

Avaliação da susceptibilidade de precipitação da fase sigma na soldagem do aço inoxidável duplex SAF2205

Evaluation of the sigma phase precipitation susceptibility in duplex stainless steel SAF2205 welding

Camila Soares Fonseca¹, Sidney Nicodemos da Silva²,
Henrique Giacomini Gomes¹, Danillo Wisky Silva³,
José Benedito Guimarães Júnior¹,
Ivete Peixoto Pinheiro²

¹ Universidade Federal de Lavras, Departamento de Engenharia - CP: 3037, 37200-000, Lavras, Minas Gerais, Brasil.

² Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais, Av. Amazonas, 5253, 30421169, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil.

³ Universidade Federal de Lavras, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Biomateriais – CP: 3037 - 37200-000, Lavras, Minas Gerais, Brasil.

e-mail: camila.fonseca@deg.ufla.br, jose.guimaaraes@deg.ufla.br, hgphema@gmail.com, ivetepinheiro@dppg.cefetmg.br sidneycodemos@yahoo.com.br

RESUMO

A soldagem de aços inoxidáveis duplex é uma operação crítica, devido aos ciclos térmicos aos quais o material é submetido, que podem favorecer a precipitação de fases deletérias. Nesse contexto, objetivo dessa pesquisa é analisar a influência da energia de soldagem na susceptibilidade à formação de fase sigma no aço duplex SAF2205. As chapas de SAF2205 foram soldadas pelo processo de soldagem GMAW, variando a energia de soldagem em 0,5kJ/mm, 1,0kJ/mm, 1,5 kJ/mm. O material foi analisado por microscopia óptica, DRX e microdureza Vickers. A análise da microestrutura das chapas evidenciou que quanto maior o aporte térmico utilizado na soldagem, maior é a quantidade de austenita e maior o tamanho do grão austenítico e ferrítico. Por meio do perfil de microdureza verificou-se que ocorre a redução da dureza na ZTA. Através do DRX foi determinada a presença de fase sigma nas regiões de solda para amostras soldadas com energia de soldagem de 1,0kJ/mm e 1,5 kJ/mm. Concluiu-se que pode-se utilizar nos processos de soldagem GMAW de aços inoxidáveis duplex SAF2205 com 4 mm de espessura aporte térmico próximo de 0,5 kJ/mm quando o objetivo for evitar a formação de fase sigma e aproximadamente igual a 1,5 kJ/mm quando o objetivo for manter percentual das fases na ZTA e ZF próximo ao do metal.

Palavras-chave: Aço inoxidável duplex. GMAW. Aporte térmico. Fase sigma.

ABSTRACT

Welding of duplex stainless steels is a critical operation, due to the thermal cycling to which the material is subjected, which can favor the precipitation of deleterious phases. The purpose of this research is to analyze the influence of welding energy on susceptibility to sigma phase formation in SAF2205 duplex steel. The SAF2205 sheets were welded by the GMAW welding process, varying the welding energy by 0.5 kJ/mm, 1.0 kJ/mm, 1.5 kJ/mm. The material was analyzed by optical microscopy, XRD and Vickers microhardness. The analysis of the microstructure of the plates showed that the higher the thermal input used in the welding, the greater the amount of austenite and the larger the size of the austenitic and ferritic grains. By means of the microhardness profile it was verified that the reduction of the hardness in the ZTA occurs. Through the XRD, the presence of sigma phase was determined in the weld regions for samples welded with welding energy of 1.0 kJ/mm and 1.5 kJ/mm. It was concluded that in the GMAW welding processes of SAF2205 duplex stainless steels with a 4 mm thick thermal input close to 0.5 kJ/mm when the objective is to avoid the formation of sigma phase and approximately equal to 1.5 kJ/mm when the objective is to maintain percentage of the phases in the ZTA and ZF next to the metal.

Keywords: Duplex stainless steel. GMAW. Heat input. Phase sigma.

1. INTRODUÇÃO

Aço inoxidável duplex é uma classe de materiais com microestrutura bifásica, com frações volumétricas, aproximadamente, iguais da fase ferrítica e da austenítica [1]. Esse tipo de aço é muito utilizado na fabricação de componentes e produtos para aplicações na indústria petrolífera. Nestas aplicações numerosas vezes são utilizados processos de soldagem. Os ciclos térmicos que ocorrem durante a soldagem, podem provocar o surgimento de fases deletérias, sobretudo da fase sigma. Essa fase que surge na exposição da liga a temperaturas próximas de 850°C é indesejável por ser quebradiça, resultando em um aço com propriedades mecânicas inferiores. Além de prejudicar a resistência à corrosão dos aços, devido à perda de cromo para a fase sigma precipitada [2].

Segundo Gnanasundaram *et al.*[3] na soldagem de aços duplex um dos parâmetros que deve ser controlado é a energia de soldagem. Esse parâmetro é crítico, pois devido ao aquecimento pode ocorrer o desbalanceamento entre as fases e o surgimento de fases deletérias, resultando na alteração das propriedades do mesmo e o aparecimento de diferentes fases intermetálicas na faixa de temperatura entre 300°C e 1000°C [4].

A exposição do aço a temperaturas elevadas por um longo tempo aumenta a possibilidade de formação de fase sigma, uma vez que a cinética da mesma é favorecida [5]. Recomenda-se utilizar energia de soldagem entre 0,5kJ/mm e 2,5kJ/mm para a soldagem de aços inoxidáveis duplex e entre 0,2 kJ/mm e 1,5 kJ/mm para os aços inoxidáveis super duplex [3].

Nesse contexto, o objetivo dessa pesquisa é analisar a influência da energia de soldagem (0,5, 1,0 e 1,5 kJ/mm) na susceptibilidade a formação de fase sigma e na alteração da microestrutura no aço duplex SAF2205.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

O aço inoxidável duplex SAF2205 utilizado nessa pesquisa foi cedido pela empresa “Aperam South America”, no formato de chapas retangulares de dimensões “290 mm x 210 mm x 4 mm”, cuja a composição química é mostrada na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química do aço inoxidável duplex SAF2205 (% peso).

Aço	C	Mn	Si	P	Cr	Ni	Mo	Cu	N
2205	0,01	1,81	0,26	0,02	22,42	5,42	3,01	0,19	0,15

As chapas foram soldadas com energias de soldagem de 0,5kJ/mm, 1,0kJ/mm e 1,5 kJ/mm. Para obter essas energias alterou-se a velocidade de soldagem conforme apresentado na Tabela 2 e os outros parâmetros foram mantidos constantes. Durante a soldagem foi utilizada tensão de 27 volts, corrente de 181 ampères e velocidade de alimentação de 2,45 m/min. Considerou-se a eficiência térmica do processo igual a 80%, conforme descrito na Norma Européia DIN EM 1011-1:2009 [6].

Tabela 2: Parâmetros utilizados na soldagem do SAF 2205.

Aporte térmico (kJ/mm)	Velocidade de soldagem (cm/min)
0,5	54,0
1,0	27,0
1,5	18,0

As chapas de SAF2205 foram soldadas utilizando o arame sólido OK Autrod 2209, com diâmetro de 1,0 mm, este possuía em sua composição química: 0,024% C; 0,41%Si; 1,55% Mn; 0,028%P; 0,001%S; 21,79%Cr; 8,30%Ni; 3,09%Mo. O gás de proteção utilizado (95% Ar, 3% CO₂ e 2% N₂) foi ajustado para a vazão de 10 l/min.

Para as análises metalográficas em microscópio óptico Fortel, as amostras foram embutidas a quente com resina baquelite, lixadas manualmente com lixas de granulometria 120, 220, 320, 400 e 600 mesh, polidas com pasta de diamante de granulometria de 9, 3 e 1µm e atacadas quimicamente com o reativo Behara I (100ml de água destilada, 10g Na₂S₂O₃ e 3g K₂S₂O₅)

Foi realizado o ensaio de microdureza Vickers das amostras, em um microdurômetro Shimadzu

HMV-2. A microdureza foi feita com replicação de 5 vezes. A carga utilizada foi de 200gf por 15 segundos. Foram realizadas medições a partir do centro do cordão de solda a uma distância de 0,3, 0,8 e 1,3mm da superfície de topo. O espaçamento utilizado foi de 0,2 mm. Foi realizada a média dos 5 grupos de medições.

O ensaio de difração de raios X foi realizado em três amostras do material em cada uma das condições: como recebido, soldado com 0,5kJ/mm, soldado com 1,0kJ/mm e soldado com 1,5kJ/mm. O ensaio foi realizado na ZF e na ZTA das amostras soldadas. O ensaio de difração de raios X foi realizado com o aparelho Difractômetro de Raio-X, modelo Shimadzu XRD-7000. O ângulo de varredura empregado nos testes foi de 20° a 80°, a velocidade de 2,0°/min e o passo foi de 0,02s-1. Com o objetivo de detectar a presença de fase sigma foi realizada uma varredura mais lenta com velocidade de 1,0°/min, entre os ângulos de varredura de 35° a 50° e o passo de 0,02s-1. Utilizando o software Origin 8.0 foi realizada uma análise quantitativa por meio da técnica das intensidades integradas para as amostras de SAF 2205 como recebidas e após a soldagem.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Figura 1 é possível verificar a microestrutura do metal base e dos cordões soldados na superfície de cada chapa. As regiões mais claras da figura são denominadas de fase austenita e as regiões mais escuras são denominadas de fase ferrita. Nas imagens obtidas da chapa laminada sem ser submetidas ao processo de soldagem (Figura 1a,d,g) nota-se a ferrita e a austenita orientadas em bandas paralelas e alongadas na direção de laminação.

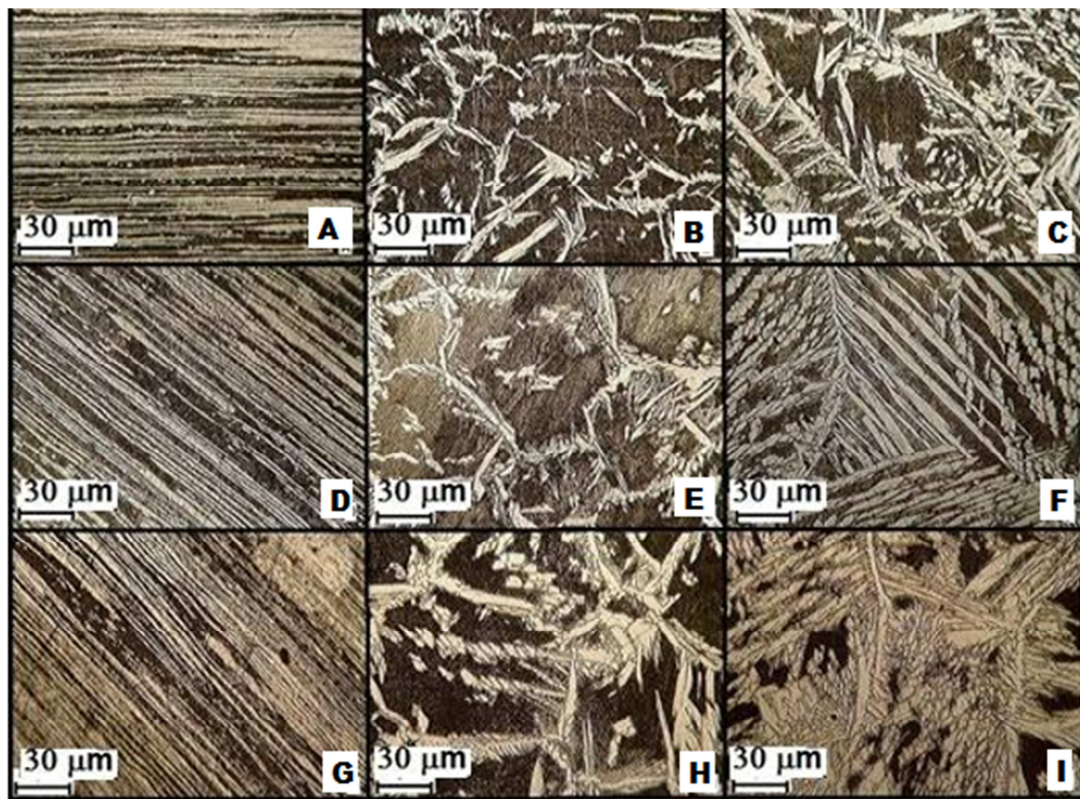


Figura 1: Micrográfiás Aporte térmico 0,5 kJ/mm: A)metal base, B) ZTA, C) ZF. Aporte térmico 1,0 kJ/mm: D)metal base, E) ZTA, F) ZF. Aporte térmico 1,5 kJ/mm: G)metal base,H) ZTA, I) ZF.

Na zona termicamente afetada-ZTA (figuras 1b,1e, 1h) e na zona fundida-ZF (figuras 1c,1f, 1i) das amostras analisadas verifica-se que quanto maior o aporte térmico utilizado na soldagem, maior é a quantidade de austenita e maior o tamanho do grão austenítico e ferrítico. Esse resultado pode ser justificado devido ao fato de que com o aumento o aporte térmico, ser necessário um tempo maior para o resfriamento da chapa, possibilitando tempo suficiente para a formação da austenita. Segundo Roldão [9], quando são utilizados aportes térmicos elevados, a velocidade de resfriamento é reduzida, resultando em transformação da ferrita em austenita e um balanço mais favorável entre as fases ferrítica e austenítica. Porém, estes valores elevados

do aporte térmico favorecem a formação de grãos mais grosseiros e possivelmente a precipitação de fases intermetálicas que são indesejáveis.

O aço inoxidável duplex SAF2205 sem ter sofrido nenhum tratamento térmico ou mecânico possui a dureza igual a 260 HV. A dureza obtida para o material como recebido foi igual (283+/-3)HV. O maior valor de dureza encontrado pode ser justificado, uma vez que o material recebido é uma chapa laminada a frio, processo de conformação que resulta no encruamento do material, portanto, proporciona um aumento de dureza. Nas Figuras 2, 3 e 4 é apresentado o perfil de dureza das amostras. Na amostra com aporte térmico de 0,5 kJ/mm (Figura 4) a ZTA está entre 4,9 mm e 5,4 mm de distância do centro do cordão de solda. Já para a amostra com aporte de 1,0 kJ/mm a ZTA está entre 6,1 mm e 7,0mm. E na amostra de 1,5 kJ/mm a ZTA está entre 8,8mm e 10,4 mm. Dessa forma, observa-se que quanto maior o aporte térmico maior a zona termicamente afetada.

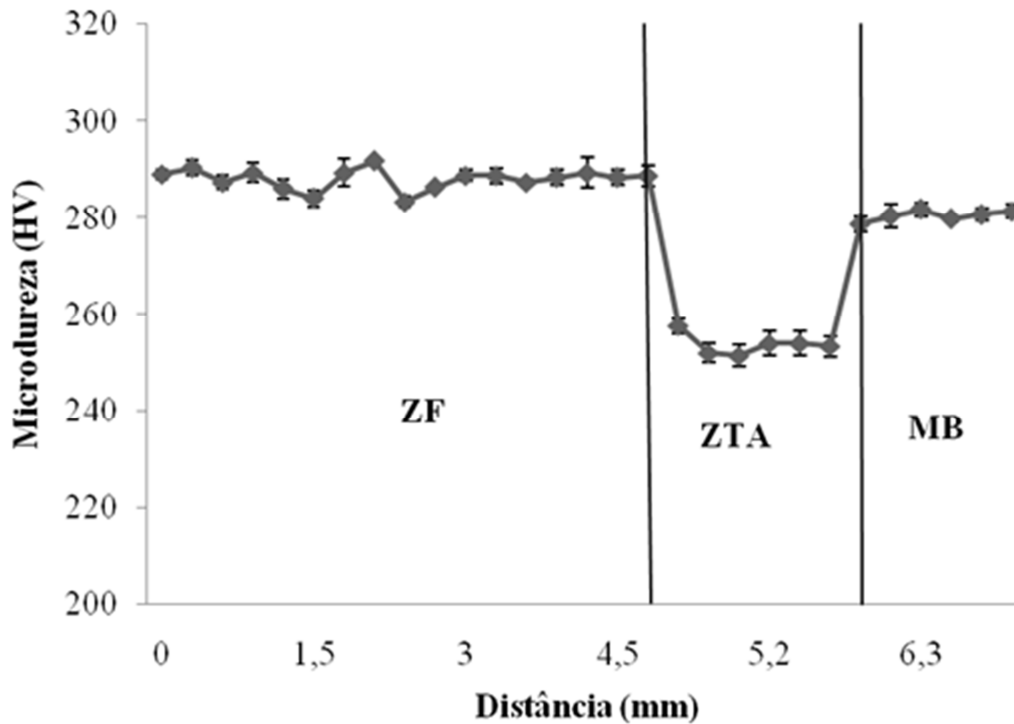


Figura 2: Perfil de dureza em função do aporte térmico de 0,5 kJ/mm do SAF2205.

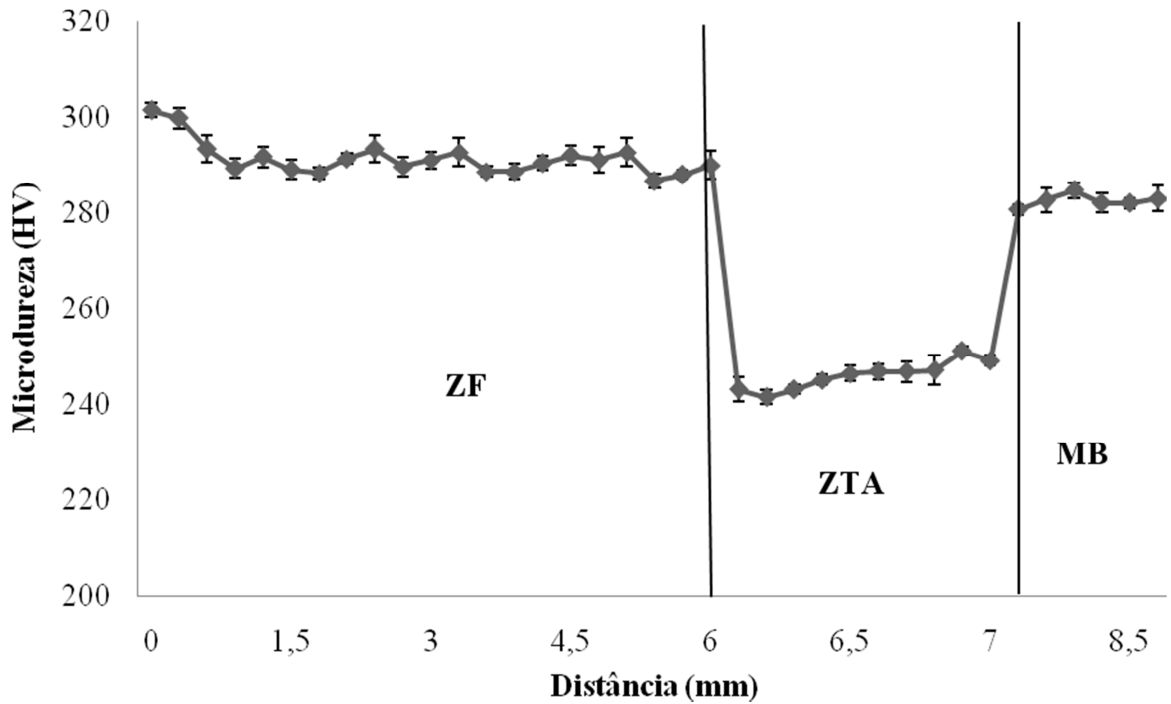


Figura 3: Perfil de dureza em função do aporte térmico de 1,0 kJ/mm do SAF2205.

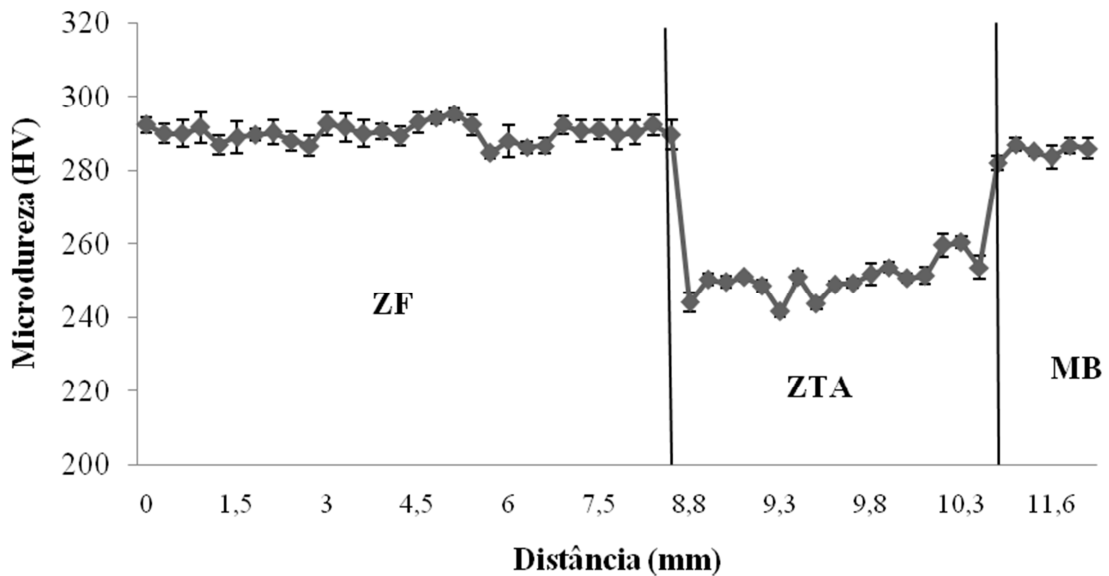


Figura 4: Perfil de dureza em função do aporte térmico de 1,5 kJ/mm do SAF2205.

Ao analisar o perfil de dureza comparativo das amostras em função do aporte térmico (Figuras 2,3,4) nota-se que todas as amostras, independente do aporte térmico, apresentaram uma queda da dureza na ZTA. Esse fato pode ser justificado porque essa região apresentar maior quantidade de ferrita que austenita quando comparada ao MB e a ZF. Uma vez que a fase ferrítica apresenta uma dureza inferior à da fase austenítica, ocorre a queda da dureza nesta região. Além disso, o tamanho do grão influencia na dureza. O aumento do tamanho de grão reduz a dureza do material. Como foi observado nas micrografias (Figura 1), a ZTA apresentou grãos maiores que a ZF, o que pode justificar também a menor dureza nessa região. De acordo com os resultados obtidos no ensaio de microdureza, não se pode afirmar a presença de fase sigma, pois não foram identificados valores elevados de dureza compatíveis com os dados esperados para esta fase, ou seja, da ordem de 750 HV. O resultado da difração de raios X do aço inoxidável duplex SAF2205 como recebido confirmou que as fases presentes no aço são apenas ferrita (α) e austenita (γ) conforme pode ser observado na

Figura 5. A partir do difratograma (Figura 5) foi realizada uma análise semiquantitativa por meio da técnica das intensidades integradas com auxílio do Origin 8.0, o resultado encontrado no material como recebido foi de $(53,00 \pm 2,00)\%$ de ferrita e de $(47,00 \pm 2,00)\%$ de austenita.

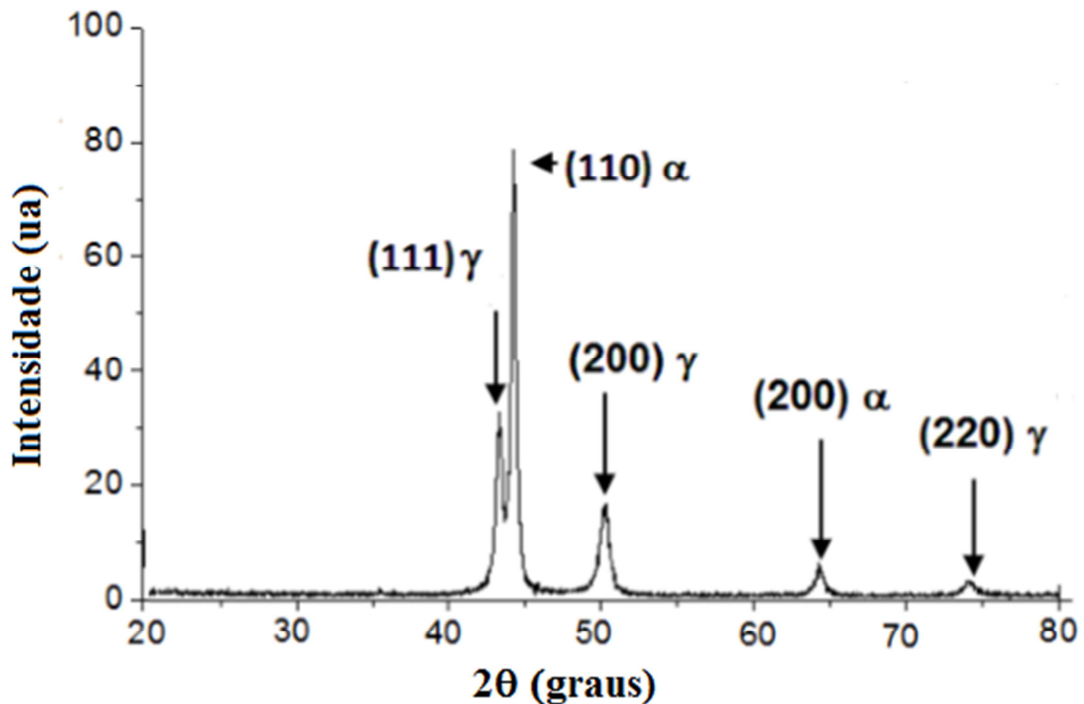


Figura 5: Difratograma de raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 conforme recebido.

Não foram observados traços de fases intermetálicas nos ângulos propostos pelas fichas de DRX. Comparações com difratogramas sobre aços inoxidáveis duplex do trabalho de Zempulski [11] comprovam a ausência de fase sigma nas amostras analisadas do material conforme recebido.

Os resultados da difração de raios X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado é mostrado nas figuras abaixo entre os ângulos de varredura 20° e 80° , destacando-se os resultados encontrados de 35° a 50° com o objetivo de visualizar o pico principal da fase sigma em $38,2867^\circ$. Na Figura 6, 7, e 8 é possível observar o difratograma do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com aporte térmico de $0,5 \text{ kJ/mm}$, $1,0 \text{ kJ/mm}$ e $1,5 \text{ kJ/mm}$, respectivamente.

O resultado observado para o difratograma da amostra soldada com aporte térmico de $0,5 \text{ kJ/mm}$ (Figura 6) mostrou que as fases presentes nesse material são apenas ferrita (α) e austenita (γ). A partir do difratograma foi encontrado, por meio do Origin 8.0 $(67,00 \pm 2,00)\%$ de ferrita e de $(33,00 \pm 2,00)\%$ de austenita para essa chapa.

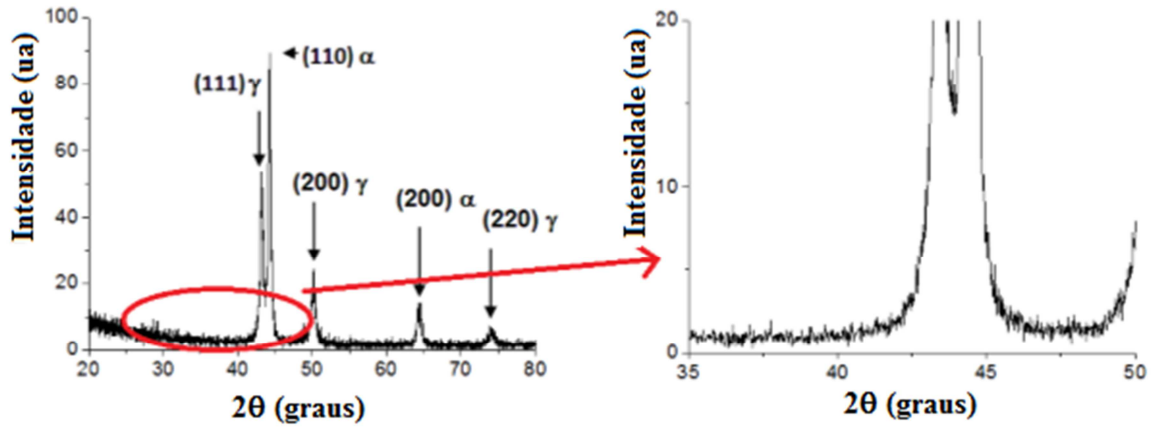


Figura 6: Difratoograma de raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com 0,5 kJ/mm.

A análise qualitativa do resultado da difração de raios X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com aporte térmico de 1,0 kJ/mm e 1,5 kJ/mm mostrou que além das fases ferrita (α) e austenita (γ) presentes nas amostras, observa-se também a presença de fase sigma (σ) conforme pode ser observado nas Figuras 7 e 8, respectivamente. A partir do difratograma da Figura 7 foi encontrado, por meio do Origin 8.0 (50,04 \pm 2,00)% de ferrita, (49,00 \pm 2,00)% de austenita e (0,06 \pm 0,01)% de sigma e da Figura 8 (59,02 \pm 2,00)% de ferrita, (40,00 \pm 2,00)% de austenita e (0,08 \pm 0,01)% de sigma.

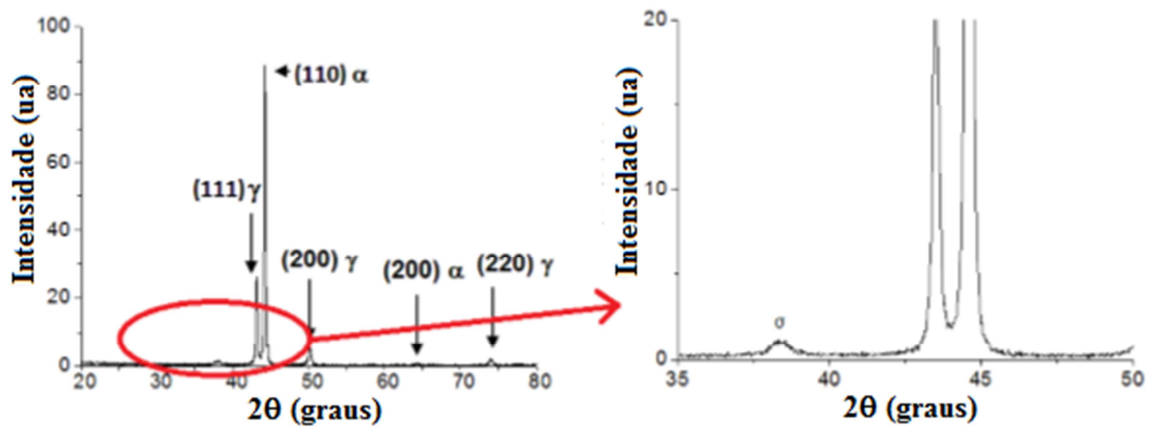


Figura 7: Difratoograma de raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com 1,0kJ/mm.

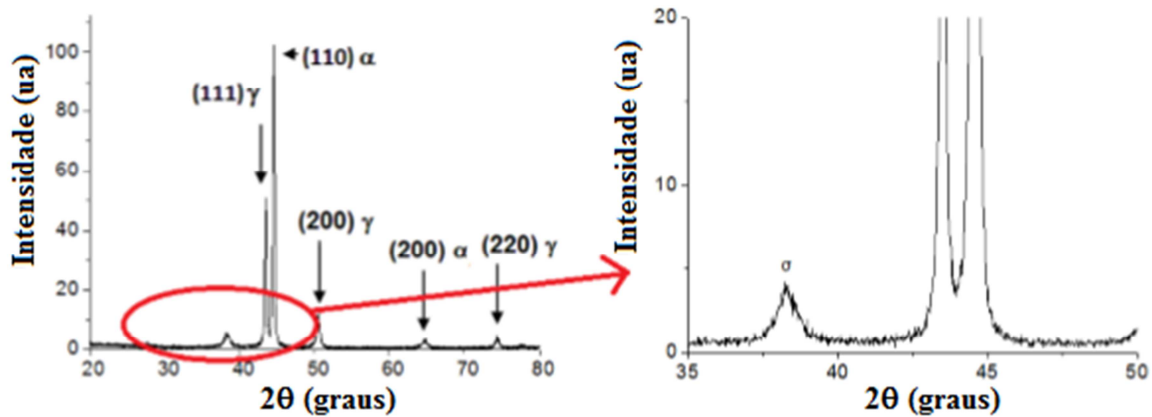


Figura 8: Difratograma de raios-X do aço inoxidável duplex SAF2205 soldado com 1,5kJ/mm.

Ao analisar os difratogramas da Figura 6, 7 e 8, verifica-se que a fase sigma só foi observada em pequenas quantidades nas amostras soldadas com aporte térmico de 1,0 e 1,5 kJ/mm. Esses resultados podem estar relacionados com o fato de nesses aportes a velocidade de resfriamento ser menor que no aporte de 0,5 kJ/mm possibilitando tempo suficiente para a transformação da ferrita em austenita e em fase sigma. A precipitação da fase sigma ocorre principalmente pela decomposição da ferrita e pode ocorrer por meio de uma reação eutetóide, resultando em fase sigma e austenita. [13].

Os ciclos térmicos que ocorrem durante a soldagem resultam em uma instabilidade da microestrutura, que pode resultar no surgimento de fases deletérias, sobretudo da fase sigma [2]. Com o aumento da energia de soldagem, esses ciclos térmicos são mais intensos e podem ter provocado surgimento da fase sigma devido a exposição do aço a temperaturas elevadas por um tempo superior, uma vez que a cinética para formação da mesma é favorecida com o aumento do tempo nessas temperaturas. Segundo Magnabosco *et al.* [10] a formação dessa fase deletéria dependerá do tempo em que o material fica submetido a altas temperaturas (acima de 700 °C). Conforme descrito por Zempulski [11], foi verificado no aço inoxidável duplex SAF2205, após ser submetido a temperaturas próximas a 850 °C por 5 minutos e de 870 °C por 10 minutos, a precipitação da fase sigma.

A fase sigma é indesejável em aços inoxidáveis duplex por apresentar uma organização estrutural dos átomos, na qual os átomos preferem lugares cristalográficos específicos, resultando em elevada dureza e a fragilidade dessa fase na temperatura ambiente, pela dificuldade de gerar discordâncias móveis [13] [14] [15]. Além disso, nos aços inoxidáveis duplex a ferrita é termodinamicamente metaestável entre 600 e 1000 °C e possui teores altos de elementos como cromo e molibdênio formadores de fase sigma. Portanto, a precipitação da fase sigma ocorre principalmente pela decomposição da ferrita e resulta no empobrecimento do cromo e do molibdênio em regiões próximas as da formação dessa fase deletéria, reduzindo a resistência a corrosão desses aços [16] [17].

4. CONCLUSÕES

A partir dos resultados dessa pesquisa evidencia-se que pode-se soldar chapas com espessura igual ou superior a 4mm de aço inoxidável duplex SAF2205 por meio do processo GMAW com aporte térmico de 0,5 kJ/mm, 1,0 kJ/mm e 1,5 kJ/mm. Os aportes térmicos utilizados na soldagem de aços duplex devem ser elevados o suficiente para promover a formação de austenita, e dessa forma manter o balanceamento das fases, e baixos o suficiente para se prevenir a precipitação de fases deletérias, principalmente a fase sigma, por ser uma fase que reduz as propriedades mecânicas do aço, aumentando sua fragilidade, além de reduzir a resistência a corrosão pelo empobrecimento de cromo e molibdênio. O aporte térmico em que o percentual das fases na ZTA e ZF ficou próximo do metal base foi igual a 1,5 kJ/mm. Já o aporte térmico em que não ocorreu a formação de fase sigma foi o de 0,5 kJ/mm.

5. BIBLIOGRAFIA

- [1] NILSSON, J. O., "Super duplex stainless steels", *Materials Science and Technology*, v.8 ,n.8, pp. 685-700, Jul. 1992.
- [2] PEREIRA, P.A.S., "Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço inoxidável duplex e super duplex", Tese de M.Sc., Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2009.

- [3] GNANASUNDARAM, B.R.; NATARAJAN, M., “Influences of the heat input on a 2205 duplex stainless steel weld”, *Materials and Technology*, v.48, n.5, pp. 761–763, Sept. 2014.
- [4] COLPAERT, H., *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*, 4ed., São Paulo, Edgard Blucher LTDA 2008.
- [5] 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”, Tese de M.Sc., Escola Politécnica da Universidade de São Paulo São Paulo, São Paulo, SP, Brasil, 1997.
- [6] DIN EN 1011-1: welding- recommendations for welding of metallic materials. Part 1: general guidance for arc welding. Versão Alemã da EN 1011-1; 2009.
- [7] GIRALDO, C.P.S. “Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex”, Tese de M.Sc., Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, SP, São Paulo, 2001.
- [8] MORALES, R.F., Resende, A.A. Scotti., A. “Influência da adição de hélio no gás de proteção sobre a geometria do cordão de solda MIG/MAG de aço ao carbono”, Tese de D.Sc., Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, 2007.
- [9] ROLDÃO, A.M.B., “Estudo do efeito do aporte térmico nas propriedades mecânicas e microestruturais do Aço Inoxidável Duplex UNS S 31803 em chapa grossa, soldado pelo processo GMAW”, Tese de M.Sc., Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, MG, 2010.
- [10] MAGNABOSBO, R., MÉLO, E., SANTOS, D. t., “Associação Brasileira de Aço Inoxidável. Anais do seminário brasileiro do aço inoxidáveis”, In: Conferência Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável 96-100, NUCLEINOX, São Paulo, SP, 2008.
- [11] ZEMPULSKI, P.R.S., “Correlação de propriedades eletroquímicas da fase sigma com propriedades mecânicas e metalográficas em aços inoxidáveis duplex SAF 2205”, Tese de M.Sc., Universidade Federal do Paraná, Curitiba, PR, 2011.
- [12] ASM HANDBOOK. *Metallography and microstructures. American Society for Metals –ASM International*, v.9, pp.2733-2735, 2004.
- [13] STRADOMSKI, Z., DYJA, D. *Sigma Phase Precipitation in Duplex Phase Stainless Steels*, 2009
- [14] REICK, W., POHL, M., PADILHA A.F. “Three types of embrittlement in ferritic-austenitic duplex stainless steels”, *Metalurgia e Materiais*, v.3, n.8, pp.46-50, 1990.
- [15] UREÑA, A., OTERO, E., UTRILLA, M. V., *et al.*, “Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding”, *Journal of Materials Processing Technology*, v.182, pp. 624–631, 2007.
- [16] PADILHA, A. F., AGUIAR, D. J. M., PLAUT, R. L. “Duplex Stainless Steels: a Dozen of Significant Phase Transformations”, In: *Defect and Diffusion Forum*, v. 322, pp. 163-174, 2012.
- [17] BREDA, M., PELLIZARI, M., FRIGO, M. “ σ -Phase in Lean Duplex Stainless Steel Sheets”, In: *Acta Metallurgica Sinica* (English Letters), pp. 331-337, 2015.

ORCID

Camila Soares Fonseca	https://orcid.org/0000-0002-9472-0361
Sidney Nicodemos da Silva	https://orcid.org/0000-0002-4431-6651
Henrique Giacomini Gomes	https://orcid.org/0000-0003-0859-8820
Danillo Wisky Silva	https://orcid.org/0000-0003-4330-6934
José Benedito Guimarães Júnior	https://orcid.org/0000-0002-9066-1069
Ivete Peixoto Pinheiro	https://orcid.org/0000-0001-5411-4052