



# EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA DA SOLDAGEM AUTOGENA DO AÇO UNS31803 COM TRATAMENTO PÓS SOLDAGEM<sup>1</sup>

Sandro Mauro de Carvalho<sup>2</sup>  
Luiz Fernando Nacari<sup>3</sup>  
Temístocles de Sousa Luz<sup>4</sup>  
Diógenes Assunção<sup>5</sup>

## Resumo

No intuito de se minimizar o desequilíbrio das fases no aço inoxidável duplex na região soldada, diversas técnicas são utilizadas, como a inserção de metal de adição com elementos austenitizantes, ou em outros casos o uso de gás de proteção com nitrogênio. O controle pós soldagem muitas vezes é necessário, no entanto a dificuldade de se estabelecer um procedimento eficiente, leva à escolha de materiais com composições mais complexas, podendo gerar outros problemas metalúrgicos. Buscou-se evidenciar o efeito do controle desse balanço, para o aço UNS31803, por meio de uma técnica de controle pós-soldagem, utilizando um aquecimento localizado com a auxílio de um indutor. Isso possibilitou aquecimentos na ordem 1.000°C e uma condição com resfriamento de -7°C da chapa antes da soldagem. Através de ensaios sequenciais foi possível verificar o efeito favorável desses tipos distintos de tratamento no equilíbrio das fases.

**Palavras-chave:** Aço inoxidável duplex; Soldagem; Ferrita; Austenita.

## EVOLUTION OF THE WELDING MICROSTRUCTURE OF STEEL UNS31803 WITH THE POST THERMAL TREATMENT

### Abstract

In order to avoid a great difference between the phases contents in the duplex stainless steel, special filler metal and specific shielding gas with austenite forming alloying elements, sometimes are applied with the aim of stimulate the austenite formation. With the purpose of minimizing the welding effects in the microstructure a post welding treatment can be used, nevertheless during the material specification, it is necessary take into account the welding process and the application for this material, resulting in a selection of more specific class of duplex with a more complex composition, that sometimes results in others metallurgical problems. In order to reach a good ferrite austenite partition in the steel UNS31803, with a post-weld control technique, using a local heat with a inductor (It was possible heating around 1000 °C) and a condition of cooling of -7 °C in the fixation plate before welding. Thought of sequential tests it was possible verify the favorable effect those distinct sorts of treatment on the phases balance.

**Key words:** Duplex stainless steel; Welding; Ferrite; Austenite.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Engenheiro, MSc. (Technip).

<sup>3</sup> Engenheiro Mecânico (Technip)

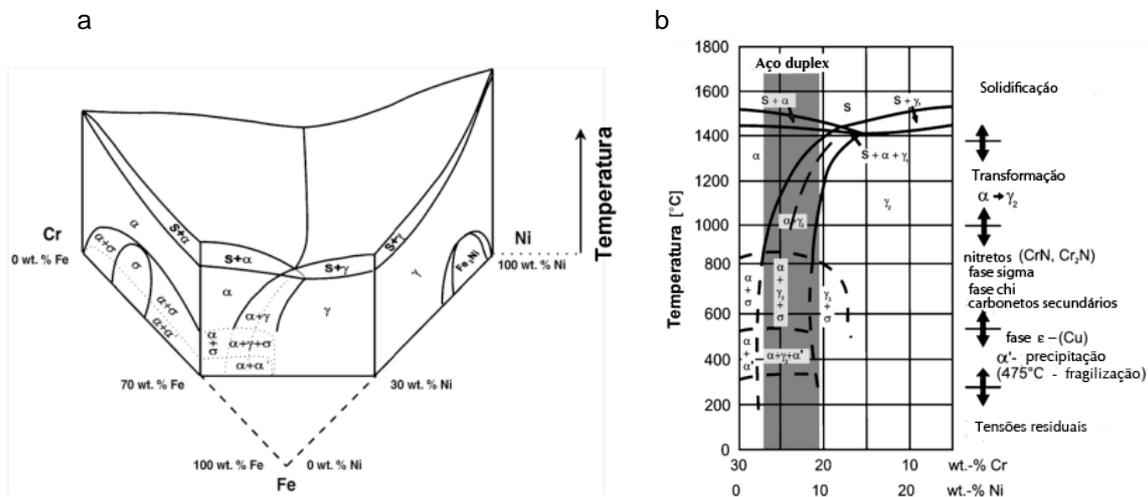
<sup>4</sup> Professor, Dr. (UFES)

<sup>5</sup> Técnico Mecânico (Technip).

## 1 INTRODUÇÃO

Em comparação aos aços inoxidáveis puramente ferríticos, os aços inoxidáveis duplex oferecem melhor resistência à corrosão além de uma maior resistência mecânica, quando, também comparados às grades austeníticas puras. Assim, essa classe de aço inoxidável tem sido amplamente utilizada nas indústrias químicas e petroquímicas e/ou equipamentos submetidos a ambientes marítimos, geralmente em situações que necessitam uma combinação de resistência mecânica e resistência à corrosão.<sup>(1-6)</sup>

O aço inoxidável duplex é uma liga baseada no diagrama ternário Fe-Cr-Ni (Figura 1a). A secção a 70% de ferro representa as ligas de aço inoxidável duplex (Figura 1b). A solidificação desses aços se dá primariamente por ferrita e posteriormente, no estado sólido em austenita, gerando uma parcialidade entre as duas estruturas. O ajuste do balanço ferrita/austenita é estabelecido à temperaturas na ordem de 1.000°C,<sup>(7)</sup> sendo tal balanço estabelecido em torno de 50%.



**Figura 1.** Diagrama de fases ternário Fe-Cr-Ni (a); Diagrama de fases pseudo-binário Fe-Cr-Ni na secção de 70% Fe (b).<sup>(7,8)</sup>

A aplicação dos aços inoxidáveis duplex o setor petroquímico conduziu à elaboração de critérios de qualidade para esse tipo de aço e as juntas soldadas tanto no que se refere ao macro e à microestrutura, propriedades mecânicas e resistência de corrosão. Uma atenção especial foi dada à fração da ferrita-austenita, à presença de carbonetos nos contornos de grão e às precipitações de fases intermetálicas no metal de solda e zona afetada pelo calor (ZAC). A definição desse critério exige um controle apropriado dos processos de transformação que envolvem tais materiais, principalmente no que se refere aos processo de soldagem, devido aos ciclos de calor que tais processos incidem sobre o metal durante a execução das soldas.<sup>(1)</sup>

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

Para esse estudo foi utilizado o aço inoxidável duplex UNS31803. A composição química do metal de base pode ser observada na Tabela 1. O material foi recebido em chapas com espessura de 1,8 mm e largura de 2". A soldagem foi realizada em um único passe, em uma junta de topo, sem a utilização de metal de adição através do processo TIG pulsado com uma relação de 78% entre a corrente de pulso e corrente de base, gerando uma energia imposta de aproximadamente 1,8 kJ/mm.

Utilizou-se como gás de proteção argônio contendo 2% de nitrogênio, tanto na proteção da poça fundida quanto na raiz, através da utilização do gás de purga. Foram utilizadas três condições de soldagem, em um único nível de aporte térmico. Uma condição sem tratamento térmico posterior (ST), uma condição com resfriamento da chapa antes da soldagem (RR), à temperatura de -7 °C, conforme citam Wang et al.,<sup>(9)</sup> e uma última condição utilizando um tratamento térmico pós soldagem (TT), realizada através da utilização de um indutor com um controle de temperatura através de um sensor laser sobre o ponto de aquecimento. Este promoveu um aquecimento até a ordem de 1.050°C em um tempo de aproximadamente 10 segundos. O formato do eletrodo em “U”, permitiu o devido posicionamento na região desejada para o tratamento. Foram realizadas 3 soldagens para cada condição apresentada.

Preparou-se uma amostra metalográfica de cada soldagem utilizando o reagente Behara (20 ml de HCl, 0.3 g de metabisulfito de potássio e 80 ml de água) e para cada amostra foram obtidas 5 micrografias tanto da região da ZAC (Zona afetada pelo calor) quanto da zona fundida (ZF). Essas micrografias foram realizadas em microscópio ótico a um aumento de 500X e foi utilizado um software didático, Granulômetro Semiautomático desenvolvido pelos alunos do Departamento de Engenharia Mecânica da UFES, para a avaliação do balanço microestrutural. Foram realizadas análises através do MEV e EDS e em sequência foram feitas medidas de microdureza com carga de 200 gf, no sentido transversal da soldagem, levantando o perfil das regiões da solda.

**Tabela 1.** Composição química do material de base

Elemento	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	N	S	P
Composição (%)	0,021	0,22	1,61	22,54	3,13	5,63	0,17	0,029	0,001

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Figura são mostrados os resultados da metalografia ótica para as condições estabelecidas. Na Figura 2a tem-se a região da zona fundida para uma soldagem sem tratamento. Nas Figuras 2b e 2c são mostradas respectivamente soldagem com resfriamento prévio de -7 °C e tratada termicamente por indução à temperatura de 1.050°C por 10s. Através dessas microestruturas é possível avaliar a variação do balanço das fases presentes (ferrita – escuro e austenita – claro). Visualmente é perceptível a variação do balanço de fases com a aplicação do tratamento térmico.



**Figura 2.** Microestrutura da região fundida. a) sem tratamento térmico; b) com resfriamento; c) com tratamento térmico de indução.

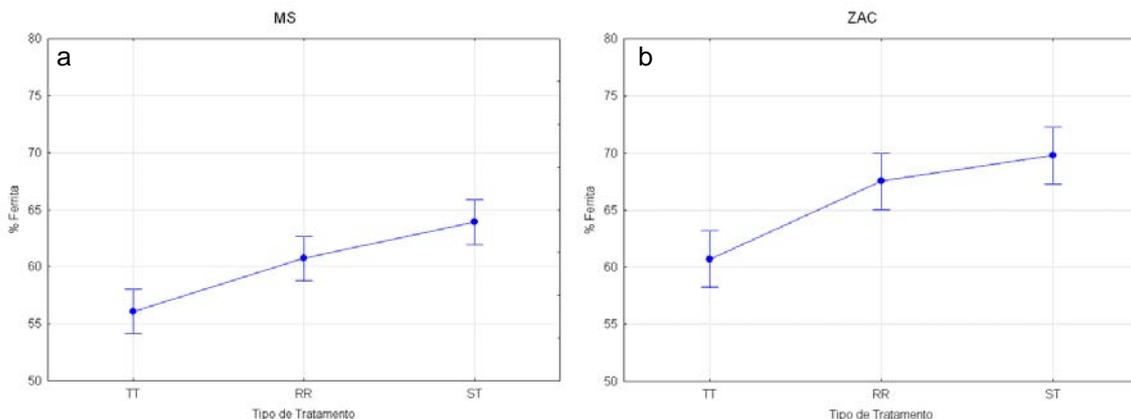
Na Tabela 2 são mostrados os resultados da análise de variâncias (ANOVA). Através desse resultado é possível afirmar com 95% de certeza que o tipo de tratamento influencia o balanço quantitativo das fases na região soldada, pelas

medidas realizadas através do GSA. Nota-se que tanto na ZAC quanto na ZF o efeito é similar. Dessa forma, o calor gerado durante a soldagem influencia na precipitação da austenita secundária. A Figura 3 mostra graficamente esse resultado mostrado na Tabela 2. Nota-se que tanto o tratamento térmico auxilia no balanço das fases quanto o resfriamento da peça, antes da soldagem. Embora não seja tão pronunciado quanto o que se observa no tratamento térmico pós soldagem, o resfriamento gera um efeito benéfico quando relacionamos apenas ao balanço das fases.

**Tabela 2.** Análise de variâncias para as medidas realizadas através do software GSA

Região	Nível de significância (p)
MS	0,000026
ZAC	0,000051

Nessa Figura são observadas duas curvas. Uma para a região fundida (MS) e outra para a ZAC. É notado que existe uma diferença entre a região MS e a ZAC. Essa diferença pode estar relacionada ao processo de formação da austenita após a solidificação (região fundida) e à formação secundária da austenita.



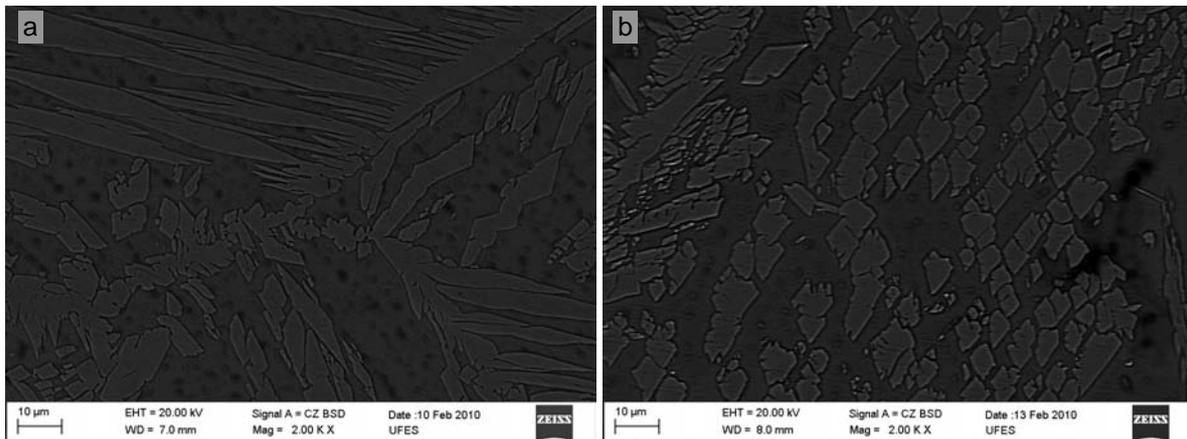
**Figura 3.** Contagem da percentagem de ferrita no metal de solda (MS) e na zona afetada pelo calor (ZAC).

Segundo a literatura,<sup>(10,11)</sup> para o aço inoxidável duplex a formação primária durante a solidificação se dá pela ferrita, conforme é observado na Figura 1b. A austenita que começa a se precipitar nucleia e cresce primeiramente no contorno de grão da ferrita e, posteriormente, ao longo de direções cristalográficas preferenciais no interior dos grãos ferríticos.<sup>(10,11)</sup> Com a diminuição contínua da temperatura tem-se a precipitação de mais austenita (austenita secundária). Esta austenita secundária nos duplex é resultado da ativação térmica gerada pelo aporte de calor durante o ciclo de soldagem (aquecimento e resfriamento) resultando na transformação  $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma + \gamma_2$ .<sup>(12)</sup> Segundo a literatura, a austenita secundária ( $\gamma_2$ ) pode ser formada rapidamente através de diferentes mecanismos de decomposição. Southwick e Honeycombe<sup>(13)</sup> detectaram que esta transformação é característica para temperaturas de tratamento inferiores a 650°C, precipitando isotermicamente, obedecendo a relação de orientação de Nishiyama-Wasserman (N-W), similar ao processo martensítico, mantendo assim composição similar à ferrita que a circunda. No processo sequencial, a austenita secundária simplesmente cresce a partir da austenita existente. O outro mecanismo é uma nucleação no interior da ferrita, seja

nos nitretos de cromo previamente precipitados ou em inclusões presentes nesta fase.<sup>(14)</sup>

No caso do resultado para MS (Figura 3) tem-se a formação primária de  $\gamma$  e  $\gamma_2$ , tanto pelo ciclo térmico quanto pela presença de elementos austenizantes, como é o caso do nitrogênio inserido junto ao gás de proteção. Isso proporcionou a formação de um balço microestrutural mais equalizado. No caso da ZAC, como os processo acontecem no estado sólido, durante o aquecimento existe um processo de desestabilização da austenita durante o ciclo de aquecimento, por ultrapassarem a linha *solvus*, gerando dessa forma uma maior quantidade de ferrita. Durante o resfriamento o processo se reverte, no entanto, a dinâmica do processo de soldagem imputa a uma menor taxa de formação da austenita secundária nessa região, justificando-se a menor fração de austenita. É de se observar a natureza dessas formações, tanto em MS quanto na ZAC. Em ambas as regiões predomina a presença da austenita formada no contorno de grão (austenita primária) e a de características Widmanstätten. Devido a própria dinâmica térmica inerente aos processos de soldagem, o tipo de formação agulhado a partir do contorno de grão é predominante, sendo mais proeminente na região de interface das zonas (MS e ZAC).

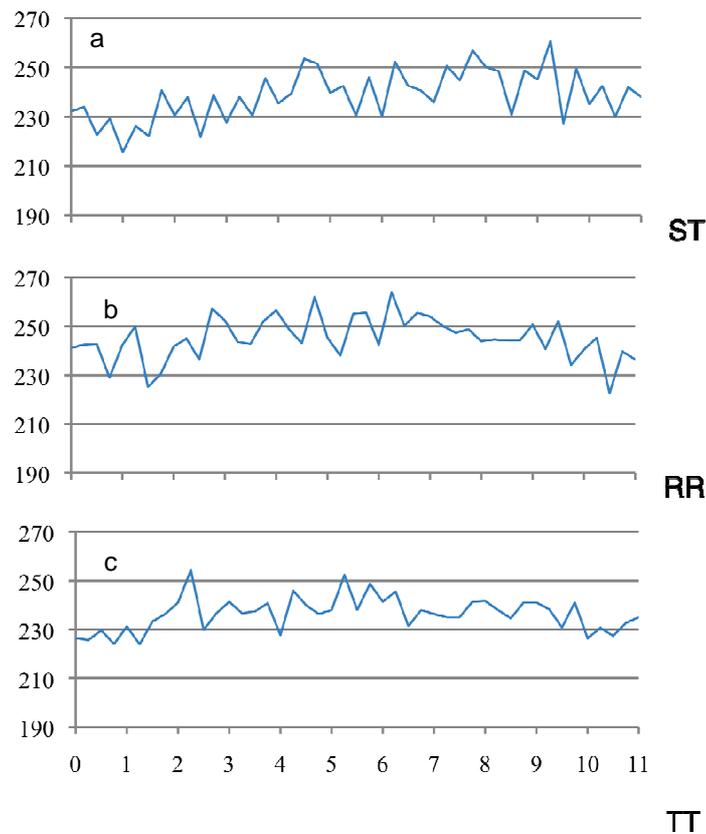
Ao se observar as micrografias mostradas na Figura 2, verifica-se a crescente precipitação de outro tipo de austenita. Esta aparece no interior do grão, sendo provavelmente esta austenita resultado tanto do nitrogênio quanto do ciclo térmico. Nesse caso o pronunciamento maior se deu na soldagem em que se procedeu o tratamento térmico posterior. A Figura 4 exemplifica o tipo de formação da austenita. Na Figura 4a observa-se a região MS de uma soldagem sem tratamento térmico posterior. Nessa figura são observadas diversas formações no entanto a mais proeminente é a austenita com morfologia Widmanstätten. Já na Figura 4b a austenita intragranular se torna mais acentuada, sendo tal efeito atribuído aqui ao tratamento térmico posterior.



**Figura 4.** Interior do grão ferrítico para a região MS da soldagem sem tratamento térmico posterior (a) e com tratamento térmico através de indução (b).

O perfil de dureza mostrado na Figura 5 exemplifica a variação do tipo de microestrutura gerada nas soldas executadas. No perfil de microdureza para o material sem tratamento verifica-se uma maior variação nos valores. Isso pode estar relacionado ao tipo de formação microestrutural. Observa-se que com a variação do tipo de soldagem gerada, observa-se uma evolução do perfil de microdureza. É observada uma atenuação do sinal gerado pela microdureza com o resfriamento da

chapa antes da soldagem e uma maior atenuação desse sinal para a situação com tratamento térmico com indutor.



**Figura 5.** Perfis de microdureza para as três condições de soldagem estabelecidas.

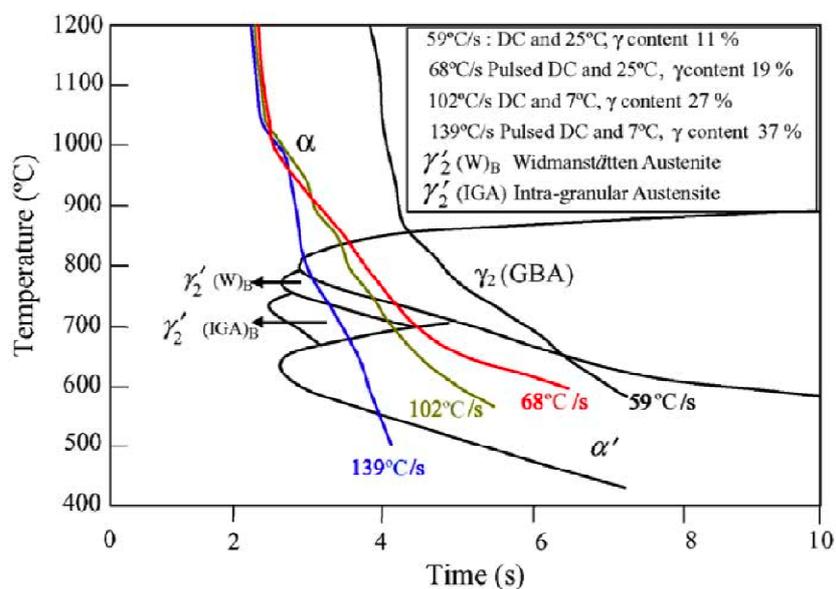
Segundo Wang et al.,<sup>(9)</sup> a maior taxa de resfriamento promoveria outro tipo de precipitação da austenita, como pode ser observada na Figura 6.<sup>(9)</sup> De acordo com essa figura, com a chapa resfriada, obtém-se uma maior taxa de resfriamento e conseqüentemente a maior possibilidade de formação da austenita de morfologia de Widmanstätten e a austenita intragranular, conforme é observado nas Figuras 7a e 7b.

É verificado que ocorre um certo refinamento da estrutura quando é comparada a microestrutura sem tratamento e com a chapa resfriada. Quando se opera o tratamento térmico posterior através do indutor, mesmo que por poucos segundos (10 s), a microestrutura modifica-se das demais (Figura 5c). Segundo ainda Wang et al.,<sup>(9)</sup> esse tipo de formação da austenita secundária promoveria uma maior homogeneidade da microdureza, como pode ser observado na Figura 5. Essa maior homogeneidade estaria atribuída à maior distribuição da austenita na matriz.

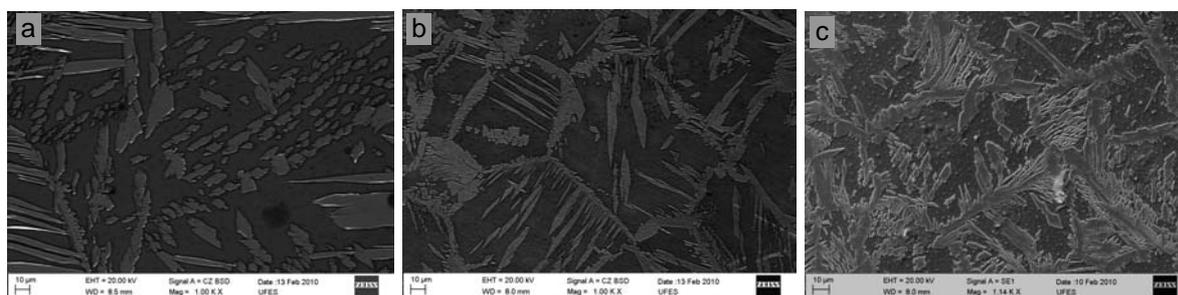
Com a maior formação de austenita (Figura 7c) é observada uma maior homogeneidade do sinal de microdureza (Figura 5c), resultado do tratamento térmico. Esses maiores picos de dureza observados podem ser resultado de outras precipitações, como é citado na literatura.<sup>(1-4,11-13)</sup> Embora não se tenha aprofundado a avaliação acerca dos demais precipitados, é nítida a presença de pontos de elevada dureza.

Em uma avaliação posterior, utilizando a ferramenta EDS, foi verificada a variação composicional de algumas fases presentes. A Figura 8 mostra a avaliação de uma região da zona fundida de uma solda sem tratamento térmico. Nessa Figura é possível verificar a formação de austenita secundária de forma intragranular. No

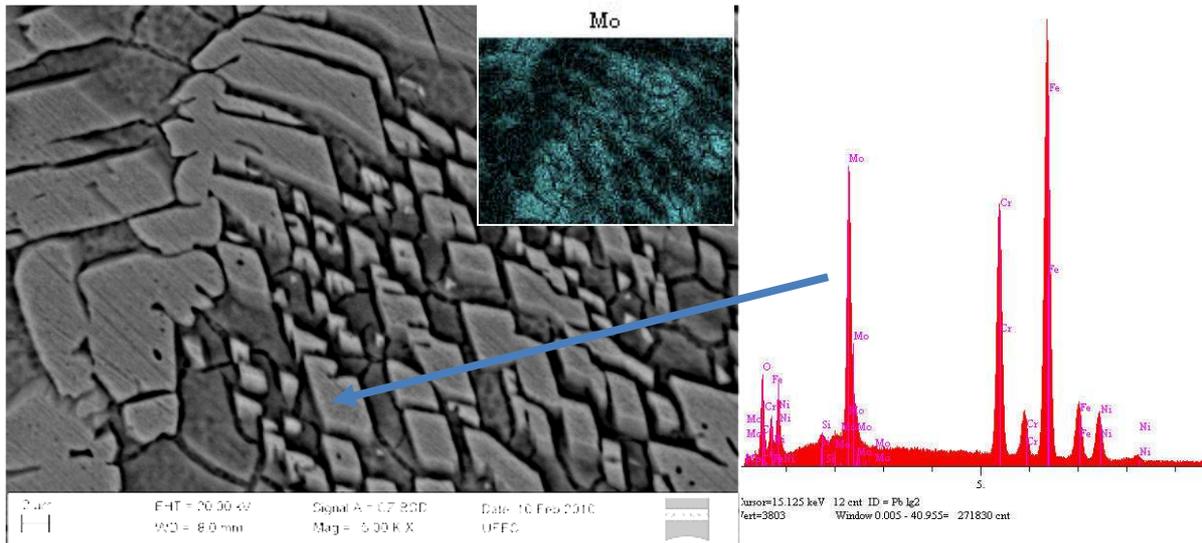
canto superior dessa figura verifica-se a presença de um mapa composicional intensificando o efeito do molibdênio. Através desse mapa pode-se notar a concentração desse componente em certas ilhas. Isso indica que ocorreu alguma precipitação de componentes ricos em Mo.



**Figura 6.** Relacionamento esquemático entre a curva de resfriamento durante a soldagem e as curvas de transformação cinética da fase para o aço inoxidável duplex 2205.<sup>(9)</sup>

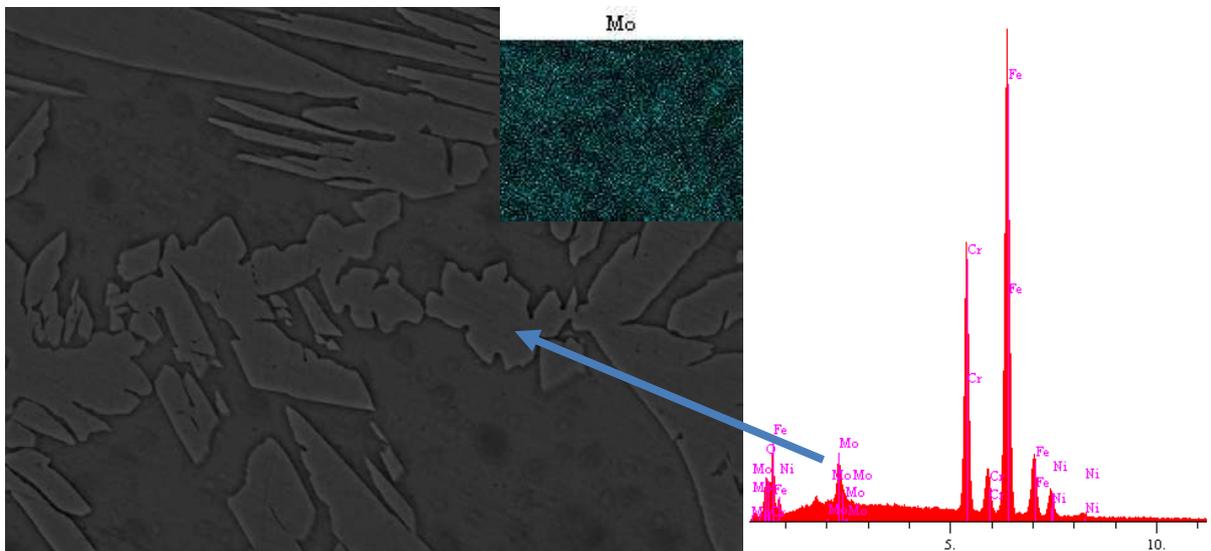


**Figura 7.** Evolução da microestrutura a partir da metodologia de soldagem utilizada. (a) sem tratamento térmico; (b) com a chapa resfriada até 7 °C; (c) com tratamento térmico por indutor.



**Figura 8.** Resultado do EDS sobre a área de zona fundida de uma soldagem sem tratamento térmico com foco no teor de Mo.

Na Figura 9 verifica-se a mesma análise para a região soldada com a utilização de resfriamento antes da soldagem. Nesse caso não é verificada a presença de ilhas de molibdênio. Esse efeito pode estar relacionado ao que cita Wang et al.,<sup>(9)</sup> onde a maior taxa de resfriamento proporciona a formação de austenita secundária (metaestável), promovendo uma redistribuição do soluto substitucional, gerando dessa forma mecanismos de equilíbrio, impedindo precipitações mais pronunciadas ou localizadas.



**Figura 9.** Resultado do EDS sobre a área de zona fundida de uma soldagem com resfriamento da chapa antes da soldagem com foco no teor de Mo.

Segundo Stradomski,<sup>(15)</sup> a composição das fases presentes nos aços inoxidáveis duplex pode ser sumarizada de acordo com a Tabela 3. Nessa tabela observa-se que a composição em relação ao molibdênio para as diversas fases é bem variável. Quando comparamos a Tabela 3 aos resultados do EDS realizado (Tabela 4), é notada a concentração do Mo em alguns sítios no metal de solda sem tratamento térmico, podendo ser um ponto de precipitação de uma fase intermetálica. Isso poderia ser o fator promovedor dos picos de dureza mais elevados observados na

Figura 7. No caso do material submetido a tratamentos térmicos, tanto com resfriamento da chapa, quanto no tratamento térmico com indutor, esse efeito não foi verificado.

**Tabela 3.** Composição dos componentes microestruturais de um aço inoxidável duplex<sup>(15)</sup>

Elemento	$\alpha$	$\gamma$	$\gamma'$	$\sigma$
Cr	27,8 – 29,2	20,9 – 22,3	20,3 – 22,4	32,1 – 66,9
Ni	4,54 – 5,60	7,92 – 9,79	8,17 – 9,64	1,58 – 3,31
Mo	2,65 – 3,95	1,37 – 2,26	2,15 – 4,06	6,35 – 10,6
Si	0,79 – 1,23	0,83 – 1,19	0,71 – 1,18	1,41 – 1,54

**Tabela 4.** Composição referente ao ponto de referencia da Figura 10

Elemento	O	Si	Cr	Fe	Ni	Mo
Sem tratamento	7,414	0,545	20,093	54,149	6,121	11,677
Resfriado	2.439	0.497	23.290	63.433	5.489	4.852

Embora o resultado do EDS não seja conclusivo, devido ao feixe muito concentrado e ao efeito de profundidade, existe ainda uma disparidade dos valores que indicam uma diferença entre as microestruturas. Segundo alguns autores [13, 15], a precipitação da austenita primária aconteceria com a composição próxima da ferrita, conforme apresenta a Tabela 3, mostrando que ocorreu algum fenômeno particular nas formações apresentadas pelas Figuras 7 e 8 e Tabela 4.

#### 4 CONCLUSÃO

Embora a utilização do gás de proteção com o nitrogênio e a corrente pulsada melhore o balanço entre as fases, os tratamentos térmicos foram mais eficientes na distribuição e balanço das fases austenita e ferrita;

O tratamento térmico através de indutor promove a maior formação de austenita secundária além de melhor distribuição da mesma na matriz;

A utilização dos tratamentos promove uma melhor distribuição das propriedades mecânicas quando avaliadas pela microdureza das regiões soldadas, sendo esse efeito mais pronunciado para o tratamento térmico com indutor;

A princípio, o tratamento térmico, quando utilizado, inibe a formação de sítios concentrados de precipitação de fases intermetálicas;

#### Agradecimentos

Os autores agradecem à TECHNIP, à ANP e à UFES/DEM pelo apoio e material para se estabelecer tal estudo.

#### REFERÊNCIAS

- 1 J. MICHALSKA AND M. SOZANSKA, Qualitative and quantitative analysis of  $\sigma$  and  $\chi$  phases in 2205 duplex stainless steels, Mater. Charact. 56 (2006), pp. 355–362.
- 2 SATO Y. S. and KOKAWA, H.: Preferential precipitation sit of sigma phase in duplex stainless steel weld metal, Scripta Materialia, 40-6(1999), 659-663.
- 3 GREGORI, A. NILSSON, J. O. BONOLLO, F.; Quantitative assessment of intermetallic phase precipitation in a superduplex stainless steel weld metal using automatic image analysis, Materials Science Forum, Trans. Tech. Publications, Svizzera, pp. 318-320, 829-834, 1999.

- 4 NAKADE, K. Sigma phase precipitation and its influence on hydrogen induced cracking of duplex stainless steel base metal and weld metal. *Welding in the World*. Vol. 47, 9–20, N°9/10, 2003.
- 5 POHL, M.; STORZ, O.; GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitations on the of duplex stainless steel. *Materials Characterization*, [S.l.], v. 58, p. 65–71, 2007
- 6 SIEURIN H., ZANDER J., SANDSTRÖM R., Modelling solid solution hardening in stainless steels, *Materials Science and Engineering A*. vol. 415, pp. 66-71, 2006.
- 7 KLIAUGA, A. M.; POHL, M.: Effect of plasma nitriding on wear and pitting corrosion resistance of X2 CrNiMoN 22 5 3 duplex stainless steel, *Surface and Coatings Technology*, Volume 98, Issues 1-3, Pages 1205-1210, January 1998.
- 8 MUNDT R., HOFFMEISTER H.: The isothermal  $\delta$  -  $\gamma$  transformation of ferrite-austenitic iron- chromium-nickel alloys, *Hansburg, Arch Eisenhüttenwes* 54, N. 7, PP. 291-294, 1983.
- 9 WANG, S.-H.; CHIU, P.-K.; YANG, J.-R.; FANG, J.: Gamma ( $\gamma$ ) phase transformation in pulsed GTAW weldmetal of duplex stainless steel *Materials Science and Engineering A* 420, 26–33, 2006.
- 10 LIPPOLD, J.C.; KOTECKI, D.J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. John Wiley & Sons, Inc, 2005.
- 11 GUNN, R.N. *Duplex stainless steels. Microstructure, properties and applications*. Cambridge - England: Abington Publishing, 2003. 204 p.
- 12 J. NOWACKI, A. ŁUKOJC, *Materials Characterization* 56 (2006) 436–441
- 13 SOUTHWICK, P.D.; HONEYCOMBE, R.W.K. The decomposition of  $\delta$ -ferrite to austenite by a martensitic mechanism in a duplex stainless steel. *ICOMAT' 79*. 189-194, Boston, USA, 1979. MIT Press.
- 14 RAMIREZ, A.J.; LIPPOLD, J.C.; BRANDI, S.D. The Relationship Between Chromium Nitride and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Vol. 34A. 1575-1597, 2003.
- 15 ZBIGNIWE STRADOMSKI, DARIUSZ DYJA. SIGMA PHASE PERTICIPATION IN DUPLEX PHASE STAINLESS STEEL. 4th Youth Symposium on Experimental Solid Mechanics, May, 4 – 7, Bologna, Italy, 2005.