

SOLDAGEM DE REVESTIMENTO A LASER EM TUBO DE AISI 4130 EMPREGANDO PÓ DE INCONEL 625*

*Bianca Ferreira Gomes¹
Carlos Henrique Menezes Fontes²
Monica Costa Rezende³
Arthur Maximo⁴
Luiz Henrique de Almeida⁵*

Resumo

Na última década a indústria de petróleo tem buscado desenvolver e aprimorar os processos de fabricação de seus componentes para tornar possível e rentável a exploração de poços de petróleo em campos mais profundos e com condições severas de operação. Atualmente, linhas auxiliares dos risers de perfuração são fabricadas usando aço baixa liga, devido ao alto limite de escoamento capaz de suportar as pressões internas do equipamento. Já as tecnologias de revestimento disponíveis garantem a deposição de materiais anticorrosivos sobre os pinos de conexão, áreas mais suscetíveis à corrosão acentuada. Considerando este cenário, o uso do processo de soldagem a laser é uma solução que favorece as etapas de fabricação e reparo destes pinos. Portanto, o objetivo deste trabalho é depositar pó de Inconel 625 em produtos tubulares de AISI4130 pelo processo de soldagem a laser sob condições controladas e avaliar as propriedades mecânicas e a metalurgia física no substrato. A partir dos resultados, conclui-se que a soldagem de revestimento de Inconel 625 utilizando o processo a laser proporcionou a redução da espessura mínima de revestimento para atender os requisitos de resistência à corrosão, além de manter excelentes propriedades mecânicas e apresentar uma leve redução de dureza na ZTA.

Palavras-chave: Revestimento a laser; Inconel 625; Manufatura aditiva; Aço baixa liga.

LASER METAL DEPOSITION IN AISI 4130 PINS EMPLOYING INCONEL 625 POWDER

Abstract

Over last decade, the oil industry has mapped oil wells in more deep fields which impose severe conditions for their exploitation. Therefore, to make this operation possible and profitable it was necessary to improve the manufacturing processes. Currently, lines of drilling risers are manufactured using low alloy steel, due to the high elastic limits able to bear internal pressures of the equipment. Besides, the coating technologies available ensure the deposition of corrosion resistant materials over most corrosion susceptible areas, such as the connection pins. Considering this scenario, additive manufacturing techniques are suitable to be used in the manufacturing and repair stages of these pins. Thus, the objective of this study is to deposit Inconel 625 powder in tubular products of AISI4130 by laser cladding in controlled conditions and to evaluate the mechanical properties and the metallurgical characteristic obtained in the substrate. In this work, the coating and the substrate were evaluated by microscopy, tensile test, Chapy-V, etc. Based on the results, it is noticeable that laser cladding of Inconel 625 reduced the coating minimal thickness necessary to ensure good corrosion resistance, besides keeping excellent mechanical properties of the substrate. Also, a slight decrease of the HAZ hardness was verified.

Keywords: Laser cladding; Inconel 625; Additive manufacturing; Low alloy steel.

- ¹ *B.Sc. em Engenharia Metalúrgica, Mestranda em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, C.P. 68505, Rio de Janeiro 21945-970, Brasil.*
- ² *B.Sc. em Engenharia Mecânica, M.Sc. em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Gerente de Materiais, TECMETAL, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*
- ³ *B.Sc. em Engenharia Metalúrgica, D.Sc. em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*
- ⁴ *B.Sc. em Tecnologia Mecatrônica, M.Sc. em Tecnologia Nuclear, Engenheiro de desenvolvimento, ASML, Veldhoven, Brabante do Norte, Países Baixos.*
- ⁵ *B.Sc. em Engenharia Metalúrgica, D.Sc. em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

As severas condições de operação encontradas na exploração de alguns poços de petróleo, como alta pressão e meios altamente corrosivos, com alta concentração de CO₂ e H₂S encurtam o tempo de vida em operação de componentes dos poços de petróleo [1]. Nesse contexto, componentes das linhas auxiliares dos risers de perfuração, assim como as linhas de Choke & Kill e linhas hidráulicas tem seu pino de conexão revestido, com o objetivo de atingir maior resistência à corrosão nessa região. Alguns processos de soldagem de revestimento podem comprometer as propriedades mecânicas do substrato, aço AISI 4130 classe 60K. Assim seria necessário um tratamento térmico (TT) pós soldagem não apenas para alívio das tensões residuais, mas também para recuperar as propriedades mecânicas perdidas. Como exemplo, uma das rotas de revestimento praticadas na indústria é que quando se emprega a técnica de aspersão térmica spray fuse, um resfriamento lento que pode levar até 24h para posterior TT do produto tubular, a fim de se recuperar as propriedades mecânicas do substrato, é necessário.

As tecnologias de revestimento mais usadas podem ser classificadas em fusão a arco elétrico [2], aspersão térmica [3,4] ou em laser cladding [5,6]. O laser cladding destaca-se dentre as outras tecnologias e uma das razões para isto é a alta densidade de energia, usada para fundir a superfície enquanto o pó é aspergido em direção a poça de fusão [7]. Devido a alta densidade de energia empregada altas taxas de resfriamento são esperadas, resultando em algumas vantagens metalúrgicas, como refinamento de grão e baixa diluição no substrato [8]. A baixa diluição é uma característica essencial quando é necessário garantir a manutenção das propriedades do material de revestimento na superfície, mesmo com pequenas espessuras [2]. Outras vantagens da técnica estão em ser um processo controlável e automatizável, produzir uma pequena zona termicamente afetada (ZTA) [9,10] e não requerer um longo tempo de resfriamento, como o spray fuse. Por outro lado, o laser cladding não pode ser considerado tão eficiente como os processos por fusão a arco elétrico [11] e são mais custosos que a fusão a arco elétrico e a aspersão térmica [7].

As ligas de níquel são muito usadas nos revestimentos de laser cladding, especialmente o Inconel 625. Esta é uma superliga de Ni-Cr-Mo, conhecida por apresentar boa resistência à corrosão quando submetida a meios severos, ser resistente a oxidação a altas temperaturas [12,13]. Devido a natureza dúctil dessa liga ela também apresenta boa soldabilidade [14], sendo uma matéria-prima para diferentes processos de soldagem e de manufatura aditiva [15]. Por outro lado, a fragilização a quente pode ocorrer para determinados parâmetros de deposição. Dessa forma, o calor aportado deve ser controlado para evitar a formação de trincas [16]. Na deposição de cordões de Inconel 625 sob placas de aço inoxidável foi constatada uma baixa diluição do Fe, como 4,5% de Fe, garantindo uma resistência à corrosão quase tão boa quando a liga fornecida como forjada [14]. Em contrapartida, nos estudos realizados com o uso de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e de transmissão (MET) não foram encontradas mudanças microestruturais significativas em amostras submetidas a TT pós soldagem a temperatura de 650 °C por 4h [17]. Também foi reportado que quanto maior a espessura da camada de revestimento menor o efeito da diluição [18].

Considerando a importância do desenvolvimento de estudos mais detalhados neste tema, o presente trabalho tem como objetivo a deposição controlada a laser de pó de Inconel 625 em produtos tubulares de AISI 4130. O experimento consistiu da deposição de duas camadas de revestimento, com espessuras finais de 0,9mm e 1,1mm, e da avaliação das propriedades mecânicas e características metalúrgicas obtidas antes e depois do TT.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O substrato utilizado neste estudo foi um aço baixa liga tipo AISI 4130 classe 60K, material utilizado nas linhas de *Choke & Kill*, fornecido na condição de laminado como um produto tubular de diâmetro externo de 100mm, diâmetro interno de 75mm e 800mm de comprimento. O tubo foi seccionado em partes de 200mm de comprimento e 3 delas foram utilizadas, chamadas de amostra A, B e C. Um canal (groove) com 80mm de comprimento e 0,9 mm, na amostra A, e 1,1mm de altura (P), na amostra B, foi usinado. A amostra C foi utilizada para fins de comparação, na condição de tratado termicamente e não revestido. Os produtos tubulares foram submetidos aos tratamentos térmicos de normalização a 820 °C por 1h, seguido de têmpera em água e revenimento por 2h a 580 °C e resfriamento ao ar, um produto tubular por vez. A figura 1 apresenta a geometria das amostras A, B e C detalhadas.

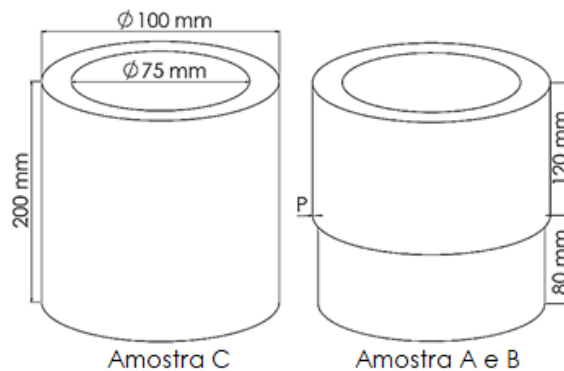


Figura 1. Ilustração das amostras para deposição e para controle com as dimensões especificadas.

O revestimento a laser com adição de pó foi feito em uma célula robotizada sendo a fonte de laser um disco Yb:YAG, de comprimento de onda 1030nm, e uma faixa de potência de 320 a 5000W. O pó usado na deposição foi o MetcoClad 625 da marca Oerlikon. A superfície a ser revestida foi limpa com álcool antes do início da deposição. A deposição foi feita na posição plana, a tocha permaneceu parada e o tubo foi rotacionado 360°. Após a finalização de cada passe a tocha era movimentada de forma a manter uma sobreposição de aproximadamente 48% em relação ao passe anterior. A Tabela 1 abaixo apresenta os parâmetros de deposição utilizados.

Tabela 1. Parâmetros de deposição utilizados.

Critérios	Obs.	A		B		Critérios	
Juntas	-	0.9mm	1.1mm	Ângulo do feixe	5°		
Posição de soldagem	-	1G		Modelo do equipamento	TruDisk 16002		
Pré-aquecimento	Camada 1	250 °C	250°C	Número de camadas	2		
	Camada 2	250 °C	250°C	Preparação da superfície	Fresa		
Offset	Camada 1	0 mm	0 mm	Sobreposição	48%		
	Camada 2	0,80 mm	0,93 mm	Comprimento de onda	1030 nm		
Velocidade de soldagem	-	0,015m/s	0,012m/s	Gás de Proteção	80%Ar+20%CO ₂		
Distância focal	-	40,8mm	40,0mm	Vazão	9 l/min		
Potência	Máx.	3000 W		Gás de Carregamento	Argônio 99,99%		
	Mín.	500 W		Vazão	12 l/min		

Após a soldagem do revestimento a amostra foi submetida a inspeção visual para verificar a presença de defeitos superficiais. Na sequência as amostras foram fresadas de forma a obter-se uma superfície lisa, sem ondulação proveniente da deposição de material. Foi realizado um teste de líquido penetrante para verificar a presença de defeitos superficiais de acordo com a norma para inspeção por esta técnica ASTM E165. Um penetrante visível foi utilizado e sua aplicação foi feita por spray. Posteriormente, as amostras A e B foram cortadas ao meio e um pedaço de cada uma delas foi submetido a um tratamento térmico para alívio de tensões (TTAT). Neste caso, os produtos tubulares foram mantidos a 560 °C por 2h com resfriamento controlado.

Foram retirados corpos de prova para os ensaios de tração (3 réplicas), Charpy V (3 réplicas), micrografia e dureza das amostras A, B (antes e após TTAT) e C. Os corpos de prova dos ensaios mecânicos de tração e Charpy foram confeccionados na direção longitudinal do substrato e o entalhe do Charpy perpendicular à superfície do produto tubular, conforme figura 2. O procedimento dos ensaios de tração e impacto foi realizado de acordo com a norma ASTM A370. No ensaio de tração a velocidade do travessão de 1,91 mm/min foi estabelecida considerando uma taxa de deformação de 0,05 mm/mm/min. A temperatura do ensaio de impacto foi definida de acordo com a especificação da *American Petroleum Institute* (API) 6A – 2004 para a qualificação de revestimentos para equipamentos das árvores de natal e cabeças de poço. Esta especificação estabelece que para um equipamento operando entre -18 e 82 °C, como estimado para este componente, a energia absorvida não deve ser menor que 20J para o ensaio realizado a -18°C. O ensaio de dureza avaliou o revestimento, a ZTA e o substrato dos corpos de prova, sendo que o número de pontos total variou entre 40 e 50 e a distância entre os pontos foi de aproximadamente 0,2mm, preservando a distância mínima entre as indentações estabelecida em norma. A dureza Vickers foi realizada com uma carga de 0,2 Kgf e um tempo de indentação de 13s.

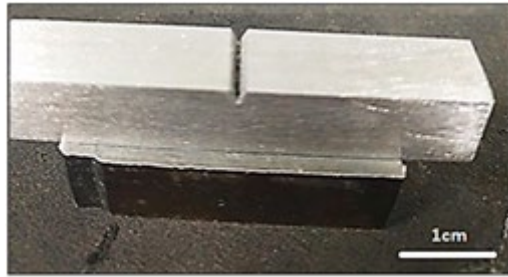


Figura 2. Posição do entalhe de charpy em relação ao depósito.

Para avaliar a composição química da superfície do revestimento a análise foi realizada, após a usinagem, por um espectrômetro de emissão ótica. As amostras para micrografia foram lixadas e polidas, seguido por um ataque químico de Nital 2% para avaliação do aço e solução de Keller e água régia para avaliar o Inconel 625. As micrografias foram obtidas por um MEV JEOL modelo JSM 6460LV com espectrômetro de energia dispersiva acoplado Thermo modelo Noran System SIX 200, bem como por um microscópio ótico (MO).

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Inspeção Superficial

A superfície revestida não apresentou nenhum defeito superficial detectável por inspeção visual ou inspeção por líquido penetrante, como porosidade ou trincas. A figura 3 abaixo apresenta os tubos na condição de como revestido antes e após a usinagem do revestimento.

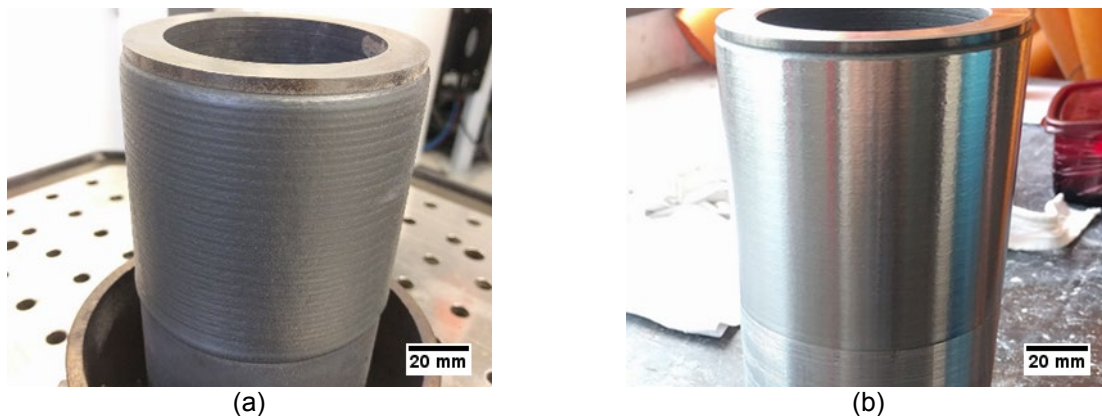


Figura 3. (a) Como soldado; (b) Como soldado e usinado.

3.2 Microestrutura

Com base nas macrografias obtidas das amostras A e B, antes e depois do TTAT, não foi observado nenhum indício de oxidação, porosidade, trincas, destacamento ou falta de fusão no revestimento e na ZTA. A figura 4 é uma micrografia da amostra B, ilustrando a informação destacada. Tal observação permite-nos concluir que os diferentes parâmetros utilizados na deposição foram adequados para garantir uma deposição de boa qualidade com baixa diluição e ZTA estreita.

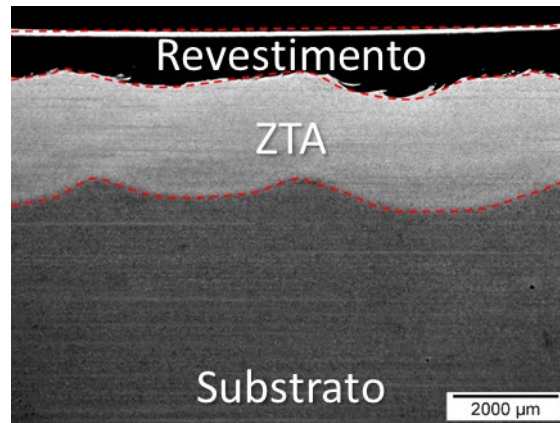


Figura 4. Micrografia obtida da amostra B após usinagem da superfície.

Considerando as micrografias, não foi detectada nenhuma mudança significativa na microestrutura do revestimento entre as amostras A e B, antes e depois do TTAT. Uma matriz de Ni CFC com grãos colunares dendríticos e grãos celulares foi observada e está apresentada na figura 5, condizente com a literatura [17,19, 20]. Já em relação ao efeito do TTAT na microestrutura, nenhuma mudança de fase era esperada, visto que o diagrama TTT do Inconel 625 não indica nenhuma transformação a 580°C e 2h [21]. Além disso, conforme abordado anteriormente, estudos mostraram que mesmo a um TT de 650°C e com duração de 4h não foram percebidas mudanças na microestrutura do Inconel 625 avaliadas por MEV e MET[17].

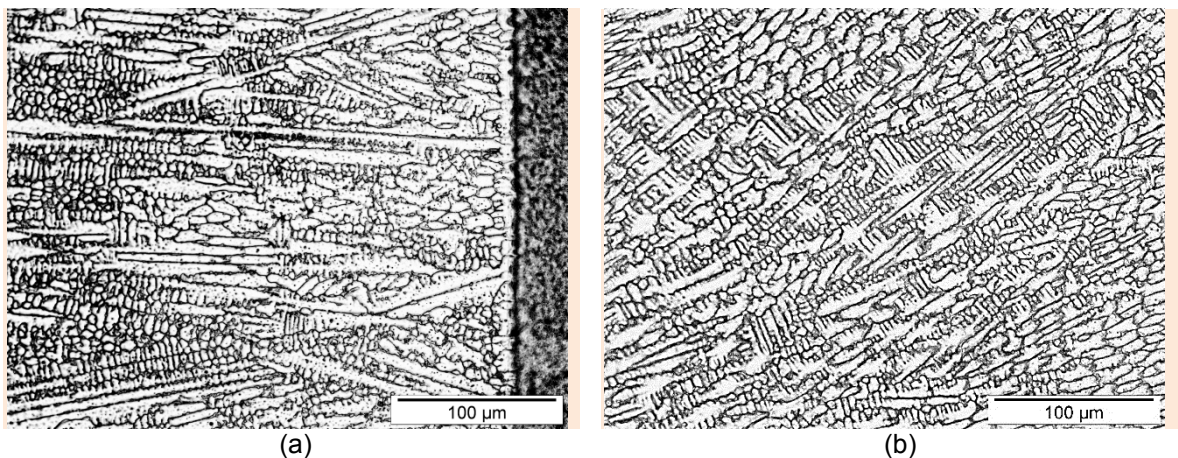


Figura 5. Microestrutura do metal depositado obtida por MO e ataque químico: solução de Kalling (a) amostra A; (b) amostra B.

A partir das micrografias obtidas por MEV foi possível identificar a presença da fase de laves, apresentada na figura 6. A fase de laves pode ser prejudicial as propriedades mecânicas do revestimento se em excesso ou altamente localizada e sua presença no revestimento deve ser controlada [22].

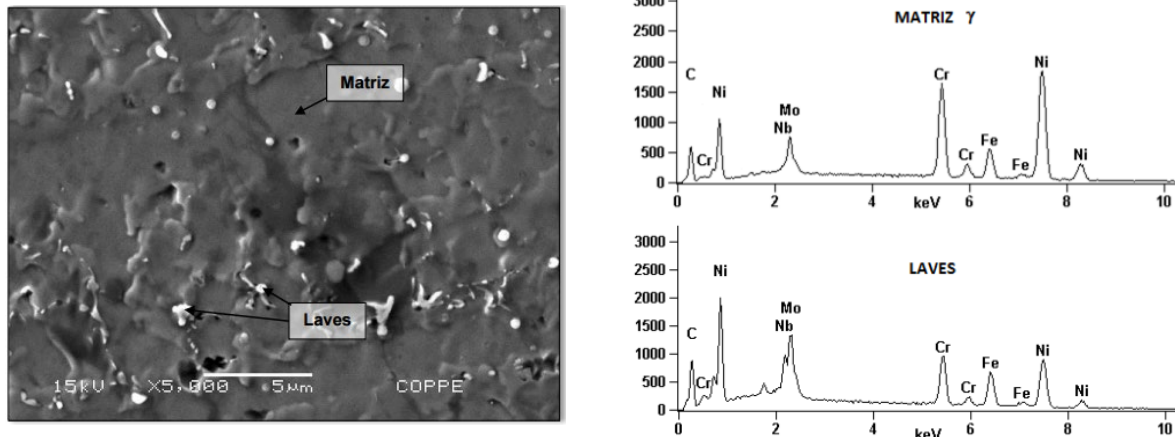


Figura 6. Microestrutura do metal depositado obtida por MEV e identificação de fases por EDS.

Na região da ZTA perto da linha de fusão foram identificados grãos refinados de ferrita com carbeto em contraste a martensita revenida do substrato. Ambas as microestruturas estão apresentadas na figura 7. A formação da ferrita pode ser explicada devido a temperatura de pré-aquecimento empregada e a soldagem multipasse, responsável por reduzir a taxa de resfriamento dessa região.

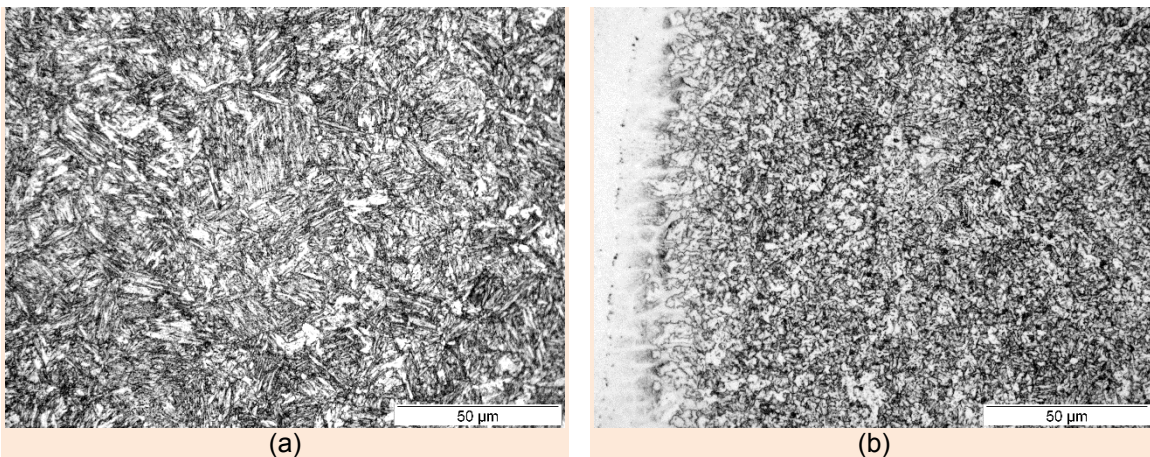


Figura 7. Microestrutura do (a) substrato e (b) ZTA perto da linha de fusão obtida por MO eataque químico: Nital 2%.

3.3 Análise Química

Na análise química da superfície do revestimento realizada, foi identificada uma fração de Fe de 8,8% na amostra A e 9,4% na amostra B. A análise química da superfície do revestimento permite uma correlação com a resistência à corrosão do material. A especificação da API 6A – 2004 estabelece que os equipamentos que obedecem a essa norma devem ser classificados por Fe5 (máximo de 5% de Fe da fração total) ou Fe10 (máximo de 10% de Fe da fração total) para garantir a resistência à corrosão da liga para esta aplicação. Sendo assim, baseado na especificação dessa norma, ambas as amostras podem ser classificadas como Fe10. Isto é, mesmo com os efeitos de diluição um revestimento de 0,9mm e com apenas duas camadas ainda pode garantir a resistência à corrosão necessária a esta aplicação.

Além disso, com os resultados da análise química o *Pitting resistance equivalent number* (PREN) foi calculado para avaliar a capacidade de resistência à corrosão por

pites desse revestimento, conforme a equação 1 abaixo de acordo com a norma NACE MR0175/ISO 15156-3. Esta norma regula os materiais usados na indústria de Óleo e Gás submetidos a meios contendo H₂S. Os valores calculados para as amostras são 49, A e 48, B. Apesar dos valores serem afetados pela diluição o revestimento ainda consegue manter valores tão altos de PREN quanto aços inoxidáveis super-duplex, 41 [23], reconhecidos por sua ótima resistência à corrosão por pites [24]. A Tabela 2 abaixo apresenta os resultados de análise química das amostras A e B.

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3(\% \text{Mo} + 0,5\% \text{W}) + 16\% \text{N} \quad (1)$$

Tabela 2. Análise química das amostras A e B (% em peso).

Amostra	Cr	Mo	Fe	W	Ni
A	20,06	8,72	8,76	0,0750	58,1
B	19,58	8,63	9,64	0,0750	57,7

3.4 Propriedades mecânicas

A Tabela 3 apresenta a média dos dados coletados e a figura 8 as curvas de tensão-deformação. Os resultados obtidos antes e após o TTAT não variaram significativamente, tendo a amostra A sofrido uma variação de 1,9% e amostra B de 1,8%. Desta forma, a soldagem de revestimento e o TTAT não afetaram negativamente as propriedades mecânicas do substrato. As diferenças entre as amostras devem-se as heterogeneidades do produto tubular.

Tabela 3. Propriedades mecânicas do ensaio de tração na sessão longitudinal.

Amostra	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
A	433.44±1.71	477.66±2.58	16.49±0.38
A após TTAT	425.15±2.43	476.45±0.99	17.75±1.46
B	417.92±3.00	470.51±2.63	15.79±0.34
B após TTAT	410.34±2.83	466.70±3.82	15.51±1.24
C	426.50±5.17	483.50±0.74	15.37±0.75

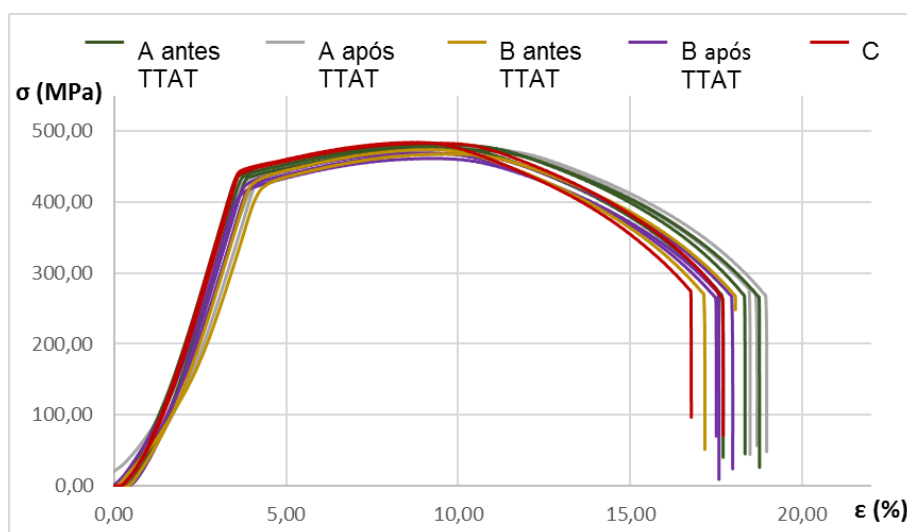


Figura 8. Curva tensão-deformação do ensaio realizado a temperatura de 25°C e taxa de deformação de 0,05 mm/mm/min.

Na Tabela 4 abaixo são apresentados os valores de dureza das amostras A e B nas condições estudadas. É possível verificar um amolecimento da ZTA em comparação ao substrato, justificado pela microestrutura ferrítica encontrada nessa região.

Tabela 4. Dureza Vickers HV0,2 das amostras A e B, antes e após o TTAT.

	A	A após TTAT	B	B após TTAT
Revestimento	278,1 ± 15,1	312,4 ± 37,1	319,8 ± 23,6	316,5 ± 25,3
ZTA	251,2 ± 17,5	263,7 ± 26,7	280,5 ± 29,3	264,1 ± 19,6
Substrato	298,5 ± 29,5	311,1 ± 15	295,6 ± 22,4	291,4 ± 21,6

A energia absorvida do substrato medida nos ensaios de impacto Charpy-V está apresentada na Tabela 5. Os resultados foram muito superiores aos 20J requeridos pela especificação API 6A. Com base nos resultados pode-se considerar que o TTAT não prejudicou a tenacidade do material. Todas as superfícies de fratura foram predominantemente dúctil.

Tabela 5. Energia absorvida (J) em ensaios Charpy-V na direção longitudinal (10x10x55 mm) à temperatura de -18°C.

A	A após TTAT	B	B após TTAT	C
157±1,4	139±5,0	144±4,2	148±6,8	151±7,6

4 CONCLUSÕES

Os ensaios mecânicos do produto tubular de AISI 4130 classe 60K revestido com Inconel 625 pela deposição à laser, de acordo com os parâmetros de deposição descritos neste trabalho, indicam que as propriedades mecânicas do substrato são preservadas. Portanto, esse processo se mostrou adequado para substituir processos que requeiram um novo tratamento térmico do material após a deposição do revestimento.

Os resultados apresentados indicam que a deposição a laser de Inconel 625 nestes produtos tubulares pode ser uma ótima alternativa para substituir os processos tradicionais. Um revestimento de menor espessura e melhor acabamento superficial implica em melhor uso da matéria-prima e menores gastos com desperdício do mesmo.

Considerando a análise microestrutural, os depósitos estão livres de defeitos como porosidade, trincas, aprisionamento de óxidos, falta de fusão e destacamento, um indicador da qualidade do revestimento.

Mesmo com um revestimento de 0,9mm de espessura depositado apenas por 2 camadas um teor de Fe menor que 10% foi encontrado na superfície.

Agradecimentos

Às instituições Laboratório de Propriedades Mecânicas – Departamento de engenharia metalúrgica e de materiais – UFRJ, Instituto SENAI de Tecnologia Solda e TECMETAL que disponibilizaram os insumos, o apoio técnico e os equipamentos necessários à realização desse trabalho. À Professora Luisa Quintino, do Instituto Superior Técnico – Universidade de Lisboa, pelo apoio prestado.

REFERÊNCIAS

- 1 Popoola LT, Grema AS, Latinwo GK, Gutti B, Balogun AS. Corrosion problems during oil and gas production and its mitigation. *Int J Ind Chem* 2013;4:35.
- 2 Kannan T, Murugan N. Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality. *J Mater Process Technol* 2006;176:230–9.
- 3 Chen T-C, Chou C-C, Yung T-Y, Tsai K-C, Huang J-Y. Wear behavior of thermally sprayed Zn/15Al, Al and Inconel 625 coatings on carbon steel. *Surf Coatings Technol* 2016;303:78–85.
- 4 Fantozzi D, Matikainen V, Uusitalo M, Koivuluoto H, Vuoristo P. Chlorine-induced high temperature corrosion of Inconel 625 sprayed coatings deposited with different thermal spray techniques. *Surf Coatings Technol* 2017;318:233–43.
- 5 Feng K, Chen Y, Deng P, Li Y, Zhao H, Lu F, et al. Improved high-temperature hardness and wear resistance of Inconel 625 coatings fabricated by laser cladding. *J Mater Process Technol* 2017;243:82–91.
- 6 Parker K, Business S, Manager D, Diode D, Systems FL. Cladding with High Power Diode Lasers *Cr Fe n.d.*:1–10.
- 7 Steen WM, Mazumder J. Laser material processing. Springer Science & Business Media; 2010.
- 8 Benyounis KY, Fakron OMA, Abboud JH, Olabi AG, Hashmi MJS. Surface melting of nodular cast iron by Nd-YAG laser and TIG. *J Mater Process Technol* 2005;170:127.
- 9 Santos JFO, Quintino L, Miranda RM. Processamento de materiais por feixe de electrões, laser e jacto de água. 1991
- 10 Zhou S, Huang Y, Zeng X, Hu Q. Microstructure characteristics of Ni-based WC composite coatings by laser induction hybrid rapid cladding. *Mater Sci Eng A* 2008;480:564–72.
- 11 Schmidt M, Merklein M, Bourell D, Dimitrov D, Hausotte T, Wegener K, et al. Laser based additive manufacturing in industry and academia. *CIRP Ann - ManufTechnol* 2017; 66:561–83.
- 12 Geddes B, Leon H, Huang X. Superalloys: alloying and performance. Asm International; 2010.
- 13 Davis JR. Alloying: understanding the basics. ASM international; 2001
- 14 Abioye TE, McCartney DG, Clare AT. Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection. *J Mater Process Technol*2015;217:232–40.
- 15 Bourell D, Kruth JP, Leu M, Levy G, Rosen D, Beese AM, et al. Materials for additive manufacturing. *CIRP Ann - ManufTechnol*2017;66:659–81.
- 16 Hu YL, Lin X, Song K, Jiang XY, Yang HO, Huang WD. Effect of heat input on cracking in laser solid formed DZ4125 superalloy. *Opt Laser Technol*2016;86:1–7.
- 17 Xing X, Di X, Wang B. The effect of post-weld heat treatment temperature on the microstructure of Inconel 625 deposited metal. *J Alloys Compd* 2014;593:110–6.
- 18 Wang C, Gao Y, Wang R, Wei D, Cai M, Fu Y. Microstructure of laser-clad Ni60 cladding layers added with different amounts of rare-earth oxides on 6063 Al alloys. *J Alloys Compd* 2018.
- 19 Xu F, Lv Y, Liu Y, Shu F, He P, Xu B. Microstructural evolution and mechanical properties of Inconel 625 alloy during pulsed plasma arc deposition process. *J Mater Sci Technol* 2013;29:480–8.
- 20 Dinda GP, Dasgupta AK, Mazumder J. Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: Microstructural evolution and thermal stability. *Mater Sci Eng A* 2009;509:98–104.
- 21 Shoemaker LE. Alloys 625 and 725: trends in properties and applications n.d.
- 22 Janaki Ram GD, Venugopal Reddy A, Prasad Rao K, Reddy GM, Sarin Sundar JK. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds. *J Mater Process Technol*2005;167:73–82.

- 23 Bastos IN, Tavares SSM, Dalard F, Nogueira RP. Effect of microstructure on corrosion behavior of superduplex stainless steel at critical environment conditions. Scr Mater 2007;57:913–6.
- 24 Kang DW, Lee HW. Study of Pitting Resistance of Duplex Stainless Steel Weldment Depending on the Si Content. Int J Electrochem Sci 2014;9:5864–76.