

COMPORTAMENTO DO TAMANHO DE GRÃO NO CORDÃO DE SOLDA DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX BAIXA LIGA (UNS S32101) UTILIZANDO O PROCESSO TIG PULSADO¹

Erick Vargas Garcia²
 Sergio Duarte Brandt²

Resumo

A microestrutura e a composição química dos aços inoxidáveis duplex são responsáveis pela sua resistência mecânica e sua resistência à corrosão que, geralmente, é superior aos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos convencionais. A soldagem destes materiais causa tanto alteração de microestrutura como de composição química, que podem ser alteradas dependendo dos processos de soldagem, dos parâmetros de soldagem, da utilização ou não de metal de adição e da composição do gás de proteção, nos processos que utilizam proteção gasosa. No caso dos aços inoxidáveis duplex 'baixa liga', a solidificação é completamente ferrítica, podendo produzir tamanho de grão exagerado no metal de solda e na ZAC. O objetivo deste trabalho é de avaliar o efeito da frequência de pulsação do processo TIG autógeno na soldagem de aços inoxidáveis duplex 'baixa liga'. Foram soldadas chapas de aços duplex 'baixa liga' UNS S32101 (*lean duplex*), sem metal de adição e empregando-se argônio como gás de proteção. Foram feitas soldagens com o processo TIG, mantendo-se a energia de soldagem constante, de 340 J/mm, e variando-se a frequência de pulsação entre 1, 5, 10 e 20 Hz. As microestruturas resultantes tanto no metal de solda, região central e região sem mistura, bem como na zona afetada pelo calor foram caracterizadas através de microscopia óptica. Os resultados mostraram que, na soldagem autógena, independente de ter ou não a pulsação da corrente, ocorre um aumento no tamanho de grão da zona fundida devido à solidificação ferrítica deste aço. Comparando-se os resultados do tamanho de grão e da fração volumétrica de ferrita no metal de solda notou-se um aumento no tamanho de grão e na fração volumétrica da ferrita com o aumento da frequência de pulsação.

Palavras-chave: Aços inoxidáveis duplex; TIG; Soldabilidade de aços inoxidáveis duplex.

BEHAVIOR OF GRAIN SIZE IN THE WELD BEAD OF LEAN DUPLEX STAINLESS STEEL (UNS S32101) USING THE PULSED TIG PROCESS

Abstract

The microstructure and chemical composition of duplex stainless steel are responsible for their mechanical strength and corrosion resistance. The welding of these materials produces a change in the microstructure and chemical composition. These changes depend on: welding processes, welding parameters, the use or absence of filler metal and composition of shielding gas in processes that use shielding gas. In the case of lean duplex stainless steel the solidification is fully ferritic, which may produce an excessive grain size in the weld metal and in the heat affected zone (HAZ). The main goal of this paper is to evaluate the effect of pulse frequency in autogenous TIG welding process of lean duplex stainless steel. In this sense, plates of UNS S32101 lean duplex were welded without filler metal and using argon as shielding gas. The welds were made using the GTAW process, keeping the heat input constant at 340 J/mm and varying the pulse frequency between 1,5,10 and 20 Hz. The results showed that, independent of pulse frequency, grain growth in the fusion zone took place since this duplex stainless steel type has a ferritic solidification mode. Comparing the grain size and ferrite volumetric fraction in the weld bead, an increase in the mean value of grain size in the central region and unmixed region of weld beads was related to an increase of pulse frequency.

Key words: Duplex stainless steel; GTAW; Weldability of duplex stainless steel.

¹ Contribuição técnica ao 66º Congresso Anual da ABM, 18 a 22 de julho de 2011, São Paulo, SP, Brasil.

² Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo



1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex são compostos por uma matriz ferrítica e lamelas de austenita. Cada uma destas fases possui uma fração volumétrica de aproximadamente 50%.⁽¹⁾ Eles são produzidos por meio de um processo de decarbonetação pelo Ar e O₂, o qual permite ter um baixo teor de C e altos teores de Cr e Ni, com uma microestrutura balanceada de austenita e ferrita. Este microestrutura dos aços inoxidáveis duplex dá-lhes uma boa resistência à corrosão, especialmente a corrosão sob tensão e corrosão por pites. Além disso, apresenta o dobro de resistência mecânica que os aços inoxidáveis austeníticos tradicionais, tornando estes aços viáveis para aplicações que envolvam resistência mecânica e a corrosão.⁽²⁾

Nos últimos anos, devido ao incremento dos custos das matérias primas, em particular do níquel, os aços inoxidáveis duplex baixa liga, com teores baixos de Ni e Mo, foram introduzidas no mercado. Estes tipos de aços têm mostrado um grande potencial de aplicação, devido a seu elevado limite de escoamento e bom desempenho à corrosão localizada quando comparado com o aço inoxidável AISI 304. A redução do conteúdo de Ni é compensada por um aumento no teor de Mn e N, para estabilizar a fase austenítica na microestrutura duplex.⁽³⁻⁵⁾

Grande parte das aplicações atuais dos aços inoxidáveis duplex envolve algum processo de soldagem. Por este motivo, a soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex tem sido objeto de ampla investigação. Os aços inoxidáveis duplex modernos têm sido desenvolvidos para terem uma excelente soldabilidade e podem ser soldados pela maioria de processos de soldagem tais como TIG, MIG, ER, AS, AT e soldagem a plasma. No entanto, existem alguns cuidados que devem ser tomados durante a soldagem, para preservar as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão que estes materiais possuem e evitar a precipitação de fases intermetálicas, que se formam na faixa de temperatura entre 400°C e 1.200°C.^(6,7)

A metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis duplex é governada pela necessidade de manter uma boa relação entre os teores de ferrita e austenita. Os aços inoxidáveis duplex baixa liga solidificam como ferrita primária e são totalmente ferríticos no final da solidificação, isto é, no estado sólido. A transformação de ferrita para austenita ocorre no estado sólido, e depende da composição química do aço e da taxa de resfriamento. É essa transformação que determina a fração volumétrica da ferrita e da austenita e, conseqüentemente, a sua distribuição no metal de solda.⁽⁸⁾ A precipitação da austenita acontece na faixa de temperatura de 1.200°C a 800°C por nucleação e crescimento e segue uma curva de cinética em C. A transformação de ferrita para austenita nos aços duplex é muito similar à transformação de austenita para ferrita proeutetóide em aços carbono de baixa liga, com a austenita precipitando nos contornos de grão α/α e crescendo com uma morfologia de austenita de Widmanstätten no interior dos grãos. Subseqüentemente, a austenita também precipita como fase intragranular.^(9,10)

Durante a solidificação da poça de fusão, o crescimento epitaxial acontece a partir dos grãos de ferrita da zona parcialmente fundida, produzem uma estrutura colunar grosseira de grãos de ferrita na zona de fusão. Assim, o tamanho de grão da zona afeita pelo calor tem uma influencia direta na microestrutura a zona de fusão. Posteriormente, durante o resfriamento, ocorre a precipitação da austenita e as demais fases possíveis. A zona de fusão apresenta uma maior quantidade de austenita intragranular. Este fato pode ser explicado pela maior quantidade de inclusões na zona de fusão, facilitando a nucleação deste tipo de austenita.⁽¹¹⁾

A poça de fusão pode ser representada pela linha isotérmica da temperatura liquidus do material. A Figura 1 apresenta a relação entre a taxa de crescimento (R) e a velocidade de soldagem (v).

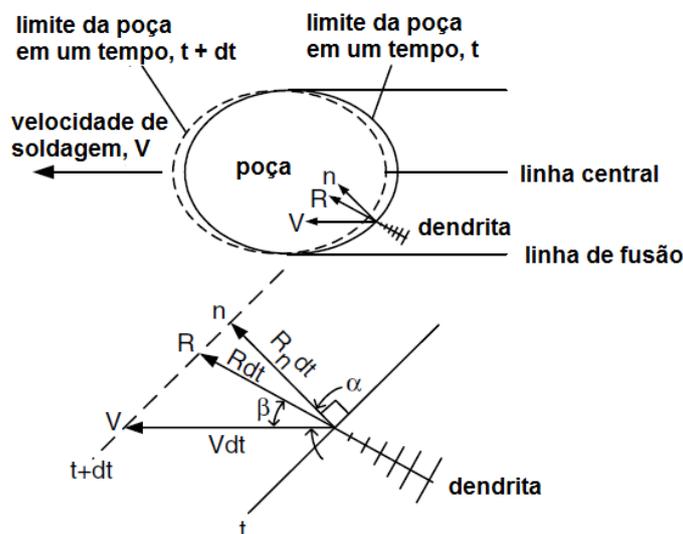


Figura 1. Diagrama da relação entre a taxa de crescimento (R) e a velocidade de soldagem (v).⁽¹²⁾

A relação geométrica entre a velocidade de solidificação (R) e a velocidade de soldagem (v) é dada por:

$$R = \frac{V \cos \alpha}{\cos(\alpha - \beta)} \quad (1)$$

Onde α é o ângulo entre a direção de soldagem e a normal ao limite da poça de fusão e β é o ângulo entre a direção de soldagem e a direção de crescimento da dendrita ($\langle 100 \rangle$ em materiais como uma estrutura cristalina CFC e CCC). Quando a diferença entre os ângulos α e β é zero, a equação é expressa da seguinte maneira:

$$R = V \cos \alpha \quad (2)$$

Quando o ângulo α é igual a 0° na linha central da poça de fusão, a taxa de solidificação é máxima, por outro lado quando o ângulo α é igual a 90° na linha de fusão, a taxa de solidificação é mínima.

A energia de soldagem também exerce uma forte influência no desenvolvimento microestrutural da ZAC pelo qual tem uma influência direta com a poça de fusão. Uma energia de soldagem muito elevada promove a transferência de grande quantidade de calor à junta e, conseqüentemente, provoca baixas velocidades de resfriamento. Esta condição favorece a precipitação de austenita e o equilíbrio microestrutural, porém, fases prejudiciais ao desempenho da solda podem precipitar. Por outro lado uma energia de soldagem muito reduzida transfere apenas pequenas quantidades de calor à junta, resultando em elevadas velocidades de resfriamento, neste caso, a precipitação de fases secundárias indesejáveis é suprimida, entretanto, as frações ideais de austenita não são atingidas e a microestrutura duplex fica desbalanceada.⁽¹³⁾

Na zona fundida podem-se utilizar mecanismos para reduzir o tamanho dos grãos colunares através de diferentes técnicas de refino. Dentre estas técnicas cita-se: nucleação heterogênea através de fragmentos sólidos de dendritas ou de inoculantes exógenos; alteração do superesfriamento constitucional e/ou renucleação durante a solidificação.⁽¹²⁾

O objetivo deste trabalho é de avaliar o efeito da frequência de pulsação do processo TIG autógeno na soldagem de aços inoxidáveis duplex “baixa liga” UNS S32304, analisando sua microestrutura tanto do ponto de vista da fração volumétrica da ferrita e do tamanho de grão da zona fundida.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Consumíveis

A chapa de aço inoxidável duplex UNS S 32101 com 6x200x290 mm de dimensões foi soldada com cinco cordões sob chapa, cada um de 145 mm de comprimento e diferentes frequências de pulsação. A Tabela 1 fornece a composição química da chapa utilizada.

Tabela 1 Composição química do aço inoxidável duplex baixa liga

Designação UNS	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu
S 32101	0,021	0,66	4,86	0,021	0,002	21,27	1,64	0,21	0,213	0,24

O processo de soldagem utilizado foi o processo TIG autógeno, com o argônio como gás de proteção. A Tabela 2 apresenta os parâmetros de soldagem utilizados neste trabalho.

Tabela 2 - Parâmetros iniciais de soldagem utilizadas

Parâmetros	Valores
Tensão de arco	10 V
Corrente média	80 A
Velocidade de soldagem	2,345 mm/s
Energia de soldagem	341 J/mm
Vazão do gás de proteção	15 l/min.

Os parâmetros de soldagem com corrente pulsada foram calculados utilizando-se tempo de base igual ao tempo de pico e corrente de base de 20 A e corrente de pico igual a 140 A, mantendo-se a energia de soldagem constante. A frequência de pulsação igual a zero corresponde ao ensaio de corrente contínua não pulsada e de corrente igual a 80 A. Os ensaios foram realizados após a regulagem dos parâmetros de soldagem e do dispositivo mecanizado para o deslocamento da tocha de soldagem. A Tabela 3 apresenta os parâmetros de soldagem para as diferentes frequências.

Tabela 3 – Parâmetros de soldagem calculados para cada frequência utilizada

Frequência de pulsação (Hz)	Tempo de base t_b (s)	Tempo de pico t_p (s)	Corrente de base I_b (A)	Corrente de pico I_p (A)	Corrente média de soldagem (A)	Energia de soldagem* (J/mm)
1	0,5	0,5	20	140	80	341
5	0,1	0,1				
10	0,05	0,05				
20	0,025	0,025				

Equação para cálculo da energia de soldagem:

$$E = \frac{V \cdot (I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b)}{v \cdot (t_p + t_b)}$$

Para realizar o análise microestrutural dos cordões de solda da chapa do aço inoxidável duplex de baixa liga estudado neste trabalho, foram cortadas pequenas seções dos cordões de solda, montadas ao quente em baquelite e lixadas com lixas de diferentes granulometrias, iniciando-se com a lixa 180, variando o numero de granulometria até atingir a lixa 1.000.

Posterior ao lixamento as amostras dos cordões de solda da chapa do aço inoxidável duplex UNS S32101 foram submetidas ao polimento manual com pastas de diamante na sequência 6 μm , 3 μm e 1 μm . Em seguida foi realizado um polimento automático usando uma suspensão coloidal de sílica, com tamanho médio de partícula de 0,06 μm . Finalmente foi realizado o ataque eletrolítico utilizando hidróxido de sódio (NaOH). A metalografia quantitativa foi empregada para avaliar a fração volumétrica de ferrita e o tamanho de grão na zona fundida dos corpos de prova soldados na região do cordão de solda. Os cordões foram divididos em cinco áreas iguais para medida da fração volumétrica da ferrita e também do tamanho de grão, que foi realizado segundo a norma ASTM E112.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Tamanho de Grão na Zona Fundida

A Figura 2 mostra a variação do tamanho de grão da ferrita em função da largura normalizada do centro do cordão de solda para os corpos de prova soldados com as frequências de pulsação de 1 Hz, 5 Hz, 10 Hz e 20 Hz e para o corpo-de-prova soldado sem pulsação. A largura normalizada foi calculada levando-se em conta a divisão de cada cordão em cinco áreas, com diferentes larguras conforme os parâmetros de soldagem. Adotou-se, por exemplo, o valor 0,2 para a primeira área. As áreas subsequentes foram obtidas somando-se 0,2 para cada área.

Analisando a Figura 2 nota-se que o tamanho de grão é maior na região central do cordão de solda. Este comportamento pode ser explicado pela razão G/R, que é proporcional à velocidade de soldagem. No centro do cordão de solda, o gradiente térmico é menor que na margem do cordão, e a velocidade de solidificação é maior. Neste caso, o centro do cordão de solda tende para o crescimento colunar e consequentemente este apresenta um maior tamanho de grão.

Segundo a literatura o aumento de frequência de pulsação no processo TIG deveria gerar um refino de grão na microestrutura das soldas como resultado da fragmentação de dendritas, durante o processo de fusão e solidificação da poça de fusão, a variação de temperaturas que ocorre na frente de solidificação devido ao efeito da corrente pulsada pode refundir e quebrar os braços dendríticos. Além disso, a ação mecânica da turbulência da poça de fusão pode trazer para o frente da

solidificação fragmentos de dendritas, as quais podem crescer, interrompendo o crescimento colunar.

Porem, este processo de refino de grão não foi observado na chapa soldada, provavelmente devido aos tempos de base e pico utilizados na soldagem. Segundo Kou⁽¹²⁾ para que as dendritas fragmentadas formem novos grãos estas devem sobreviver à temperatura na poça de fusão. Em este trabalho foi utilizada uma relação $t_p/t_b=1$, a qual pode ter influenciado na refusão das dendritas causando sua dissolução total ou parcial, provocando um maior crescimento colunar devido à ausência ou diminuição dos fragmentos de dendritas. Isto poderia mostrar que relação do tempo de pico e tempo de base tem maior importância.

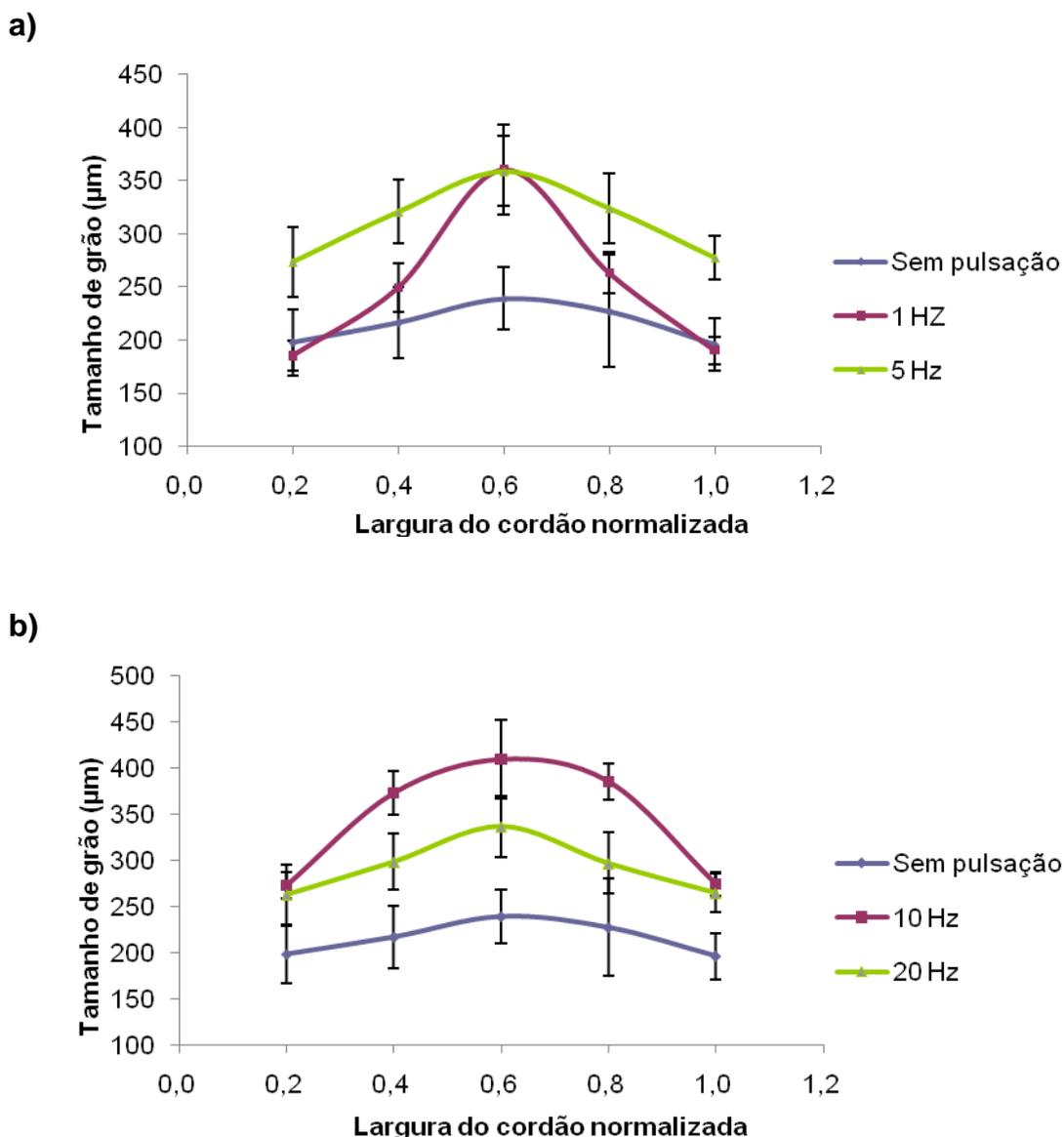


Figura 2. Variação do tamanho de grão em função da largura normalizada do cordão de solda da chapa UNS S32101. Em (a) comparação entre o tamanho de grão sem pulsação e com frequências de 1 Hz e 5 Hz; em (b) comparação entre o tamanho de grão sem pulsação e com frequências de 10 Hz e 20 Hz.

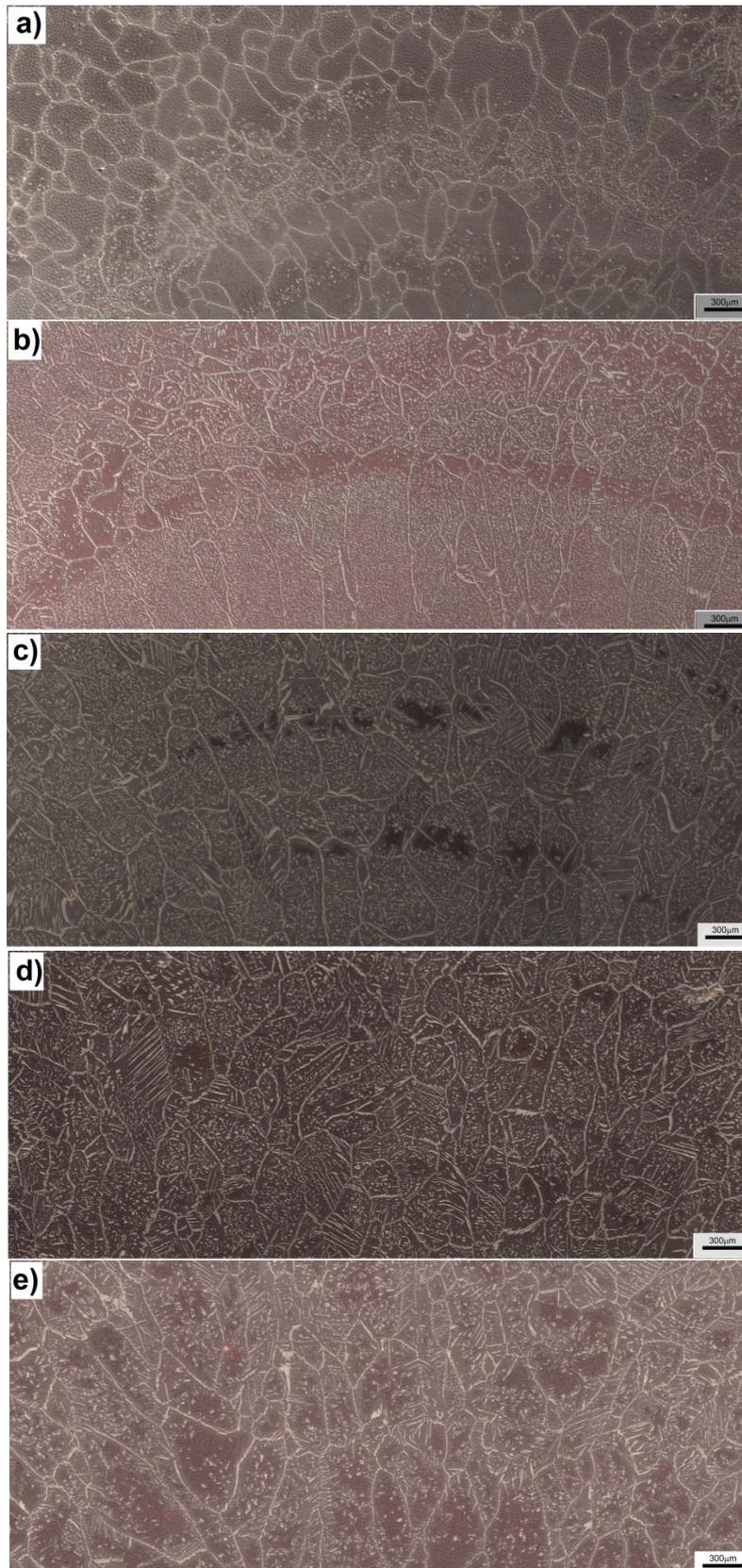


Figura 3. Microestruturas do corpo de prova da vista de topo da zona fundida dos cordões de solda para a) sem pulsação, b) 1 Hz, c) 5 Hz, d) 10 Hz, e) 20 Hz. Aumento de 50x.

3.2 Fração Volumétrica de Ferrita no Cordão de Solda

O teor de ferrita do metal de base na condição como-recebido foi medido por ferritoscópio, obtendo-se um valor de $(47,6 \pm 1,5)\%$. A Tabela 4 apresenta o teor de ferrita para cada cordão de solda como diferentes frequências de pulsação e sem pulsação. A partir destes resultados foi construída a Figura 4, apresenta a variação do teor de ferrita em função da frequência de pulsação, para as mesmas cinco regiões onde foram medidos os tamanhos de grão.

Tabela 4. Teor de ferrita para diferentes frequências de pulsação da corrente e sem pulsação

	% de Ferrita
Sem pulsação	$72,72 \pm 1,55$
Frequência de pulsação (Hz)	
1	$68,67 \pm 2,43$
5	$75,01 \pm 2,35$
10	$76,57 \pm 1,39$
20	$74,29 \pm 1,13$

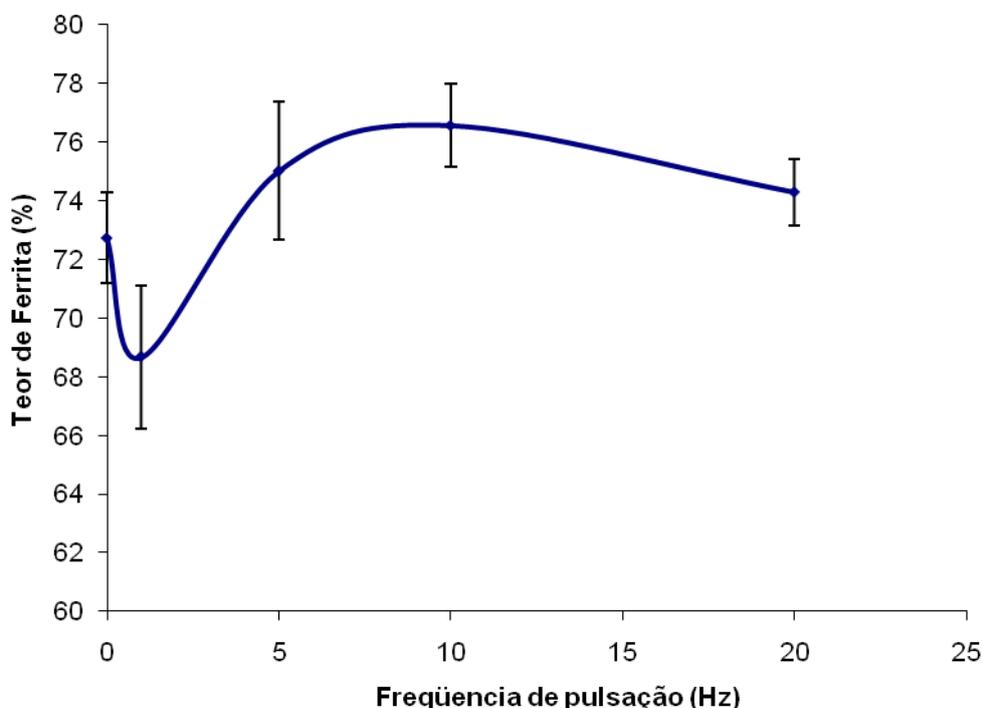


Figura 4. Variação do teor de ferrita em função da frequência de pulsação.

Como podemos observar na Figura 4 o teor de ferrita aumenta segundo o incremento da frequência de pulsação, isto pode ser explicado por crescimento de grão no cordão de solda, o qual diminuirá os contornos de grão, sendo assim a precipitação de austenita será interrompida e o teor de ferrita aumentará. Além disso no interior de grão existe o superesfriamento que é função do tamanho de grão. Quanto maior o grão, maior o superesfriamento para ocorrer a transformação de fase, o qual pode ser associado este efeito com a velocidade de resfriamento dos cordões de solda.



Observa-se na Figura 3 que a austenita precipita nos contornos de grão com uma morfologia alotrimórfica, como placas laterais de Widmastättem e como austenita intragranular nos subcontornos de grão, sendo esta última precipitada preferencialmente em tamanhos de grãos maiores como é o caso do tamanho de grão soldado com frequência de pulsação de 5 Hz e 10 Hz e em inclusões como alumínio. Este alto teor de ferrita nos cordões de solda poderia ser explicado devido a que na soldagem autógena dos aços inoxidáveis duplex pode ocorrer a perda de nitrogênio, o qual é um forte estabilizador da austenita, esta perda ocorre através da poça de fusão para a atmosfera, mudando a composição química a qual tem uma influência na microestrutura do metal de solda.

4 CONCLUSÕES

Tendo em vista as técnicas experimentais utilizadas pode-se concluir que:

- a) O tamanho de grão na zona fundida do aço inoxidável duplex UNS S32101 aumenta conforme o aumento da frequência de pulsação, provavelmente devido ao fenômeno de renucleação, que é facilitado quando se aumenta a frequência de pulsação, devido à relação de tempo pico e tempo base (t_p/t_b).
- b) A fração volumétrica da ferrita também tende a variar conforme a frequência de pulsação. Este resultado está associado ao tamanho de grão da zona fundida e à velocidade de resfriamento do cordão de solda

Agradecimentos

Os autores gostariam agradecer à empresa Outokumpu pela doação da chapa de aço inoxidável duplex UNS S32101 e a empresa Lincoln Electric do Brasil pela realização do corpos-de-prova, através dos srs. Antonio Cordeiro Souza e ao técnico Diego dos Reis Souza, Alexander Hincapie Ramirez pela ajuda na realização dos corpos de prova e a Rafael Rocha Maia, técnico do laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP.

REFERÊNCIAS

- 1 BRANDI, S. D.; LONDOÑO, A, J, R. Precipitation of intermetallic phases and chromium nitride in simulated multipass HAZ of duplex and super-duplex stainless steel. In International Conference Duplex Stainless Steels 97, Maastricht-The Netherlands, 1997. **Proceedings**. The Netherlands, KCI, 1997, p. 405 - 410.
- 2 OLSSON, J, SNIS, M. Duplex – A new generation of stainless steels for desalination plants. **Desalination**, v. 205, p. 104 – 113, 2007.
- 3 DENG, B.; JIANG, Y.; XU, J.; SUN, T.; GAO, J.; ZHANG, L.; ZHANG, W.; LI, J. Application of the modified electrochemical potentiodynamic reactivation method to detect susceptibility to intergranular corrosion of a newly developed lean duplex stainless steel LDX2101. **Corrosion Science**, v. 52, p. 969 – 977, 2010
- 4 ZHANG, L.; ZHANG, W.; JIANG, Y.; DENG, B.; SUN, D.; LI, J. Influence of annealing treatment on the corrosion resistance of lean duplex stainless steel 2101. **Electrochimica Acta**, v. 54, p. 5387– 5392, 2009.
- 5 ZHANG, L.; JIANG, Y.; DENG, B.; ZHANG, W.; XU, J.; LI, L. Effect of aging on the corrosion resistance of 2101 lean duplex stainless steel. **Materials Characterization**, v. 60, p.1522 -1528, 2009.
- 6 CAPELLO, E.; CHIARELLO, P.; PREVITALI, B.; VEDANI, M. Laser welding and surface treatment of a 22Cr 5Ni 3Mo duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 351, p. 334-343, 2009.



- 7 O'Brien, R. L. Gas Tungsten Arc Welding. **Welding Handbook - Welding Processes**, Vol. 2, 8th Edition. American Welding Society, Miami, p. 74 - 99, 1992.
- 8 LIPPOLD, J.; KOTECKI, D. Welding metallurgy and weldability of stainless steels, Pages 153-264. 2005.
- 9 PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L Phase Transformation and Microstructure. In: Armas, I. A.; Moreuil, S. D. **Duplex Stainless Steel**. London: Jhon Wiley & Sons, Inc, 2009. p. 115 – 139.
- 10 OHMORI, Y.; NAKAI, K.; OHTSUBO, H.; ISSHIKI, Y. Mechanism of Widmanstätten austenite formation in a δ/γ duplex phase stainless steel. **ISIJ International** (Japan), v. 35, p. 969-975, 1995.
- 11 LONDOÑO, A, J, R. **Estudo da Precipitação de Nitreto de Cromo e Fase Sigma por Simulação Térmica da Zona Afetada pelo Calor na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex**. Dissertação (Mestrado). Departamento de Eng. Metalúrgica da Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil, 151p, 1997(11)
- 12 KOU, S. "Welding Metallurgy", p145-167, John Wiley & Sons; 2002.
- 13 FEDELE, R. A. **Influência da energia de soldagem no desempenho da zona fundida de soldas multipasse de aços inoxidáveis duplex**. Dissertação (Mestrado). Departamento de Eng. Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, São Paulo, Brasil, 179p, 2001