






Caracterização de Revestimento Inoxidável Ligado ao Cobalto Depositado pelo Processo MIG para Utilização em Superfícies Cavitadas

Henrique Ajuz Holzmann¹ , Bruna Borakouski² , Herik Duarte Santos² , Marcio Ferreira Hupalo² , Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz³ 

¹ Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR, Coordenação de Tecnologia em Manutenção Industrial, Guarapuava, PR, Brasil.

² Universidade Estadual de Ponta Grossa – UEPG, Departamento de Engenharia de Materiais – DEMA, Ponta Grossa, PR, Brasil.

³ Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR, Departamento de Engenharia Mecânica, Ponta Grossa, PR, Brasil.

Como citar: Holzmann HA, Borakouski B, Santos HD, Hupalo MF, Pukasiewicz AGM. Caracterização de revestimento inoxidável ligado ao cobalto depositado pelo processo MIG para utilização em superfícies cavitadas. *Soldagem & Inspeção*. 2022;27:e2714. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI27.14>

Resumo: O desgaste por cavitação representa um dos principais problemas encontrados em turbinas hidráulicas, sendo as áreas danificadas recuperadas com a deposição de revestimentos resistentes a cavitação pelo processo MIG/MAG. Este trabalho buscou caracterizar amostras obtidas após deposição de um revestimento inoxidável austenítico a base de cobalto sobre substrato de ASTM A-743 CA6NM, realizada por meio do processo MIG mecanizado, avaliando as microestruturas obtidas com auxílio das técnicas de microscopia ótica, MEV/EDS, EBSD, DRX e Microdureza. Pode-se identificar a presença de microestrutura austenítica na superfície depositada, com tamanho de grão médio de 11,27 µm e traços de ferrita delta próximos a linha de fusão, com substrato majoritariamente martensítico. Acima da ZF a morfologia da microestrutura se deu em forma colunar na direção da extração de calor. O aporte térmico não afetou a superfície do revestimento, mantendo suas características químicas e de dureza, sem que houvesse uma diluição elevada do metal base no revestimento, se apresentando como uma excelente alternativa para utilização na recuperação de componentes cavitados, devido a sua baixa EFE e microestrutura que favorecem a absorção da energia proveniente do processo de cavitação.

Palavras-chave: Aço inoxidável austenítico; Revestimentos; Cavitação; Caracterização microestrutural.

Characterization of cobalt based stainless coating deposited GMAW process for use of cavitated surfaces

Abstract: Cavitation wear represents one of the main problems encountered in turbines, being one of the areas of protection of hydraulic solutions recovered with a cavitation resistant protection by the GMAW process. This work aimed to characterize samples obtained after deposition of a cobalt-based austenitic stainless coating on ASTM A-743 CA6NM substrate, performed through the mechanized MIG process, evaluating the microstructures obtained with the aid of optical microscopy, MEV/EDS, EBSD, DRX and Microhardness techniques. It can be identified the presence of austenitic microstructure on the surface, with an average grain size of 11.27 µm and traces of ferrite from the next surface line with mostly martensitic substrate. Above the ZF, the morphology of the microstructure was in a dendritic form with a direction towards heat. The size provided did not adjust the thermal components, maintaining their characteristics and durability, without having superior protection of the thermal coating, without adequate protection of the supervised components, its use can maintain an excellent alternative for its use and durability. microstructure that favors the absorption of energy from the cavitation process.

Keywords: Austenitic stainless steels; Coatings; Cavitation; Microstructural characterization.

1. Introdução

O setor energético brasileiro é altamente baseado na produção de energia por meio de hidroelétricas, mais de 60% do total produzido, conforme dados Aneel [1]. Desta forma, manter os equipamentos em perfeito funcionamento, reduzindo a indisponibilidade, e aumentar o tempo entre as intervenções e paradas para manutenção, são estratégias de vital importância para a redução dos custos finais de produção.

Recebido: 29 Abr., 2022. Aceito: 22 Maio, 2022.

E-mail: haholzmann@utfpr.edu.br (HAH)



Este é um artigo publicado em acesso aberto (*Open Access*) sob a [licença Creative Commons Attribution](https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/), que permite uso, distribuição e reprodução em qualquer meio, sem restrições desde que o trabalho original seja corretamente citado.

Dentre os principais problemas encontrados nos equipamentos de geração hidroelétrica, se destaca a cavitação dos componentes das turbinas (Figura 1) sendo que a superfície cavitada pode levar a um dano drástico como mostrado na Figura 1a e 1b, demandando uma parada por completa da unidade geradora para manutenção das áreas danificadas, Figura 1b e 1c. A cavitação pode ser definida como o repetido processo de nucleação, crescimento e colapso de cavidades ou bolhas em um fluido, onde a pressão produzida pelos colapsos pode causar deformação localizada e remoção de material em superfícies sólidas [2,3]. Em seus trabalhos Franc e Michel [4] e Steck et al. [5] citam que existem dois mecanismos principais que ocasionam a perda de massa em superfícies expostas à cavitação; o primeiro deles são as ondas de choque e o outro os microjatos. Desta maneira ocorre um efeito cíclico de carregamento e descarregamento nas superfícies sólidas, ocasionando uma transformação de fases na estrutura, acarretando fraturas no material e consequente perda de massa [6,7].

A busca por tecnologias e/ou materiais que permitam um maior tempo de vida aos equipamentos sujeitos ao processo de cavitação é de grande importância. Neste cenário podem ser inseridos os revestimentos superficiais inoxidáveis à base de cobalto. Estes revestimentos apresentam desempenho superior ao dos aços inoxidáveis convencionais; em contrapartida são mais sensíveis ao trincamento e de mais alto custo. Os revestimentos à base de cobalto apresentam uma menor taxa de perda de massa por cavitação, possuem uma baixa energia de falha de empilhamento (EFE), aumentando o coeficiente de endurecimento por deformação [8-10]. O efeito da adição de cobalto nas ligas inoxidáveis é proporcionar uma estrutura CFC (cúbica de faces centradas) metaestável e com baixa EFE. O bom desempenho em cavitação de ligas inoxidáveis à base de cobalto está relacionado com a ocorrência de efeito “TRIP – Transformation Induced Plasticity”, oriundo de transformações de fase induzidas por deformação que ocorrem na estrutura CFC metaestável e de baixa EFE, permitindo assim que devido às tensões geradas no processo, ocorra uma transformação estrutural, combinando austenita γ com martensita ϵ (HC) e martensita α' (CCC – cúbica de corpo centrado) [7,10-13].



Figura 1. (a) Região com dano severo as pás do rotor de turbina tipo Francis, (b) Região recuperada após desgaste por cavitação, (c) Região com desgaste por cavitação e posterior recuperação por soldagem. Adaptado de [14,15].

Durante o processo de cavitação, a energia proveniente da implosão das “bolhas” e dos microjatos sobre a superfície é um dos fatores que leva à transformação de fases na estrutura, relacionando diretamente com o período de incubação do processo, pois após a transformação de fases percebe-se o início de fraturas no material [6,7].

O objetivo deste trabalho é caracterizar o revestimento inoxidável austenítico a base de cobalto (Cavitec), depositado processo MIG mecanizado, avaliando a microestrutura e sua possibilidade de utilização para recuperação de superfície exposta a cavitação.

2. Materiais e Métodos

Inicialmente os corpos de prova, constituídos de aço inoxidável martensítico macio ASTM A-743 CA6NM, foram cortados e usinados nas dimensões de 100 mm x 70 mm x 25 mm, a fim de minimizar as modificações da geometria final do corpo após processos de deposição dos revestimentos.

Realizou-se o revenimento dos corpos de prova, a fim do alívio de tensões do material conforme Kou [16] e Lippold e Kotechi [17], sendo aquecidos em um forno tipo Mufla, até a temperatura de 590°C, permanecendo pelo período de 2 horas sob a temperatura e com resfriamento ao ar.

Na sequência realizou-se a deposição do revestimento por meio do processo de soldagem MIG, sendo efetuados cordões com aproximadamente 10 mm de largura, totalizando de 7 cordões por camada, com limpeza entre eles. O material de revestimento utilizado foi a liga inoxidável austenítica Cavitec (Co –Cr – Si) na forma de arame tubular de diâmetro 0,8 mm. As composições químicas analisadas do substrato e do revestimento são apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1. Composições químicas do metal base e do revestimento Cavitec (% em peso).

| Material | C % | N % | Si % | Mn % | Cr % | Ni % | Co % | Mo % | P % | S % |
|----------|------|------|------|-------|-------|------|-------|------|-------|--------|
| CA6NM | 0,02 | 0,00 | 0,00 | 0,64 | 12,40 | 3,70 | 0,00 | 0,42 | 0,008 | 0,0018 |
| Cavitec | 0,21 | 0,20 | 2,40 | 10,00 | 13,60 | 0,12 | 11,30 | 0,00 | 0,03 | 0,00 |

A deposição do revestimento foi realizada pelo processo MIG, com auxílio de uma máquina de soldagem MIG/MAG. Utilizou-se um sistema de movimentação automática da tocha de soldagem, com capacidade de movimentação em dois eixos (X e Y) e controle de velocidade. Os cordões foram realizados na posição “plana puxando”. Destaca-se que as amostras foram pré-aquecidas a 150°C antes da deposição, em forno Mufla, após cada um dos cordões aferiu-se novamente a temperatura com auxílio de um multímetro, com termopar do tipo K, com faixa de medição de -20°C à 1000°C, com precisão de 1%, este pré-aquecimento é essencial para se minimizar as trincas induzidas a frio durante a soldagem, principalmente no substrato martensítico [16,17].

Os parâmetros de soldagem utilizados foram selecionados a partir de pré-testes, onde buscou-se avaliar o acabamento superficial, porosidade, geometria e integridade metalúrgica do cordão e da interface. Os parâmetros utilizados foram: vazão do gás de proteção de 15 L/min, tensão de 22 V, corrente de 135 A, velocidade de soldagem de 0,25 m/min e velocidade de alimentação do arame de 1,5 m/min.

Após a deposição dos revestimentos as amostras foram seccionadas nas dimensões de 20 mm x 20 mm x 12 mm, na sequência fresadas buscando manter 6 mm de metal base e lixadas a fim de retirar possíveis irregularidades da superfície. Realizou-se o novo revenimento dos corpos de prova para o alívio das tensões provenientes da soldagem e da usinagem das amostras, com os parâmetros utilizados inicialmente.

Na sequência as amostras foram lixadas (lixa 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh) e polidas (pasta diamantada de 3 µm e 1 µm respectivamente). Ressalta-se que durante a preparação metalográfica foram evitadas cargas elevadas, buscando minimizar a ocorrência de transformações de fases induzidas por deformação. Na Figura 2 são apresentadas as etapas realizadas na preparação, deposição e caracterização do substrato e revestimento.

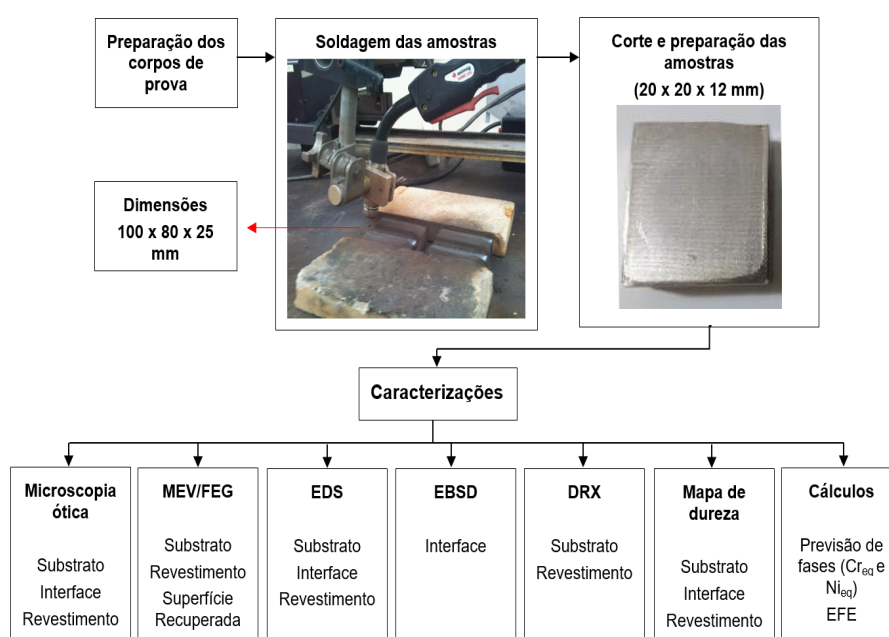


Figura 2. Etapas de preparação e caracterização das amostras utilizadas.

2.1. Caracterização das amostras

As amostras foram caracterizadas por microscopia ótica (MO), com auxílio do microscópio ótico com câmera digital acoplada de 3 megapixels de resolução e Software de aquisição e processamento de imagens. Buscou-se realizar imagens das microestruturas do metal base (aço CA6NM), da zona de mistura e do revestimento depositado (Cavitec).

Análises por microscopia eletrônica de varredura (MEV) de alta resolução foram realizadas em um equipamento tipo FEG. Foram obtidas imagens pelos modos de elétrons secundários (SE) e retroespalhados (BSE), do substrato, revestimento e da zona de mistura. A técnica de EBSD (Difração de Elétrons Retro Espalhados) foi utilizada para o estudo da microestrutura e de aspectos

de orientação cristalográfica da região de interface, as análises foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura de emissão de campo (MEV/FEG), com sistema de EBSD.

As análises químicas semiquantitativas foram desenvolvidas por meio de espectrometria de dispersão de energia (EDS), para determinar a composição química de microrregiões e avaliar fenômenos de partição de elementos de liga. Na zona de mistura foi utilizado mapeamento de EDS por meio de varredura em linha para identificação dos elementos presentes e da linha de separação.

A difração de raios X (DRX) foi utilizada para identificação as fases presentes nas amostras. Para os ensaios utilizou-se o equipamento de Difração de Raios X, com os seguintes parâmetros: radiação de cobre $K\alpha$ com comprimento de onda de 1,5418 Å, varredura contínua com velocidade de 2°/minuto, com ângulo 2θ inicial de 30° e final de 110°.

Com os resultados obtidos realizou-se um refinamento matemático, buscando reduzir o resíduo de ensaio. Para determinação das porcentagens de fases presentes no difratograma, utilizou-se o método da fração volumétrica percentual de uma fase, dado pela Equação 1 [18].

$$f^{fase A}(\%) = \frac{\sum I_{picos A}}{\sum I_{picos totais}} \times 100 \quad (1)$$

Onde: A é a fase a ser avaliada, $\sum I_{picos A}$ o somatório das intensidades de todos os picos referentes a fase avaliada e $\sum I_{picos totais}$ o somatório das intensidades de todos os picos do difratograma.

As amostras preparadas foram submetidas a análise de dureza, em sua seção transversal, buscando realizar uma varredura desde o metal base até a camada de revestimento depositado. Na análise utilizou-se um microdurômetro Vickers, com aplicação da carga de 1 quilograma pelo tempo de 15 segundos. A matriz de dureza contou com 65 pontos, sendo as 13 linhas distanciadas de 1,5 mm entre si, com 6 linhas acima e 6 abaixo da linha de fusão; as 5 colunas distanciadas de 1 mm, posteriormente um mapa de contornos foi obtido com auxílio de Software de processamento estático

3. Resultados e Discussão

Na Figura 3a é apresentada a microestrutura do aço CA6NM na condição inicial, após revenimento. Pode-se observar a microestrutura típica destes aços, produzidos por fundição. A matriz predominantemente martensítica é composta por agrupamentos de pacotes de ripas (Figura 3a), formados durante o resfriamento, a partir de uma microestrutura de grãos austeníticos grosseiros, alguns com mais de 200 μm de tamanho. Também se observa a presença de austenita retida, indicada na Figura 3a. A presença de austenita retida foi comprovada pelos resultados da análise por difração de raios X, apresentados na Figura 3b. A adição de níquel (3,70% em peso) em conjunto com o baixo teor de carbono (< 0,03% em peso) são os responsáveis pela obtenção da fase austenítica após a solidificação, bem como pela formação de martensita em ripas com baixo carbono, de baixa dureza, durante o posterior resfriamento, que pode ser realizado ao ar calmo [19].

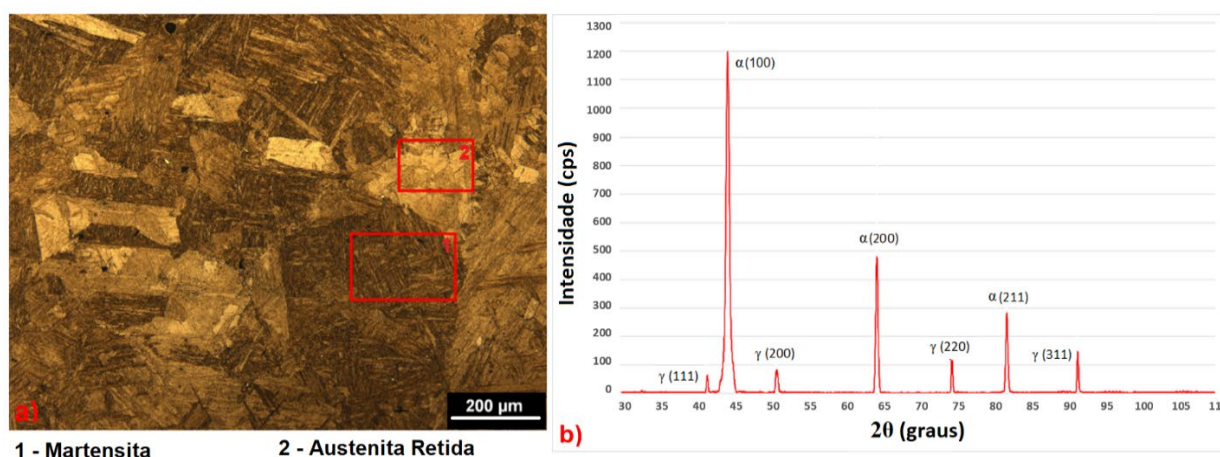


Figura 3. (a) Seção transversal do substrato de aço ASTM CA6NM revenido, ataque químico Behara IV (10 segundos), (b) Difratograma do metal base CA6NM (DRX).

Na Figura 3b é apresentado o difratograma resultante de análise do metal base. Após refinamento dos dados pelo método de Rietveld, utilizou-se a Equação 01 para o cálculo das frações volumétricas de fases, obtendo-se 92,5% de martensita e 7,5% de austenita.

Na Figura 4 podem ser observados maiores detalhes da microestrutura predominantemente martensítica do aço CA6NM. Os contornos originais da fase austenítica podem ser observados com clareza na imagem de MO (Figura 4a, onde se destacam também as diferentes orientações dos agrupamentos de ripas de martensita, que variam de grão para grão. Na Figura 4b se observa detalhe de uma junção tripla, destacando também as características da martensita escorregada. A estrutura martensítica da Figura 4c é entremeada por austenita retida, que pode se apresentar na forma de filmes, entre os agrupamentos de ripas, ou na forma poligonal. A austenita retida é em parte responsável pela resistência à cavitação dos aços CA6NM, pela ocorrência de efeito “TRIP”, que confere certa capacidade de absorção de energia de deformação [17].

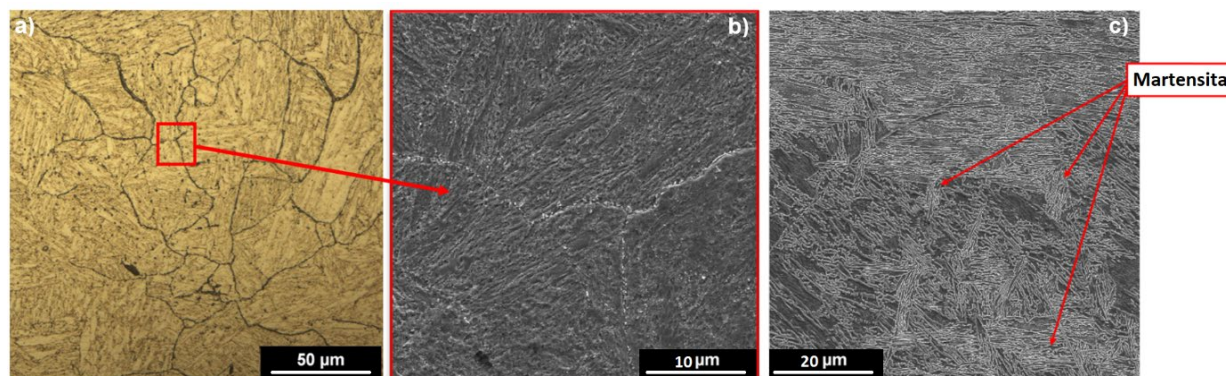


Figura 4. Amostra do substrato de aço ASTM CA6NM revenido: (a) Microscopia óptica da secção transversal, ataque químico Behara IV (10 segundos), (b) Imagem de FEG da região destacada na imagem de MO, (c) Imagem em FEG com destaque as estruturas martensíticas.

Na Tabela 2 são apresentados os valores dos equivalentes de cromo (Cr_{eq}) e níquel (Ni_{eq}), bem como as equações utilizadas para cálculo, desenvolvidas por Schaeffler [20], Schneider [21], DeLong [22] e Alan [23]. Os valores dos equivalentes foram plotados nos respectivos diagramas de solidificação (Figura 5), utilizados para previsão das fases presentes na microestrutura de aços inoxidáveis soldados. Para o aço CA6NM os diagramas de Schaeffler e Schneider (Figura 5a) preveem microestruturas compostas por ferrita e martensita. Já a presença de austenita retida, demonstrada nos resultados da Figura 3, está associada aos ciclos de aquecimento e resfriamento ocorridos durante o processo de soldagem para deposição do revestimento. A deposição de múltiplos passes proporciona resfriamento mais lento nas regiões interpasse, proporcionando condições para a formação de austenita retida e em muitos casos, quando exposto a temperaturas entre 600 °C e 850 °C, pode ocorrer a formação de ferrita delta (δ) e posterior precipitação de fase sigma [23-25].

Tabela 2. Equações e valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} para o substrato (CA6NM) e revestimento (Cavitec).

| Autor | Equações | | Materiais | | | |
|-------|---------------------------|---------------------------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| | Cr_{eq} (%) | Ni_{eq} (%) | CA6NM | | Cavitec | |
| | | | Cr_{eq} | Ni_{eq} | Cr_{eq} | Ni_{eq} |
| (1) | $Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb$ | $Ni + 0,5Mn + 30C$ | 12,82 | 4,62 | 17,2 | 11,42 |
| (2) | $Cr + Mo + 2Si + 1,7Nb$ | $Ni + 0,5Mn + 30C + 25N + 0,3Cu + Co$ | 12,82 | 4,62 | 18,4 | 27,72 |
| (3) | $Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb$ | $Ni + 0,5Mn + 30C + 30N$ | 12,82 | 4,62 | 17,2 | 17,42 |

Obs.: (1) Schaeffler, 1949; (2) Schneider, 1960 e (3) DeLong, 1956.

Para o revestimento Cavitec, os diagramas de Schneider e DeLong preveem microestruturas totalmente austeníticas. Já para o diagrama de Schaeffler (Figura 5a), pode-se esperar a presença também de ferrita e martensita, que podem se formar devido aos ciclos térmicos durante a deposição do revestimento.

Os resultados de caracterização do revestimento (Cavitec) são apresentados na Figura 6. A microestrutura do Cavitec é predominantemente austenítica, conforme previsto pelos diagramas de solidificação de Schneider e DeLong. Pode-se observar nas micrografias das Figuras 6a e 6b que os grãos austeníticos são alongados, possuindo elevada relação de aspecto. Os contornos de grãos possuem formato de dendritas e são orientados na direção de extração de calor. Nestas micrografias também se observa a presença de ferrita delta (δ), em destaque na Figura 6a, conforme previsto pelo diagrama de Schaeffler (Figura 5a). A ferrita delta é considerada, em geral, um constituinte desejável na zona fundida devido ao seu efeito favorável na resistência à fissuração na solidificação.

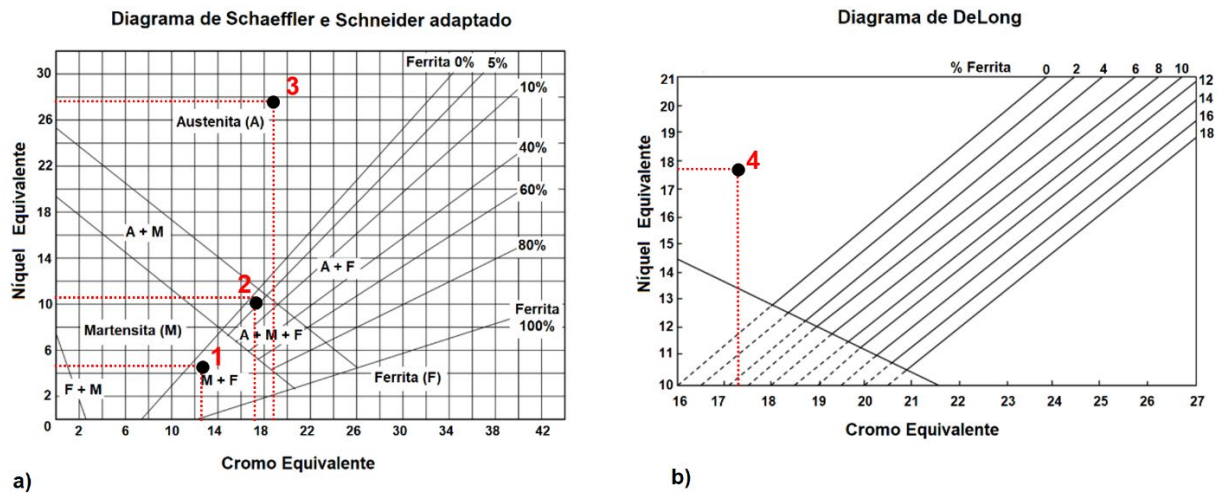


Figura 5. Diagramas de solidificação utilizados para previsão de microestruturas do substrato (CA6NM) e revestimento (Cavitec), após solidificação: (a) Schaeffler e Schneider e (b) DeLong. Adaptado de [20-22]. Obs.: (1) CA6NM diagramas de Schaeffler e Schneider, (2) Cavitec diagrama de Schaeffler, (3) Cavitec diagrama de Schneider e (4) Cavitec diagrama de DeLong.

O modo de solidificação da liga Cavitec pode ser estimado com o auxílio das equações sugeridas por Allan [23] para o cálculo da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} . Neste caso chega-se a um valor de $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1,6$. O autor sugere que este valor corresponde a uma solidificação pelo modo B (ferrítico-austenítico), ou seja, iniciando com a formação de ferrita delta e terminando com uma mistura de ferrita e austenita ($L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$). A presença de ferrita residual se deve principalmente ao rápido resfriamento durante o processo de soldagem, não permitindo uma transformação completa da ferrita delta em austenita durante o resfriamento após a solidificação, ficando retida em algumas regiões [23-26]. A quantidade de ferrita δ e sua morfologia dependem diretamente da velocidade de resfriamento (ciclo térmico) e da composição química local, principalmente da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} , que sofre variações ao longo da interface metal base/revestimento, por conta de fenômenos de segregação de elementos de liga.

A análise por DRX realizada na superfície do revestimento (Figura 6d) mostrou apenas a presença de fase austenítica. À medida que se aproxima da zona de mistura e da ZTA, verifica-se um aumento na presença de ferrita delta. Também se observa a presença de regiões martensíticas, principalmente na zona de mistura, conforme demonstrado na microestrutura da Figura 6c.

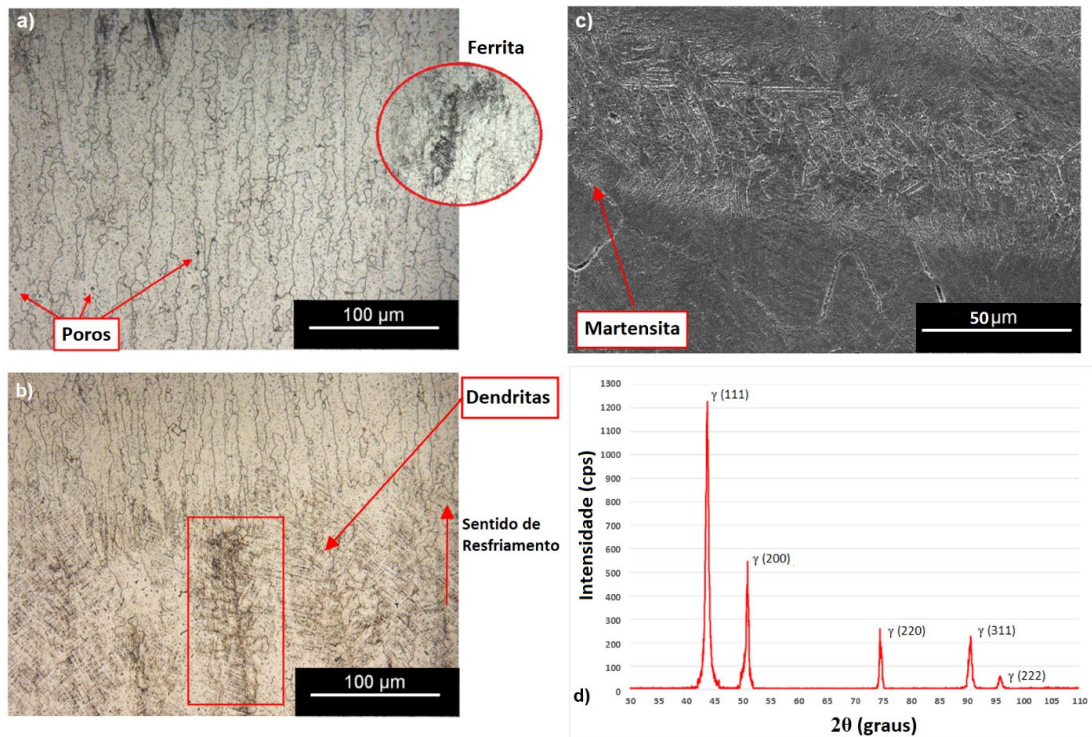


Figura 6. Resultados de caracterização da microestrutura do revestimento Cavitec: (a) Destaque da região de formação de ferrita, (b) Direção de solidificação, (c) Imagem por FEG da região de mistura, (d) Difratoograma da superfície do revestimento Cavitec (DRX). Ataque químico com reagente V2A-Beize modificado.

Na Figura 6a pode-se observar a presença de poros no interior do cordão de solda, sendo que estes são decorrentes do processo de soldagem. Já na superfície externa não foram identificados poros nem inclusões; características benéficas à resistência a cavitação, pois como citado por Taillon et al. [6] e Hao et al. [27] poros, inclusões e riscos são locais preferenciais ao início da perda de massa por cavitação.

Quanto a análise da interface metal base – revestimento, apresentada na Figura 7, pode-se notar uma zona parcialmente diluída (ZPD), com reentrâncias do tipo baía e praia, estas segregações ocorrem por diversos fatores como a diferentes estruturas cristalinas do metal base e revestimento, a baixa difusão do líquido na região, a fraca convecção na poça de fusão [28-30].

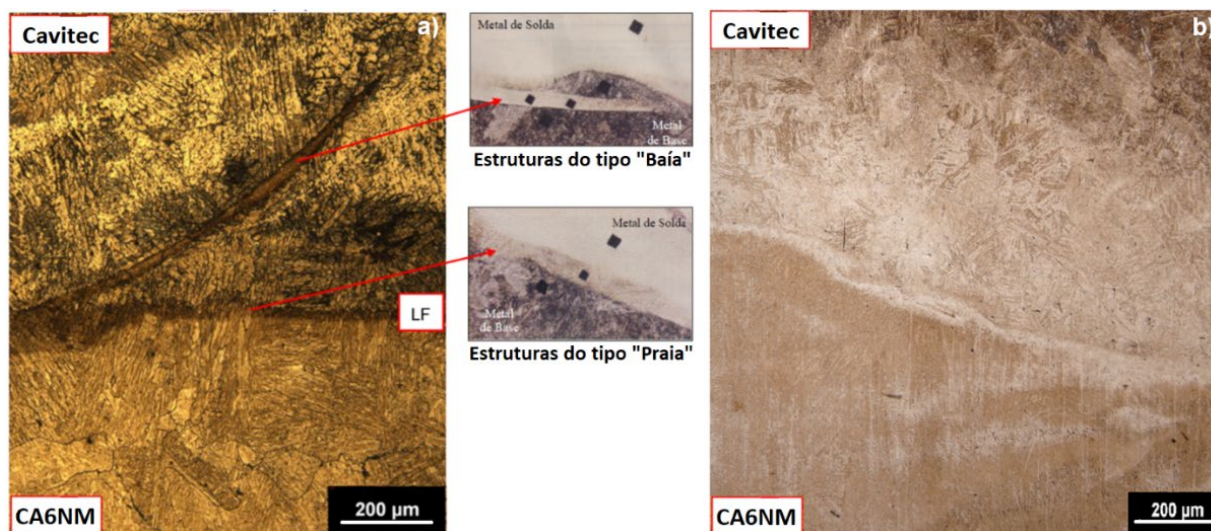


Figura 7. Microestrutura obtida na secção transversal - região de interface CA6NM - Cavitec - ataque químico V2A-Beize modificado. Fonte: Adaptado [28].

O tamanho dos grãos obtidos nas camadas mais externas do metal depositado tem grande influência sobre a resistência a cavitação, pode-se controlar o tamanho do grão por meio de técnicas como a refusão posterior ou tratamentos de refinamento. O refino do grão tem por objetivo controlar a nucleação da martensita, estabilizando a fase γ e retardando a transformação martensítica. Acarreta dissolução dos segregados em uma região superficial maior para mesmo volume, a uma tendência de redução de M_s (temperatura de início de transformação martensítica no resfriamento) e um aumento da força necessária ao arrancamento de partículas da superfície [31-33]. Na Figura 8 são apresentados os resultados de caracterização da região de interface pela técnica de EBSD. Desta forma com auxílio da Figura 8a obteve-se um tamanho de grão médio no sentido horizontal de 11,27 μm sendo de tamanho médio reduzido se comparado ao obtido por Will [34] para a mesma liga Cavitec e ligas comerciais similares Cavitalloy e Durcavit pelo processo de soldagem MIG com e sem refusão posterior.

Pela Figura 8b consegue-se constatar a orientação $\langle 001 \rangle$ cubo rodado com uma maior ocorrência no revestimento, já no CA6NM nota-se uma orientação aleatória, com subgrãos com diferentes orientações. Quanto a microestrutura, Figura 8c, percebe-se a divisão clara entre o material do substrato e do revestimento, corroborando com os dados obtidos pela análise de DRX, para região superior austenita e inferior martensita. Ressalta-se que traços de ferrita δ foram encontrados na região superior, conforme mapeamento de fases da Figura 8c.

Já as análises químicas semiquantitativa das amostras foram realizadas por EDS, corroborando com o encontrado na literatura, sendo realizadas medições em todas as amostras utilizadas, apresentando as composições apresentadas na Tabela 3, nota-se pequenas variações ocasionadas devido a seleção pontual em cada uma das amostras. Percebe-se que a liga apresenta quantidades percentuais de Co e Mn próximos as definidas pelo fabricante, sendo esses elementos determinantes da redução de sua EFE.

Visto que a liga Cavitec foi depositada pelo processo de soldagem MIG, deve-se levar em consideração a variação da composição próxima a linha de fusão, pois nesta região ocorre uma mistura entre os elementos do metal base CA6NM e do revestimento. Esta variação depende diretamente dos materiais empregados (devido ao seu ponto de fusão), do aporte térmico gerado durante o processo (quanto maior a corrente de soldagem empregada maior a temperatura gerada localmente), da geometria da peça (devido à perda por transferência de calor) e da temperatura de pré-aquecimento do metal base.

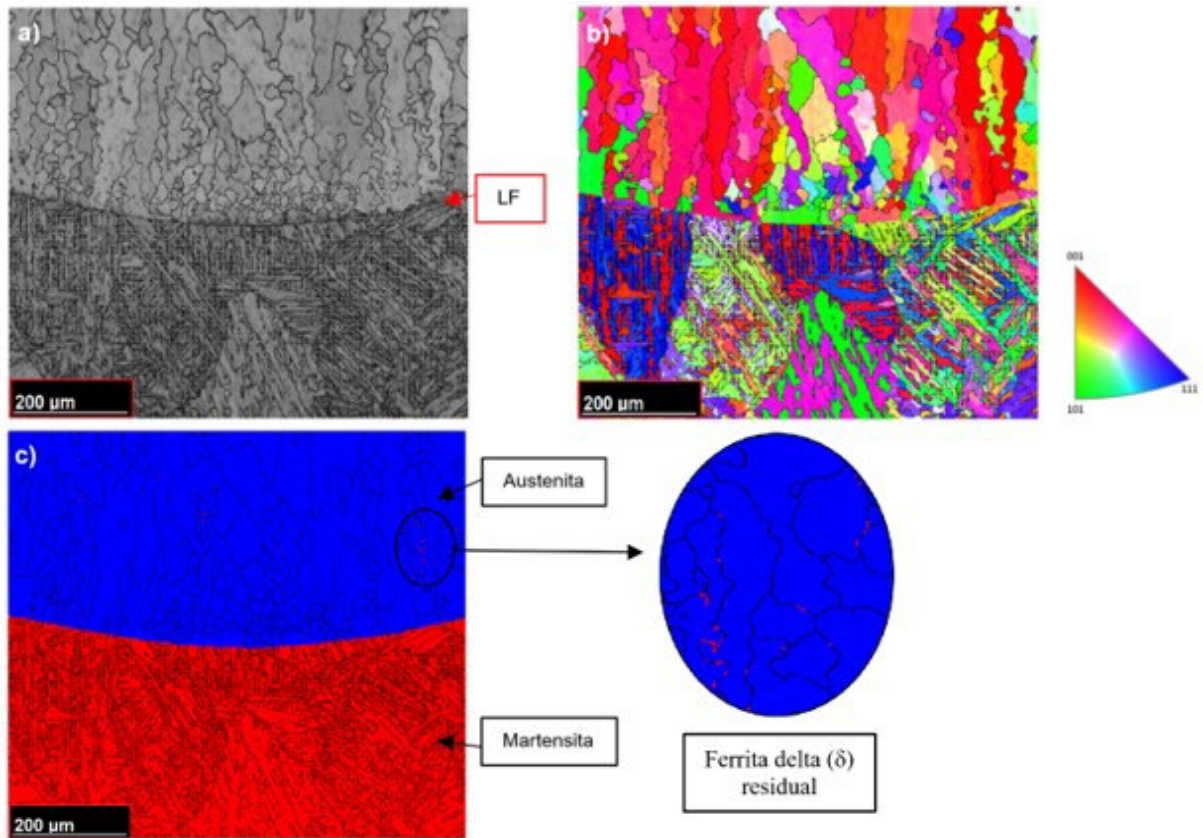


Figura 8. Mapeamento por EBSD da região de interface CA6NM - Cavitec: (a) “Band contrast”, com identificação da linha de fusão, (b) Mapa de orientações cristalográficas IPF Z, (c) Mapa de fases com identificação do revestimento e do metal base.

Tabela 3. Resultados de análise química realizada por EDS no metal base de aço ASTM CA6NM e revestimento Cavitec.

| Elemento (% em peso) | C % | Si % | Cr % | Ni % | Mo % | P % | S % | Mn % | Co % | Fe % | Outros |
|----------------------|-------|------|-------|------|------|-------|-------|------|-------|---------|--------|
| CA6NM | 0,043 | 0,48 | 14,09 | 3,8 | 0,43 | 0,026 | 0,012 | - | - | balanço | - |
| Cavitec | 1,34 | 1,69 | 11,65 | 0,08 | 0,01 | - | - | 9,56 | 10,34 | balanço | 0,22 |

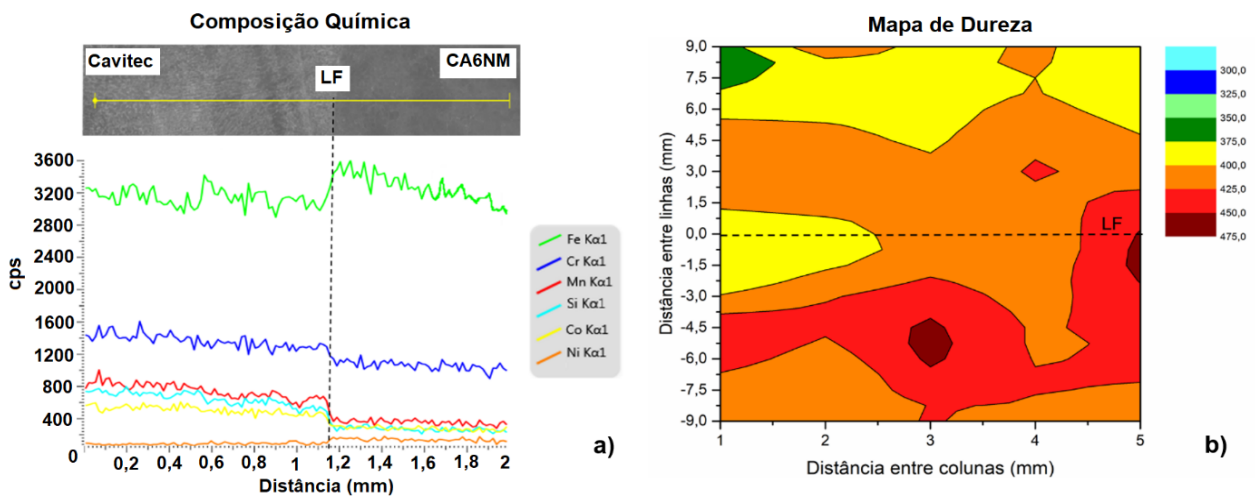


Figura 9. (a) Gráfico da variação de elementos químicos, na região de interface da amostra com deposição do revestimento Cavitec – varredura em linha por EDS, (b) Matriz de dureza da região da interface de solda (CA6NM parte inferior e Cavitec parte superior).

Percebe-se na Figura 9a uma linha de separação entre os dois materiais (revestimento e metal base), sendo que o percentual dos elementos tende a uma composição próxima a referência. Destaca-se a redução dos elementos de Co e Mn e a elevação dos teores de Fe e Ni conforme se aproxima do metal base CA6NM, sendo que teor de cobalto afeta diretamente na resistência a cavitação.

Na análise de dureza, realizou-se medidas pontuais na superfície do revestimento, obtendo um valor médio de 413,56 HRC. Tendo que durante o processo de soldagem diferentes ciclos térmicos ocorrem, a dureza tende a variar conforme posição da medição na amostra, para contornar esta variação utilizou-se uma metodologia de matriz (13 x 5) para as medições de dureza, obtendo desta forma um mapa de dureza das amostras, conforme Figura 9b.

A Tabela 4 apresenta os valores de EFE obtidos para o metal do substrato a partir das equações propostas por Pickering [35], Rhodes e Thompson [36], Schramm e Reed [37], Li et al. [38], para tanto levam em consideração os percentuais dos elementos presentes na liga. Ressalta-se que para ser considerada baixa, a $EFE \leq 16 \text{ MJ/m}^2$. Nota-se que a equação proposta por Schramm e Reed [37] apresentou valor negativo, isto se dá devido aos elementos que são considerados de forma mais influente Mo e Ni, presentes em pequenas quantidades na liga. Estima-se que a EFE da liga CA6NM está em torno de 25 MJ/m^2 , possibilitando a transformação martensítica das estruturas austeníticas presentes. O valor da EFE é calculado a fim de se determinar empiricamente facilidade de o material estar realizando a transformação martensítica e por consequência melhorando sua resistência a cavitação.

Tabela 4. Valores de EFE (MJ/m^2) obtidos para o substrato (CA6NM) e o revestimento (Cavitec).

| Autor | CA6NM | Cavitec |
|-------------------------|--------|---------|
| Pickering, 1984 | 40,53 | 53,44 |
| Rhodes e Thompson, 1977 | 25,15 | 79,25 |
| Schramm e Reed, 1975 | -15,42 | -10,73 |
| Li, Lü e Jiang, 1999 | 21,43 | 5,52 |

Destaca-se que não foram encontradas propostas de cálculo para EFE onde o elemento cobalto seja incluído, sabe-se que ele tem efeito benéfico sobre a resistência a cavitação, e que correlacionando-o deveria agir de maneira a reduzir o valor da EFE, visto que a transformação martensítica é vista em ligas com $EFE \leq 16 \text{ MJ/m}^2$ [33,39].

4. Conclusões

O revestimento Cavitec atendeu aos parâmetros microestruturais à aplicação em componentes sujeitos a cavitação, apresentando uma microestrutura superficial austenítica, tanto estimada pelos diagramas quanto por análises de Microscopia Ótica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV/FEG) e Difração de Elétrons Retro Espalhados (EBSD) e uma baixa Energia de Falha de Empilhamento (EFE) calculada.

- Quanto a composição química, houve preservação das características dos materiais, sem que houvesse uma diluição elevada do metal base no revestimento, preservando sua funcionalidade de resistência a cavitação;
- O aporte térmico do processo de soldagem, não afetou a dureza da superfície do revestimento e do metal base, permanecendo dentro da dureza original dos materiais;
- A interface se mostrou coesa, sem a presença de trincas, porosidade elevada ou segregações, notou-se apenas uma ZPD (zona parcialmente diluída) inerente ao processo;
- A microestrutura próxima a ZF (zona fundida) apresentou ferrita delta, sem que a mesma se estendesse à região superior do revestimento, acima desta região a morfologia da microestrutura se deu em forma dendrítica e colunar na direção de extração do calor.

Desta forma a utilização do revestimento Cavitec depositado pelo processo de soldagem MIG se apresentou como uma boa alternativa à utilização em componentes sujeitos a cavitação.

Contribuição dos autores

HAH: conceituação, análise formal, investigação, metodologia, validação, redação – documento original. BB e HDS: análise de dados, investigação. MFH: metodologia, supervisão, redação – revisão e edição. AGMP: análise formal, escrita – revisão e edição.

Referências

- [1] Sistema de Informações de Geração da ANEEL – SIGA. [acesso em 7 jun. 2021]. Disponível em: <https://www.aneel.gov.br/siga>
- [2] Sreedhar BK, Albert SK, Pandit AB. Improving cavitation erosion resistance of austenitic stainless steel in liquid sodium by hardfacing–comparison of Ni and Co based deposits. *Wear*. 2015;342:92-99. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2015.08.009>.
- [3] Zhang XB, Liu CS, Liu XD, Dong J, Yu B. Cavitation erosion behavior of WC coatings on CrNiMo stainless steel by laser alloying. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*. 2009;16(2):203-207. [http://dx.doi.org/10.1016/S1674-4799\(09\)60034-0](http://dx.doi.org/10.1016/S1674-4799(09)60034-0).
- [4] Franc JP, Michel JM. *Fundamentals of cavitation*. 3rd ed. USA: Springer Science & Business Media, 2006.
- [5] Steck B, Sommerfeld G, Schneider V. Cavitation on wet cylinder liners of heavy duty diesel engines. USA: SAE; 2006. Technical Paper 2006-01-3477. <https://doi.org/10.4271/2006-01-3477>.
- [6] Taillon G, Pougoum F, Lavigne S, Ton-That L, Schulz R, Bousser E, et al. Cavitation erosion mechanisms in stainless steels and in composite metal–ceramic HVOF coatings. *Wear*. 2016;364:201-210. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2016.07.015>.
- [7] Ribeiro HO, Buschinelli AJA, Dutra JC, D’Oliveira ASCM. Resistência à erosão por cavitação de aços inoxidáveis austeníticos CrMnSiN depositados por PTA. *Soldagem e Inspeção*. 2010;15(2):121-129. <http://dx.doi.org/10.1590/S0104-92242010000200006>.
- [8] Singh V, Meletis EI. Synthesis, characterization and properties of intensified plasma-assisted nitrided superalloy Inconel 718. *Surface and Coatings Technology*. 2006;201(3-4):1093-1101. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.01.034>.
- [9] Hart D, Whale D. A review of cavitation-erosion resistant weld surfacing alloys for hydroturbines. Eutectic Australia Pty. Ltd., Sydney, v. 8, p. 180-187, 2007.
- [10] Procopiak LAJ. Resistência à cavitação de três revestimentos soldados [Dissertação de mestrado]. Florianópolis: Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina; 1997.
- [11] Krella A, Czyniewski A. Influence of the substrate hardness on the cavitation erosion resistance of TiN coating. *Wear*. 2007;263(1-6):395-401. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2007.02.003>.
- [12] Barra SR. Influência dos procedimentos de soldagem sobre a resistência à cavitação de depósitos obtidos com a utilização de arames tubulares de aços inoxidáveis ligados ao cobalto [Dissertação de mestrado]. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina; 1998.
- [13] Hong S, Wu Y, Zhang J, Zheng Y, Zheng Y, Lin J. Synergistic effect of ultrasonic cavitation erosion and corrosion of WC–CoCr and FeCrSiBMn coatings prepared by HVOF spraying. *Ultrasonics Sonochemistry*. 2016;31:563-569. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2016.02.011>. PMID:26964984.
- [14] Brennen CE. An introduction to cavitation fundamentals. In: WIMRC FORUM Cavitation: Turbo-machinery & Medical Application; 2011; Reino Unido. Reino Unido: University of Warwick; 2011 [acesso em 7 jun. 2021]. Disponível em: <https://authors.library.caltech.edu/28373/>
- [15] Kejelin NZ. Soldagem de revestimento de aços comuns C-Mn com superliga a base de níquel Inconel 625. [tese de doutorado]. Florianópolis: Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina; 2012.
- [16] Kou S. *Welding metallurgy*. 2nd ed. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc.; 2003.
- [17] Lippold JC, Kotechi DJ. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Ohio: John Wiley & Sons Inc., 2005.
- [18] Balagna C, Spriano S, Faga MG. Characterization of Co–Cr–Mo alloys after a thermal treatment for high wear resistance. *Materials Science and Engineering C*. 2012;32(7):1868-1877. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msec.2012.05.003>. PMID:34062668.
- [19] Silva RDP, Faria MIST, Almeida LFCBD, Nunes CA, Vieira D, Borges Júnior W. Microstructure and mechanical properties of ASTM A743 CA6NM steel welded by FCAW process. *Materials Research*. 2017;20(6):1622-1629. <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2017-0468>.
- [20] Schaeffler AL. Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*. 1949;56(11):680.
- [21] Schneider H. Investment casting of high-hot strength 12% chrome steel. *Foundry Trade J*. 1960;108:562-563.
- [22] DeLong WT. Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. *Welding Journal*. 1974;53:273.
- [23] Allan GK. Solidification of austenitic stainless steels. *Ironmaking & Steelmaking*. 1995;22(6):465-477.
- [24] Guilherme LH, Benedetti AV, Fugivara CS, Magnabosco R, Oliveira MF. Effect of MAG welding transfer mode on sigma phase precipitation and corrosion performance of 316L stainless steel multi-pass welds. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9(5):10537-10549. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.07.039>.
- [25] Martorano M, Tavares CF, Padilha AF. Predicting delta ferrite content in stainless steel castings. *ISIJ International*. 2012;52(6):1054-1065. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.52.1054>.
- [26] Tseng CC, Shen Y, Thompson SW, Mataya MC, Krauss G. Fracture and the formation of sigma phase, M23C6, and austenite from delta-ferrite in an AISI 304L stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 1994;25(6):1147-1158. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02652290>.

- [27] Hao J, Zhang M, Huang X. The influence of surface roughness on cloud cavitation flow around hydrofoils. *Lixue Xuebao*. 2018;34(1):10-21. <http://dx.doi.org/10.1007/s10409-017-0689-0>.
- [28] Doody T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service. *Welding Journal*. 1992;71(3):55-60.
- [29] Baeslack WA, Lippold JC, Savage WF. Unmixed zones formation in austenitic stainless steel. *Welding Journal*. 1979;168s-176s.
- [30] Nelson TW, Lippold JC, Mills MJ. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds - part 2: on-cooling transformations. *Welding Research*. 2000 [acesso em 7 jun. 2021];10(Suppl):267-277. Disponível em: <http://files.aws.org/wj/supplement/10-2000-NELSON-s.pdf>
- [31] Zylla IM, Hougardy HP. Cavitation behaviour of a metastable Cr-Mn-austenite. *Steel Research*. 1994;65(4):132-137. <http://dx.doi.org/10.1002/srin.199400942>.
- [32] Folkhard E. *Welding metallurgy of stainless steels*. USA: Springer Science & Business Media; 2012.
- [33] Nishiyama Z. *Martensitic transformation*. USA: Elsevier; 2012.
- [34] Will CR. *Ligas inoxidáveis resistentes à cavitação depositadas por plasma-PTA-arame [dissertação de mestrado]*. Curitiba: Programa de Pós-graduação em Engenharia, Universidade Federal do Paraná; 2008.
- [35] Pickering FB. Physical metallurgical development of stainless steels. In: *Proceedings of the Conference on Stainless Steels*; 1985; Goteborg. London: Institute of Metals; 1984.
- [36] Rhodes CG, Thompson AW. The composition dependence of stacking fault energy in austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 1977;8(12):1901-1906. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02646563>.
- [37] Schramm RE, Reed RP. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions. A, Physical Metallurgy and Materials Science*. 1975;6(7):1345-1351. <http://dx.doi.org/10.1007/BF02641927>.
- [38] Li JC, Lü XX, Jiang Q. Composition design of iron-base shape memory alloys. *Journal of Materials Science Letters*. 1999;18:857-858. <http://dx.doi.org/10.1023/A:1006692025752>.
- [39] Polatidis E, Hsu WN, Šmíd M, Panzner T, Chakrabarty S, Pant P, et al. Suppressed martensitic transformation under biaxial loading in low stacking fault energy metastable austenitic steels. *Scripta Materialia*. 2018;147:27-32. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.12.026>.