

Copyright 2012, ABRACO

Trabalho apresentado durante o INTERCORR 2012, em Salvador/BA no mês de maio de 2012.

As informações e opiniões contidas neste trabalho são de exclusiva responsabilidade do(s) autor(es).

**Estudo do efeito de parâmetros do processo GTAW pulsado na Resistência à Corrosão intergranular e por pite do aço inoxidável duplex UNS S32304**  
**Felipe de Oliveira Palácio<sup>a</sup>, Marcelo Camargo Severo de Macêdo<sup>b</sup>**

**Abstract**

In this work was evaluated the effect of process parameters welding GTAW (Gas Tungstein Arc Welding) pulsed on the resistance to intergranular corrosion and pitting of a duplex stainless steel UNS S32304. It was evaluated the region of the fused zone (ZF). For all conditions studied, we tried to fix the next heat input of 350 J / mm. For this purpose, different speeds welding were used. For all samples were used the base current (Ib) and the pulse (Ip) with intensity of 24 A and 80 A respectively, except those which were produced were in direct current of 64 A. The welding voltage remained at 11 V. The techniques adopted in this work were: DL-EPR method, pitting corrosion, microhardness, optical microscopy and scanning. The merged areas were less susceptible to intergranular corrosion when compared to the metal as received (CR). And this in turn had a pitting potential than the others. The formation of precipitates in the heat affected zone (HAZ) did not cause a dramatic effect on the resistance to intergranular corrosion, but on the other hand, the pitting corrosion resistance was poor.

**Keywords:** UNS S32304, DL-EPR, pitting corrosion, sensitization, GTAW.

**Resumo**

Neste trabalho, foi avaliado o efeito de parâmetros do processo de soldagem GTAW (*Gas Tungstein Arc Welding*) pulsado, sobre a resistência à corrosão intergranular e por pite de um aço inoxidável duplex UNS S32304. Foi avaliada a região da zona fundida (ZF). Para todas as condições estudadas, tentou-se fixar a energia de soldagem próxima de 350 J/mm. Para isto, diferentes velocidades de soldagem foram utilizadas. Para todas as amostras, foram utilizadas as correntes de base (Ib) e de pulso (Ip) com intensidades de 24 A e 80 A respectivamente, exceto as que foram produzidas em corrente contínua que foram de 64 A. A tensão de soldagem manteve-se em 11 V. As técnicas adotadas neste trabalho foram: método DL-EPR, corrosão por pite, microdureza, microscopia óptica e de varredura. As zonas fundidas apresentaram menor susceptibilidade à corrosão intergranular quando comparadas ao metal como recebido (CR). E esse por sua vez apresentou um potencial de pite superior às demais. A formação de precipitados na zona termicamente afetada (ZTA) não causou um efeito drástico na resistência à corrosão intergranular, mas por outro lado, a resistência à corrosão por pite foi prejudicada.

**Palavras-chave:** UNS S32304, DL-EPR, corrosão por pite, sensitização, GTAW.

<sup>a</sup> Mestre, Felipe de Oliveira Palácio - IFES

<sup>b</sup> Doutor, Marcelo Camargo Severo de Macêdo - UFES

## Introdução

---

Aços inoxidáveis Duplex (AID's) são materiais estruturais que exibem uma combinação de alto limite de escoamento e tenacidade, e excelente resistência a corrosão localizada. Devido a estas características, esses aços estão sendo amplamente utilizados na indústria química, petroquímica, naval, nuclear e indústria de papel. Para se obter boas propriedades, o equilíbrio entre as fases ferrita ( $\alpha$ ) e austenita ( $\gamma$ ) presentes nestes aços devem ser iguais e próximas a 50%. A alta proporção de elementos de liga ajuda a manter este equilíbrio. Ambos os fatores são responsáveis pela combinação atraente de propriedades mecânicas e resistência à corrosão (HAN et al, 2011).

Após a soldagem dos aços inoxidáveis duplex o desequilíbrio entre as fases austenita e ferrita pode ocorrer. Um tratamento térmico posterior a solda pode ser favorável ao equilíbrio entre estas fases. Em contrapartida, fases deletérias podem ser formadas com o tratamento térmico ou até mesmo no próprio processo de soldagem.

Com a mudança microestrutural do metal após soldado, as resistências à corrosão e mecânica podem ficar comprometidas. Com as diferentes taxas de resfriamento, o material pode se tornar sensibilizado, ou seja, poderá haver um empobrecimento em cromo de regiões adjacentes aos precipitados formados no processo de soldagem. Nitretos, carbonitretos de cromo formam-se comumente nos contornos de grão, reduzindo o teor de cromo em regiões de sua vizinhança deixando o material mais susceptível a corrosão intergranular, podendo-se dizer que o aço encontra-se sensibilizado.

Os estudos foram realizados em dez condições de soldagens distintas sem deposição de material no processo. A zona fundida (ZF) gerada em cada processo foi avaliada por ensaios de corrosão pelo método de reativação eletroquímica potenciodinâmica na versão ciclo duplo (DL-EPR) em duas soluções distintas (2 mol/L  $H_2SO_4$  + 0,01 mol/L KSCN e 2 mol/L  $H_2SO_4$  + 0,1 mol/L KSCN). Para análise de corrosão por pite adotou-se a norma ASTM-G61. Realizaram-se ensaios no material como recebido (CR) para efeitos comparativos. Estudou-se o processo GTAW convencional e os parâmetros utilizados no processo pulsado, que foram as frequências entre 1 Hz a 4 Hz e a relação do tempo de pulso no tempo (*pulse on time*). As propriedades mecânicas foram avaliadas pelo ensaio de microdureza e a caracterização microestrutural do material foi efetuada por microscopia óptica e eletrônica de varredura. O objetivo do trabalho foi avaliar a influência da frequência de pulso e do *pulse on time* nas resistências a corrosão intergranular e por pite e na resistência mecânica do aço inoxidável UNS S32304.

## Metodologia

---

Utilizou-se neste trabalho o aço inoxidável duplex UNS S32304 em formas de fitas laminadas, com largura de 72 mm e espessura de 1,8 mm. As fitas foram cortadas com comprimento de 62 mm para se obter as amostras desejadas. A composição química do material como recebido encontra-se na tabela 1. O elemento ferro complementa a fração em massa.

Tabela 1- Composição química do material como recebido (% em massa)

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Ti	%N	%Cu	PRE
0,028	0,34	1,38	0,029	0,001	22,34	0,15	3,92	0,01	0,13	0,5	24,92

O trabalho foi elaborado seguindo o roteiro ilustrado pela figura 1.

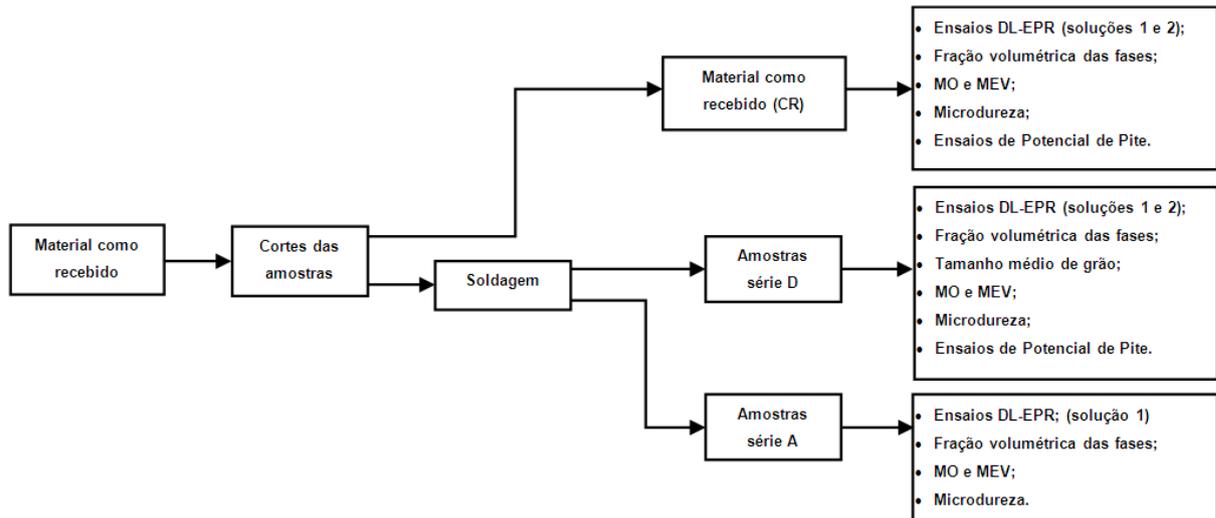
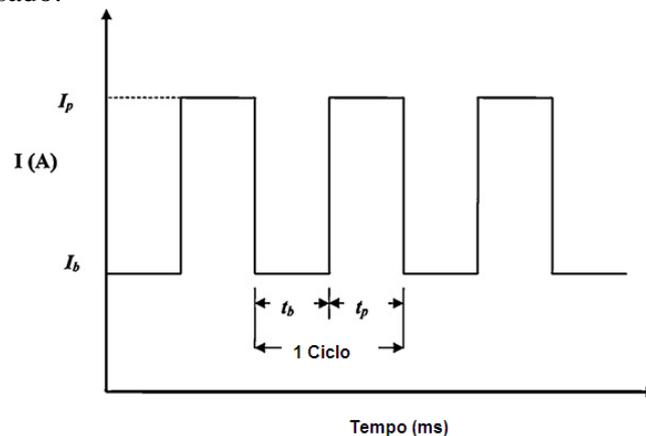


Figura 1- Etapas do trabalho

Foram cortadas onze chapas para obtenção das amostras e nomeadas segundo a tabela 2.

O material foi soldado utilizando o processo GTAW pulsado autógeno, sem metal de adição, automático, com o cordão realizado sobre a chapa, portanto não existindo junta, apenas fusão do material. Foram utilizadas duas velocidades de soldagem. A energia de soldagem esteve próxima de 330 J/mm para as amostras soldadas com corrente pulsada e de 380 J/mm para as amostras soldadas com corrente contínua. Procurou-se modificar os tempos de pulso e de base mantendo-se o mesmo valor do *pulse on time* escolhido para cada série (A e D), e procurou-se ajustar a velocidade de soldagem para que as energias de soldagem permanecessem iguais. A tensão do arco manteve-se em 11 V. A figura 2 mostra os parâmetros de soldagem do processo GTAW pulsado.



**Figura 2 - Representação dos parâmetros de soldagem do processo GTAW pulsado (adaptação de YOUSEFIEH, 2011)**

Onde:

- $I_p$  = corrente de pulso, (A);
- $I_b$  = corrente de base, (A);
- $t_p$  = tempo de pulso, (s, ms);
- $t_b$  = tempo de base, (s, ms);
- $F = (t_p + t_b)^{-1}$ : frequência de pulso, (Hz);
- % no tempo: duração da corrente de pulso em um ciclo (*pulse on time*).

O cálculo da corrente média ( $I_m$ ) e da energia de soldagem (H) estão descritos nas equações (1) e (2) abaixo (CORNU apud GIRIDHARAN e MURUGAN, 2009):

$$I_m = \frac{I_p \times T_p + I_b \times T_b}{T_p + T_b} \quad (A) \quad (1)$$

$$E = \frac{I_m \times V}{S} \times \eta \quad (J.mm^{-1}) \quad (2)$$

Onde:

- $V$  = tensão média da soldagem (V);
- $E$  = energia de soldagem imposta, ( $J.mm^{-1}$ );
- $S$  = velocidade de soldagem, ( $mm.s^{-1}$ );
- $\eta$  = eficiência do processo de soldagem;

Os parâmetros de soldagem utilizados no trabalho estão descritos na tabela 2.

**Tabela 2- Parâmetros de soldagem utilizados (GTAW pulsado).**

Amostras	F (Hz)	$t_p$ (s)	$t_b$ (s)	$I_p$ (A)	$I_b$ (A)	Corrente média (A)	Velocidade de soldagem ( $mm.s^{-1}$ )	Energia de Soldagem Experimental ( $J.mm^{-1}$ )
CR	-	-	-	-	-	-	-	-
A0	0	-	-	-	-	72,85	$2,0 \pm 0,1$	388,02
A1	1	$0,67 \pm 0,01$	$0,33 \pm 0,01$	$80,0 \pm 1,5$	$24,0 \pm 1,5$	61,52	$2,0 \pm 0,1$	326,16
A2	2	$0,33 \pm 0,01$	$0,17 \pm 0,01$	$80,0 \pm 1,5$	$24,0 \pm 1,5$	61,30	$2,0 \pm 0,1$	320,07
A3	3	$0,22 \pm 0,01$	$0,11 \pm 0,01$	$80,0 \pm 1,5$	$24,0 \pm 1,5$	61,33	$2,0 \pm 0,1$	331,50
A4	4	$0,17 \pm 0,01$	$0,08 \pm 0,01$	$80,0 \pm 1,5$	$24,0 \pm 1,5$	61,33	$2,0 \pm 0,1$	334,27

<b>D0</b>	0	-	-	-	-	64,05	1,8 ± 0,1	383,94
<b>D1</b>	1	0,50 ± 0,01	0,50 ± 0,01	80,0 ± 1,5	24,0 ± 1,5	52,00	1,8 ± 0,1	323,52
<b>D2</b>	2	0,25 ± 0,01	0,25 ± 0,01	80,0 ± 1,5	24,0 ± 1,5	52,00	1,8 ± 0,1	323,66
<b>D3</b>	3	0,17 ± 0,01	0,17 ± 0,01	80,0 ± 1,5	24,0 ± 1,5	52,00	1,8 ± 0,1	328,40
<b>D4</b>	4	0,13 ± 0,01	0,13 ± 0,01	80,0 ± 1,5	24,0 ± 1,5	52,00	1,8 ± 0,1	319,87

O processo de soldagem GTAW utiliza um arco elétrico mantido entre um eletrodo não-consumível de tungstênio e a peça a soldar. O gás de proteção utilizado na soldagem foi o argônio com uma vazão próxima de 15 L/min. A figura 3 mostra a forma dos cordões de solda obtidos nas chapas.

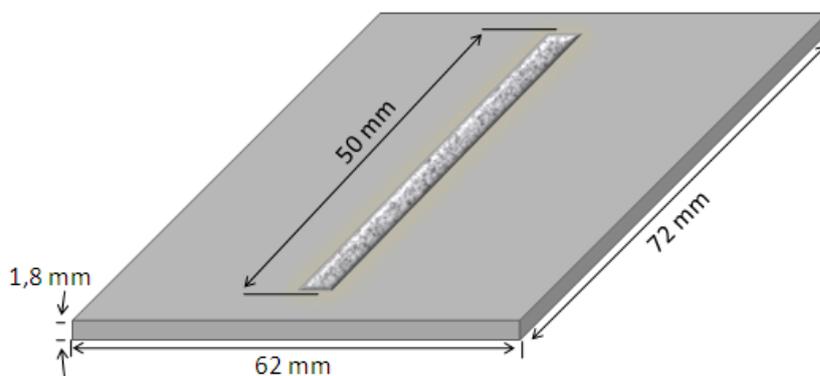


Figura 3- Esquema de uma chapa soldada

### Ensaio de corrosão

Para avaliar a susceptibilidade à corrosão intergranular foram realizados ensaios de reativação eletroquímica potenciodinâmica, na versão ciclo duplo (DL-EPR) utilizou-se um potenciostato digital Omnimetra do modelo PG-39 do laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais (TRICORRMAT) da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES). O mesmo equipamento foi utilizado para os ensaios de corrosão por pite. O sistema opera com três eletrodos: o eletrodo de trabalho (corpo-de-prova), um eletrodo de referência (eletrodo de calomelano saturado, SCE) e um contra-eletrodo (eletrodo de platina). A corrente imposta pelo potenciostato circula entre o eletrodo de trabalho e o eletrodo de platina.

Para os ensaios de corrosão DL-EPR, as amostras foram embutidas em resina polimérica ligadas a um fio para fechar circuito com o potenciostato e lixadas até #600. A área ensaiada manteve-se próxima de 0,2 cm<sup>2</sup>, a qual foi limitada com esmalte incolor para evitar a corrosão por frestas. Estes ensaios foram repetidos pelo menos três vezes e foram iniciados após o potencial de circuito aberto ter atingido um estado estacionário, que foi alcançado em um tempo de 30 min. Após estabilização do potencial, foi iniciada a varredura na direção anódica a uma taxa de 1 mV.s<sup>-1</sup> até um potencial de 0 mV (SCE). E então a varredura foi invertida na direção catódica, mantendo-se a mesma taxa de varredura, até o potencial de circuito aberto.

Para a realização dos ensaios DL-EPR foram adotadas em duas soluções distintas. Utilizando-se na primeira, uma solução contendo 2 mol/L  $H_2SO_4$  + 0,01 mol/L KSCN (SILVA, 2010), e para a segunda 2 mol/L  $H_2SO_4$  + 0,1mol/L KSCN. Esta segunda solução foi testada apenas nas amostras da série D e os resultados foram semelhantes ao da primeira solução. A resistência à corrosão intergranular foi avaliada a partir da razão  $I_r/I_a$  (grau de sensitização, GDS), onde  $I_a$  é a máxima corrente atingida na varredura anódica e  $I_r$  é a máxima corrente atingida na varredura no sentido catódico.

Após os ensaios DL-EPR as amostras foram levadas ao Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) do Laboratório de análise de Superfícies da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES), para se fazer uma análise da superfície ensaiada.

Para a avaliação de corrosão por pite, a norma ASTM G-61 foi consultada. Delimitou-se a área desejada com 0,2 cm<sup>2</sup>. A taxa de varredura utilizada neste ensaio foi a mesma utilizada no ensaio DL-EPR (1 mV.s<sup>-1</sup>). A varredura foi efetuada somente no sentido anódico, partindo-se do potencial de equilíbrio (potencial de circuito aberto) até ser atingida uma densidade de corrente de 1 mA.cm<sup>-2</sup>. A solução de 3,5% NaCl foi utilizada como eletrólito. Apenas as amostras da série D e o material como recebido (CR) foram ensaiados nesta solução para verificar se a solda apresentou uma redução ou um aumento em seu potencial de pite. As amostras foram lixadas até a lixa #1200.

### Fração volumétrica das fases

Para avaliação do percentual de fases foi utilizado o software *Image Tool*, figura 4. Uma ferramenta muito utilizada e facilmente encontrada na internet.

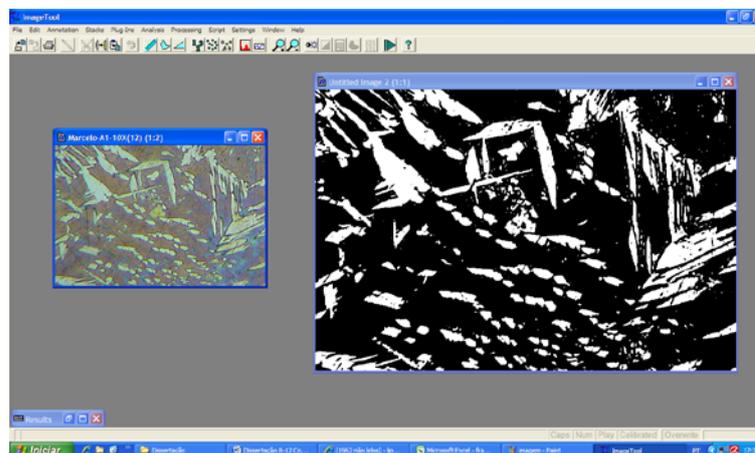


Figura 4 - Imagem do programa *Image Tool*.

### Microdureza

Foram feitos em cada amostra três perfis de microdureza transversais a solda, partindo-se do centro do cordão em direção ao metal base com carga de 100 g por 20 s. Para tal foi utilizado um microdurômetro marca Pantec modelo HXD – 1000TM. (Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais - UFES).

---

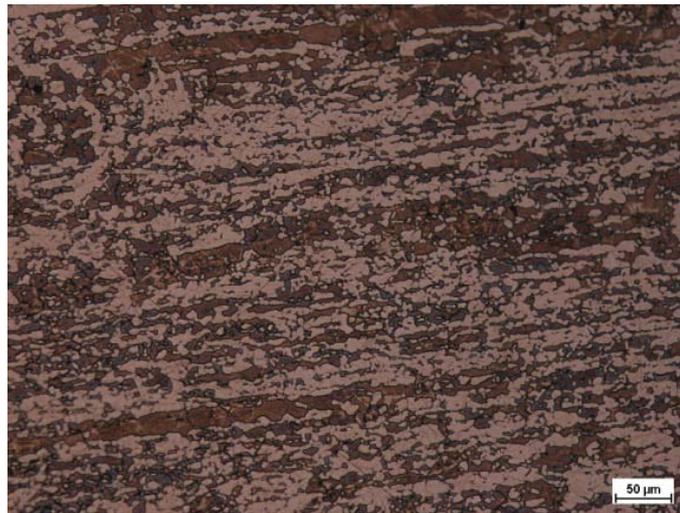
## Resultados e discussão

---

### Microscopia Ótica

- **Material como recebido (CR)**

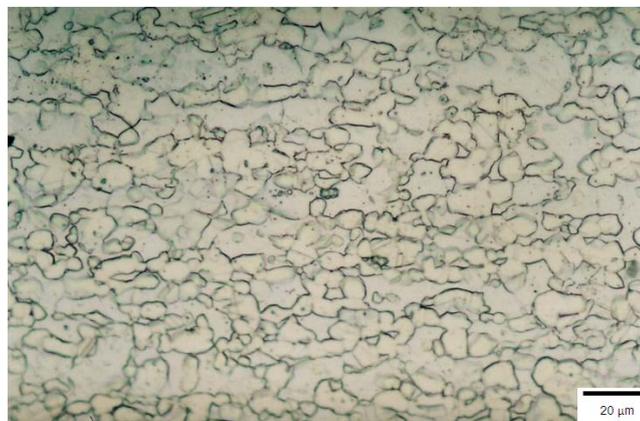
O material como recebido (CR) e as demais amostras foram atacadas com reagente de Behara para revelar a microestrutura. Com o ataque, a ferrita ( $\alpha$ ) apresentou uma coloração marrom e a austenita ( $\gamma$ ) ficou imune ao ataque, apresentando a coloração clara, figura 5.



**Figura 5 - Micrografia do CR; reagente de Behara**

Apesar da não detecção de fases deletérias no aço como recebido (CR), esse apresentou um grau de sensitização superior aos da zona fundida. Por outro lado apresentou um potencial de pite superior aos demais.

A figura 6 apresenta a micrografia do CR atacado eletroliticamente em solução de 10% de ácido oxálico. Neste ataque foi possível observar nos contornos de grão, os nitretos de cromo e/ou carbonetos eventualmente presentes.

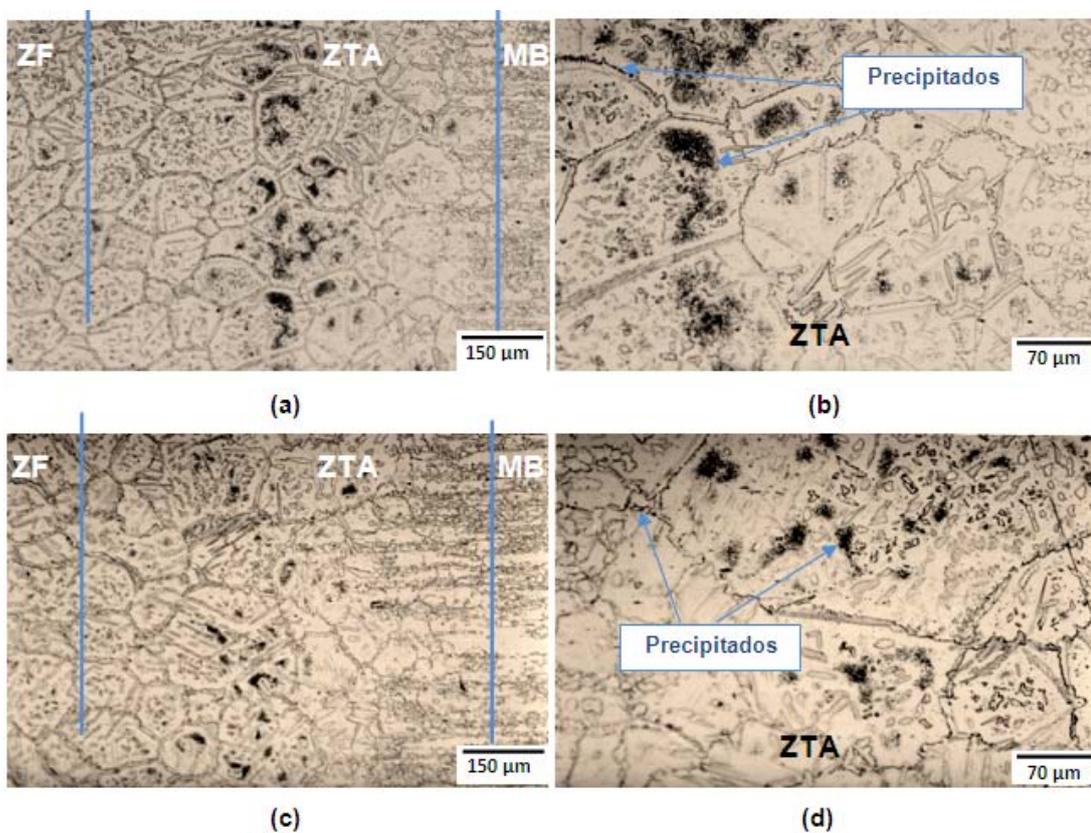


**Figura 6 - Micrografia do metal base ataque em ácido oxálico (10%)**

- **Amostras série A**

Foi possível visualizar que as amostras soldadas com corrente contínua pulsada apresentaram menor concentração de precipitados na ZTA. A figura 7 (a-d) mostra os nitretos precipitados nesta região nas amostras A0 e A4. A formação destes precipitados ocorreu principalmente no interior dos grãos ferríticos. Esse fato pode ter ocorrido devido à solubilidade do nitrogênio na ferrita ser muito inferior ao da austenita. Outro fator pode estar ligado com a taxa de resfriamento nesta região, onde a precipitação foi favorecida.

Outro ponto a ser colocado é a energia de soldagem que se manteve próxima de 330 J/mm para as amostras soldadas com corrente contínua pulsada e de 380 J/mm para a amostra soldada com corrente contínua (A0).



**Figura 7 - Ataque em ácido oxálico (10%) mostrando MB-ZTA-ZF; (a-b) Amostra A0; (c-d) Amostra A4**

A formação da Austenita de Widmanstätten foi observada em todas as condições de soldagem, dispostas mais ao centro do cordão de solda, figura 8.

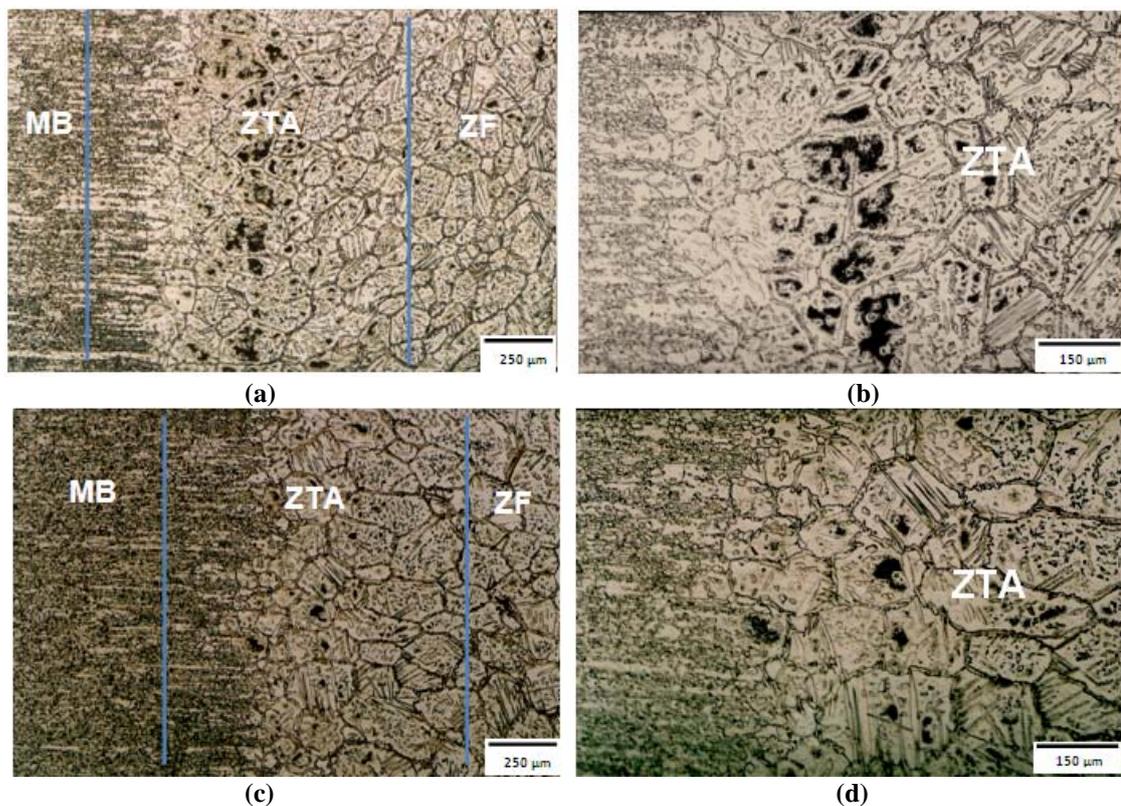


**Figura 8 - Austenita de Widmanstätten, amostra A1, região ZF, ataque eletrolítico em ácido oxálico (10%)**

Esse tipo de formação da austenita normalmente é encontrado em soldas de aços inoxidáveis duplex (MOURA, 2008; SILVA, 2010; TAN, 2011).

- **Amostras série D**

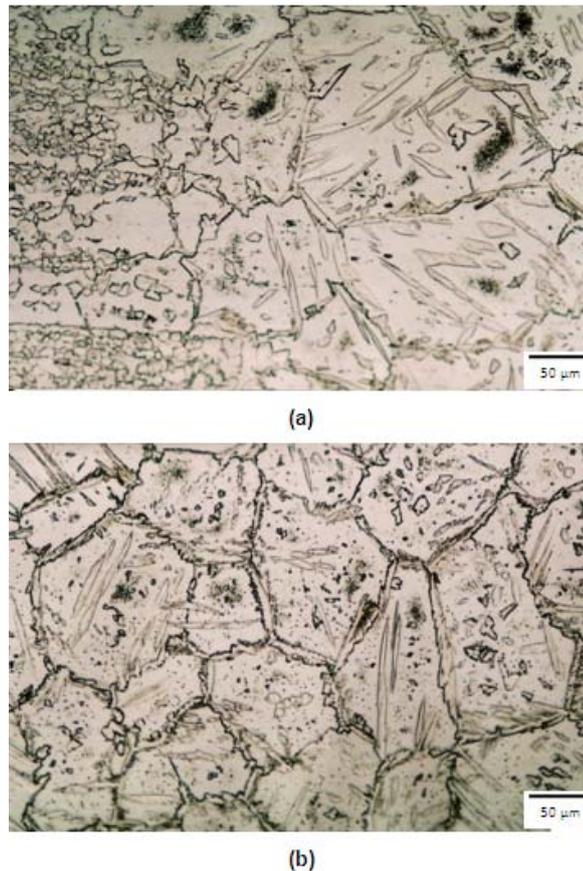
As amostras da série D apresentaram as mesmas características das amostras da série A. A figura 9 (a-d) apresenta as amostras D0 e D1 que foram soldadas com corrente contínua e com corrente pulsada com frequência de 1 Hz respectivamente. Uma maior energia de soldagem imposta na amostra D0 pode ter contribuído para uma maior formação de precipitados nesta região. As amostras soldadas com corrente pulsada apresentaram menor concentração destes precipitados.



**Figura 9 - Ataque em ácido oxálico (10%); (a-b) Amostra D0; (c-d) Amostra D1**

As manchas em preto apresentadas na figura foram os precipitados formados. No meio da zona fundida tais precipitados se concentraram nos contornos de grãos onde há fronteiras entre austenita-ferrita. Essas regiões são propícias a acontecerem esses tipos de precipitações o que favorece a uma maior susceptibilidade a corrosão intergranular.

Pode ser visto que na ZTA os precipitados encontram-se no interior dos grãos ferríticos e na ZF a precipitação acontece preferencialmente nos contornos de grãos (figura 10).



**Figura 10 - (a) Amostra D4, ataque 10% de ácido oxálico, a ZTA apresenta nitretos concentrados nos grãos de ferrita; (b) a ZF apresenta nitretos nos contornos de grão junto à austenita.**

### **Fração volumétrica das fases**

Foram calculadas as frações volumétricas das fases de cada amostra. O percentual volumétrico da fase ferrita contida no metal base e na região da zona fundida em função da condição do processo de soldagem esta representado na figura 11.

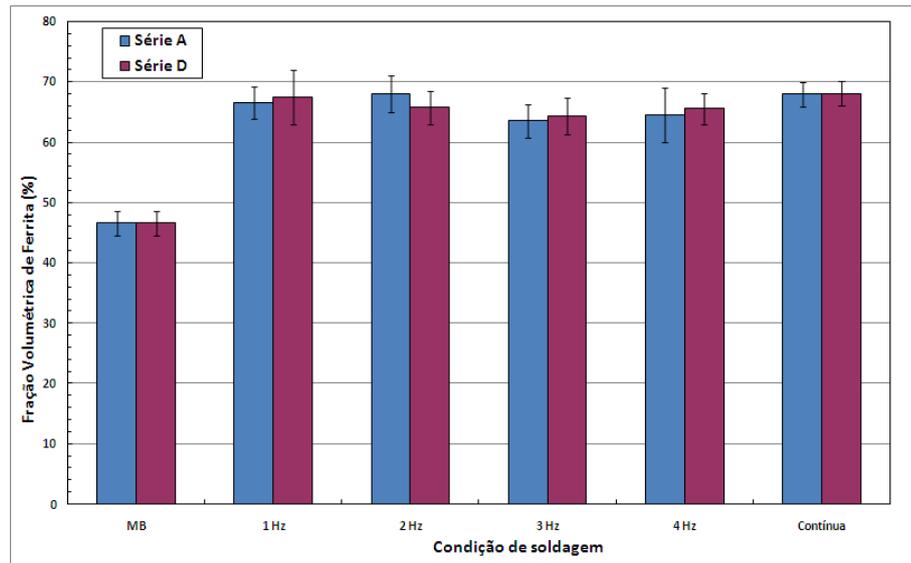


Figura 11 - Variação da fração volumétrica de ferrita com a frequência de pulso.

Observou-se um aumento da fração de ferrita após soldagem.

### Tamanho médio de grãos

A amostra D1 apresentou o maior tamanho médio de grão. Enquanto as outras amostras possuíram um mesmo tamanho médio de grãos considerando os seus desvios. As condições de soldagem das amostras D1, D2, D3 e D4 foram de 1 Hz, 2 Hz, 3 Hz e 4 Hz respectivamente. Já a amostra D0 foi soldada com corrente contínua. A figura 12 mostra o tamanho médio dos grãos das amostras soldadas.

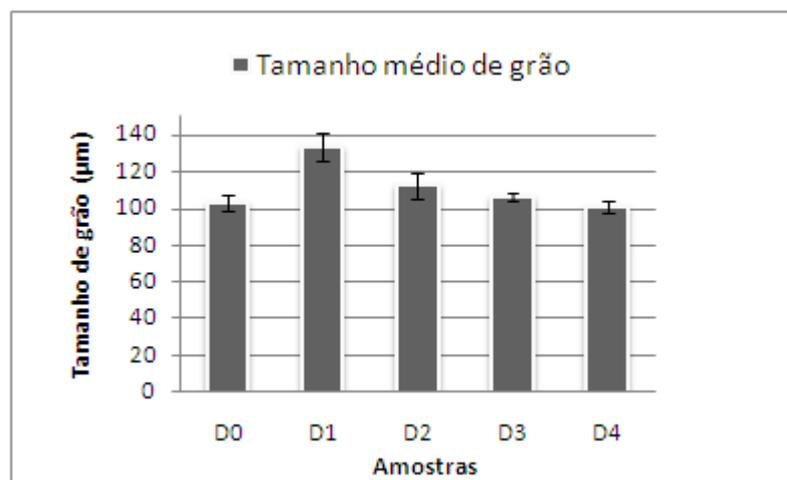


Figura 12 – Variação do tamanho médio dos grãos com a frequência.

É possível obter tamanhos de grãos iguais com a aplicação de energia de soldagem inferiores (amostra D4). Tal fato foi pôde ser observado pelas amostras D0 e D4 que tiveram tamanho médio de grãos iguais, mas foram soldadas com energias de soldagem diferentes.

A mostra D1 apresentou um maior tamanho médio de grão. Possivelmente maiores tempos de pulso e de base podem ter contribuído para o crescimento de grãos.

## Microdureza

Observou-se nos ensaios de microdureza Vickers que, tanto as amostras da série A quanto as da série D não apresentaram mudanças significativas nos valores de microdureza. O desbalanceamento da relação austenita/ferrita provocada pela soldagem não afetou a microdureza. A figura 13 (a-b) mostra o perfil do topo da solda feito do centro da solda até o metal base (MB).

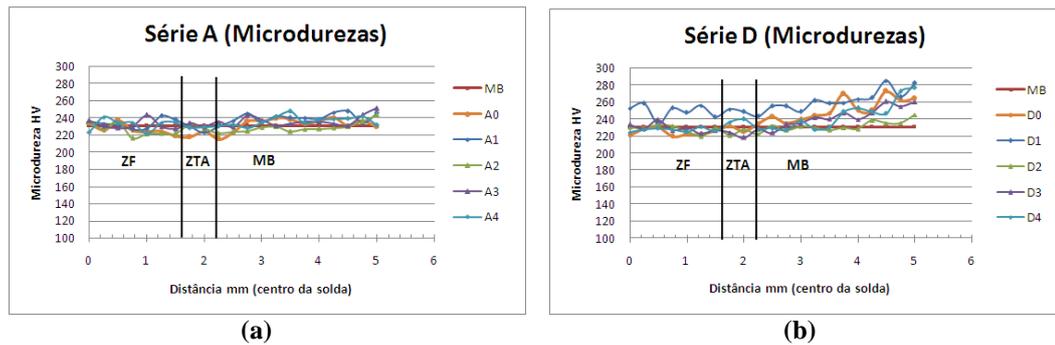


Figura 13 – Microdureza, (a) série A; (b) série D

## Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

- Material como recebido (CR)

A figura 14(a-b) mostra o material como recebido após ensaio de corrosão pelo método DL-EPR. A figura 14 (a-b) mostra a superfície da amostra CR ensaiada por cada solução utilizada neste trabalho.

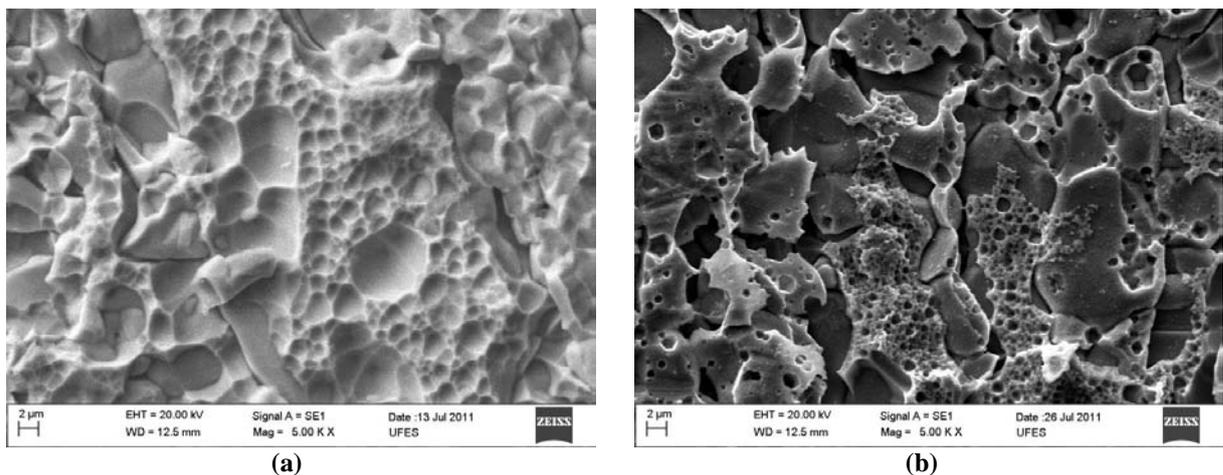
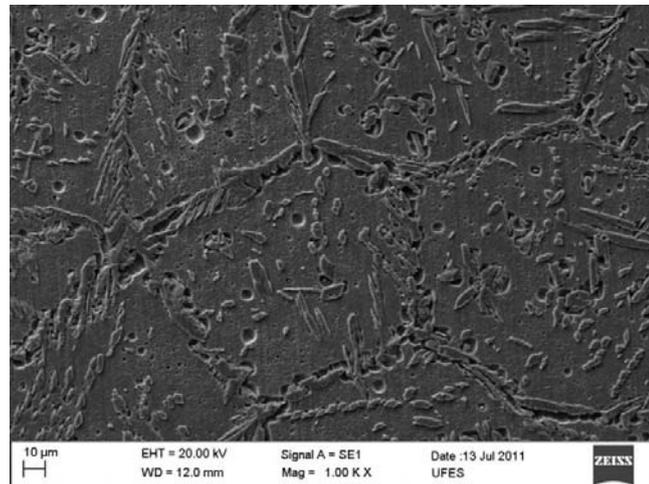


Figura 14 – Metal como recebido após ensaio DL-EPR; (a) solução 2 mol/L  $H_2SO_4$  + 0,01 mol/L KSCN; (b) solução 2 mol/L  $H_2SO_4$  + 0,1 mol/L KSCN

Notou-se que a segunda solução produziu uma maior agressividade. Esse fato ocorreu devido ao aumento da concentração de tiocianato de potássio (KSCN).

- **Amostras série A**

Nestas amostras apenas a solução com 2 mol/L  $\text{H}_2\text{SO}_4$  + 0,01 mol/L KSCN foi utilizada para os ensaios de corrosão pelo método DL-EPR. A amostra A4 (figura 15) mostra os contornos de grãos atacados, destacando a corrosão localizada que acontece em regiões empobrecidas em cromo. Houve o desprendimento de precipitados e da austenita alotriomorfa.

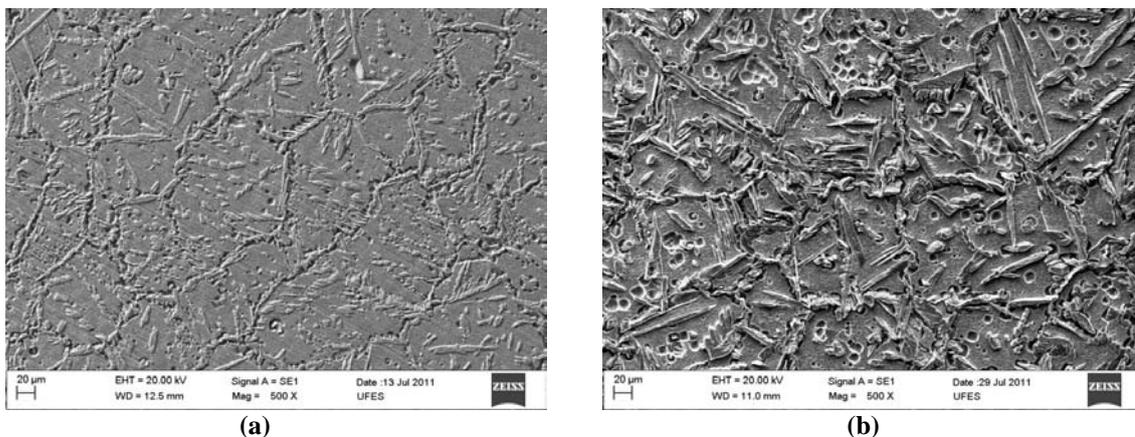


**Figura 15 – Amostra A4 após ensaio DL-EPR em solução 2 mol/L  $\text{H}_2\text{SO}_4$  + 0,01 mol/L KSCN**

Percebe-se um ataque acentuado nos contornos de grão na interface ferrita-austenita. Todas as amostras desta série apresentaram estas características.

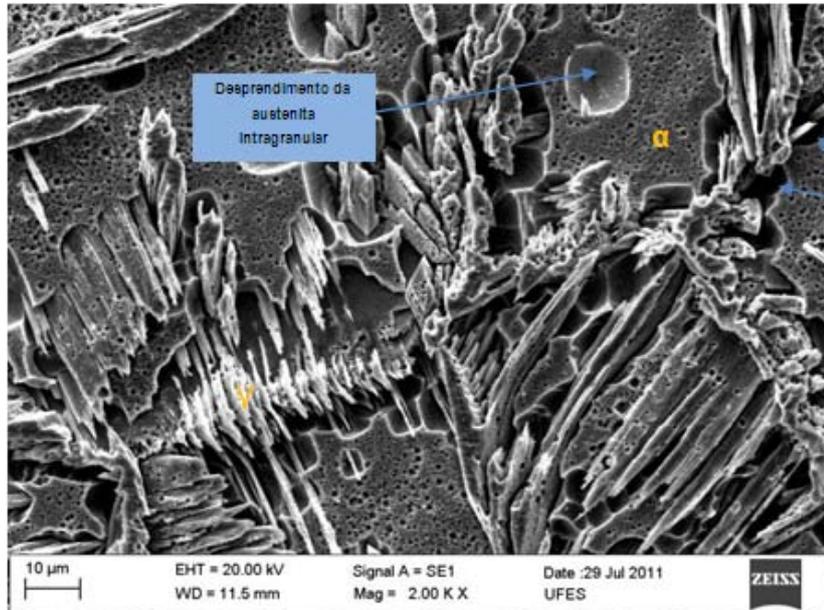
- **Amostras série D**

As amostras desta série foram ensaiadas em duas soluções. A figura 16 (a-b) apresenta a superfície da amostra D3 após ensaios DL-EPR. Ficou evidente uma maior corrosão da amostra quando ensaiada em solução de 2 mol/L  $\text{H}_2\text{SO}_4$  + 0,1 mol/L KSCN, o que também foi visto pelo ensaio realizado com a amostra CR.



**Figura 16 – Amostra D3 após ensaio DL-EPR: (a) em solução 2 mol/L  $\text{H}_2\text{SO}_4$  + 0,01 mol/L KSCN; (b) em solução 2 mol/L  $\text{H}_2\text{SO}_4$  + 0,1 mol/L KSCN.**

A solução com 0,1 mols/L KSCN foi mais agressiva e a austenita ficou mais exposta após o ensaio DL-EPR. Os grãos ferríticos foram atacados de forma mais severa. Nota-se que não somente os contornos dos grãos foram atacados, mas sim toda a superfície. A figura 17 mostra o ataque mais acentuado desta solução.



**Figura 17 – Amostra D1 após ensaio DL-EPR em solução 2 mol/L H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,1 mol/L KSCN**

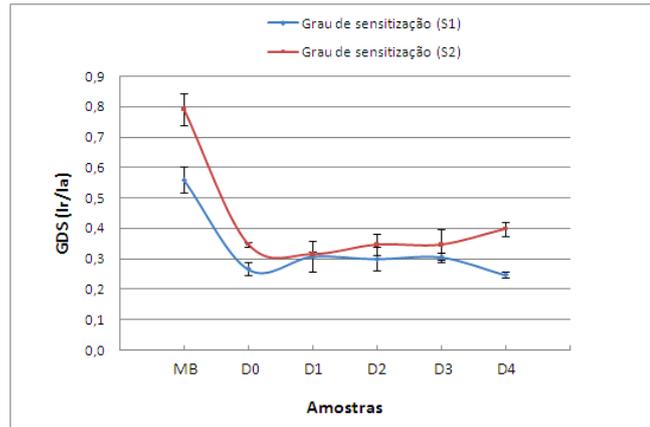
Precipitações de nitretos ricos em cromo deixam regiões ao seu entorno empobrecidas em cromo, regiões as quais foram atacadas fortemente. O desprendimento desses precipitados após o ensaio DL-EPR enfatizou a austenita presente na microestrutura, que apresentou em grande parte a forma de Widmanstätten, figura 17.

## Ensaio de corrosão

- **DL-EPR**

Os ensaios de corrosão pelo método DL-EPR apresentaram uma excelente correlação. Mesmo ensaiando em dois tipos de eletrólitos, o grau de sensitização não mudou significativamente com o aumento das frequências. O metal como recebido (CR) apresentou um GDS superior às soldas. A figura 18 mostra a comparação entre os ensaios das amostras da série D feitos nas duas soluções.

Visto um mesmo comportamento entre as curvas geradas pelos graus de sensitização na figura 18. Optou-se por adotar a solução que foi menos agressiva ao material, no caso a solução de 2 mol/L H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,01 mol/L KSCN para verificação de mudanças na resistência à corrosão intergranular entre as duas séries de amostras A e D, que foram soldadas com o *pulse on time* de 0,67 e 0,5 respectivamente.

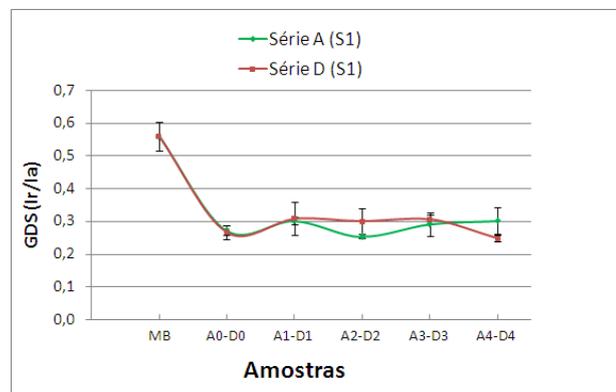


	MB	D0	D1	D2	D3	D4	
GDS	0,56	0,27	0,31	0,30	0,31	0,25	<b>Solução 1</b>
	0,79	0,35	0,32	0,35	0,35	0,40	<b>Solução 2</b>

**Figura 18 - Comparação dos graus de sensitização: S1 (2 mol/L H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,01 mol/L KSCN); S2 (2 mol/L H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,1 mol/L KSCN)**

As duas soluções mostraram-se eficientes e os ensaios DL-EPR evidenciaram que a resistência à corrosão intergranular das soldas foram superiores ao do metal como recebido.

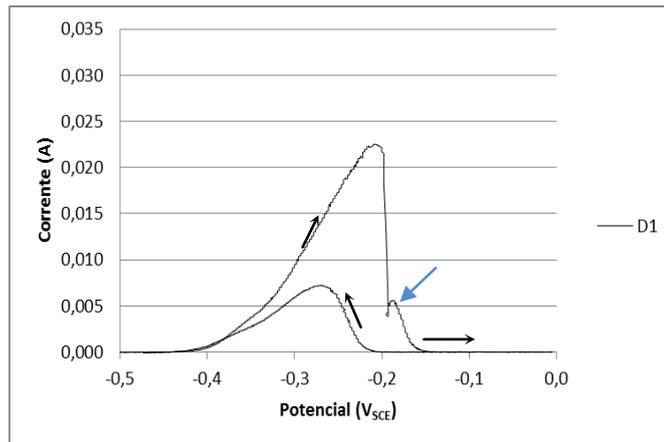
Comparando-se as séries A e D ensaiadas em solução de 2 mol/L H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,01 mol/L KSCN, percebe-se que os diferentes parâmetros de soldagem (*pulse on time*) não modificaram os valores do GDS (figura 19). As frequências de pulso no tempo, apesar de valores diferentes, não causaram modificações na resistência à corrosão intergranular.



**Figura 19 - Comparação do GDS para as duas séries ensaiadas em solução 2 mol/L H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,01 mol/L KSCN**

As amostras A0 e D0 mesmo contendo porcentagens de precipitados superiores na ZTA apresentaram resistência à corrosão intergranular semelhante às demais.

As curvas geradas nos ensaios DL-EPR foram uniformes e apresentaram características semelhantes. A presença de um segundo pico de corrente na varredura de ativação foi observado quando ensaiado na solução de 2 mol/L H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,1 mol/L KSCN (figura 20).



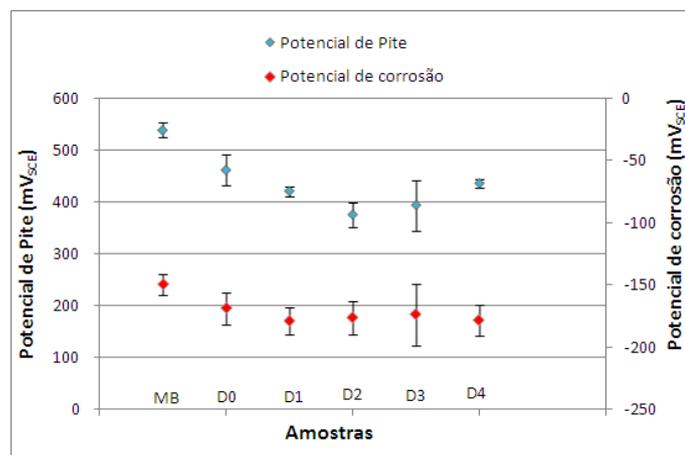
**Figura 20 – Curva do ensaio DL-EPR do aço UNS S32304 em solução de 2 mol/L  $H_2SO_4$  + 0,1 mol/L KSCN com taxa de varredura de  $1 \text{ mV}\cdot\text{s}^{-1}$**

Talvez esses picos possam estar relacionados com a dissolução da ferrita e austenita. Acredita-se que o segundo pico, destacado pela seta azul, possa estar relacionado com a austenita. Essa por sua vez, contém mais níquel e o pico relacionado a esta fase encontra-se em um potencial mais elevado (LASEK, 2010). Číhal (2007) correlacionaram à dissolução de uma fase rica em níquel (austenita) ou produto desta em um potencial mais nobre (mais positivo).

Foi observado que as amostras D0, D2, D3 e D4 também apresentaram um segundo pico de corrente em um mesmo potencial ( $-175 \text{ mV SCE}$ ), e que tais picos possuem valores de correntes próximos. Talvez tais valores possam estar relacionados com percentuais próximos de austenita contida na solda.

- **Potencial de Pite**

As soldas apresentaram uma redução considerável em sua resistência à corrosão por pites quando comparados ao material como recebido (CR). Os seus potenciais de pite apresentaram uma leve queda. Já os potenciais de corrosão não apresentaram mudanças significativas (figura 21).



**Figura 21 - Potenciais de pite e de corrosão em solução de 3,5% NaCl a 25 °C**

---

## Conclusões

---

- Pelas micrografias obtidas por MO e MEV, foi possível observar mudanças microestruturais na ZF e ZTA após soldagem, destacando-se a austenita que apresentou diferentes formas.
- O processo de soldagem GTAW pulsado provocou um aumento do percentual de fração volumétrica de ferrita na ZTA e ZF.
- Pelo ensaio DL-EPR foi possível observar que a ZF apresentou resistência à corrosão intergranular superior ao metal base.
- A variação da relação do pulso no tempo (*pulse on time*) entre as séries A e D, 0,67 e 0,5 respectivamente, não apresentou influência na resistência à corrosão intergranular.
- A variação da frequência de pulso (1 Hz a 4 Hz) não afetou o grau de sensitização.
- O processo de soldagem provocou uma perda da resistência à corrosão por pite em relação ao metal base.
- A redução da resistência à corrosão por pite se deve principalmente a precipitação de  $\text{Cr}_2\text{N}$ , gerando regiões empobrecidas em cromo, o que dá origem a pequenas regiões anódicas com maior propensão a este tipo de corrosão localizada.
- A amostra D2, com frequência de pulso de 2 Hz, apresentou a menor resistência à corrosão por pite.

---

## Referências bibliográficas

---

- (1) HAN, D.; et al. Influence of the microstructure and alloying element on the polarization behaviour within the crevice of UNS S32304 duplex stainless steel. **Corrosion Science**, 53, p. 3796–3804, 2011.
- (2) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). Standard practices for conducting cyclic potentiodynamic polarization measurements for localized corrosion susceptibility of iron, nickel or cobalt-based alloys.; G 61-86. p. 1-5, 1998.
- (3) YOUSEFIEH M.; SHAMANIAN, M.; SAATCHI, A. Optimization of the pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW) parameters for corrosion resistance of super duplex stainless steel (UNS S32760) welds using the Taguchi method. **Journal of Alloys and Compounds**, 509, p. 782–788, 2011.
- (4) GIRIDHARAN, P. K., MURUGAN, N. Optimization of pulsed GTA welding process parameters for the welding of AISI 304L stainless steel sheets. **Int J Adv Manuf Technol**, 40, p. 478–489, 2009.
- (5) SILVA, S.D. **Efeito do tratamento térmico pós-soldagem no comportamento em corrosão e nas propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex UNS S32304**. 2010. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2010.

- (6) MOURA, V.S. Influence of microstructure on the corrosion resistance of the duplex stainless steel UNS S31803. **Materials Characterization**, 59, p.1127–1132, 2008.
- (7) LASEK, S.; STRÍLKOVÁ, L.; ČÍHAL, V.; BLAHETOVÁ, M. Electrochemical testing of passivity state and corrosion resistance of Supermartensitic Stainless Steels. **Metabk**, 49(1), p. 23-27, 2010.
- (8) ČÍHAL, V.; BLAHETOVÁ, M.; KALABISOVÁ, E.; KRHUTOVÁ, Z.; LASEK, S. Applications of electrochemical polarization reactivation method: EPR test. **Journal of nuclear materials**, 2007.