



Tema: Fundição

## CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA INTERFACE DE TUBO BIMETÁLICO CENTRIFUGADO\*

João Guilherme Dessi<sup>1</sup>  
 Antônio Rafael Andrade<sup>2</sup>  
 Conrado Ramos Moreira Afonso<sup>3</sup>

### Resumo

Neste trabalho estudou-se a microestrutura e a interface de um tubo bimetálico cladeado por centrifugação, constituído externamente em aço API 5L X65Q e internamente pela superliga de Ni-Cr Inconel 625, ambos vazados pela mesma posição relativa no tubo. O vazamento do Inconel 625 causou erosão no aço que diminuiu de intensidade do lado de vazamento (região mais quente) para a o lado oposto (região mais fria), onde a região de interdifusão não se apresentou mesmo uniforme. Nas regiões mais quentes (lado vazado e meio do tubo) ocorreu o cladeamento completo, com uma interface continua entre ambos os materiais constituintes, enquanto que na região mais fria a interface apresentou descontinuidades. O aço apresentou microestrutura ferrítica-perlítica com a região adjacente a interface descarbonetada, com grãos ferríticos nanométricos em uma região estreita de 3  $\mu\text{m}$ . O Inconel 625 apresentou uma microestrutura de dendritas de austenita Ni-fcc com fases de Laves interdendríticas, devido a aumento do teor de Fe, com alta densidade de discordâncias na região adjacente a interface livre de precipitados.

**Palavras-chave:** Fundição centrífuga; Tubos bimetálicos; Cladeamento;

### INTERFACE MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF CENTRIFUGAL-CAST BIMETALLIC PIPE

#### Abstract

In this work, the microstructure and the interface of a clad bimetallic tube by centrifugal casting, consisting externally in steel API 5L X65Q steel and internally by Ni-Cr superalloy Inconel 625, both poured in the same relative position in the pipe. The pouring of Inconel 625 caused erosion in the steel, decreasing the steel thickness from the pouring side (hotter region) to the opposite side (the coldest region) where the interdiffusion region was not uniform. In hotter regions (pouring side and middle of the pipe), a complete cladding occurred, with a continuous interface between the two constituent materials, while the coldest region in the interface presented discontinuities. The steel presented a ferrite-pearlite microstructure, with the region adjacent the interface decarburized, and ferritic nanosized grains in a narrow region 3  $\mu\text{m}$  away from the interface. The Inconel 625 showed a microstructure of Ni-fcc austenite dendrites with interdendritical Laves phases, due to the increased Fe content in the Inconel 625, with high dislocation density in the free-precipitated region adjacent to the interface.

**Keywords:** Centrifugal casting; Bimetallic pipes; Cladding.

<sup>1</sup> Eng.º, Universidade Federal de São Carlos, Programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

<sup>2</sup> M.Sc, ENEMASA Engenharia e Materiais LDTA, Laboratório de Desenvolvimento e Controle de Processos.

<sup>3</sup> Prof. Dr., Universidade Federal de São Carlos, Departamento de Engenharia de Materiais.

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

Na indústria de óleo e gás, ligas resistentes à corrosão frequentemente necessitam serem empregadas na fabricação de tubulações, tanto para aplicações *onshore*, quanto *offshore*. O uso racional de materiais se faz necessário de forma a reduzir-se custos e otimizar o uso de materiais de custo mais elevados, sem que ocorra perdas de desempenho e funcionalidade [1,2].

Um exemplo deste uso racional são os tubos bimetálicos *lined* (unidos mecanicamente) e cladeados (unidos metalurgicamente). Estes tubos são fabricados, externamente, em um aço alta resistência baixa liga (ARBL) chamado de *backing steel*, que confere resistência mecânica e tenacidade ao tubo e internamente em uma liga resistente à corrosão (*Corrosion resistant alloy* – CRA), que em contato com o fluido a ser transportado não sofre corrosão e degradação extensa como o aço ARBL, isolando também este do contato deste com o fluido [2]. Nos tubos cladeados a ligação entre os materiais constituintes é metalúrgica, de forma que uma camada de interdifusão mútua na interface entre os materiais se faz presente. Um tubo cladeado deve então apresentar esta camada de interdifusão em uma interface sem descontinuidades e com mínima mistura possível do material do *backing steel* na CRA [3].

A fundição centrífuga é uma técnica tradicional de produção de tubos sem costura (sem cordão de solda presente ao longo do comprimento deste), e consiste em vaziar o metal líquido em um molde metálico cilíndrico em alta rotação, mantendo-a enquanto o metal solidifica. Tubos bimetálicos podem ser produzidos por meio de fundições centrífugas consecutivas, através de vazamento, centrifugação e solidificação do *backing steel*, seguido do vazamento, centrifugação e solidificação da CRA sobre o material da parte externa [4,5].

No presente trabalho foi avaliado um tubo bimetálico produzido por centrifugação, consistindo o externamente em aço ARBL da especificação API 5L X65Q, e internamente na liga resistente à corrosão Inconel 625, na condição bruta de fundição. Verificou-se o aspecto da interface em diferentes posições do tubo, interdifusão de elementos na interface, bem como o aspecto e a continuidade desta, além das microestruturas e fases obtidas.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

O tubo bimetálico analisado foi produzido na ENGEMASA Engenharia e Materiais LDTA, localizada na cidade de São Carlos - SP, através de fundição por centrifugação. As ligas que iriam compor a parte externa (API 5L X65Q) e interna do tubo (Inconel 625) foram preparadas separadamente, e então foi vazado primeiramente o aço constituinte da parte externa, centrifugado. Após 40s, tempo suficiente para o tubo de aço solidificar-se, porém ainda, em alta temperatura, o Inconel 625 foi vazado pela mesma posição de vazamento do aço, centrifugado e solidificado internamente em contato com o aço. As cargas de cada liga foram calculadas de forma a se obter um tubo de diâmetro externo de 108 mm e espessura de 74 mm e comprimento de 2980 mm. Em seguida, após a usinagem de acabamento, teve a espessura de parede reduzida para 12 mm, de modo a eliminar na região mais interna os defeitos e inclusões que se concentram, posteriormente cortados eliminando 30 cm das extremidades do tubo pelo mesmo motivo. Seções anulares transversais do tubo de três posições (lado mais próximo ao local de vazamento, meio do tubo e lado oposto ao vazamento) foram retiradas para

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



análises. As seções foram submetidas a ensaios de líquidos penetrantes e também atacadas para revelar sua macroestrutura. Após, amostras para microscopia óptica e de varredura foram retiradas das seções, embutidas em baquelite, lixadas em granulometrias sucessivamente menores, polidas em suspensão de alumina, com granulometria de 1  $\mu\text{m}$ , e atacadas com Nital 2% para revelar a microestrutura do aço, ou em água régia para revelar o Inconel 625.

**Tabela 1.** Composições químicas das ligas constituintes do tubo bimetálico imediatamente antes do vazamento na centrífuga

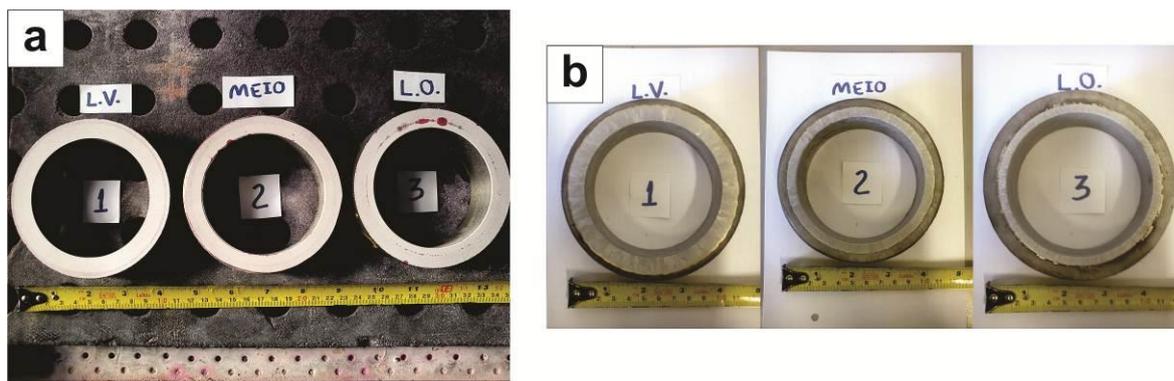
Liga	Elemento (%p)														
	Fe	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	V	Cr	Ni	Cu	Co	Al	Mo
API 5L X65Q	Bal.	0,17	0,31	0,96	0,018	0,010	0,009	0,004	-	0,09	0,07	0,02	-	0,004	0,017
Inconel 625	1,57	0,007	0,30	0,14	0,004	0,003	3,57	0,27	0,045	21,62	Bal.	0,04	0,11	0,17	9,26

As análises de microscopia óptica foram realizadas em um microscópio ótico Olympus BX41M-LED e do sistema de processamento de imagens Infinity Capture acoplado. As análises de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e EDS foram realizadas em microscópios Philips, modelo XL-30 FEG e FEI, modelo Inspect S50, ambos do Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) da UFSCar. As análises de EBSD/EDS foram realizadas em um microscópio MEV-FEG (feixe por emissão de campo), FEI modelo Nova NanoLab 600. A microscopia eletrônica de transmissão (TEM) foi feita através do equipamento FEI Tecnai G2 F20 (TEM/STEM) a 200kV com feixe por emissão de campo (FEG), acoplado à espectroscopia de energia dispersiva (EDS) EDAX. As amostras para a análise de TEM foram preparadas através de feixe de íons de Ga focalizado (FIB) *in-situ* através do método “*lift-out*” através de um equipamento Dual Beam FEI Nova 600 NANOLAB. Os perfis de microdureza foram medidos das amostras preparadas para microscopia ótica em um microdurômetro Shimadzu, modelo HMV-G 20ST, com carga aplicada de 300gf. Três perfis foram medidos para cada amostra, a partir da superfície externa, percorrendo a espessura de parede do tubo em intervalos de 0,25 mm, resultando em um perfil médio de durezas.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

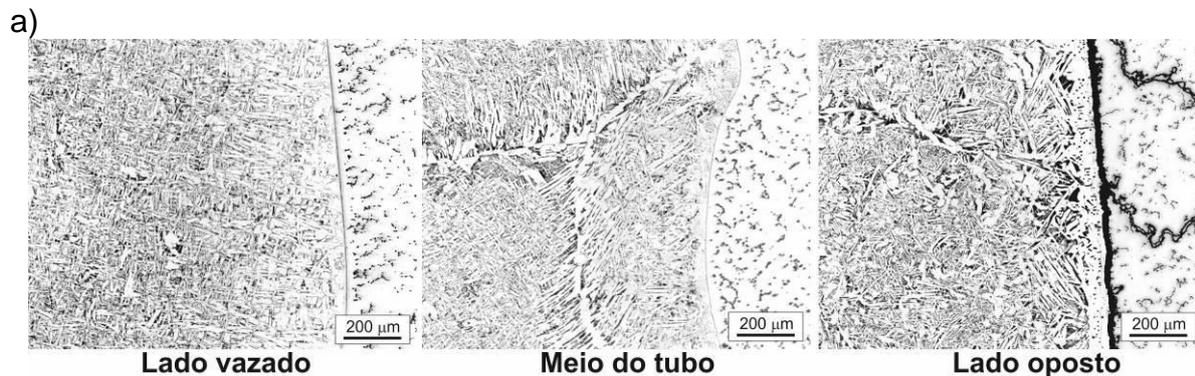
As seções transversais mais próximas do lado vazado e do meio do tubo apresentaram nos ensaio de líquidos penetrantes nenhuma descontinuidade na interface. Entretanto, a amostra mais próxima do lado oposto ao vazamento apresentou descontinuidades (Figura 1a). As macrografias das seções transversais (Figura 1b) revelaram a não uniformidade das espessuras relativas entre os materiais constituintes do tubo, com uma a espessura de parede do aço sendo menor próxima ao lado do vazamento (cerca de 4 mm), aumentando ao longo do comprimento (cerca de 6 mm no meio e 8 mm próximo ao lado oposto).

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



**Figura 1.** (a) Ensaios de líquidos penetrantes nas seções transversais das três posições analisadas. (b) Macrografias das mesmas amostras utilizadas nos ensaios de líquidos penetrantes, atacadas de forma a revelar a CRA. Ataque: Água régia a 80°C.

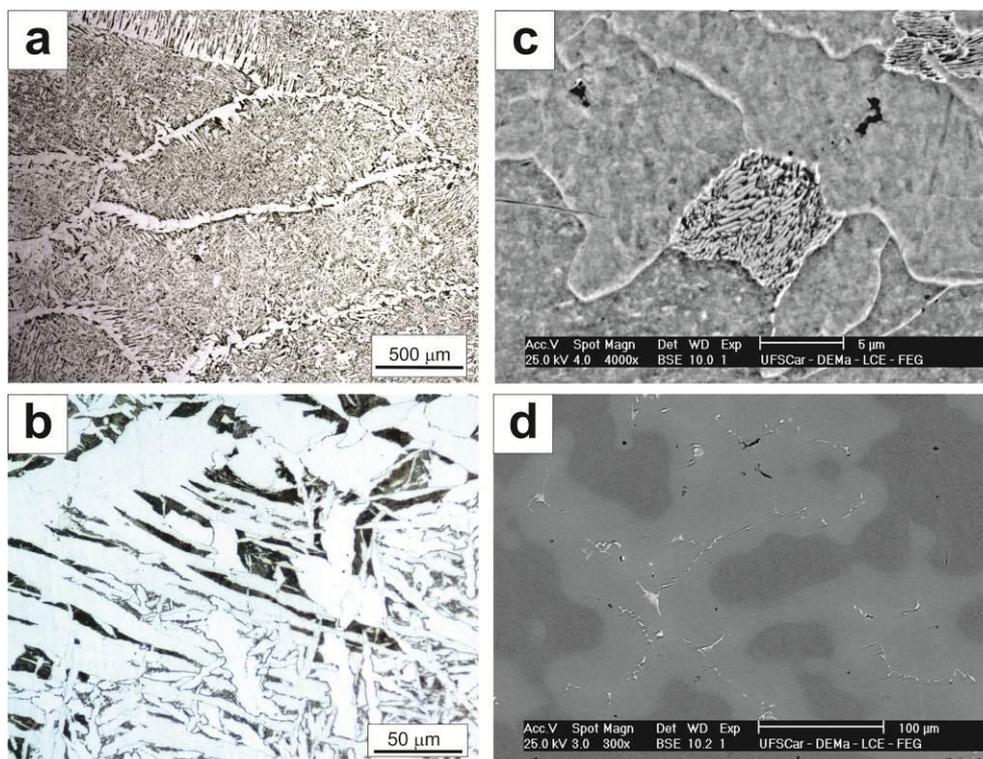
As micrografias do tubo nas três regiões avaliadas, mostradas na Figura 2 mostram a microestrutura obtida no aço, constituindo de ferrita (Fe- $\alpha$ ) relativamente fina (micrométrica) e alongadas e perlita no interior dos grãos austeníticos que se solidificaram de forma colunar e em maiores dimensões. Este fato era esperado pela direcionalidade da extração e calor na centrifugação, ocorrendo na direção radial, da superfície externa (em contato com o molde) para a superfície interna (Figura 3. (a) Micrografia revelando os grãos austeníticos com ferrita proeutetóide nos contornos, (b) imagem ampliada próxima ao contorno de grão austenítico e (c) microscopia eletrônica de varredura (MEV) mostrando uma colônia perlítica no aço. Ataque: Nital 2%. (d) MEV mostrando as dendritas de austenita na CRA, com segregação e precipitação interdendrítica.



**Figura 2.** Micrografias das regiões da interface nas diferentes posições do tubo próximas à interface do tubo. Ataque: Nital 2%.

O contorno de grão austenítico é possível de ser observado mesmo após a transformação eutetóide, uma vez que a ferrita proeutetóide nucleou e cresceu nos contornos de grãos austeníticos, com morfologia de *Widmanstätten*, de forma a demarcá-los. No lado da CRA, a solidificação ocorreu também de forma colunar (Figura 2), uma vez, como foi possível observar pelas macrografias (Figura 1b), com a ocorrência de precipitados nos espaçamentos interdendríticos (em destaque na Figura 3.d), que ocorre a partir de cerca de 20  $\mu\text{m}$  da interface. Como revelado pelo ensaio de líquidos penetrantes, a interface do lado oposto apresentou descontinuidade ao longo da interface, juntamente com linhas de segregação ao próxima a interface.

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



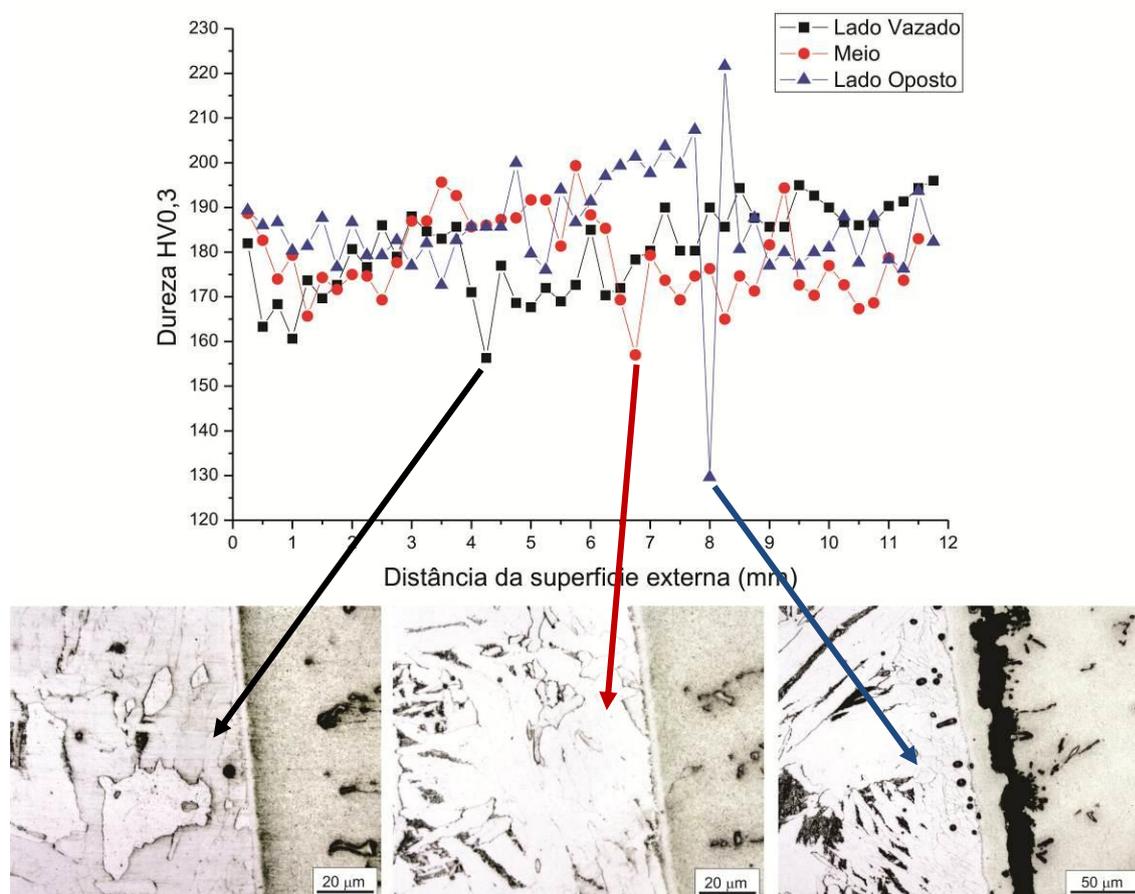
**Figura 3.** (a) Micrografia revelando os grãos austeníticos com ferrita proeutetóide nos contornos, (b) imagem ampliada próxima ao contorno de grão austenítico e (c) microscopia eletrônica de varredura (MEV) mostrando uma colônia perlítica no aço. Ataque: Nital 2%. (d) MEV mostrando as dendritas de austenita na CRA, com segregação e precipitação interdendrítica.

Os perfis de microdureza médios ao longo da espessura do tubo, nas três posições avaliadas (Figura 3), mostraram uma variação considerável ao longo da espessura das diferentes posições no tubo. Esta variação deve-se a variação da microestrutura ao longo da espessura, com as regiões no aço com ferrita mais fina e perlita sendo mais duras especialmente onde as colônias de perlita eram maiores, e mais baixa nos contornos dos grãos colunares, onde a ferrita proeutetóide se apresentam com maiores dimensões. Na região da CRA verificou-se também uma variação considerável na dureza ao longo da espessura devido a microestrutura, sendo menos duro nas regiões do seio das dendritas e mais duras nas regiões interdendríticas, especialmente onde havia maior concentração de precipitados. Os pontos mais próximos da interface em todas as posições se mostraram as regiões menos duras, na média, em todas as posições do tubo avaliadas. As regiões do aço adjacentes à interface com a CRA, destacadas ainda na Figura 3, apresentaram microestruturas nitidamente diferentes do restante da espessura: nestas regiões observa-se apenas ferrita (Fe- $\alpha$ ) poligonal com ausência de perlita. Esta região empobrecida de carbonetos é relativamente pequena, com cerca de 50  $\mu\text{m}$  de espessura, e deve-se a difusão do carbono do aço, de maior teor, para a CRA, de menor teor de carbono, causando este empobrecimento próximo a interface.

A ausência de carbonetos e o menor teor de carbono da ferrita causam a diminuição da dureza nesta região. Sponseller *et al* [6] obteve resultado similar na co-extrusão à quente de tubos de aço T11 e aço inoxidável 310, assim como Missori *et al* [7] na co-laminação à quente de aço A515 grau 6 e aço inoxidável AISI 304 L. A menor dureza apresentada foi na amostra do lado oposto ao vazamento onde ocorreu a descontinuidade na interface. Entretanto, nesta mesma amostra a dureza da CRA na região adjacente na interface foi a maior que nas outras amostras, que

\* Contribuição técnica ao 69<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14<sup>o</sup> ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

apresentaram durezas próximas. Esta região da amostra do lado oposto ao vazamento é justamente onde foi observado linhas de segregação, que aumentaram a dureza média da liga nesta região.



**Figura 4.** Perfil de microdureza ao longo da espessura do tubo em três diferentes posições: próximo ao lado vazado, no meio do comprimento do tubo, e no lado oposto. Em destaque as microestruturas das regiões próximas à interface.

Através de análises EDS, realizados por microscopia eletrônica de varredura (MEV) verificou-se que o teor de Fe na CRA aumentou bastante (Tabela 2), excedendo inclusive o limite especificado para o teor deste elemento, confirmando que houve de fato extensa erosão e diluição do aço na CRA, como evidenciado na macrografia (Figura 1 a), pela não uniformidade das espessuras relativas entre o aço e a CRA ao longo do comprimento do tubo.

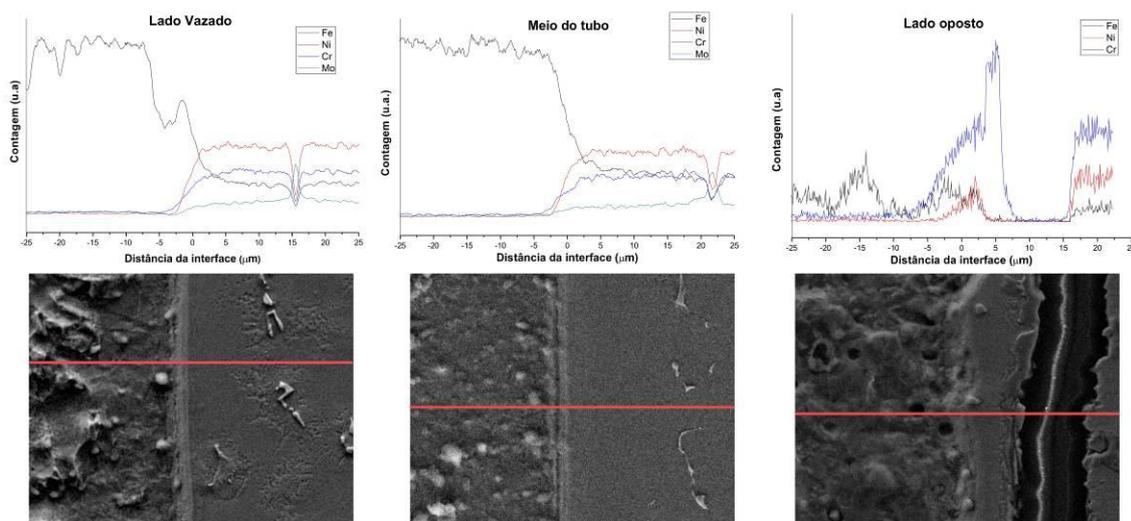
**Tabela 2.** Análise semi-quantitativa de EDS do CRA em diferentes posições do tubo

Posição	Fe (%p)	Cr(%p)	Ni (%p)	Mo (%p)
Lado Vazado	15,0±0,4	19,2±0,4	58,2±0,6	7,6±0,5
Meio do tubo	20,0±0,6	17,9±0,6	55,37±0,9	6,8±0,7
Lado oposto	15,7±0,3	19,2±0,3	58,7±0,4	6,5±0,4

Através das análises de EDS pode-se também traçar o perfil de composição relativa dos principais elementos de liga (Fe, Cr Ni e Mo) na região próxima à interface nas três posições do tubo (Figura 4). Nas amostras do lado vazado e do meio do tubo verificou-se que a camada de interdifusão é bastante estreita, com cerca de 5 µm de

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

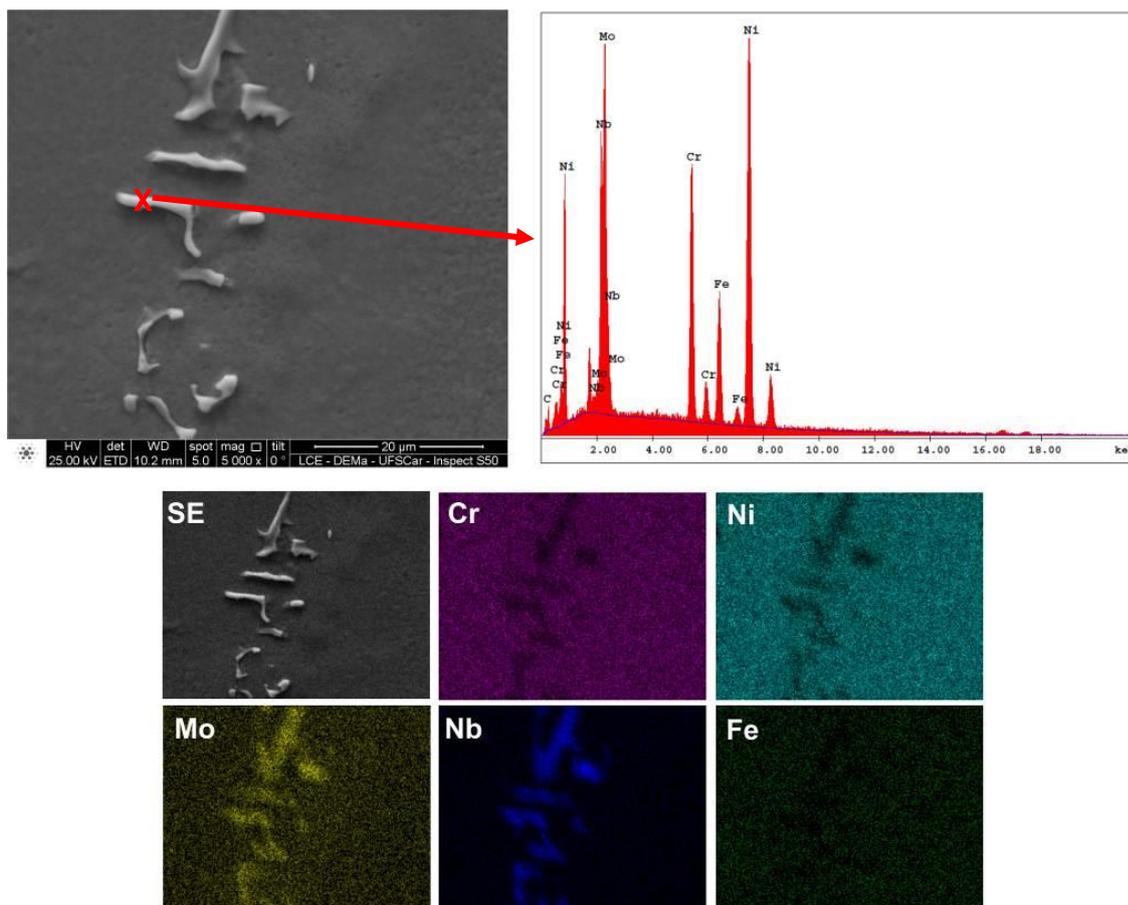
espessura, porém com os perfis dos elementos apresentando variações na distribuição, em especial o Fe. Este é um indicativo de que distribuição e temperaturas ao longo do tubo, durante a solidificação foi desigual, sendo mais quente na posição do vazamento e diminuindo-se ao longo do comprimento, sendo mais frio então no lado oposto. Pelos perfis de concentração pode-se verificar também que a descontinuidade não ocorreu de fato na interface, mas em uma região adjacente a esta, na região da CRA, à cerca de 20-25  $\mu\text{m}$  da interface. Observa-se também que próximos aos precipitados interdendríticos, em destaque na Figura 5, a concentração de Mo medida por EDS na Figura 4 foi maior.



**Figura 5.** Perfis de concentração relativa dos elementos principais próximos à interface, determinados por EDS. A largura da imagem de MEV = 56  $\mu\text{m}$ .

Ao se observar melhor os precipitados, verificou-se que de fato eles estão presentes apenas nos espaçamentos interdendríticos, sendo ricos, em sua composição de Mo e Nb. Estes são semelhantes aos observados por Silva *et al.*[8] e Rajani *et al.*[9] em soldas de Inconel 625, que ambos concluíram se tratarem de fase de Laves. Segundo Floreen *et al.*[10], durante a solidificação do Inconel 625, ocorre a rejeição de Mo e Nb para os espaçamentos interdendríticos, levando a precipitação de fase de Laves e NbC. Não foi observado NbC nas amostras do tubo bimetálico, entretanto ainda em Floreen *et al.* é apresentado que o aumento da concentração de Fe no Inconel 625 desloca o diagrama ternário na direção da formação da fase de Laves em detrimento da formação de NbC.

\* Contribuição técnica ao 69<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14<sup>o</sup> ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

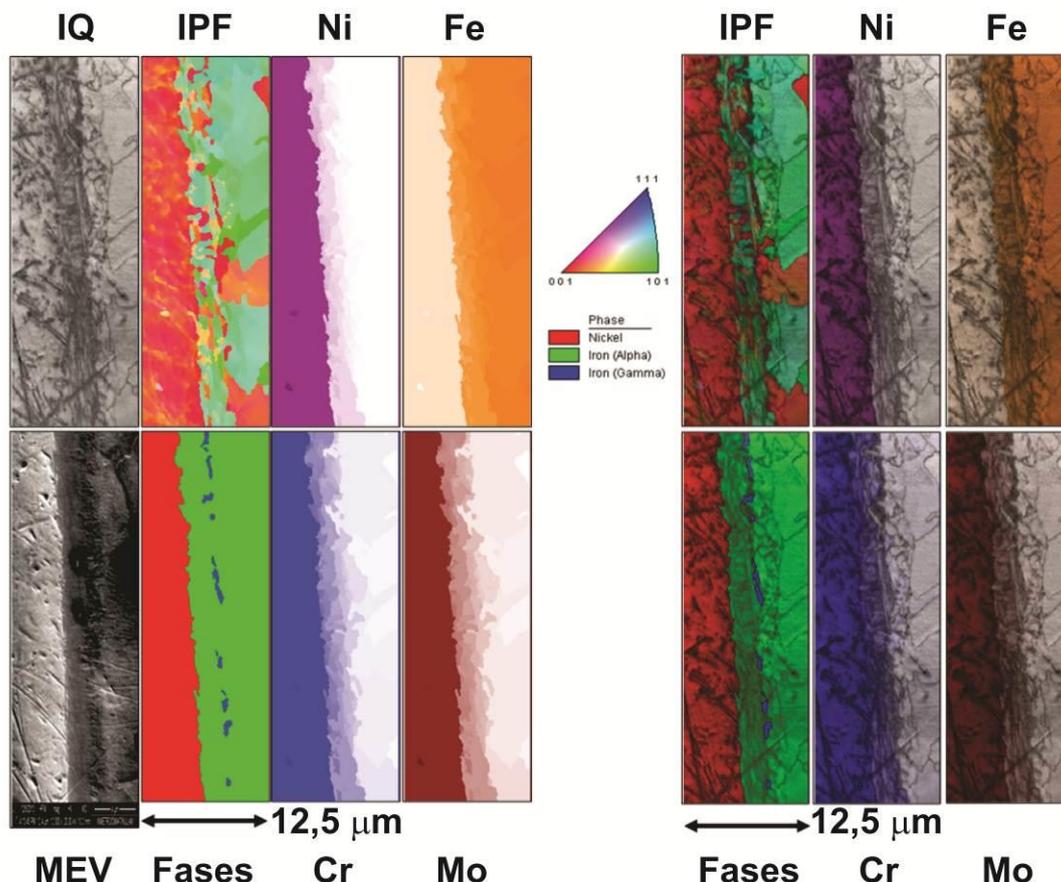


**Figura 6.** Precipitados interdendríticos observados na CRA e mapeamento por EDS destes.

A sequência apresentada na Figura 6 mostra mapas obtidos por EBSD e EDS e suas sobreposições com o mapa IQ para a amostra do meio do tubo, que apresentou um perfil de composições mais uniforme ao longo da interface. Os mapas de EDS foram tratados por uma ferramenta do software da TSL, que faz a média da intensidade do EDS medida sobre cada grão (delimitado pelo EBSD). Esse valor médio define a tonalidade do grão. Como os grãos da interface são menores que  $1\ \mu\text{m}$ , as tonalidades podem sofrer alterações dos vizinhos. Com estas sobreposições a visualização das diferentes fases e suas respectivas granulações fica mais evidenciada. A partir do mapa dos grãos observou-se que a interface entre as ligas é predominantemente formada por grãos nanométricos, visto que toda a interface mede aproximadamente  $3\ \mu\text{m}$ . Este tamanho de grão reduzido pode ter origem na rápida troca de calor entre as ligas resultando também em uma rápida solidificação. A alta desordem da orientação cristalina na região da interface também é um forte indício da rápida solidificação. Através dos mapas de EDS observa-se claramente a difusão das duas ligas concomitantemente. Combinando estas informações, com as apresentadas no mapa de fase há um indicativo da formação de uma estrutura gama logo após o final da difusão entre as ligas. Devido à proximidade das estruturas do Ni-cfc ( $a = 3,52\ \text{Å}$ ) e do Fe- $\gamma$  com estrutura cfc ( $a = 3,60\ \text{Å}$ ) não foi possível separá-las cristalograficamente somente por EBSD. Desta forma, o EDS foi fundamental nesta diferenciação entre o Ni-cfc e a austenita (Fe- $\gamma$ ). No entanto, foi possível observar pela técnica de EBSD que houve apenas uma variação do tipo de estrutura cristalina de Fe- $\alpha$  (CCC) para Fe- $\gamma$  (CFC) na região do

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

aço. Pelo EDS observa-se que as regiões, nas quais houve essa mudança estrutural, não apresentaram níquel em sua composição.

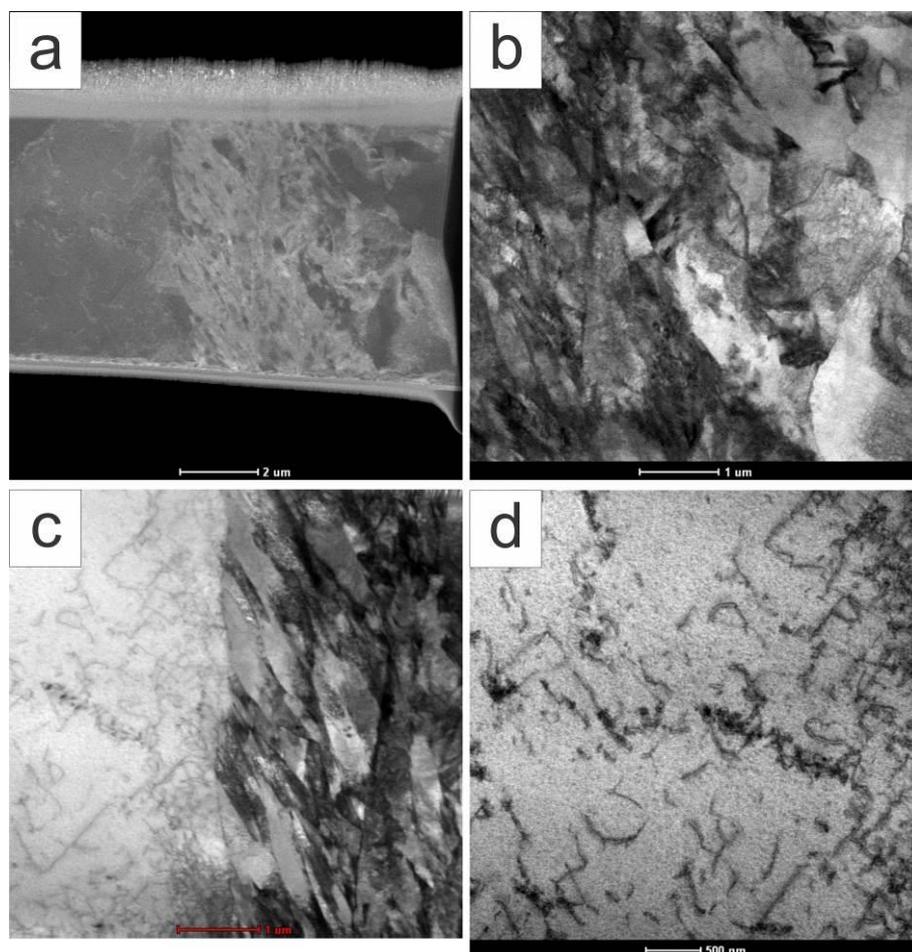


**Figura 7.** Análise de EBSD da amostra do meio do tubo: IQ – *Image quality*, IPF – Figura de polos inversos, MEV – imagem de varredura, mapeamento de fases e EDS dos principais elementos constituintes, à esquerda. À direita, as imagens das análises foram sobrepostas ao mapa IQ.

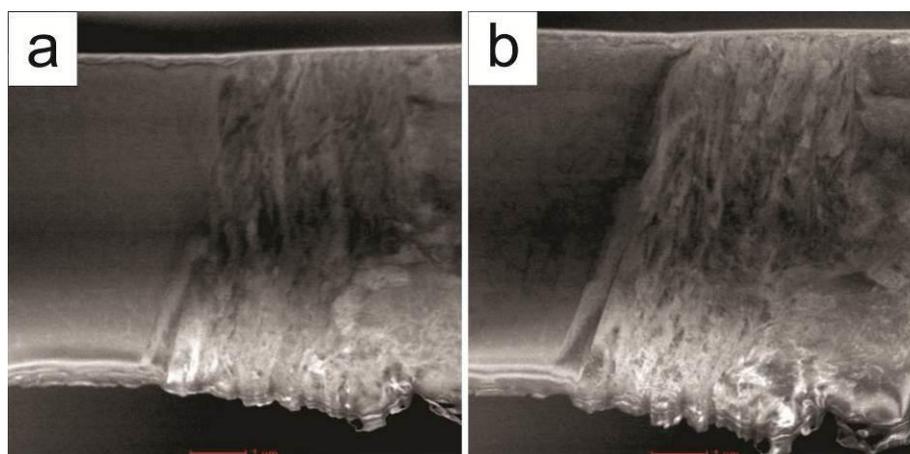
A Figura 7 a seguir ilustra micrografias de microscopia eletrônica de transmissão (TEM) da amostra preparada por feixe de íons de Ga focalizado (FIB) mostrando detalhe da interface (amostra do meio do tubo) da CRA (à esq.) e o aço (à dir.). A Figura 7a mostra uma imagem de STEM (microscopia eletrônica de transmissão por varredura) com detector de campo escuro anular (ADF) e a visão geral da amostra. O detalhe da interface e o lado do aço podem ser observados na Figura 7b, detalhes da interface e do lado CRA mostrando alta densidade de discordâncias são mostrados nas Figuras 8c e 7d, respectivamente. Pode-se confirmar a presença de grãos bastantes finos adjacentes à interface no lado do aço, observados nas análises de EBSD sendo seguidos de grão maiores, vistos na camada decarbonetada. Na região adjacente à interface no lado do CRA apresentou maior densidade de discordâncias, devidas provavelmente a contração térmica diferencial entre ambos os materiais, levando a uma deformação plástica localizada na interface. Esta deformação pode ser a razão da descontinuidade observada na região mais fria (lado oposto), onde devido a temperatura mais baixa não houve interdifusão uniforme e conferindo boa ligação metalurgia entre os materiais. Na interface lado vazado (onde houve uma maior erosão), conforme mostra a Figura 8 estão representadas pelas micrografias de STEM-ADF. A amostra da interface entre a CRA (à esq.) e o aço (à dir.) são ilustradas através da Figura 9.a

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

com uma visão geral da amostra e na Figura 8b em maior detalhe a microestrutura da interface, que apresentou características semelhantes a região do meio do tubo, com uma região de grãos também mais finos adjacentes à interface.



**Figura 8.** Micrografias de TEM da amostra preparada por FIB mostrando em detalhe a interface (meio do tubo) entre a CRA (esq.) e o aço (dir.): (a) imagem de STEM com detector de campo escuro anular (ADF) e a visão geral da amostra. (b) detalhe da interface e o lado do aço, (c) detalhe de interface e (d) detalhe do lado da CRA mostrando concentração de discordâncias.



**Figura 9.** Micrografias de STEM com detector de campo escuro anular (ADF) da amostra da interface (lado vazado do tubo) entre CRA (esq.) e o aço (dir.): (a) visão geral da amostra. (b) e em detalhe da interface.

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.

## 4 CONCLUSÃO

A elevada temperatura de vazamento da CRA promoveu erosão excessiva no aço, que diminui ao longo do comprimento, e na região mais fria do lado oposto, ocorreram descontinuidades próximas a interface, no lado da CRA. O aço apresentou uma microestrutura ferrítica-perlítica, enquanto a CRA apresentou uma microestrutura dendrítica de Ni- $\gamma$  (cfc) com fase de Laves, formadas nos espaços interdendríticos, ricos em Mo e Nb. A erosão elevou o teor de Fe na CRA, aumentando a proporção de fases de Laves presentes em detrimento da formação de NbC. A região do aço próxima à interface com a CRA apresentou descarbonetação, devido à difusão de carbono para a CRA, e conseqüente queda de dureza. Em uma região de 3  $\mu\text{m}$  de espessura adjacente à interface da amostra foram encontrados grãos ferríticos nanométricos, com alta desordem cristalina destes grãos em relação ao restante, indicando que na interface ocorreu solidificação bastante rápida. No lado da CRA adjacente a interface foi observada uma elevada densidade de discordâncias devida, provavelmente, à contração térmica diferencial dos materiais, a qual promoveu pequena deformação plástica. Na região oposta ao lado do vazamento a fratura provavelmente ocorreu devido a menor ligação metalúrgica obtida, ocasionada pela menor temperatura, que não resistiu à deformação advinda da contração. De forma a evitar a erosão excessiva e melhor distribuição de temperatura durante a solidificação e uma interface contínua em toda a extensão do tubo, as temperaturas de vazamento da CRA, do tubo de aço já solidificado devem ser melhores controladas, além das posições relativas entre os vazamentos das ligas.

## Agradecimentos

Os autores agradecem ao INMETRO-RJ, em nome do pesquisador Braulio Soares Archanjo pela preparação das amostras por FIB e pelas análises de EBSD, ao Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE-UFSCar) pelas análises de MEV e TEM, à ENGEMASA Engenharia e Materiais Ltda. pelo apoio com o fornecimento de materiais, fusão e pela centrifugação do tubo bimetálico, pela disponibilidade de seus laboratórios e equipamentos. Agradecem também ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais (PPG-CEM/UFSCar), Conselho Nacional de Pesquisa e Desenvolvimento – CNPq, pelo suporte financeiro através da bolsa de mestrado.

## REFERÊNCIAS

- 1 Smith L. Engineering with Clad Steel. 2ª edition. Nickel Development Institute, Technical Series No. 10064, 2012.
- 2 Smith L, Celant M. CASTI Handbook of Cladding Technology. 2ª edição. Edmonton: CASTI Publications Inc; 2000.
- 3 American Petroleum Institute. API 5LD: Specification for CRA Clad or Lined Steel Pipe (3rd edition), 2009.
- 4 Janco N. Centrifugal Casting. Schaumburg: American Foundry Society; 1988.
- 5 Yoshitake A, Torigoe T. Centrifugally Cast Bimetallic Pipe for Offshore Corrosion Resistant Pipelines. Proceedings of the 4<sup>th</sup> International Offshore and Polar Engineering Conference. Osaka, Japan. April 10-15, 1994.

---

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.



- 6 Sponseller DL, Timmons GA, Bakker WT. Development of clad boiler tubes extruded from bimetallic centrifugal castings. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 1998; 7(2): 227-238.
- 7 Missori S, Murdolo F, Sili, A. Microstructural characterization of a Stainless-cladded Carbon-steel. *Metallurgical Science and Technology*. 2001; 19(2): 21-24
- 8 Silva CC, Afonso, CRM, Ramirez AJ, Motta, MF, Miranda HC, Farias, JP. Aspectos Metalúrgicos de Revestimentos Dissimilares com a Superliga à Base de Níquel Inconel 625. *Soldagem & Inspeção*. 2012; 17(3): 251-263.
- 9 Rajani HRZ, Mousavi SAAA, Sani FM. Comparison of corrosion behavior between fusion cladded and explosive cladded Inconel 625/plain carbon steel bimetal plates. *Materials and Design*. 2013;43:467-474.
- 10 Floreen S, Fuchs, GE, Yang WJ. The Metallurgy of Alloy 625. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives. Superalloys Conference Proceedings*. 1994: 13-37.

---

\* Contribuição técnica ao 69º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 14º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, 21 a 25 de julho de 2014, São Paulo, SP, Brasil.