

ESTUDO E AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES DOS REVESTIMENTOS DUROS (HARDBANDING) UTILIZADOS NA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO*

André Luis Alvarenga Andrade¹
André Gustavo de Sousa Galdino²
Temístocles de Sousa Luz³
Viviane Azambuja Favre-Nicolin⁴

Resumo

O objetivo desse trabalho foi avaliar as características físicas e químicas de dois revestimentos: um à base de nióbio e o outro à base de titânio, depositados por Soldagem por Arco Elétrico com Gás de Proteção (GMAW). Esses revestimentos se destinam a revestir externamente bandas, cordões ou faixas de solda nos tubos usados na perfuração de poços da indústria do petróleo. Foram realizados os ensaios de polarização eletroquímica para avaliar as curvas de polarização potenciodinâmicas e posteriormente os corpos de prova foram caracterizados usando Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), Difração de Raios X (DRX) e Microscopia Confocal de Varredura a Laser (CLSM) para avaliação do relevo da superfície. Com base nos resultados obtidos, pode-se avaliar comportamentos distintos de cada revestimento e dos elementos químicos individualizados na matriz soldada de cada material.

Palavras-chave: Equipamentos de perfuração, *Hardbanding*, Soldagem e corrosão.

RESEARCH AND INVESTIGATION OF HARDBANDING PROPERTIES USED IN THE OIL INDUSTRY

Abstract

The work project consists to evaluate the behavior of niobium-based and titanium-based coatings related to individual properties and characteristics of each one after the welding process. These coatings are produced by Gas Metal Arc Welding (GMAW) process and have the same operational objective, which is intended to be an externally coat weld bands on pipes used in oil industry over well drilling procedures. Electrochemical polarization tests will be performed to analyze potentiodynamic polarization curves and microstructure also. Samples were characterized using Optical Microscopy (OM), Scanning Electron Microscopy (SEM), Energy Dispersive Spectroscopy (EDS), X-Ray Diffraction (XRD) and Confocal Laser Scanning Microscopy (CLSM) for surface relief/topography analyses. Based on the results obtained, the behavior of each coating and the chemical elements in the welded matrix are very different from each material, can be individualized.

Keywords: Drilling Equipment, Hardbanding, Welding and Corrosion.

¹ Engenheiro de Produção, mestrando, PROPEMM, IFES - Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, Brasil.

² Professor e Engenheiro de Materiais, doutor em Engenharia Mecânica, PROPEMM, IFES - Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, Brasil.

³ Professor e Engenheiro Mecânico, doutor em Engenharia Mecânica, DEM, UFES – Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, Brasil.

⁴ Professora e Engenheira Metalúrgica, doutora em Engenharia Metalúrgica, PROPEMM, IFES - Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

O uso de tubos de perfuração utilizados pela indústria de petróleo e gás em condições adversas devido às intempéries faz parte do processo de produção de petróleo, sendo desejado que esses possam promover maior rendimento de exploração/perfuração do petróleo. Para que se possa atingir esse maior rendimento, algumas técnicas são aplicadas durante a fabricação dos tubos de perfuração de forma a aumentar resistência mecânica e tempo de vida útil, possibilitando maior resistência às intempéries em serviço.

Os aços API, apesar de serem indicados para o setor de petróleo e gás e possuírem características específicas (por exemplo, maior limite de escoamento), são limitados em algumas etapas ou processos da perfuração. Quando submetidos a altas rotações e diferentes meios, os aços API têm sua vida útil diminuída [1,2].

Os diversos materiais utilizados em perfuração destinam-se ao aprimoramento de ferramentas e como revestimentos de alta dureza, para minimizar paradas e intervenções do processo. Muitos desses revestimentos são compostos de materiais simples (diamante [3]) ou ligas com elementos complexos, como, por exemplo, carboneto de tungstênio (WC) [3-5], carboneto de cromo [3,6], carboneto de titânio [3], nitreto de boro [3], ligas à base de ferro (Fe) [7-11], dentre outros [12-15].

Esses revestimentos são depositados através do processo soldagem com ou sem sobreposição destes depósitos, utilizando processos tais como Soldagem a Arco com Plasma Transferido (*Plasma Transferred Arc Welding – PTAW*), Soldagem a Arco Elétrico com Arames Tubulares (*Flux Cored-Arc Welding – FCAW*) e Soldagem por Arco Submerso (*Shielded Arc Welding – SAW*), que proporcionam a formação de uma camada de carbonetos complexos de alta resistência ao desgaste abrasivo, à corrosão e aumento de vida dos materiais nestes substratos ou metais de base [2,3,14].

O objetivo desse trabalho foi avaliar as características físicas e químicas de dois revestimentos: um à base de nióbio e o outro à base de titânio, depositados por GMAW.

2 DESENVOLVIMENTO

2.1 Materiais

Foi utilizado o aço API S-135 revestido com as ligas A (à base de nióbio) e B (à base de titânio).

2.2. Métodos

O fluxograma da Figura 1 apresenta esquematicamente as etapas desenvolvidas nesse estudo.

O equipamento de soldagem utilizado para fazer o revestimento foi uma inversora eletrônica multiprocesso da fabricante *Lincoln Electric*s, modelo *Power Wave 350*, com resfriamento da tocha até o bocal fabricante SUMIG, Oscilador automático

PROFAX e sistema de rotação com moto redutor WEG.

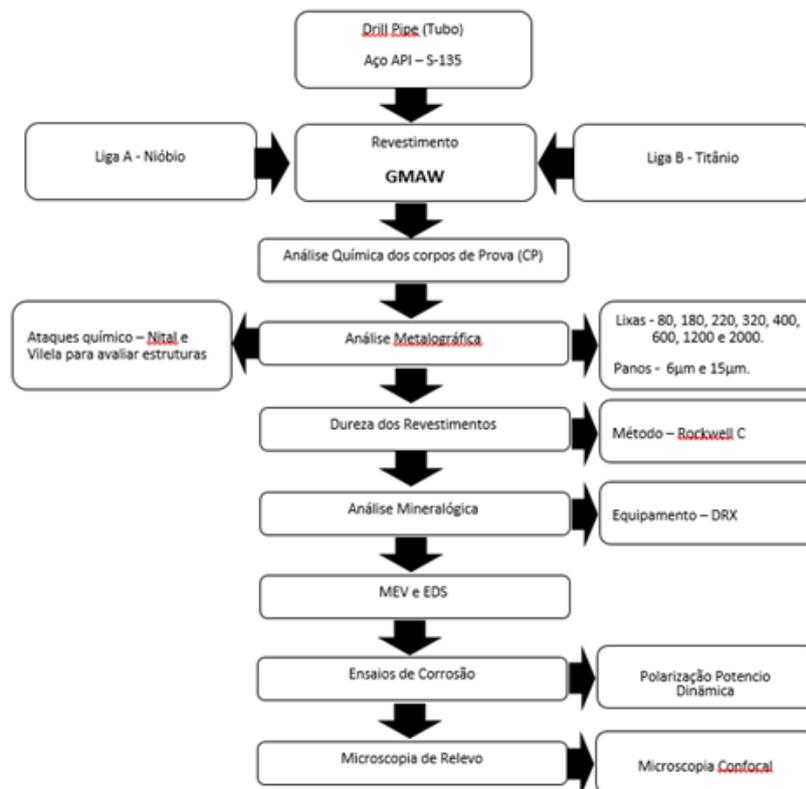


Figura 1. Fluxograma das etapas realizadas no trabalho.

O procedimento aplicado para deposição dos revestimentos das ligas A e B está apresentado na Tabela 1.

Tabela 1. Parâmetros utilizados no processo soldagem.

Variável	Condição utilizada
Processo de soldagem	GMAW
Material	Liga A e liga B
Diâmetro do arame (mm)	1,6
Corrente (A)	250 – 350
Tensão (V)	26 – 34
Tipo de corrente	CC(+)
Gás de proteção	Ar (95-98%); O ₂ (2-5%)
Vazão do gás de proteção (m ³ /h)	0,71 – 1,05
Temperatura de preaquecimento do tubo de perfuração (°C)	200 – 230 e 230 – 250
T ^o percal. Duraband® e Soudokay® sobre o outro revestimento já aplicado ou anterior (usado) (°C)	260 – 300
Temperatura máxima entre passes da Liga A e da Liga B sobre outro revestimento já aplicado (°C)	343°C
Oscilação (mm)	22,23 – 25,4
Distância do tubo de contato (mm)	19,05
Resfriamento	Lento (manta térmica)

As análises químicas dos revestimentos obtidos foram realizadas em um espectrômetro de emissão óptica com fonte de centelha da marca Oxford, modelo *Foundry Master Pro* do laboratório de caracterização de materiais do IFES, *campus Vitória*. Quatro medições foram realizadas em locais diferentes da mesma face do revestimento para avaliar composição do material, além da análise do substrato sem revestimento, sendo o resultado final obtido através da média aritmética dos valores mensurados.

A difração de raios X foi realizada no Laboratório de Caracterização do IFES *campus Vitória*, utilizando um difratômetro de raios X da Marca Bruker, modelo D8 Advance, operado numa potência de 40kV/20mA com radiação incidente de Cu ($\lambda_{K\alpha}$). As amostras foram medidas num intervalo de 2θ : 20-100° no modo de varredura contínua com velocidade de 1°/min com passos de 0,02° em temperatura ambiente (23°C). Para a análise dos resultados, as difrações obtidas foram comparadas com cartões de referência da base de dados PDF2 do ICDD (*International Center for Diffraction Data*), disponível no *software Xpovder®* para facilitar a identificação das fases.

Foram realizados ensaios de corrosão utilizando o equipamento galvanostato/potenciostato Metrohm Autolab PGSTAT 302N, pertencente ao Laboratório de Corrosão do IFES *Campus Vitória*, em solução de NaCl 3,5%, que foi utilizada para reproduzir as condições de corrosão em ambiente marinho. As curvas potenciodinâmicas foram obtidas com faixa de potencial aplicado de -1,5 V a 1,5 V, faixa compreendida para fazer comparações com os materiais de aço carbono, taxa de varredura fixada em 1,667 mV/s com passo de 5 mV e temperatura de 25° C aproximadamente. Foi utilizado o *software NOVA 2.1®* para fazer o monitoramento dos experimentos e obter as curvas potenciodinâmicas.

O desgaste abrasivo da superfície e o perfil de dureza ao longo do revestimento foram analisados via ensaio de dureza utilizando um durômetro Rockwell escalas B e C, pertencente ao Laboratório de Ensaios de Materiais do IFES *Campus Vitória*. Também foram realizadas caracterizações microestruturais por MO (microscópio óptico Leitz Metallab 3) e MEV (microscópio Zeiss EVO HD25), bem como utilizou-se EDS para avaliar distribuição dos elementos químicos ao longo do revestimento, equipamentos pertencentes ao IFES *Campus Vitória*.

A CLSM foi utilizada para avaliar a homogeneidade da deposição e a distribuição dos carbonetos ao longo do revestimento, bem como para avaliar as depressões do processo corrosivo entre matriz e os carbonetos presentes nos revestimentos e esses ensaios foram realizados no microscópio *Leica Modelo Accurion* do Laboratório de Caracterização do IFES *Campus Vitória*.

3. RESULTADOS E DISCUSSAO

A Figura 2 ilustra os corpos de prova revestidos com Liga A e Liga B, onde é possível observar visualmente a diferença entre os revestimentos, devido às características de cada revestimento.



Figura 2. Cordões obtidos após revestimento com: (a) Liga A; e (b) Liga B.

A Tabela 2 apresenta os resultados das composições químicas das Ligas A e B.

Tabela 2. Resultados das análises químicas das Ligas A e B.

Liga	Elemento químico (%)									Fe
	C	Cr	Nb	W	Ti	V	Mo	Ni	Mn	
A	1,05±	7,00±	3,50*	0,02±	0,09±	0,57±	0,01±	0,15±	1,03±	Balanço
	0,03	0,15		0,01	0,00	0,01	0,00	0,18	0,02	
B	1,46±	5,50±	0,13±	0,21±	2,30*	0,07±	1,18±	0,022	1,17±	Balanço
	0,03	0,03	0,00	0,02		0,00	0,01	±0,01	0,02	

* – O padrão utilizado no equipamento limitou o valor máximo do elemento químico.

Observa-se que o teor de Nb e de Ti são iguais a 3,50% e 2,30%, respectivamente. Entretanto, os teores de Nb e Ti são superiores a esses valores, pois o padrão do equipamento tinha como limites máximos iguais a 3,50% para o Nb e a 2,30% para o Ti. Após deposição por soldagem GMAW, as amostras das Ligas A e B foram avaliadas por microscopia óptica para visualização da morfologia e distribuição dos carbonetos na matriz. A Figura 3 apresenta as micrografias ópticas das Ligas A e B.

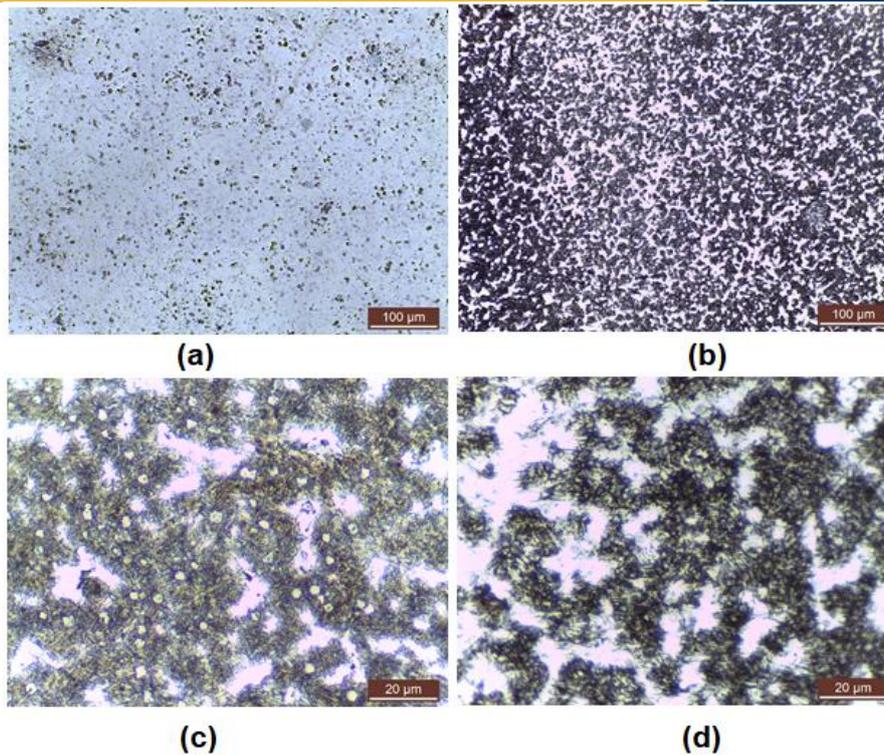


Figura 3. Micrografias ópticas: (a) Liga A (visão geral); (b) Liga B (visão geral); (c) Liga A mostrando os carbonetos de nióbio; e (d) Liga B mostrando os carbonetos de titânio.

Nas Figuras 3(a) e 3(c) é possível ver que os carbonetos de nióbio homogeneamente distribuídos e com morfologia poligonal, respectivamente, enquanto nas Figuras 3(b) e 3(d) observa-se que os carbonetos de titânio também estão distribuídos de forma homogênea, porém apresentam tamanhos menores que os carbonetos de nióbio.

Os resultados de difração de raios X estão apresentados na Figura 4.

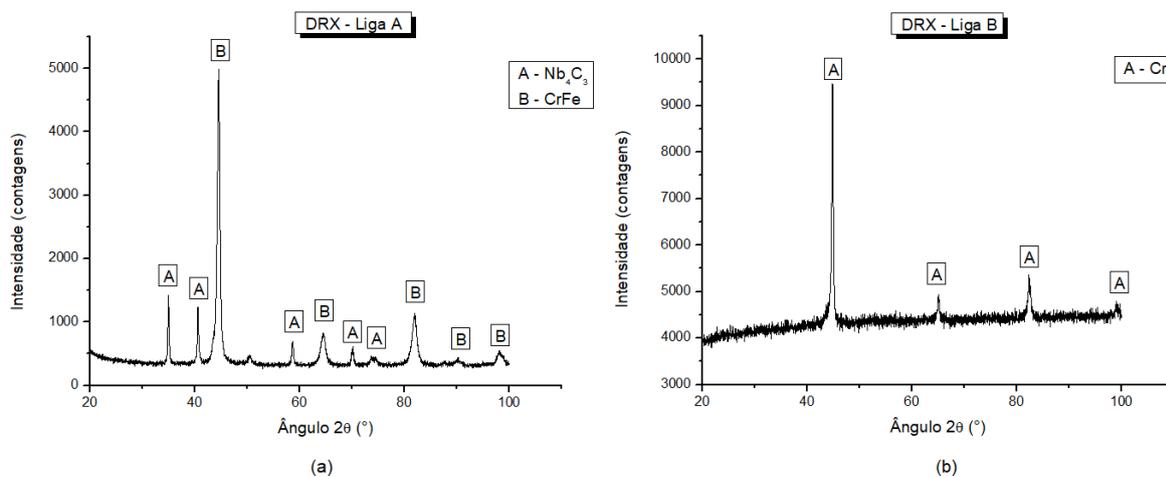


Figura 4. Difratomogramas de raios X: (a) da Liga A; e (b) da Liga B.

Observa-se a presença dos picos de carboneto de nióbio (Nb_4C_3) e de CrFe para a

liga A e de carboneto de cromo (CrFe_4) para a liga B, o que indica que não foi possível identificar no arame da liga B a presença de carboneto de titânio, apesar dos elementos carbono e titânio terem sido identificados na análise química (Tabela 2).

Para determinação do perfil de dureza, foram realizados ensaios de dureza em áreas do revestimento, da zona termicamente afetada e no aço API S-135. A Figura 5 ilustra as regiões onde foram realizadas as penetrações do ensaio de dureza e os resultados de dureza estão apresentados na Tabela 3.

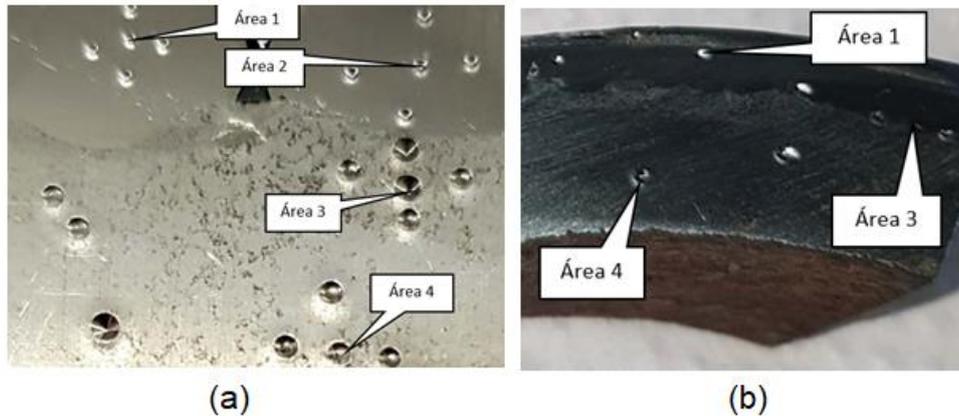


Figura 5. Posições do ensaio de dureza dos revestimentos: (a) Liga A; e (b) Liga B.

Tabela 3. Resultados do perfil de dureza das amostras revestidas com as Ligas A e B.

Liga	Área 1 (Revestimento)	Área 2 (Revestimento)	Área 3 (ZTA)	Área 4 (Aço API S-135)	Área 5 (Aço API S-135)
A	56 HRC	51 HRC	45 HRC	80 HRB	74 HRB
B	49 HRC	N/D	31 HRC	96,7 HRB	N/D

N/D – Não determinado

Observa-se que as regiões com revestimento apresentam dureza superior à da ZTA e ao do aço API S-135, o que é interessante quando se deseja menos desgaste, uma vez que os carbonetos aumentam a dureza e a resistência ao desgaste [14].

Como a microscopia óptica não apresentou bons resultados quanto à morfologia dos carbonetos para as ligas A e B, as amostras foram levadas ao microscópio eletrônico de varredura, e as micrografias eletrônicas de varredura das ligas A e B estão apresentadas na Figura 6.

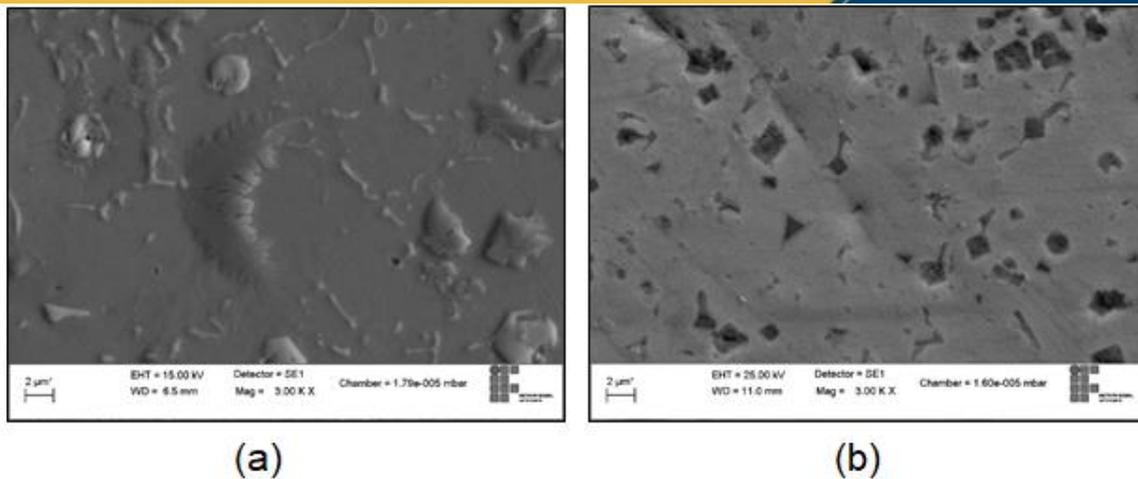


Figura 6. Micrografias eletrônicas de varredura: (a) morfologia dos carbonetos de nióbio da liga A; (b) morfologia dos carbonetos de titânio da liga B.

Observa-se que os carbonetos de nióbio são mais arredondados (Figura 6(a)) que os carbonetos de titânio (Figura 6(b)), que se apresentam mais poligonais. Como os carbonetos de nióbio são maiores que os de titânio, isso justifica o valor de dureza maior no revestimento da liga A quando comparado com a do revestimento da liga B. Observou-se também a possível ocorrência de recristalização dinâmica durante o processo de deposição, provocando refinamento dos grãos que, juntamente com os carbonetos, propiciou o aumento da dureza do revestimento.

Os mapas de distribuição dos elementos químicos das ligas A e B estão ilustrados na Figura 7, enquanto a Figura 8 ilustra os elementos químicos dos carbonetos, com os resultados percentuais desses apresentados na Tabela 4.

Nota-se a distribuição homogênea dos carbonetos de nióbio (Figura 7(a)), porém não é possível perceber claramente essa distribuição para o carboneto de titânio (Figura 7(b)), uma vez que esse é menor que o carboneto de nióbio. Com relação à composição química de cada carboneto, observa-se que os resultados apresentados na Tabela 4 corroboram os resultados apresentados nos difratogramas de Raios X da Figura 4, uma vez que os maiores percentuais foram os do nióbio, carbono e ferro para a liga A, e os de carbono, ferro e titânio para a liga B.

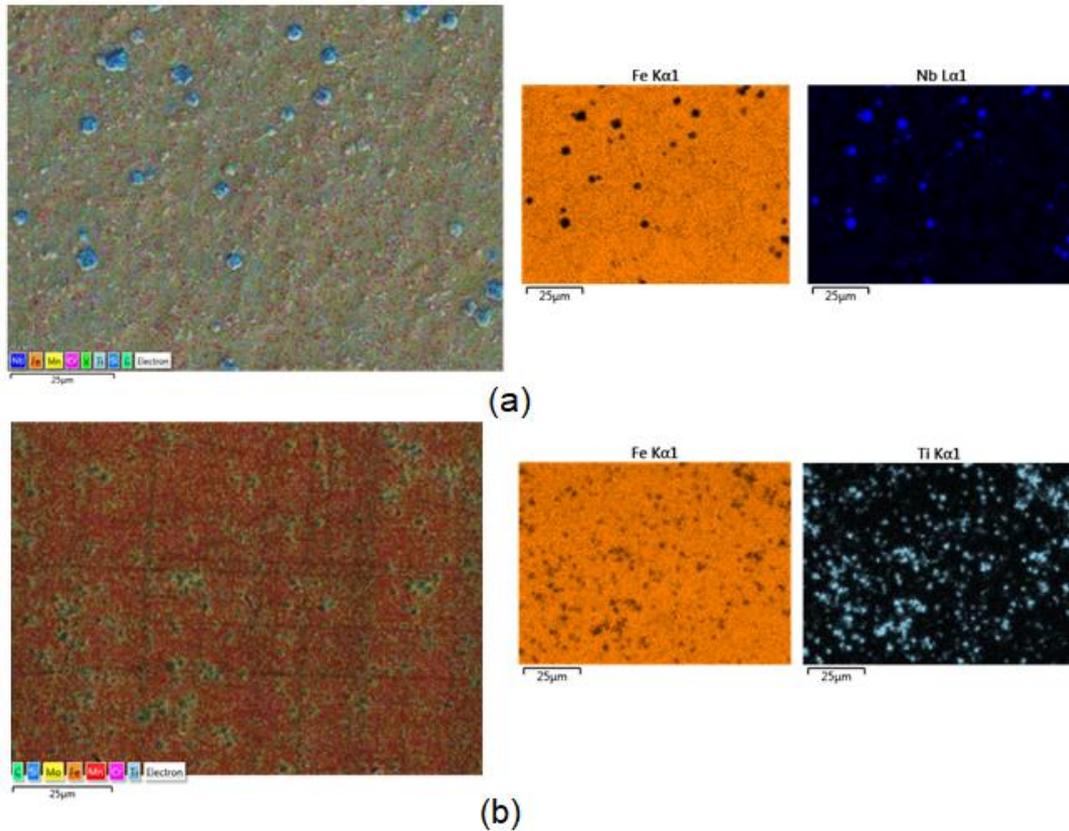


Figura 7. Mapa de distribuição dos principais elementos químicos na microestrutura: (a) da liga A; e (b) da liga B.

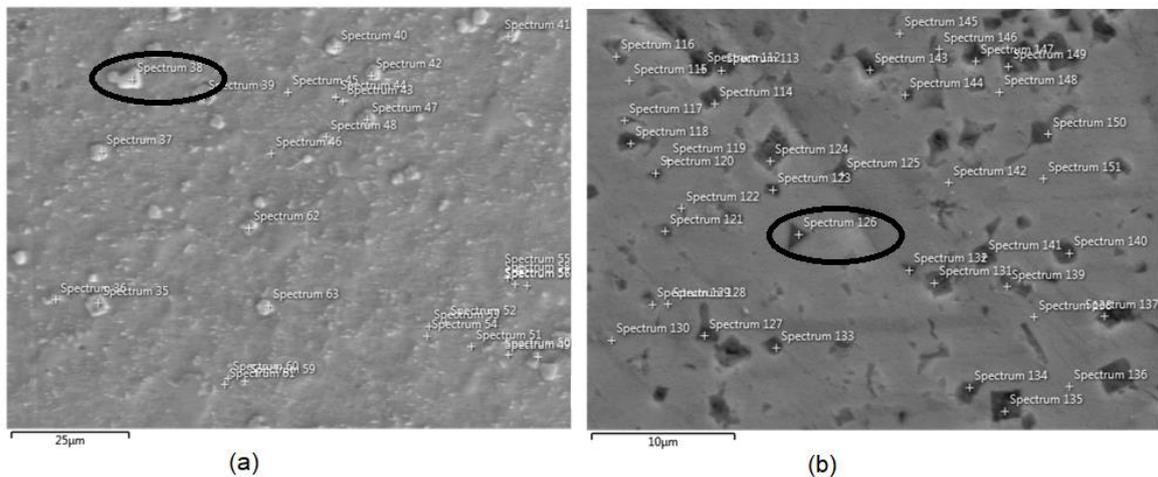


Figura 8. Localização do ponto de leitura escolhido nas microestruturas: (a) da liga A; e (b) da liga B.

Tabela 4. Distribuição percentual dos elementos químicos presentes no spectrum 38 (liga A) e spectrum 126 (liga B).

Liga	Elemento químico (%)								
	Nb	C	Fe	Ti	Si	V	Cr	Mo	Mn
A	58,8±1,2	33,3±1,3	3,4±0,1	2,6±0,1	0,9±0,1	0,5±0,1	0,5±0,1	N/D	N/D
B	0,4±0,2	16,7±0,5	23,4±0,2	51,2±0,4	0,2±0,0	N/D	2,2±0,1	5,5±0,2	0,4±0,1

N/D – Não determinado.

As curvas de polarização para as amostras revestidas com as ligas A e B estão ilustradas na Figura 9.

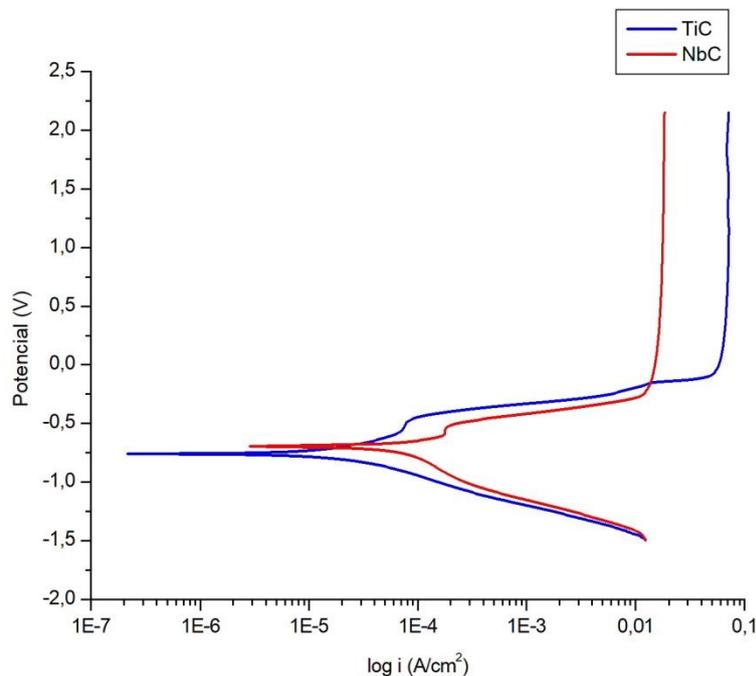


Figura 9. Curvas de polarização para as amostras revestidas com as ligas A e B.

Para a liga A (com NbC), é possível observar que quando os eletrodos são polarizados acima de aproximadamente -0,7 V, suas correntes de passivação começam a aumentar, enquanto para a liga B (com TiC), acima de -0,75 V, conforme mostrado na Figura 9. Isso revela que o filme passivo se dissolve mais violentamente à medida que o potencial elétrico excede mais de 0,7 V. As duas curvas possuem formatos semelhantes, o que indica que o mecanismo de corrosão para essas ligas é similar.

A Figura 10 apresenta o aspecto da corrosão completa das amostras revestidas com as ligas A e B, enquanto a Figura 11 ilustra a topografia das amostras revestidas com as ligas A e B após o processo de corrosão.

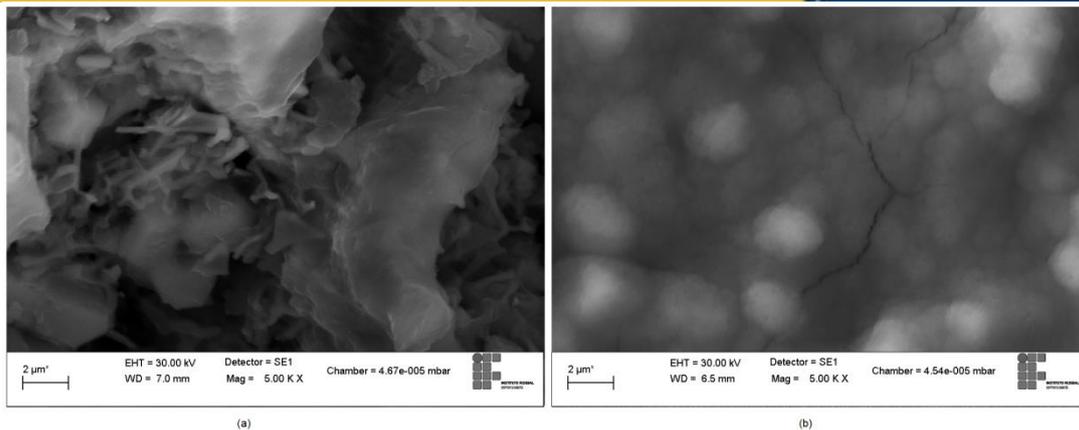


Figura 10. Micrografias eletrônicas de varredura da corrosão completa das ligas: (a) A; e (b) B.

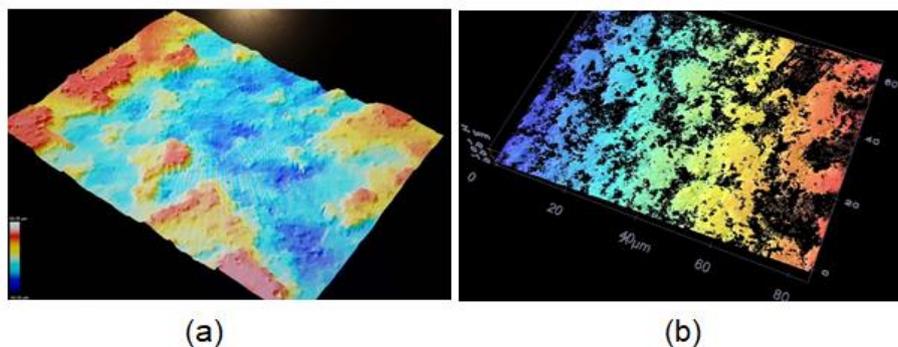


Figura 11. Topografia após o processo de corrosão das amostras revestidas com: (a) liga A; e (b) liga B.

Na liga A ocorreu por *pitting* (Figura 10(a) e Figura 11(a)), enquanto ocorreu corrosão intergranular na liga B (Figura 10(b) e Figura 11(b)), onde as superfícies mais representam as regiões de maior profundidade, enquanto as regiões mais avermelhadas representam as regiões superficiais.

4 CONCLUSAO

Após os ensaios físicos e químicos, pode-se concluir que tanto a liga A quanto a liga B possuem boa resistência à corrosão, embora que em meio salino possam acontecer corrosão por *pitting* e intergranular, e que a formação de carbonetos de nióbio e de titânio aumentam a dureza do aço API S-135 revestido, e, conseqüentemente, possibilitando aumento na resistência ao desgaste em aplicações de perfuração de dutos.

Agradecimentos

Agradecimentos ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Espírito Santo pelos equipamentos utilizados bem como a Universidade Federal do Espírito Santo (LABSOLDA) pela máquina de soldagem na construção dos resultados deste trabalho. A CAPES pelo apoio financeiro (2018/2019).

REFERÊNCIAS

- [1] Caltaru M, Badicioiu M, Ripeanu RG, Dinita A, Minescu M, Laudacescu E. Tribological characterization of the drill pipe tool joints reconditioned by using welding Technologies. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 2018;295: 012010.
- [2] Ripeanu RG, Badicioiu M, Caltaru M, Dinita A, Laudacescu E. Tribological characterization of the drill collars and casing friction couples. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 2018;295: 012009.
- [3] Lakshminarayanan AK, Ramachandran CS, Balasubramanian V. Feasibility of surface-coated friction stir welding tools to join AISI 304 grade austenitic stainless steel. Defence Technology. 2014;10: 360–370.
- [4] Ottonello, GB. Tungsten carbides and welding. Welding International. 2007;21(8): 569–583.
- [5] Melendez NM, McDonald AG. Development of WC-based metal matrix composite coatings using low-pressure cold gas dynamic spraying. Surface and Coatings Technology. 2013;214: 101–109.
- [6] Carvalho MC, Wang Y, Souza JAS, Braga EM, Li L. Characterization of phases and defects in chromium carbide overlays deposited by SAW process Engineering Failure Analysis. 2016;60: 374–382.
- [7] Gualco A, Marini C, Svoboda H, Surian E. Wear Resistance of Fe-based Nanostructured Hardfacing. Procedia Materials Science. 2015;8: 934 – 943.
- [8] Branagan DJ, Marshall MC, Meacham BE. High toughness high hardness iron based PTAW weld materials. Materials Science and Engineering A. 2006;428: 116–123.
- [9] Chotěborský R, Hrabě P, Müller M, Savková J, Jirka M. Abrasive wear of high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys. Research in Agricultural Engineering. 2008;54(4): 192–198.
- [10] Chaidemenopoulos NG, Psyllaki PP, Pavlidou E, Vourlias G. Aspects on carbides transformations of Fe-based hardfacing deposits. Surface and Coatings Technology 2019;357: 651–661.
- [11] Wiczerzak K, Bala P, Stepien M, Cios G, Koziel T. Formation of eutectic carbides in Fe–Cr–Mo–C alloy during non-equilibrium crystallization. Materials and Design. 2016;94: 61–68.
- [12] Scheid A, Oliveira ASCM. Analysis of PTA hardfacing with CoCrWC and CoCrMoSi alloys. Soldagem e Inspeção. 2013; 18(04): 322–328.
- [13] Joo YA, Kim YK, Yoon TS, Lee KA. Microstructure and High Temperature Oxidation Property of Fe–Cr–B Based Metal/Ceramic Composite Manufactured by Powder Injection Molding Process. Metals and Materials International. 2018;24: 371–379.
- [14] Mendez PF, Barnes N, Bell K, Borle SD, Gajapathi SS, Guest SD, Izadi H, Gol AK, Wood G. Welding processes for wear resistant overlays. Journal of Manufacturing Processes. 2014;16: 4–25.
- [15] Liyanage T, Fisher G, Gerlich AP. Influence of alloy chemistry on microstructure and properties in NiCrBSi overlay coatings deposited by plasma transferred arc welding (PTAW). Surface and Coatings Technology. 2010;205: 759–765.