

DESENVOLVIMENTO DE PROCEDIMENTO DE PEAQUECIMENTO NA SOLDAGEM DE LIGAS DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E SUPERDUPLEX

Lucas Mirandola Coelho, lucasmcoelho7@gmail.com¹

Murilo Henrique Gonçallo Nascimento, murilo_henrique.gn@hotmail.com¹

Francisco Antônio Fortes Borges, francisco.borges@docente.unicv.edu.cv¹

Marcelo Camargo Severo de Macêdo, mcamargo0207@gmail.com¹

Temístocles de Sousa Luz, temistocles.luz@ufes.br¹

¹Universidade Federal do Espírito Santo, Av. Fernando Ferrari, 514 - Goiabeiras, Vitória - ES, 29075-073

Resumo: Estudos recentes demonstram que o preaquecimento de chapas de aço inoxidável duplex permite um controle mais eficiente do balanço de fases, proporcionando desta forma, melhores características da região soldada. Isso porque o preaquecimento diminui a taxa de resfriamento do metal soldado, favorecendo a formação da austenita e contribuindo para o balanço de fases que caracteriza o aço em questão. Nesse sentido, desenvolveu-se um dispositivo de preaquecimento do material utilizando o princípio do efeito Joule e com aquisição das temperaturas por um banco de termopares assistidos pelo software Labview. O processo de soldagem TIG autógeno foi realizado em chapas expostas a temperatura ambiente ou preaquecidas a 200°C e 300°C. Posteriormente, a microestrutura obtida na zona fundida para cada uma das três condições foi caracterizada por microscopia ótica para se avaliar o balanço de fases. Foi observado que o aumento da temperatura de preaquecimento favoreceu a formação da austenita e consequente melhoria no balanço entre as duas fases que caracteriza os aços inoxidáveis duplex.

Palavras-chave: Aço Inoxidável Duplex, Soldagem, Preaquecimento, Balanço de Fase

1. INTRODUÇÃO

A severa corrosividade dos meios encontrados nas indústrias químicas, petroquímicas, de celulose, alimentícia dentre outras, faz surgir a necessidade da utilização de ligas que combinem elevada resistência à corrosão com elevada resistência mecânica. Nesse contexto, os aços inoxidáveis duplex surgem como alternativa para viabilizar processos industriais, já que estes atendem aos requisitos citados por possuírem um balanço entre as frações volumétricas das fases ferrita (α) e austenita (γ) próximo de um.

Segundo Ha *et al.* (2014) e Tan *et al.* (2009) a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex depende tanto de sua composição química global quanto da resistência à corrosão por pites de cada uma das fases α e γ , que pode ser avaliada pelo número equivalente de resistência a pites (PREN). O PREN é uma função dos elementos de liga que influenciam a resistência à corrosão e estes são Cr, Mo, W, Mn e N. Entre os elementos, Cr, Mo e W são os estabilizadores de fase α , e Mn e N são os da fase γ . As fases α e γ são enriquecidas com seus estabilizadores, respectivamente, assim, os valores PREN das duas fases tornam-se diferentes. Além disso, a mudança nas frações volumétricas das fases constituintes determina o enriquecimento e / ou a diluição de seus estabilizadores. Isso quer dizer que o aumento da fração volumétrica da fase α , por exemplo, diminui o PREN desta, já que o Cr, Mo e W diluem-se na fase.

Deste modo, existe a possibilidade de que as boas características das ligas duplex sejam prejudicadas na região soldada, principalmente em função do desequilíbrio quantitativo das fases em relação ao metal base (Wang *et al.* (2006)). Segundo Garfias-Mesias *et al.* (1996) existem regiões específicas favoráveis para a formação de pites, sendo a ferrita um sítio preferencial. Assim um balanço entre as fases α e γ em torno de 1 tenderá a reduzir a possibilidade de ocorrer corrosão.

Durante a soldagem, há um desbalanceamento entre as quantidades de fases α e γ e a razão dita ideal não é reestabelecida de imediato, pois as taxas de resfriamento são elevadas o suficiente para impedir que ocorra formação da fase γ . Em contrapartida, a amenização das taxas de resfriamento permite que a curva de temperatura permaneça por maior tempo na região de formação da fase γ , como observado na Fig. 1. Além disso, pode ocorrer a precipitação de fases deletérias, ricas em cromo, deixando as regiões próximas empobrecidas desse elemento, o que favorece a corrosão do aço.

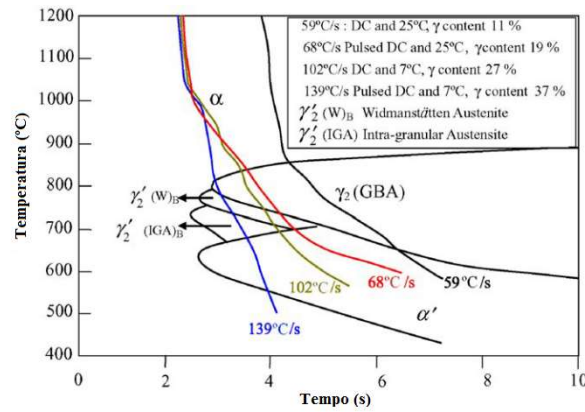


Figura 1. Ilustração retratando a cinética de transformação de fase e a interação da curva de resfriamento de uma solda de aço inoxidável duplex conforme Wang et. al (2006).

Nitretos de cromo, por exemplo, podem se precipitar no interior do grão ferrítico após a realização de um processo de soldagem. Se o teor de ferrita for alto, na zona fundida e na zona termicamente afetada, por estarem sujeitas a rápidas taxas de resfriamentos, acentuada precipitação de nitreto pode ocorrer, devido ao fato do nitrogênio ter baixa solubilidade na ferrita e pouco tempo de se difundir para austenita (Horvath *et al.* (1998)). Em muitos casos esses nitretos são ricos em cromo e, como consequência podem provocar uma redução da resistência à corrosão segundo Lippold *et al.* (2005).

A austenita secundária se forma a partir da ferrita primária, como pode ser observado nas Figuras 1, 2(a) e 2(b), e sua fração volumétrica dependerá do tempo de permanência na região da isoterma de estabilização da mesma. A morfologia também depende da taxa de resfriamento, como pode ser visto na Fig. 1 (Wang *et al.* (2006)) e na Fig. 2(b) (Muthupandi *et al.*, 2005). Dentre os fatores que influenciam diretamente a formação da austenita bem como a precipitação de fases deletérias, o ciclo térmico e a composição química são dos mais proeminentes durante a soldagem (Gunn *et al.* (2003)), e essa formação atua não só no balanço entre as fases austenita e ferrita como na resistência à corrosão, como citado anteriormente (Fig. 2(b)). Nos estudos preliminares de Santos *et al.* (2016), o uso do pré-aquecimento favoreceu a formação da fase austenítica, gerando um efeito significativo em termos de resistência à corrosão, tomando como base os resultados obtidos pela técnica eletroquímica de DL-EPR que mede o grau de sensitização. O procedimento utilizado, no entanto, consistia no aquecimento indireto da região a ser soldada, o que demandou um tempo muito elevado para atingir o nível de temperatura, além de dificultar o controle da mesma.

Os procedimentos para o controle do balanço das fases, no entanto, quando se trata de união por soldagem, tornam-se complexos ou em muitos casos, impraticáveis. Seria necessário estabelecer um controle do fluxo de calor de tal modo que na faixa de formação austenítica houvesse mais tempo de permanência, sem, contudo, que o tempo de permanência não seja excessivo na região de formação de fases deletérias. Levando em consideração o estado bidimensional do fluxo de calor para chapas finas, essas condições, a princípio podem ser estabelecidas através de um preaquecimento, desde que este não atinja os níveis de temperatura em que a precipitação de fases deletérias aconteça. Com isso, acredita-se que possa se controlar, através desse preaquecimento, a fração volumétrica de ferrita e austenita, minimizando os problemas das regiões soldadas de aço inoxidável duplex de espessura fina.

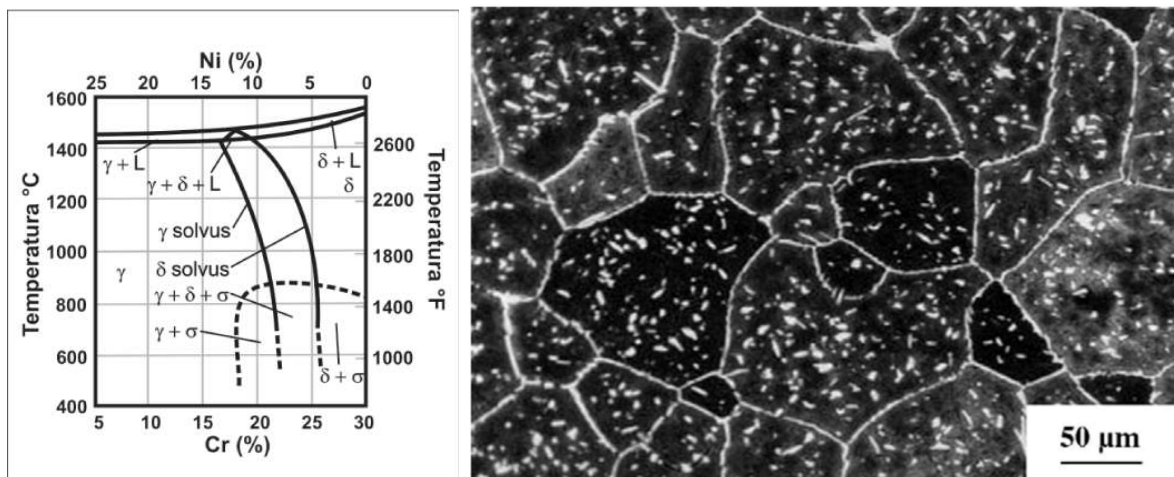


Figura 2. (a) Diagrama Pseudobinário da liga Fe-Cr-Ni (Lippold & Kotecki, 2005), (b) Microestrutura da zona fundida de uma solda autógena com alta taxa de resfriamento (Muthupandi et al., 2005).

Segundo os estudos de Wang *et al.* (2006), o controle do fluxo de calor na soldagem durante o resfriamento da região soldada, promoverá melhorias no balanço de fase. Com base nisso, foi desenvolvido o mecanismo de preaquecimento de chapas através do efeito Joule, onde, pela passagem de corrente na região a ser unida, tem-se o aquecimento localizado, que com o devido controle, este poderá gerar um patamar de temperatura de preaquecimento específico. O preaquecimento utilizado é de processo direto, sendo mais rápido do que o indireto. Para um melhor estudo foram realizados ensaios sob três condições: soldagem sem preaquecimento, com preaquecimento a 200 °C e com preaquecimento a 300 °C. O intuito primário é o controle do fluxo de calor durante o resfriamento, dentro da região acima de 800 °C, região passível de formação da austenita.

2. MATERIAIS E MÉTODOS UTILIZADOS

No que se refere a soldagem de chapas finas, o processo mais comumente aplicado é o processo TIG (Tungsten Inert Gas), o qual utiliza-se de um eletrodo de tungstênio (W) para a manutenção do arco, juntamente com o gás de proteção. No caso do estudo, a soldagem de chapas finas (inferior de 2,0 mm), tal processo torna-se o de melhor custo benefício. Levando em consideração o uso do material em questão, especificamente no caso, utilizado na indústria de petróleo e gás, o material normalmente é soldado e submetido à deformação plástica, necessitando assim de diversas propriedades, como é o caso da resistência mecânica e tenacidade, segundo Oliveira & Luz *et al.* (2013), além da resistência à corrosão.

No processo em campo, estabelece-se normalmente o controle energético para a execução da união, nesse contexto, buscou-se o uso de um sistema direto de aquecimento, com um circuito secundário de corrente, evitando um aquecimento indireto.

Foram utilizadas duas fontes de soldagem, uma foi usada para pré-aquecer a chapa, sendo configurado um circuito auxiliar. Deste modo, uma fonte de soldagem em paralelo com a chapa de aço é acionada até que a temperatura desejada seja atingida em seguida ao desligamento da mesma se inicia o processo de soldagem sendo utilizada uma segunda fonte. Quanto a fixação da chapa e para configurá-la como uma resistência elétrica no circuito auxiliar foi desenvolvido um protótipo, onde os bornes provenientes das fontes são instalados. Num primeiro instante, tomando como referência o trabalho de Santos *et al.* (2016), para os testes foram estabelecidas as temperaturas de preaquecimento 200°C e 300°C.

Tomando como referência o trabalho de Santos *et al.* (2016), verificou-se a eficiência do procedimento de aquecimento. Com base nos dados apresentados em sua Dissertação, o tempo médio demandado para o aquecimento foi superior a 12 minutos (Fig. 3). Especificamente, para o nível de temperatura utilizada para o preaquecimento, os tempos demandados foram de 12 e 17 min. Utilizando o método aqui estabelecido (efeito Joule), esses tempos reduziram drasticamente.

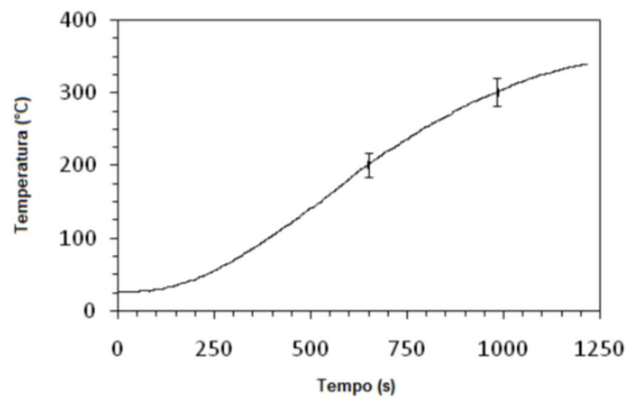


Figura 3. Curva de aquecimento, utilizando um procedimento indireto. (Santos *et al.* (2016))

Antes de iniciar os ensaios nas chapas que de fato foram utilizadas para a análise, foram realizados testes primários para o estabelecimento de um padrão de sinal para o aquecimento por efeito Joule. Com o auxílio de uma fonte de soldagem no modo corrente constante, configurada para a corrente de curto-circuito, foram realizados uma série de ensaios preliminares a fim de se definir o nível de corrente compatível com a geometria dos corpos de prova utilizados. Para a chapa teste de 72 mm x 72 mm x 1,8 mm, foi utilizada uma corrente de 300 A, com a variação do tempo de incidência variando para o nível de pré-aquecimento desejado. Utilizou se uma corrente de 300 A, para atingir as temperaturas de 200°C e 300°C.

Para realizar a aferição da temperatura da chapa, garantindo um gradiente mais uniforme em toda a extensão da mesma, foi utilizado um conjunto de termopares tipo K durante o processo de preaquecimento.

Configurados a fonte de soldagem que auxiliou no preaquecimento, a fonte utilizada na soldagem e o conjunto de termopares, se deram inicio os ensaios de fato.

Descrição do dispositivo:

- Apoios de alumínio: função de apoio e contato elétrico para a chapa;
- Fixadoras de alumínio: fixação da chapa no dispositivo;

- Placa de Celeron: isolamento do dispositivo;
- Chapa: aço inoxidável duplex UNS S32304 (72 x 72 x 1.8) mm;
- Mangueira: função de admissão do gás de purga.

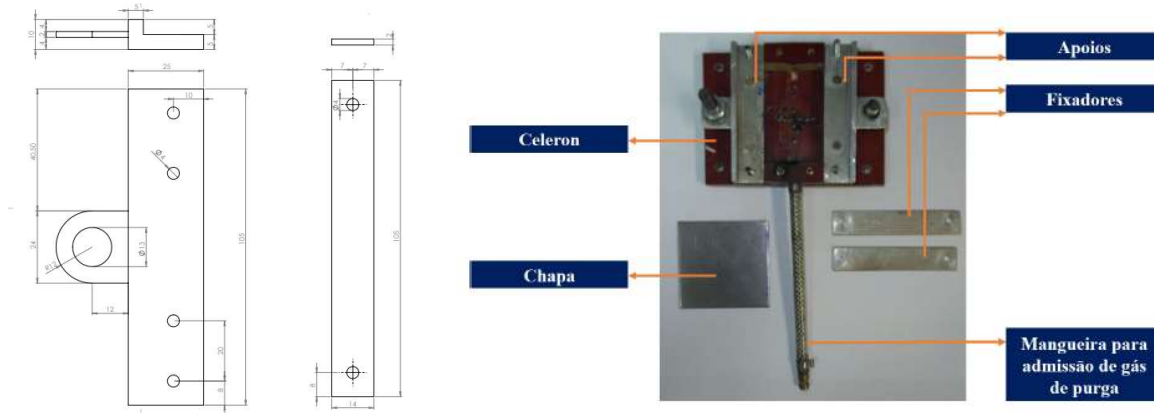


Figura 4. Protótipo do dispositivo para o preaquecimento das amostras.

Para cada condição foram fixados termopares em 7 regiões da chapa, tomando como base de referência um ponto sob a linha da solda. Nesse caso, o ponto medido não seria a zona fundida, uma vez que se optou por uma soldagem autôgena, sem a penetração total. De um modo geral, haverá uma diferença nas isothermas medidas, no entanto, tal diferença nos mostrará o efeito do preaquecimento.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Comparando a Fig. 3 com a Fig. 5 que traz os resultados obtidos com o efeito Joule, nota-se que os tempos para atingir a temperatura de pré-aquecimento desejada reduziram-se para valores inferiores aos que ocorreram nos experimentos de Santos *et al.* (2016). Levando em consideração a curva apresentada, a relação é de aproximadamente 1°C por segundo. Logo, para experimentos com temperatura de preaquecimento na ordem de 200 °C, o tempo demandado foi na ordem de 3,5 minutos, contra 12 minutos no aquecimento indireto, enquanto para a temperatura de preaquecimento de 300 °C foi de aproximadamente 5,6 minutos, abaixo dos 17 minutos do aquecimento indireto. Levando isso em consideração, o calor tenderá a ficar bem mais concentrado para o início do processo de soldagem, permitindo que a taxa de resfriamento seja menor, propiciando maior tempo da solda em regiões de precipitação da austenita, melhorando o balanço das fases, como pode ser observado no trabalho de Wang *et al.* (2006) na Fig. 1.

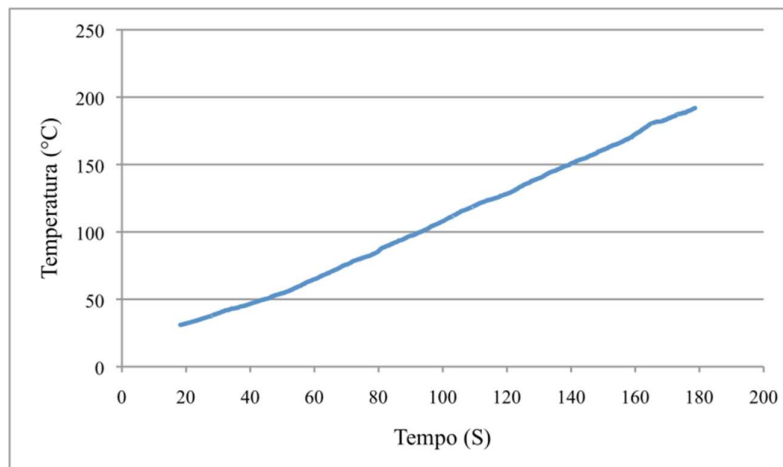


Figura 5. Rampa de aquecimento utilizando o dispositivo de aquecimento por efeito Joule.

A região de interesse, no entanto, ainda se estabelece na zona fundida, o que, diretamente dificulta a análise térmica em virtude das temperaturas experimentadas por essa região. A avaliação indireta pela região adjacente permite identificar um padrão desse resfriamento. A disposição dos termopares na região adjacente a zona fundida possibilitou a observação do fenômeno da variação na taxa de resfriamento. Na Fig. 6, é observado o comportamento do resfriamento nas três

condições de preaquecimento. Nota-se o quão distintas se apresentam essas taxas. Nota-se ainda o processo de aquecimento, onde a taxa de aquecimento é praticamente linear, como mostrado na Fig.5.

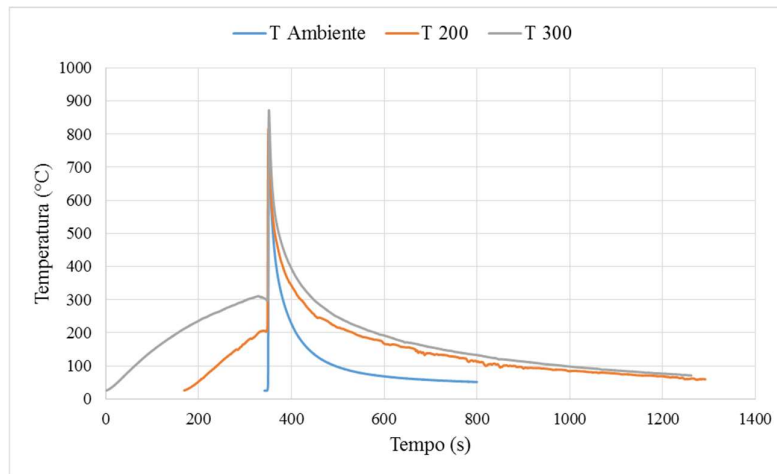


Figura 6. Curvas de resfriamento para os termopares colocados na região sob a linha de fusão.

Tendo em vista a Fig. 7, expande-se o campo para a observação da taxa de resfriamento. Nota-se que o preaquecimento causa uma mudança no comportamento do resfriamento. Embora a região aqui apresentada não esteja na região de interesse (superior a 800 °C), é notado que a princípio, que, estabelecendo-se uma isoterma, o tempo de permanência acima desta, se estende quando o preaquecimento é imposto.

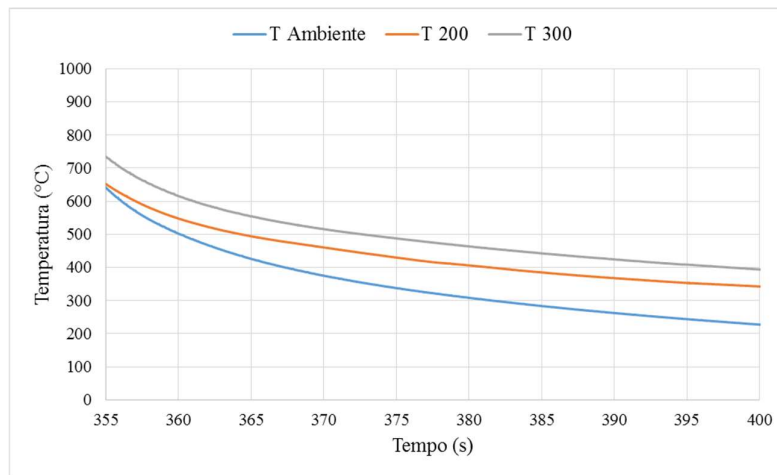


Figura 7. Comportamento da temperatura com o tempo em três condições de preaquecimento

Quando se observa o perfil de fusão para os experimentos realizados, nota-se que o uso de preaquecimento gera uma região maior de fusão Fig. 8(b) e 8(c). Isso se dá pela maior incidência de energia no processo. É esperado de antemão esse efeito. Quando se insere uma temperatura de 200°C observa-se não só o volume da zona fundida, como também o formato desta, sendo, certamente, gerada pelo maior fator de convecção da zona fundida. De antemão também já é notado uma mudança na morfologia da austenita. Embora se mantenha a estrutura colunar, característica da região soldada, observa-se uma austenita bem mais distribuída, com grãos menos alinhados.

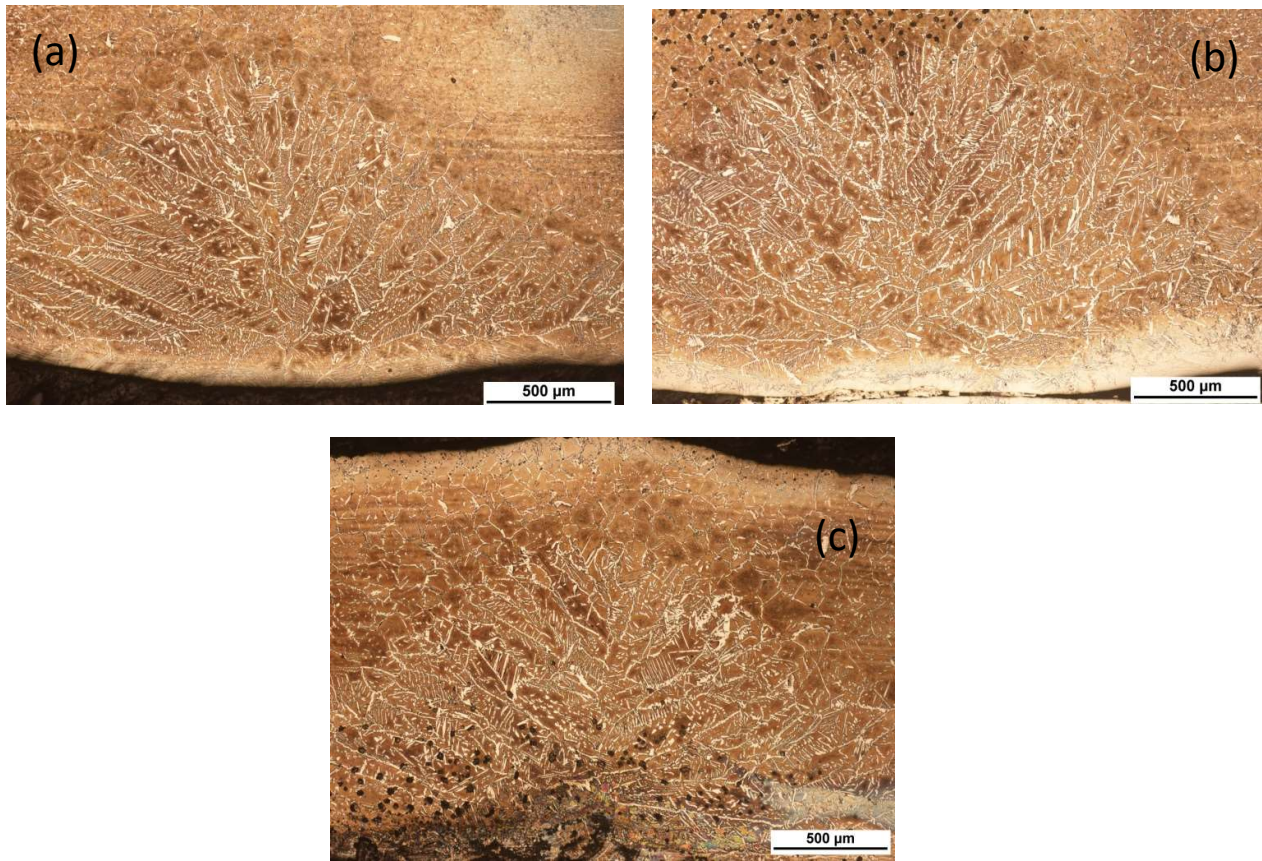


Figura 8. Efeito do preaquecimento sobre a região fundida. (a) zona fundida para soldagem realizada à temperatura ambiente, (b) zona fundida para soldagem realizada com preaquecimento de 200°C, (c) zona fundida para soldagem realizada com preaquecimento 300°C.

Observando com mais detalhes a zona fundida, a Fig. 9 retrata essa região para as três condições analisadas (temperatura ambiente, preaquecimento de 200°C e 300°C, respectivamente). Embora tênue, nota-se uma diferença entre as três condições. Na condição sem preaquecimento, como mostrado anteriormente, além da formação colunar em função do gás de proteção ($\text{Ar} + \text{N}_2$), é possível a formação de austenita secundária, como verificado por Bhatt *et al.* (1999). Embora tal efeito de desenvolvimento colunar esteja pronunciado, a formação de austenita secundária sofre algumas mudanças morfológicas, podendo ser observado na Fig. 9(c) um crescimento diferenciado dessa formação. A morfologia de Widmanstätten é a mais observada na formação de austenita secundária, certamente função do fluxo de calor. Com o aumento do calor na região, em função do preaquecimento, esse fluxo tende a ser mais tênue como exemplificado na Fig. 1 o que possibilita outras morfologias.

Outro ponto que se deve atenção é o fato de o fluxo de calor mais tênue permitir, além da mudança morfológica, o crescimento e, por conseguinte, melhorar o balanço das fases. Isso poderá manter, além das propriedades mecânicas da liga, também minimizar os efeitos nocivos do desequilíbrio quantitativo das fases quanto à resistência à corrosão.

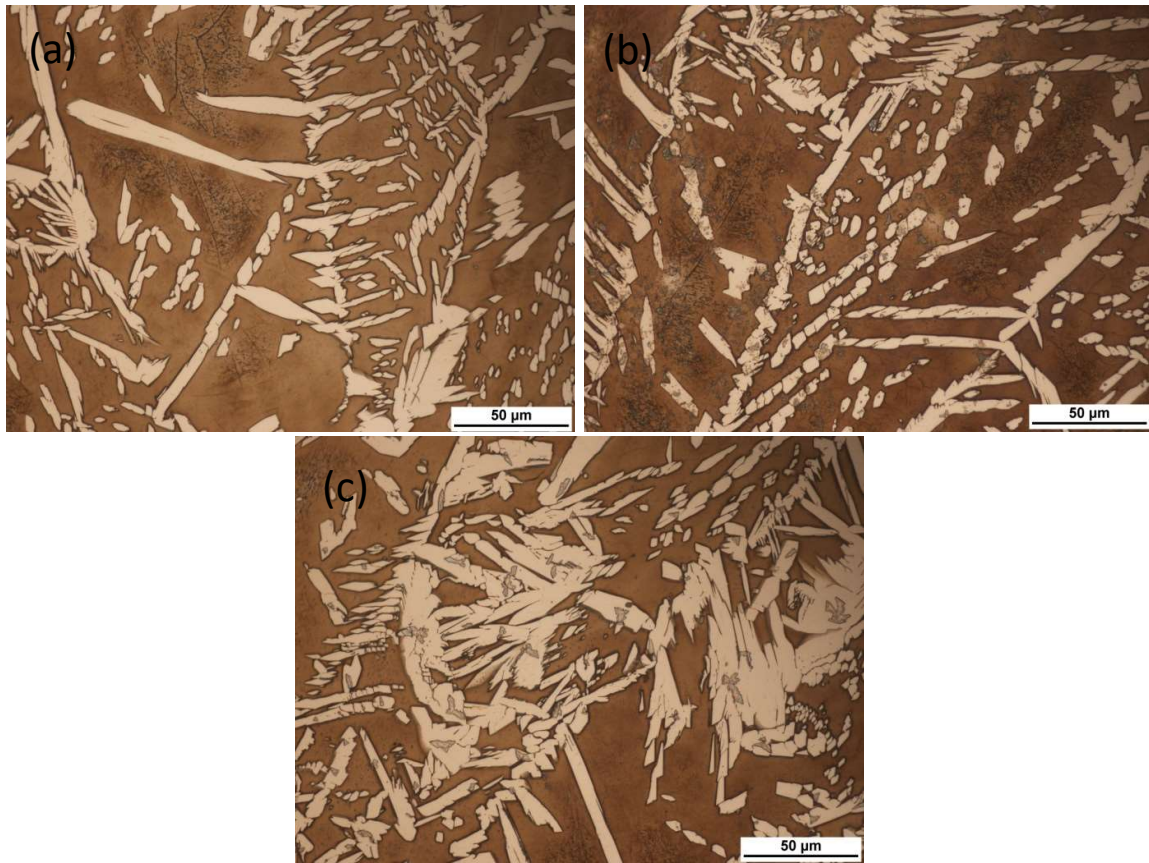


Figura 9. Microestrutura da região fundida para as três condições de análise. (a) microestrutura da zona fundida para soldagem realizada à temperatura ambiente, (b) microestrutura da zona fundida para soldagem realizada com preaquecimento de 200°C, (c) microestrutura da zona fundida para soldagem realizada com preaquecimento 300°C.

A soldagem aliada ao preaquecimento controlado permite que as taxas de resfriamento sejam amenizadas, o que favorece a formação da austenita e melhora o balanço de fases característico do aço inoxidável duplex, como exposto por Wang *et al.* (2006) e Santos *et al.* (2016). De acordo com esses trabalhos e com os resultados obtidos com o dispositivo de preaquecimento direto (tab. 1), nota-se que o aumento progressivo da temperatura limite de preaquecimento favorece a formação da austenita.

Segundo Santos *et al.* (2016), a soldagem com preaquecimento de 300 °C favoreceu o aumento da formação de austenita, o que não foi tão pronunciado nas outras duas condições de soldagem. Os resultados obtidos com o preaquecimento direto quando comparados aos do preaquecimento indireto apresentam semelhança nesse aspecto. Logo, o dispositivo de preaquecimento direto apresentou uma repetibilidade satisfatória.

Tabela 1. Percentual de fases da região fundida para as três condições de análise.

Fase	Condição de Soldagem		
	Sem Preaquecimento	Preaquecimento de 200 °C	Preaquecimento de 300 °C
Austenita (%)	33,86	35	45,75
Ferrita (%)	66,14	65	54,25

4. CONCLUSÕES

O dispositivo desenvolvido, embora ainda confeccionado em alumínio, permitiu um bom desempenho do processo de aquecimento.

O preaquecimento utilizado promoveu uma queda na taxa de resfriamento, auxiliando na formação da austenita.

O balanço de fases (ferrita/austenita) é mais próximo do ideal para preaquecimento a 300 °C, quando comparado às outras duas condições de soldagem.

5. AGRADECIMENTOS

À Universidade Federal do Espírito Santo, ao Laboratório de Soldagem da UFES, ao TRICORRMAT e ao técnico de laboratório Carlos Alberto Rosa, que possibilitaram tal desenvolvimento.

6. REFERÊNCIAS

- Bhatt, R.B., Kamat, H.S., Ghosal, S.K., and De, P.K.: Influence of Nitrogen in the Shielding Gas on Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welds. *Journal of Materials Engineering and Performance*. (1999) 8:591-597.
- 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* 351 (1-2), 334-343.
- Garfias-Mesias, L. F.; Sykes, J. M.; Tuck, C. D. S.: The effect of phase compositions on the pitting corrosion of 25Cr duplex stainless steel in chloride solutions, *Corros. Sci.* 38 (8) (1996) 1319–1330.
- Gunn, R. N., 2003 “Duplex stainless steels: Microstructure, properties, and applications”. Cambridge – England: Abington Publishing, 204 p.
- Ha, Heon-Young, et al. "Interpretation of the relation between ferrite fraction and pitting corrosion resistance of commercial 2205 duplex stainless steel." *Corrosion Science* 89 (2014): 154-162.
- Horvath, W., Prantl, W., Stroißnigg, H., and Werner, E.A. (1998). Microhardness and microstructure of austenite and ferrite in nitrogen alloyed duplex steels between 20 and 500°C. *Materials Science & Engineering A* 256, 227–236..
- Huang, C.-S, C.-C. Shih,: Effects of nitrogen and high temperature aging on σ phase precipitation of duplex stainless steel. 2005. *Materials Science and Engineering. A* 402, 66–75.
- Lippold, J. C., Kotecki, D. J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. New Jersey, USA: JohnWiley & Sons, 2005.
- Muthupandi, V.; Bala Srinivasan, P.; Shankar, V.; Seshadri, S.K.; Sundaresan, S “Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals”, *Materials Letters*, v. 59, pp. 2305–2309, 2005.
- Oliveira, I. P. G.; Luz, T. S., 2013, “Estudo do processo de fabricação de tubos flexíveis de aço inoxidável duplex UNS 32304 utilizados na indústria de petróleo e gás”, *Soldagem & Inspeção*, [s.l.], v. 18, n. 1, p.02-11, mar.
- Santos, R.S., 2016.” Influência do efeito da temperatura de preaquecimento, do tipo de corrente e do gás de proteção na soldagem de chapas finas de aço inoxidável duplex UNS S31803”. Dissertação, PPGEM, UFES, Vitória.
- Tan, Hua, et al. "Effect of annealing temperature on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750." *Materials characterization* 60.9 (2009): 1049-1054.
- Wang, S-H.; Chiu, P-K.; Yang, J-R.; Fang, J.: Gamma phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel. *Mat. Sci. Eng. A* 420 (2006) 26-33.
- Yang, Y.; Yan, B.; Li, J.; Wang, J.: The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel. 2011 “*Corrosion Science*” 53, 3756–3763.

7. RESPONSABILIDADE AUTURAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho.

DEVELOPMENT OF PRE-HEATING PROCEDURE IN WELDING OF DUPLEX AND SUPERDUPLEX STAINLESS STEEL ALLOYS

Lucas Mirandola Coelho, lucasmcoelho7@gmail.com¹

Murilo Henrique Gonçallo Nascimento, murilo_henrique.gn@hotmail.com¹

Francisco Antônio Fortes Borges, francisco.borges@docente.unicv.edu.br¹

Marcelo Camargo Severo de Macêdo, mcamargo0207@gmail.com¹

Temístocles de Sousa Luz, temistocles.luz@ufes.br¹

¹Universidade Federal do Espírito Santo, Av. Fernando Ferrari, 514 - Goiabeiras, Vitória - ES, 29075-073

Abstract. Recent studies have shown that the preheating of duplex stainless steel sheets allows a more efficient control of the phase balance, thus providing better characteristics of the welded region. This is because preheating decreases the cooling rate of welded metal, favoring the formation of austenite and contributing to the phase balance that characterizes the steel in question. In this sense, a preheating device was developed using the principle of the Joule effect and the acquisition of temperatures by a bank of thermocouples assisted by the software Labview. The autogenous TIG welding process was performed in sheets exposed to room temperature or preheated at 200 ° C and 300 ° C. Subsequently, the microstructure obtained in the melt zone for each of the three conditions was characterized by optical microscopy to evaluate the phase balance. It was observed that the increase of the preheating temperature favored the formation of austenite and consequent improvement in the balance between the two phases that characterizes duplex stainless steels.

Keywords: Stainless Steel Duplex, Welding, Preheating, Phase Balance.