel da amostra 0-50. Microscopia ótica. Sem ataque metalográfico.

Na Tabela 3 são mostrados os valores de E_{corr} , E_{pit} , E_{rep} e diferenças entre $E_{pit} - E_{corr}$ obtidas a partir das curvas de polarização das regiões entre os metais base e as soldas das amostras 0-33 e 0-50. Quanto menor é a diferença entre o E_{corr} e o de E_{pit} , maior será a tendência de corrosão por pites do aço. A diferença entre estes potenciais para as diferentes amostras nas diferentes regiões segue a seguinte ordem: Amostra 0-50 -ZF/Inconel > Amostra 0-33 ZF/Inconel > Amostra 0-33 - ZF/316L > Amostra 0-50 - ZF/316L > aço 316L. A amostra 0-50 mostra que o aumento do aporte térmico favorece uma maior resistência a corrosão na interface ZF/Inconel, porém ela piora a resistência à corrosão na interface ZF/316L. Por outro lado, um menor aporte térmico (amostra 0-33) favoreceu o aumento da resistência à corrosão na interface ZF/316L. Portanto, observando-se esta ordem de resistências à corrosão das diferentes amostras nas diferentes regiões chegou-se a conclusão que a melhor amostra foi a 0-33 uma vez que um menor aporte térmico (amostra 0-33) favoreceu o aumento da resistência à corrosão na interface ZF/316L em relação ao da amostra 0-50 nesta interface.

Finalmente, podemos associar a menor resistência à corrosão do aço 316L com teor de Ni presente neste aço (Ni: 10,0%, PREN: 23,8) em relação ao Inconel (Ni: 52,4%, PREN: 27,7) e a ZF (Ni: aproximadamente 28,4% e PREN: aproximadamente 29,3) (Tabela 1) assim como o PREN em cada região da amostra, ou seja, quanto menor o teor de Ni e do PREN, menor será a resistência da liga em relação à corrosão por pites [2].

Tabela 3. Potenciais de corrosão (E_{corr}), pites (E_{pit}) e diferenças entre $E_{pit} - E_{corr}$ das amostras 0-33 e 0-50 obtidas a partir das curvas de polarização.

Amostra	Regiões	E_{corr} (mV)	E_{pit} (mV)	$E_{pit} - E_{corr}$ (mV)
MB	Aço 316L	- 52,00	523,0	575,0
0-33	Interface ZF/Inconel	-36,00	1034	1070
	Interface ZF/316L	-64,00	743,0	807,0
0-50	Interface ZF/Inconel	-148,0	1015	1163
	Interface ZF/316L	-5,130	637,0	642,0

4. Conclusões

- As análises metalográficas mostraram, para os diferentes aportes térmicos, que nas ZFs houve o crescimento epitaxial a partir dos metais base e não foi observada a formação de fase sigma. Na região de ZTA do aço 316L foi observado a presença de ferrita *lathy* e na região da junta composta pela zona fundida e pelo Inconel 718 houve a presença de vários precipitados possivelmente de carbeto de nióbio e carbonitretos de titânio.
- Nas diferentes amostras foi detectada uma diminuição do teor da ferrita na região de solda a partir da interface aço 316L em direção ao Inconel.
- Os ensaios de corrosão mostraram que o Inconel e a solda são resistentes à corrosão por pites, porém o aço 316L e a região associada à ZTA entre a ZF e o Inconel podem sofrer corrosão localizada. As diferentes amostras nas diferentes regiões apresentaram a seguinte ordem decrescente de resistência à corrosão localizada: Amostra com maior aporte térmico (0,50 J/mm), na interface ZF/Inconel > Amostra com menor aporte térmico (0,33 J/mm) na interface ZF/Inconel >

- Amostra com menor aporte térmico, na interface ZF/316L > Amostra com maior aporte térmico, na interface ZF/316L > aço 316L.
- d) A amostra 0-33 contou com parâmetros de soldagem que permitem classificá-la como a melhor junta produzida neste caso, uma vez que um menor aporte térmico (amostra 0-33) favoreceu o aumento da resistência à corrosão na interface ZF/316L em relação ao da amostra 0-50 nesta interface.
- e) Apesar deste estudo ter permitido a seleção de uma união com propriedades otimizadas é possível concluir também que os parâmetros de soldagem utilizados conferem às amostras em estudo a formação de uma região de solda (assim como as interfaces ZF/aço e ZF/inconel) com maior resistência à corrosão por pites que o aço 316L. Portanto podem ser aplicadas em meios aquosos a temperatura ambiente com concentrações de cloreto de 3,5% m/m.

Agradecimentos

Os autores agradecem à CAPES, CNPq, FINEP e à FAPERJ.

Referências

- [1] American Society for Metals. Corrosion: materials. Vol. 13B. Ohio: Materials Park; 2005. 654 p.
- [2] Sedriks AJ. Corrosion of stainless steels. New York: John Wiley & Sons; 1996. 437 p.
- [3] Modenesi PJ. Soldabilidade dos aços inoxidáveis. São Paulo: SENAI-SP; 2001. 100 p.
- [4] Revie RW. Uhlig's corrosion handbook. 2nd ed. John Wiley & Sons Inc.; 2000. 137 p.
- [5] American Society for Metals. Welding, brazing and soldering. Vol. 6. Ohio: Materials Park; 1983. 2872 p.
- [6] Dökme F, Kulekci MK, Esme U. Microstructural and mechanical characterization of dissimilar metal welding of Inconel 625 and AISI 316L. *Metals*. 2018;8(10):797. <http://dx.doi.org/10.3390/met8100797>.
- [7] Cortés R, Barragán ER, López VH, Ambriz RR, Jaramillo D. Mechanical properties of Inconel 718 welds performed by gas tungsten arc welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2018;94(9-12):3949-3961. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-017-1128-x>.
- [8] Demarque R, Silva RS, Santos EP, Castro JA. Avaliação de parâmetros de soldagem nas características de juntas dissimilares Inconel 718 - Inox 316L soldadas pelo processo TIG autógeno. *Soldagem e Inspeção*. 2018;23(3):380-392. <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/si2303.07>.
- [9] Ramkumar KD, Patel SD, Praveen SS, Choudhury DJ, Prabakaran P, Arivazhagan N, et al. Influence of filler metals and welding techniques on the structure–property relationships of Inconel 718 and AISI 316L dissimilar weldments. *Materials & Design*. 2014;62:175-188. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.05.019>.
- [10] Ramkumar T, Selvakumar M, Narayanasamy P, Begam AA, Mathavan P, Raj AA. Studies on the structural property, mechanical relationships and corrosion behaviour of Inconel 718 and SS 316L dissimilar joints by TIG welding without using activated flux. *Journal of Manufacturing Processes*. 2017;30:290-298. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.09.028>.
- [11] Marques PV, Modenesi PJ. Algumas equações úteis em soldagem. *Soldagem e Inspeção*. 2014;19(1):91-101. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242014000100011>.
- [12] American Society for Testing and Materials. ASTM E-407-99: standard practice for microetching metals and alloys. West Conshohocken: ASTM; 1999. 23 p.
- [13] Neves MDM, Lotto A, Berretta JR, Rossi W, Dias NV Jr. Microstructure development in Nd:YAG laser welding of AISI 304 and Inconel 600. *Welding International*. 2010;24(10):739-748. <http://dx.doi.org/10.1080/09507110903568877>.
- [14] Kou S. *Welding metallurgy*. Hoboken: John Wiley; 2003. 461 p.
- [15] Lippold JC, Kotecki DJ. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Hoboken: John Wiley; 2005. 357p.
- [16] Zingales A, Quartarone G, Moretti G. Sigma Phase Intergranular Corrosion Effects in Austenitic Welds Containing Ferrite. *Corrosion*. 1985;41(3):136-141. <http://dx.doi.org/10.5006/1.3581982>.
- [17] Mortezaie A, Shamanian M. An assessment of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welds between Inconel 718 and 310S austenitic stainless steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2014;116:37-46. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijpvp.2014.01.002>.
- [18] Ferreira EA, Noce RD, Fugivara CS, Benedetti AV. Influence of ethanol, acidity and chloride concentration on the corrosion resistance of AISI 316L stainless steel. *Journal of the Brazilian Chemical Society*. 2013;24(3):397-405. <http://dx.doi.org/10.1590/S0103-50532013000300006>.

- [19] Frankel GS. Pitting corrosion of metals. *Journal of the Electrochemical Society*. 1998;145(6):2186-2198. <http://dx.doi.org/10.1149/1.1838615>.
- [20] Vieira JV, Rosa L, Osório A, Alano JH. Desenvolvimento de compósitos de matriz metálica reforçados com carvão de nióbio. *Revista Brasileira de Engenharia e Sustentabilidade*. 2017;4(1):38-44. <http://dx.doi.org/10.15210/rbes.v4i1.10140>.
- [21] Wang J, Xu J, Zhang X, Ren X, Song X, Chen X. An investigation of surface corrosion behavior of Inconel 718 after robotic belt grinding. *Materials (Basel)*. 2018;11(12):2440. <http://dx.doi.org/10.3390/ma11122440>. PMID:30513842.