

# ANÁLISE MICROESTRUTURAL EM TUBO DE AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX COM REVESTIMENTO DE INCONEL COMO REPARO PARA PERFURAÇÕES POR CORROSÃO LOCALIZADA\*

Marcos Lessa Kugizaki<sup>1</sup>  
Cristina Perim Drago<sup>2</sup>  
Juliana Prates Souza<sup>3</sup>  
Carlos Alberto Rosa Neto<sup>4</sup>  
Marcelo Camargo Severo de Macêdo<sup>5</sup>  
Temístocles de Sousa Luz<sup>6</sup>

## Resumo

Os aços inoxidáveis superduplex são frequentemente utilizados em plataformas de extração de petróleo, para condução de água do mar em sistemas de arrefecimento, e combinam boa resistência mecânica e alta resistência à corrosão. Ainda que apresentem propriedades superiores aos demais aços inoxidáveis, os superduplex apresentam casos de perfuração por corrosão, necessitando reparos. Em alternativa ao reparo convencional, que é feito por meio de bandagem polimérica, este trabalho traz o estudo e análise detalhada do reparo por meio do revestimento da região afetada com uma camada de Inconel por meio de Cladding, utilizando processo GMAW. Foram realizados acompanhamento da temperatura e sinais elétricos durante o procedimento do depósito, além de análise detalhada da microestrutura e ensaios de microdureza nas regiões críticas. Os resultados demonstraram que a técnica de reparo por deposição de Inconel é viável, sem prejudicar as propriedades do tubo.

**Palavras-chave:** Superduplex; Revestimento; Corrosão; GMAW.

## MICROSTRUCTURAL ANALYSIS IN SUPERDUPLEX STAINLESS STEEL PIPES WITH INCONEL CLADDING AS REPAIR FOR LOCAL CORROSION PERFORATIONS

### Abstract

Superduplex stainless steels are often used on oil extraction platforms, for conducting seawater in cooling systems, and combine good mechanical strength and high corrosion resistance. Although they have properties superior to the other stainless steels, the superduplex presents cases of perforation by corrosion, needing repairs. As an alternative to conventional repair, which is done by means of polymeric banding, this work brings the detailed study and analysis of the repair by coating the affected region with an Inconel layer using Cladding, with GMAW process. Temperature and electrical signals were monitored during the deposition procedure, as well as a detailed analysis of the microstructure and microhardness tests in the critical regions. The results demonstrated that the Inconel deposition repair technique is feasible, without impairing the properties of the pipe.

**Keywords:** Superduplex; Cladding; Corrosion; GMAW.

<sup>1</sup> Engenheiro Mecânico, Bacharel, Mestrando, PPGEM, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES Brasil.

<sup>2</sup> Graduanda em Engenharia Mecânica, DEM, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES Brasil.

- <sup>3</sup> *Graduanda em Engenharia Mecânica, DEM, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES Brasil.*
- <sup>4</sup> *Físico, Bacharel, Técnico de Laboratório, DEM, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES Brasil.*
- <sup>5</sup> *Engenheiro Metalúrgico, Doutor, Coordenador e Professor, PPGEM e DEM, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES Brasil.*
- <sup>6</sup> *Engenheiro Mecânico, Doutor, Professor, DEM, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES Brasil.*

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) quando comparados com os demais aços inoxidáveis possuem uma elevada resistência mecânica combinada com alta resistência à corrosão. Ao longo dos últimos anos, tiveram seu uso aumentado nos diversos sistemas produtivos, principalmente no setor de energia. Dessa forma quando aplicados em ambientes agressivos com a presença de CO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>S, água do mar entre outros é necessário utilizar uma classe de AID mais resistentes ainda, esses são os aços inoxidáveis superduplex (AISD), utilizados em grande escala no setor de petróleo e gás.

Os AISD se destacam por possuírem um Pitting Resistance Equivalent Number (PREN) elevado. Vários autores [1, 2, 3] mostraram que o PREN para os AISD estão em valores superiores a 40, ao passo que para os AID o PREN é de 30 a 40 em sua maioria. Apesar dos AISD possuírem elevada resistência à corrosão, na exploração de petróleo e gás onde esse material é usado em tubulações para condução de água do mar, são recorrentes os casos de corrosão que resultam em perfurações.

A maior parte dos casos de perfurações por corrosão está associada aos processos de soldagem que esses tubos são submetidos. O aquecimento dessas regiões devido ao aporte térmico influencia diretamente no balanço de fases, de modo que existe uma relação direta entre a resistência à corrosão e o balanço de fases, ferrita e austenita, presente nas ligas dos superduplex [4]. Assim, as características de resistência à corrosão estão associadas ao balanço de fases de 1:1, de austenita e ferrita, bem como da ausência de fases deletérias (fases intermetálicas  $\sigma$ ,  $\chi$  e R, nitretos de CrN e Cr<sub>2</sub>N, e os carbonetos Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> e Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>) [2].

No reparo em campo, o procedimento convencional consiste no isolamento do vazamento por meio de uma bandagem polimérica em serviço e posteriormente, durante a parada da planta, na substituição do trecho danificado. Em contrapartida, uma técnica de reparo alternativa é o depósito de material de alta resistência utilizando a técnica Cladding mediante processo de soldagem Gas Metal Arc Welding (GMAW).

O intuito do presente trabalho é analisar a influência dessa técnica de reparo, avaliando a microestrutura do tubo de AISD quando submetido a esse processo.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

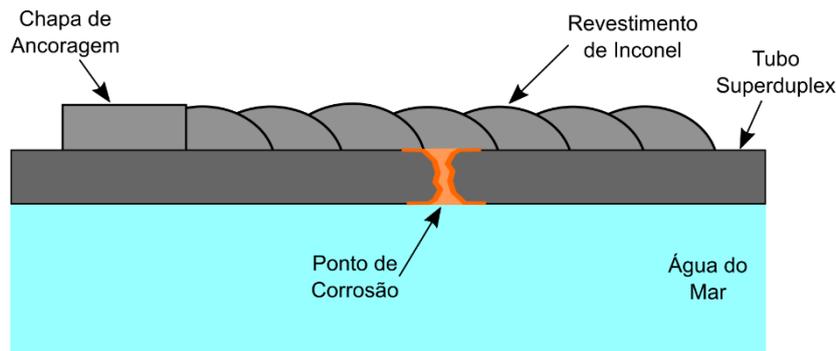
### 2.1 Método de reparo por depósito de material de alta resistência

A técnica de reparo por depósito de material de alta resistência consiste em aplicar sobre regiões degradadas e perfuradas por corrosão, como mostra a Figura 1, uma camada de Inconel afim de conter a propagação e isolar o furo.



**Figura 1.** Perfurações provocadas por corrosão na solda de emenda de tubo em AISD.

Utilizando uma chapa de ancoragem, a técnica consiste na execução de múltiplos cordões com sobreposição de 50 % com o intuito de diminuir o aporte térmico. Por meio do processo GMAW, o material de revestimento é depositado na região perfurada, como detalhado na Figura 2.



**Figura 2.** Esquema do revestimento de Inconel.

O Inconel foi escolhido como material de depósito por apresentar excelentes propriedades mecânicas e alta resistência à corrosão, superiores ao AISD como visto na Tabela 1, assim espera-se que o revestimento atue como uma camada bloqueadora da propagação da corrosão na região. Além disso, a norma [5] indica que para reparos de tubulações por revestimento de material de alta resistência à corrosão, a tensão última do material do revestimento deve ser igual ou exceder a tensão última do metal de base.

**Tabela 1.** Propriedades dos materiais estudo

Material	Resistência à Tração	PREN
UNS S32760	750 MPa	42,5
Inconel 625	770 MPa	51,2

## 2.2 Cladding

Para avaliação do processo foi preparado um tubo, conforme mostra a Figura 3, de AISD UNS S32760 com 550 mm de comprimento, 170 mm de diâmetro e 3,8 mm de

parede. A deposição do revestimento por meio de soldagem foi realizada em duas condições, uma com o tubo vazio e outra preenchido com água à 24 °C, que ficou em regime estacionário até o final do experimento.



**Figura 3.** Tubo em AISD UNS S32760 e robô de soldagem Panasonic.

Ambos experimentos foram realizados na posição 5G, buscando reproduzir as condições de campo. O revestimento foi executado por braço robótico Panasonic modelo TM-1400WGIII com processo a Gas Metal Arc Welding (GMAW) em multipasses. Foi empregue o arame sólido Inconel 625 de especificação AWS A5.14 com 1,2 mm de diâmetro.

Para atender as necessidades dos limites térmicos, foram realizados testes exploratórios até atingir um limite mínimo de energia de soldagem em que fosse capaz de realizar o processo. A soldagem foi executada com corrente pulsada em polaridade direta, como gás de proteção utilizou-se mistura de 70% Argônio e 30% Hélio, corrente média de 60 A, tensão média em 22,5 V e velocidade de soldagem a 20 cm/min e aporte térmico de 0,4 kJ/mm. Entre os passes respeitou-se a recomendação prática de temperatura inferior a 100 °C.

### 2.3 Aquisição de dados

O processo foi monitorado por um sistema de aquisição de sinais elétricos e térmicos, permitindo que todas as soldas pudessem ser supervisionadas, não só para se observar a energia imposta durante o revestimento, mas a temperatura na região interna do tubo soldado. Para tanto foram utilizados um sistema com sensor tipo hall que permite o monitoramento de correntes na ordem de  $\pm 500$  A bem como uma placa de aquisição de tensão adequada a níveis de sinais da ordem de  $\pm 100$  V, ambos com frequências de aquisição de 5 kHz e 12 Bits. Foram utilizados ainda três

termopares tipo K, o que favoreceu a observação dinâmica da temperatura em pontos distintos da zona de deposição como mostra a Figura 4. O termopar “1” ficou localizado exatamente na linha de direção da solda, enquanto os termopares “2” e “3” ficaram a 4 e 8 mm respectivamente da linha de direção da solda.

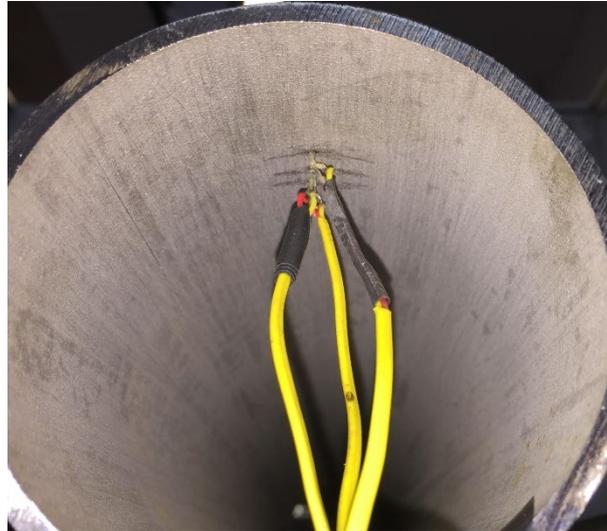


Figura 4. Fixação dos termopares na região interna do tubo.

## 2.4 Preparação das amostras

Após o processo de revestimento, o mesmo foi seccionado para que fosse avaliada a característica da interface do depósito (região entre o depósito de Inconel e o aço inoxidável superduplex). As amostras foram referidas como demonstrado na Tabela 2. Para avaliar o comportamento geral foi realizado análises no material como recebido, sem soldagem, com o objetivo de se obter um referência para comparações.

Tabela 2. Amostras

Amostra	Condição
A1	Tubo vazio
A2	Tubo com água interna
A3	Material não soldado

Cada amostra ainda foi analisada em duas regiões diferentes. Uma região denominada como Zona Termicamente Afetada (ZTA), logo abaixo ao depósito de Inconel, e outra como região de Material de Base (MB) como identificado na Figura 5.

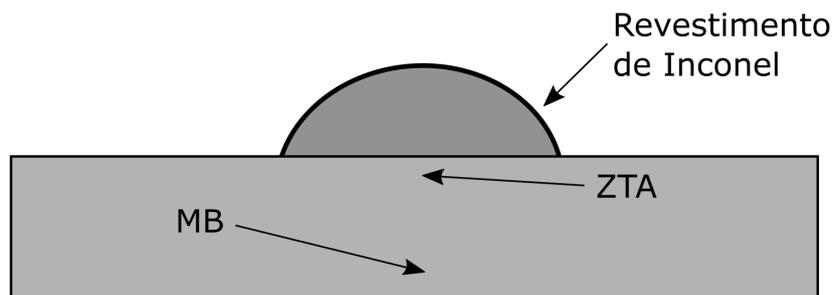


Figura 5. Regiões de análise.

## 2.5 Microscopia e quantificação de fases

Com o intuito de determinar o balanço de fases (ferrita e austenita), foram obtidas micrografias óticas. As amostras retiradas foram submetidas ao processo de metalografia, utilizando o reagente Beraha (20 mL ácido clorídrico, 80 mL de água destilada e 1 g de metabissulfato de potássio) por trinta minutos para o ataque químico e revelação da microestrutura. Ainda para averiguar a formação de precipitados foi realizado também o ataque com hidróxido de potássio (KOH).

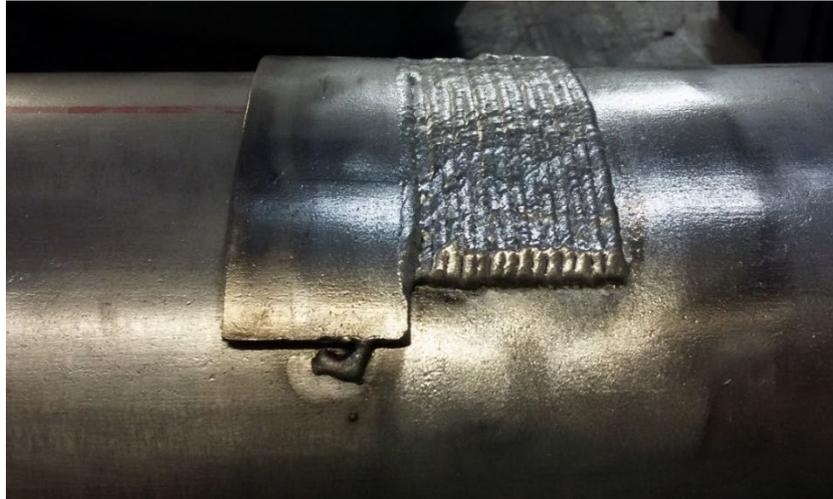
A quantificação das fases austenita e ferrita foi realizada através do software SVRNA (Segmentação Via Rede Neural Artificial) que é um software de segmentação de imagens para quantificação de microestruturas em metais utilizando redes neurais artificiais. O SVRNA recebe uma imagem e, a partir de parâmetros definidos pelo usuário, retorna os resultados desejados [7]. Foram feitas, através do microscópio ótico, 8 imagens mapeadas sequencialmente da esquerda para a direita, com uma lente de aumento de 200x para cada condição (A1 e A2) e cada região (ZTA e MB).

## 2.6 Microdureza

O ensaio de microdureza busca verificar a dureza das fases austenita e ferrita nas regiões: ZTA e MB em cada amostra. A dureza Vickers foi a escolhida para análise, onde foi utilizado durômetro com ponta de diamante em formato de pirâmide. A carga aplicada foi de 10 gf, durante 15 segundos. Para visualização das fases no microscópio para a aplicação da carga, as amostras foram preparadas com lixamento, polimento e ataque químico de hidróxido de potássio (KOH).

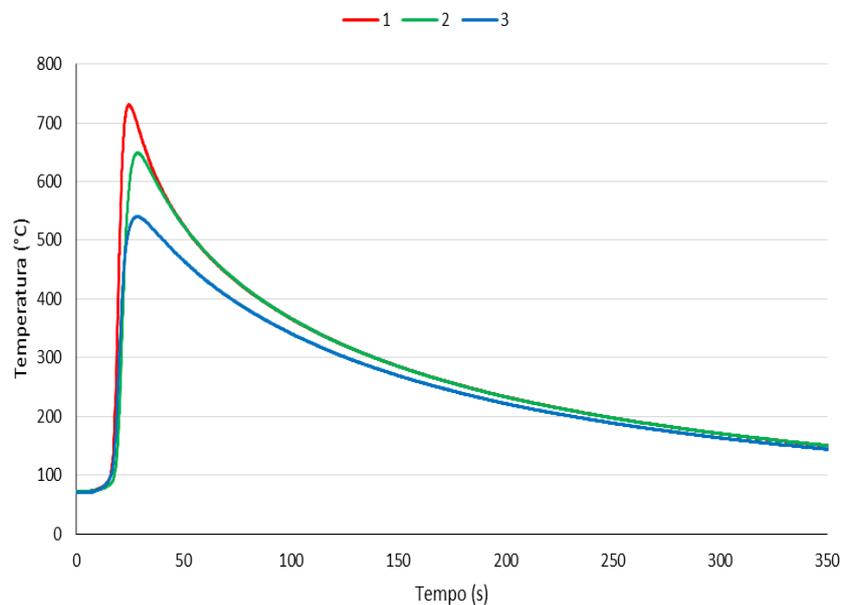
## 3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

O procedimento de revestimento de Inconel executado, tomando como referência as dimensões da tubulação, se mostrou adequado para isolar possíveis danos de perfurações nas tubulações. A Figura 6 retrata o depósito realizado sem que houvesse a inserção de água no interior do tubo (A1), que representa a pior condição. Nota-se a incidência de 15 passes consecutivos e sobrepostos, gerando uma área de 150 mm por 80 mm aproximadamente. Ainda possível ver a chapa de ancoragem, que teve o papel essencial na minimização do aporte de calor inicial (primeiro cordão), onde gera uma distribuição de aproximadamente 50% do calor transferido, minimizando o efeito sobre o metal de base. As duas condições de avaliação apresentaram morfologia similar.



**Figura 6.** Aspecto do revestimento de Inconel 625 depositado em Tubo de AISD UNS S32760.

Quando se avalia a temperatura na parede interna do tubo, verifica-se que os níveis de temperatura na soldagem do tubo sem água no interior, proporcionou picos de temperaturas na ordem de 730 °C, para o termopar “1” que indica a pior posição, onde recebe diretamente o calor aportado no processo. Se tomarmos como referência o nível de temperatura em que a literatura cita a formação de fases deletérias e mesmo o desbalanço das fases ferrita e austenita, verifica-se que nessa condição, a região interna do tubo passou algo em torno de 10 segundos acima de 700 °C como mostra a Figura 7 abaixo para os três termopares.



**Figura 7.** Curva de aquecimento e resfriamento sem água.

Para formar precipitados é necessário que o tubo fique em temperaturas e tempos suficientes para conforme diagrama da Figura 8.

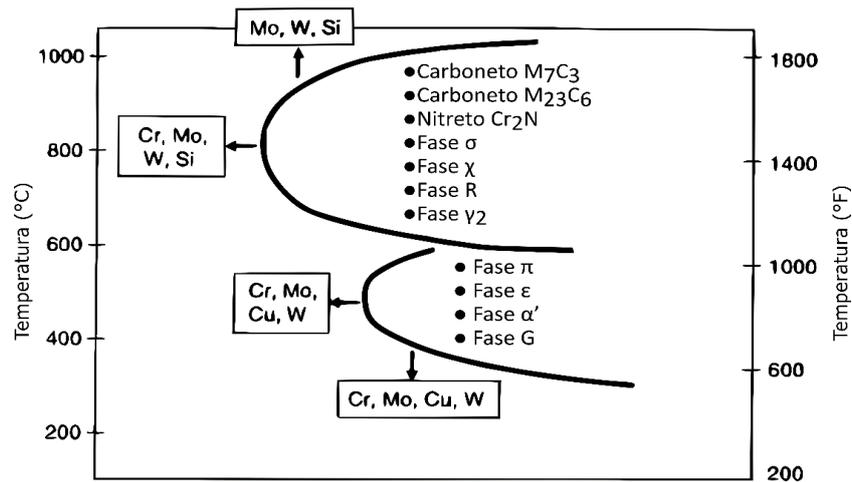


Figura 8. Diagrama de formação dos precipitados nos AID [8], adaptado.

Estudos mostraram que para a formação dos precipitados [9], que se dá por difusão, são necessários tempos superiores a 10 segundos em faixas de temperaturas superiores a 900 °C, de forma geral, para diferentes materiais duplex. Desse modo, a amostra sem água ficou apenas 10 segundos em uma faixa menor de temperatura, o que a princípio não leva a formação de precipitados.

O experimento realizado com água, que representa um caso mais apenas por ter água como elemento que dissipará melhor o calor no interior, teve temperatura máxima de 120° C, para o termopar “1”. Esse valor está bem abaixo do limite mínimo da curva inferior de formação de precipitados que é na faixa de 300 °C (Figura 8).

O resultado da análise de sinais elétricos mostrou que a energia de soldagem ficou em 0,4 kJ/mm conforme esperado. O controle da energia de soldagem aportada é essencial para conseguir a microestrutura desejada. Na situação em que o aporte térmico é baixo, a porcentagem de ferrita se torna muito elevada na microestrutura, enquanto o aporte elevado leva a um grande volume de fases deletérias. Para o caso de soldagem do AISD o aporte de calor deve estar entre 0,2 kJ/mm e 1,5 kJ/mm [10].

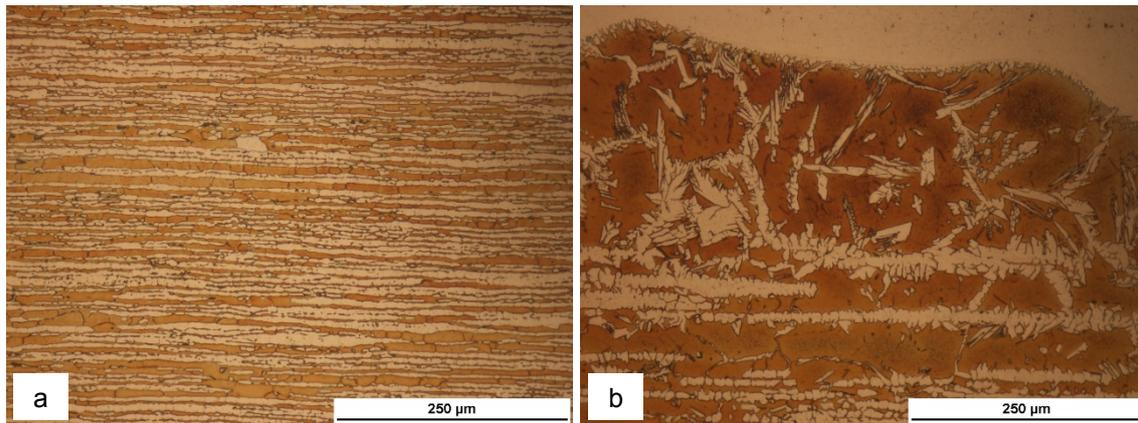
Na Figura 9, temos a condição A3, ou seja, o material sem ter sofrido qualquer tipo de aporte térmico. Observa-se de forma clara o padrão das fases ferrita (escura) e austenita (clara), conforme sentido de laminação.



Figura 9. A3.

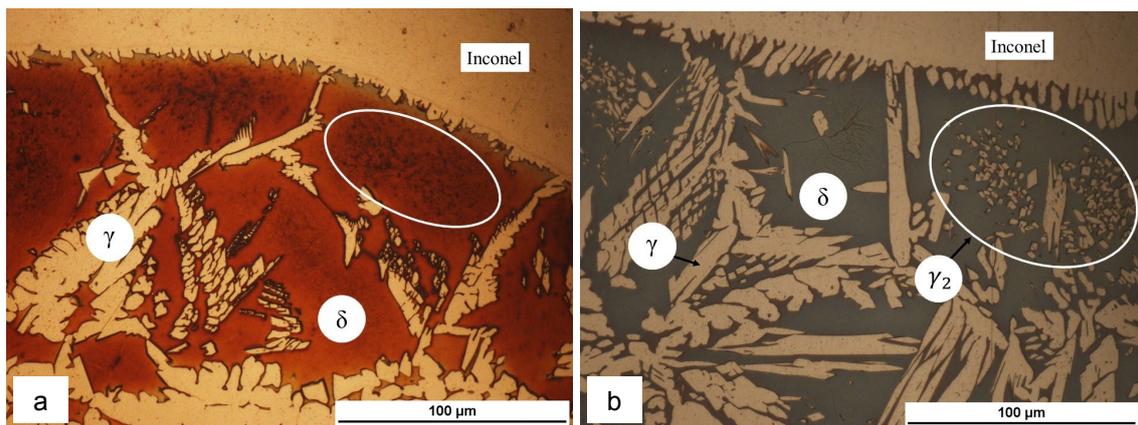
A Figura 10 demonstra as micrografias para a condição A1. Na região de MB não houve alterações da característica de fases quando comparada a amostra A3

enquanto que para a ZTA vemos a recristalização devido ao aporte térmico. Ainda podemos verificar que não houve mistura entre o depósito e o AISD.



**Figura 10.** (a) A1 MB. (b) A1 ZTA.

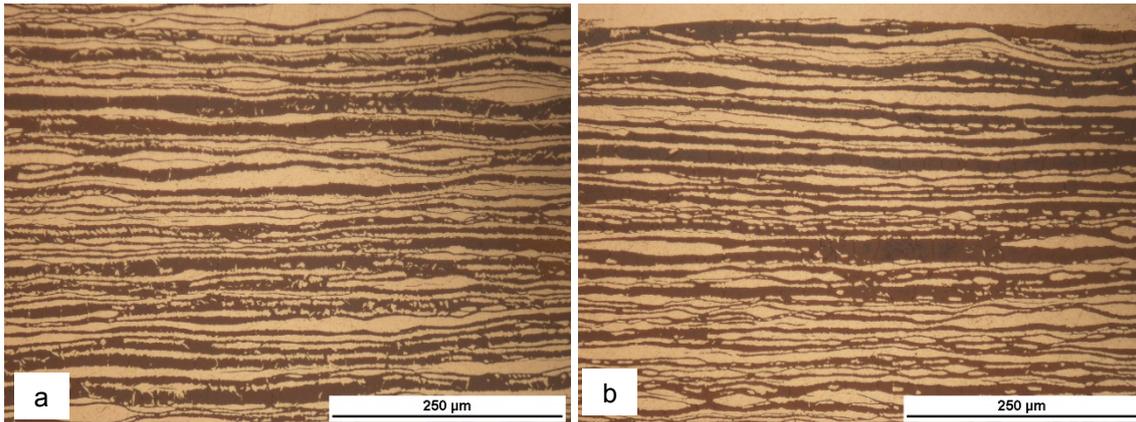
Uma análise mais detalhada das amostras A1, mostraram que na recristalização da ZTA, região mais próxima ao depósito, houve formação de precipitados e nucleação de austenita secundária como mostram as imagens da Figura 11. Os precipitados podem prejudicar as propriedades de corrosão, porém estes ocorreram somente na ZTA em pequeno volume.



**Figura 11.** (a) A1 ZTA, precipitados. (b) A1 ZTA, austenita secundária.

Apesar da formação da austenita secundária estar ligada à formação de precipitados, como o  $\text{Cr}_2\text{N}$ , as consequências de sua formação nas propriedades mecânicas e de corrosão são questionáveis em diferentes estudos [11, 12]. Apesar da ligação da formação da austenita secundária com precipitados prejudicar as propriedades de resistência à corrosão, sua nucleação pode trazer o balanço de fases mais próximo do ideal, entre austenita e ferrita, ou próximo daquelas do material branco.

Para a amostra A2, como demonstrado na Figura 12, temos tanto para a região de MB como para a ZTA um aspecto similar ao da amostra A3, sem alterações. Isso deve-se ao efeito da água interna que atua de forma eficaz na retirada de calor, evitando assim recristalização. Como na amostra A2, também não houve mistura entre as fases.



**Figura 12.** (a) A2 MB. (b) A2 ZTA.

O balanço de fases é demonstrado na Tabela 3, indicando o percentual da fase austenita para cada amostra e região. Os resultados para o balanço de fases atendem ao esperado para utilização da técnica, onde os valores ficam na faixa de 40 a 60 % como indicado para os AID e AISD [2]. Na maioria das aplicações industriais, a austenita abaixo de 25% degrada as propriedades iniciais do material, tornando-o inaceitável [13].

**Tabela 3.** Balanço de Fases

<b>Amostra</b>	<b>Fração de Austenita [%]</b>
A1 MB	48 ± 5
A1 ZTA	46 ± 7
A2 MB	52 ± 5
A2 ZTA	48 ± 4
A3	50 ± 2

Os valores encontrados no ensaio de microdureza são demonstrados na Tabela 4, distribuídos por fase (austenita e ferrita), região (MB e ZTA) e condição (A1 e A2).

**Tabela 4.** Dureza Vickers

<b>Amostra</b>	<b>Ferrita [HV]</b>	<b>Austenita [HV]</b>
A1 MB	286 ± 32	273 ± 10
A1 ZTA	304 ± 30	246 ± 26
A2 MB	264 ± 22	231 ± 18
A2 ZTA	281 ± 33	255 ± 10
A3	323 ± 21	254 ± 24

Os valores obtidos se encontram dentro da faixa de dureza considerada ideal para o AISD UNS S32760, exceto para o valor de dureza da ferrita da amostra A3, metal branco, que apresentou valor consideravelmente alto. Acredita-se que a dureza alta na ferrita é proveniente de fábrica, causada por um processo de envelhecimento do material. Esse envelhecimento do material antes mesmo de ser soldado não é esperado e pode justificar parte das precipitações que surgem na região ferrítica após o procedimento.

## 4 CONCLUSÃO

Para ambas as condições, com e sem água na tubulação, o procedimento mostrou-se adequado. A parametrização e técnica utilizada mostra-se adequada para o reparo de tubulações perfuradas por corrosão localizada.

A análise de sinais mostraram um aporte térmico adequado e temperaturas que respeitam a formação de precipitados. As micrografias revelaram ainda um balanço de fases adequado e manutenção do aspecto dos grãos na região MB, que estará em contato com o fluido. Na amostra A1, houve formação de precipitados na ZTA apenas, porém essa região não estará em contato com o fluido. Não houve também alterações significantes no ensaio de microdureza.

## Agradecimentos

Os autores agradecem à Petrobras pelo fornecimento do material de estudo. Reconhecem também a ajuda do Laboratório de Soldagem e do Laboratório TRICORRMAT da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES)

## REFERÊNCIAS

- 1 Cleland J. H. What does the pitting resistance equivalent really tell us?. Eng. Fail. Anal. 1996. Vol. 3, No. 1, pp. 65–69.
- 2 Gunn, R. N. Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications. Abington Publishing, 2003. Cambridge.
- 3 NACE 0175/ISO 15156 Standard. Petroleum and natural gas industries — materials for use in H<sub>2</sub>S - containing environments in oil and gas production – part 3: Cracking-resistant CRAs (corrosion resistant alloys) and other alloys, 2015.
- 4 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. Corrosion Science, 1996. Vol. 38, No. 8, pp. 1319–1330.
- 5 ASME PCC-2. Repair of Pressure Equipment and Piping – part 2: Welded Repairs, 2015. pp. 58-64.
- 6 Tavares S. S. M., Pardal J. M., Almeida B. B., Mendes M. T., Freire J. L. F., Vidal A. C. Failure of superduplex stainless steel flange due to inadequate microstructure and fabrication process. Engineering Failure Analysis 84, 2018. pp. 1–10.
- 7 Albuquerque, V. H. C. Sistema de visão computacional para a caracterização da grafita usando microfotografias. 2007. 72 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Teleinformática) – Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza.
- 8 Lippold, J. C., Kotecki, D. J. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. John Wiley & Sons, Inc. 1a ed. 2005, Hoboken, New Jersey.
- 9 Ramirez, A. J. L. Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na zac de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2001.
- 10 Pardal, J.M.; Tavares, S.S.M.; Faria, R.A. Aços inoxidáveis Duplex (austeno-ferríticos) microestrutura e propriedades. Metalurgia & Materiais, 2008. 64: 624-626.

- 11 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, v. 34, n. 8, p. 1575–1597, 2003.
- 12 Kugizaki, M.L., Estudo do efeito do aporte térmico sobre a resistência à corrosão da região soldada do aço inoxidável duplex UNS S31803, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, 2017.
- 13 Hsieh RI, Liou HY, Pan YT. Effects of cooling time and alloying elements on the microstructure of the Gleeble simulated heat affected zone of 22% Cr duplex stainless steels. J Mater Sci Perform 2001. 10(5):526–36.